



**UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARÁ  
INSTITUTO DE TECNOLOGIA  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA**

**FELIPE RIBEIRO TEIXEIRA**

**EXPLORANDO A POTENCIALIDADE DO PROCESSO GMAW  
SWITCH BACK PARA REVESTIMENTO DE UM AÇO BLAR COM  
LIGA DE NÍQUEL**

**BELÉM  
2018**

FELIPE RIBEIRO TEIXEIRA

**EXPLORANDO A POTENCIALIDADE DO PROCESSO GMAW  
SWITCH BACK PARA REVESTIMENTO DE UM AÇO BLAR  
COM LIGA DE NÍQUEL**

Dissertação apresentada como requisito para obtenção do grau de Mestre em Engenharia Mecânica, Instituto de Tecnologia, Universidade Federal do Pará. Área de concentração Processamento e Caracterização de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Carlos Alberto Mendes da Mota.

BELÉM  
2018

FELIPE RIBEIRO TEIXEIRA

**EXPLORANDO A POTENCIALIDADE DO PROCESSO GMAW  
SWITCH BACK PARA REVESTIMENTO DE UM AÇO BLAR  
COM LIGA DE NÍQUEL**

Dissertação apresentada ao Colegiado do Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica como parte dos requisitos para a obtenção do grau de Mestre em Engenharia Mecânica, Área de Concentração Processamento e Caracterização de Materiais, Instituto de Tecnologia, Universidade Federal do Pará.

Data da defesa:

29 de janeiro de 2018

Banca examinadora:

\_\_\_\_\_ - Orientador

Prof. Dr. Carlos Alberto Mendes da Mota/ UFPA

\_\_\_\_\_ - Membro interno

Prof. Dr. Alexandre Saldanha do Nascimento/UFPA

\_\_\_\_\_ - Membro interno

Prof. Dr. Antonio Luciano Seabra Moreira/UFPA

\_\_\_\_\_ - Membro externo

Prof. PhD. Américo Scotti/UFU

A Deus.

À minha família.

## **AGRADECIMENTOS**

A Deus, meu refúgio e a minha fortaleza em quem confio.

Aos meus pais, que sempre orientaram meus passos.

À minha esposa e à minha filha, por todo amor, carinho e compreensão diante da realização deste trabalho.

A meu irmão e à sua família, por todos os momentos de recreação familiares compartilhados.

Ao professor Mota, pelos conselhos, pelas orientações, e por toda sua entrega e dedicação ao longo das inúmeras revisões e contribuições necessárias à produção desta dissertação.

Aos professores Saldanha e Hélio, que em momentos oportunos doaram experiência e tempo para tirar dúvidas e repassar orientações.

Aos professores do PPGEM/UFPA, por todos os conhecimentos repassados e dúvidas esclarecidas durante as aulas, sem as quais não se obteria o embasamento necessário à escrita de uma dissertação.

Aos meus amigos e colegas de GETSOLDA, Humberto Aguirre, Rosinete Menezes, Válter Montello, Marco Pamplona, Mailthon Ritter, Arley Luz, David Lafont, Maurício Santos, Regiane Barros, Fabrício Medeiros, Filipe Renan, Edinelson Moraes, Adriano Benjamin, Pedro Barbosa e Lucas Nagib pela ajuda e pelos momentos de descontração compartilhados.

Ao GPEMAT, ao GPESOL e ao IFPA, em especial, aos professores José Quaresma, Luciano Seabra e Fernando Gonçalves, aos bolsistas Clóvis Santana, Mauro Lobato, André Barros, Murillo Collyer, e ao técnico Rogério da Costa, pela disponibilidade de equipamentos e de suporte fornecidos.

A CAPES pelo suporte financeiro.

*“Se você só fizer o que sabe, não vai ser nada além do que já é.”*

**Shifu.**

## RESUMO

Dentre as muitas técnicas utilizadas para a melhoria da produção dos processos de soldagem destaca-se a soldagem com *switch back*, cujo objetivo é aumentar a produtividade sem comprometer a integridade da solda. Esta técnica consiste na oscilação da tocha na direção longitudinal da solda durante o processo, quando dois movimentos são executados periodicamente, o avanço e a reversão. Este trabalho apresenta um estudo do efeito dos parâmetros operacionais da técnica sobre os aspectos superficial e geométrico, além dos comportamentos metalúrgico e da resistência mecânica de soldas dissimilares GMAW entre uma liga de níquel do tipo Hastelloy C-276 (ER NiCrMo-4) e um aço BLAR ASTM A182 F22. O trabalho foi dividido em duas etapas: a soldagem *switch back* preliminar, realizada com parâmetros exploratórios da técnica sobre chapas do aço SAE 1020, e a soldagem *switch back* sobre o aço ASTM A182 F22, realizada com parâmetros selecionados da técnica em termos da estabilidade de arco e da qualidade superficial das soldas obtidas para a soldagem preliminar. Para a técnica *switch back*, oscilogramas de corrente X tempo indicaram a presença de rampas de subida e descida de corrente de soldagem associadas a um ajuste do comprimento de arco realizado pela fonte de soldagem. Para a soldagem preliminar, constatou-se que as soldas de pior aspecto superficial estão relacionadas à presença do efeito *humping*. Os resultados de microdureza do metal de solda foram mais elevados para as condições com *switch back* do que para as condições convencionais, devido aos maiores percentuais estimados de fases secundárias para a soldagem convencional, uma vez que a precipitação das mesmas resulta numa redução de resistência mecânica para a matriz austenítica. Os menores níveis de diluição global para a soldagem *switch back* potencializaram menores extensões de zona parcialmente misturada (ZPM) levando a uma inibição à formação da Zona M em relação à soldagem convencional. Por fim, verificou-se um revenimento associado aos movimentos da técnica na porção da zona termicamente afetada (ZTA) adjacente à linha de fusão para a soldagem com *switch back*.

**Palavras-chave:** switch back, soldagem dissimilar, ZPM, ZTA.

**Abstract**

Among the techniques used to improve the production of welding processes, we highlight the switch back welding, whose objective is to increase the productivity without compromising the integrity of the weld. This technique consists of oscillating the torch along the longitudinal direction of the weld during the process by two movements periodically executed, the forward and the backward strokes. This work presents a study on the surface and geometric aspects of the switch back technique, as well as the metallurgical behavior and mechanical resistance of dissimilar GMAW welds between a Hastelloy C-276 nickel alloy (ER NiCrMo-4) and an HSLA ASTM A182 F22 steel. The present work was divided into two stages: preliminary switch back welding, deposited on SAE 1020 steel plates with exploratory parameters, and switch back welding on ASTM A182 F22 steel, performed with parameters selected from the technique in terms of arc stability and the surface quality of obtained welds for preliminary welding. For the switch back technique, oscillograms of weld current X time indicated the presence of rising and falling ramps of welding current associated with an adjustment of the arc length realized by the welding source. For preliminary welding, it was found that the worst weld surface appearance are related to the presence of the humping effect. The microhardness results of the weld metal were higher for the switchback conditions than for the conventional ones, due to the higher estimated percentages of secondary phases for conventional welding, since the precipitation thereof results in a reduction of mechanical strength for the austenitic matrix. The lower levels of global dilution for the switch back welding potentiated smaller extensions of partially mixed zone (PMZ) leading to an inhibition to the formation of M Zone in relation to the conventional sale. Finally, a tempering associated with the movements of the technique was verified in the portion of the heat affected zone (HAZ) adjacent to the melt line for switch back welding.

**Keywords:** switch back, dissimilar welding, PMZ, HAZ.

## **LISTA DE FIGURAS**

Figura 2. 1. Representação da soldagem GMAW: (a) Vista geral do processo; (b) Vista da área circundada. ....	21
Figura 2. 2. Técnica de oscilação switch back ilustrando os diferentes movimentos executados. ....	22
Figura 2. 3. Ilustrações da simulação dos campos de temperatura: (a) Condição 1; (b) Condição 2; (c) Condição 3; (d) Condição 4. ....	23
Figura 2. 4. Esquema dos movimentos switch back e tecimento da tocha. Soldagem do passe de raiz, junta V. ....	24
Figura 2. 5. Fotografias típicas da poça de fusão registradas durante um passe de raiz. 25	
Figura 2. 6. Modos básicos de solidificação (aumento 67X): (a) Solidificação planar; (b) Solidificação celular; (c) Solidificação colunar dendrítica; (d) Solidificação equiaxial dendrítica. ....	26
Figura 2. 7. (a) Gradiente de temperatura da linha <i>liquidus</i> e gradiente de teor de soluto em frente à interface S/L. (b) Perfis de temperatura real e de temperatura <i>liquidus</i> na interface S/L caracterizando a região de super-resfriamento constitucional. ....	27
Figura 2. 8. Efeito do aumento do super-resfriamento constitucional sobre o modo de solidificação: (a) Planar; (b) Celular; (c) Colunar dendrítico; (d) Equiaxial dendrítico. 29	
Figura 2. 9. Efeito da taxa de resfriamento ou tempo de solidificação sobre o espaçamento dendrítico: (a) Al-4,5%Cu; (b) Aço inoxidável 201; (c) Aço inoxidável 310. ....	29
Figura 2. 10. Efeito do gradiente de temperatura (G) e da taxa de crescimento (R) sobre o tipo e tamanho da microestrutura de solidificação. ....	30
Figura 2. 11. Interface dissimilar austenítico/ferrítico: (a) Zona parcialmente misturada; (b) Perfil de composição química ao longo da interface. ....	31
Figura 2. 12. Micrografia da interface dissimilar: (a) Centro do cordão; (b) Entre passes. ....	32
Figura 2. 13. Macrosegregações encontradas em uma interface dissimilar. (a) e (b) Morfologia do tipo “praia”. (c) Morfologia do tipo “península” e “Baía”. (d) Morfologia do tipo “ilha”. ....	33
Figura 2. 14. Estrutura da ZTA para um aço com 0,15% de C (Esquemática). ....	34
Figura 2. 15. Resultado de DTA durante o resfriamento da liga Hastelloy C-276. ....	38
Figura 2. 16. (a) Padrão de segregação dos principais elementos da liga Hastelloy C-276. (b) Padrão de segregação dos menores elementos da liga Hastelloy C-276. ....	39

Figura 2. 17. Seções isotérmicas do diagrama ternário Ni-Cr-Mo. (a) 1250 °C. (b) 850 °C.....	40
Figura 2. 18. Micrografia eletrônica indicando o crescimento de $\mu$ em P no metal de solda da liga C-276. ....	42
Figura 3. 1. Bancada de soldagem. ....	44
Figura 3. 2. Fluxograma das atividades desenvolvidas. ....	45
Figura 3. 3. Arranjo dos carros de deslocamentos automatizados, para TSB: (a) Vista lateral; (b) Vista isométrica. ....	47
Figura 3. 4. Gráfico de calibração de amplitude.....	50
Figura 3. 5. Aparatos utilizados para soldas com processo GTAW: (a) Sistema de deslocamento de soldagem. (b) Câmera de inspeção termográfica.....	53
Figura 3. 6. Interface do programa FLIR Tools. ....	54
Figura 3. 7. Esquema de cortes dos corpos de prova.....	55
Figura 3. 8. Esquema para medição das características geométricas. ....	56
Figura 3. 9. Esquema de localização dos ensaios de microdureza para condição 9SB. .	63
Figura 3. 10. Esquema da técnica utilizada para quantificar o $\lambda_2$ em uma micrografia.	65
Figura 4. 1. Aspecto superficial dos cordões soldados com o processo GTAW autógeno. (a) Condição convencional. (b) Condição com switch back. ....	66
Figura 4. 2. Perfis térmicos para as soldas com o processo GTAW autógeno: (a) Condição convencional. (b) Condição com switch back. ....	67
Figura 4. 3. Ciclos térmicos dos pontos Sp1, Sp2 e Sp3. Soldagem GTAW convencional. ....	68
Figura 4. 4. Ciclos térmicos dos pontos Sp1, Sp2 e Sp3. Soldagem GTAW switch back. ....	69
Figura 4. 5. Temperaturas máximas registradas para a condição convencional.....	71
Figura 4. 6. Temperaturas máximas registradas para a condição switch back.....	72
Figura 4. 7. Oscilogramas da condição 1CP: (a) Tensão X Tempo. (b) Corrente X Tempo. ....	73
Figura 4. 8. Oscilogramas da condição 3SBP: (a) Tensão X Tempo. (b) Corrente X Tempo.....	75
Figura 4. 9. Representação esquemática do comportamento de auto ajuste do arco na soldagem switch back.....	77
Figura 4. 10. Oscilogramas de Corrente X Tempo: (a) Condição 8SBP. (b) Condição 14SBP. ....	77

Figura 4. 11. Aspecto superficial dos cordões convencionais e dos cordões switch back preliminares. ....	78
Figura 4. 12. Soldagem preliminar switch back: (a) Velocidade de avanço X Avanço. (b) Velocidade de reversão X Reversão. ....	80
Figura 4. 13. Cordão de solda GMAW sobre o aço AISI 1018 exibindo o defeito humping: (a) Aspecto superficial. (b) Seção transversal a-a. (c) Seção transversal b-b. ....	82
Figura 4. 14. Oscilogramas para a condição 1C: (a) Tensão X Tempo. (b) Corrente X Tempo. ....	84
Figura 4. 15. Oscilogramas para a condição 6SB: (a) Tensão X Tempo. (b) Corrente X Tempo. ....	86
Figura 4. 16. Aspecto superficial dos cordões com parâmetros consolidados de switch back. ....	87
Figura 4. 17. Esquema do efeito do comprimento de reversão na geometria do cordão. Reversão igual à metade do avanço ( $R=A/2$ ). ....	89
Figura 4. 18. Esquema do efeito do comprimento de reversão na geometria do cordão. Reversão menor que a metade do avanço ( $R<A/2$ ). ....	91
Figura 4. 19. Esquema do efeito do comprimento de reversão na geometria do cordão. Reversão maior que a metade do avanço ( $R>A/2$ ). ....	92
Figura 4. 20. Macrografias da seção transversal. Soldagem switch-back sobre o aço ASTM A182F22. ....	94
Figura 4. 21. Efeito dos fatores switch back sobre a largura. Solda no aço ASTM A182 F22. ....	97
Figura 4. 22. Efeito dos fatores switch back sobre o reforço. Solda no aço ASTM A182 F22. ....	97
Figura 4. 23. Efeito dos fatores switch back sobre a penetração. Solda no aço ASTM A182 F22. ....	98
Figura 4. 24. Efeito dos fatores switch back sobre a diluição. Solda no aço ASTM A182 F22. ....	98
Figura 4. 25. Resultados médios de largura, reforço, penetração e diluição para $V_{eq} = 30$ cm/min. ....	99
Figura 4. 26. Resultados médios de largura, reforço, penetração e diluição para $V_{eq} = 50$ cm/min. ....	99
Figura 4. 27. Representação esquemática da deposição de material na soldagem switch back. ....	100

Figura 4. 28. Resultado do perfil de microdureza. Soldas do aço ASTM A182 F22: (a) 1C. (b) 3SB. (c) 6SB. (d) 9SB. (e) 2C. (f) 12SB. (g) 15SB. (h) 18SB.....	101
Figura 4. 29. Microestrutura de solidificação da solda 12SB na linha L2. (a) Indentações 1-3. (b) Indentações 9-11.....	103
Figura 4. 30. Microestrutura de solidificação da condição 3SB para L3, indentações de 20-22.....	103
Figura 4. 31. Microestrutura e impressões de microdureza do metal de solda, linha de indentação L2. Soldagem GMAW convencional e switch back, $V_{eq} = 30$ cm/min. ....	104
Figura 4. 32. Microestrutura e impressões de microdureza do metal de solda, linha de indentação L2. Soldagem GMAW convencional e switch back, $V_{eq} = 50$ cm/min. ....	105
Figura 4. 33. Espaçamento do braço dendrítico secundário para três diferentes posições do metal de solda.....	107
Figura 4. 34. Comparação das curvas TTT para as ligas Hastelloy C e C-276.....	108
Figura 4. 35. Estimativa percentual de fases secundárias para o metal de solda em função das diferentes condições de soldagem.....	109
Figura 4. 36. Distribuição de temperatura. Soldagem convencional.....	110
Figura 4. 37. Distribuição de temperatura. Soldagem switch back: $V_A > V_R$ ; $A = 12$ mm, $R = 6,00$ mm.....	110
Figura 4. 38. Distribuição de temperatura. Soldagem switch back: $V_A > V_R$ ; $A = 12$ mm, $R = 7,00$ mm.....	111
Figura 4. 39. Microestrutura do metal de solda para a condição 1C. (a) Próximo à face/superfície, em L2. (b) Próximo a face/Superfície, em L3. (c) Centro, em L2. (d) Centro, em L3. (e) Interface MS/ZTA, em L2. (f) Interface MS/ZTA, em L3. ....	113
Figura 4. 40. Microestrutura do metal de solda para a condição 6SB. (a) Próximo a face/Superfície, em L2. (b) Próximo a face/Superfície, em L3. (c) Centro, em L2. (d) Centro, em L3. (e) Interface MS/ZTA, em L2. (f) Interface MS/ZTA, em L3. ....	114
Figura 4. 41. Microestrutura do metal de solda 18SB. (a) Interface MS/ZTA, em L2. (b) Interface MS/ZTA, em L3. (c) Centro, em L3. ....	115
Figura 4. 42. Mapeamento químico de uma região interdendrítica com alta concentração de fases secundárias. Solda 18SB.....	116
Figura 4. 43. Mapeamento químico de um precipitado. Solda 9SB.....	117
Figura 4. 44. Interface da linha de fusão de soldas dissimilares: (a) Solda 1C. (b) Solda 4SB. (c) Solda 6SB. (d) Solda 2C. (e) Solda 10SB. (f) Solda 12SB. ....	120
Figura 4. 45. Plotagem de pt1, pt2 e pt3 no diagrama constitucional de Schaeffler. ...	123

Figura 4. 46. Interface MS/ZTA para a solda 1C. ....	123
Figura 4. 47. Extensão da ZPM em função das diferentes condições de soldagem. ....	124
Figura 4. 48. Perfil de composição química ao longo da interface dissimilar. (a) Solda 1C. (b) Solda 9SB.....	125
Figura 4. 49. Efeito do tempo e da temperatura de revenimento sobre a dureza de um aço com 0,82% de C.....	126
Figura 4. 50. Indentação adjacente à linha de fusão na ZTA: (a) Solda 2C. (b) solda 14SB. ....	126
Figura 4. 51. Amostra 14 com 0,111 wt% C (esquerda), amostra 7 com 0,153 wt% C (centro) e amostra 13 com 0,168 wt% C (direita). ....	127
Figura 4. 52. Micrografias da porção da ZTA adjacente à linha de fusão para as soldas 1C (a) e (b), e 18SB (c) e (d).....	128

## LISTA DE TABELAS

Tabela 2. 1. Parâmetros de tratamento e requisitos exigidos pela norma ASTM A182.	36
---	----

Tabela 2. 2. Fases formadas nas ligas de níquel com suas estruturas e fórmula. ....	38
Tabela 3. 1. Composição química nominal do aço SAE 1020. ....	43
Tabela 3. 2. Composição química medida do aço ASTM A182 F22, % em peso. ....	43
Tabela 3. 3. Composição química nominal do arame AWS ERNiCrMo-4, % em peso. (*Valores máximos). ....	43
Tabela 3. 4. Variáveis mantidas constantes durante todos os experimentos. ....	46
Tabela 3. 5. Parâmetros de soldagem utilizados no estudo. Soldagem GMAW. ....	46
Tabela 3. 6. Calibração das amplitudes de avanço e reversão, no arranjo de deslocamento automático da tocha. ....	49
Tabela 3. 7. Parâmetros preliminares da técnica switch back. Aço SAE 1020. ....	51
Tabela 3. 8. Tratamentos térmicos realizados no aço ASTM A182 F22. ....	52
Tabela 3. 9. Parâmetros da técnica switch back. Aço ASTM A182 F22. ....	52
Tabela 3. 10. Parâmetros convencionais e com switch back para as soldas com o processo GTAW. ....	54
Tabela 3. 11. Fatores e níveis na condição de switch back. ....	57
Tabela 3. 12. Arranjo dos dados para um tratamento fatorial com dois fatores. ....	58
Tabela 3. 13. Tabela da ANOVA para um fatorial com dois fatores (Modelo de efeito fixo). ....	62
Tabela 4. 1. Parâmetros da técnica switch back. Soldagem do aço SAE 1020. ....	73
Tabela 4. 2. Parâmetros da técnica switch back. Soldagem do aço ASTM A182 F22. .	83
Tabela 4. 3. Resultado das características geométricas. Soldagem switch back do aço ASTM A182 F22. ....	96
Tabela 4. 4. Níveis de significância em %, $\alpha$ . ANOVA para as variáveis geométricas.	96
Tabela 4. 5. Coeficiente de distribuição dos elementos. Soldas em $V_{eq} = 30$ cm/min.	119
Tabela 4. 6. Coeficiente de distribuição dos elementos. Soldas em $V_{eq} = 50$ cm/min.	119
Tabela 4. 7. $Ni_{eq}$ e $Cr_{eq}$ determinados para os três pontos de análise da solda 1C. ....	122

## LISTA DE SÍMBOLOS

A – Distância de Avanço

$A_F$  – Fim do Avanço

$A_I$  – Início do Avanço  
Al – Alumínio  
Amp – Amplitude  
AP – Área da Penetração  
AR – Área do Reforço  
BLAR – Baixa Liga Alta Resistência  
 $C_0$  – Composição Nominal da Liga  
CC – Corrente Contínua  
CFC – Cúbica de Face Centrada  
 $C_L$  – Composição da Fase Líquida  
 $C_{MA}$  – Concentração do Elemento no Metal de Adição  
 $C_{MB}$  – Concentração do Elemento no Metal de Base  
 $C_{MS}$  – Concentração do Elemento no Metal de Solda  
 $Cr_{eq}$  – Cromo Equivalente  
 $C_S$  – Composição da Fase Sólida  
DBCP – Distância Bico de Contato à Peça  
 $D_G$  – Diluição Global  
 $D_L$  – Diluição Local  
 $D_{SL}$  – Difusividade de Soluto no Líquido  
 $D_t$  – Distância de Tecimento  
DTA – Análise Térmica Diferencial  
 $f$  - Frequência  
fps – Frames por Segundo  
G - Gradiente de Temperatura no Líquido  
GMAW – Gas Metal Arc Welding  
GTAW - Gas-shielded Tungsten Arc Welding  
I – Corrente de soldagem  
ID – Região Interdendrítica  
 $I_m$  – Corrente Média  
K - Coeficiente de Distribuição do Soluto  
L – Largura  
MB – Metal de Base  
MS – Metal de Solda  
ND – Núcleo da Dendrita

$Ni_{eq}$  – Níquel Equivalente  
 P – Penetração  
 R – Distância de Reversão  
 R – Reforço  
 R - Velocidade ou Taxa de Crescimento de Solidificação  
 $R_F$  – Fim da Reversão  
 $R_I$  – Início da Reversão  
 S/L – Sólido/Líquido  
 T – Período  
 $T_L$  - Temperatura Liquidus  
 TSB – Técnica Switch Back  
 TTAT – Tratamento Térmico de Alívio de Tensões  
 U – Tensão de soldagem  
 $U_m$  – Tensão Média  
 $V_a$  – Velocidade de Alimentação  
 $V_A$  – Velocidade de Avanço  
 $V_{eq}$  – Velocidade Equivalente  
 $V_R$  – Velocidade de Reversão  
 $V_S$  – Velocidade de soldagem  
 $V_t$  – Velocidade de Tecimento  
 ZF – Zona Fundida  
 ZPM – Zona Parcialmente Misturada  
 ZTA – Zona Termicamente Afetada  
 $\alpha$  - Ferrita  
 $\gamma$  – Austenita  
 $\lambda_2$  – Espaçamento Dendrítico Secundário  
 $\gamma'$  – Gamma prime

## SUMÁRIO

<b>1.</b>	<b>INTRODUÇÃO .....</b>	<b>19</b>
1.1.	OBJETIVOS .....	20
1.1.1.	Objetivo Geral .....	20

<b>1.1.2. Objetivos Específicos</b> .....	<b>20</b>
<b>2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b> .....	<b>20</b>
2.1. PROCESSO DE SOLDAGEM GMAW .....	21
2.2. A TÉCNICA DE SOLDAGEM SWITCH BACK (TSB).....	22
2.3. CONCEITOS BÁSICOS DE SOLIDIFICAÇÃO .....	26
2.4. ZONA PARCIALMENTE MISTURADA (ZPM) .....	30
<b>2.4.1. Descontinuidades formadas na ZPM</b> .....	<b>32</b>
2. 5. ZONA TERMICAMENTE AFETADA (ZTA).....	34
2.6. AÇO ASTM A182 F22 .....	35
2.7. LIGAS À BASE DE NÍQUEL.....	36
<b>2.7.1. A resistência das ligas à base de níquel</b> .....	<b>37</b>
<b>2.7.2. Características microestruturais</b> .....	<b>37</b>
<b>2.7.3. A liga Hastelloy C-276</b> .....	<b>38</b>
<b>3. MATERIAIS E MÉTODOS</b> .....	<b>43</b>
3.1. METAL DE BASE .....	43
3.2. METAL DE ADIÇÃO .....	43
3.3. GÁS DE PROTEÇÃO .....	44
3.4. EQUIPAMENTOS – PROCESSO DE SOLDAGEM.....	44
3.5. METODOLOGIA – PROCESSO DE SOLDAGEM .....	45
<b>3.5.1. Parâmetros da soldagem GMAW</b> .....	<b>46</b>
<b>3.5.2. Arranjo da bancada de trabalho para a soldagem switch back</b> .....	<b>46</b>
3.5.2.1. <i>Calibração do Arranjo dos Carros de Deslocamento Automático</i> .....	49
<b>3.5.3. Soldagem preliminar switch back sobre o aço SAE 1020</b> .....	<b>50</b>
<b>3.5.4. Soldagem switch back sobre o aço ASTM A182 F22</b> .....	<b>51</b>
<b>3.5.5. Medição termográfica</b> .....	<b>52</b>
3.5.5.1. <i>Soldagem convencional e com switch back para o processo GTAW</i> ....	53
3.6. EQUIPAMENTOS – METALOGRAFIA .....	54
3.7. METODOLOGIA - CARACTERIZAÇÃO .....	55
<b>3.7.1. Esquema da retirada de amostras das soldas</b> .....	<b>55</b>
<b>3.7.2. Preparação metalográfica</b> .....	<b>55</b>
<b>3.7.3. Características geométricas</b> .....	<b>56</b>
3.7.3.1. <i>Análise dos dados geométricos</i> .....	56
3.7.3.2. <i>Método Matemático para Análise Estatística dos Experimentos</i> .....	58
<b>3.7.4. Ensaio de microdureza</b> .....	<b>63</b>

3.7.5. Análise micrográfica .....	64
3.7.6. Medição de espaçamento dendrítico secundário .....	64
3.7.7. Microscopia eletrônica de varredura (MEV).....	65
<b>4. RESULTADOS E DISCUSSÕES.....</b>	<b>66</b>
4.1. MEDIÇÃO TERMOGRÁFICA DA SOLDAGEM CONVENCIONAL E COM SWITCH BACK.....	66
4.2. SOLDAGEM SWITCH BACK SOBRE O AÇO SAE 1020 .....	72
4.2.1. Aspectos do comportamento do arco.....	72
4.2.2. Aspecto superficial do cordão de solda switch back .....	78
4.3. SOLDAGEM SWITCH BACK SOBRE O AÇO ASTM A182 F22.....	82
4.3.1. Aspectos do comportamento do arco.....	82
4.3.2. Aspecto superficial do cordão de solda switch back .....	87
4.3.3. Análise das características geométricas.....	93
4.3.4. Análises micrográfica e do perfil de microdureza.....	101
4.3.4.1. Metal de Solda .....	102
4.3.4.2. Interface da Zona de Ligação.....	120
4.3.4.3. Zona Termicamente Afetada.....	125
<b>5. CONCLUSÕES.....</b>	<b>129</b>
<b>6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS .....</b>	<b>130</b>
<b>REFERÊNCIAS.....</b>	<b>131</b>
<b>ANEXO.....</b>	<b>136</b>

## 1. INTRODUÇÃO

O mais importante desafio do ponto de vista dos processos de fabricação consiste em desenvolver tecnologias que conciliem produção, qualidade e custos baixos. Diversas instituições ao redor do mundo buscam, por meio de pesquisas, desenvolver novos processos, técnicas e aprimoramentos capazes de alcançar tal objetivo.

Técnicas variantes de processos de soldagem já consolidados com inserção de mais de um arame podem ser citadas como aprimoramentos desenvolvidos nas últimas décadas que visam os aumentos da produção e da qualidade da união. A inserção de elementos químicos com funções específicas ou diversificadas, interativas, à composição do arame eletrodo com o objetivo de promover melhorias na desoxidação, desnitretração, ionização e estabilidade do arco, ou nas características de resistência da união soldada, ilustram também essa busca da qualidade.

Dentre as muitas técnicas utilizadas para adicionar melhorias ao desempenho operacional de processos de soldagem, destaca-se a técnica de soldagem com switch back. Desenvolvida na última década, a técnica possibilita o aumento dos limites na velocidade de soldagem sem prejuízos à qualidade ou à integridade do cordão de solda, desde que parametrizada adequadamente. Segundo Nguyen et al (2005), velocidades de soldagem acima de um determinado limite prejudicam a regularidade geométrica ao longo do comprimento da solda, além de contribuir para a incidência de mordeduras.

A técnica switch back (TSB) consiste na oscilação da tocha de soldagem na direção longitudinal ao cordão durante a operação de soldagem. Para tal, dois movimentos consecutivos são executados periodicamente pela tocha de soldagem, o de avanço e o de reversão. No primeiro, a tocha percorre uma distância de avanço num dado tempo, com o mesmo sentido de progressão do processo de soldagem. Em seguida, com um recuo, a tocha se movimenta por uma distância de reversão, que dispõe de um comprimento menor do que o do avanço, e com um sentido contrário ao da progressão da soldagem.

Além de potencializar o aumento no valor limite da velocidade de soldagem, esta técnica também contribui para um melhor controle da poça de fusão com vantagens para a soldagem de chapa fina e do passe de raiz, conforme apresentado por Kaneko et al (2007) e Yamane et al (2009).

No entanto, ainda não existem estudos científicos consistentes que relacionem o efeito das variáveis da técnica sobre as características metalúrgicas ou de resistência da união soldada. Deste modo, a presente pesquisa visa estudar o efeito dos parâmetros da

técnica switch back aplicada com o processo GMAW sobre aspectos da estabilidade do arco, da qualidade superficial e características geométricas da solda, da microestrutura e da microdureza de cordões de solda depositados por uma liga de níquel sobre um aço baixa liga alta resistência (BLAR), do tipo AWS A182 F22.

## 1.1. OBJETIVOS

### 1.1.1. Objetivo Geral

O objetivo desta pesquisa é avaliar o efeito dos parâmetros da técnica switch back sobre os aspectos superficial, metalúrgico e de resistência mecânica em uma união dissimilar entre uma liga de níquel e um aço BLAR.

### 1.1.2. Objetivos Específicos

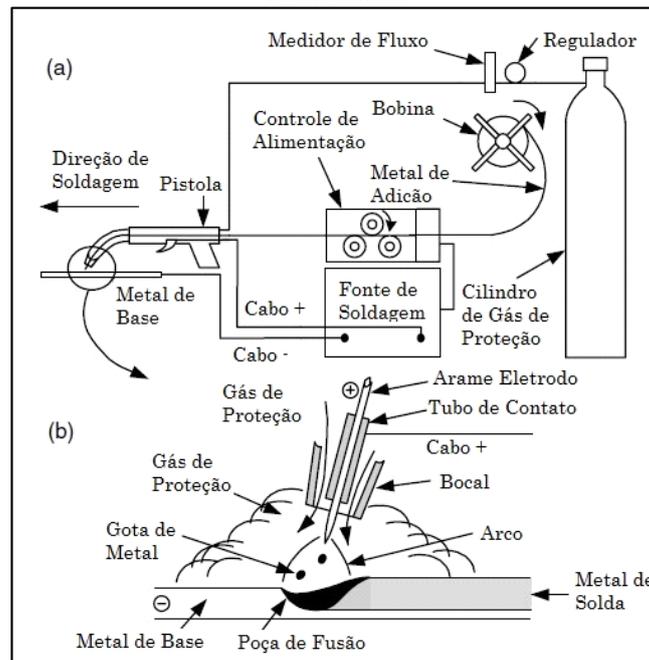
- Avaliar o efeito dos parâmetros da técnica switch back sobre o aspecto superficial da solda e sobre a estabilidade de arco.
- Avaliar o efeito dos parâmetros da técnica switch back sobre a microestrutura do metal de solda, da interface metal de solda/metal de base, e da zona termicamente afetada.
- Avaliar o comportamento mecânico do metal de solda, da interface metal de solda/metal de base, e da zona termicamente afetada através do ensaio de microdureza.
- Confrontar a soldagem convencional e a soldagem switch back em termos dos aspectos do comportamento do arco, da microestrutura e do comportamento mecânico.

## 2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

## 2.1. PROCESSO DE SOLDAGEM GMAW

GMAW (Gas Metal Arc Welding) é um processo da soldagem que se baseia na fonte de calor de um arco elétrico mantido entre a extremidade de um arame nu consumível, alimentado continuamente, e a peça a soldar. A proteção da região da solda é feita por uma atmosfera protetora de gás inerte (comercialmente, Ar ou He) ou ativo (usualmente CO<sub>2</sub>) ou mistura deles (no caso, incluindo como gás ativo o O<sub>2</sub> e o N<sub>2</sub>) (SCOTTI e PONOMAREV, 2008). Uma representação esquemática deste processo pode ser visualizada na Figura 2.1.

**Figura 2. 1. Representação da soldagem GMAW: (a) Vista geral do processo; (b) Vista da área circundada.**



Fonte: Kou, 2002.

A soldagem GMAW pode ser realizada de forma semi-automática, quando a tocha é conduzida manualmente pelo operador, ou automática, quando o movimento da tocha é feito por uma máquina.

Dentre os processos de soldagem ao arco voltaico, o GMAW se destaca também pela sua elevada produção a qual está atrelada ao uso de alta densidade de corrente (que leva a um alto consumo) permitida pelo pequeno comprimento do eletrodo utilizado.

A possibilidade de alteração do modo de transferência metálica permite a soldagem em diversas posições. O pouco peso e os aspectos ergonômicos da tocha auxiliam nesta versatilidade. Este processo ainda gera relativamente poucos fumos e

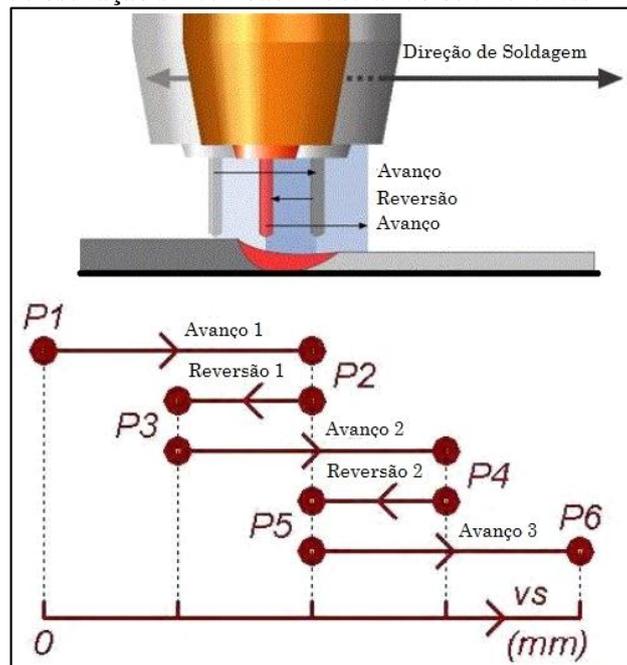
pouca escória, comparativamente aos processos que usam escória como meio de proteção (SCOTTI e PONOMAREV, 2008).

Quanto as limitações mais importantes do processo GMAW se destacam a alta emissão de raios ultravioleta, a dificuldade de regulagem dos parâmetros para trabalhar com estabilidade, e a operação limitada em locais de difícil acesso devido a presença do bocal da pistola (WAINER, BRANDI e MELO, 1992).

## 2.2. A TÉCNICA DE SOLDAGEM SWITCH BACK (TSB)

A TSB consiste em oscilar a tocha de soldagem na direção longitudinal do cordão durante a operação de soldagem. Desta forma, para a confecção de um cordão torna-se necessário a execução de dois movimentos consecutivos e repetidamente, avanço e reversão. O movimento de avanço é aquele realizado no instante em que a tocha segue o mesmo sentido da direção de soldagem, enquanto que o movimento de reversão ocorre no momento que a tocha percorre o sentido contrário ao da direção de soldagem. A Figura 2.2 ilustra os movimentos da técnica.

Figura 2. 2. Técnica de oscilação switch back ilustrando os diferentes movimentos executados.



Fonte: Gonçalves e Dutra, 2013.

Pesquisas recentes apontam vantagens na utilização desta técnica, em termos do aumento da produtividade. O relatório técnico elaborado por Bruecker (2007), por exemplo, constatou que a utilização do switch back aplicado ao processo GMAW pulsado

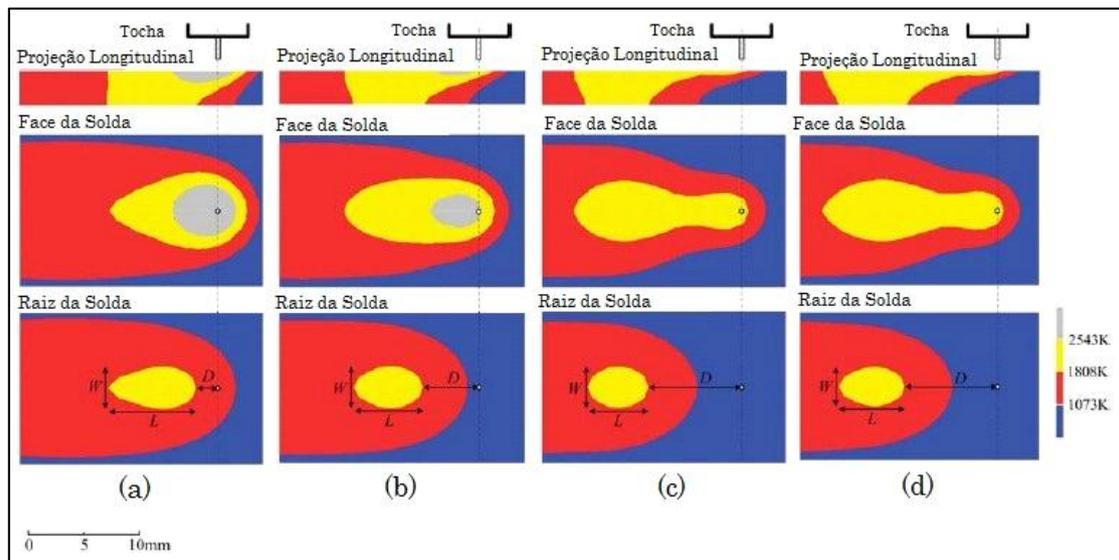
no modo automático permitiu um aumento da produção em até 60% na soldagem de juntas sobrepostas com chapas de aço de 3 mm de espessura.

Em outro estudo, Kaneko et al (2007) verificaram a influência do movimento da tocha com switch back sobre o perfil da poça de fusão, com vistas a se determinar parâmetros operacionais adequados à união de chapas finas. Para determinar os parâmetros de uma simulação numérica, estes pesquisadores realizaram inicialmente uma soldagem experimental com o processo GMAW pulsado em juntas de topo de aço carbono com 3,2 mm de espessura. Posteriormente, construíram um modelo numérico da soldagem switch back para a análise de condução de calor.

Para investigarem os efeitos da velocidade de soldagem e da distância de reversão sobre o perfil da poça de fusão foram estabelecidas quatro condições experimentais para a soldagem GMAW. Na primeira condição a soldagem GMAW convencional utilizou uma velocidade de 4,17 mm/s. Nas demais condições foi utilizada a soldagem GMAW com a TSB, com parâmetros diferenciados. Para a segunda condição a TSB usou 12,5 mm/s para as velocidades de avanço e reversão, e as distâncias de avanço de 12 mm e de reversão de 6 mm. Na terceira condição foram mantidas as distâncias de avanço e de reversão (12 mm e 6 mm), enquanto as velocidades de avanço e de reversão foram alteradas para 25 mm/s e 6,25 mm/s, respectivamente. Na quarta condição as velocidades de avanço e reversão foram aumentadas para 27,3 mm/s e 9,21 mm/s, respectivamente, enquanto que a distância de avanço se manteve em 12 mm e a distância de reversão foi para 7 mm.

Os resultados obtidos pelos pesquisadores mostraram uma redução no tamanho da poça de fusão na raiz da solda quando depositada pela técnica switch back. Isto sugere a existência de condições mais favoráveis para o resfriamento da poça de fusão quando do emprego da TSB. Além disso, concluiu-se ainda que o comprimento da poça de fusão se reduziu ainda mais em soldas com a técnica quando a velocidade de avanço foi maior do que a velocidade de reversão. A Figura 2.3 ilustra as simulações dos campos de temperatura para as condições experimentais adotadas por Kaneko et al (2007), evidenciando o comportamento da poça de fusão conforme discutido.

**Figura 2. 3. Ilustrações da simulação dos campos de temperatura: (a) Condição 1; (b) Condição 2; (c) Condição 3; (d) Condição 4.**

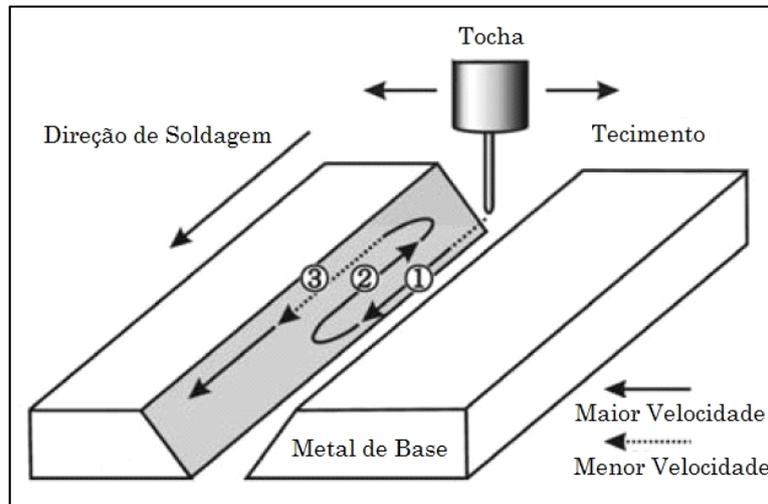


Fonte: Kaneko et al., 2007.

Yamane et al (2009) pesquisaram a melhoria da qualidade do passe de raiz, por meio da redução de custos e da eliminação de cobre-junta. Para tal, eles utilizaram a soldagem GMAW com switch back combinada a um tecimento transversal do passe sobre um chanfro V ( $45^\circ$ ), sem cobre-junta e com 12 mm de espessura. A soldagem foi em corrente pulsada e com uma mistura gasosa de 98% Ar+2% O<sub>2</sub>.

Para estabelecer uma adequada combinação entre os movimentos da técnica e o movimento de tecimento transversal da tocha, Yamane et al parametrizaram o avanço e a reversão iguais a 9 mm, enquanto que as velocidades de avanço e reversão foram fixadas em 11,25 mm/s. Num segundo instante e na mesma operação de soldagem, a tocha faz o mesmo percurso do primeiro avanço, mas agora com uma velocidade de avanço menor e igual a 1,8 mm/s. Essa sequência de movimentos se repete periodicamente até o fim da confecção do cordão. A Figura 2.4 ilustra um esquema representativo desta sequência de movimentos.

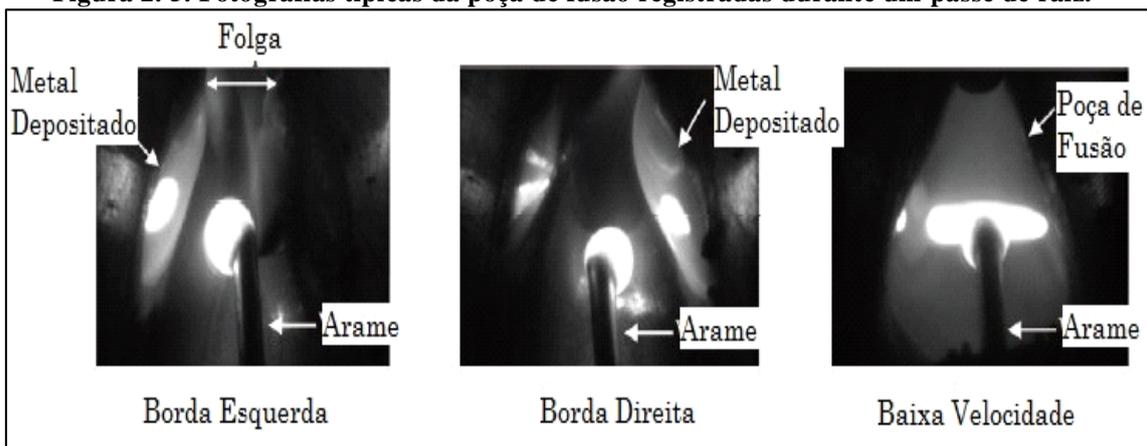
**Figura 2. 4. Esquema dos movimentos switch back e tecimento da tocha. Soldagem do passe de raiz, junta V.**



Fonte: Yamane et al., 2009.

Para este estudo, a tocha de soldagem realiza um tecimento transversal simultaneamente ao tecimento longitudinal da técnica switch back. O tecimento transversal é sincronizado de tal forma que o instante de destacamento de gota coincida com o ponto limite da amplitude do tecimento transversal, que corresponde a maior proximidade das bordas do chanfro. Este comportamento pode ser visualizado com o auxílio da Figura 2.5.

**Figura 2. 5. Fotografias típicas da poça de fusão registradas durante um passe de raiz.**



Fonte: Yamane et al., 2009.

Segundo Yamane et al, a utilização da corrente pulsada aliada a altas velocidades de soldagem durante os movimentos de avanço e reversão permitiram o depósito de metal nas bordas da junta sem qualquer avaria. A menor velocidade de soldagem no segundo movimento de avanço da tocha, por sua vez, refundiu e uniu o material depositado anteriormente nas bordas da junta.

Em um estudo pioneiro do ponto de vista metalúrgico do metal de solda depositado pela técnica switch back, Almeida et al (2012) avaliaram de forma qualitativa o efeito do ângulo de ataque da tocha e do comprimento de reversão sobre a estrutura de solidificação do cordão. As soldagens foram realizadas com o processo GMAW pulsado sobre chapas de aço com baixo teor de carbono e com o arame-eletrodo ER 70S-6.

Os resultados deste trabalho indicaram que os parâmetros switch back afetaram a estrutura de solidificação do cordão. O ângulo de ataque no movimento empurrando-puxando favoreceu a formação de grãos equiaxiais próximo à linha de fusão. Já o aumento do comprimento de reversão contribuiu para o aumento no refinamento do metal de solda.

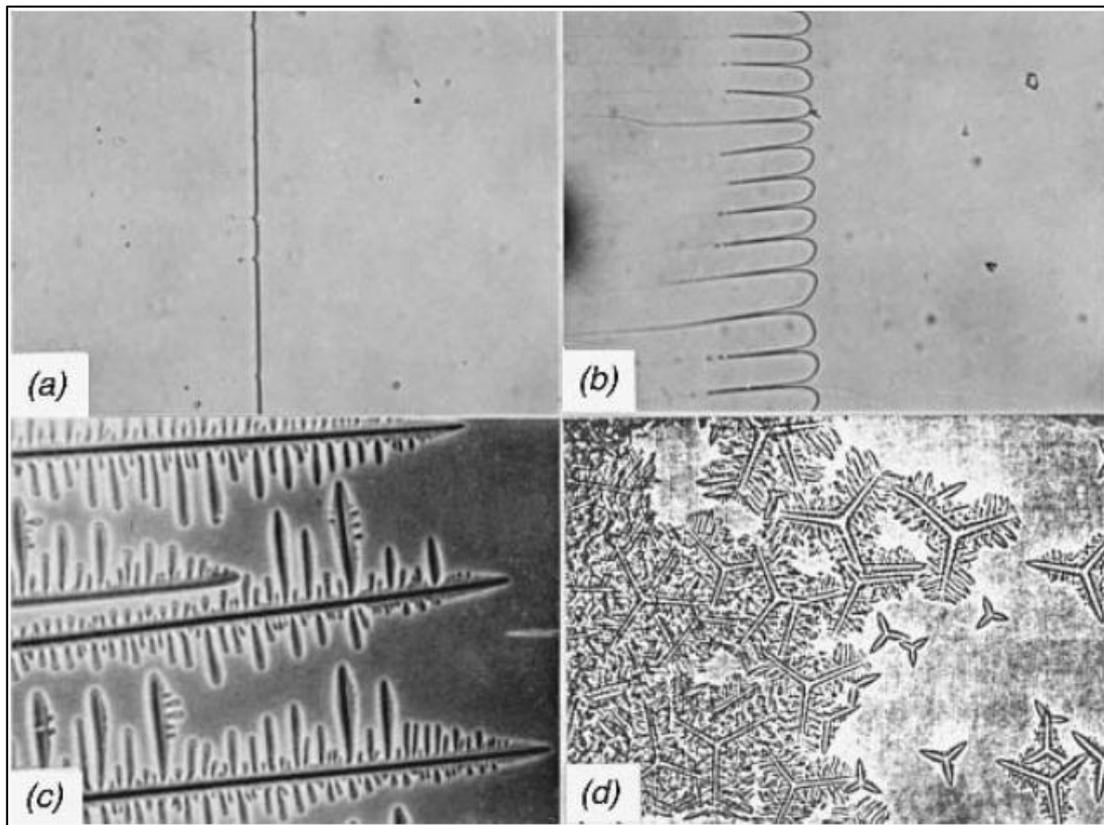
### 2.3. CONCEITOS BÁSICOS DE SOLIDIFICAÇÃO

A solidificação pode ser definida como o fenômeno de transformação da fase líquida para a fase sólida, sendo acompanhada pela liberação de calor latente, que decorre da troca de energia térmica através dos métodos de transferência de calor conhecidos, ou seja, condução, convecção e radiação bem como da transferência newtoniana (GARCIA, 2007).

O início de solidificação da Zona Fundida (ZF) na soldagem de Materiais de Base (MB) similares ocorre por meio do crescimento epitaxial, no qual os grãos da zona de fusão crescem com a mesma orientação cristalina dos grãos da zona termicamente afetada (ZTA). No caso da soldagem de materiais dissimilares, diversos estudos confirmam que o início da solidificação da ZF ocorre por meio do crescimento epitaxial a partir do substrato (sólido) e prossegue com o crescimento competitivo dos grãos em direção à região central da solda (MOUGO, 2012).

Para um metal puro, verifica-se que a interface de solidificação sólido/líquido (S/L) é geralmente planar. Contudo, para as ligas metálicas, a interface S/L assume outras formas de solidificação além do modo planar, como celular, colunar dendrítica e equiaxial dendrítica. A Figura 2.6 ilustra as diferentes interfaces de solidificação mencionadas.

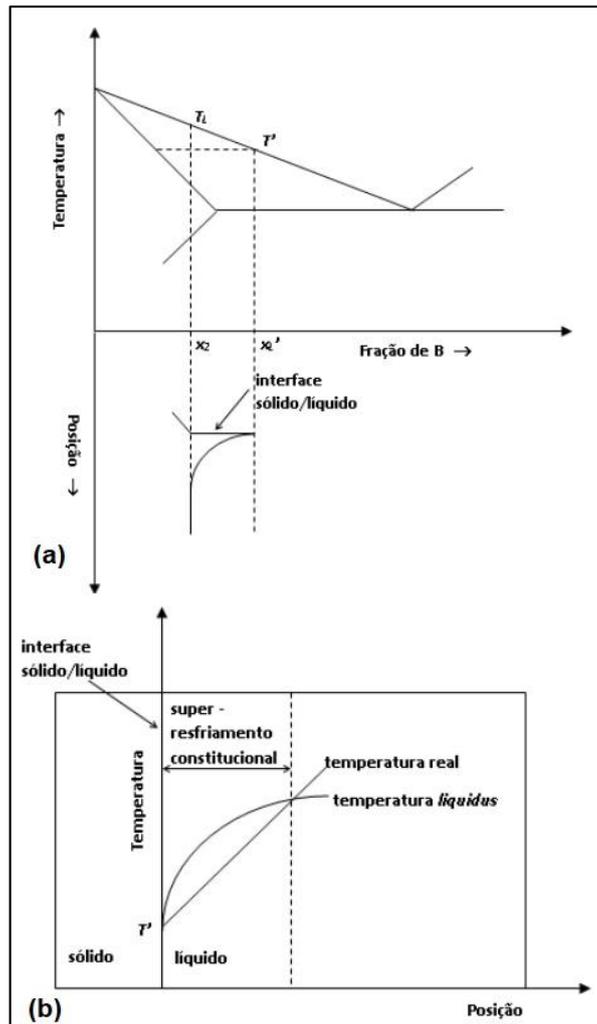
**Figura 2. 6. Modos básicos de solidificação (aumento 67X): (a) Solidificação planar; (b) Solidificação celular; (c) Solidificação colunar dendrítica; (d) Solidificação equiaxial dendrítica.**



Fonte: Kou, 2002.

Estas diferentes microestruturas obtidas para as ligas metálicas são resultantes de alterações nos parâmetros constitucionais e térmicos que ocorrem durante a solidificação do metal e provocam a instabilidade da interface S/L. A instabilidade da frente de solidificação resulta da termodinâmica do processo que impõe um acúmulo de soluto à frente da interface S/L, provocando uma distribuição não uniforme de soluto no metal líquido. Neste instante, surge um fenômeno denominado super-resfriamento constitucional (SRC) que favorece a nucleação por meio de uma redução na temperatura *liquidus* ( $T_L$ ) devido o acúmulo de soluto no metal líquido adjacente à interface. Na Figura 2.7(a) pode ser verificada a redução de  $T_L$  à medida que a concentração de soluto rejeitado aumenta. Na Figura 2.7(b) é apresentada uma região compreendida entre a temperatura *liquidus* e a temperatura real na qual o líquido à frente da interface S/L encontra-se a temperaturas reais abaixo do perfil de  $T_L$  estando, portanto, super-resfriado pelo efeito constitucional.

**Figura 2. 7. (a) Gradiente de temperatura da linha *liquidus* e gradiente de teor de soluto em frente à interface S/L. (b) Perfis de temperatura real e de temperatura *liquidus* na interface S/L caracterizando a região de super-resfriamento constitucional.**



Fonte: Santos, 1997.

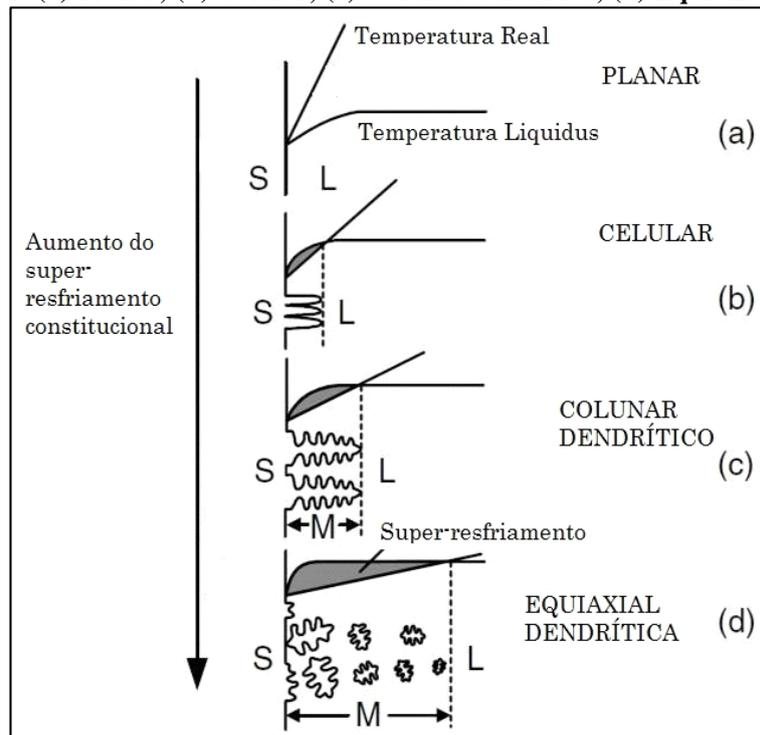
Conforme comentado, o super-resfriamento constitucional desestabiliza a interface plana, permitindo o crescimento de uma protuberância na interface S/L. Por isso, para que exista a estabilidade do crescimento planar, a relação da Equação 2.1 deve ser satisfeita.

$$\frac{G}{R} \geq \frac{T_L}{D_L} \quad \text{Eq. (2.1)}$$

- G - Gradiente de temperatura no líquido;
- R - Velocidade ou taxa de crescimento de solidificação;
- $T_L$  - Temperatura liquidus;
- $D_L$  - Difusividade de soluto no líquido.

Neste sentido, um alto valor para a relação  $G/R$  significa que o líquido não está super-resfriado constitucionalmente e o crescimento da interface é estável, propagando-se de modo planar. Por outro lado, se  $G/R$  tem um baixo valor, o líquido passa a ser super-resfriado constitucionalmente fazendo com que o crescimento da interface não seja estável com a frente planar, mas sim com o crescimento dendrítico. A Figura 2.8 demonstra um esquema dos modos de solidificação com o aumento do super-resfriamento constitucional.

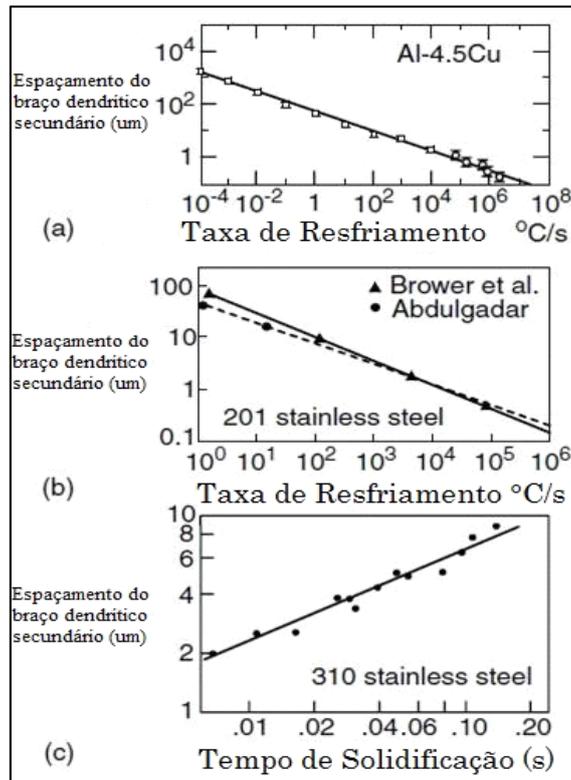
**Figura 2. 8. Efeito do aumento do super-resfriamento constitucional sobre o modo de solidificação: (a) Planar; (b) Celular; (c) Colunar dendrítico; (d) Equiaxial dendrítico.**



Fonte: Kou, 2002.

Os parâmetros  $G$  e  $R$  servem também para representar, por meio do produto  $G \times R$ , a taxa de resfriamento durante a solidificação do metal líquido. Quanto maior a taxa de resfriamento (menor tempo de solidificação), mais refinada é a estrutura celular ou dendrítica. Por outro lado, quanto menor a taxa de resfriamento durante a solidificação, mais grosseira será a estrutura. A Figura 2.9 exemplifica o comportamento comentado.

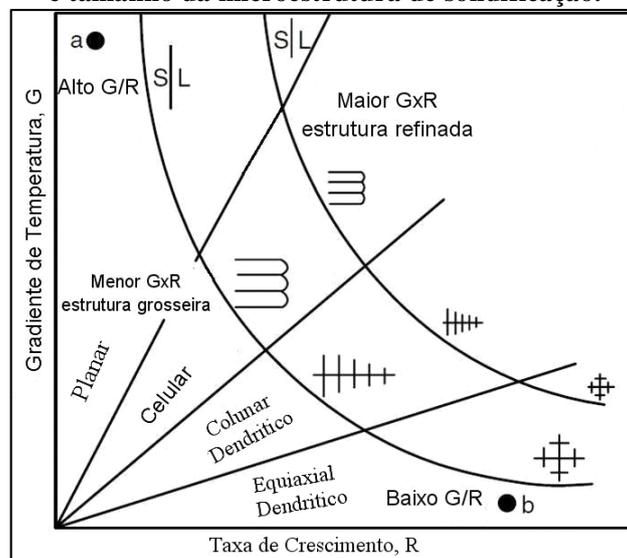
**Figura 2. 9. Efeito da taxa de resfriamento ou tempo de solidificação sobre o espaçamento dendrítico: (a) Al-4,5%Cu; (b) Aço inoxidável 201; (c) Aço inoxidável 310.**



Fonte: Kou, 2002.

Desta forma, a razão  $G/R$  e a taxa de resfriamento dominam juntas as microestruturas de solidificação, onde a relação  $G/R$  determina o modo de estrutura (planar, celular, dendrítica) e o produto  $G \times R$  define o tamanho da estrutura de solidificação. A Figura 2.10 demonstra uma combinação destes efeitos.

**Figura 2. 10. Efeito do gradiente de temperatura ( $G$ ) e da taxa de crescimento ( $R$ ) sobre o tipo e tamanho da microestrutura de solidificação.**



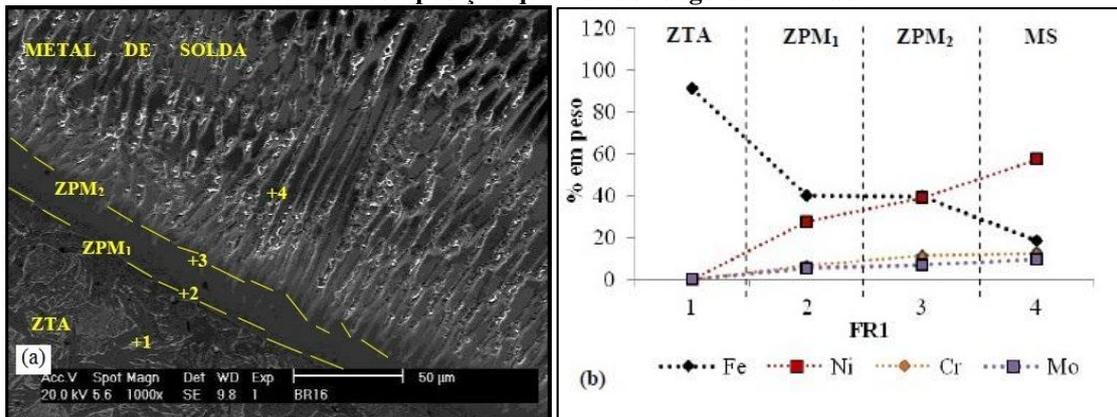
Fonte: Kou, 2002.

#### 2.4. ZONA PARCIALMENTE MISTURADA (ZPM)

Um dos problemas mais usuais na interface ferrítica/austenítica de soldas de materiais dissimilares está relacionado à formação da zona parcialmente misturada (ZPM) ao longo da interface definida pela linha de fusão. A formação desta região ocorre com a mistura parcial do metal de base, próximo a linha de fusão, ao metal de solda (MS). Com a mistura, obtém-se um perfil de composição química para região que varia de maneira intermediária entre o MB e o MS.

A presença de fases de elevada dureza na ZPM, como a martensita, por exemplo, tem sido constatada pela literatura e é encarada como o principal problema metalúrgico encontrado em soldas de materiais dissimilares  $\alpha$ - $\gamma$  por tornarem a solda susceptível à fragilização por hidrogênio (DUPONT e KUSKO, 2007; SILVA et al., 2012; MOUGO, 2012; OLIVEIRA, 2013). A fase martensítica pode ser caracterizada por microdurezas próximas de 400 HV e pela morfologia de ripas dispostas sobre a linha de fusão. Além disso, as zonas parcialmente misturadas também podem expor a junta ao ataque localizado de corrosão por pitting, trincas de corrosão sob tensão em meios ácidos e ruptura por fadiga. A Figura 2.11 indica a ZPM com sua delimitação e um perfil de composição típico para a interface ferrítica/austenítica.

**Figura 2. 11. Interface dissimilar austenítico/ferrítico: (a) Zona parcialmente misturada; (b) Perfil de composição química ao longo da interface.**



Fonte: Adaptado de Mougo, 2012.

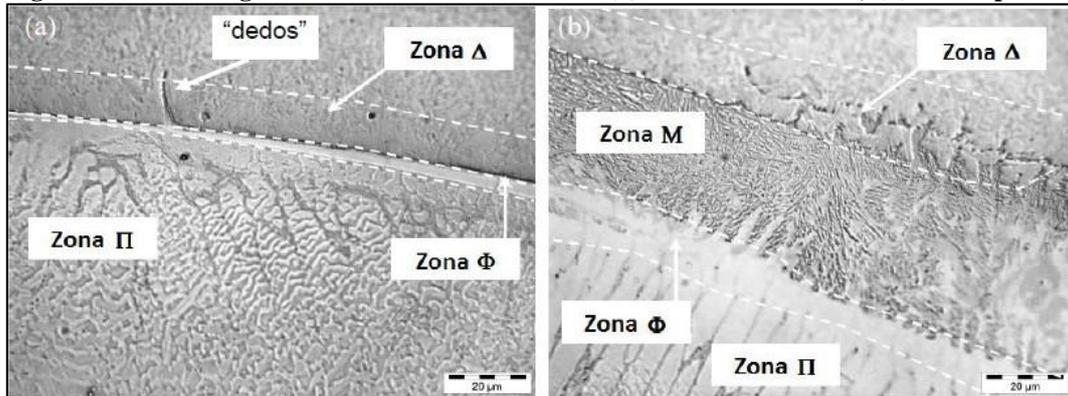
Apesar de obter uma extensão bastante limitada, a ZPM pode ainda ser subdividida em diferentes regiões de acordo com a morfologia e tipo de fase presente. Beaugrand et al (2009) elaboraram uma classificação para estas regiões, como se segue:

- Dedos – Penetrações do metal de solda altamente diluído, ou seja, com alto teor de ferro, em direção ao metal de base.

- Zona  $\Delta$  – Zona estreita e descarbonetada do metal de base adjacente a linha de fusão.
- Zona M – Região rica em ferro e com formação de martensita em ripas, localizada sobre a linha de fusão e estendendo-se em direção ao metal de base.
- Zona  $\Phi$  – Região homogênea e monofásica em escala microscópica, localizada na zona fundida imediatamente após a linha de fusão.
- Zona  $\Pi$  – Região contendo grande quantidade de partículas em contornos interdendríticos, associada com uma esperada segregação de Mo e Ni durante a solidificação.

A Figura 2.12 ilustra as diferentes regiões mencionadas.

**Figura 2.12. Micrografia da interface dissimilar: (a) Centro do cordão; (b) Entre passes.**



Fonte: Beaugrand et al., 2009.

#### 2.4.1. Descontinuidades formadas na ZPM

Durante a solidificação do metal de solda, diferentes tipos de descontinuidades podem ser estabelecidas na ZPM que, de maneira generalizada, são conhecidas como macrosegregações.

Kou e Yang (2007) propuseram diferentes mecanismos para a formação das macrosegregações. De um modo mais abrangente, estas descontinuidades formam-se durante a propagação da poça de fusão onde certas turbulências, que são geradas por correntes convectivas inerentes a forças eletromagnéticas, gradientes de tensões superficiais e impacto das gotas do metal de adição, podem surgir ao longo da interface dissimilar no instante em que o metal depositado entra em contato com o substrato.

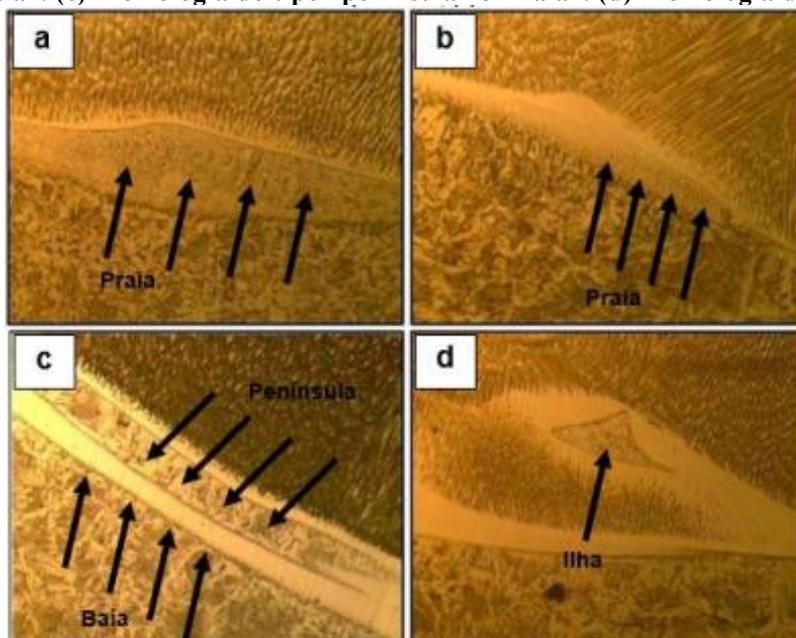
Devido às altas temperaturas do processo, as partes do metal de base mais próximas à interface passam para o estado líquido podendo ser arrastadas para o interior do metal de solda, com isso, o substrato líquido irá resfriar-se rapidamente e formar as variadas descontinuidades.

A seguir é exposta uma nomenclatura para os diferentes tipos de macrossegregação proposta por Doody (1992). Em seu estudo, o autor traçou analogias entre as morfologias das descontinuidades e conceitos geográficos, conforme pode ser visto abaixo:

- Praias - Faixas estreitas formadas na interface revestimento/substrato, com microestrutura martensítica;
- Ilhas - Metal de base completamente envolvido pela ZPM ou pelo metal de solda;
- Penínsulas - Metal de base parcialmente envolvido pela ZPM ou pelo metal de solda.
- Baías – Região com aparência e características próximas às do metal de base parcialmente envolvidas por porções com aparência e características muito próximas às do metal de solda.

Na Figura 2.13 são apresentadas micrografias indicando as macrossegregações em questão.

**Figura 2. 13. Macrossegregações encontradas em uma interface dissimilar. (a) e (b) Morfologia do tipo “praia”. (c) Morfologia do tipo “península” e “Baía”. (d) Morfologia do tipo “ilha”.**



Fonte: Montello, 2016.

## 2. 5. ZONA TERMICAMENTE AFETADA (ZTA)

Como consequência da máxima temperatura alcançada; do tempo de permanência do metal de base na mesma, e das taxas de aquecimento e resfriamento, há toda uma zona onde não ocorre nenhum tipo de fusão, mas são produzidas alterações alotrópicas no estado sólido relevantes, incluindo crescimento de grão e transformações de fase (MACHADO, 1996).

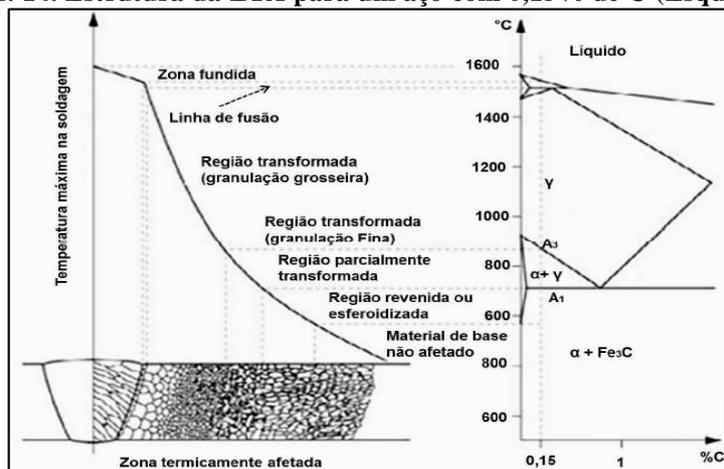
A formação desta região, compreendida como ZAC (zona afetada pelo calor) ou ZTA (zona termicamente afetada), depende fundamentalmente do tipo de metal de base e do processo e procedimento de soldagem, isto é, dos ciclos térmicos e da repartição térmica (MARQUES, MODENESI e BRACARENSE, 2011). Sendo os dois últimos influenciados diretamente pela energia de soldagem (Equação 2.2).

$$\text{Energia de Soldagem} = \left( \sum \frac{U \times I}{V_s} \right) \left( \frac{J}{mm} \right) \quad \text{Eq. (2.2)}$$

- U – Valor instantâneo da tensão de soldagem (V);
- I – Valor instantâneo da corrente de soldagem (A);
- $V_s$  – Velocidade de soldagem (mm/s).

Dependendo do pico de temperatura e do tempo de permanência a qual o material é exposto, a ZTA pode ser dividida em várias subzonas. Para nível de ilustração, a Figura 2.14 indica as principais regiões formadas na ZTA de um aço baixo carbono em função da temperatura ao longo da soldagem.

Figura 2. 14. Estrutura da ZTA para um aço com 0,15% de C (Esquemática).



Fonte: Blondeau, 2008.

Conforme observado na Figura 2.14, o perfil de temperatura transversal ao longo do cordão decai à medida que se afasta da linha de centro do passe, onde são encontradas as maiores temperaturas devido à presença da fonte de calor.

Com base no aço de 0,15% de carbono da ilustração, nota-se que a região da ZTA junto à linha de fusão dispõe de granulometria mais grosseira por equivaler à parte do metal de base aquecida além da temperatura de crescimento de grão austenítico (entre cerca de 1200 °C e a temperatura de fusão). Esta região tende a ser a mais problemática da ZTA de um aço, podendo ter baixa tenacidade e ser um local preferencial para a formação de trincas (MARQUES, MODENESI e BRACARENSE, 2011).

A região de granulometria fina é submetida a temperaturas comumente utilizadas na normalização dos aços ou um pouco acima destas (900 °C até cerca de 1200 °C). Normalmente, posterior ao processo de soldagem, esta região é caracterizada por uma estrutura fina de ferrita e perlita, não sendo problemática na maioria dos casos.

Na região parcialmente transformada, a temperatura de pico varia entre 727 °C e a linha A<sub>3</sub>, sendo caracterizada pela transformação parcial da estrutura original do metal de base. Nesta faixa de temperatura, somente uma parte do material é austenitizada e, portanto, alterada pelo ciclo térmico imposto pelo processo de soldagem (MARQUES, MODENESI e BRACARENSE, 2011).

Por sua vez, a região revenida ou esferoidizada é aquela submetida a temperaturas abaixo de A<sub>1</sub>, não havendo nenhuma transformação austenítica. Contudo, precipitações de carbonetos e a esferoidização da cementita são exemplos de algumas reações que podem ocorrer na região.

## 2.6. AÇO ASTM A182 F22

O aço ASTM A182 F22 é caracterizado como um aço baixa liga e alta resistência (BLAR). Os aços desta classificação são projetados para tensões mais elevadas previstas que as de aços carbono, geralmente com tensão mínima de escoamento entre 275-550 MPa (40-80ksi). Tipicamente, o teor máximo de carbono é inferior a 0,2% e o teor total de liga é inferior a 2% (KOU, 2002).

Inicialmente, este aço foi desenvolvido para aplicações em altas temperaturas devido à estabilidade considerável proporcionada pelos carbonetos estáveis presentes nos contornos de grão deste material (OLIVEIRA, 2013).

Além de utilizado de modo recozido, esse aço pode ainda ser empregado na condição normalizado e revenido, conforme prevê a norma ASTM A182. A Tabela 2.1 indica as condições de tratamento térmico bem como os valores mínimos das propriedades mecânicas exigidas para aplicação do F22.

**Tabela 2. 1. Parâmetros de tratamento e requisitos exigidos pela norma ASTM A182.**

<b>ASTM A182 F22</b>	<b>Grau 1</b>	<b>Grau 3</b>
Tratamento	Recozimento	Normalização e Revenido
Austenitização (°C)	900 (min.)	900 (min.)
Resfriamento	Forno	Ar
Revenimento (°C)	-	675
Limite de escoamento (MPa)	205 (min.)	310 (min.)
Limite de resistência (MPa)	415 (min.)	515 (min.)
Dureza (HB)	170 (máx.)	156-256

Fonte: ASTM A182/A 182 M, 2005.

A ZTA do aço ASTM A182 F22 pode possuir em sua microestrutura a presença de martensita e de bainita, por isso uma das principais precauções com a soldagem deste aço está relacionada às trincas por hidrogênio. Para se propagar, as fissurações requerem da presença de uma região susceptível como a martensítica, por exemplo. De modo a minimizar a susceptibilidade da região fragilizada por meio do revenimento da martensita formada na ZTA, a utilização de pré-aquecimento e de tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT) surgem como soluções.

## 2.7. LIGAS À BASE DE NÍQUEL

As ligas à base de níquel compõem umas das mais importantes classes de materiais utilizados em engenharia, sendo esta importância relacionada com a vasta faixa de meios, corrosivos e oxidantes, e aplicações em que estes materiais podem ser submetidos com sucesso. Estas ligas podem ser utilizadas em um elevado número de ambientes agressivos e, além disso, são capazes de manter suas propriedades mecânicas tanto em baixa (aplicações criogênicas) como em alta temperatura (DUPONT et al., 2009).

### **2.7.1. A resistência das ligas à base de níquel**

A resistência das ligas de níquel pode se dar por dois mecanismos, basicamente solução sólida e precipitação. Com esses mecanismos, a estrutura cúbica de face centrada (CFC) da matriz  $\gamma$  pode ser endurecida gerando as notáveis propriedades das superligas que operam em alta temperatura.

O aumento da resistência de materiais pela adição de átomos de soluto pode ser explicado segundo a teoria dos obstáculos discretos, proposta por Fleischer (1963). O autor atribui o aumento de resistência do material aos efeitos combinados das diferenças de tamanho e módulo de cisalhamento entre os átomos da matriz e do soluto. Átomos com diferentes tamanhos em relação à matriz causam um campo de deformação elástica localizado, o qual interage com o campo de deformação das discordâncias. Para compensar esta distorção da rede, os átomos de soluto encontram posições energeticamente mais favoráveis próximas às discordâncias, reduzindo a energia livre do sistema e causando o bloqueio ao movimento das mesmas (SILVA, 2010).

O segundo modo de aumento de resistência consiste no endurecimento por precipitação que usa como mecanismo endurecedor a formação de precipitados, como fases intermetálicas tipo  $\gamma'$ ,  $\gamma''$ , Laves, além de boretos e carbonetos, que bloqueiam o movimento das discordâncias e aumentam a resistência (ASM, 1990a). Nestes materiais, consegue-se um aumento considerável de resistência mecânica e dureza por tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento (MODENESI e MARQUES, 2001).

### **2.7.2. Características microestruturais**

Ao longo da solidificação das ligas à base de níquel no processo de soldagem, há a ocorrência de microsegregação intensa de alguns de seus elementos (Mo, Nb, Ti, W) devido à baixa solubilidade destes na primeira fase sólida formada. Com isso, um maior percentual destes elementos acaba por se concentrar nas regiões interdendríticas, provocando a formação de fases secundárias, como a fase P,  $\sigma$ ,  $\mu$ , Laves e a formação dos carbonetos.

De acordo com Yang et al (2006), a formação de fases secundárias pode alterar as propriedades mecânicas e diminuir a resistência a corrosão do material. Além disso, a formação de fases secundárias também pode levar a uma maior susceptibilidade do material a trincas de solidificação, haja vista que estas fases possuem ponto de fusão

inferior ao da matriz (CIESLAK et al, 1986; OGBORN et al, 1995; DUPONT et al, 2003). Neste sentido, torna-se importante a quantificação dessas fases e a seleção dos parâmetros de soldagem mais adequados para minimizar sua presença. Na Tabela 2.2 são observadas as fases que podem se formar nas ligas de níquel, assim como suas estruturas cristalinas e possíveis fórmulas.

**Tabela 2. 2. Fases formadas nas ligas de níquel com suas estruturas e fórmula.**

<b>Fase</b>	<b>Estrutura</b>	<b>Fórmula</b>
$\gamma'$	CFC	$Ni_3(Al, Ti)$
$\gamma''$	TCC	$Ni_3Nb$
MC	Cúbica	$(Ti, Ta, Nb, Hf, T \text{ ou } Zr)C$
$M_6C$	CFC	$Fe_3(Mo, W, Nb)_3C, Fe_4W_2C, Nb_3Co_3C, Ta_3Co_3C$
$M_7C_3$	Hexagonal	$Cr_7C_3$
$M_{23}C_6$	CFC	$(Cr, Fe, W, Mo)_{23}C_6$
$M_3B_2$	Tetragonal	$(Nb, Mo, Ti, Cr, Ni, Fe, Ta, V)_3B_2$
MN	Cúbica	$(Ti, Nb, Zr)N$
$\eta$	HC	$Ni_3Ti$
$\delta$	Ortorrômbica	$Ni_3Nb$
$\mu$	Romboédrica	$(Fe, Co)_7(Mo, W)_6$
Laves	Hexagonal	$(Fe, Ni)_2(Nb, Ti, Mo), Co_2(Ti, Ta)$
$\sigma$	Tetragonal	$FeCr, FeCrMo, CrFeMoNi, CrCo, CrNiMo$

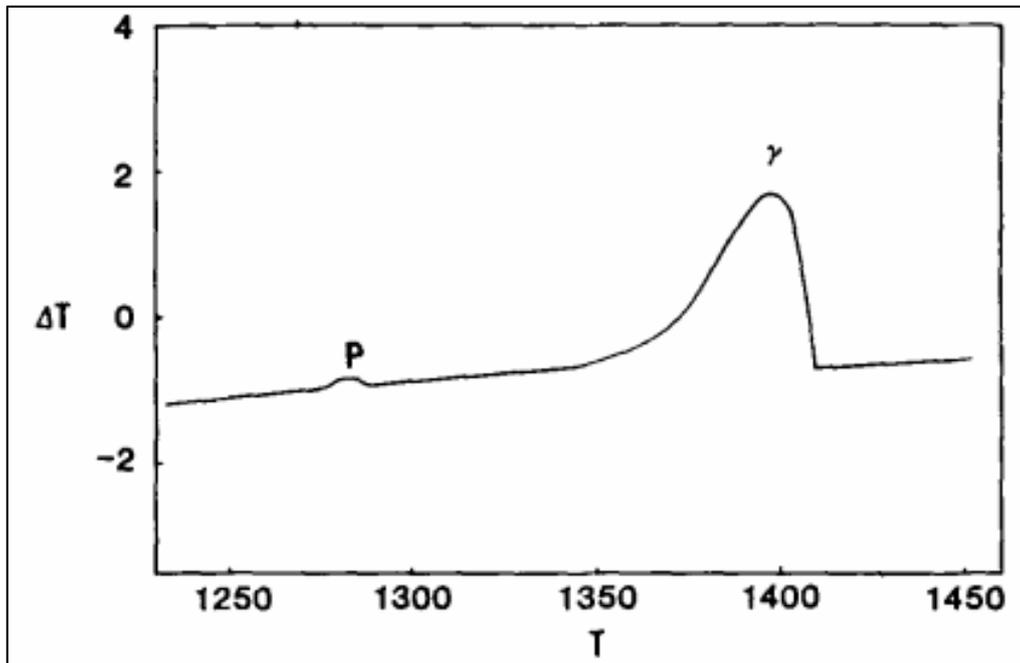
Fonte: ASM HANDBOOK, 1990a.

### 2.7.3. A liga Hastelloy C-276

Entre as ligas de níquel, destaca-se a família Hastelloy C que é usada em processamento químico e foi introduzida em 1931. Essas ligas têm uma composição de níquel entre 52-60%, de cromo entre 15-31%, de molibdênio entre 9-16% e pequenas adições de elementos de liga, como ferro e tungstênio (MOUGO, 2012).

Em um estudo voltado para a metalurgia da soldagem de ligas Hastelloy C, Cieslak et al. (1986) realizaram análises relativas à solidificação e formação das fases secundárias para a liga Hastelloy C-276. Nesta pesquisa, utilizou-se o processo GTAW autógeno com uma corrente de 100 A, tensão de 13,5 V e velocidade de soldagem de 20 cm/min. Uma análise térmica diferencial (DTA) foi conduzida visando à obtenção das reações de solidificação primária e secundária para a liga. Para isto, a liga foi fundida e solidificada com uma taxa igual a 10 °C/min sob uma atmosfera de gás argônio. A Figura 2.15 mostra os resultados de DTA para a liga C-276.

**Figura 2. 15. Resultado de DTA durante o resfriamento da liga Hastelloy C-276.**

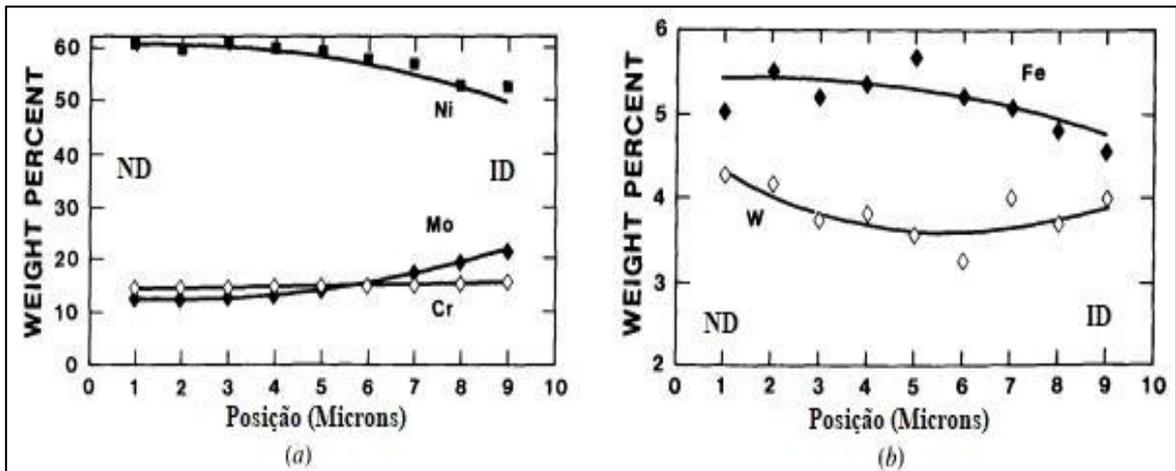


Fonte: Cieslak et al, 1986.

A Figura 2.15 indica a presença de dois picos que correspondem à solidificação da fase primária ( $\gamma$ ) e a solidificação do constituinte secundário (P) em temperaturas próximas de 1390 °C e de 1285 °C, respectivamente.

Conforme já mencionado, existe a ocorrência de microsegregação intensa de alguns elementos para regiões interdendríticas durante a solidificação das ligas de níquel no processo de soldagem. Visando a investigação desse efeito, Cieslak et al. (1986) traçaram perfis de composição química para diferentes elementos transversalmente à direção de crescimento dendrítico. Para o estudo da segregação dos elementos associado à solidificação, um vaporizador de água foi utilizado durante os experimentos para minimizar a difusão no estado sólido durante o resfriamento normal do metal de solda, e assim, reter o padrão de microsegregação associado à solidificação da solda. Os resultados dessas análises são mostrados no perfil de composição química da Figura 2.16, que se inicia no núcleo da dendrita (ND) e se encerra na região interdendrítica (ID) adjacente.

**Figura 2. 16. (a) Padrão de segregação dos principais elementos da liga Hastelloy C-276. (b) Padrão de segregação dos menores elementos da liga Hastelloy C-276.**

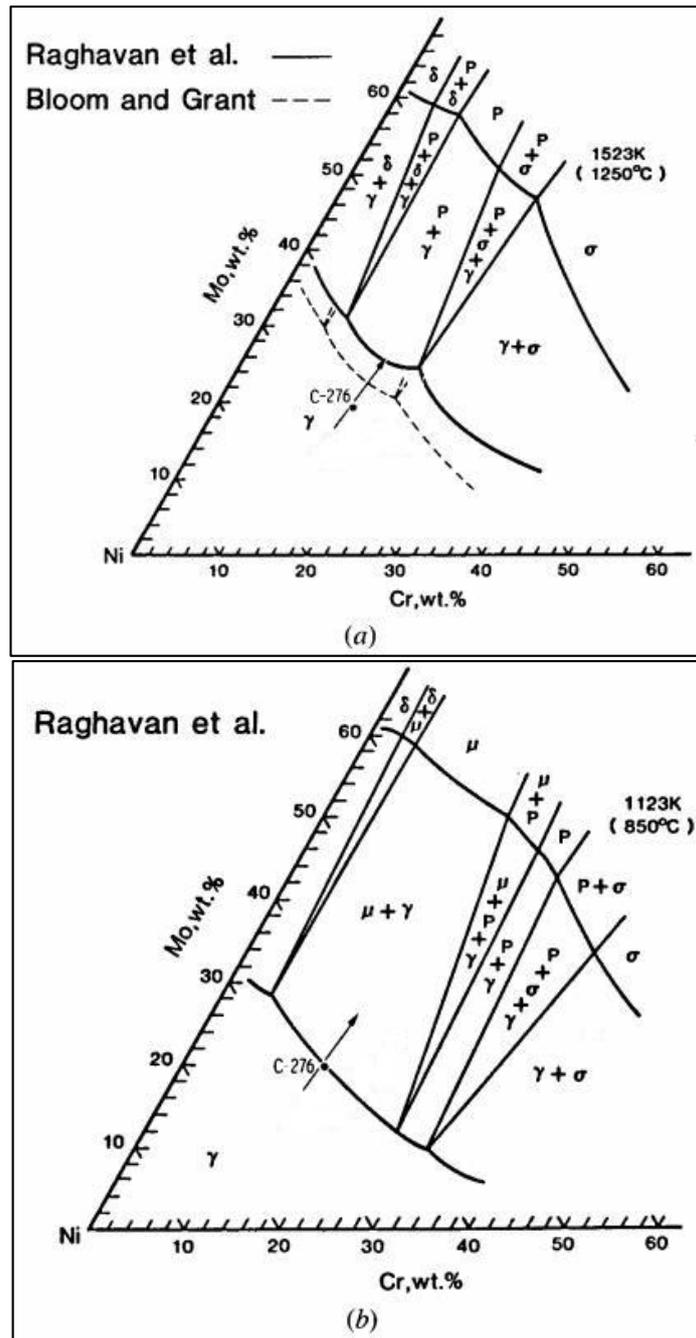


Fonte: Cieslak et al, 1986.

Em relação à região interdendrítica, a Figura 2.16(a) mostra que o núcleo da dendrita é rico em Ni e pobre em Mo. Além disso, pode-se observar que não existe efetivamente uma segregação de Cr relacionada à solidificação. Para a Figura 2.16(b) é observada uma concentração maior de Fe no núcleo da dendrita em relação à região interdendrítica. A segregação de W, por sua vez, é mais difícil de discernir devido à dispersão considerável dos dados.

Para melhor compreensão dos aspectos relacionados à solidificação da liga Hastelloy C-276, seções isotérmicas do diagrama de fases ternário Ni-Cr-Mo foram tomadas. A Figura 2.17, desenvolvida por Raghavan et al. (1984) e por Bloom e Grant (1954), mostra as isotermas de 1250 °C e 850 °C do diagrama ternário, a composição nominal da liga (representada por um ponto) e o perfil de segregação resultante da solidificação, que em termos equivalentes, é representado por uma seta de modo que a cauda da seta represente a composição do sólido inicial, formado na região do núcleo da dendrita, e a ponta da seta represente a composição da solidificação final, que ocorre na região interdendrítica.

Figura 2. 17. Seções isotérmicas do diagrama ternário Ni-Cr-Mo. (a) 1250 °C. (b) 850 °C.

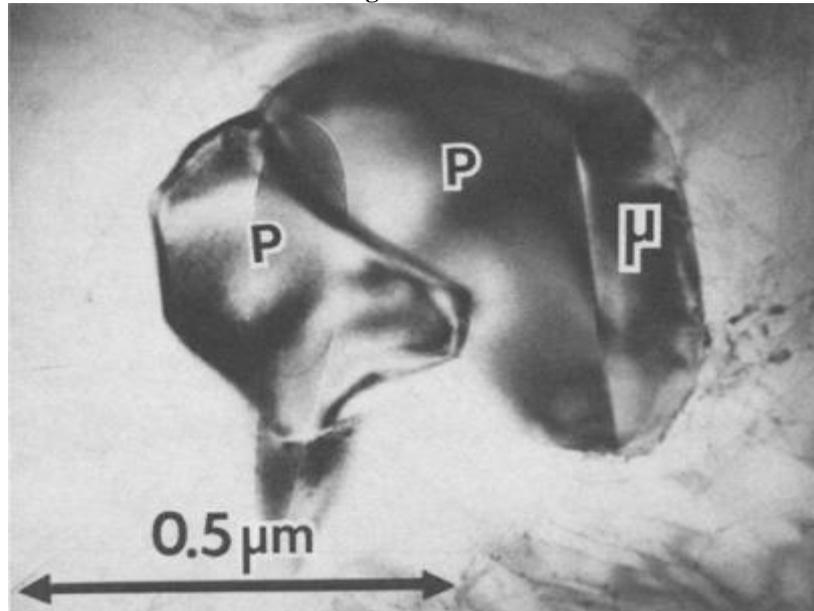


Fonte: Cieslak et al, 1986.

A Figura 2.17(a) indica que a solidificação da liga Hastelloy C-276 se inicia com a formação da fase  $\gamma$  no núcleo da dendrita. Com a progressão do perfil de composição, a solidificação na região interdendrítica se dá na região de estabilidade  $\gamma + P$ . À medida que o metal de solda esfria, ele entra na região de estabilidade  $\gamma + \mu$  (Figura 2.17(b)), resultando em uma transformação parcial ( $P \rightarrow \mu$ ) já que o tempo durante esta faixa de temperatura não é suficiente para a conclusão da reação. A microestrutura do metal de solda é então composta por produtos de transformações intermediárias ( $P$ ) e finais ( $\mu$ ) em

uma matriz  $\gamma$ . A Figura 2.18 mostra o crescimento de  $\mu$  em P que pode ocorrer em um metal de solda da liga C-276.

**Figura 2. 18. Micrografia eletrônica indicando o crescimento de  $\mu$  em P no metal de solda da liga C-276.**



Fonte: Cieslak et al, 1986.

### 3. MATERIAIS E MÉTODOS

Para o desenvolvimento da presente pesquisa, utilizou-se de uma série de equipamentos, consumíveis, dispositivos e metodologias. Neste capítulo serão discutidos os métodos e as especificações dos materiais empregados.

#### 3.1. METAL DE BASE

Como metal de base foram utilizadas chapas de um aço SAE 1020 nas dimensões de 160 mm x 50 mm x 10 mm, para exploração de parâmetros operacionais de soldagem, e de um aço BLAR ASTM A182 F22 nas dimensões de 100 mm x 50 mm x 10 mm, para a soldagem com os parâmetros consolidados. As Tabelas 3.1 e 3.2 indicam as composições químicas dos aços empregados.

**Tabela 3. 1. Composição química nominal do aço SAE 1020.**

<b>C</b>	<b>Mn</b>	<b>P</b>	<b>S</b>	<b>Fe</b>
0,18 – 0,23	0,30 – 0,60	0,04	0,05	Bal.

Fonte: Val Aço, 2008.

**Tabela 3. 2. Composição química medida do aço ASTM A182 F22, % em peso.**

<b>C</b>	<b>Si</b>	<b>Mn</b>	<b>P</b>	<b>Cu</b>	<b>Cr</b>	<b>Ni</b>	<b>Mo</b>	<b>Al</b>
0,075	0,147	0,39	0,005	0,128	2,098	0,164	0,997	0,018

Fonte: Autoria própria.

#### 3.2. METAL DE ADIÇÃO

Como metal de adição, foi usado um eletrodo da classe AWS ERNiCrMo-4 (Hastelloy C-276) com 1,2 mm de diâmetro. A Tabela 3.3 mostra a composição química comercial deste arame-eletrodo.

**Tabela 3. 3. Composição química nominal do arame AWS ERNiCrMo-4, % em peso.  
(\*Valores máximos).**

<b>Ni</b>	<b>Cr</b>	<b>Mo</b>	<b>V</b>	<b>W</b>	<b>Cu</b>	<b>Co</b>
Bal	14,5 - 16,5	15,0 – 17,0	0,35*	3,0 – 4,5	0,5*	2,5*
<b>C</b>	<b>Fe</b>	<b>Mn</b>	<b>Si</b>	<b>P</b>	<b>S</b>	<b>Outros</b>

0,02*	4,0 – 7,0	1,0*	0,08*	0,04*	0,03*	0,5*
-------	-----------	------	-------	-------	-------	------

Fonte: Haynes, 2003.

### 3.3. GÁS DE PROTEÇÃO

O gás de proteção utilizado foi uma mistura de argônio com 25% de hélio. A utilização deste gás se deu com objetivo de melhorar a molhabilidade dos cordões depositados, haja vista que os parâmetros estudados serão empregados em soldagens de revestimento de pesquisas futuras. Desta forma, o emprego deste gás pode, por exemplo, diminuir a convexidade do cordão em relação àquela obtida com o argônio puro, e a possibilidade do surgimento de defeitos entre passes.

### 3.4. EQUIPAMENTOS – PROCESSO DE SOLDAGEM

A Figura 3.1 ilustra os componentes da bancada de soldagem, listados a seguir.

- Fonte de soldagem multiprocesso transistorizada, Inversal 300 (1).
- Cabeçote alimentador de arame, modelo STA 20 (2).
- Carro inferior de deslocamento automático da tocha, Tartílope V1 (3).
- Carro superior de deslocamento automático da tocha, Tartílope V2 (4).
- Sistema de aquisição dos dados elétricos de soldagem, SAP (5).
- Tocha de soldagem (6).
- Comando do carro inferior de deslocamento automático da tocha (7).
- Comando do carro superior de deslocamento automático da tocha (8).
- Notebook para aquisição de dados (9).
- Cilindro de gás (10).

**Figura 3. 1. Bancada de soldagem.**

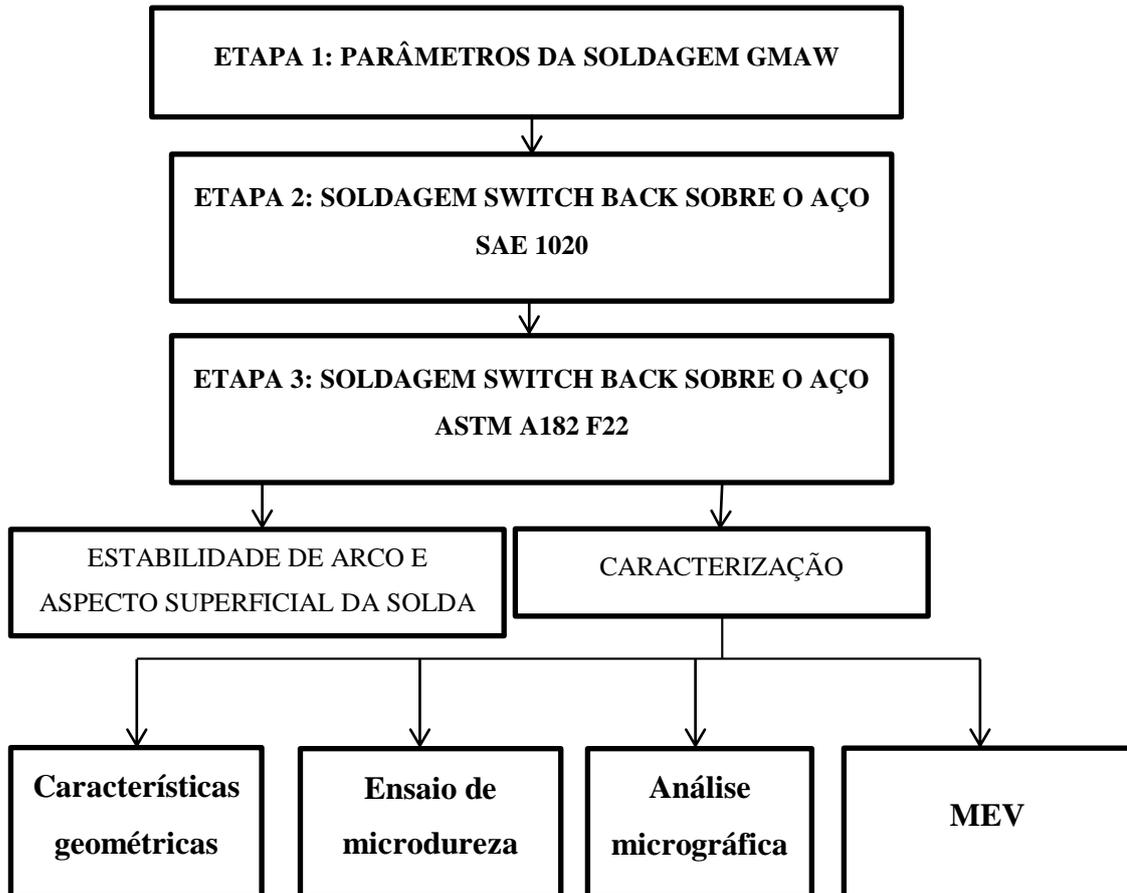


Fonte: Autoria própria.

### 3.5. METODOLOGIA – PROCESSO DE SOLDAGEM

A metodologia empregada neste estudo foi dividida em três etapas. O fluxograma da Figura 3.2 ilustra um esquema do trabalho realizado.

**Figura 3. 2. Fluxograma das atividades desenvolvidas.**



Fonte: Autoria própria.

### 3.5.1. Parâmetros da soldagem GMAW

Conforme já mencionado neste trabalho, existe o interesse na utilização dos parâmetros aqui selecionados para uma posterior pesquisa com a soldagem de revestimento. Por isso, optou-se pela soldagem no modo empurrando que resulta em cordões de maior largura e menor penetração, mais adequados para a deposição de revestimento. A Tabela 3.4 mostra os parâmetros operacionais que se mantiveram constantes durante todos os experimentos.

**Tabela 3. 4. Variáveis mantidas constantes durante todos os experimentos.**

Modo de soldagem	Empurrando
Posição de soldagem	Plana
Natureza e Polaridade	CC <sup>+</sup>
Vazão de gás	13 l/min
Distância bico de contato peça (DBCP)	16 mm
Ângulo de ataque	75°
Ângulo de trabalho	0°

Fonte: Aatoria própria.

Na primeira etapa da pesquisa a soldagem GMAW de passes isolados em simples deposição foi realizada sobre chapas do aço SAE 1020 para a definição dos parâmetros operacionais de soldagem capazes de gerar soldas com qualidade superficial e sem defeitos. A Tabela 3.5 indica os parâmetros GMAW selecionados, com destaque para as velocidades de alimentação ( $V_a$ ) e de soldagem ( $V_s$ ), e a tensão de soldagem (U).

**Tabela 3. 5. Parâmetros de soldagem utilizados no estudo. Soldagem GMAW.**

Ensaio	$V_a$ (m/min)	$V_s$ (cm/min)	U (V)
1CP e 1C	5	30	34
2CP e 2C	5	50	34

Fonte: Aatoria própria.

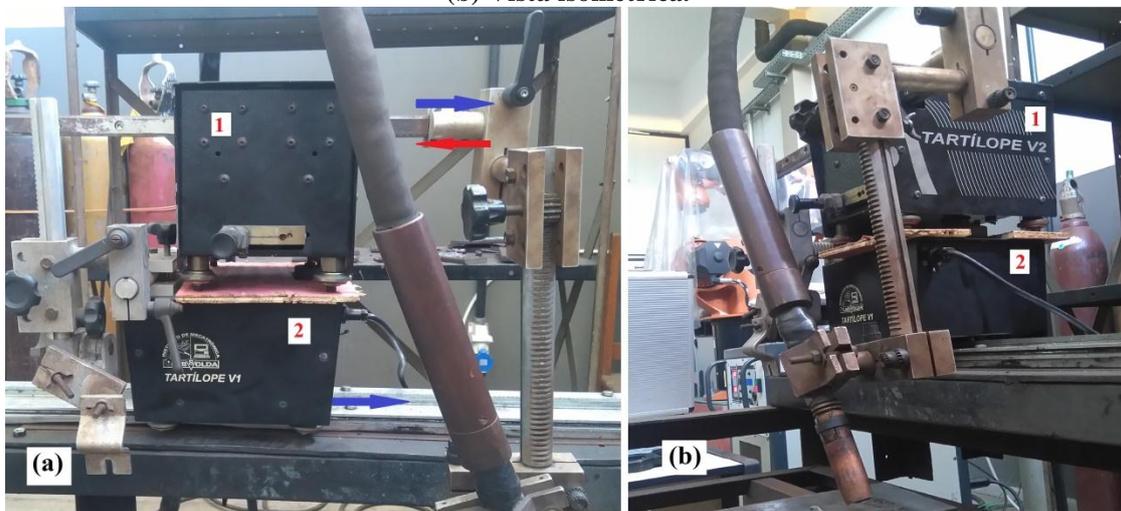
### 3.5.2. Arranjo da bancada de trabalho para a soldagem switch back

Conforme já comentado na seção 2.2 desta pesquisa, a técnica de soldagem switch-back consiste em oscilar a tocha de soldagem na direção longitudinal do cordão, sendo necessária a execução de dois movimentos consecutivos e repetidamente, o avanço

e a reversão. Devido o alto nível de precisão exigido para os movimentos, frequentemente a soldagem por esta técnica é realizada com o auxílio de um robô de solda. Apesar desta condição, diversos dispositivos de deslocamento de soldagem podem realizar adequadamente os movimentos necessários ao emprego da técnica. Para este trabalho, empregou-se um arranjo com dois carros automatizados e sobrepostos para a execução dos movimentos sincronizados da técnica switch back (Figura 3.3).

Neste arranjo o carro inferior, identificado pelo dígito 1 na Figura 3.3, encontra-se com o rodado engrenado em trilhos do tipo cremalheira, e é o responsável pelo movimento progressivo da tocha na direção de soldagem. O carro superior, identificado pelo dígito 2 na Figura 3.3, mantém-se fixo em sobreposição ao carro inferior. Durante o movimento de switch back, o carro superior desenvolve o movimento de tecimento convencional de sua interface, porém, no sentido longitudinal do cordão de solda (switch back), devido a sua disposição em relação ao carro inferior.

**Figura 3. 3. Arranjo dos carros de deslocamentos automatizados, para TSB: (a) Vista lateral; (b) Vista isométrica.**



Fonte: Autoria própria.

Os parâmetros da técnica quando comandada por robô são definidos diretamente numa interface de programação do sistema. Já para o arranjo desenvolvido, estes parâmetros são calculados a partir dos valores das variáveis setadas diretamente na interface dos carros. Para uma melhor compreensão dos parâmetros envolvidos no arranjo, eles foram divididos em dois grupos. O primeiro grupo corresponde aos parâmetros impostos diretamente na interface dos carros, ou seja, as variáveis de entrada: a velocidade de soldagem ( $V_s$ ), setada na interface do carro inferior, a frequência ( $f$ ) e a amplitude ( $Amp$ ) de tecimento, setadas na interface do carro superior. O segundo grupo

de parâmetros, por sua vez, consiste naqueles utilizados na técnica switch back no modo robotizado, ou seja, as variáveis de saída: a distância de avanço (A), a distância de reversão (R), a velocidade de avanço ( $V_A$ ) e a velocidade de reversão ( $V_R$ ). Para a determinação adequada dos parâmetros da técnica, obtidos em função dos parâmetros setados na interface dos carros, tornou-se necessária a elaboração de uma planilha com o uso de cálculos de velocidades relativas. Para se exemplificar a determinação de um conjunto de parâmetros, têm-se as seguintes variáveis de entrada:  $f = 2 \text{ Hz}$ ;  $\text{Amp} = 4 \text{ mm}$ ;  $V_S = 50 \text{ cm/min}$ .

O primeiro passo dos cálculos consiste em determinar a velocidade da tocha de soldagem considerando apenas o seu movimento de tecimento longitudinal ( $V_t$ ). Para isso, deve-se considerar a distância percorrida pela tocha em um único ciclo, que corresponde ao trajeto de ida e volta a um mesmo ponto. Neste caso, basta multiplicar por dois a amplitude fornecida. Assim, a distância de tecimento ( $D_t$ ) é dada pela Equação 3.1.

$$D_t = 2 \times \text{Amp} = 2 \times 4 = 8 \text{ mm} \quad \text{Eq. (3.1)}$$

Para se determinar  $V_t$  é necessário, ainda, o tempo no qual a tocha percorre um ciclo. Este tempo consiste no período (T) ou o inverso de  $f$ , conforme a Equação 3.2.

$$T = \frac{1}{f} = \frac{1}{2} = 0,5 \text{ s} \quad \text{Eq. (3.2)}$$

A velocidade de tecimento é a razão entre  $D_t$  e T, como na Equação 3.3.

$$V_t = \frac{D_t}{T} = \frac{8 \text{ mm}}{0,5 \text{ s}} = 16 \text{ mm/s} \quad \text{Eq. (3.3)}$$

O segundo passo dos cálculos consiste na determinação da velocidade de avanço ( $V_A$ ), Equação 3.4, dada pela soma da velocidade  $V_t$  com a velocidade de soldagem setada no carro inferior ( $V_S$ ).

$$V_A = V_t + V_S = 16 \frac{\text{mm}}{\text{s}} + 50 \frac{\text{cm}}{\text{min}} \times \frac{60}{10} \times \frac{\text{mm}}{\text{s}} \times \frac{\text{min}}{\text{cm}} = 24,33 \frac{\text{mm}}{\text{s}} = 146 \text{ cm/min} \quad \text{Eq. (3.4)}$$

A velocidade de reversão pode ser obtida pela Equação 3.5, sendo a diferença entre  $V_t$  e  $V_S$ .

$$V_R = V_t - V_S = 16 \frac{mm}{s} - 50 \frac{cm}{min} \times \frac{60}{10} \times \frac{mm}{s} \times \frac{min}{cm} = 7,67 \frac{mm}{s} = 46 \text{ cm/min} \quad \text{Eq. (3.5)}$$

Para a determinação das distâncias de avanço e de reversão deve-se calcular o tempo de movimento da tocha durante o avanço e a reversão, respectivamente, em um único ciclo. A Equação 3.6 mostra que este tempo (t) é a metade do período (T).

$$t = \frac{T}{2} = \frac{0,5}{2} = 0,25 \text{ s} \quad \text{Eq. (3.6)}$$

As distâncias de avanço e de reversão são, portanto, o produto da respectiva velocidade e a metade do período, como o indicado nas Equações 3.7 e 3.8.

$$A = V_A \times t = 24,33 \frac{mm}{s} \times 0,25 \text{ s} = 6,08 \text{ mm} \quad \text{Eq. (3.7)}$$

$$R = V_R \times t = 7,67 \frac{mm}{s} \times 0,25 \text{ s} = 1,91 \text{ mm} \quad \text{Eq. (3.8)}$$

### 3.5.2.1. Calibração do Arranjo dos Carros de Deslocamento Automático

Durante a fase inicial do estudo foi observada uma defasagem no sistema de deslocamento dos carros. Ao se selecionar um conjunto de variáveis de entrada obtinha-se como resposta valores das variáveis de saída diferentes daqueles predeterminados (calculados). Isto se resolveu com a calibração do sistema. Para tal, foram setados diferentes valores de amplitude na interface do carro e, em seguida, com auxílio de papel milimetrado e uma caneta especial ajustada à extremidade da tocha de soldagem, mediuse a amplitude real de tecimento. A Tabela 3.6 indica os valores de amplitudes impostos na interface e os reais medidos no papel.

**Tabela 3. 6. Calibração das amplitudes de avanço e reversão, no arranjo de deslocamento automático da tocha.**

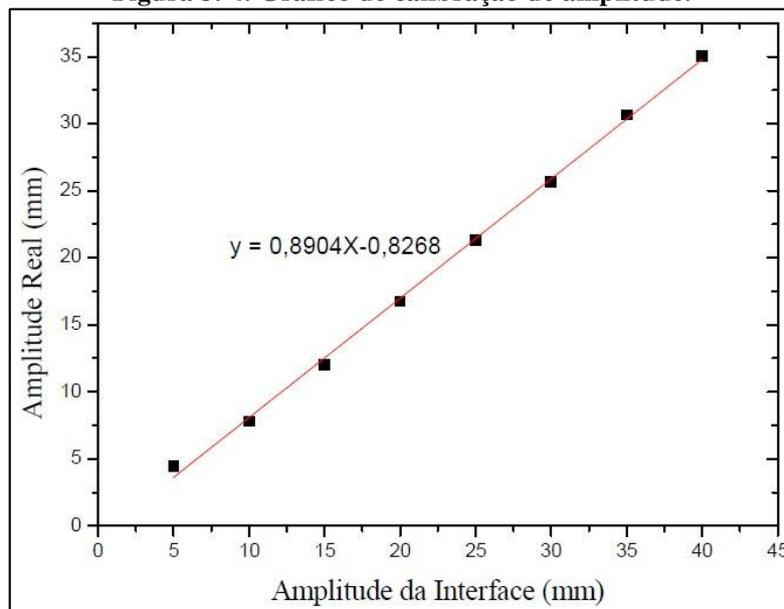
Amplitude setada na interface (mm)	Amplitude real (mm)
5	4,45
10	7,8
15	12
20	16,75
25	21,3

30	25,65
35	30,65
40	35,05

Fonte: Autoria própria.

A Figura 3.4 representa o gráfico da calibração, que ilustra a curva de tendência e a equação correspondente.

**Figura 3. 4. Gráfico de calibração de amplitude.**



Fonte: Autoria própria.

### 3.5.3. Soldagem preliminar switch back sobre o aço SAE 1020

A soldagem switch-back sobre o aço SAE 1020 tem por objetivo estabelecer e selecionar um pacote operacional para a técnica switch back considerando a estabilidade do arco e o aspecto superficial dos cordões. Neste sentido, uma série de ensaios preliminares foi conduzida utilizando dos parâmetros da soldagem GMAW no aço SAE 1020 (seção 3.5.1).

Nesta fase experimental do trabalho as soldas são identificadas como **CP**, para as condições **Convencionais Preliminares**, e como **SBP**, para as condições **Switch Back Preliminares**. As duas soldas GMAW convencionais, 1CP e 2CP, foram depositadas conforme as condições das Tabelas 3.4 e 3.5 (seção 3.5.1).

A Tabela 3.7 indica as dezoito condições da soldagem com switch back, depositadas com parâmetros preliminares. A velocidade equivalente ( $V_{eq}$ ) variou em dois níveis, 30 cm/min (condição 1CP) e 50 cm/min (condição 2CP), sendo as nove primeiras condições da soldagem switch back (1SBP a 9SBP) correspondentes a  $V_{eq} = 30$  cm/min, e as outras nove condições (10SBP a 18SBP) correspondentes a  $V_{eq} = 50$  cm/min.

A velocidade equivalente corresponde àquela capaz de produzir um cordão utilizando a técnica switch back com o mesmo tempo necessário à confecção de um cordão, de mesmo comprimento, para o modo convencional (ALMEIDA et al, 2012).

**Tabela 3. 7. Parâmetros preliminares da técnica switch back. Aço SAE 1020.**

<b>Condição</b>	<b><math>V_{eq}</math> (cm/min)</b>	<b>A (mm)</b>	<b>R (mm)</b>	<b><math>V_A</math> (cm/min)</b>	<b><math>V_R</math> (cm/min)</b>
<b>1SBP</b>	30	9	5	138	78
<b>2SBP</b>	30	11	7	169	109
<b>3SBP</b>	30	14	9	170	110
<b>4SBP</b>	30	14	10	214	154
<b>5SBP</b>	30	18	13	210	150
<b>6SBP</b>	30	23	18	270	210
<b>7SBP</b>	30	27	20	230	170
<b>8SBP</b>	30	34	27	287	227
<b>9SBP</b>	30	44	37	374	314
<b>10SBP</b>	50	6	2	158	58
<b>11SBP</b>	50	7	3	189	89
<b>12SBP</b>	50	9	5	236	136
<b>13SBP</b>	50	10	5	193	93
<b>14SBP</b>	50	12	7	230	130
<b>15SBP</b>	50	15	10	294	194
<b>16SBP</b>	50	18	11	253	153
<b>17SBP</b>	50	23	15	311	211
<b>18SBP</b>	50	29	22	398	298

Fonte: Autoria própria.

#### **3.5.4. Soldagem switch back sobre o aço ASTM A182 F22**

Antes da soldagem e para atender a requisitos da norma ASTM A182, as chapas deste metal de base foram tratadas termicamente por normalização e por revenimento. A Tabela 3.8 indica as condições destes tratamentos térmicos. As soldas foram iniciadas e terminadas em “orelhas” de aço SAE 1020, medindo 30 mm x 30 mm x 10 mm, que foram descartadas após a soldagem dos corpos de prova.

**Tabela 3. 8. Tratamentos térmicos realizados no aço ASTM A182 F22.**

<b>Tratamento</b>	<b>Temperatura (°C)</b>	<b>Tempo (min)</b>	<b>Meio de resfriamento</b>
<b>Normalização</b>	900	24	Ar calmo
<b>Revenimento</b>	675	60	Ar calmo

Fonte: Autoria própria.

A soldagem switch back sobre o aço ASTM A182 F22 foi realizada nas condições mostradas na Tabela 3.9. As soldas estão identificadas como **C**, para a soldagem Convencional, e como **SB**, para a soldagem **Switch Back**. As condições da Tabela 3.9 foram estabelecidas com base na análise da qualidade do cordão e da estabilidade do arco obtidas da soldagem preliminar switch back sobre o aço SAE 1020.

**Tabela 3. 9. Parâmetros da técnica switch back. Aço ASTM A182 F22.**

<b>Condição</b>	<b>V<sub>eq</sub> (cm/min)</b>	<b>A (mm)</b>	<b>R (mm)</b>	<b>V<sub>A</sub> (cm/min)</b>	<b>V<sub>R</sub> (cm/min)</b>
<b>1SB</b>	30	6	2	100	40
<b>2SB</b>	30	8	4	120	60
<b>3SB</b>	30	10	6	150	90
<b>4SB</b>	30	8	3	100	40
<b>5SB</b>	30	10	5	120	60
<b>6SB</b>	30	13	8	150	90
<b>7SB</b>	30	12	5	100	40
<b>8SB</b>	30	14	7	120	60
<b>9SB</b>	30	18	11	150	90
<b>10SB</b>	50	6	2	167	67
<b>11SB</b>	50	8	4	200	100
<b>12SB</b>	50	10	6	250	150
<b>13SB</b>	50	8	3	167	67
<b>14SB</b>	50	10	5	200	100
<b>15SB</b>	50	13	8	250	150
<b>16SB</b>	50	12	5	167	67
<b>17SB</b>	50	14	7	200	100
<b>18SB</b>	50	18	11	250	150

Fonte: Autoria própria.

### 3.5.5. Medição termográfica

Para registro do comportamento do ciclo térmico da técnica e para se estabelecer comparações com a soldagem convencional, utilizou-se de uma câmera termográfica

FLIR T440 durante todas as soldagens sobre o aço ASTM A182 F22. Este dispositivo possui uma taxa de aquisição de até 30 fps (frames por segundo) e uma análise dividida em três campos de temperatura (-20 °C a 120 °C, 200 °C a 650 °C e 200 °C a 1300 °C).

Para um emprego adequado do equipamento foi construída uma caixa de madeira, responsável por manter a câmera protegida e na posição ideal para filmagem. Ainda assim, para garantir a integridade da lente do dispositivo, a filmagem foi realizada através da raiz da solda, uma vez que na superfície as temperaturas de processo facilmente ultrapassaram a faixa operacional de trabalho da câmera.

Apesar da preparação envolvida para análise, não foi possível identificar nenhum tipo de alteração entre os perfis térmicos com e sem o uso da técnica devido o uso de chapas de aço muito espessas para a percepção de variações térmicas na parte inferior. Por isso, foram realizadas soldagens com o processo GTAW (Gas-shielded Tungsten Arc Welding) autógeno sobre chapas planas finas. Para nível de ilustração, a Figura 3.5 indica os aparatos utilizados com o processo GTAW e suas respectivas posições, com destaque para o sistema de deslocamento de soldagem [1] e para a câmera de inspeção termográfica [2].

**Figura 3. 5. Aparatos utilizados para soldas com processo GTAW: (a) Sistema de deslocamento de soldagem. (b) Câmera de inspeção termográfica.**



Fonte: Autoria própria.

### 3.5.5.1. Soldagem convencional e com switch back para o processo GTAW

Esta etapa da pesquisa utilizou de chapas do aço laminado ASTM A-36 nas dimensões de 310 mm x 80 mm x 3, 17 mm. As soldas se deram na posição plana, no modo empurrando (ângulo de ataque de 75°) e com uso de CC<sup>-</sup>.

Argônio comercialmente puro foi utilizado como gás de proteção com uma vazão de 7 l/min. A velocidade de soldagem para a condição convencional foi de 20 cm/min com um comprimento de arco de 2,5 mm, o qual produziu tensões da ordem de 15,6 V. A Tabela 3.10 indica os parâmetros empregados para a técnica e os valores médios de corrente e tensão registrados.

**Tabela 3. 10. Parâmetros convencionais e com switch back para as soldas com o processo GTAW.**

Condição	V <sub>eq</sub> (cm/min)	A (mm)	R (mm)	V <sub>A</sub> (cm/min)	V <sub>R</sub> (cm/min)	Im (A)	Um (V)
GTAWC	20	-	-	-	-	151	15,6
GTAWSB	20	6,6	3,3	80	40	150	15,7

Fonte: Autoria própria.

Para se estabelecer as devidas discussões entre os perfis térmicos das duas condições foram empregadas ferramentas do software FLIR Tools. Nele, selecionaram-se três pontos dispostos ao longo da linha central do cordão, os quais tiveram valores de temperatura registrados durante toda a operação de soldagem. A Figura 3.6 indica a interface de manipulação do programa mencionado.

**Figura 3. 6. Interface do programa FLIR Tools.**



Fonte: Autoria própria.

### 3.6. EQUIPAMENTOS – METALOGRAFIA

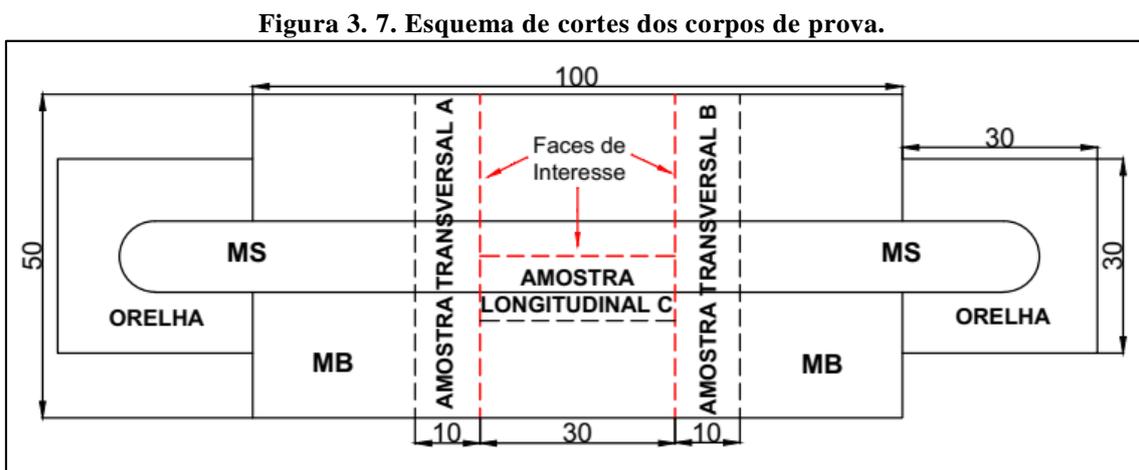
Ao longo da etapa de caracterização macro e microestrutural utilizou-se de uma série de aparatos. Uma breve relação com o nome e informações dos equipamentos é dada a seguir.

- Máquina de serra fita, modelo FM 18 (Franho).
- Cut-off, modelo COR 40 (Arotec).
- Politriz, modelo PLF (Fortel).
- Estereoscópio, modelo EZ4 (Leica).
- Microdurômetro, modelo HMV-2 (Shimadzu).
- Microscópio óptico, modelo DMR (Leica).
- Microscópio eletrônico de varredura, modelo VEGA LaB6 (Shimadzu).

### 3.7. METODOLOGIA - CARACTERIZAÇÃO

#### 3.7.1. Esquema da retirada de amostras das soldas

A Figura 3.7 ilustra o esquema do corte das amostras soldadas no aço ASTM A182 F22, usadas para a realização dos ensaios de macrografia, micrografia e microdureza. As três amostras são removidas da parte central da solda, sendo duas amostras de seção transversal (A e B) e uma amostra de seção longitudinal (C).



Fonte: Autoria própria.

#### 3.7.2. Preparação metalográfica

A análise metalográfica foi realizada na seção de interesse de cada amostra, ou seja, na face da seção transversal das amostras A e B, e na face central longitudinal da

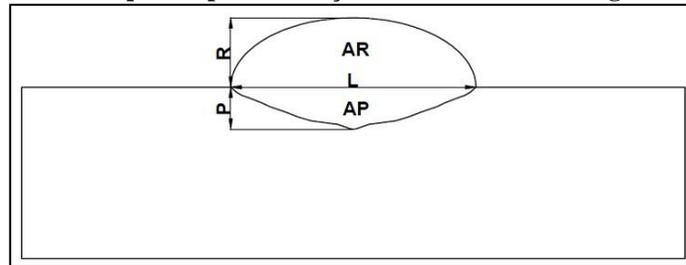
amostra C. Após o corte das amostras, as seções de interesse foram lixadas de 80 mesh a 2000 mesh e, em seguida, polidas com alumina em suspensão de 1 µm a 0,3 µm.

Para a revelação do metal de base as amostras foram atacadas por imersão com Nital 3% durante 7 s. Já para a revelação do metal de solda as amostras foram atacadas eletroliticamente, empregando uma solução de 10 % de ácido crômico diluído em água deionizada e uma fonte de tensão constante, com tensão de 6 V por um tempo de 6 s.

### 3.7.3. Características geométricas

As características geométricas da solda foram avaliadas com base na macrografia da seção transversal pela medição da largura (L), do reforço (R) e da penetração (P), conforme o esquema da Figura 3.8. A diluição global foi determinada pela Equação 3.9 que compreende as áreas do reforço (AR) e da penetração (AP), destacadas na Figura 3.8.

Figura 3. 8. Esquema para medição das características geométricas.



Fonte: Autoria própria.

$$D_G = \frac{AP}{AR + AP} \times 100 \quad \text{Eq. (3.9)}$$

#### 3.7.3.1. Análise dos dados geométricos

A análise experimental de um determinado fenômeno pode ser realizada com a variação de um ou mais de seus fatores. Desta forma, pode-se estudar a relação entre a causa e o efeito, produzida pelas variações e interações pertinentes. Para um melhor entendimento do fenômeno, pode-se abordá-lo pelo estudo da interação entre as diversas causas e suas influências nos efeitos obtidos (MOTA, 1998).

Quando vários fatores são de interesse em um experimento, um tratamento fatorial deve ser usado. O delineamento fatorial, por exemplo, é um dos métodos mais empregados para a análise de experimentos multifatoriais, onde o tratamento consiste de

dois ou mais fatores, cada um variando em dois ou mais níveis. As combinações se processam de modo que cada nível de um fator ocorra conjuntamente com cada nível de outros fatores. O número total de tratamentos é o produto entre o número de níveis de todos os fatores. Assim, se houver dois fatores A e B, com  $a$  níveis do fator A e  $b$  níveis do fator B, cada réplica conterá todas as  $ab$  combinações de tratamentos (MONTGOMERY e RUNGER, 2003; MOTA, 1998).

Neste trabalho, pretende-se analisar os efeitos dos parâmetros de switch back sobre a geometria dos cordões. Para isto, três fatores controláveis em diferentes níveis foram considerados. O primeiro fator corresponde à velocidade equivalente ( $V_{eq}$ ) que variou nos níveis de 30 cm/min e 50 cm/min.

Conforme visualizado na Tabela 3.9, as distâncias de avanço e reversão são diferentes para todas as condições na mesma velocidade equivalente, e as velocidades de avanço e reversão estão em níveis diferentes para cada faixa de velocidade equivalente, o que inviabiliza a análise com estes fatores. Por este motivo, os outros dois fatores admitidos correspondem a combinações das distâncias e velocidades de avanço e reversão. Assim, o segundo fator corresponde a diferença entre as distâncias de avanço e reversão (A-R), aqui denominada de  $\Delta L$ , que variou nos níveis de 4 mm, 5 mm e 7 mm. O terceiro fator corresponde a uma proporção percentual dos parâmetros de reversão em relação aos parâmetros de avanço ( $V_R/V_A$  e  $R/A$ ) aqui denominada  $P_R/P_A$ , que variou nos níveis de 40 %, 50 % e 60 %. A Tabela 3.11 indica os fatores e seus respectivos níveis considerados para o estudo do efeito dos parâmetros de switch back sobre a geometria dos cordões.

**Tabela 3. 11. Fatores e níveis na condição de switch back.**

<b>Condição</b>	<b><math>V_{eq}</math> (cm/min)</b>	<b><math>\Delta L</math> (mm)</b>	<b><math>P_R/P_A</math> (%)</b>
<b>1SB</b>	30	4	40
<b>2SB</b>			50
<b>3SB</b>			60
<b>4SB</b>		5	40
<b>5SB</b>			50
<b>6SB</b>			60
<b>7SB</b>		7	40
<b>8SB</b>			50
<b>9SB</b>			60
<b>10SB</b>	50	4	40
<b>11SB</b>			50

<b>12SB</b>			60
<b>13SB</b>			40
<b>14SB</b>	50	5	50
<b>15SB</b>			60
<b>16SB</b>			40
<b>17SB</b>		7	50
<b>18SB</b>			60

Fonte: Autoria própria.

### 3.7.3.2. Método Matemático para Análise Estatística dos Experimentos

Para simplificar o entendimento do processamento estatístico dos resultados aqui obtidos, apresenta-se a seguir um exemplo na íntegra utilizado por MONTGOMERY e RUNGER (2003) para a análise de experimentos com dois fatores fixos A e B. Desta forma, os  $a$  níveis do fator A e os  $b$  níveis do fator B foram fixados e inferências estão restritas somente a esses níveis. Nesse modelo, é comum definir os efeitos  $\tau_i$ ,  $\beta_j$  e  $(\tau\beta)_{ij}$  como desvios da média, de modo que  $\sum_{i=1}^a \tau_i = 0$ ,  $\sum_{j=1}^b \beta_j = 0$ ,  $\sum_{i=1}^a (\tau\beta)_{ij} = 0$  e  $\sum_{j=1}^b (\tau\beta)_{ij} = 0$ .

A análise de variância (ANOVA) pode ser usada para testar hipóteses sobre os efeitos principais dos fatores A e B e a interação AB. Visando apresentar a ANOVA, a Tabela 3.12 indica alguns dos símbolos aqui abordados.

**Tabela 3. 12. Arranjo dos dados para um tratamento fatorial com dois fatores.**

		<b>Fator B</b>				Totais	Médias
		1	2	...	b		
<b>Fator A</b>	1	$Y_{111}, Y_{112},$ ..., $Y_{11n}$	$Y_{121}, Y_{122},$ ..., $Y_{12n}$		$Y_{1b1}, Y_{1b2},$ ..., $Y_{1bn}$	$y_{1..}$	$\bar{y}_{1..}$
	2	$y_{211}, y_{212},$ ..., $y_{21n}$	$y_{221}, y_{222},$ ..., $y_{22n}$		$y_{2b1}, y_{2b2},$ ..., $y_{2bn}$	$y_{2..}$	$\bar{y}_{2..}$
	...						
	a	$Y_{a11}, Y_{a12},$ ..., $Y_{a1n}$	$Y_{a21}, Y_{a22},$ ..., $Y_{a2n}$		$Y_{ab1}, Y_{ab2},$ ..., $Y_{abn}$	$y_{a..}$	$\bar{y}_{a..}$
Totais		$y_{.1.}$	$y_{.2.}$		$y_{.b.}$	$y_{...}$	
Médias		$\bar{y}_{.1.}$	$\bar{y}_{.2.}$		$\bar{y}_{.b.}$		$\bar{y}_{...}$

Fonte: Montgomery e Runger, 2003.

Seja  $y_{i..}$  o total das observações feitas no  $i$ -ésimo nível do fator A,  $y_{.j.}$  o total das observações obtidas no  $j$ -ésimo nível do fator B,  $y_{ij.}$  o total das observações obtidas na  $ij$ -

ésima célula da Tabela 3.12 e  $y_{...}$  o total global de todas as observações. Defina  $\bar{y}_{i...}$ ,  $\bar{y}_{.j.}$ ,  $\bar{y}_{ij.}$  e  $\bar{y}_{...}$  como as médias correspondentes às linhas, às colunas, às células e à média global. Isto é:

$$y_{i..} = \sum_{j=1}^b \sum_{k=1}^n y_{ijk} \quad \bar{y}_{i..} = \frac{y_{i..}}{bn} \quad i = 1, 2, \dots, a \quad \text{Eq. (3.10)}$$

$$y_{.j.} = \sum_{i=1}^a \sum_{k=1}^n y_{ijk} \quad \bar{y}_{.j.} = \frac{y_{.j.}}{an} \quad j = 1, 2, \dots, b \quad \text{Eq. (3.11)}$$

$$y_{ij.} = \sum_{k=1}^n y_{ijk} \quad \bar{y}_{ij.} = \frac{y_{ij.}}{n} \quad i = 1, 2, \dots, a; \quad \text{Eq. (3.12)}$$

$$y_{...} = \sum_{i=1}^a \sum_{j=1}^b \sum_{k=1}^n y_{ijk} \quad \bar{y}_{...} = \frac{y_{...}}{abn} \quad j = 1, 2, \dots, b \quad \text{Eq. (3.13)}$$

As hipóteses testadas são dadas a seguir:

1.  $H_0: \tau_1 = \tau_2 = \dots = \tau_a = 0$  (nenhum efeito principal do fator A)

$H_1$ : no mínimo um  $\tau_i \neq 0$

2.  $H_0: \beta_1 = \beta_2 = \dots = \beta_b = 0$  (nenhum efeito principal do fator B)

$H_1$ : no mínimo um  $\beta_j \neq 0$

3.  $H_0: (\tau\beta)_{11} = (\tau\beta)_{12} = \dots = (\tau\beta)_{ab} = 0$  (nenhuma interação)

$H_1$ : no mínimo um  $(\tau\beta)_{ij} \neq 0$

A ANOVA, por sua vez, testa essas hipóteses pela decomposição da variabilidade total dos dados em partes componentes, comparando os vários elementos dessa decomposição. A variabilidade total é medida pela soma dos quadrados das observações.

$$SQ_T = \sum_{i=1}^a \sum_{j=1}^b \sum_{k=1}^n (y_{ijk} - \bar{y}_{...})^2 \quad \text{Eq. (3.14)}$$

Sendo a decomposição da soma dos quadrados definida a seguir.

$$\begin{aligned} \sum_{i=1}^a \sum_{j=1}^b \sum_{k=1}^n (y_{ijk} - \bar{y}_{...})^2 &= bn \sum_{i=1}^a (\bar{y}_{i..} - \bar{y}_{...})^2 + an \sum_{j=1}^b (\bar{y}_{.j.} - \bar{y}_{...})^2 + \\ n \sum_{i=1}^a \sum_{j=1}^b (\bar{y}_{ij.} - \bar{y}_{i..} - \bar{y}_{.j.} + \bar{y}_{...})^2 &+ \sum_{i=1}^a \sum_{j=1}^b \sum_{k=1}^n (y_{ijk} - \bar{y}_{ij.})^2 \end{aligned} \quad \text{Eq. (3.15)}$$

Ou, simbolicamente:

$$SQ_T = SQ_A + SQ_B + SQ_{AB} + SQ_E \quad \text{Eq. (3.16)}$$

As Equações 3.15 e 3.16 estabelecem que a soma total dos quadrados,  $SQ_T$ , é dividida para uma soma dos quadrados para as linhas ou fator A ( $SQ_A$ ), em uma soma dos quadrados para as colunas ou fator B ( $SQ_B$ ), em uma soma dos quadrados para a interação entre A e B ( $SQ_{AB}$ ) e em uma soma dos quadrados para o erro ( $SQ_E$ ). Há um total de  $abn - 1$  graus de liberdade. Os efeitos principais A e B têm  $a - 1$  e  $b - 1$  graus de liberdade, enquanto o efeito da interação AB tem  $(a - 1)(b - 1)$  graus de liberdade. Dentro de cada uma das células  $ab$  na Tabela 3.12, há  $n - 1$  graus de liberdade entre as  $n$  réplicas, podendo as observações dentro de cada célula diferir somente por causa do erro aleatório. Conseqüentemente, há  $ab(n - 1)$  graus de liberdade para o erro. Logo, os graus de liberdade são divididos de acordo com:

$$abn - 1 = (a - 1) + (b - 1) + (a - 1)(b - 1) + ab(n - 1) \quad \text{Eq. (3.17)}$$

Dividindo cada uma das somas quadráticas no lado direito da Equação 3.16 pelo número correspondente de graus e liberdade, obtêm-se as médias quadráticas para A, B, a interação e o erro.

$$MQ_A = \frac{SQ_A}{a - 1} \quad \text{Eq. (3.18)}$$

$$MQ_B = \frac{SQ_B}{b - 1} \quad \text{Eq. (3.19)}$$

$$MQ_{AB} = \frac{SQ_{AB}}{(a - 1)(b - 1)} \quad \text{Eq. (3.20)}$$

$$MQ_E = \frac{SQ_E}{ab(n - 1)} \quad \text{Eq. (3.21)}$$

Considerando que os fatores A e B sejam fixos, os valores esperados das médias quadráticas são:

$$\text{Eq. (3.22)}$$

$$E(MQ_A) = E\left(\frac{SQ_A}{a-1}\right) = \sigma^2 + \frac{bn \sum_{i=1}^a \tau_i^2}{a-1}$$

$$E(MQ_B) = E\left(\frac{SQ_B}{b-1}\right) = \sigma^2 + \frac{an \sum_{j=1}^b \beta_j^2}{b-1} \quad \text{Eq. (3.23)}$$

$$E(MQ_{AB}) = E\left(\frac{SQ_{AB}}{(a-1)(b-1)}\right) = \sigma^2 + \frac{n \sum_{i=1}^a \sum_{j=1}^b (\tau\beta)_{ij}^2}{(a-1)(b-1)} \quad \text{Eq. (3.24)}$$

$$E(MQ_E) = E\left(\frac{SQ_E}{ab(n-1)}\right) = \sigma^2 \quad \text{Eq. (3.25)}$$

A partir da análise dos valores esperados dessas médias quadráticas, é claro que se as hipóteses nulas a respeito dos efeitos principais,  $H_0: \tau_i = 0$ ,  $H_0: \beta_j = 0$ , e a hipótese a respeito das interações,  $H_0: (\tau\beta)_{ij} = 0$ , forem todas verdadeiras, todas as quatro médias quadráticas serão estimativas não-tendenciosas de  $\sigma^2$ .

Para testar o fato de efeito dos fatores nas linhas serem iguais a zero ( $H_0: \tau_i = 0$ ), utiliza-se a razão:

$$F_0 = \frac{MQ_A}{MQ_E} \quad \text{Eq. (3.26)}$$

A Equação 3.26, por sua vez, terá uma distribuição  $F$ , com  $a-1$  e  $ab(n-1)$  graus de liberdade se  $H_0: \tau_i = 0$  for verdadeira. Essa hipótese nula será rejeitada com um nível de significância  $\alpha$  se  $f_0 > f_{\alpha, a-1, ab(n-1)}$ . Similarmente, para testar a hipótese de que todos os efeitos dos fatores nas colunas são iguais a zero ( $H_0: \beta_j = 0$ ), utiliza-se a razão:

$$F_0 = \frac{MQ_B}{MQ_E} \quad \text{Eq. (3.27)}$$

Esta equação tem uma distribuição  $F$ , com  $(b-1)$  e  $ab(n-1)$  graus de liberdade se  $H_0: \beta_j = 0$  for verdadeira. Essa hipótese nula será rejeitada com um nível de significância  $\alpha$  se  $f_0 > f_{\alpha, b-1, ab(n-1)}$ . Finalmente, para testar a hipótese  $H_0: (\tau\beta)_{ij} = 0$ , que é a hipótese de que todos os efeitos de interação são iguais a zero, utiliza-se a razão:

$$\text{Eq. (3.28)}$$

$$F_0 = \frac{MQ_{AB}}{MQ_E}$$

Esta equação tem uma distribuição  $F$ , com  $(a - 1)(b - 1)$  e  $ab(n - 1)$  graus de liberdade, se a hipótese nula  $H_0: (\tau\beta)_{ij} = 0$ . Essa hipótese é rejeitada com um nível de significância  $\alpha$  se  $f_0 > f_{\alpha, (a-1)(b-1), ab(n-1)^2}$ .

Os valores usualmente adotados para o nível de significância são  $\alpha = 5,0\%$  e  $\alpha = 1,0\%$ . Para este trabalho, todas as tendências relatadas em relação aos resultados obtidos serão comprovadas pelo método estatístico de análise de variância para um nível de significância  $\alpha = 5,0\%$ .

As fórmulas de cálculo para as somas quadráticas são facilmente obtidas, como se segue:

$$SQ_T = \sum_{i=1}^a \sum_{j=1}^b \sum_{k=1}^n y_{ijk}^2 = \frac{y_{...}^2}{abn} \quad \text{Eq. (3.29)}$$

$$SQ_A = \sum_{i=1}^a \frac{y_{i..}^2}{bn} - \frac{y_{...}^2}{abn} \quad \text{Eq. (3.30)}$$

$$SQ_B = \sum_{j=1}^b \frac{y_{.j.}^2}{an} - \frac{y_{...}^2}{abn} \quad \text{Eq. (3.31)}$$

$$SQ_{AB} = \sum_{i=1}^a \sum_{j=1}^b \frac{y_{ij.}^2}{n} - \frac{y_{...}^2}{abn} - SQ_A - SQ_B \quad \text{Eq. (3.32)}$$

$$SQ_E = SQ_T - SQ_{AB} - SQ_A - SQ_B \quad \text{Eq. (3.33)}$$

Os resultados são geralmente mostrados em uma tabela de análise de variância, tal como a Tabela 3.13.

**Tabela 3. 13. Tabela da ANOVA para um fatorial com dois fatores (Modelo de efeito fixo).**

Fonte de Variação	Soma dos Quadrados	Graus de liberdade	Média Quadrática	$F_0$
-------------------	--------------------	--------------------	------------------	-------

Tratamentos A	$SQ_A$	$a - 1$	$MQ_A = \frac{SQ_A}{a - 1}$	$\frac{MQ_A}{MQ_E}$
Tratamentos B	$SQ_B$	$b - 1$	$MQ_B = \frac{SQ_B}{b - 1}$	$\frac{MQ_B}{MQ_E}$
Interação	$SQ_{AB}$	$(a - 1)(b - 1)$	$MQ_{AB} = \frac{SQ_{AB}}{(a - 1)(b - 1)}$	$\frac{MQ_{AB}}{MQ_E}$
Erro	$SQ_E$	$ab(n - 1)$	$MQ_E = \frac{SQ_E}{ab(n - 1)}$	
Total	$SQ_T$	$abn - 1$		

Fonte: Montgomery e Runger, 2003.

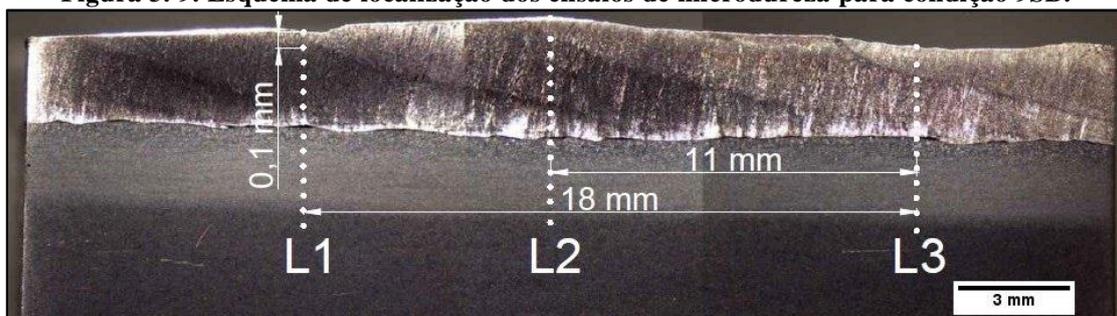
### 3.7.4. Ensaio de microdureza

O ensaio de microdureza Vickers consistiu na varredura de três linhas de indentações sobre as amostras longitudinais C com carga de 100 gf e tempo de 15 s, para as condições convencionais e com switch back.

Para as condições 1C e 2C as três linhas de indentações L1, L2 e L3 são afastadas 10 mm entre si, com L2 posicionada no centro da solda. Para as condições de 1SB a 18SB, as três linhas de indentações são posicionadas sobre o início do avanço (L1), o fim da reversão (L2) e sobre o fim do avanço (L3) sendo possível, desta forma, avaliar o comportamento de microdureza em cada ciclo de movimentação da tocha de soldagem.

A Figura 3.9 exemplifica a seção longitudinal de uma solda (amostra C), destacando as linhas de indentações que vão do topo do metal de solda ao início do metal de base com um distanciamento de 0,1 mm entre indentações, respeitando a norma ASTM E 384 de 2002.

**Figura 3. 9. Esquema de localização dos ensaios de microdureza para condição 9SB.**



Fonte: Autoria própria.

### 3.7.5. Análise micrográfica

A caracterização micrográfica foi conduzida com os objetivos de qualificar e de quantificar as fases presentes, correlacioná-las aos parâmetros de switch-back e aos resultados de microdureza.

As micrografias das amostras longitudinais com e sem a técnica foram obtidas com aumentos de 50 X, 100 X, 200 X e 400 X ao longo das três linhas de indentação realizadas nas amostras longitudinais C.

### 3.7.6. Medição de espaçamento dendrítico secundário

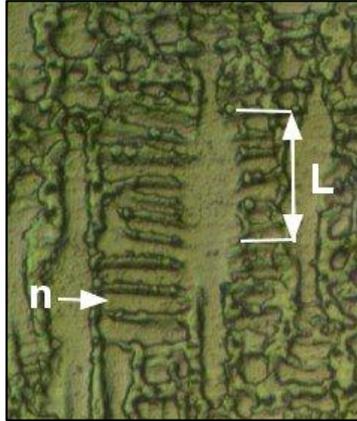
A medição do espaçamento dendrítico secundário ( $\lambda_2$ ) teve o objetivo de avaliar o refinamento da microestrutura do metal de solda com e sem a técnica. As medições foram realizadas em três regiões do metal de solda (próximo à face, no centro do cordão e próximo à interface da zona de ligação) em algumas das condições de soldagem estabelecidas neste trabalho.

Estudos na área de solidificação costumam utilizar este parâmetro para estabelecer correlações com a taxa de resfriamento, as propriedades mecânicas e as posições no molde para condições de solidificação unidirecional (REIS et al, 2013). Neste caso, para a obtenção de resultados consistentes, normalmente, as medições são realizadas pelo menos 20 vezes para cada posição no molde em estudo. No entanto, para a condição de solidificação do metal de solda tem-se um regime não-direcional onde as dendritas não crescem em um único sentido e direção, o que dificulta a tomada de um maior número de medições numa mesma posição para  $\lambda_2$ . Por isso, para a presente pesquisa, somente 5 medições foram realizadas para cada posição.

A medição de  $\lambda_2$  está baseada na metodologia proposta por Schievenbusch et al. (1993) que considera a distância média entre os vários braços dendríticos secundários adjacentes formados perpendicularmente à ramificação primária. Essa medição é caracterizada pela Equação 3.33, onde  $L$  consiste na distância centro a centro das ramificações secundárias, e  $n$  é o número de ramificações adotado. A Figura 3.10 indica como é realizada a medição dos parâmetros mencionados.

$$\lambda_2 = \frac{L}{n - 1} \quad \text{Eq. (3.33)}$$

**Figura 3. 10. Esquema da técnica utilizada para quantificar o  $\lambda_2$  em uma micrografia.**



Fonte: Autoria própria.

### **3.7.7. Microscopia eletrônica de varredura (MEV)**

O emprego da microscopia eletrônica de varredura (MEV) visa complementar as análises de microscopia óptica devido as maiores resoluções disponíveis, que auxiliam o entendimento das transformações metalúrgicas em cada corpo de prova. Além disso, o MEV permite o uso do sistema de energia dispersiva (EDS) que é capaz de identificar elementos pela microanálise química, contribuindo para a caracterização de regiões de interesse como a ZPM, por exemplo.

## **4. RESULTADOS E DISCUSSÕES**

### **4.1. MEDIÇÃO TERMOGRÁFICA DA SOLDAGEM CONVENCIONAL E COM SWITCH BACK**

Não foi possível identificar qualquer alteração entre os diversos perfis térmicos obtidos na soldagem GMAW do aço ASTM A182 F22 com e sem a técnica, haja vista que a larga espessura do metal base superou a capacidade de alcance da câmera para registros do ciclo térmico durante a soldagem, a partir da metodologia de medição termográfica com a câmera focada nas vizinhanças da raiz da solda. Desta forma, para contornar tal dificuldade e garantir o registro dos ciclos térmicos com a mesma metodologia de medição termográfica e posicionamento da câmera, a soldagem foi realizada pelo processo GTAW (Gas-shielded Tungsten Arc Welding) autógeno sobre chapas finas de aço carbono. Na Figura 4.1 são apresentados os aspectos superficiais dos dois cordões de solda produzidos.

**Figura 4. 1. Aspecto superficial dos cordões soldados com o processo GTAW autógeno. (a) Condição convencional. (b) Condição com switch back.**

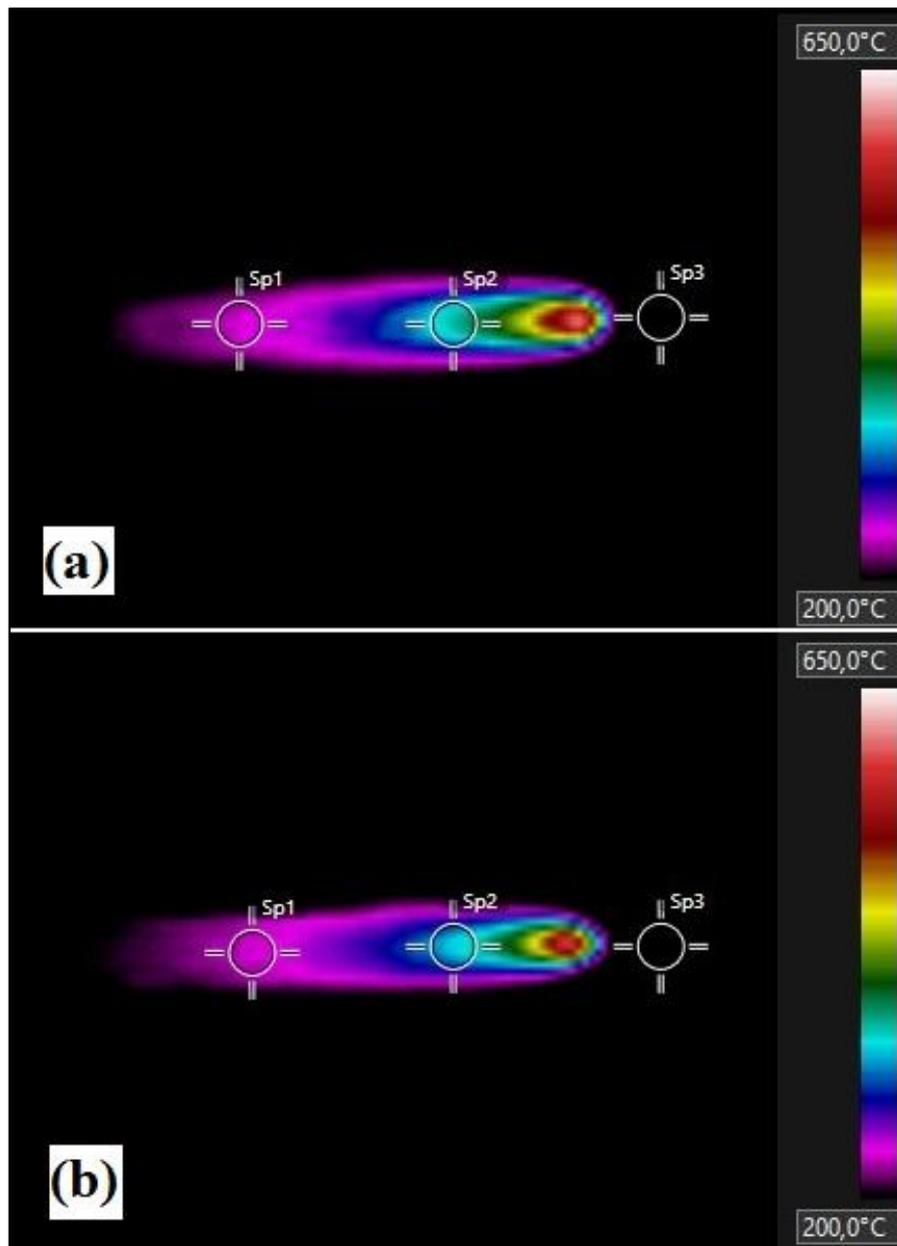


Fonte: Autoria própria.

Numa análise visual sobre o aspecto superficial dos cordões, observa-se que a solda com switch back apresenta uma morfologia caracteristicamente escamada, e mantém uma boa regularidade geométrica ao longo do seu comprimento.

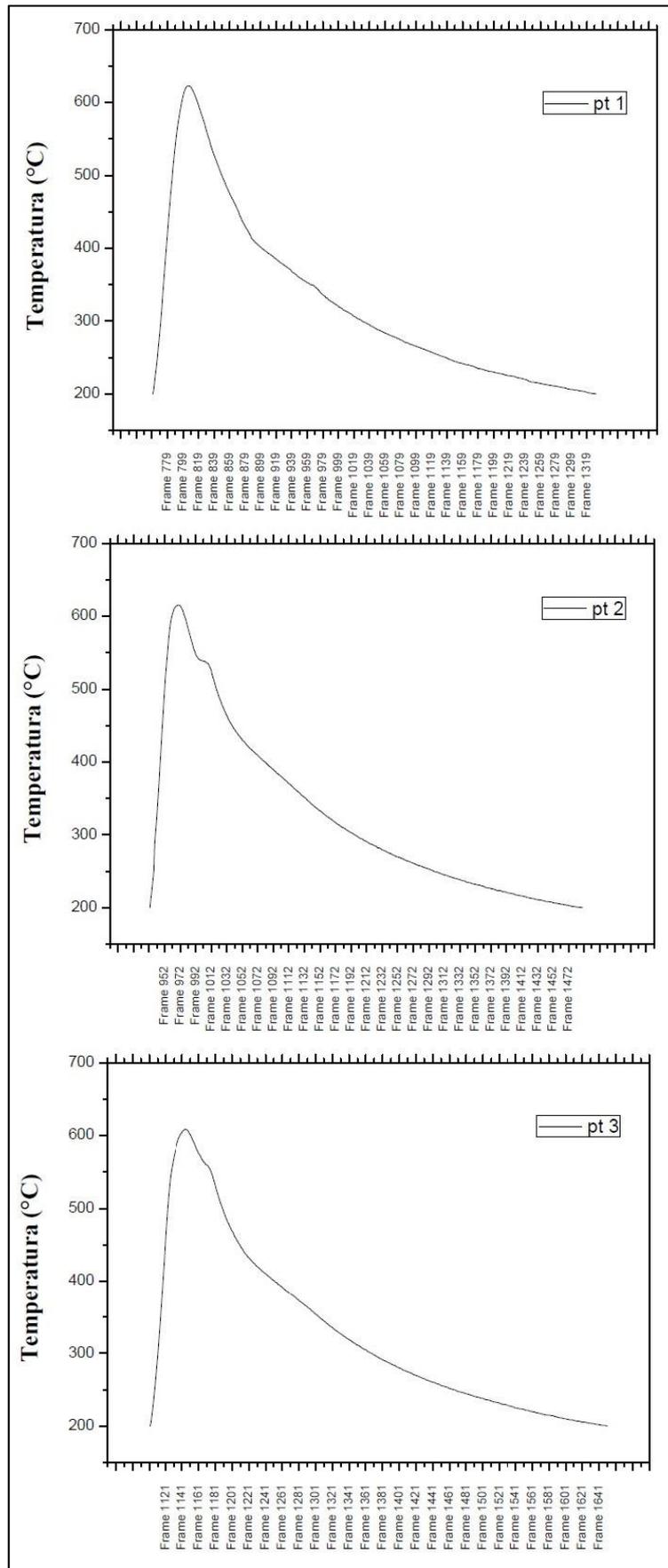
A Figura 4.2 mostra o perfil térmico da soldagem num dado instante de tempo obtido para as duas condições de soldagem. Já as Figuras 4.3 e 4.4 apresentam o registro dos ciclos térmicos correspondentes às três posições de avaliação (Sp1, Sp2 e Sp3) da junta soldada.

**Figura 4. 2. Perfis térmicos para as soldas com o processo GTAW autógeno: (a) Condição convencional. (b) Condição com switch back.**



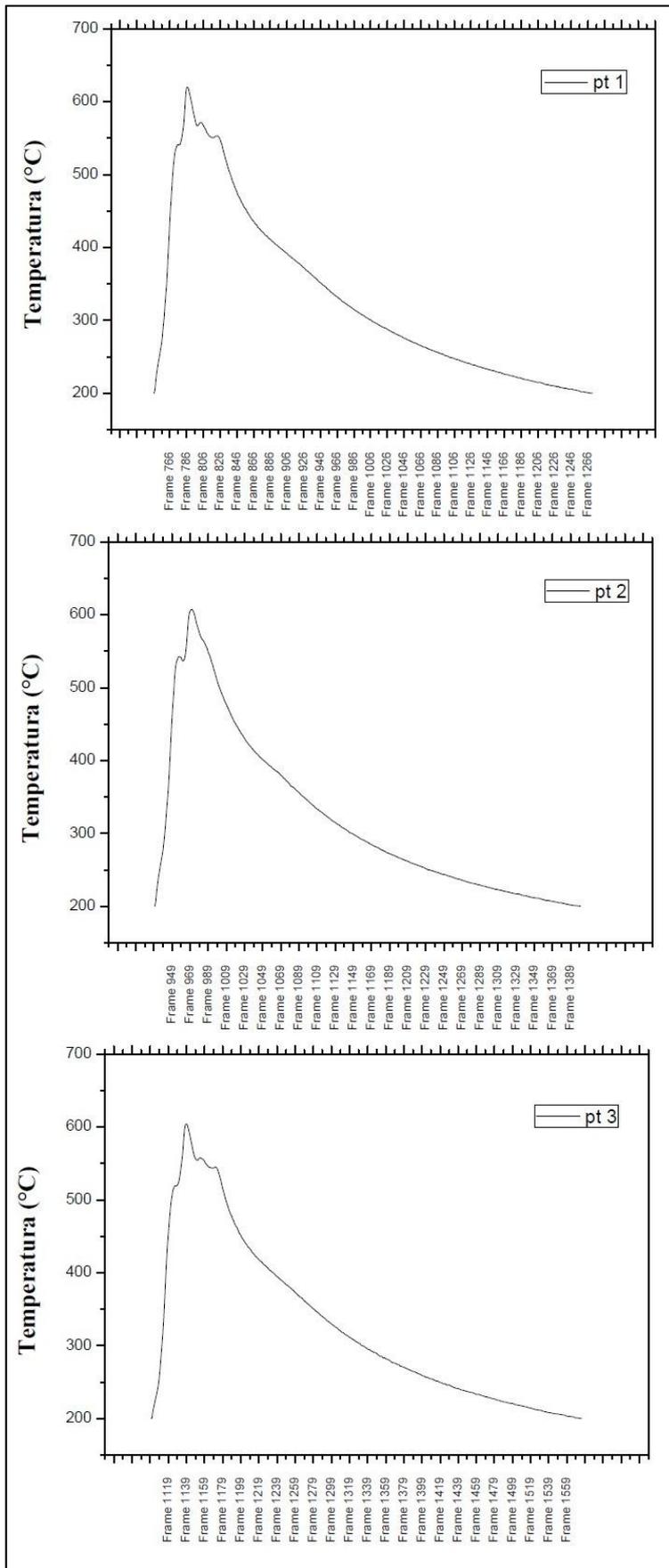
Fonte: Autoria própria.

Figura 4. 3. Ciclos térmicos dos pontos Sp1, Sp2 e Sp3. Soldagem GTAW convencional.



Fonte: Autoria própria.

Figura 4. 4. Ciclos térmicos dos pontos Sp1, Sp2 e Sp3. Soldagem GTAW switch back.



Fonte: Autoria própria.

Na Figura 4.3 são observados ciclos térmicos bastante similares para os três pontos da soldagem convencional. Para essa condição, as temperaturas máximas foram 623 °C, 615 °C e 609 °C para os pontos Sp1, Sp2 e Sp3, respectivamente.

Para a soldagem com switch back, os ciclos térmicos são mostrados na Figura 4.4 e evidenciam a presença de degraus estabelecidos pelos dois picos iniciais de temperatura. No primeiro pico as temperaturas máximas ocorreram a 540 °C, para o ponto Sp1, a 542 °C, para o ponto Sp2, e a 519 °C, para o ponto Sp3. Já para os picos secundários, as máximas ficaram em 620 °C, 607 °C e 604 °C nos pontos Sp1, Sp2 e Sp3, respectivamente.

Entende-se que os primeiros picos de temperatura estão associados ao movimento de avanço exercido pela tocha, uma vez que os valores são menores e condizem com uma passagem mais rápida do arco sobre os pontos de medição. Os picos secundários ou de temperaturas máximas, estão relacionados ao movimento de reversão do arco voltaico, e são decorrentes da passagem mais lenta e ao acúmulo de energia sobre os pontos.

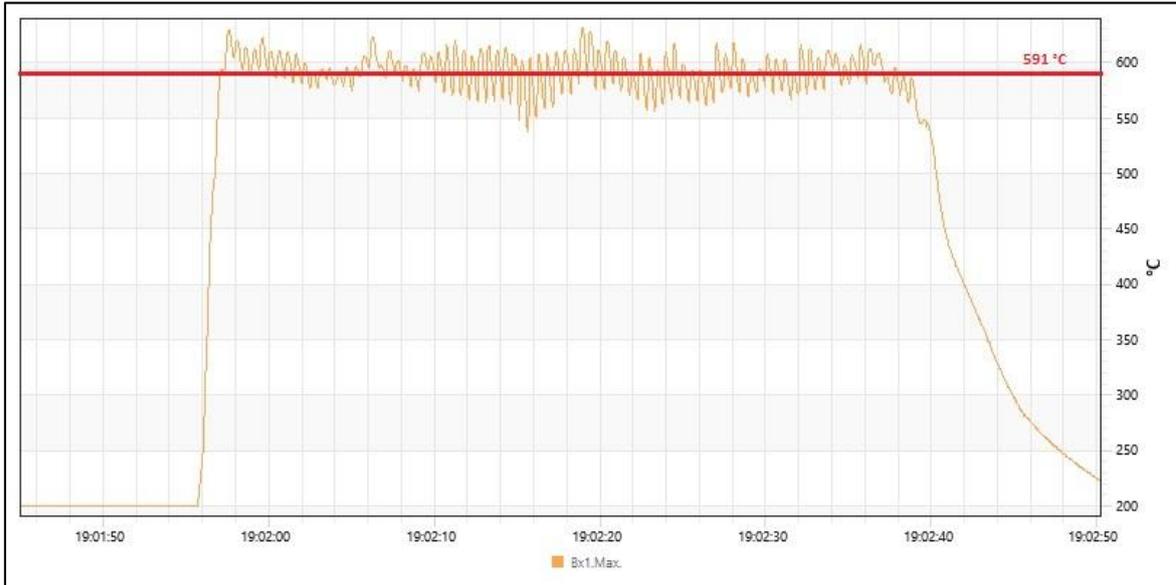
Confrontando os picos de temperatura para as duas condições de soldagem, verifica-se que as temperaturas máximas são ligeiramente menores para a condição switch back. Para comprovar estes resultados, registraram-se também as temperaturas máximas ao longo de toda operação de soldagem para as duas condições. As Figuras 4.5 e 4.6 indicam os resultados máximos de temperatura e as respectivas médias encontradas para a condição convencional e para a condição switch back.

**Figura 4. 5. Temperaturas máximas registradas para a condição convencional.**



Fonte: Autoria própria.

**Figura 4. 6. Temperaturas máximas registradas para a condição switch back.**



Fonte: Autoria própria.

Por mais que os valores de avanço e de reversão praticados neste trabalho estejam abaixo daqueles encontrados na literatura (KANeko et al, 2007; YAMANE et al, 2009), os resultados dos ciclos térmicos pontuais e as médias dos valores máximos de temperatura durante toda a operação de soldagem para a condição convencional, 614 °C, e para a condição switch back, 591 °C, indicam condições mais favoráveis ao resfriamento da poça de fusão na soldagem com o uso da técnica switch back, conforme sugerido por Kaneko et al (2007). Além disso, as imagens dos perfis térmicos registrados na Figura 4.2 reforçam este resultado ao evidenciar uma maior área para a isoterma vermelha na raiz da solda GTAWC quando comparada ao tamanho da mesma isoterma para a solda GTAWSB.

## 4.2. SOLDAGEM SWITCH BACK SOBRE O AÇO SAE 1020

### 4.2.1. Aspectos do comportamento do arco

A Tabela 4.1 apresenta os valores dos parâmetros da técnica switch back, além dos valores de corrente e tensão da soldagem GMAW com switch back em simples deposição sobre o aço SAE 1020.

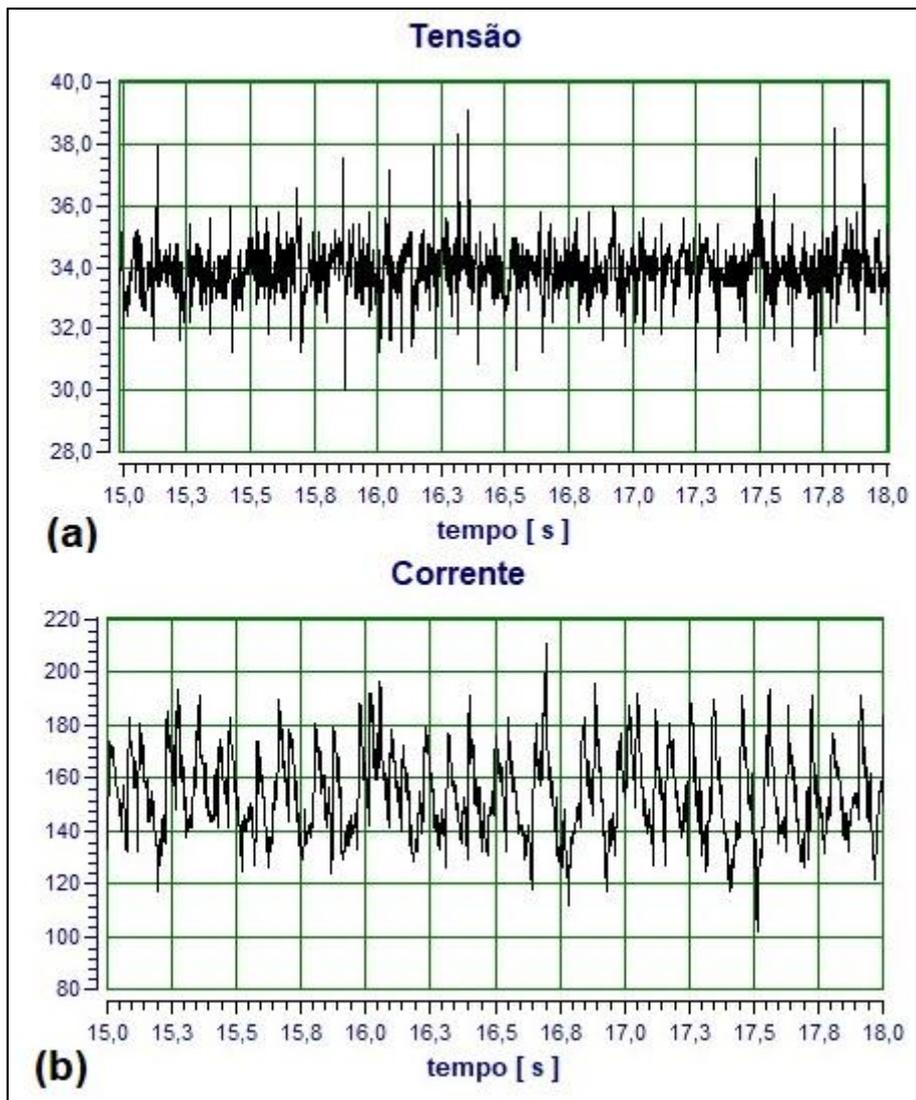
**Tabela 4. 1. Parâmetros da técnica switch back. Soldagem do aço SAE 1020.**

<b>Condição</b>	<b>V<sub>eq</sub></b> <b>(cm/min)</b>	<b>A</b> <b>(mm)</b>	<b>R</b> <b>(mm)</b>	<b>V<sub>A</sub></b> <b>(cm/min)</b>	<b>V<sub>R</sub></b> <b>(cm/min)</b>	<b>P<sub>R</sub>/P<sub>A</sub></b> <b>(%)</b>	<b>Im</b> <b>(A)</b>	<b>Um</b> <b>(V)</b>
<b>1CP</b>	30	-	-	-	-	-	155	34,1
<b>1SBP</b>	30	9	5	138	78	57	153	34,4
<b>2SBP</b>	30	11	7	169	109	64	155	34,4
<b>3SBP</b>	30	14	9	170	110	65	147	34,2
<b>4SBP</b>	30	14	10	214	154	72	155	34,1
<b>5SBP</b>	30	18	13	210	150	71	152	34,1
<b>6SBP</b>	30	23	18	270	210	78	156	34,2
<b>7SBP</b>	30	27	20	230	170	74	154	34,1
<b>8SBP</b>	30	34	27	287	227	79	159	34,1
<b>9SBP</b>	30	44	37	374	314	84	158	34,2
<b>2CP</b>	50	-	-	-	-	-	153	34,5
<b>10SBP</b>	50	6	2	158	58	37	158	34,3
<b>11SBP</b>	50	7	3	189	89	47	157	34,6
<b>12SBP</b>	50	9	5	236	136	58	156	34,2
<b>13SBP</b>	50	10	5	193	93	48	160	34,2
<b>14SBP</b>	50	12	7	230	130	57	155	34,3
<b>15SBP</b>	50	15	10	294	194	66	161	34,2
<b>16SBP</b>	50	18	11	253	153	60	162	34,2
<b>17SBP</b>	50	23	15	311	211	68	158	34,5
<b>18SBP</b>	50	29	22	398	298	75	164	34,0

Fonte: Autoria própria.

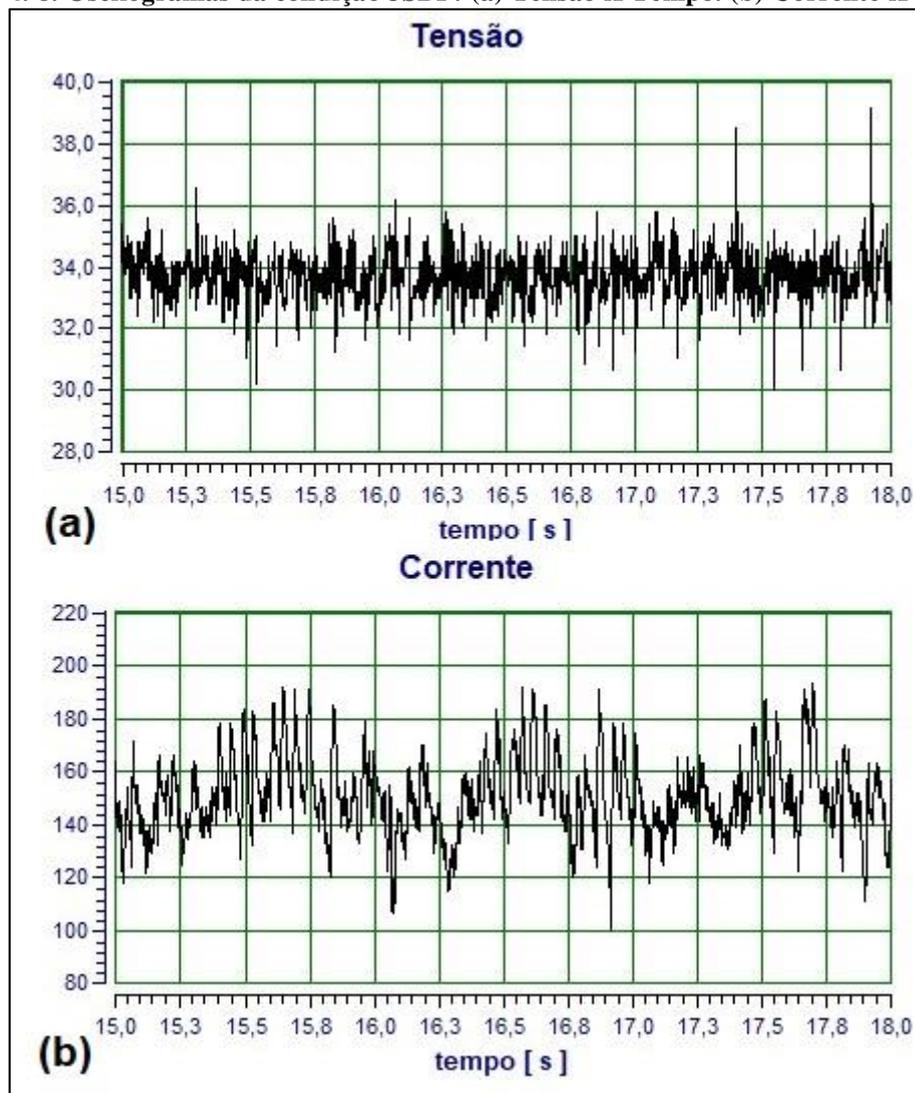
Os resultados da Tabela 4.1 mostram a regularidade operacional do processo para as diversas condições estabelecidas neste trabalho com e sem a técnica, cujos parâmetros elétricos trabalhando numa dispersão mínima e aceitável, contribuem para a manutenção da estabilidade do arco. Os valores da tensão de soldagem se mantiveram em torno de 34 V, enquanto a corrente se estabeleceu numa faixa operacional entre 147 A e 159 A para  $V_{eq} = 30$  cm/min, e entre 155 A e 164 A para  $V_{eq} = 50$  cm/min. Desta forma, pode-se afirmar que os parâmetros elétricos do processo se mantiveram estáveis numa estreita faixa de flutuação em torno de valores médios, tanto na soldagem com switch back quanto na soldagem convencional. As Figuras 4.7 e 4.8 mostram os oscilogramas Tensão X Tempo e Corrente X Tempo para as condições 1CP e 3SBP, respectivamente.

**Figura 4. 7. Oscilogramas da condição 1CP: (a) Tensão X Tempo. (b) Corrente X Tempo.**



Fonte: Autoria própria.

Figura 4. 8. Oscilogramas da condição 3SBP: (a) Tensão X Tempo. (b) Corrente X Tempo.



Fonte: Autoria própria.

As análises das Figuras 4.7 e 4.8 não mostram perturbações significativas no comportamento da tensão durante a soldagem entre as condições 1CP e 3SBP. No entanto, o comportamento da corrente se apresenta diferente nas duas condições de soldagem. Para 1CP os valores da corrente dispõem de certa regularidade quanto a sua amplitude em torno de valores médios, variando na faixa de 140 A a 180 A. Já na condição 3SBP observa-se um comportamento oscilatório da corrente de soldagem na forma de rampas de subida e de descida.

Para o entendimento deste comportamento oscilatório da corrente verificado na técnica switch back, os oscilogramas correspondentes foram analisados para um tempo de 3 s. Assim foi possível visualizar e medir os tempos associados aos picos da corrente e definir o intervalo de tempo entre picos consecutivos. Na Figura 4.8 (b), por exemplo,

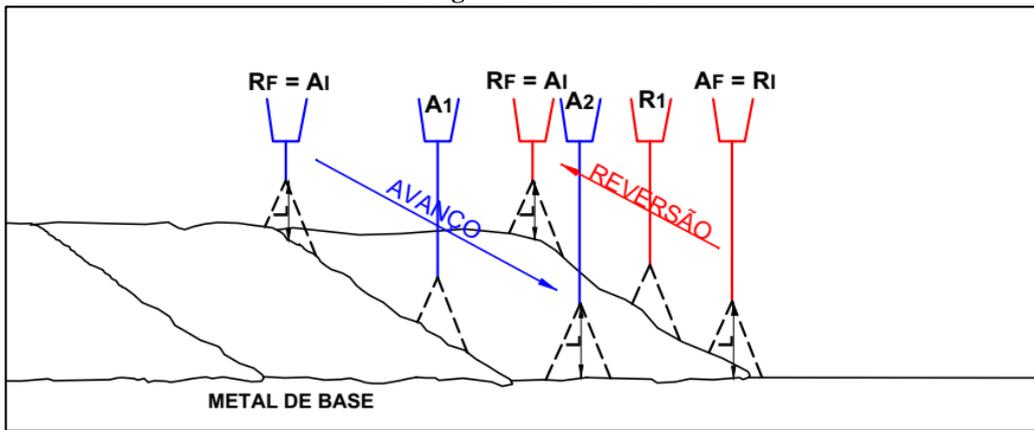
pode-se notar a formação de três rampas de subida e de descida da corrente. Para a primeira rampa, o ponto mais alto de corrente coincide com o tempo de 15,7 s, para a segunda este tempo é de 16,7 s, e para a terceira é de 17,7 s. Desta forma, obteve-se o período de 1s, que é igual aquele calculado pelo inverso da frequência de tecimento do carro superior admitido na condição 3SBP, cuja frequência é 1 Hz, ou seja, o período estabelecido entre as rampas de corrente corresponde ao mesmo período de oscilação da tocha de soldagem. Nesta condição, pode-se afirmar que o comportamento periódico da corrente para a condição 3SBP se relaciona com os ciclos de avanço e de reversão realizados pela tocha de soldagem.

Na Figura 4.9 é apresentado um esquema do comportamento do arco voltaico durante a soldagem com a técnica. A ilustração foi desenvolvida com base no perfil de sobreposição escamado do metal de solda, verificado após a revelação da macroestrutura para as amostras longitudinais com switch back (Figura 3.9).

Pela Figura 4.9, observa-se que durante o movimento de avanço da tocha sobre uma porção do metal de solda previamente depositada na forma de rampa, perturbações na estabilidade do arco poderiam ocorrer devido à declividade apresentada durante este percurso da tocha de soldagem. No entanto, ajustes no comprimento do arco são processados automaticamente devido à característica de tensão constante da fonte de soldagem utilizada. Assim, durante este percurso em declividade, a corrente de soldagem se reduz com o aumento do comprimento do eletrodo (stick out), para a manutenção dos valores da tensão e do comprimento de arco (L). Conforme o ilustrado na Figura 4.9, esta redução da corrente ocorre a partir do início do avanço ( $A_1$ ), progride nos pontos  $A_1$  e  $A_2$ , e se encerra ao final do avanço ( $A_F$ ), que coincide com o início da reversão.

Durante o movimento de reversão, também indicado na Figura 4.9, a tocha de soldagem se desloca numa rampa ascendente de material depositado (deixado pelo avanço anterior). Neste caso, em reposta, o sistema de auto ajuste da fonte de energia aumenta a corrente de soldagem no sentido da manutenção do comprimento de arco. Este aumento da corrente ocorre a partir do ponto inicial da reversão ( $R_1$ ), prossegue em  $R_1$  e termina ao fim da reversão ( $R_F$ ), que coincide com o início de um novo avanço.

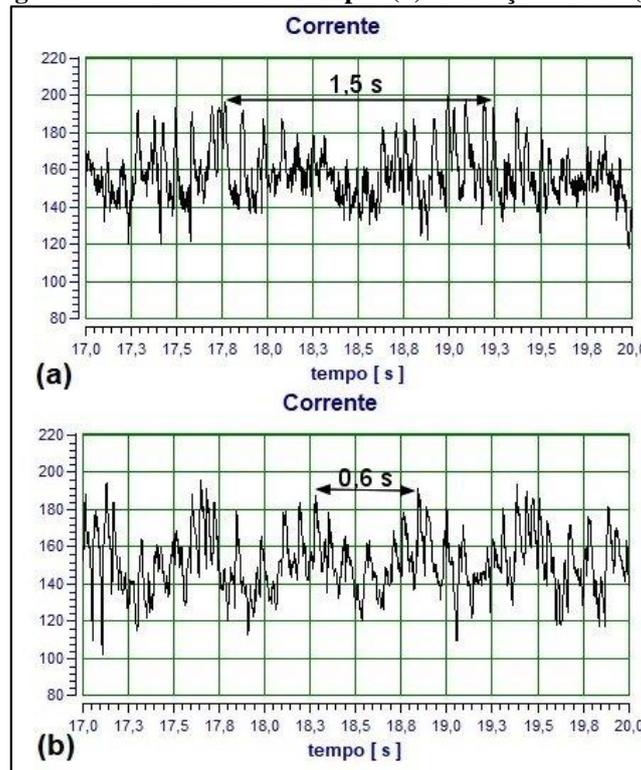
**Figura 4. 9. Representação esquemática do comportamento de auto ajuste do arco na soldagem switch back.**



Fonte: Autoria própria.

O comportamento descrito de subida e de descida da corrente foi registrado nas demais condições da soldagem switch back adotadas neste trabalho, sendo o intervalo de tempo entre os picos consecutivos de corrente sempre igual ao período de tecimento da tocha de soldagem exercido pelo carro superior. Para exemplificação, a Figura 4.10 mostra os oscilogramas de corrente para duas condições com switch back e seus respectivos períodos. Na Figura 4.10 (a) observa-se um período de 1,5 s para a condição 8SBP, enquanto na Figura 4.10 (b) tem-se um período de 0,6 s para a condição 14SBP.

**Figura 4. 10. Oscilogramas de Corrente X Tempo: (a) Condição 8SBP. (b) Condição 14SBP.**

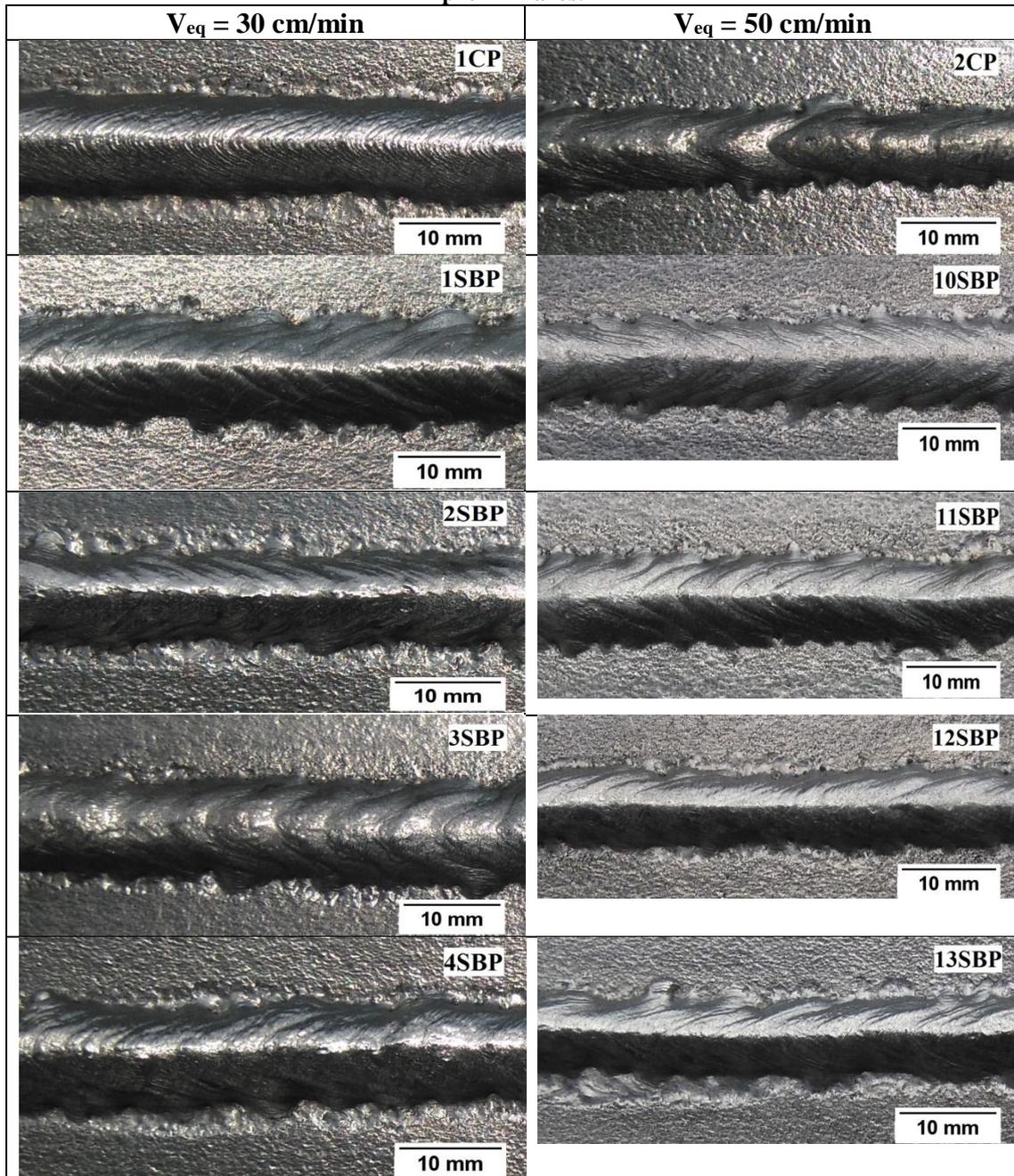


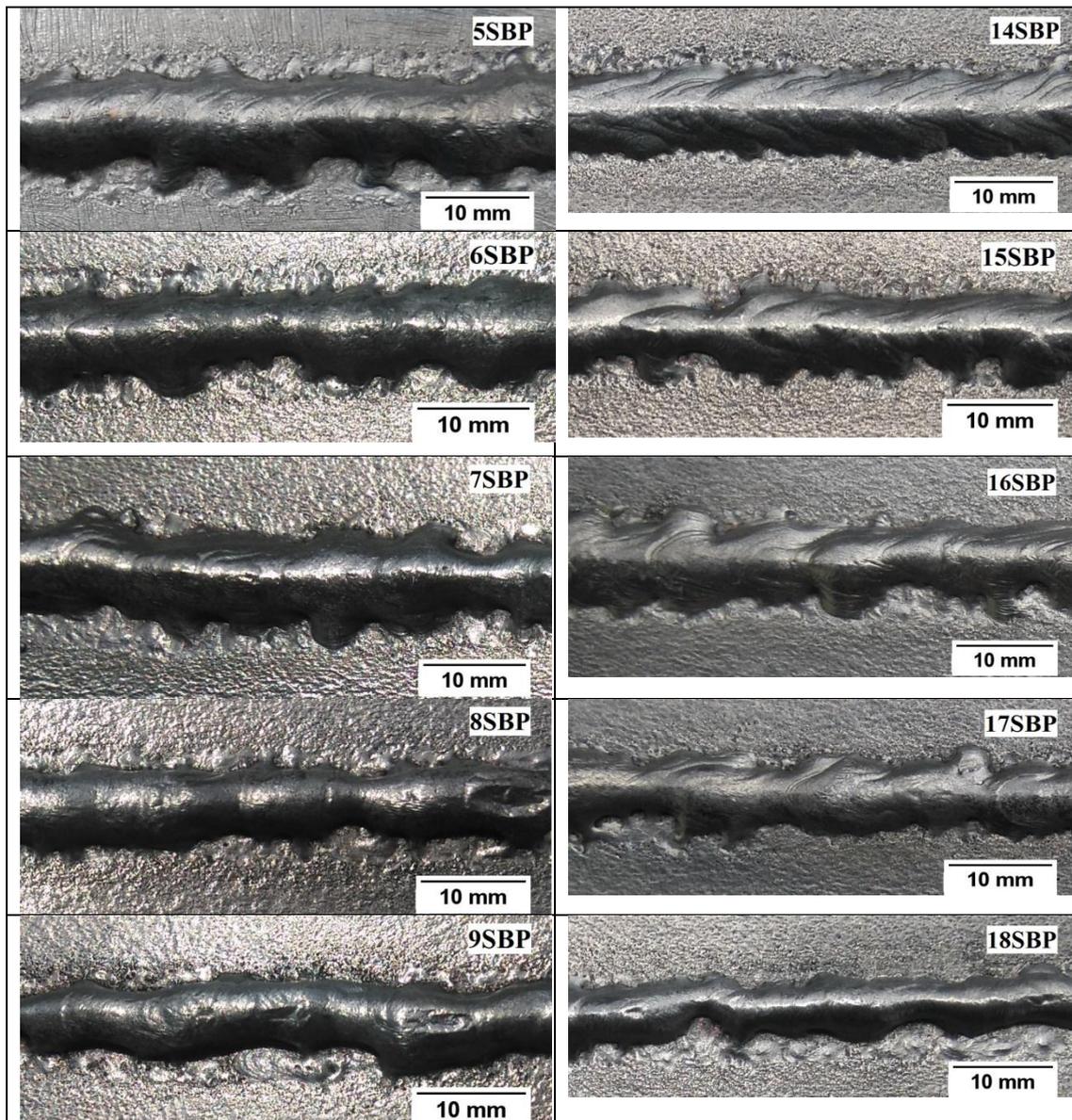
Fonte: Autoria própria.

#### 4.2.2. Aspecto superficial do cordão de solda switch back

O aspecto superficial dos cordões da soldagem preliminar switch back nas condições da Tabela 4.1 pode ser observado na Figura 4.11.

Figura 4. 11. Aspecto superficial dos cordões convencionais e dos cordões switch back preliminares.



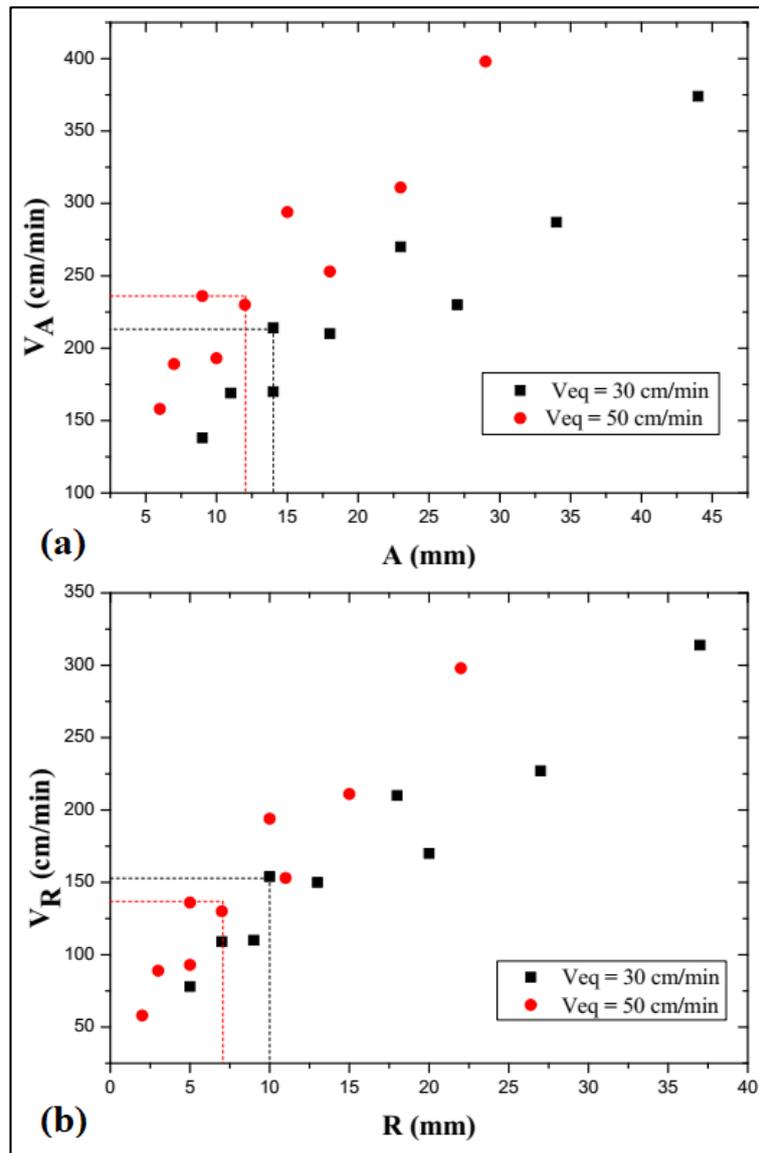


Fonte: Autoria própria.

A análise da Figura 4.11 indica diferenças no aspecto superficial dos cordões com e sem a técnica. As superfícies dos cordões com switch back, quando comparadas aquelas dos cordões convencionais, apresentam-se com escamas mais acentuadas e evidentes que estão associadas aos movimentos periódicos de avanço e reversão inerentes à técnica. Para as condições de  $V_{eq} = 30$  cm/min, os cordões de 1SBP a 4SBP foram os mais regulares geometricamente, e para as condições de  $V_{eq} = 50$  cm/min, os cordões mais regulares foram os de 10SBP a 14SBP. A análise desta Figura 4.9, associada com os dados da Tabela 4.1, sugere ainda que a regularidade geométrica ao longo do comprimento do cordão se manteve adequada na velocidade equivalente de 30 cm/min para relações  $P_R/P_A \leq 72$  %, e na velocidade equivalente de 50 cm/min para  $P_R/P_A \leq 57$  %.

Para uma melhor visualização e entendimento das faixas operacionais dos parâmetros de switch back de boa qualidade superficial, construíram-se os gráficos da Figura 4.12 a partir das variáveis da técnica. Nestes gráficos, abaixo das linhas pontilhadas se limitam as regiões de maior regularidade geométrica na faixa operacional utilizada. Para a velocidade equivalente de 30 cm/min, por exemplo, as melhores condições tiveram avanço menor que 14 mm, velocidade de avanço menor que 214 cm/min, reversão menor que 10 mm e velocidade de reversão menor que 154 cm/min. Já para a velocidade equivalente de 50 cm/min os melhores resultados foram obtidos para avanços menores que 12 mm, velocidades de avanço menores que 230 cm/min, reversões menores que 7 mm e velocidades de reversão menores que 130 cm/min.

**Figura 4. 12. Soldagem preliminar switch back: (a) Velocidade de avanço X Avanço. (b) Velocidade de reversão X Reversão.**



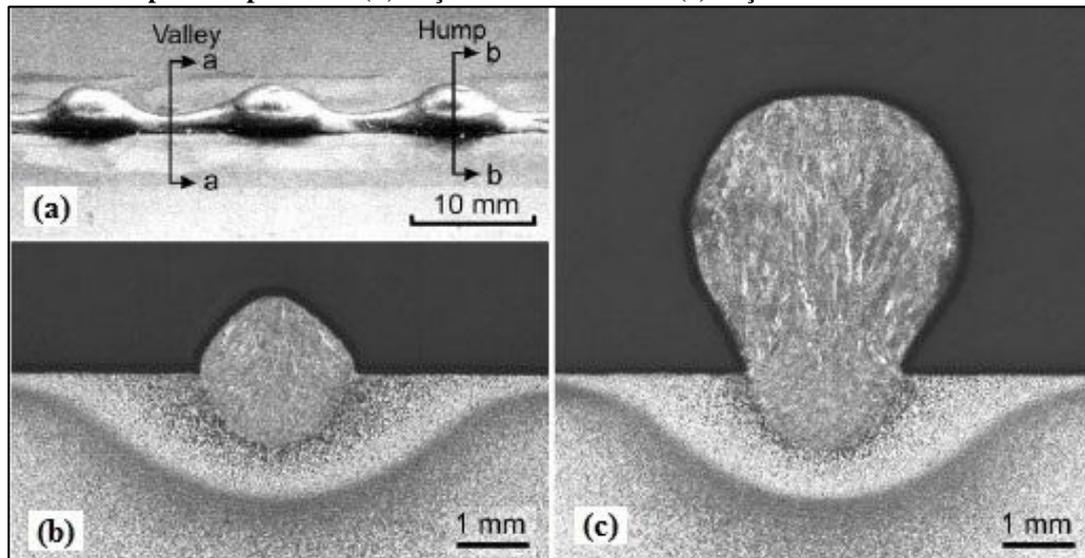
Fonte: Autoria própria.

Para as faixas operacionais além das linhas pontilhadas indicadas na Figura 4.10 podem surgir irregularidades geométricas com aspecto de *humping* ao longo do comprimento da solda. Este tipo de defeito pode ser observado pelo exame da Figura 4.9 nas soldas 5SBP a 9SBP para  $V_{eq} = 30$  cm/min, e nas soldas 15SBP a 18SBP para  $V_{eq} = 50$  cm/min.

Segundo Nguyen et al (2005), este tipo de defeito ocorre caracteristicamente em altas velocidades de soldagem na forma de ondulações periódicas no perfil do cordão de solda. A ocorrência de *humping* influencia o limite da velocidade de soldagem na maioria dos processos de soldagem por fusão, limitando a produtividade do processo. Nguyen et al utilizaram de um sistema de imagem de vídeo LaserStrobe para registrar sequências típicas de eventos durante a formação de *humping* em soldas com o processo GMAW. Com base nos vídeos gravados, um forte impulso do fluxo de metal fundido para trás, associado a altas velocidades de soldagem, foi identificado como o fator responsável pelo início do fenômeno.

Experimentos com diferentes variáveis de processo, que também impulsionam o fluxo de metal fundido para trás, foram utilizadas para validar esta hipótese. Essas variáveis de processo incluíram a velocidade de soldagem, a posição de soldagem e a composição de gás de proteção. Os autores concluíram que a soldagem em declive e o uso de gás de proteção ativo inibem a formação de *humping* por diminuírem o impulso do fluxo do metal fundido. Isto sugere que quaisquer variáveis de processo ou técnicas de soldagem que possam dissipar ou reduzir o impulso do fluxo de metal fundido para trás no cordão de solda, facilitam a utilização de maiores níveis de velocidade de soldagem e aumentam a produtividade. A Figura 4.13 ilustra um cordão de solda com ocorrência de *humping*.

**Figura 4. 13. Cordão de solda GMAW sobre o aço AISI 1018 exibindo o defeito humping: (a) Aspecto superficial. (b) Seção transversal a-a. (c) Seção transversal b-b.**



Fonte: Adaptado de Nguyen et al, 2005.

Apesar da análise qualitativa do aspecto superficial ser considerada adequada com vistas aos objetivos estabelecidos neste trabalho, não se pode afirmar que a presença de *humping* ocorrerá a qualquer conjunto de variáveis da técnica acima da faixa operacional aqui praticada e encarada como ótima. Para tal, a repetibilidade dos ensaios e uma margem mais estreita de variação dos parâmetros switch back deveriam ser consideradas. Vale destacar ainda que as soldas desta etapa experimental foram depositadas em condições atreladas a dois pacotes operacionais do processo de soldagem GMAW, ou seja, qualquer variação na velocidade de alimentação, DPBC, modo de soldagem, ângulo de ataque ou gás de proteção poderiam alterar a faixa de switch back admitida como trabalhável sob o ponto de vista da qualidade superficial do cordão.

#### 4.3. SOLDAGEM SWITCH BACK SOBRE O AÇO ASTM A182 F22

Finalizada a etapa da soldagem preliminar, planejada para a seleção de uma faixa operacional adequada dos parâmetros de switch back em termos de estabilidade de arco e da qualidade superficial do cordão, apresenta-se nesta seção o resultado da soldagem switch back de passes isolados em simples deposição sobre o aço ASTM A182 F22. Aqui, o objetivo foi estabelecer comparações entre os diferentes parâmetros da técnica em relação à estabilidade de arco, a qualidade superficial, as características geométricas, a microdureza e as microestruturas do metal de solda e da ZTA.

##### 4.3.1. Aspectos do comportamento do arco

A Tabela 4.2 apresenta os parâmetros de switch back ajustados para a soldagem do aço ASTM A182 F22. Estes parâmetros (velocidade, avanço e reversão) foram selecionados por estarem associados às condições de melhor regularidade geométrica obtidas como resultado da seção 4.2. Desta forma, foram mantidas as velocidades e as distâncias de avanço e de reversão em valores próximos àqueles que resultaram em melhor regularidade operacional, conseqüentemente, os valores para a relação  $P_R/P_A$  foram menores ou iguais a 60%, obedecendo aos intervalos caracterizados como satisfatórios para a relação. As velocidades de avanço e de reversão ficaram em seis níveis, sendo três para a velocidade equivalente de 30 cm/min e três para a velocidade equivalente de 50 cm/min. Os avanços e as reversões foram dispostos em nove níveis similares, para as duas velocidades equivalentes.

Além dos parâmetros de switch back e das relações  $P_R/P_A$  já comentados, a Tabela 4.2 apresenta ainda os valores de  $\Delta L$  para cada condição. Para simplificação dos resultados aqui discutidos, admitiu-se para a diferença de comprimento a nomenclatura  $\Delta L4$  para  $\Delta L=4$  mm,  $\Delta L5$  para  $\Delta L=5$  mm e  $\Delta L7$  para  $\Delta L=7$  mm, enquanto que para relação  $P_R/P_A$  admitiu-se  $P_R/P_{A40}$  para  $P_R/P_A = 40\%$ ,  $P_R/P_{A50}$  para  $P_R/P_A = 50\%$  e  $P_R/P_{A60}$  para  $P_R/P_A = 60\%$ .

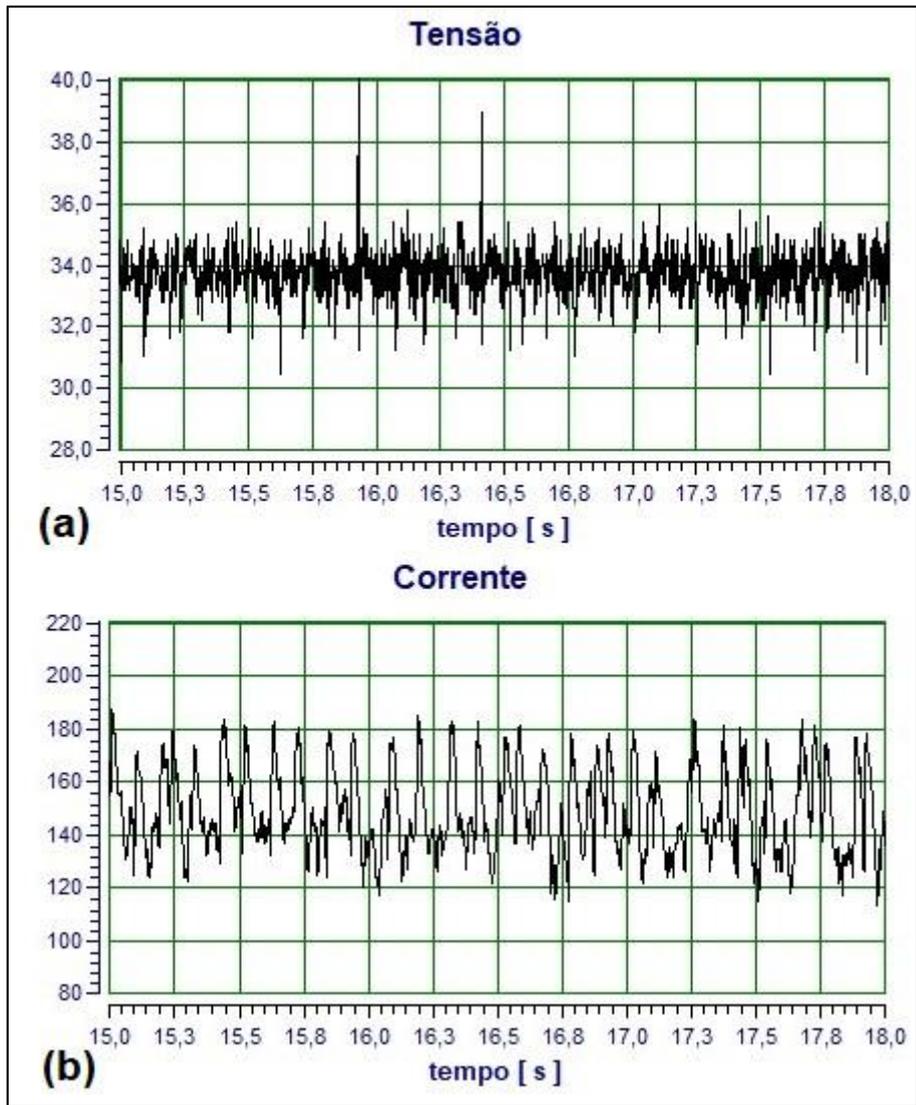
**Tabela 4. 2. Parâmetros da técnica switch back. Soldagem do aço ASTM A182 F22.**

Condição	$V_{eq}$ (cm/min)	A (mm)	R (mm)	$\Delta L$ (mm)	$V_A$ (cm/min)	$V_R$ (cm/min)	$P_R/P_A$ (%)	Im (A)	Um (V)
1C	30	-	-	-	-	-	-	156	34,0
1SB	30	6	2	4	100	40	40	150	34,3
2SB	30	8	4	4	120	60	50	153	34,6
3SB	30	10	6	4	150	90	60	155	34,3
4SB	30	8	3	5	100	40	40	156	34,0
5SB	30	10	5	5	120	60	50	156	34,2
6SB	30	13	8	5	150	90	60	158	34,1
7SB	30	12	5	7	100	40	40	155	34,0
8SB	30	14	7	7	120	60	50	158	34,5
9SB	30	18	11	7	150	90	60	153	34,1
2C	50	-	-	-	-	-	-	155	34,2
10SB	50	6	2	4	167	67	40	154	34,5
11SB	50	8	4	4	200	100	50	156	34,0
12SB	50	10	6	4	250	150	60	150	34,2
13SB	50	8	3	5	167	67	40	155	34,1
14SB	50	10	5	5	200	100	50	154	34,2
15SB	50	13	8	5	250	150	60	156	34,3
16SB	50	12	5	7	167	67	40	159	34,3
17SB	50	14	7	7	200	100	50	152	34,4
18SB	50	18	11	7	250	150	60	155	34,2

Fonte: Autoria própria.

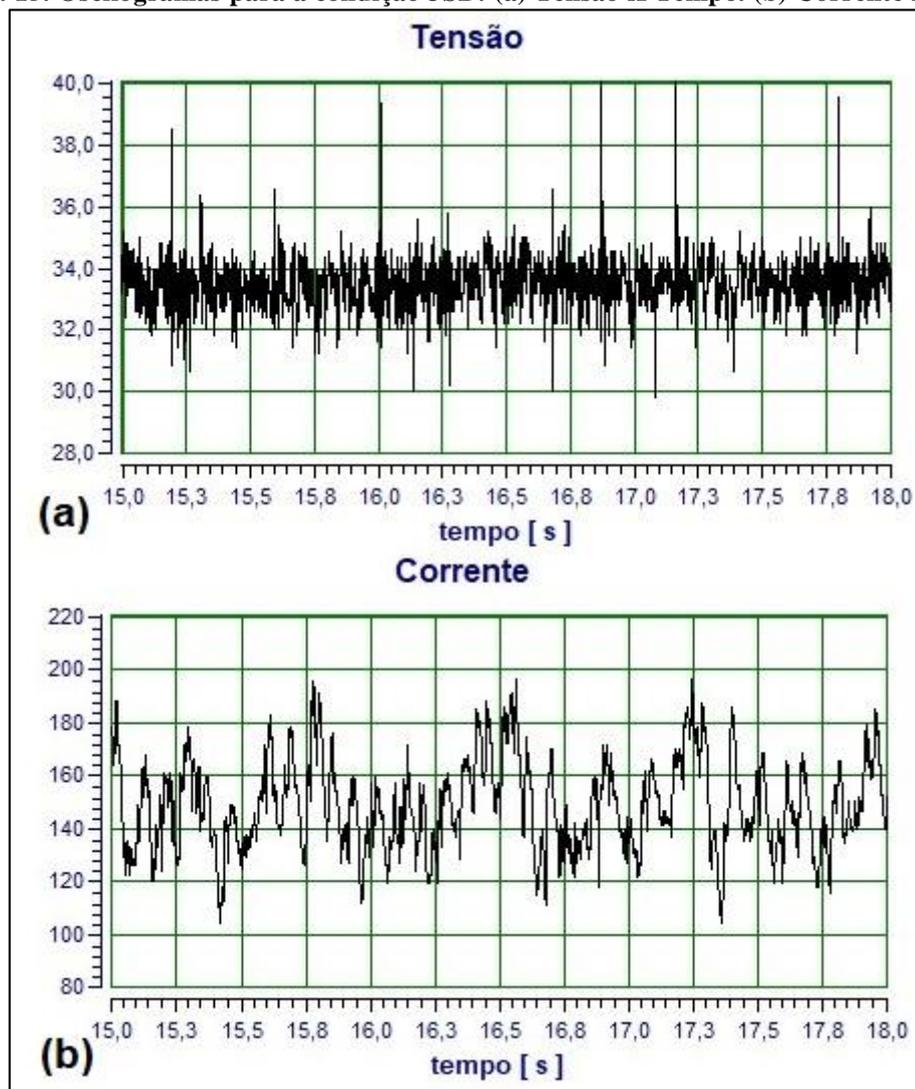
A Tabela 4.2 apresenta, além dos parâmetros da técnica, os resultados médios obtidos da corrente e da tensão de soldagem, registrados pela fonte. Por meio da observação destes resultados, verifica-se um comportamento bastante similar ao encontrado durante a soldagem preliminar, já que os valores médios da corrente e da tensão registrados para o switch back variam com seus valores bem próximos aos da soldagem convencional. As Figuras 4.14 e 4.15 apresentam os oscilogramas da tensão e da corrente de soldagem para a condição 1C e 3SB, respectivamente.

Figura 4. 14. Oscilogramas para a condição 1C: (a) Tensão X Tempo. (b) Corrente X Tempo.



Fonte: Autoria própria.

Figura 4. 15. Oscilogramas para a condição 3SB: (a) Tensão X Tempo. (b) Corrente X Tempo.



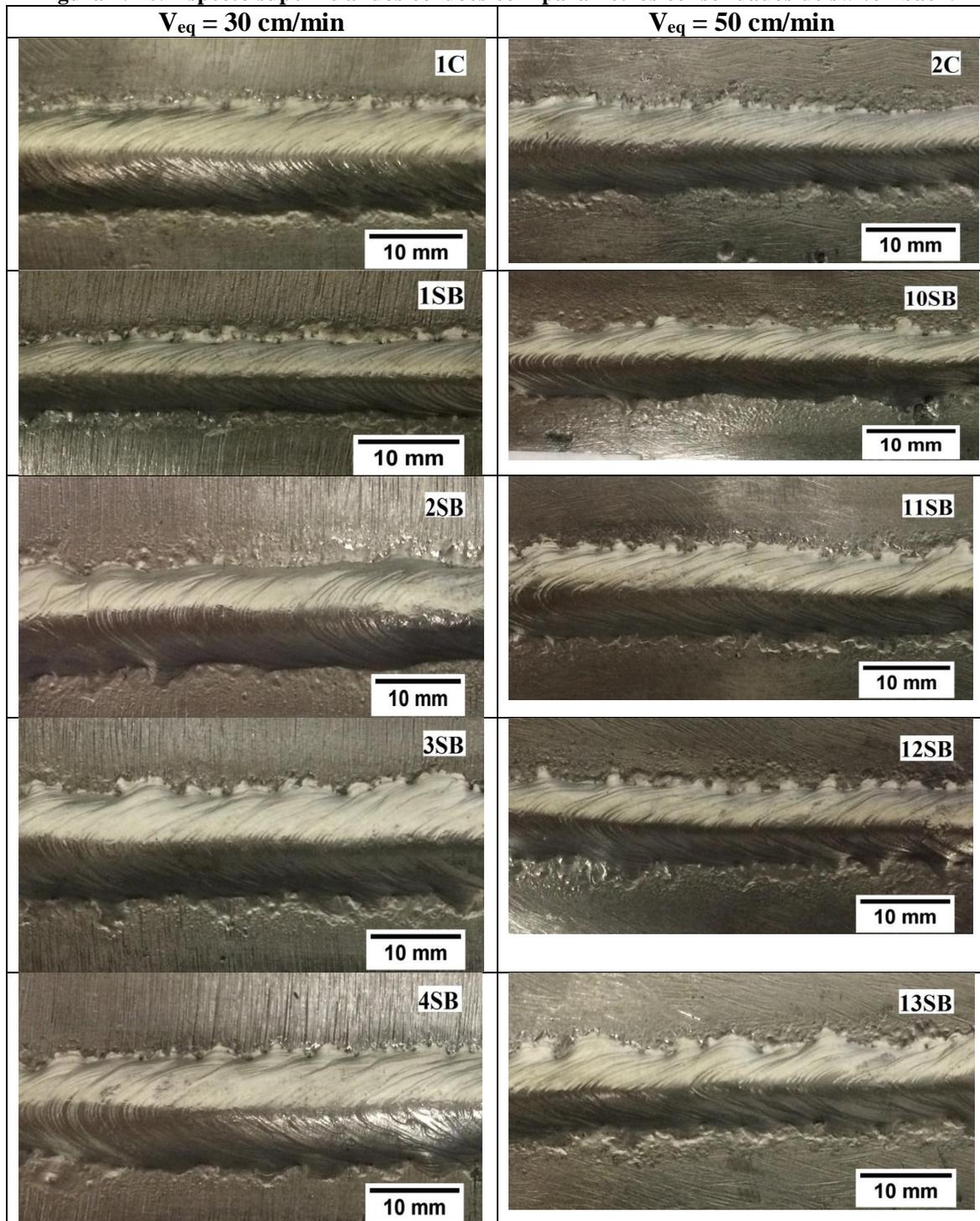
Fonte: Autoria própria.

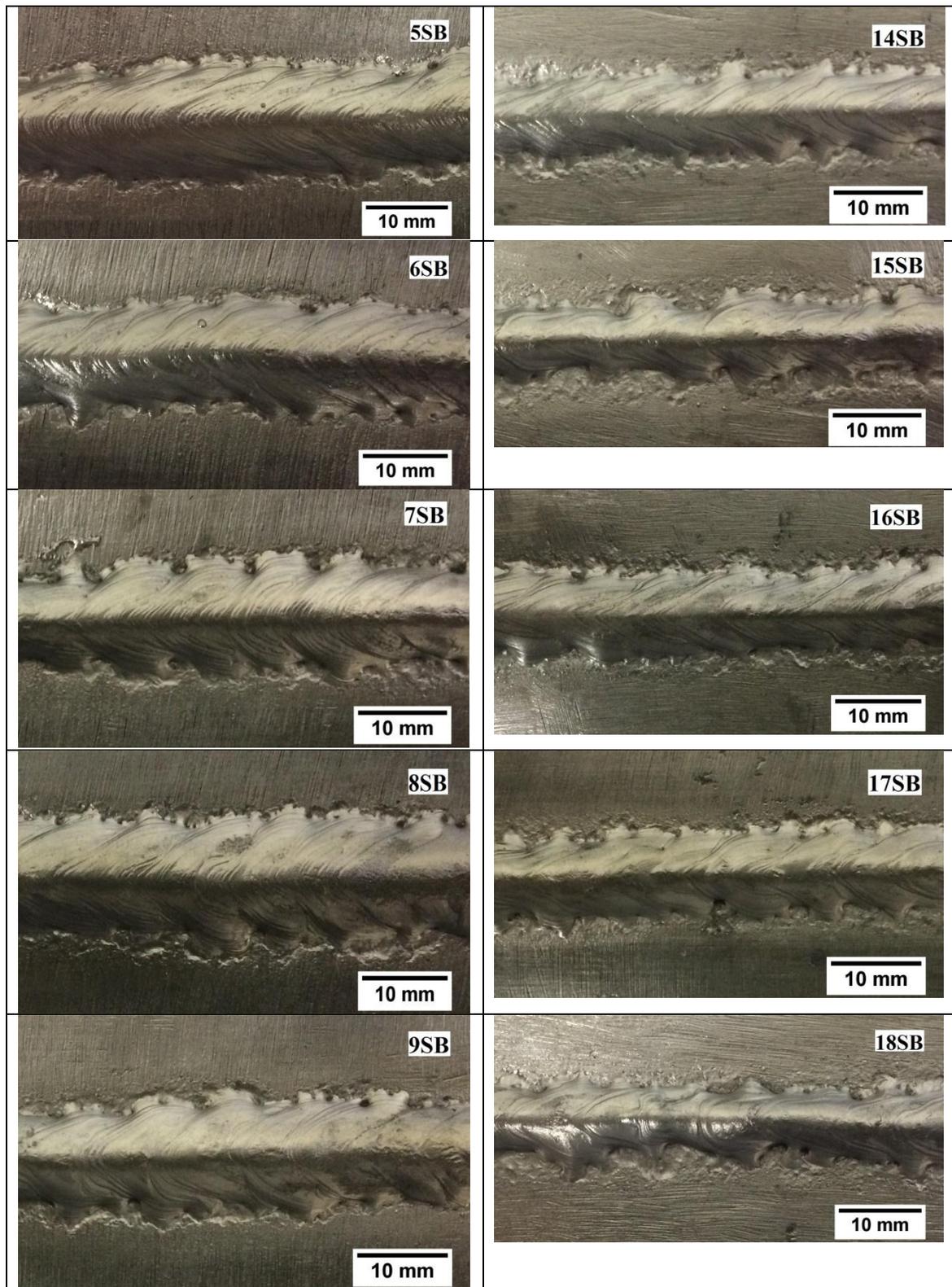
Os oscilogramas da tensão e da corrente de soldagem têm comportamentos equivalentes àqueles obtidos na soldagem preliminar sobre o aço SAE 1020. Pela análise das Figuras 4.14 e 4.15 não se percebem variações significativas da tensão de soldagem para as condições 1C e 3SB. Na condição 1C, a corrente de soldagem varia regularmente numa faixa de amplitude que permanece estável, enquanto que para a condição 3SB a corrente apresenta o mesmo comportamento oscilatório de subida e de descida, discutido anteriormente. Rampas de corrente para todas as condições de soldagem com switch back também foram identificadas por conta do auto ajuste de comprimento de arco, realizado pela fonte de soldagem.

### 4.3.2. Aspecto superficial do cordão de solda switch back

A Figura 4.16 apresenta o aspecto superficial dos cordões da soldagem switch back do aço ASTM A182 F22, para as condições da Tabela 4.2.

Figura 4. 16. Aspecto superficial dos cordões com parâmetros consolidados de switch back.



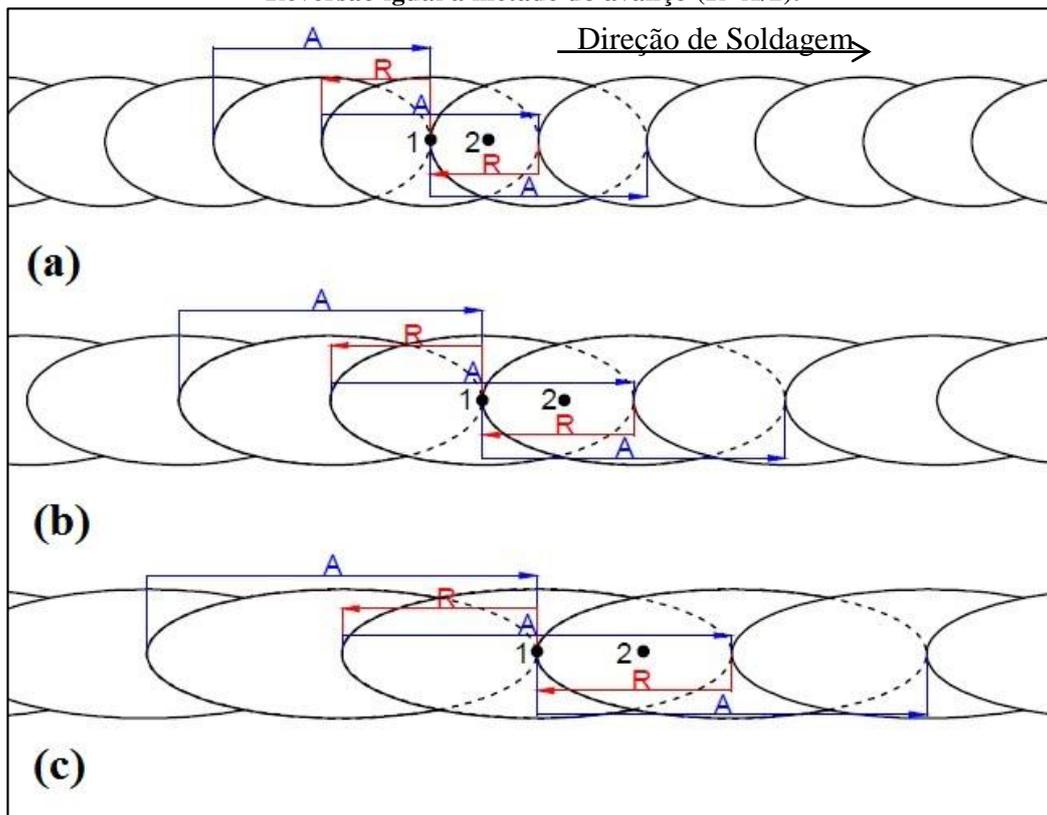


Fonte: Autoria própria.

A análise da Figura 4.16 indica para as condições de  $\Delta L7$  (7SB, 8SB, 9SB, e 16SB, 17SB, 18SB) uma maior incidência de irregularidades geométricas caracterizadas pelo estreitamento intermitente do cordão, devido uma deposição descontínua e até

insuficiente do metal de adição nas margens da solda. Estas irregularidades geométricas podem estar relacionadas a outros fatores além do efeito *humping* discutido, tais como: a passagem do arco voltaico repetidas vezes sobre um mesmo ponto, e o acúmulo de material depositado nos pontos de reversão. Os esquemas a, b e c apresentados nas Figuras 4.17, 4.18 e 4.19 auxiliam na compreensão do efeito destes fatores para a geração de irregularidades geométricas ao longo do comprimento do cordão de solda. Para estas figuras, pontos distintos são fixados e analisados por se repetirem periodicamente ao longo de toda extensão do cordão e, portanto, demonstrarem o comportamento de passagem da tocha sobre toda a solda.

**Figura 4. 17. Esquema do efeito do comprimento de reversão na geometria do cordão.  
Reversão igual à metade do avanço ( $R=A/2$ ).**



Fonte: Autoria própria.

Na Figura 4.17 pode-se observar o movimento de progressão da tocha na condição onde a reversão é igual à metade do avanço. As Figuras 4.17(a), 4.17(b) e 4.17(c) mostram, para a condição  $R=A/2$ , o efeito do aumento do avanço sobre o perfil geométrico do cordão de solda ao longo do seu comprimento.

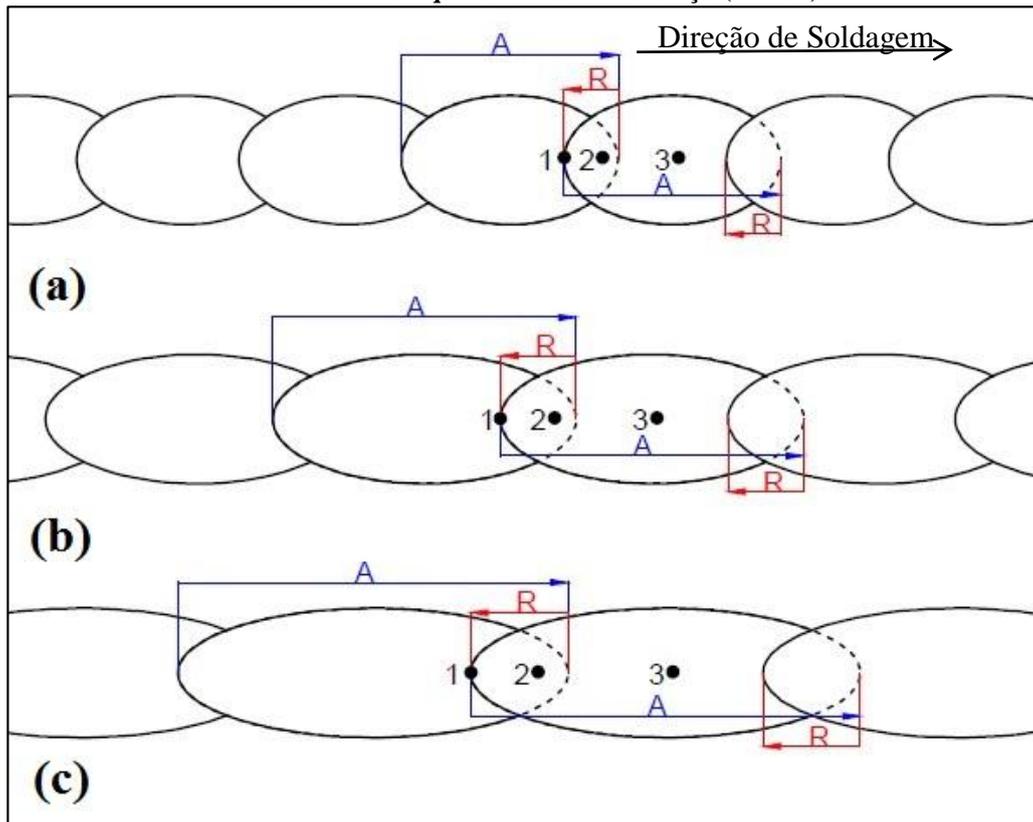
Neste caso, para se discutir como a tocha de soldagem, ou o arco voltaico, progride ao longo do comprimento do cordão, os pontos 1 e 2 da Figura 4.17 são

analisados conforme as passagens repetidas, sucessivas e periódicas da tocha de soldagem. No ponto 1 a tocha passa a primeira vez ao fim do primeiro avanço, reverte e volta a passar com o segundo avanço, passando uma terceira vez ao fim da segunda reversão totalizando, portanto, três passagens da tocha sobre o ponto 1. No ponto 2 três passagens da tocha são também contabilizadas, ou seja, a primeira passagem no primeiro avanço, a segunda com a reversão, e a terceira com o segundo avanço. Assim, na condição  $R=A/2$ , ou seja,  $P_R/P_{A50}$ , a tocha de soldagem passa três vezes por quaisquer pontos do cordão de solda.

O esquema da Figura 4.17 indica que para a condição  $R=A/2$ , ou  $P_R/P_{A50}$ , o aumento de  $\Delta L$  (4, 5, 7), ou seja, maiores avanço e reversão, afeta a geometria do cordão ao longo do seu comprimento, de modo que quanto maior os valores de avanço e reversão empregados, maior será a variação da geometria do cordão. A Figura 4.16 corrobora com esta afirmação pela análise do aspecto superficial do cordão de solda para  $V_{eq} = 30$  cm/min nas condições 2SB, 5SB e 8SB, e para  $V_{eq} = 50$  cm/min nas condições 11SB, 14SB e 17SB.

Entende-se que um maior acúmulo de material fundido depositado sobre os pontos de reversão seja o responsável pela variação geométrica observada com o aumento de  $\Delta L$ . Este acúmulo ocorre em função do tempo de permanência na parada da tocha nesta região da solda, e ainda, por conta da desaceleração e da aceleração do sistema de soldagem, conforme já reportado por Almeida et al (2012). Assim, para uma menor diferença de comprimento,  $\Delta L_4$ , ou seja, menores avanço e reversão, os pontos de maior acúmulo de metal na reversão da tocha estão bem mais próximos entre si, tornando pouco perceptível qualquer variação geométrica do cordão. Para uma maior diferença de comprimento,  $\Delta L_7$ , ou seja, para maiores avanço e reversão, estes pontos se encontram bem mais distantes entre si, tornando mais perceptível à variação geométrica do cordão ao longo do comprimento.

**Figura 4. 18. Esquema do efeito do comprimento de reversão na geometria do cordão.  
Reversão menor que a metade do avanço ( $R < A/2$ ).**



Fonte: Autoria própria.

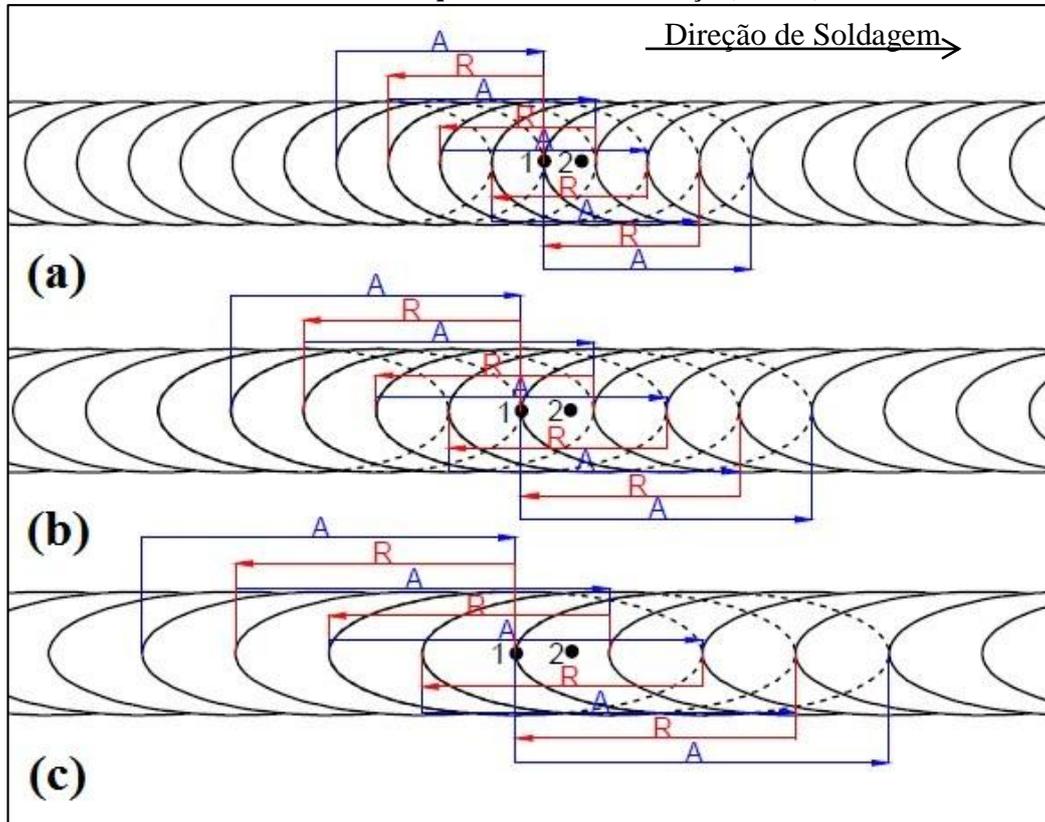
Na Figura 4.18 pode-se observar o movimento de progressão da tocha na condição onde a reversão é menor que a metade do avanço. As Figuras 4.18(a), 4.18(b) e 4.18(c) mostram, para a condição  $R < A/2$ , o efeito do aumento do avanço sobre o perfil geométrico do cordão de solda ao longo do seu comprimento.

Neste caso, para se discutir como a tocha, ou o arco voltaico, de soldagem progride ao longo do comprimento do cordão os pontos 1, 2 e 3 da Figura 4.18 são analisados conforme as passagens repetidas, sucessivas e periódicas da tocha de soldagem. No ponto 1 a tocha passa duas vezes, uma com o primeiro avanço e outra no fim da reversão subsequente. No ponto 2 a tocha passa três vezes, sendo uma no primeiro avanço, uma na volta da reversão e uma no segundo avanço. Finalmente, no ponto 3 a tocha passa uma única vez com o movimento do segundo avanço. Desta forma, na condição  $R < A/2$  existem regiões na solda onde a tocha de soldagem passará uma, duas e até três vezes ao longo do cordão de solda.

A Figura 4.18 indica também, como no caso anterior, que mantida constante a condição  $R < A/2$ , ou  $P_R/P_A < 0,5$ , o aumento de  $\Delta L$  (4, 5, 7), ou seja, para maiores avanço e reversão, aumenta a variação geométrica do cordão ao longo do seu comprimento. A

Figura 4.16 corrobora com esta afirmação pela análise do aspecto superficial do cordão de solda para  $V_{eq} = 30$  cm/min nas condições 1SB, 4SB e 7SB, e para  $V_{eq} = 50$  cm/min nas condições 10SB, 13SB e 16SB.

**Figura 4. 19. Esquema do efeito do comprimento de reversão na geometria do cordão.  
Reversão maior que a metade do avanço ( $R > A/2$ ).**



Fonte: Autoria própria.

Na Figura 4.19 pode-se observar o movimento de progressão da tocha na condição onde a reversão é maior que a metade do avanço. As Figuras 4.19(a), 4.19(b) e 4.19(c) mostram, para a condição  $R > A/2$ , o efeito do aumento do avanço sobre o perfil geométrico do cordão de solda ao longo do seu comprimento. Novamente, para se discutir como a tocha de soldagem, ou o arco voltaico, progride ao longo do comprimento do cordão, os pontos 1 e 2 da Figura 4.19 são analisados conforme as passagens repetidas, sucessivas e periódicas da tocha de soldagem.

Neste caso, observa-se a passagem da tocha por sete vezes em cada um destes pontos de referência, sendo quatro passagens correspondentes aos avanços e três às reversões. Assim, para as condições em que a reversão for maior que a metade do avanço, a tocha passará por sete vezes por qualquer ponto ao longo do comprimento do cordão.

O esquema da Figura 4.19 indica também, como nos casos anteriores, que mantida a condição  $R > A/2$ , ou  $P_R/P_A60$ , o aumento de  $\Delta L$  (4, 5, 7), ou seja, maiores avanço e reversão aumentam a variação geométrica do cordão ao longo do seu comprimento. A Figura 4.16 corrobora com esta afirmação pela análise do aspecto superficial do cordão de solda para  $V_{eq} = 30$  cm/min nas condições 3SB, 6SB e 9SB, e para  $V_{eq} = 50$  cm/min nas condições 12SB, 15SB e 18SB.

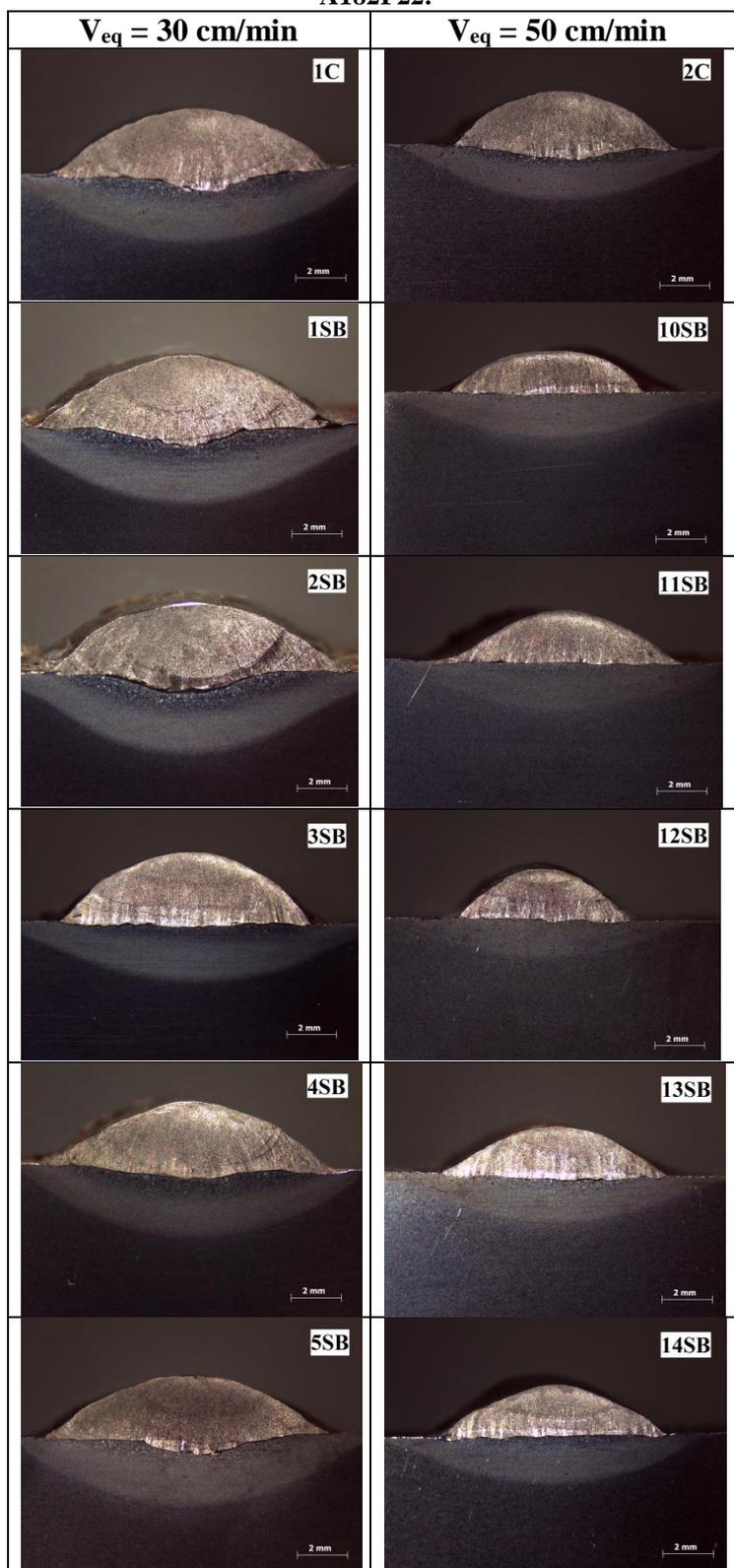
Do exposto, pode-se afirmar que a incidência de irregularidades na margem do cordão é maior para a condição  $R < A/2$  ( $P_R/P_A40$ ), em relação às demais condições da soldagem switch back. Este tipo de defeito se intensifica para esta condição, devido à variação do número de vezes que a tocha de soldagem passa nas diferentes regiões do cordão, o que afeta a taxa de deposição por unidade de comprimento.

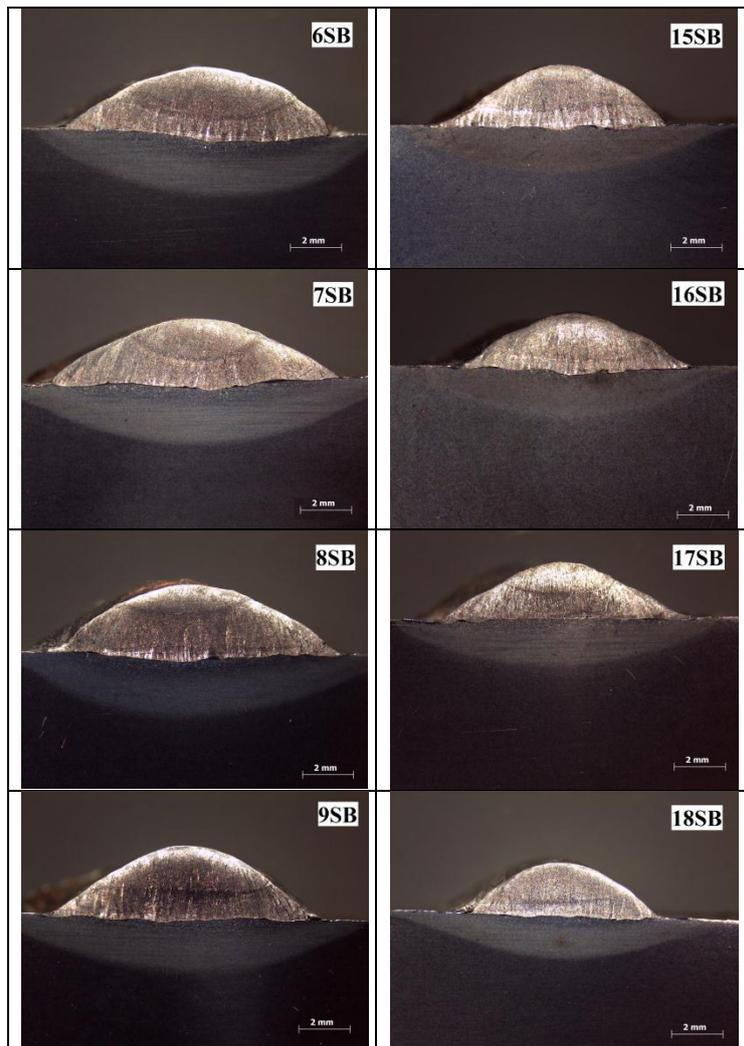
Apesar da condição  $R = A/2$  ( $P_R/P_A50$ ) resultar em um número uniforme de passagens da tocha pelas diversas regiões ao longo do cordão, a condição  $R > A/2$  ( $P_R/P_A60$ ) leva vantagem em relação ao aspecto superficial por apresentar um maior número de passagens sobre um mesmo ponto, e ainda, uma maior aproximação entre os diferentes pontos de reversão. Quando somados estes fatores é de se esperar uma melhora no aspecto superficial em relação à condição de reversão igual à metade do avanço, por se tornar menos perceptível o acúmulo de material fundido associado ao tempo de permanência da tocha nos pontos de reversão. Dentre os parâmetros empregados nesta seção, as condições 7SB, 8SB e 9SB são as que melhor indicam, por mais que de maneira discreta, uma redução nas irregularidades laterais dos cordões à medida que se alteram as condições do comprimento da reversão.

### **4.3.3. Análise das características geométricas**

Na Figura 4.20 são apresentadas as macrografias das seções A de cada condição de parâmetro de switch back produzido na soldagem do aço ASTM A182 F22.

Figura 4. 20. Macrografias da seção transversal. Soldagem switch-back sobre o aço ASTM A182F22.





Fonte: Autoria própria.

Pelo exame da Figura 4.20 verifica-se uma maior regularidade geométrica ao longo do cordão para as soldas de velocidade equivalente de 30 cm/min em relação a soldas de velocidade equivalente de 50 cm/min. Tal efeito é justificado pela utilização de velocidades de avanço e de reversão elevadas, que podem ter alcançado ou superado valores limites que contribuem para a formação de *humping* nos cordões de 50 cm/min. Além disso, o exame da macrografia das seções transversais indicou a presença de sobreposições no metal de solda, muito bem definidas e delimitadas, associadas aos movimentos sucessivos de avanço e de reversão do arco voltaico. Nas condições 3SB e 12SB, por exemplo, verifica-se a formação de até três camadas distintas do metal depositado em sobreposição.

A Tabela 4.3 indica os fatores velocidade equivalente,  $\Delta L$  e  $P_R/P_A$ , com seus respectivos níveis utilizados para a Análise de Variância, e as médias geométricas obtidas para cada condição a partir das duas amostras transversais A e B.

**Tabela 4. 3. Resultado das características geométricas. Soldagem switch back do aço ASTM A182 F22.**

Condição	V <sub>eq</sub> (cm/min)	ΔL (mm)	P <sub>R</sub> /P <sub>A</sub> (%)	L (mm)	R (mm)	P (mm)	D <sub>G</sub> (%)
1C	-	-	-	11,01	2,65	0,78	14,36
1SB	30	4	40	10,26	2,52	0,50	11,80
2SB			50	11,41	2,34	0,67	15,16
3SB			60	10,54	2,56	0,37	8,21
4SB		5	40	10,25	2,64	0,43	9,58
5SB			50	10,98	2,49	0,34	9,23
6SB			60	11,58	2,56	0,20	4,98
7SB		7	40	10,27	2,54	0,50	11,35
8SB			50	11,55	2,71	0,67	12,25
9SB			60	10,35	2,72	0,29	7,85
2C	-	-	-	8,61	2,21	0,43	11,28
10SB	50	4	40	9,18	1,92	0,23	10,19
11SB			50	8,13	1,92	0,13	4,07
12SB			60	8,42	2,14	0,17	6,91
13SB		5	40	9,50	2,06	0,28	10,60
14SB			50	9,66	2,17	0,16	4,05
15SB			60	7,90	2,22	0,08	5,09
16SB		7	40	7,54	1,86	0,17	6,68
17SB			50	9,52	2,20	0,21	7,82
18SB			60	7,18	2,01	0,14	4,82

Fonte: Autoria própria.

A Tabela 4.4 apresenta os resultados, em %, dos níveis de significância ( $\alpha$ ) obtidos com a ANOVA para cada uma das variáveis geométricas analisadas.

**Tabela 4. 4. Níveis de significância em %,  $\alpha$ . ANOVA para as variáveis geométricas.**

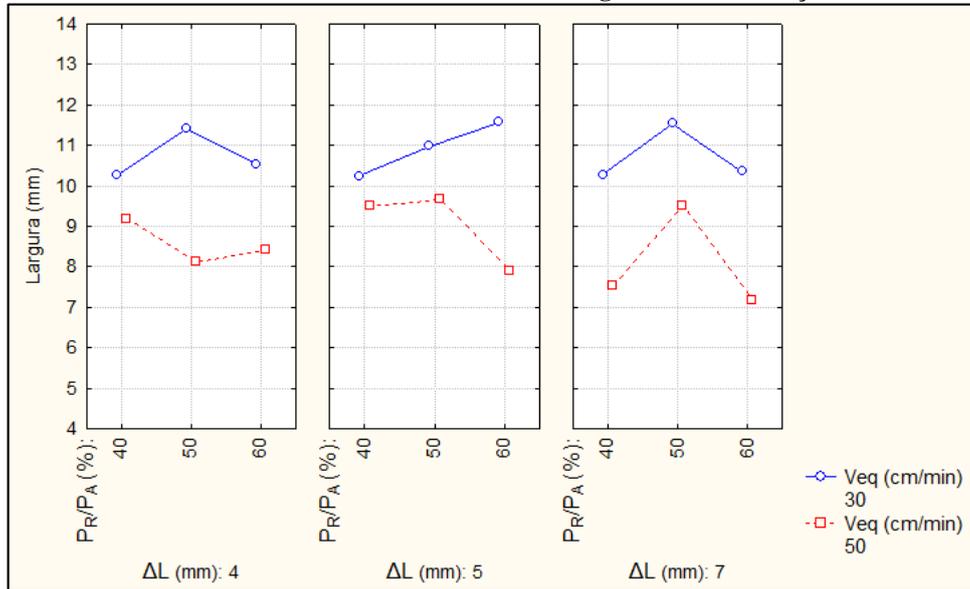
Var.	Efeitos						
	V <sub>eq</sub>	ΔL	P <sub>R</sub> /P <sub>A</sub>	V <sub>eq</sub> *ΔL	V <sub>eq</sub> *P <sub>R</sub> /P <sub>A</sub>	ΔL*P <sub>R</sub> /P <sub>A</sub>	V <sub>eq</sub> *ΔL*P <sub>R</sub> /P <sub>A</sub>
L	<b>0,0004</b>	41,04	11,69	68,82	24,94	54,13	39,25
R	<b>0,0011</b>	43,89	56,84	56,05	61,86	63,42	98,40
P	<b>0,0063</b>	28,99	<b>4,32</b>	30,18	19,09	71,74	87,42
D <sub>G</sub>	<b>0,2094</b>	20,27	<b>1,38</b>	32,78	<b>4,80</b>	63,27	47,11

Fonte: Autoria própria.

Pela análise da Tabela 4.4, percebe-se que a velocidade equivalente exerceu influência significativa sobre a geometria da solda, já que os valores de  $\alpha$  deste fator foram menores que 5,0% para todas as variáveis de resposta. Além da velocidade equivalente,

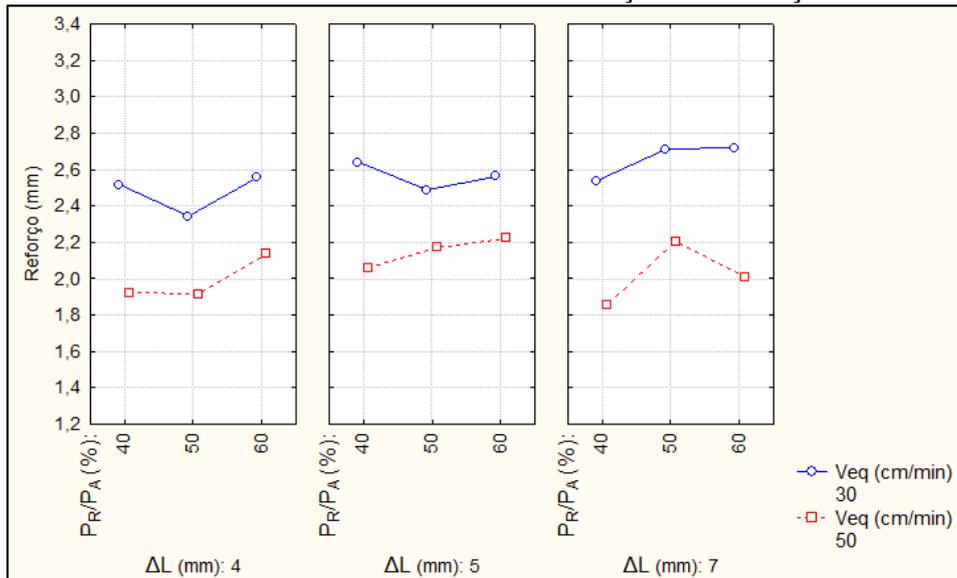
a relação  $P_R/P_A$  foi o outro fator que exerceu influência na geometria da solda, porém somente para as variáveis dependentes de penetração e de diluição global. Dentre as interações, a única que exerceu influência foi a de  $V_{eq} * P_R/P_A$ , e ainda assim, somente sobre a variável diluição global. Esses resultados são ilustrados pelas Figuras 4.21, 4.22, 4.23 e 4.24.

**Figura 4. 21. Efeito dos fatores switch back sobre a largura. Solda no aço ASTM A182 F22.**



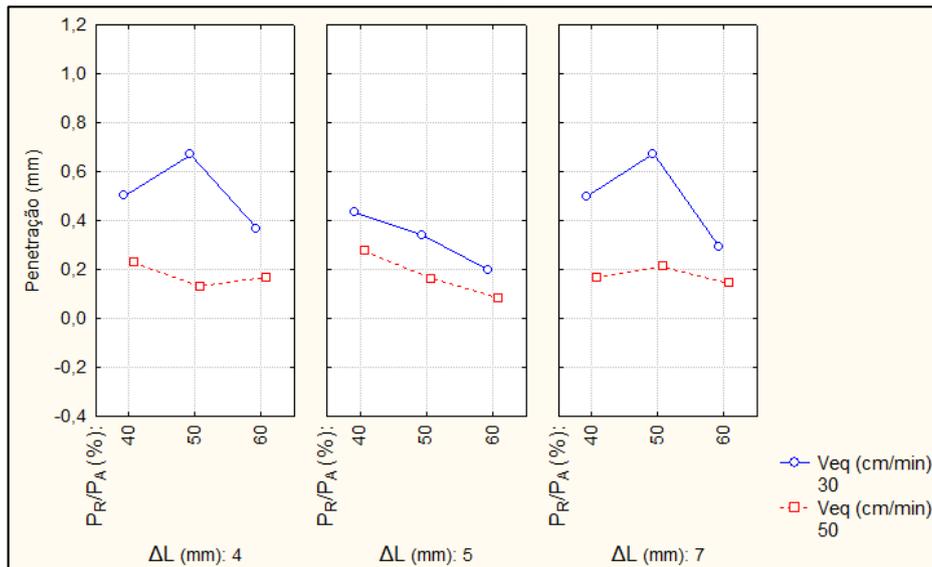
Fonte: Autoria própria.

**Figura 4. 22. Efeito dos fatores switch back sobre o reforço. Solda no aço ASTM A182 F22.**



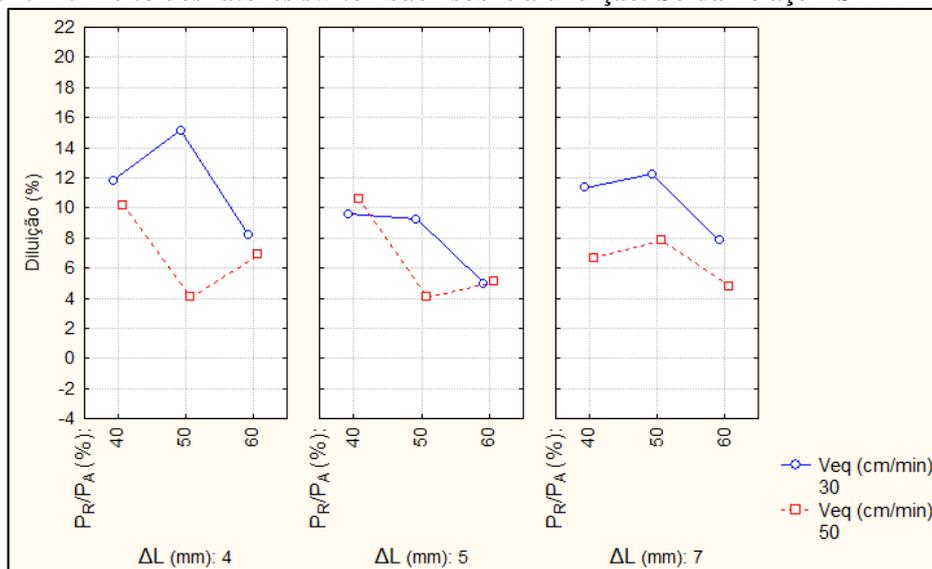
Fonte: Autoria própria.

**Figura 4. 23. Efeito dos fatores switch back sobre a penetração. Solda no aço ASTM A182 F22.**



Fonte: Autoria própria.

**Figura 4. 24. Efeito dos fatores switch back sobre a diluição. Solda no aço ASTM A182 F22.**



Fonte: Autoria própria.

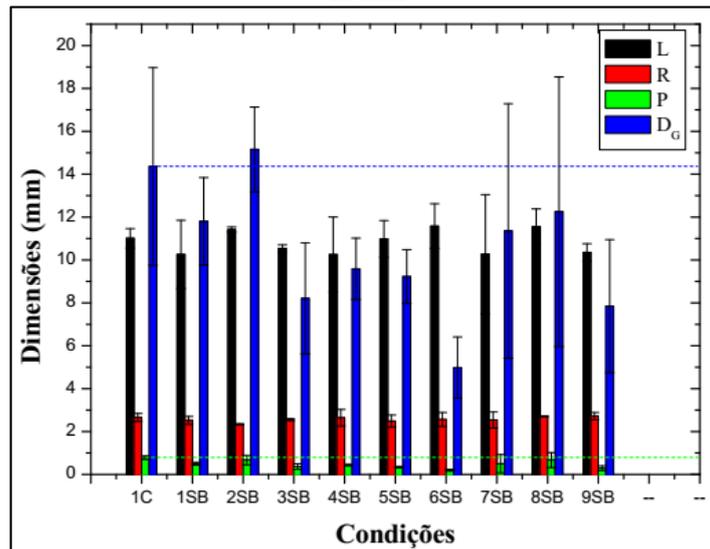
As Figuras 4.21, 4.22, 4.23 e 4.24 mostram que, mantendo constante  $\Delta L$  e  $P_R/P_A$ , a redução da velocidade equivalente aumentou a largura, o reforço e a penetração, além da diluição. Este é um comportamento esperado e está relacionado justamente aos menores níveis de velocidade de avanço e de reversão para as soldas de 30 cm/min, haja vista que nestas condições o arco voltaico permaneceu por mais tempo sobre um mesmo ponto, aumentando a quantidade de material depositado e as medidas geométricas.

Nas Figuras 4.23 e 4.24 verifica-se que, mantendo-se constante  $V_{eq}$  e  $\Delta L$ , o aumento de  $P_R/P_A$  reduziu a penetração e a diluição. Este efeito redutor sobre a penetração

e a diluição pode ser observado com a mudança da relação  $P_R/P_{A40}$  para  $P_R/P_{A60}$ , e se deve ao aumento progressivo das velocidades de avanço e de reversão da tocha de soldagem. Apesar deste efeito, o nível intermediário  $P_R/P_{A50}$  variou bastante, não acompanhando muitas das vezes o comportamento.

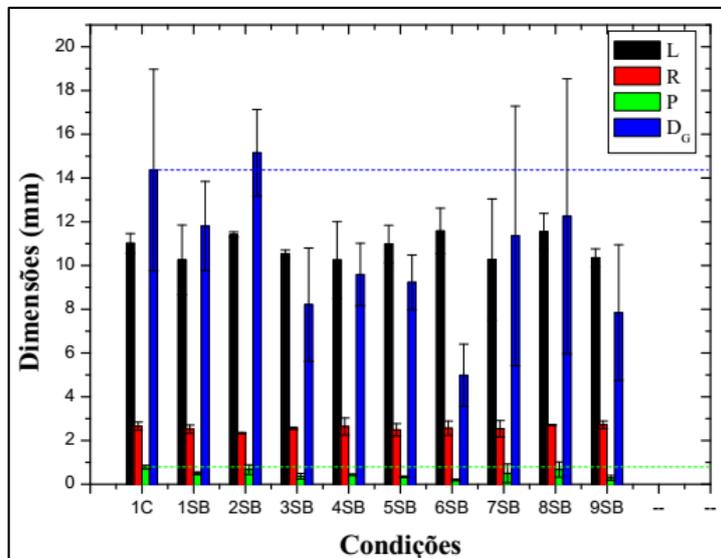
As Figuras 4.25 e 4.26 apresentam os gráficos das médias geométricas obtidos para as soldas GMAW convencional e com switch back.

**Figura 4. 25. Resultados médios de largura, reforço, penetração e diluição para  $V_{eq} = 30$  cm/min.**



Fonte: Autoria própria.

**Figura 4. 26. Resultados médios de largura, reforço, penetração e diluição para  $V_{eq} = 50$  cm/min.**



Fonte: Autoria própria.

Apesar da atenção com a qualidade superficial ao longo do comprimento do cordão de solda, observa-se que a largura apresentou variações devido à presença de

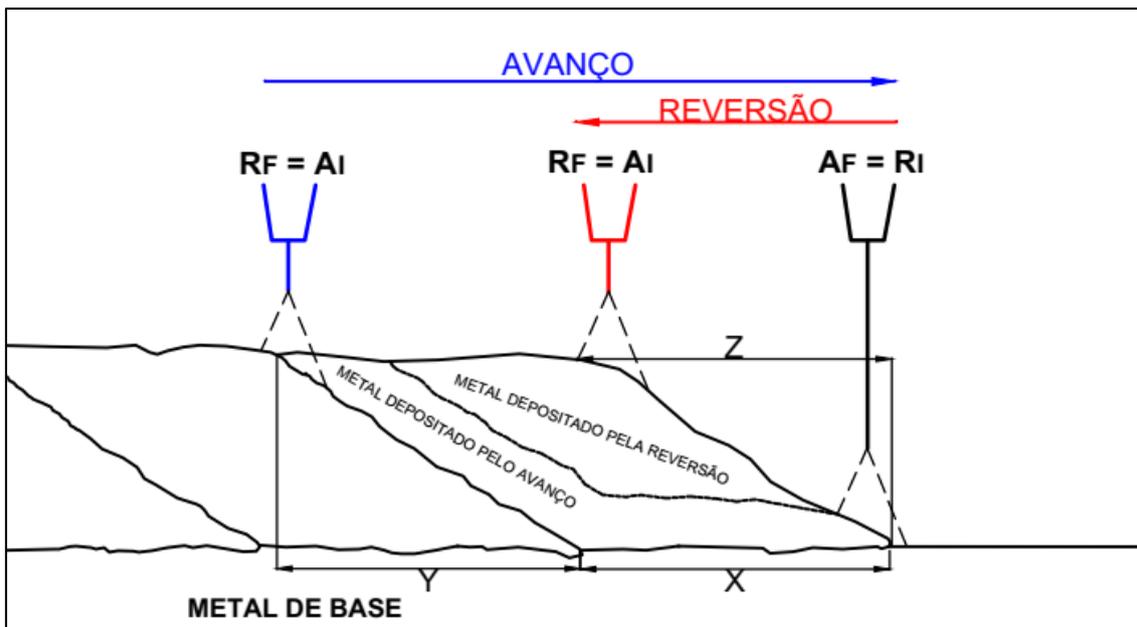
pequenas e frequentes irregularidades localizadas nas margens dos depósitos, e que se intensificam com o aumento de  $\Delta L$  conforme o discutido na seção 4.3.2.

Comparando a geometria das soldas GMAW convencional e com switch back das Figuras 4.25 e 4.26, verifica-se que as médias do reforço, da penetração e da diluição foram, geralmente, menores na condição switch back independente da velocidade equivalente.

Pode-se dizer que a redução destas médias para a soldagem com a técnica, principalmente da penetração e da diluição demarcadas pelas linhas pontilhadas verde e azul, respectivamente, estão fortemente associadas às altas velocidades de avanço empregadas, pois somente ao longo de uma fração do comprimento de avanço o metal de solda é depositado diretamente sobre o substrato, devido à presença de porções do metal de solda depositadas na forma de rampa durante as múltiplas passagens do arco. Com um menor tempo de permanência do arco diretamente sobre o substrato para a soldagem switch back, um efeito redutor de aporte térmico é estabelecido ao longo do avanço em relação à soldagem convencional, diminuindo o poder de escavação da poça de fusão no substrato e, conseqüentemente, a penetração e a diluição.

A Figura 4.27 ilustra um esquema de deposição de material para a técnica switch back onde é observada a fração do comprimento do avanço, na qual o metal fundido é depositado exclusivamente sobre o substrato (X). A outra fração do comprimento do avanço (Y) e o comprimento de reversão (Z), nos quais o material é depositado sobre as porções do metal de solda em forma de rampa, também são evidenciadas.

**Figura 4. 27. Representação esquemática da deposição de material na soldagem switch back.**



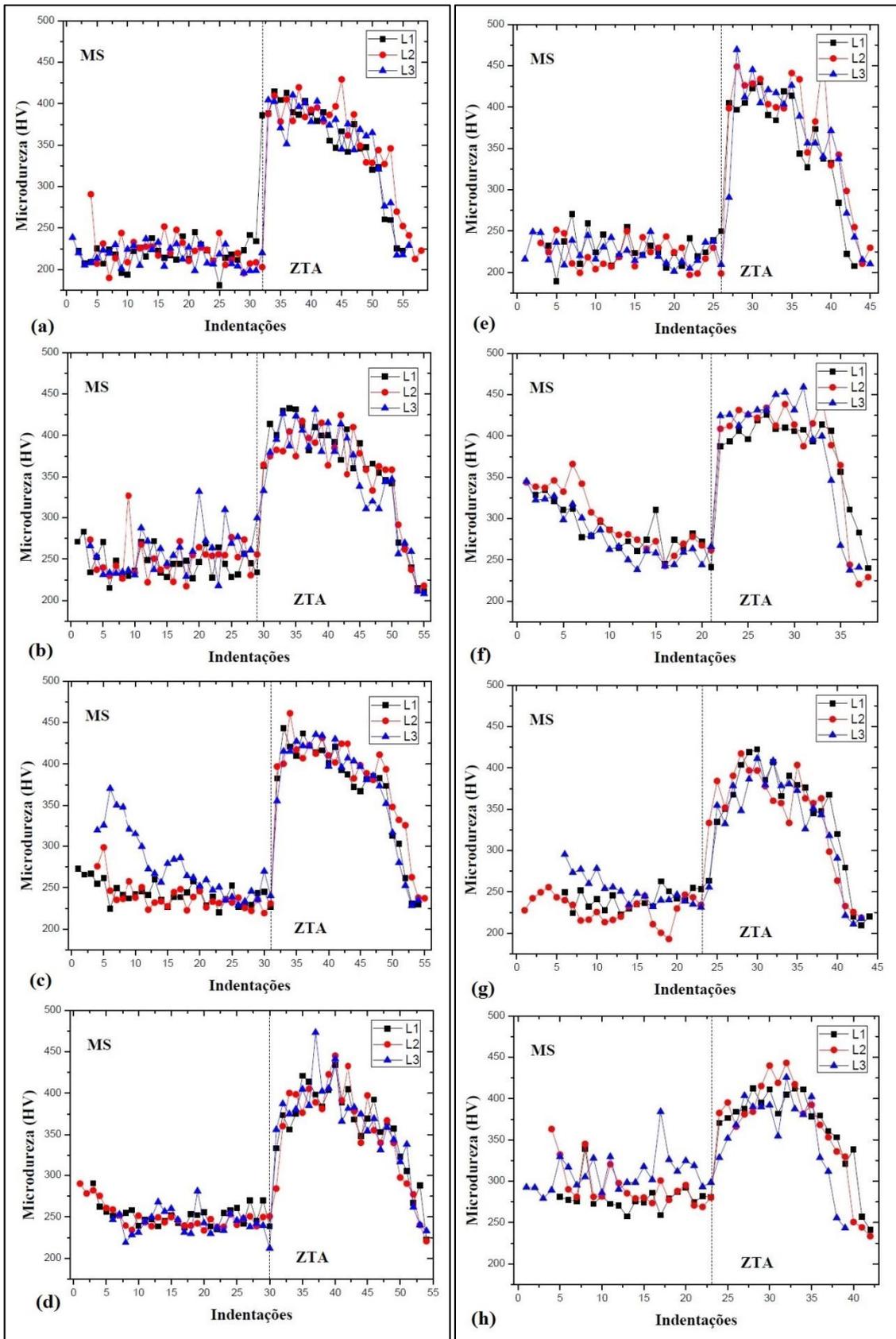
Fonte: Autoria própria.

#### 4.3.4. Análises micrográfica e do perfil de microdureza

A Figura 4.28 apresenta o resultado do perfil de microdureza obtido para as soldas 1C, 3SB, 6SB e 9SB ( $V_{eq} = 30$  cm/min), e para as soldas 2C, 12SB, 15SB e 18SB ( $V_{eq} = 50$  cm/min). Estas condições foram selecionadas para uma análise mais acurada por apresentarem as maiores distâncias de avanço e de reversão (maior  $\Delta L$ ), para uma mesma e mais elevada relação  $P_R/P_A$ . Acredita-se que o aumento nestas relações pode influenciar mais significativamente as características microestruturais e a resistência da união soldada. Os resultados de microdureza para todas as condições de soldagem estabelecidas nesta pesquisa podem ainda ser encontrados no anexo deste trabalho.

Uma análise preliminar do perfil de microdureza das diversas soldas mostradas na Figura 4.28 (além das demais soldas relacionadas no anexo) indica um comportamento mecânico semelhante quanto à regularidade do perfil das curvas. No entanto, diferenças podem ser destacadas por uma análise mais detalhada, conforme realizada a seguir, onde se busca correlacionar o efeito dos parâmetros switch back sobre a microdureza e as características metalúrgicas da união soldada.

**Figura 4. 28. Resultado do perfil de microdureza. Soldas do aço ASTM A182 F22: (a) 1C. (b) 3SB. (c) 6SB. (d) 9SB. (e) 2C. (f) 12SB. (g) 15SB. (h) 18SB.**



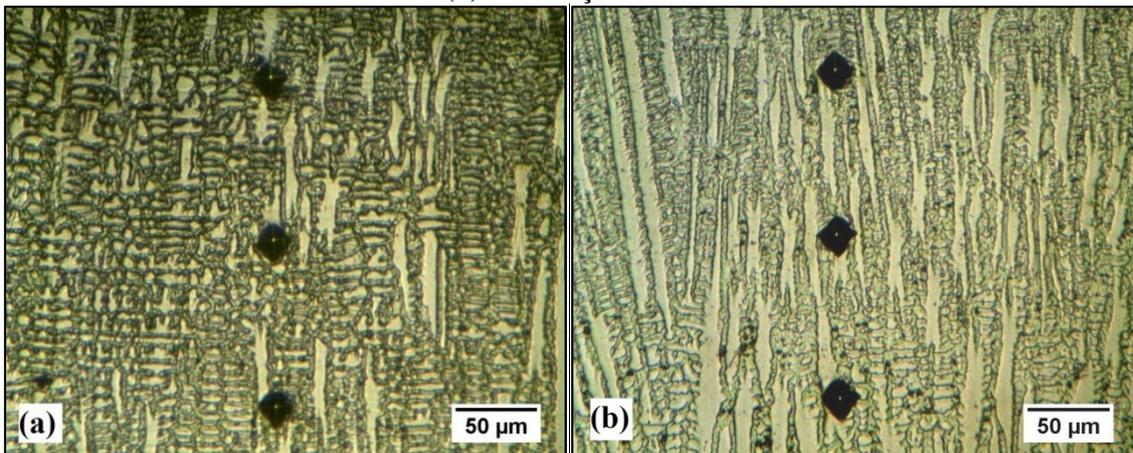
Fonte: Autoria própria.

#### 4.3.4.1. Metal de Solda

A Figura 4.28 mostra maiores valores de microdureza na região próximo à face (superfície) das soldas 3SB, 6SB, 9SB, 12SB, 15SB e 18SB em relação ao centro do cordão e à interface com a ZTA. A existência de taxas de resfriamento maiores, geradas pela maior troca térmica que ocorre na região, resultam em uma estrutura de solidificação mais refinada para a superfície do cordão, justificando o aumento de microdureza sobre a mesma. Neste sentido, velocidades e distâncias de avanço e de reversão maiores, como as obtidas por relações  $P_R/P_{A60}$  e  $\Delta L7$ , potencializam elevadas taxas de resfriamento e podem resultar em uma alteração da estrutura de solidificação bem como num maior refinamento.

A Figura 4.29 mostra a microestrutura de solidificação na seção transversal do metal de solda 12SB, e evidencia o seu refinamento próximo à face da solda. Nesta região da solda (Figura 4.29(a)) nota-se a presença predominante de uma microestrutura formada por dendritas equiaxiais, enquanto que ao centro do cordão (Figura 4.29(b)) é observada a presença predominante de uma microestrutura colunar dendrítica.

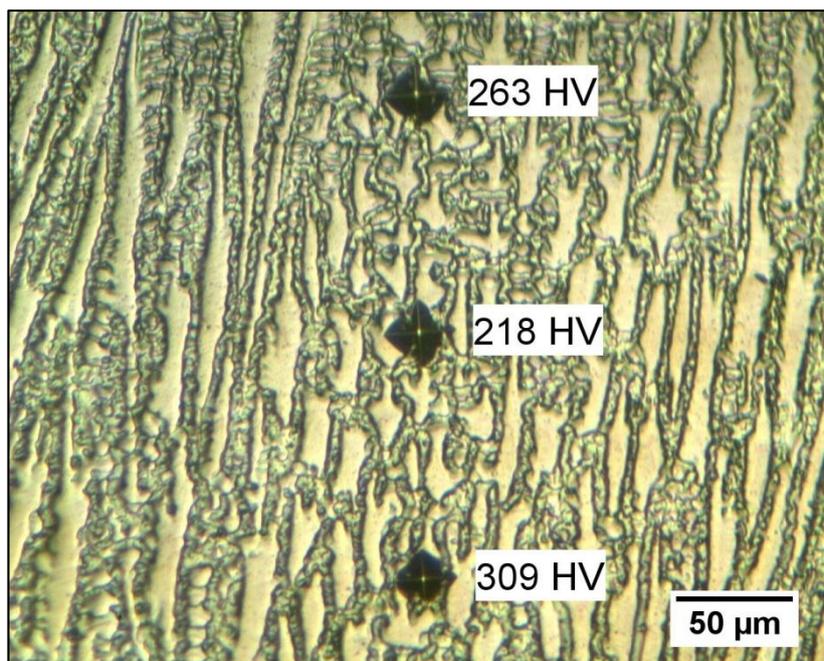
**Figura 4. 29. Microestrutura de solidificação da solda 12SB na linha L2. (a) Indentações 1-3. (b) Indentações 9-11.**



Fonte: Autoria própria.

A análise da Figura 4.28 indica ainda a presença de picos de microdureza nas amostras 3SB, 6SB, 12SB, 15SB e 18SB, os quais são atribuídos à indentações aplicadas sobre regiões interdendríticas, caracteristicamente com alta concentração de soluto. A Figura 4.30 exemplifica o aumento nos valores de microdureza à medida que a área de impressão do ensaio se reduz, pelo avanço do indentedor sobre regiões interdendríticas.

**Figura 4. 30. Microestrutura de solidificação da condição 3SB para L3, indentações de 20-22.**



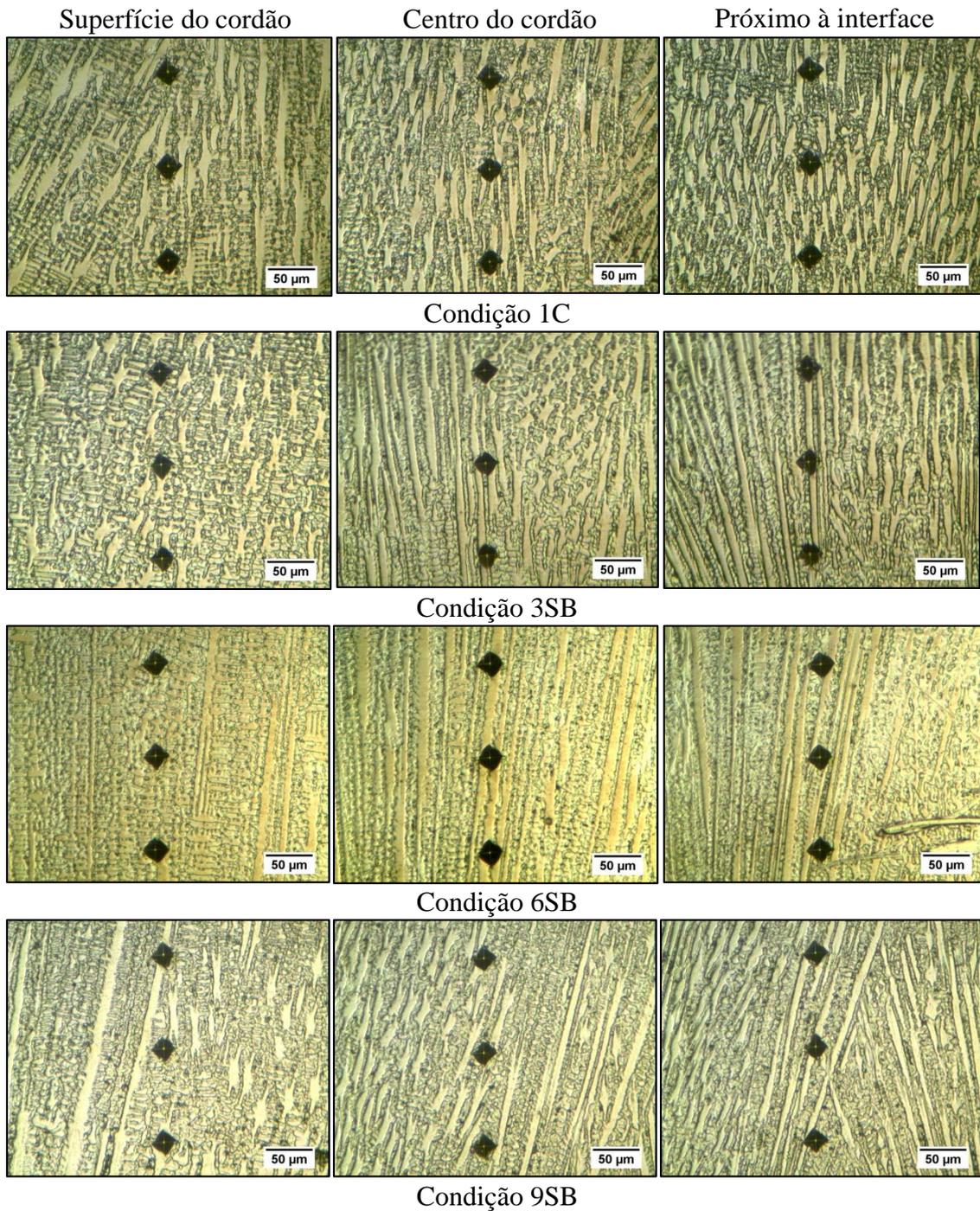
Fonte: Autoria própria.

Os resultados de microdureza apresentados nos gráficos da Figura 4.28 mostram que os valores de microdureza variaram na faixa de 200 HV a 250 HV para as amostras 1C e 2C das soldas GMAW convencional. Para as soldas GMAW com switch back depositadas com  $V_{eq} = 30$  cm/min (3SB, 6SB e 9SB) a microdureza variou na faixa de 225 HV a 300 HV, enquanto que para as soldas depositadas com  $V_{eq} = 50$  cm/min (12SB, 15SB e 18SB) a variação da microdureza ocorreu na faixa de 225 HV a 350 HV. Portanto, os resultados de microdureza no metal de solda foram maiores para as soldas na condição com switch back, independentemente do nível de velocidade equivalente admitido.

Os resultados mostram ainda uma tendência de aumento da microdureza das soldas com switch back com o aumento da velocidade equivalente. Os resultados de microdureza das soldas 3SB e 12SB, 9SB e 18SB, por exemplo, ilustram esta afirmação.

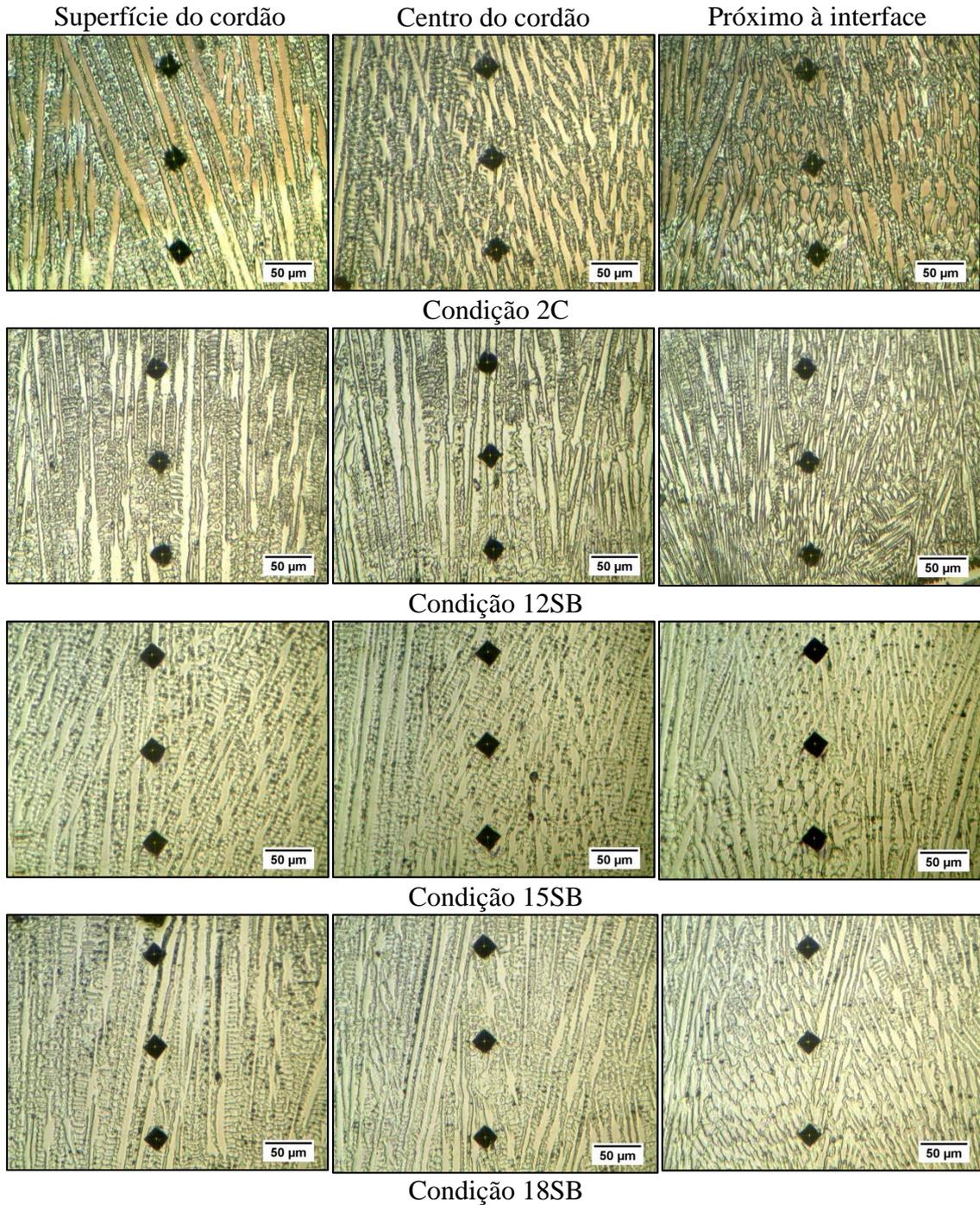
As Figuras 4.31 e 4.32 apresentam a microestrutura e as impressões de microdureza na linha de indentação L2, obtidas nas três regiões da seção longitudinal do metal de solda (próximo à face/superfície do cordão, centro do cordão e próximo à linha de fusão) para as condições da Figura 4.28.

**Figura 4. 31. Microestrutura e impressões de microdureza do metal de solda, linha de indentação L2. Soldagem GMAW convencional e switch back,  $V_{eq} = 30$  cm/min.**



Fonte: Autoria própria.

**Figura 4. 32. Microestrutura e impressões de microdureza do metal de solda, linha de indentação L2. Soldagem GMAW convencional e switch back,  $V_{eq} = 50$  cm/min.**

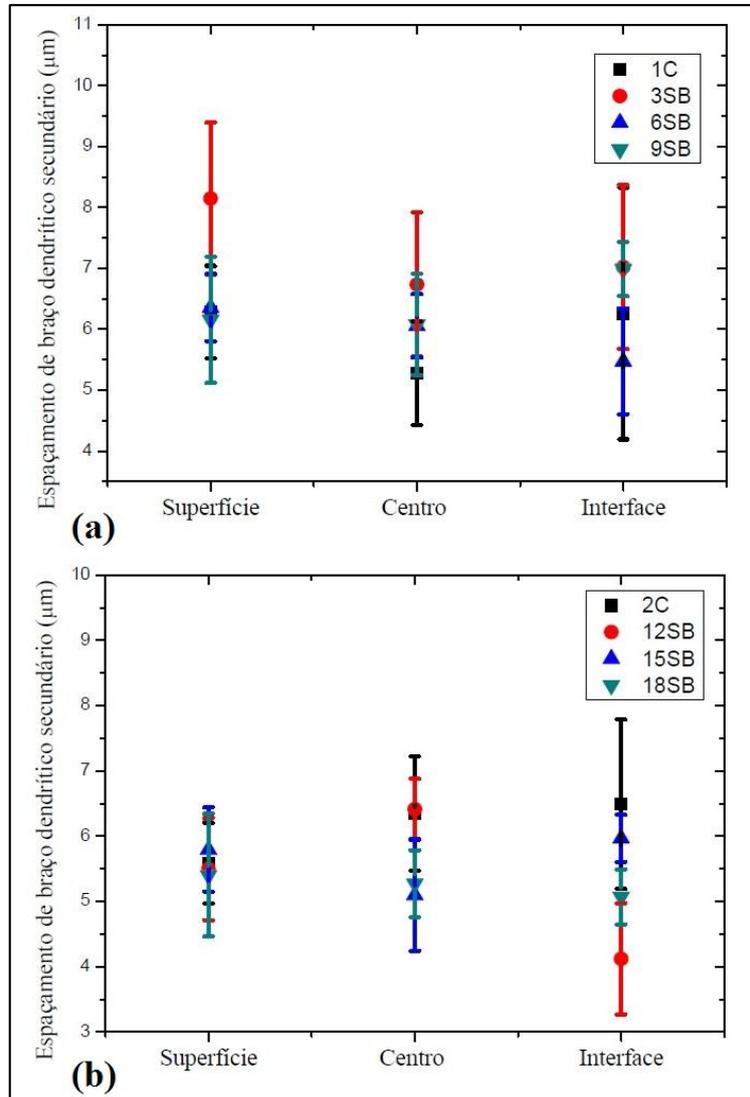


Fonte: Autoria própria.

A análise das Figuras 4.31 e 4.32 não indica qualquer diferença microestrutural entre as amostras das soldas convencionais e com switch back, capaz de justificar o aumento na microdureza do metal depositado pela soldagem switch back. Por este motivo, medidas de espaçamento dendrítico secundário ( $\lambda_2$ ), muito comuns no estudo da solidificação dos metais, foram realizadas nas micrografias das Figuras 4.31 e 4.32 visando investigar a presença, ou não, de refinamento do metal de solda associado a

execução da técnica switch back. A Figura 4.33 indica o resultado gráfico da medição do espaçamento dendrítico, com destaque para os valores médios de  $\lambda_2$  e seus desvios padrões, registrados para as condições analisadas.

**Figura 4. 33. Espaçamento do braço dendrítico secundário para três diferentes posições do metal de solda.**



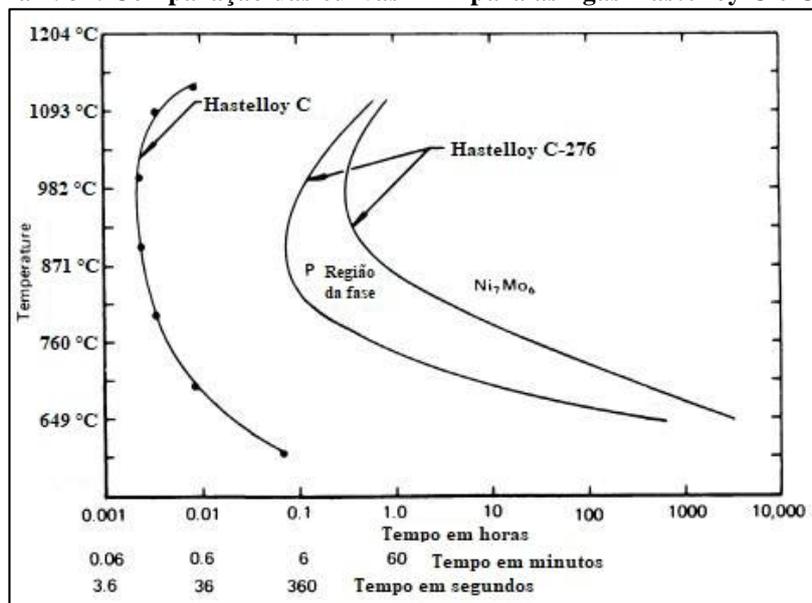
Fonte: Autoria própria.

O resultado gráfico da Figura 4.33 não mostra diferenças entre as medidas de  $\lambda_2$ , haja vista que os desvios padrões dos valores médios se interceptam para as diferentes condições de soldagem. Deste modo, pode-se afirmar que na faixa operacional estabelecida neste trabalho, as soldas depositadas pela técnica switch back não apresentaram um refinamento significativo na sua microestrutura.

Na busca por uma justificativa para os resultados obtidos de microdureza, uma análise metalúrgica no metal de solda foi realizada com o objetivo de estudar a precipitação das fases secundárias (P e  $\mu$ ) que são formadas nesta liga.

De acordo com a literatura (LEONARD, 1969), o início da formação destas fases é observado após um período relativamente longo de exposição da liga a altas temperaturas, o que possibilita a difusão de alguns elementos de liga e promove o fenômeno da precipitação. Por meio do diagrama TTT da Figura 4.34, Leonard mostra que o tempo necessário para o início da precipitação da fase P na liga C-276 é de cinco minutos a 875 °C. No entanto, a segregação de elementos de liga durante a solidificação fora do equilíbrio (fenômeno inerente à soldagem) modifica a composição química na extensão do metal de solda, tornando possível a precipitação tanto no núcleo da dentrita quanto nas regiões interdendríticas.

Figura 4. 34. Comparação das curvas TTT para as ligas Hastelloy C e C-276.

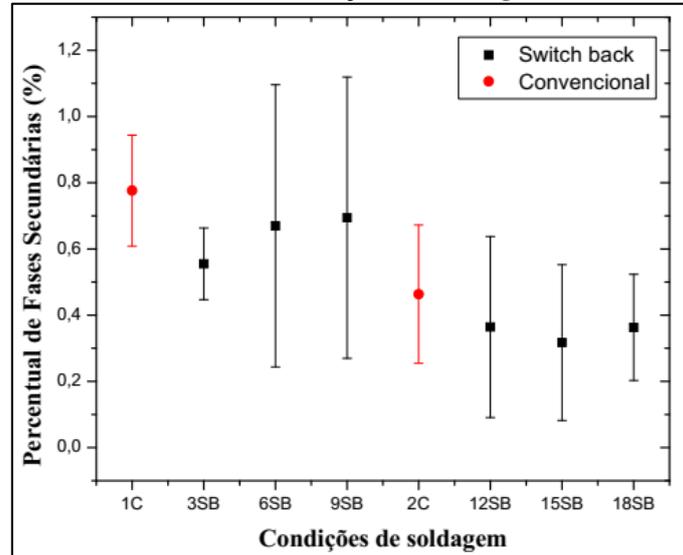


Fonte: Leonard, 1969.

Com vistas à realização da análise de precipitação de fases secundárias, o MEV foi utilizado como ferramenta na obtenção de nove imagens de microestruturas em cada amostra de solda. As microestruturas foram obtidas para as amostras 1C, 2C, 3SB, 6SB, 9SB, 12SB, 15SB e 18SB, sendo uma imagem para cada região do metal de solda (próximo à face/superfície, no centro do cordão e próximo à interface da linha de fusão) posicionada ao longo das três linhas analisadas (L1, L2 e L3). A partir das micrografias, realizou-se uma estimativa percentual das fases secundárias distribuídas na extensão das

imagens com o auxílio do software ImageJ. O resultado médio entre as três linhas e as três diferentes regiões analisadas é mostrado na Figura 4.35.

**Figura 4. 35. Estimativa percentual de fases secundárias para o metal de solda em função das diferentes condições de soldagem.**



Fonte: Autoria própria.

A Figura 4.35 mostra uma tendência de resultados médios da estimativa percentual de fases secundárias maiores para as soldas convencionais, 1C e 2C. De acordo com Kaneko et al (2007), e com base nos resultados termográficos das soldagens convencional e switch back apresentados na seção 4.1, condições mais favoráveis ao resfriamento da poça de fusão foram obtidas com o uso da técnica switch back. Do exposto, é de se esperar que o metal de solda switch back disponha de um menor tempo de permanência em altas temperaturas, que são fatores essenciais para potencializar a precipitação das fases secundárias, resultando numa provável redução destas fases para as soldas switch back em relação às soldas convencionais.

A formação de fases topologicamente compactas ou TCP (Topologically Close-Packed), como as fases P e  $\mu$ , pode alterar as propriedades mecânicas e corrosivas do material (YANG et al, 2006; OGBORN et al, 1995). A precipitação de fases TCP causa um empobrecimento localizado na matriz  $\gamma$  quanto a presença dos elementos de liga (W, Mo, Re e Cr) que promovem o aumento da resistência por solução sólida, ocasionando assim uma redução na resistência mecânica desta matriz (YANG et al, 2006).

Simonetti e Caron (1998) estudaram o comportamento mecânico de monocristais de liga de níquel com diversos graus de precipitação da fase  $\mu$  e verificaram que pequenas frações volumétricas (<0,15% vol.) não apresentam efeito sobre as

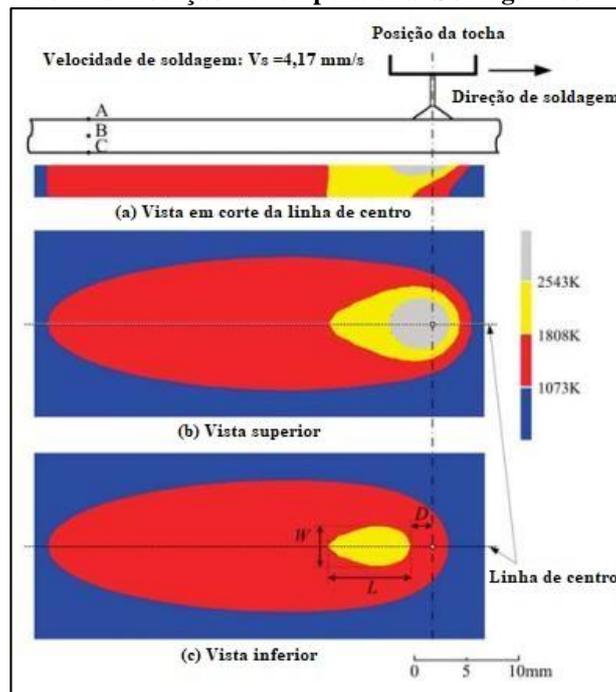
propriedades do material, porém, quando presentes em grande quantidade ( $>1,0\%$  vol.), registraram-se reduções na ductilidade e na resistência ao impacto que só foram equilibradas graças ao crescimento de partículas da fase  $\gamma'$ . Portanto, os maiores resultados de microdureza obtidos para a soldagem switch back podem estar associados aos menores percentuais estimados de fases secundárias, já que a precipitação das mesmas pode resultar numa redução da resistência mecânica para a matriz austenítica.

Além disso, as médias percentuais de fases secundárias da Figura 4.35, para as condições de  $V_{eq} = 30$  cm/min foram maiores do que aquelas registradas para as condições de  $V_{eq} = 50$  cm/min. Portanto, o maior aporte térmico para as condições de 30 cm/min diminuiu a taxa de resfriamento da poça de fusão, e resultou na maior precipitação das fases secundárias.

A Figura 4.35 indica ainda a obtenção de amplas faixas de desvio padrão, especialmente para a soldagem com switch back, que estão associadas à dispersão considerável na quantidade de fases secundárias nas regiões analisadas do metal de solda.

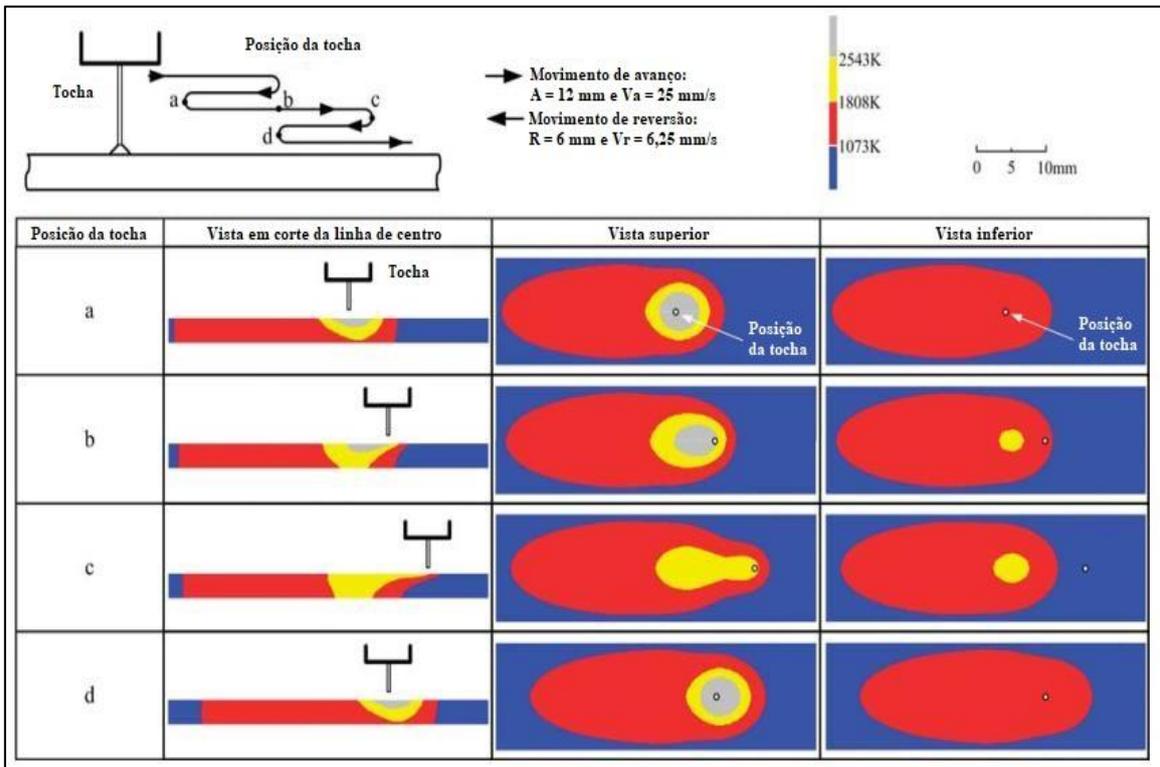
No estudo realizado por Kaneko et al (2007) foram desenvolvidas simulações de temperatura para diferentes condições de switch back e para uma condição convencional. As Figuras 4.36, 4.37 e 4.38 ilustram algumas destas simulações.

**Figura 4. 36. Distribuição de temperatura. Soldagem convencional.**



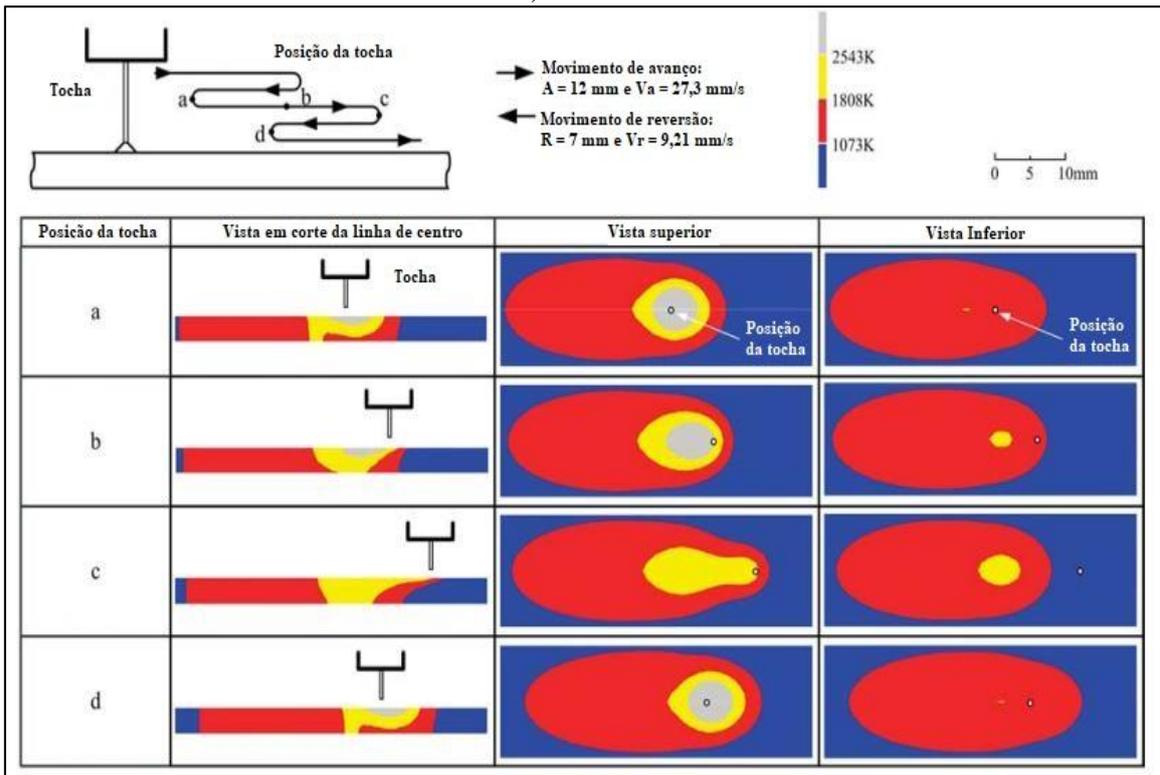
Fonte: Kaneko et al, 2007.

**Figura 4. 37. Distribuição de temperatura. Soldagem switch back:  $V_A > V_R$ ;  $A = 12$  mm,  $R = 6,00$  mm.**



Fonte: Kaneko et al, 2007.

Figura 4. 38. Distribuição de temperatura. Soldagem switch back:  $V_A > V_R$ ; A = 12 mm, R = 7,00 mm.

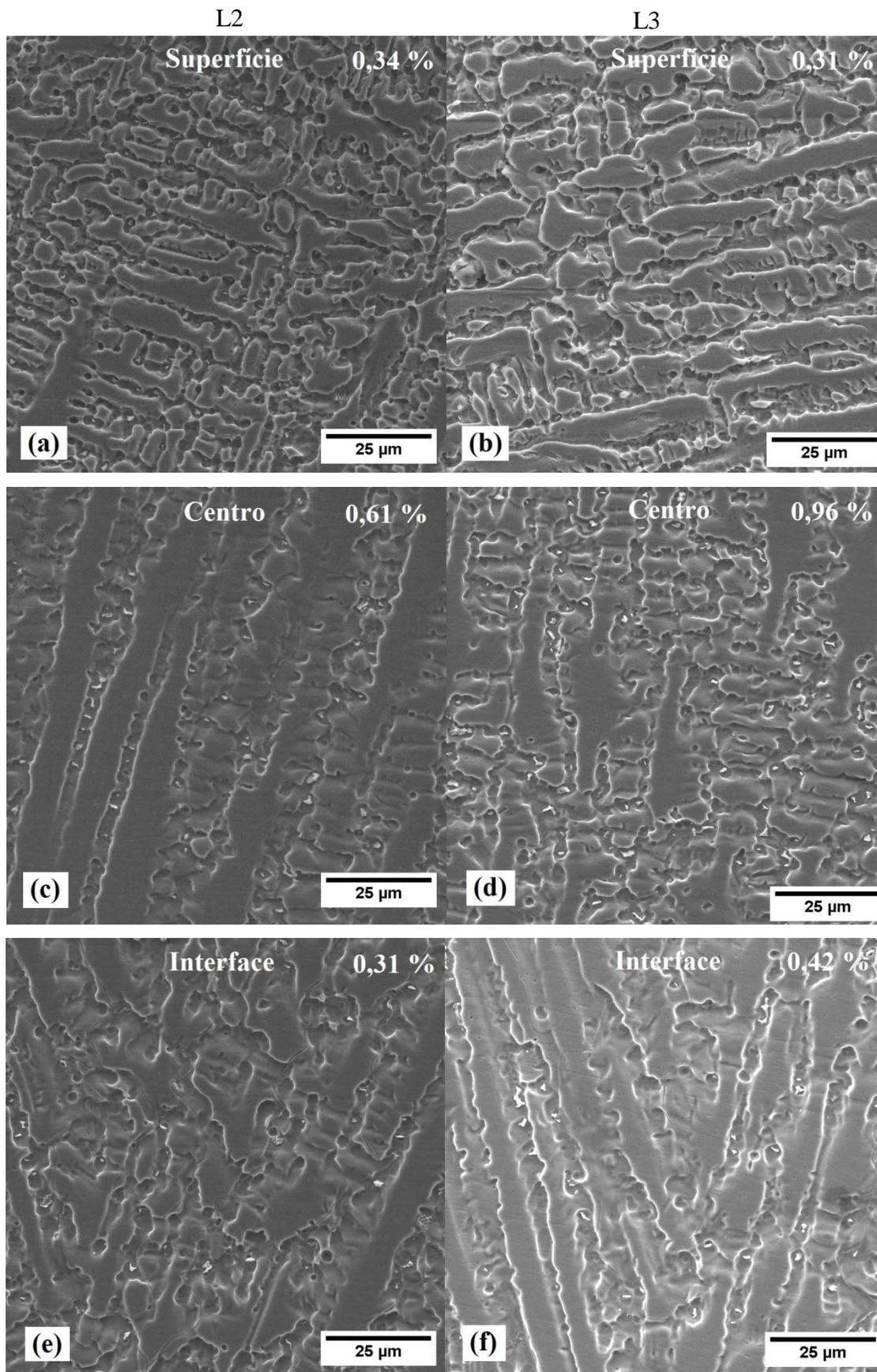


Fonte: Kaneko et al, 2007.

A Figura 4.36 mostra um perfil térmico obtido para a soldagem convencional, o qual se mantém inalterado ao longo da extensão durante a soldagem. Por outro lado, as Figuras 4.37 e 4.38 indicam perfis térmicos obtidos para a soldagem switch back que se alteram no tempo, conforme a posição da poça de fusão à medida que os movimentos da técnica são desenvolvidos. Neste sentido, a variação do perfil térmico ao longo do cordão influencia a taxa de resfriamento para as diferentes posições do metal depositado, podendo gerar uma maior dispersão na quantidade de fases secundárias para a solda switch back.

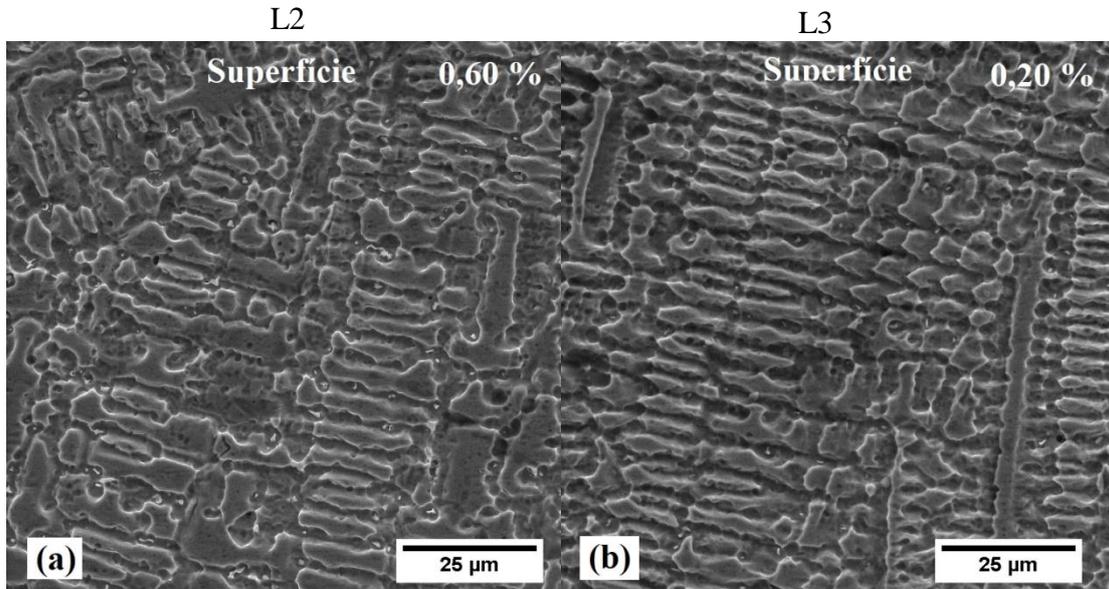
As Figuras 4.39 e 4.40 ilustram as micrografias da seção transversal nas três regiões analisadas do metal de solda sobre as linhas L2 e L3, e os valores percentuais estimados das fases secundárias para as condições 1C e 6SB, respectivamente.

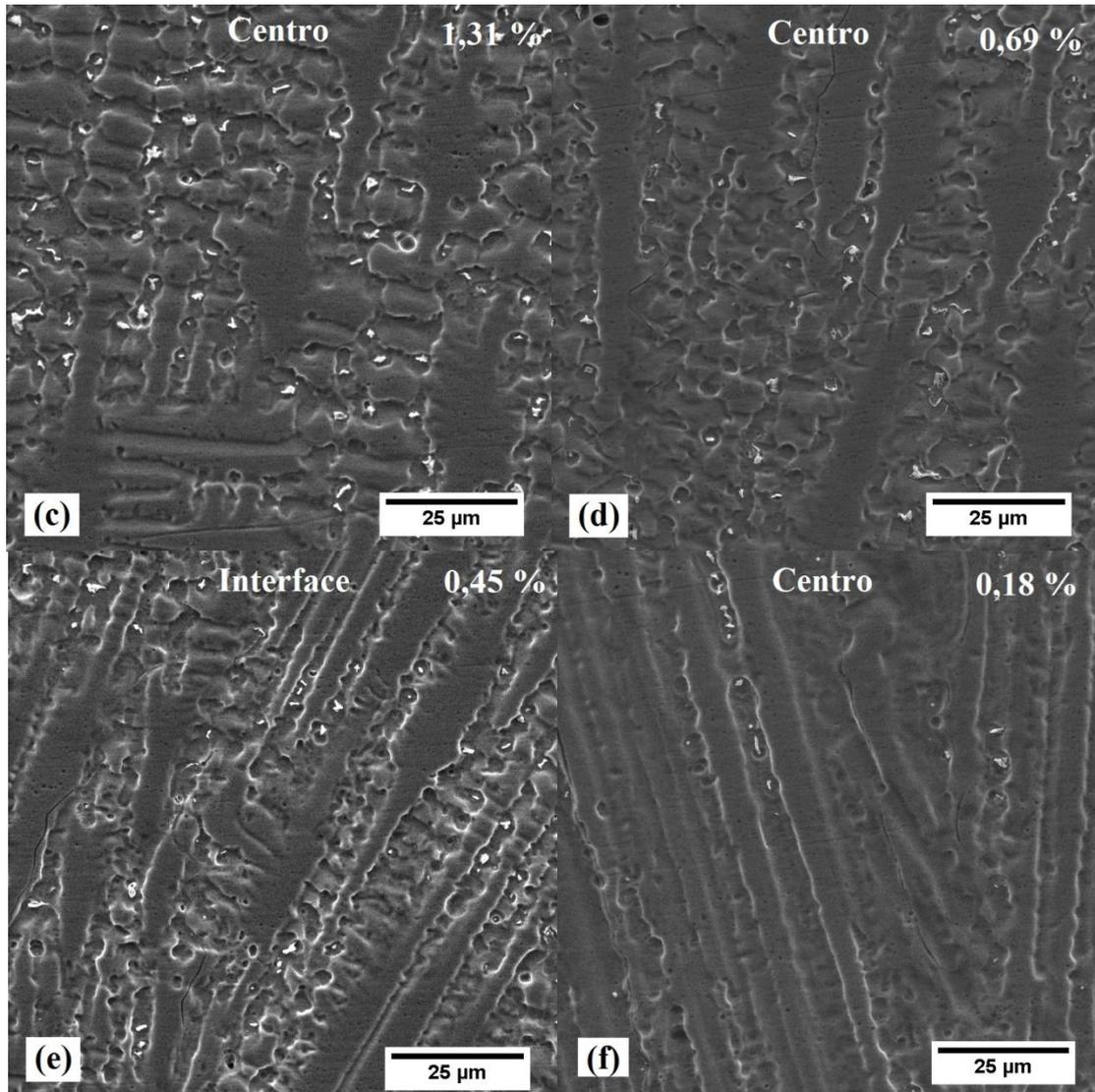
Figura 4. 39. Microestrutura do metal de solda para a condição 1C. (a) Próximo à face/superfície, em L2. (b) Próximo a face/Superfície, em L3. (c) Centro, em L2. (d) Centro, em L3. (e) Interface MS/ZTA, em L2. (f) Interface MS/ZTA, em L3.



Fonte: Autoria própria.

**Figura 4. 40. Microestrutura do metal de solda para a condição 6SB. (a) Próximo a face/Superfície, em L2. (b) Próximo a face/Superfície, em L3. (c) Centro, em L2. (d) Centro, em L3. (e) Interface MS/ZTA, em L2. (f) Interface MS/ZTA, em L3.**

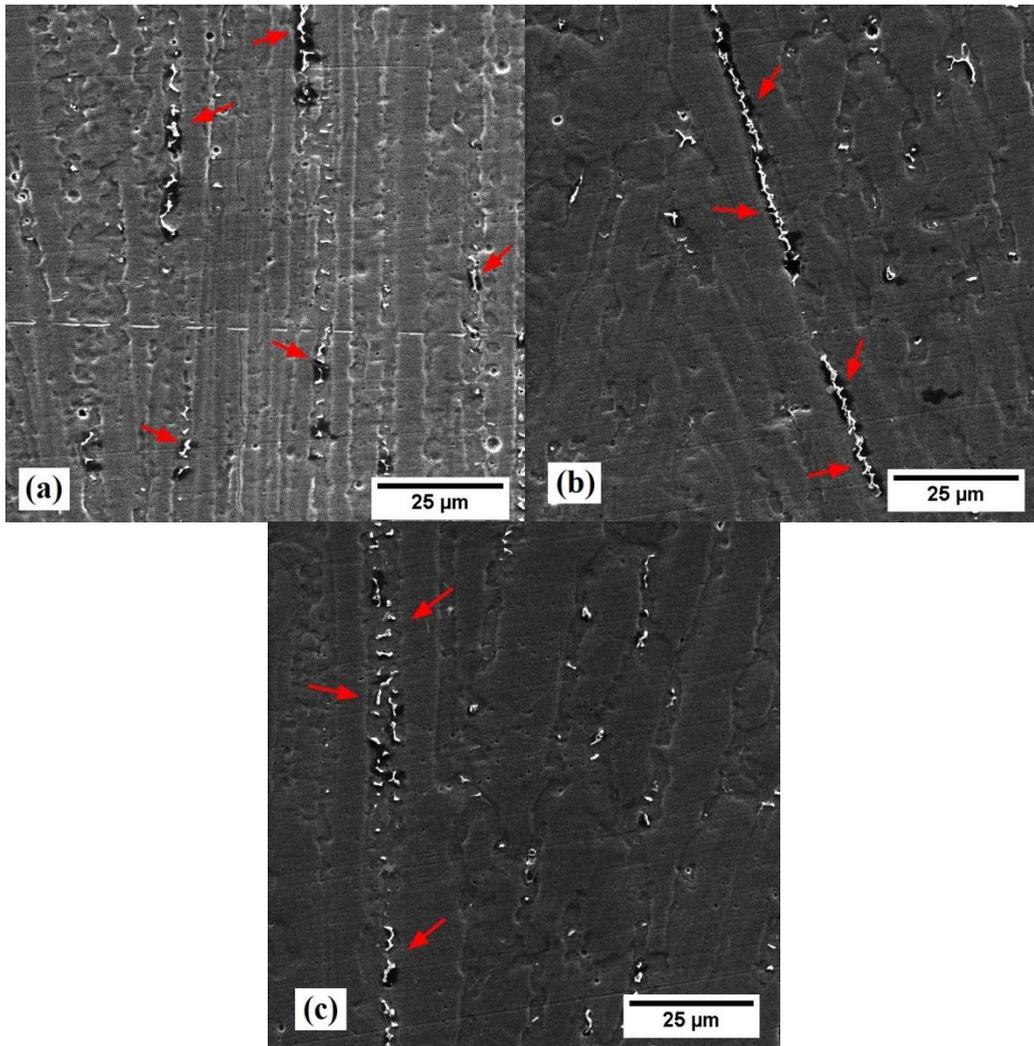




Fonte: Autoria própria.

Em meio à dispersão observada na quantidade de fases secundárias, foram encontradas regiões interdendríticas com alta incidência de precipitação próximas a grandes dendritas colunares, para as condições 9SB e 18SB. A formação destas regiões pode apresentar efeito negativo à resistência mecânica do metal de solda, já que possuem ponto de fusão inferior ao da matriz e, portanto, contribuem com uma maior susceptibilidade a trincas de solidificação (CIESLAK et al, 1986; OGBORN et al, 1995; DUPONT et al, 2003). A Figura 4.41 mostra algumas dessas regiões indicadas por setas na solda 18SB.

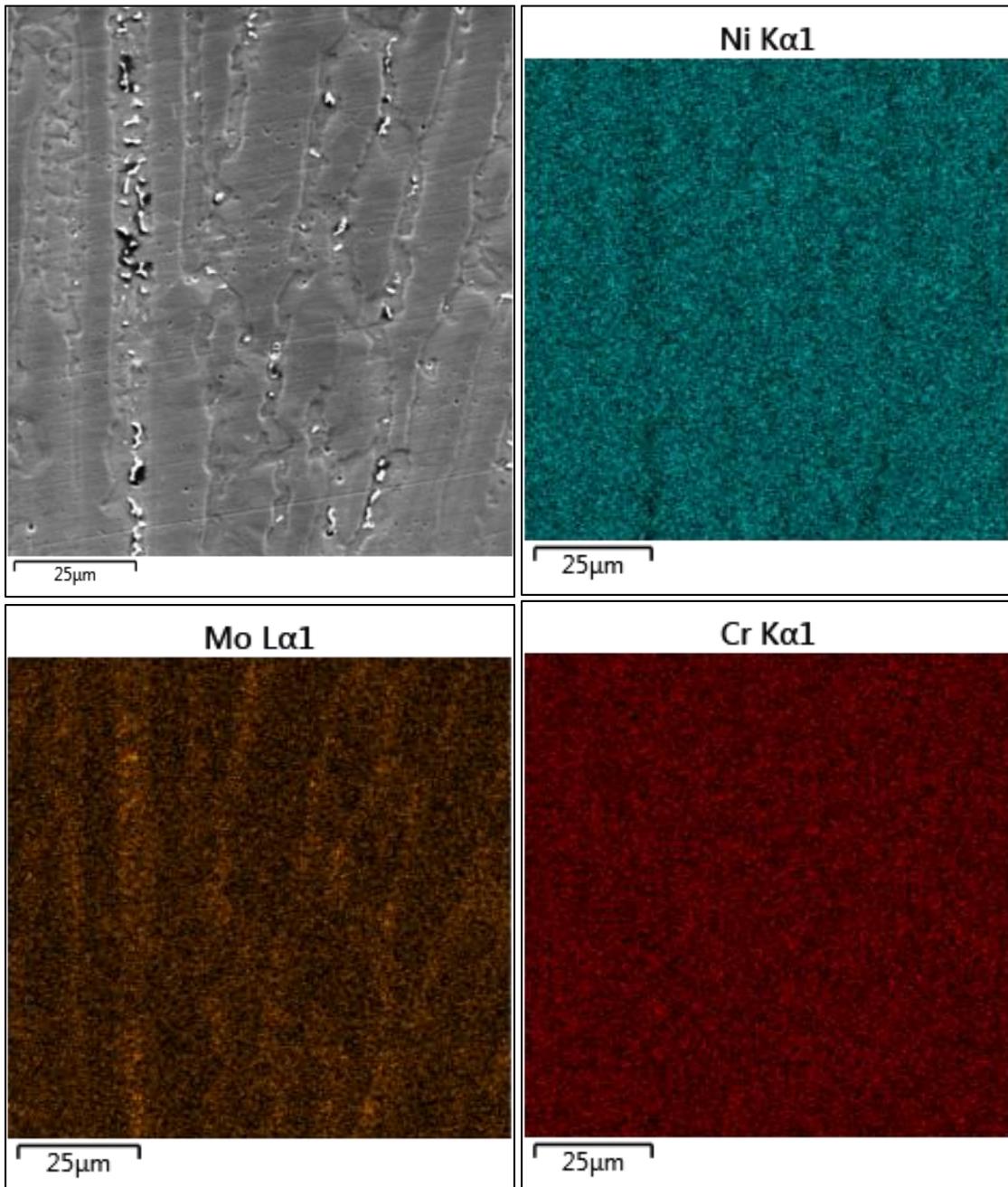
**Figura 4. 41. Microestrutura do metal de solda 18SB. (a) Interface MS/ZTA, em L2. (b) Interface MS/ZTA, em L3. (c) Centro, em L3.**



Fonte: Autoria própria.

A Figura 4.42 apresenta o mapeamento químico para a micrografia da Figura 4.38(c). Como pode ser observado, a região com alta concentração de fases secundárias apresenta-se enriquecida em Mo e sofre um empobrecimento de Ni, enquanto que a concentração de Cr se mantém uniforme entre a matriz e os precipitados.

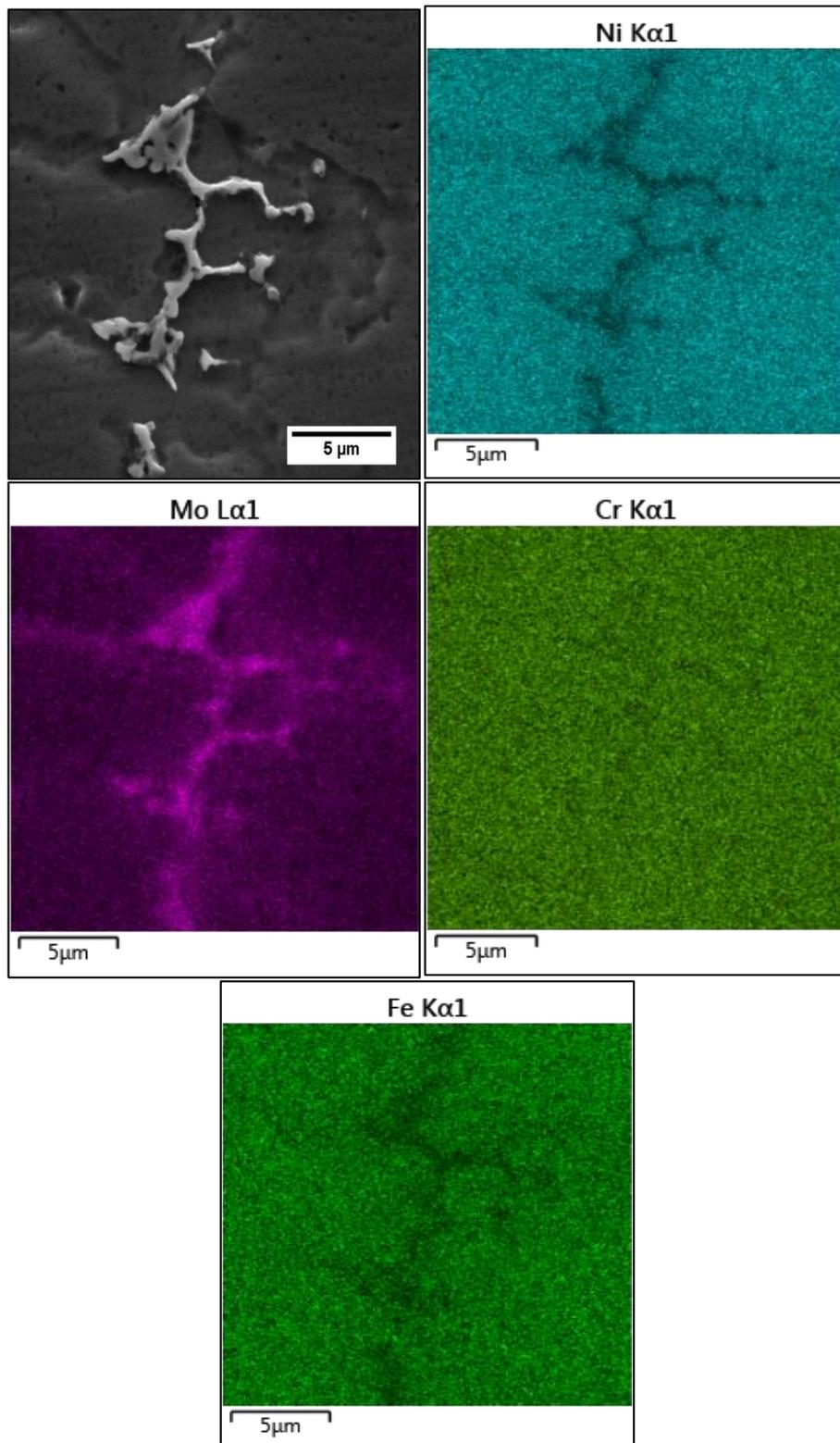
**Figura 4. 42. Mapeamento químico de uma região interdendrítica com alta concentração de fases secundárias. Solda 18SB.**



Fonte: Autoria própria.

Para uma melhor visualização da tendência de segregação dos principais elementos químicos, a Figura 4.43 mostra o mapeamento químico para um precipitado da condição 9SB. Os resultados indicaram um empobrecimento de Ni e Fe, e um enriquecimento de Mo sobre o precipitado. O Cr, por sua vez, não sofreu qualquer tipo de alteração em termos de sua distribuição.

**Figura 4. 43. Mapeamento químico de um precipitado. Solda 9SB.**



Fonte: Autoria própria.

Visando avaliar quantitativamente a variação em termos da composição química entre o centro das dendritas e a região interdendrítica, foram realizadas análises pontuais via EDS na superfície, no centro e próximo à interface ao longo de L2 para as duas condições convencionais e para seis condições com switch back. Com base nestas

análises, determinaram-se os coeficientes de distribuição (k) da Equação 4.1 para os principais elementos químicos que são visualizados nas Tabelas 4.5 e 4.6.

$$K = \frac{C_s}{C_L} \quad \text{Eq. (4.1)}$$

- K - Coeficiente de distribuição do soluto;
- $C_s$  – Composição da fase sólida;
- $C_L$  – Composição da fase líquida.

**Tabela 4. 5. Coeficiente de distribuição dos elementos. Soldas em  $V_{eq} = 30$  cm/min.**

Elemento	1C	3SB	6SB	9SB
Cr	1.01 ±0.09	0.99 ±0.06	0.99 ±0.10	0.96 ±0.01
Fe	1.07 ±0.01	1.08 ±0.05	1.05 ±0.02	1.06 ±0.04
Ni	1.06 ±0.03	1.10 ±0.05	1.06 ±0.04	1.06 ±0.04
Mo	0.71 ±0.06	0.68 ±0.11	0.79 ±0.04	0.81 ±0.07

Fonte: Autoria própria.

**Tabela 4. 6. Coeficiente de distribuição dos elementos. Soldas em  $V_{eq} = 50$  cm/min.**

Elemento	2C	12SB	15SB	18SB
Cr	0.95 ±0.01	0.90 ±0.08	1.23 ±0.35	0.94 ±0.16
Fe	1.06 ±0.05	1.53 ±0.11	1.34 ±0.57	1.43 ±0.35
Ni	1.06 ±0.02	1.28 ±0.08	1.23 ±0.10	1.23 ±0.18
Mo	0.77 ±0.12	0.78 ±0.06	0.75 ±0.02	0.86 ±0.11

Fonte: Autoria própria.

Verifica-se que o Fe e o Ni apresentam  $k > 1$  em todas as condições, indicando que estes elementos segregam no sentido de enriquecer o sólido. Por outro lado, o Mo apresentou um comportamento de segregação para o líquido durante a solidificação, caracterizado pelos valores de  $k < 1$  para todas as condições analisadas. Para o Cr, torna-se difícil discernir qualquer tipo de tendência de segregação, já que o coeficiente k variou tanto para valores maiores quanto menores do que um.

Conforme já comentado, a formação de fases secundárias está diretamente relacionada à segregação de elementos durante a solidificação fora do equilíbrio. As fases  $\mu$  e P, por exemplo, que são compostos compactos de estrutura cristalina romboédrica e ortorrômbica, respectivamente, possuem em sua composição uma participação considerável dos elementos Mo e W (CIESLAK et al, 1986; RAGHAVAN et al, 1982).

Neste sentido, é de se esperar que quanto mais significativa à segregação destes elementos mais susceptível a região será ao aparecimento destas fases secundárias.

Ao avaliar as médias do coeficiente de distribuição do Mo para as diferentes condições das Tabelas 4.5 e 4.6, verificam-se resultados médios de k ligeiramente menores para as duas condições convencionais em relação às condições com switch back correspondentes. Esta redução sugere uma tendência de segregação mais pronunciada que pode estar associada ao registro de maiores percentuais de fases secundárias obtidos para as soldagens convencionais.

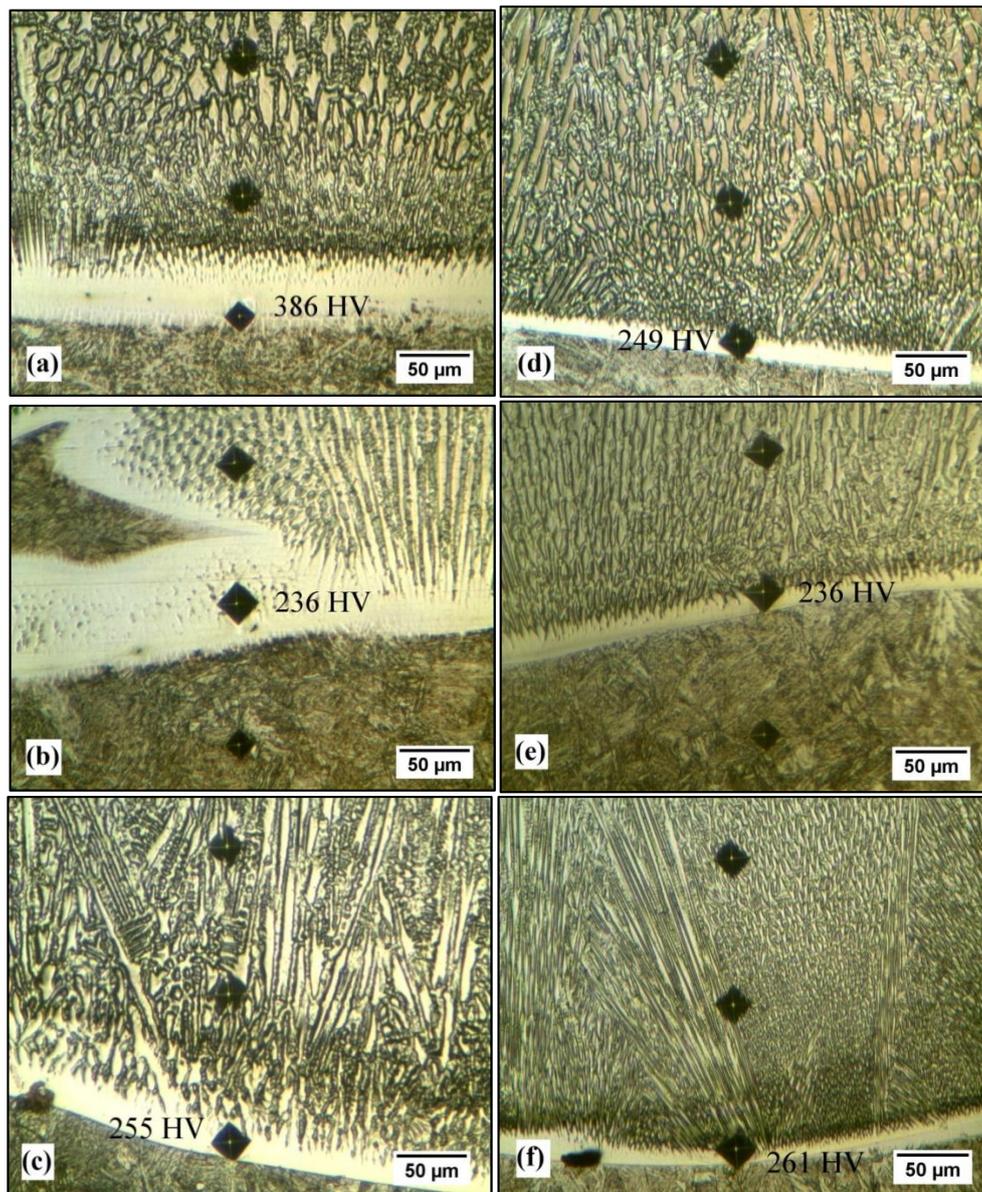
#### 4.3.4.2. Interface da Zona de Ligação

Muitos são os artigos científicos voltados para a soldagem dissimilar que abordam o estudo da zona parcialmente misturada (ZPM) estabelecida na interface da zona de ligação (WANG et al, 1993; OMAR, 1998; DUPONT & KUSKO, 2007). Para estes autores, um dos problemas mais usuais na interface ferrítica/austenítica de soldas dissimilares está associado à formação de zonas martensíticas (Zona M) adjacentes à linha de fusão e situadas nas ZPM's, haja vista que a formação da Zona M proporciona o endurecimento da região e pode resultar em falhas prematuras para a junta soldada.

Ensaio de microdureza foram realizados na ZPM visando investigar o endurecimento da região com a formação da Zona M, cujos valores de dureza podem alcançar aproximadamente 400 HV. Estes resultados são representados em todos os gráficos de microdureza por meio dos pontos localizados sobre as linhas pontilhadas que representam a interface MS/ZTA.

Analisando os resultados de microdureza da Figura 4.28 e dos anexos, não são encontrados valores acentuados desta grandeza na ZPM para as condições com switch back e para a condição convencional 2C, indicando a inexistência da região martensítica tão prejudicial para interface. No entanto, para a condição 1C, é observada uma microdureza considerável em L1 próximo a linha de fusão caracterizando a formação da Zona M. A Figura 4.44 mostra as micrografias com os valores de microdureza registrados na ZPM para algumas condições.

**Figura 4. 44. Interface da linha de fusão de soldas dissimilares: (a) Solda 1C. (b) Solda 4SB. (c) Solda 6SB. (d) Solda 2C. (e) Solda 10SB. (f) Solda 12SB.**



Fonte: Autoria própria.

De acordo com os estudos encontrados na literatura, a formação da Zona M pode ser prevenida com a substituição de consumíveis de aço inoxidável por ligas de níquel (DUPONT & KUSKO, 2007), ou ainda com uma adequada combinação entre os consumíveis e o pré-aquecimento (OMAR, 1998). Outros autores associam a presença das Zonas M à diluição global do metal de solda (KEJELIN, 2006). De fato, conforme abordado no Capítulo 2, a mudança microestrutural para a formação da Zona M é decorrente da alteração na composição química. Dentre as ferramentas usadas para caracterização da microestrutura de soldas dissimilares em função da composição química destaca-se o Diagrama Constitucional de Schaeffler. Contudo, a avaliação

realizada com base na diluição global pelo diagrama somente permite prever a microestrutura do metal de solda.

Para avaliar a predição da Zona M com o diagrama de Schaeffler foram realizadas três análises químicas pontuais via EDS na ZPM da solda 1C. Posterior à determinação dos teores de elementos de liga, foram calculados os valores de  $Ni_{eq}$  e  $Cr_{eq}$  (Equações 4.1 e 4.2).

$$Ni_{eq} = \%Ni + 30(\%C) + 0,5(\%Mn) \quad \text{Eq. (4.1)}$$

$$Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 1,5(\%Si) + 0,5(\%Nb) \quad \text{Eq. (4.2)}$$

Apesar da análise química por EDS ter fornecido os teores percentuais dos principais elementos de liga que podem influenciar as alterações microestruturais na Zona M, a análise não foi capaz de quantificar os teores de três elementos cuja presença tem influência na transformação martensítica, o Mn, o Si e o C. O Mn e o Si não foram determinados diretamente devido à baixa concentração. No caso do C, sua quantificação não é confiável através desta técnica, por se tratar de um elemento leve. Assim, os teores do Mn, do Si e do C foram estimados considerando o nível de diluição local (Equação 4.3) a partir da composição de elementos principais como o Fe. Na Tabela 4.7 são apresentados os resultados de  $Ni_{eq}$  e  $Cr_{eq}$  determinados para os três pontos de análise.

$$D_L = \frac{C_{MS} - C_{MA}}{C_{MB} - C_{MA}} \quad \text{Eq. (4.3)}$$

- $D_L$  – Diluição local;
- $C_{MS}$  – Concentração do elemento no metal de solda;
- $C_{MA}$  – Concentração do elemento no metal de adição;
- $C_{MB}$  – Concentração do elemento no metal de base.

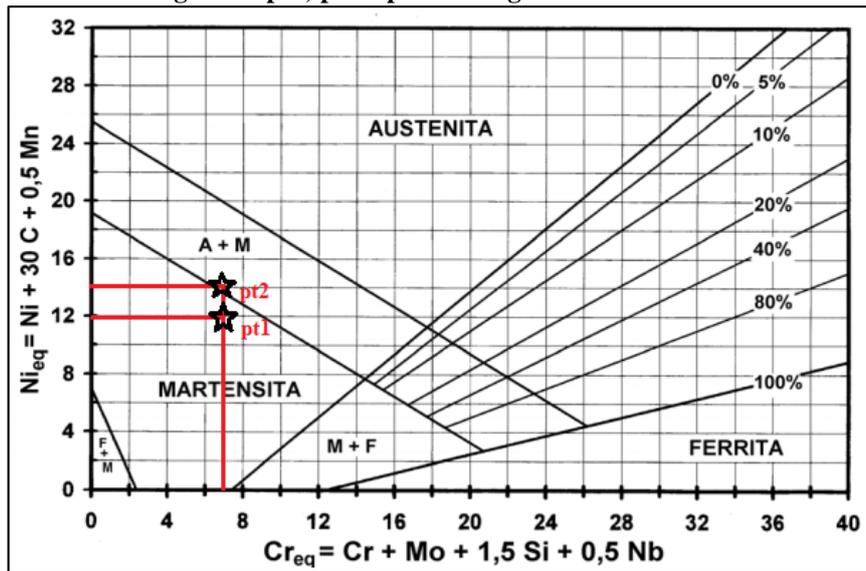
**Tabela 4. 7.  $Ni_{eq}$  e  $Cr_{eq}$  determinados para os três pontos de análise da solda 1C.**

<b>.Elementos</b>	<b>pt1</b>	<b>pt2</b>	<b>pt3</b>
<b>Nieq</b>	11,876	14,146	44,656
<b>Creq</b>	6,8504	6,8004	18,6904

Fonte: Autoria própria.

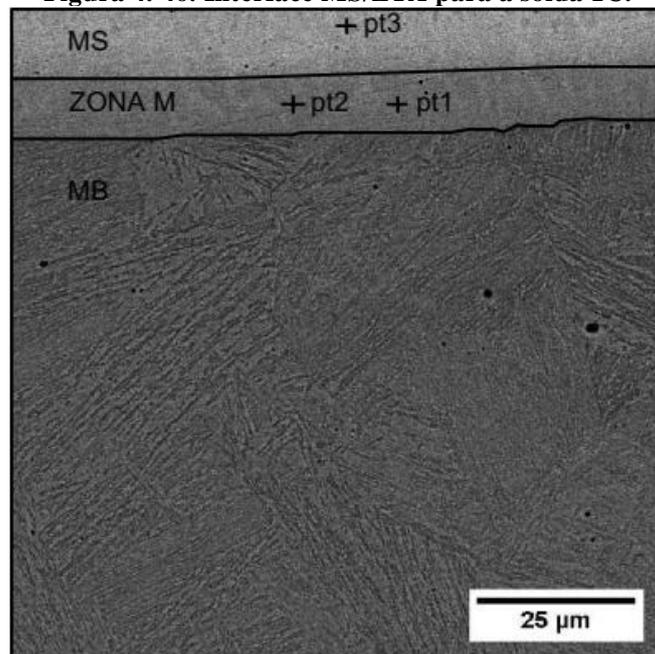
Com base nos valores de  $Ni_{eq}$  e  $Cr_{eq}$  e utilizando o diagrama de Schaeffler, foram determinadas as prováveis microestruturas em cada ponto analisado (Figura 4.45). Para os valores obtidos nos pontos 1 e 2 foi prevista uma região cuja microestrutura é martensítica, corroborando com o elevado resultado de microdureza verificado. Apesar de não plotado no diagrama, o ponto 3 condiz com uma microestrutura austenítica. A Figura 4.46 apresenta a localização dos três pontos de análise química e a delimitação da Zona M, prevista pelo diagrama de Schaeffler.

Figura 4. 45. Plotagem de pt1, pt2 e pt3 no diagrama constitucional de Schaeffler.



Fonte: Adaptado de Modenesi, 2011.

Figura 4. 46. Interface MS/ZTA para a solda 1C.

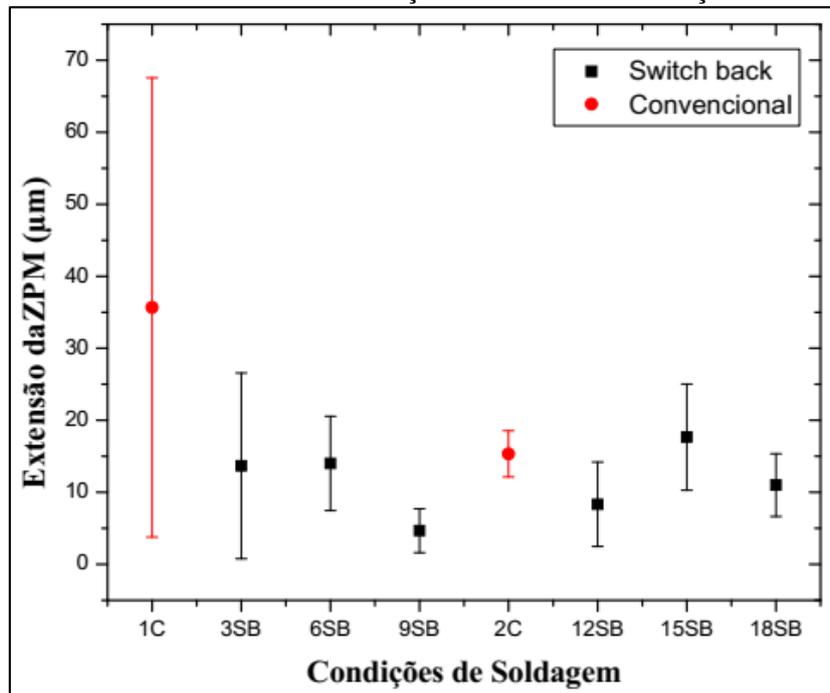


Fonte: Autoria própria.

Para Kejelin (2006), menores valores de diluição global remetem a uma menor mistura do metal de base ao metal de solda, inibindo os movimentos de microsegregação nos transientes iniciais de solidificação e podendo inclusive suprimir a formação das ZPM's. Assim, por apresentar maior valor de diluição, é de se esperar que a soldagem convencional apresente ZPM e zona M mais extensas em relação à soldagem switch back, conforme foi observado pela predição de martensita na interface da solda 1C.

Visando investigar a extensão da ZPM, três medidas foram realizadas com o auxílio do EDS em linha na interface de L1, L2 e L3 para as algumas das condições de soldagem analisadas. De maneira geral, pelo exame da Figura 4.47, as médias registradas para a extensão da ZPM mostraram-se menores para as condições com switch back quando comparadas as condições convencionais, reforçando o raciocínio discutido de que menores níveis de diluição global inibem a formação da ZPM.

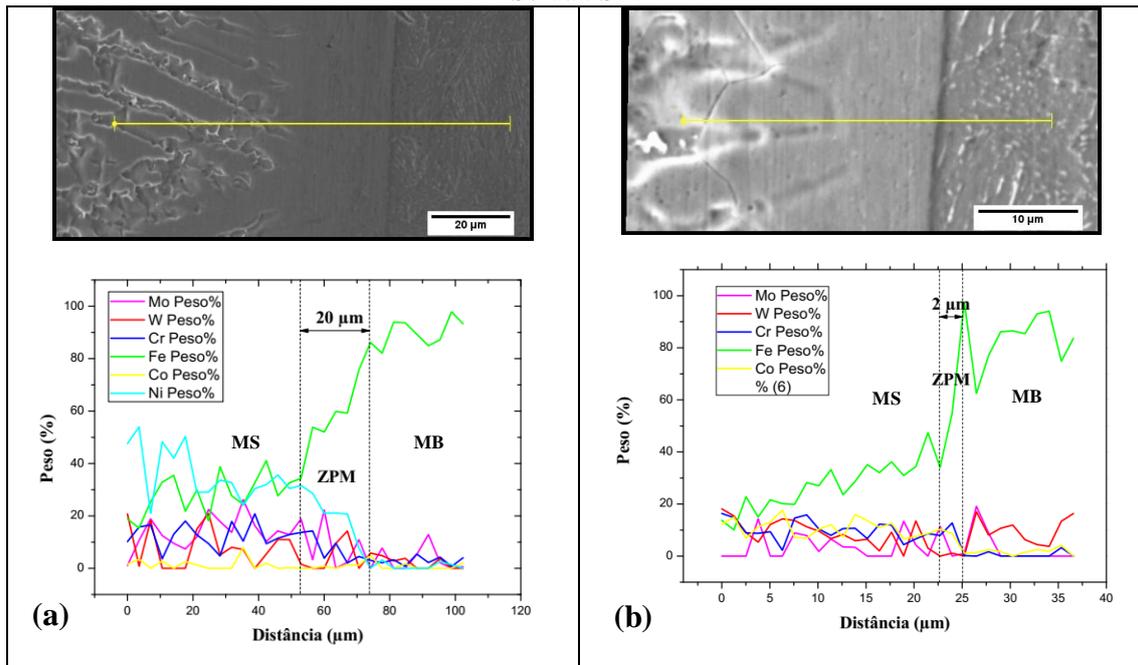
Figura 4. 47. Extensão da ZPM em função das diferentes condições de soldagem.



Fonte: Autoria própria.

A Figura 4.85 ilustra as micrografias da interface e os respectivos perfis de composição química encontrados pelo EDS em L2 para as condições 1C e 9SB.

**Figura 4. 48. Perfil de composição química ao longo da interface dissimilar. (a) Solda 1C. (b) Solda 9SB.**



Fonte: Autoria própria.

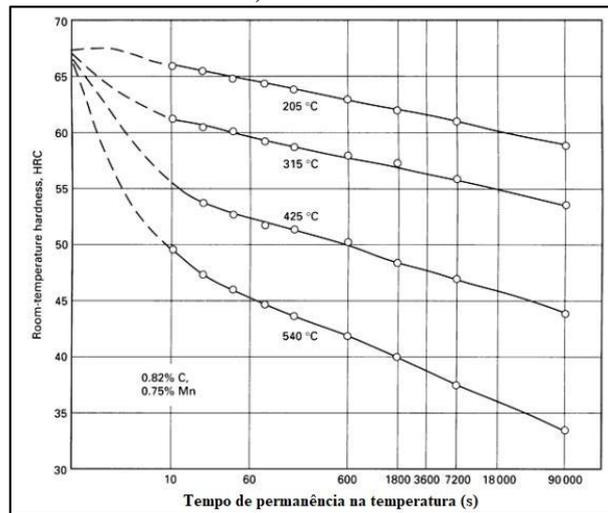
#### 4.3.4.3. Zona Termicamente Afetada

Como discutido no capítulo de Revisão Bibliográfica, a ZTA do aço BLAR ASTM A182 F22 é basicamente composta por martensita e bainita, o que justifica os altos valores de microdureza encontrados nos resultados desta pesquisa. Apesar disso, valores menores de microdureza são observados na porção da ZTA mais próxima da linha de fusão para as soldas com switch back. Acredita-se que esta discreta redução da microdureza esteja associada a um revenimento estabelecido pelo ciclo térmico dos movimentos de reversão sobre a ZTA previamente formada pelos movimentos de avanço.

O tratamento térmico de revenimento é um processo no qual usualmente um aço endurecido ou normalizado é aquecido até uma temperatura abaixo da linha  $A_1$  do diagrama Fe-Fe<sub>3</sub>C e, a seguir, resfriado a uma taxa moderada visando promover a ductilidade e a tenacidade do material (ASM, 1990b).

Para aços compostos por microestrutura essencialmente martensítica, elevados índices de dureza são encontrados devido à presença da rede cristalina supersaturada de carbono. Com o aquecimento, os átomos de carbono difundem formando carbonetos que reduzem gradualmente a dureza na matriz. Esta difusão, por sua vez, é dependente da temperatura e do tempo de tratamento. A Figura 4.49 mostra o efeito do tempo de revenimento na dureza de um aço com 0,82% de C para diferentes temperaturas.

**Figura 4. 49. Efeito do tempo e da temperatura de revenimento sobre a dureza de um aço com 0,82% de C.**

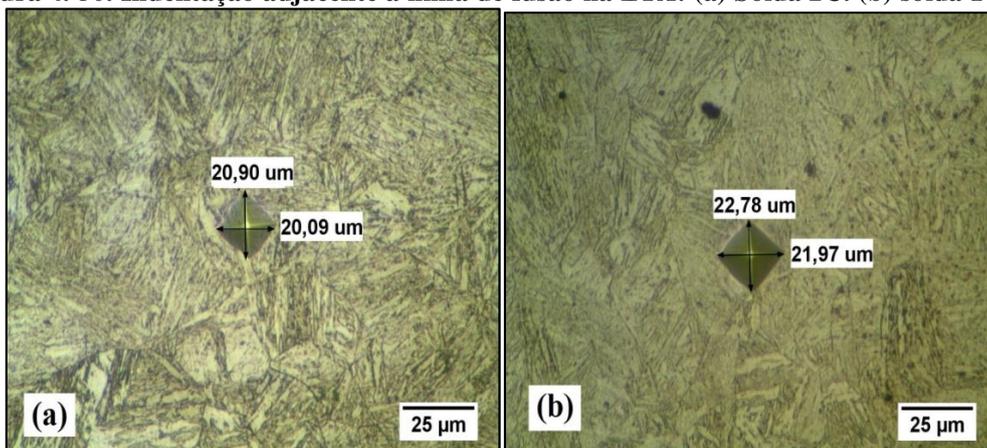


Fonte: ASM, 1990b.

A análise da Figura 4.49 indica uma queda acentuada na dureza do material nos estágios iniciais do revenimento, ou seja, num tempo menor que os primeiros 10 segundos. Observa-se ainda que a redução nos valores de dureza continua a avançar entre 1 e 10 minutos, porém, de forma menos abrupta. Finalmente, o tratamento prossegue com a redução da dureza de modo moderado entre 1 e 2 horas (ASM, 1990b).

Assim, por mais que seja mínimo o tempo de exposição da ZTA previamente formada pelos movimentos de avanço em temperaturas abaixo da linha  $A_1$ , este tempo ainda é capaz de reduzir o patamar de dureza próximo da linha de fusão para as soldas com switch back. A Figura 4.50 ilustra por meio de duas micrografias o aumento da área de impressão, que indica a redução de microdureza, numa condição de switch back em relação à solda convencional para as primeiras impressões da ZTA.

**Figura 4. 50. Indentação adjacente à linha de fusão na ZTA: (a) Solda 2C. (b) solda 14SB.**



Fonte: Autoria própria.

Durante um estudo promovido por Hodgson et al (2015) foi avaliado o comportamento e as transformações de revenimento na ZTA do aço ASTM A182 F22. Em uma etapa da pesquisa, diferentes amostras do aço com teores distintos de carbono equivalente foram submetidas a três diferentes condições de austenitização (954 °C – 1h, 1148 °C – 1 h e 1148 °C – 4h) e em seguida temperadas em água a temperatura ambiente. Na Figura 4.51 é mostrada uma comparação estabelecida entre três amostras com percentuais diferentes de carbono equivalente, submetidas a variadas condições de austenitização.

**Figura 4. 51. Amostra 14 com 0,111 wt% C (esquerda), amostra 7 com 0,153 wt% C (centro) e amostra 13 com 0,168 wt% C (direita).**



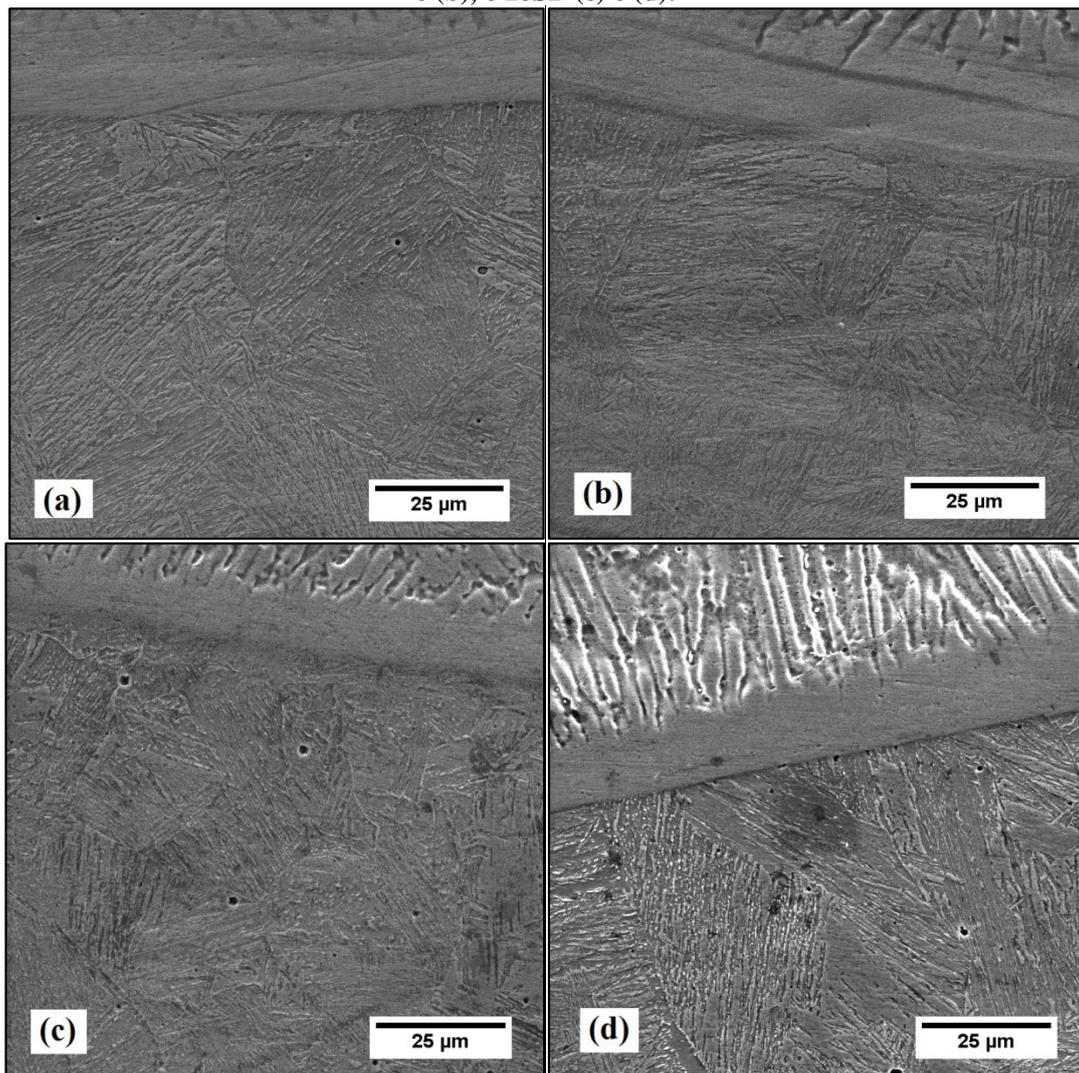
Fonte: Hodgson et al, 2015.

Para a amostra 14 (0,111 wt% C), somente a condição de tratamento de 954 °C- 1 h apresentou partículas escuras enquanto que ambas as condições de 1148 °C ficaram livres das partículas. Para o maior teor de carbono equivalente da amostra 13 (0,168 wt% C), as partículas são visíveis nas três condições de austenitização, sendo observada uma diminuição na frequência com o aumento da temperatura e do tempo. Os esforços para

medir qualitativamente a composição de várias dessas partículas não tiveram êxito usando SEM/EDS devido o pequeno tamanho das mesmas. Contudo, devido a presença do comportamento de dissolução das partículas observado, Hodgson et al sugerem que estas partículas, de fato, podem ser carbonetos.

Nesse sentido, a Figura 4.52 apresenta duas micrografias obtidas na porção da ZTA adjacente à linha de fusão para as soldas 1C e 18 SB. Conforme observado, existe uma maior incidência de partículas escuras, similares àquelas sugeridas como carbonetos por Hodgson et al, para a amostra com switch back condizendo com os resultados de microdureza e com a condição de revenimento sugerida para a técnica.

**Figura 4. 52. Micrografias da porção da ZTA adjacente à linha de fusão para as soldas 1C (a) e (b), e 18SB (c) e (d).**



Fonte: Autoria própria.

## 5. CONCLUSÕES

- Por mais que os valores de avanço e reversão empregados neste trabalho tenham sido bem menores que os encontrados na literatura para o processo GTAW, constatou-se que ainda assim condições mais favoráveis ao resfriamento da poça de fusão foram encontradas com o uso da técnica.
- Pode-se afirmar que os parâmetros elétricos do processo se mantiveram estáveis numa estreita faixa de flutuação em torno dos valores médios nas soldagens switch back e convencional. Apesar disso, ao se analisar os oscilogramas, um comportamento de subida e descida de corrente foi registrado nas condições de switch back por conta do ajuste de comprimento de arco, realizado pela fonte de soldagem.
- Durante as soldagens preliminares do estudo, verificou-se que as condições de pior aspecto superficial estavam associadas à ocorrência de humping e, conseqüentemente, as altas velocidades de avanço e reversão.
- Durante a soldagem switch back sobre o aço ASTM A182 F22 foram observadas irregularidades geométricas, caracterizadas pelo estreitamento intermitente do cordão, que podem estar relacionadas a outros fatores além do efeito *humping* discutido, tais como: a passagem do arco voltaico repetidas vezes sobre um mesmo ponto, e o maior acúmulo de material depositado nos pontos de reversão.
- Por meio da análise de variância, constatou-se que os fatores de velocidade equivalente,  $P_R/P_A$  e  $V_{eq} * P_R/P_A$  foram os únicos a exercer influência sobre a geometria da solda.
- Comparando as geometrias das condições convencional com as de switch back, verifica-se que as médias do reforço, da penetração e da diluição foram, de modo geral, maiores na condição convencional independente do nível de velocidade equivalente.
- Os resultados de microdureza do metal de solda foram maiores para as condições com switch back do que para as condições convencionais, possivelmente, pelos menores percentuais estimados de fases secundárias para a soldagem com a técnica, uma vez que a precipitação das mesmas resulta numa redução de resistência mecânica para a matriz austenítica.
- Durante as estimativas no percentual de fases secundárias do metal de solda, foi verificada uma maior dispersão na quantidade de fases secundárias para a

soldagem switch back por conta da variação de perfil térmico ao longo do cordão para a técnica.

- Os menores níveis de diluição para a soldagem com a técnica reduziram a extensão da ZPM, potencializando uma inibição à formação da Zona M em relação à soldagem convencional.
- Foram verificados menores valores de microdureza na porção da ZTA mais próxima da linha de fusão para a soldagem com switch back, indicando um revenimento estabelecido pelo ciclo térmico dos movimentos de reversão sobre a ZTA previamente formada pelos movimentos de avanço.

## **6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS**

- Realizar filmagens em alta velocidade do arco elétrico com o switch back para validar o aparecimento das rampas de corrente mediante a manutenção do comprimento de arco.
- Estudar a resistência à corrosão da liga Hastelloy C-276 com a técnica switch back.
- Realizar uma quantificação de fases secundárias abrangendo uma maior região do metal de solda.
- Realizar e analisar soldagens de revestimento com a técnica switch back.

## **REFERÊNCIAS**

ALMEIDA, H. A. L., MOTA, C. M. M, SCOTTI, A. Efeitos do comprimento de reversão e do ângulo de ataque sobre a estrutura de solidificação do cordão em soldagem mig/mag com “switch back”. **Soldagem e Inspeção**. v. 17, p 123 – 137, 2012.

ASM. Nickel and nickel alloys. In: (Ed.). Properties and selection of nonferrous alloys and special-purpose materials. Ohio :Ed. ASM International. Metals Park, v. 1, 10th. p. 950-994, 1990a.

ASM. Tempering of steel. In: (Ed.). Heat treating. Ohio: Ed. ASM International. Metals Park, v. 1, 10th. p. 291-324, 1990b.

ASTM. E384 - Standard test method for microindentation hardness of materials. Philadelphia: ASTM. 2002.

ASTM. Standard specification for forged or rolled alloy and stainless steel pipe flanges, forged fittings, and valves and parts for high-temperature service: A 182/A 182M – 05a. United States: ASTM International. 2005.

BAESLACK, W. A.; LIPPOLD, J. C.; SAVAGE, W. F. Unmixed Zones Formation in Austenitic Stainless Steel. **Welding Journal**, 1979.

BEAUGRAND, V. C. M., SMITH, L. S., AND GITTO, M. F., subsea dissimilar joints: failure mechanisms and opportunities for mitigation: *Corrosion 2009 - Conference & Expo*, Nace International: Cambridge, UK, 2009.

BLONDEAU, R. **Metallurgy and Mechanics of Welding: Processes and Industrial Applications**. United States: John Wiley & Sons, 2008.

BRUECKER, D. 2007. Increasing travel speed with pulsed MIG switch-back welding on lap joint, *Internal Report LAPROSOLDA/UFU*, 16 p.

CIESLAK, M.J.; HEADLEY, T.J.; ROMIG Jr., A.D. The welding metallurgy of Hastelloy alloys C-4, C-22 and C-276. **Metallurgical Transactions A** (17 A), p.2035-2047, 1986.

DOODY, Thomas. Intermediate Mixed Zones in Dissimilar Metal Welds for Sour Service. **Welding Journal**, 1992.

DUPONT, J. N., BANOVIC, S.W., MARDER, A.R. Microstructural evolution and weldability of dissimilar welds between a super austenitic stainless steel and nickelbased alloys. [s.l.]: **Welding Journal**. v. 82, p.125-156. 2003.

DUPONT, J. N., KUSKO, C. S. Technical note: Martensite formation in austenitic/ferritic dissimilar alloy welds. **Welding Journal**. v. 86, n. 2, p. 51-54, 2007.

DUPONT, J. N.; LIPPOLD. J. C.; KISER. S. D. **Welding metallurgy and weldability of nickel- base alloys**. New Jersey: John Wiley & Sons, 2009.

FLEISCHER, R. L. Substitutional solution hardening. **Acta Metallurgica**. v. 11, n. 3, p. 203-209, 1963.

GARCIA, A. **Solidificação: Fundamentos e Aplicações**. Editora da Unicamp, São Paulo, Brasil, 2007.

GONÇALVES, R. H., DUTRA, J. C. Oscillation – Polarity synchronized MIG/MAG welding process for enhanced performance in automated joining and coating. International Society of Offshore and Polar Engineers (ISOPE). Alaska, USA, 2013.

HAYNES INTERNATIONAL, Fabrication of Hastelloy Corrosion – Resistant alloys, 2003.

HODGSON, D. K., DAI, T., LIPPOLD, J. C. Transformation and tempering behavior of the heat-affected zone of 2.25Cr-1Mo steel. **Welding Journal**. v. 94, p 250 – 256, August, 2015.

KANEKO, Y., MAEKAWA, Y., YAMANE, S., OSHIMA, K. Numerical simulation of MIG weld pool in switch back welding. **Quarterly Journal of the Japan Welding Society**. v. 25, p. 372 – 380, 2007.

KEJELIN, N. Z. **Influência dos parâmetros de soldagem na formação de zonas parcialmente diluídas em soldas de metais dissimilares**. 2006. 127f. Dissertação de mestrado (em Ciência e Engenharia e de Materiais), Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2006.

KOU, S.; YANG, Y. K. Fusion-Boundary Macrosegregation in Dissimilar-Filler Welds. **Welding Journal**, v. 86, p.303-s-312-s. 2007.

KOU, Sindo. **Welding Metallurgy**. John Wiley e Sons, 2<sup>nd</sup> ed. New Jersey, United States, 2002.

LEONARD, R. B. Thermal stability of Hastelloy alloy C-276. **Corrosion**. v. 25, n. 5, p. 222 – 228, 1969.

MACHADO, I. G. **Soldagem e técnicas conexas: Processos**. Porto Alegre, p.193, 1996.

MARQUES, P. V., MODENESI, P. J., BRACARENSE, A. Q. **Soldagem: Fundamentos e tecnologia**. Ed. UFMG, 3<sup>a</sup> ed. Belo Horizonte, 2011.

MODENESI, P. J. **Soldabilidade de algumas ligas metálicas**. UFMG, 2011. Disponível em: <<http://www.demet.eng.ufmg.br>>. Acesso em: jun. 2016.

MODENESI, P. J. **Soldabilidade dos aços transformáveis**. UFMG, 2012. Disponível em: <<http://www.demet.eng.ufmg.br>>. Acesso em: jun. 2017.

MODENESI, P. J.; MARQUES, P. V. **Capítulo 4 - Influências Metalúrgicas no Metal Fundido**. 2001. Disponível em: <<http://www.demet.ufmg.br>>. Acesso em: jun. 2017.

MODENESI, P. J., MARQUES, P. V., SANTOS, D. B. **Introdução à Metalurgia da Soldagem**. 2012. Disponível em: < <http://demet.eng.ufmg.br/wp-content/uploads/2012/10/metalurgia.pdf> >. Acesso em: jan. 2017.

MONTELLO, V. F. J. **Aspectos metalúrgicos e mecânicos de soldas dissimilares depositadas com uma superliga de níquel inconel 625 em chapas de aço F22**. 2016. 119f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica), Universidade Federal do Pará, Belém, 2016.

MONTGOMERY, D. C., RUNGER, G. C. **Estatística aplicada e probabilidade para engenheiros**. LTC, 2 ed., Rio de Janeiro, 2003.

MOTA, C. A. M. **Níquel e Manganês como Controladores da Tenacidade na Soldagem com Arames Tubulares Autoprottegidos**. 1998. 182 f. (Doutor). Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 1998.

MOUGO, A. L. **Aspecto metalúrgico da soldagem MIG e MIG derivativa com arame frio em revestimento de chapas de aço carbono utilizando uma superliga de níquel**. 2012. 111f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica), Universidade Federal do Pará, Belém, 2012.

NGUYEN, T. C., WECKMAN, D. C., JOHNSON, D. A. The discontinuous weld bead defect in high-speed gas metal arc welding. **Welding Journal**. v. 86, p. 360 – 372, 2007.

NGUYEN, T. C., WECKMAN, D. C., JOHNSON, D. A., KERR, H. W. The humping phenomenon during high speed gas metal arc welding. **Science and Technology of Welding and Joining**. v. 10, p. 447 – 459, 2005.

OGBORN, J. S., OLSON, D. L., CIESLAK, M. J. Influence of solidification on the microstructural evolution of nickel base weld metal. **Materials Science and Engineering**. A203. p. 134 – 139, 1995.

OLIVEIRA, G. L. G., **Soldagem dissimilar dos aços aisi 8630m e ASTM A182 F22 para aplicações subaquáticas**. 2013. (doutorado). Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2013.

OMAR, A. A. Effects of welding parameters on hard zone formation at dissimilar metal welds. **Welding Journal**. v. 87, n. 2, p 86s-93s, feb. 1998.

PESSAH, M., CARON, P., KHAN, T. Effect of  $\mu$  phase on mechanical properties of a nickel-base single crystal superalloy. **Superalloys 1992**. p. 567 – 576, 1992.

RAGHAVAN, M., BERKOWITZ, B. J., SCANLON, J. C. Electron microscopic analysis of heterogeneous precipitates in Hastelloy C-276. **Metallurgical Transactions A**. v. 13a, p. 982 – 979, 1982.

REIS, B. P., FRANÇA, R. P. SPIM, J. A., GARCIA, A., da COSTA, E. M., SANTOS, C. A. The effects of dendritic arm spacing (as-cast) and aging time (solution heat-treated) of Al–Cu alloy on hardness. **Journal of Alloys and Compounds**. v. 549, p. 324 – 325, 2013.

SANTOS, C. A. **Influência das Taxas Direcionais de Resfriamento na Evolução da Solidificação em Sistemas Metal/Molde**. Dissertação de Mestrado. UNICAMP – FEM - DEMA, Campinas – São Paulo. 1997.

SCHIEVENBUSCH, A., ZIMMERMANN, G., MATHES, M. Comparison of different analysis techniques to determine the cellular and dendritic spacing. **Materials Science and Engineering A**. v. 173, p. 85 – 88, 1993.

SCOTTI, A., PONOMAREV, V. **Soldagem MIG/MAG: Melhor entendimento. Melhor desempenho**. Ed. Artliber. São Paulo, Brasil, 2008.

SILVA, C. C. **Revestimentos de Ligas de Níquel Depositados pelo Processo TIG com Alimentação de Arame Frio - Aspectos Operacionais e Metalúrgicos**. 2010. 322 f. (Doutor). Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2010.

SILVA, C. C., MIRANDA, H. C., FARIAS, J. P. ABREU, H. F. G. Chemistry and crystallographic evaluation of ni-based alloy and steel dissimilar interface. 9th International Conference on Trends in Welding Research, 2012, Chicago.

SILVA, D. S. **Avaliação mecânica e metalúrgica da zac e zpm em soldas dissimilares pelo processo MIG**. 2015. Dissertação de Mestrado, (em Engenharia Mecânica) – Instituto de Tecnologia, Universidade Federal do Pará. Belém, Pará, 2015.

SILVA, F. R. B. **Medição de tensões residuais utilizando a técnica do furo elíptico em juntas soldadas**. Faculdade de Engenharia Mecânica, Instituto de Tecnologia, Universidade Federal do Pará. Belém, Pará, 2017.

SIMONETTI, M., CARON, P. Role and behaviour of  $\mu$  phase during deformation of a nickel-based single crystal superalloy. **Materials Science and Engineering**. A254. p. 1 – 12, 1998.

VAL AÇO. Composição química. 2008. (online). Disponível em: <[http://www.valaco.com.br/inf\\_tecnicas/mat\\_composicao.html](http://www.valaco.com.br/inf_tecnicas/mat_composicao.html)>. Acesso em: Mar. 2017.

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

YAMANE, S., YOSHIDA, T., NAKAJIMA, T., YAMAMOTO, H., OSHIMA, K. In process control of weld pool using weaving control in switch back welding. **Quarterly Journal of the Japan Welding Society**. v. 27, p. 32 – 36, 2009.

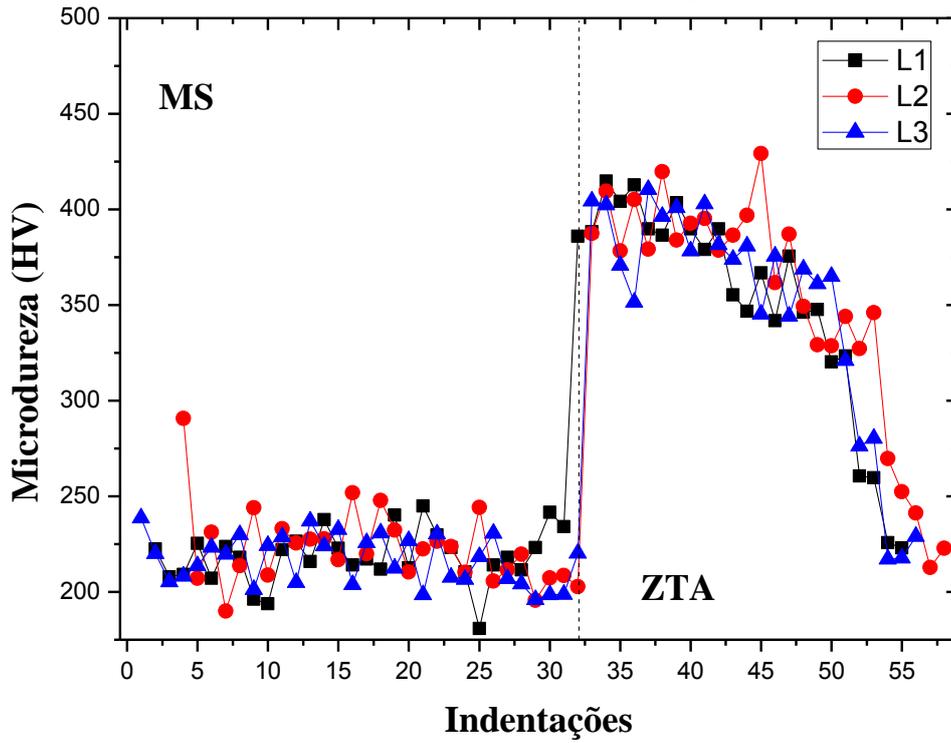
YANG, J. X., ZHENG, Q., SUN, X.F., GUAN, H. R., HU, Z.Q. Formation of  $\mu$  phase during thermal exposure and its effect on the properties of K465 superalloy. **Scripta Materialia**. n.55, p.331-334, 2006.

YULIN, C., YUNRONG, Z. Formation of  $\mu$ -phase and its effect on mechanical properties of cast nickel-base superalloys. **Acta Metallurgica Sinica**. v. 18, n. 1, p. 30 – 37, 1982.

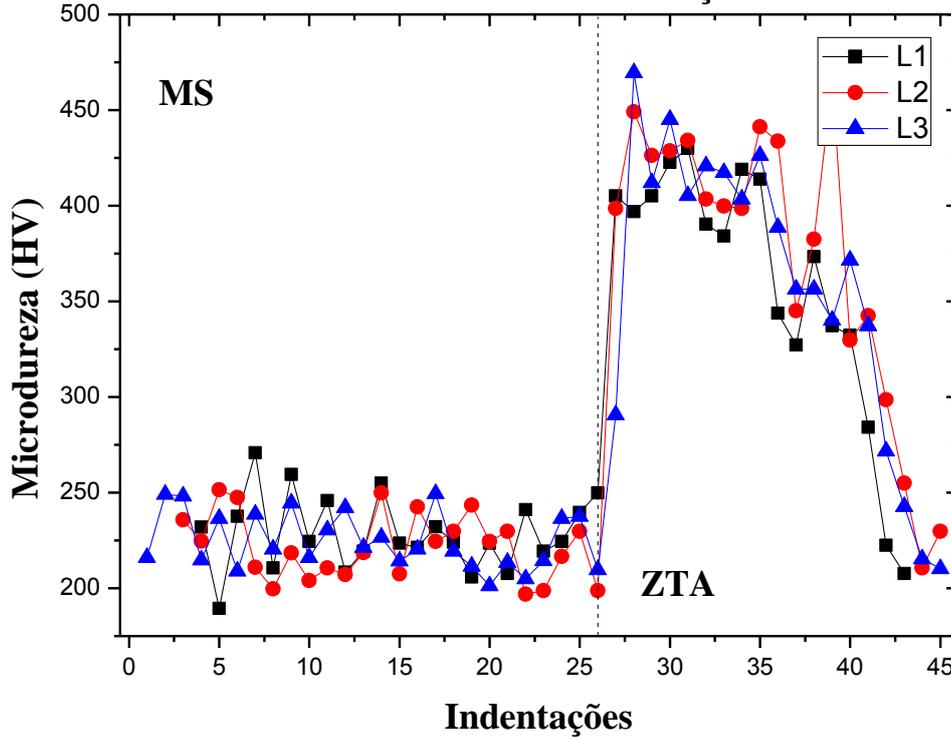
ZHAO, J. C., LARSEN, M., RAVIKUMAR, V. Phase precipitation and time-temperature transformation diagram of Hastelloy X. **Materials Science and Engineering**. 2000, p. 112- 119.

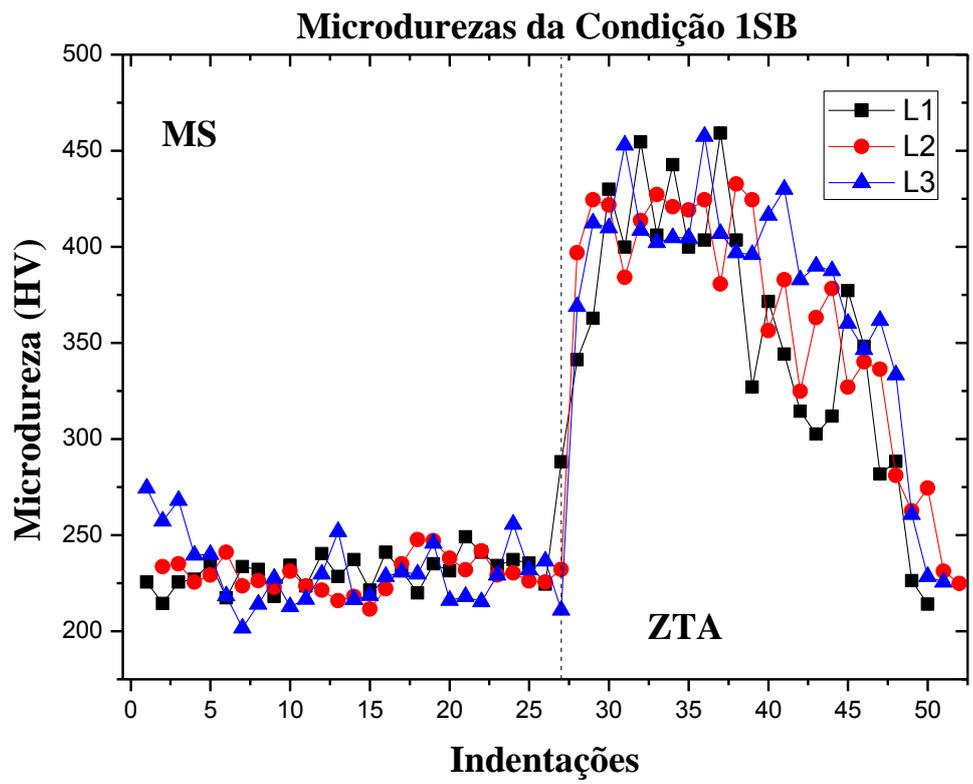
## **ANEXO**

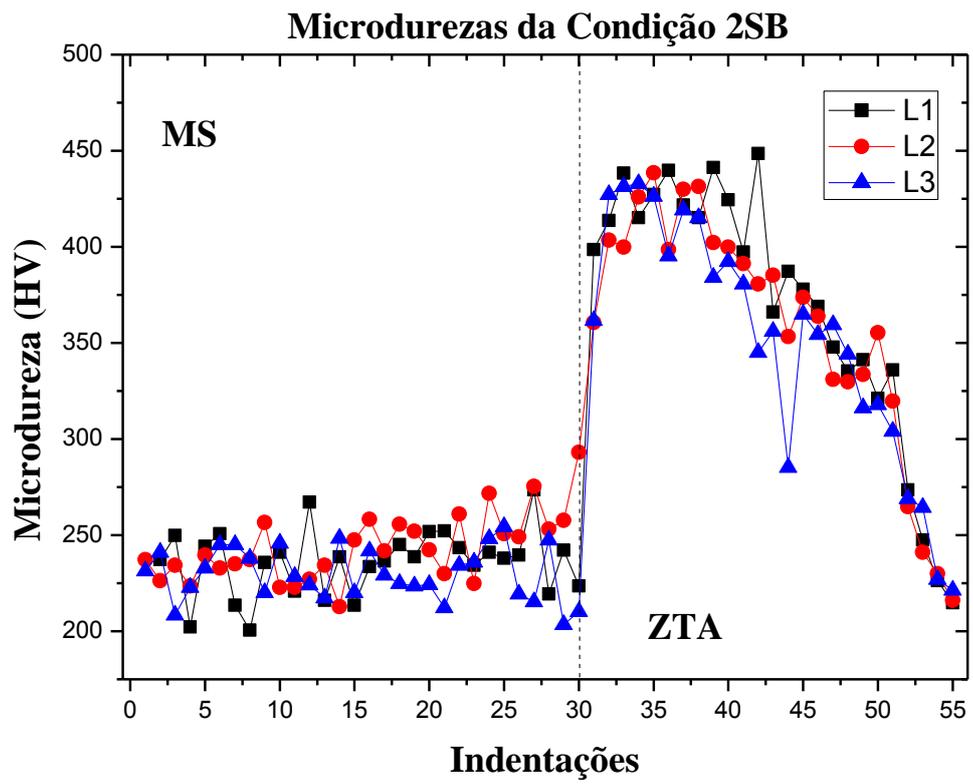
**Microdurezas da Condição 1C**

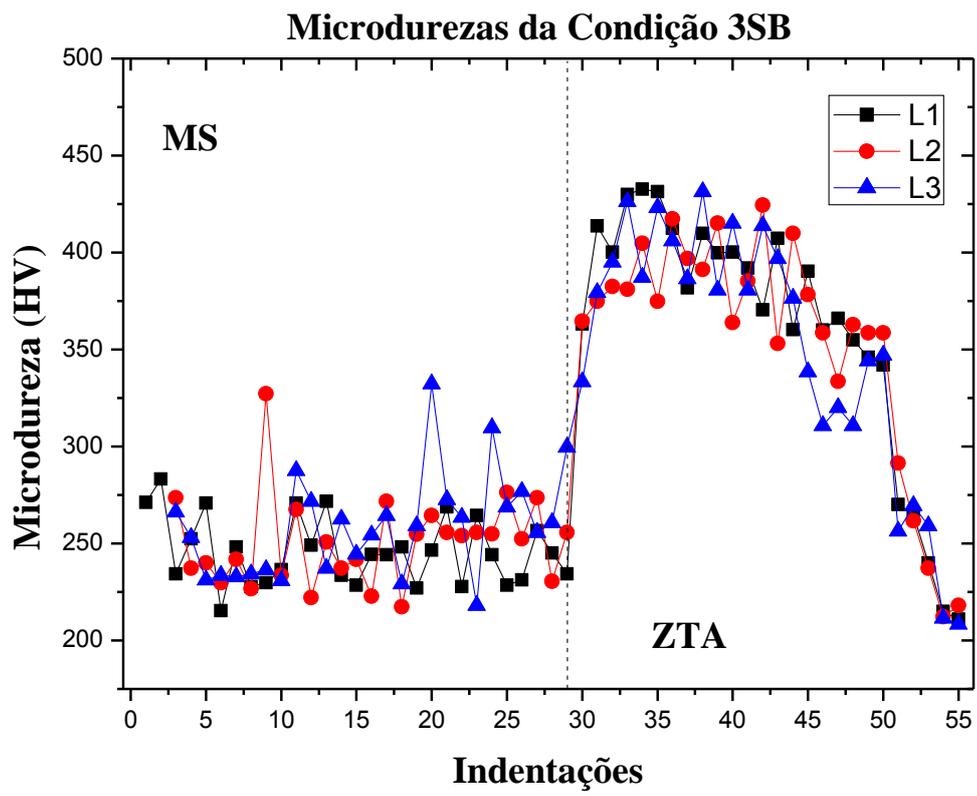


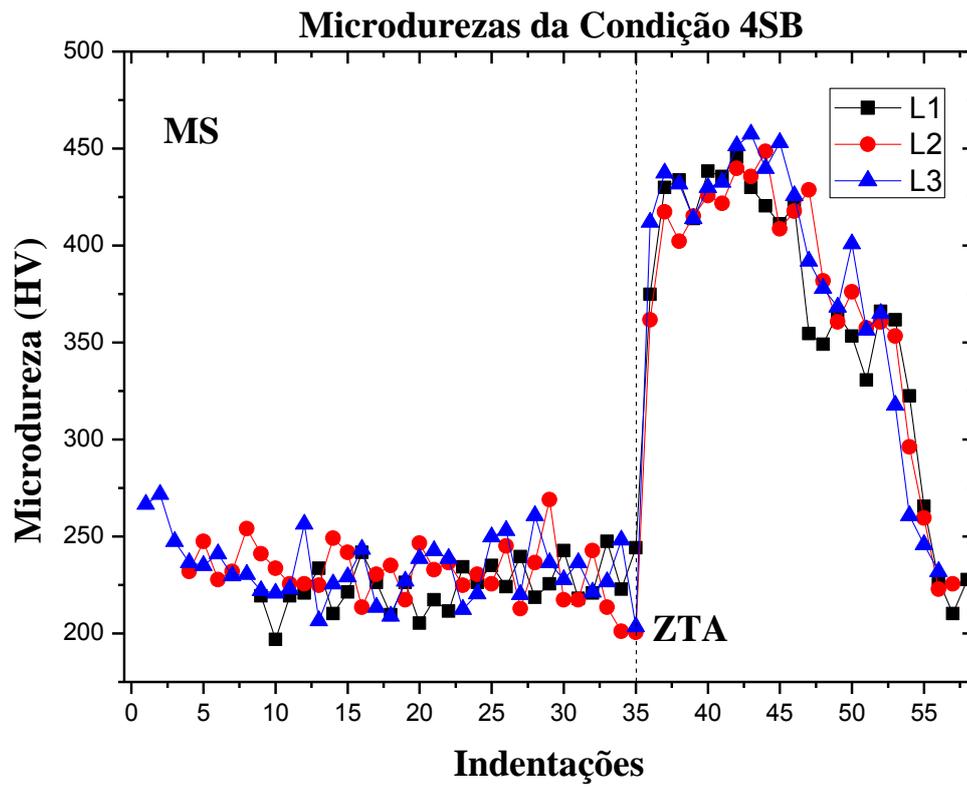
**Microdurezas da Condição 2C**

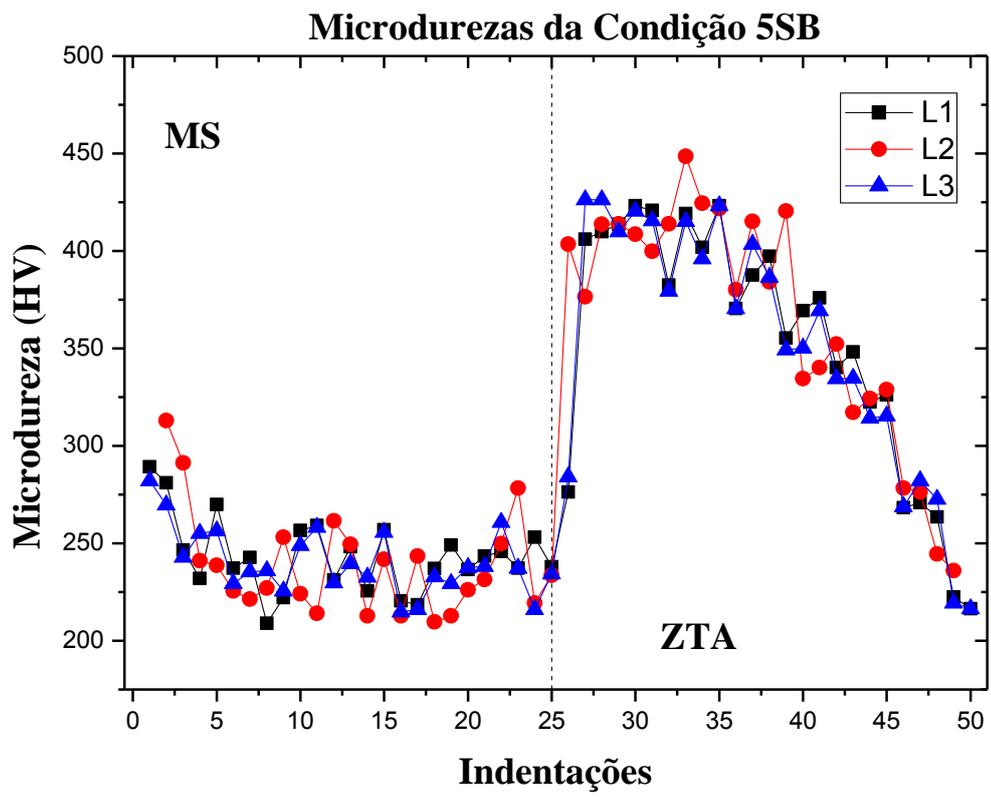


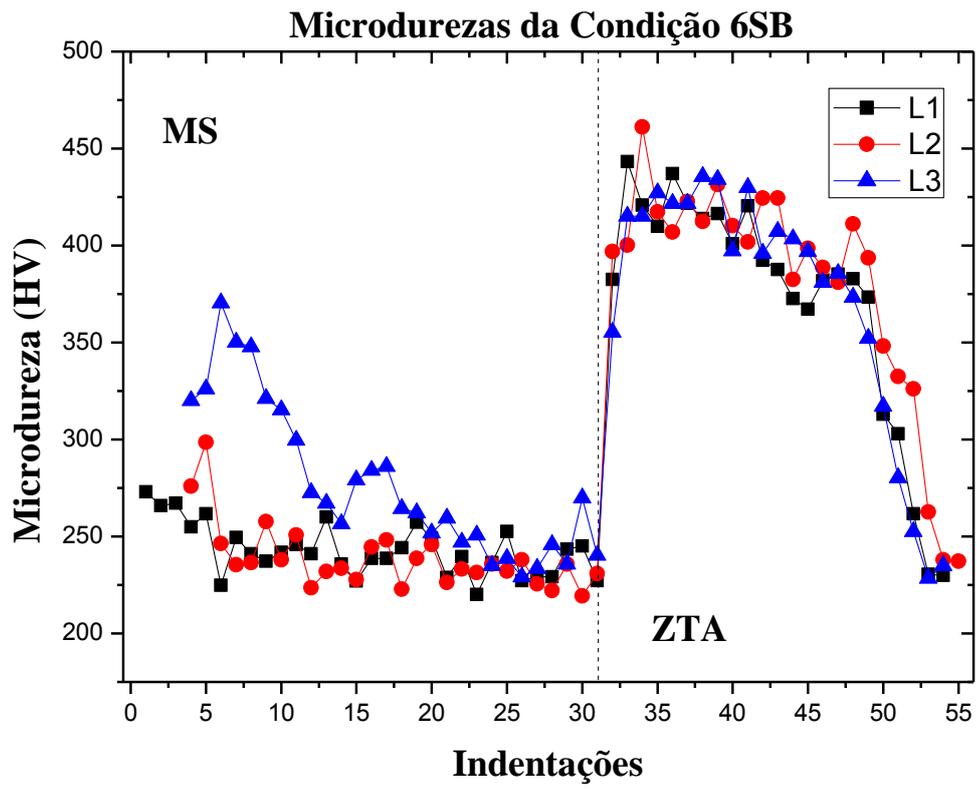


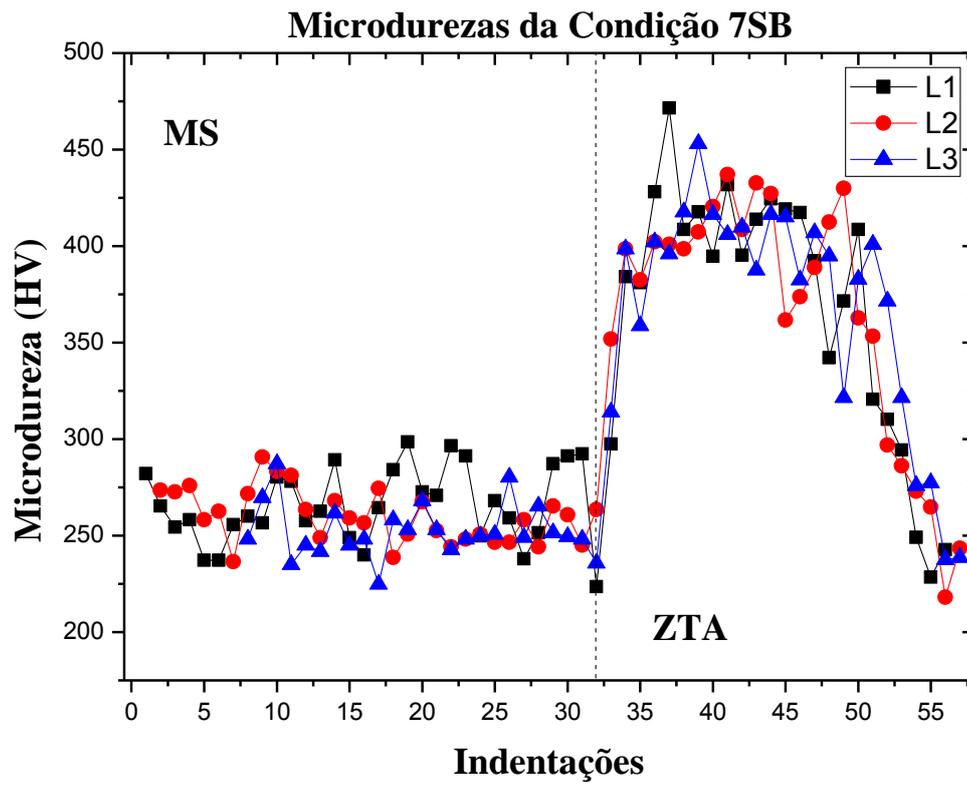


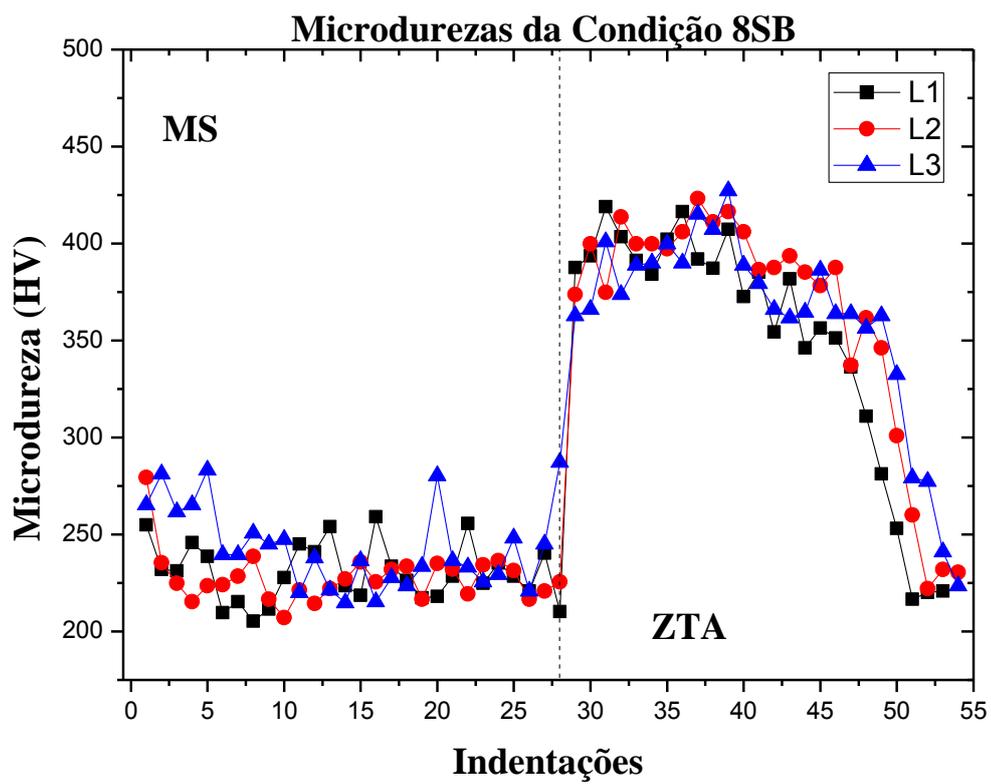


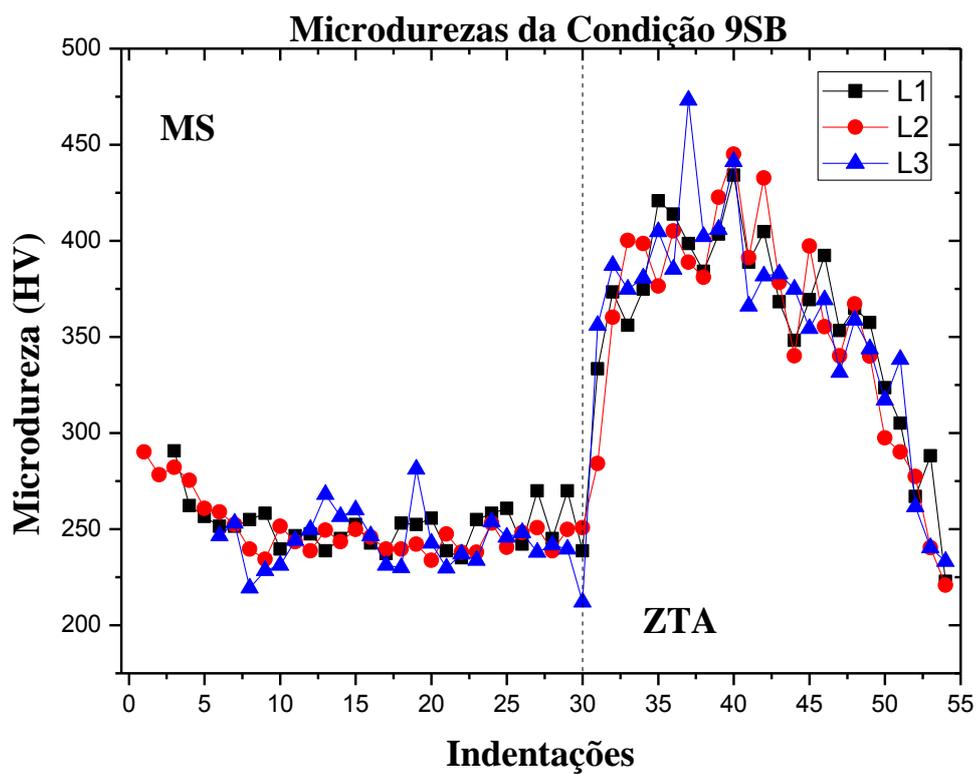


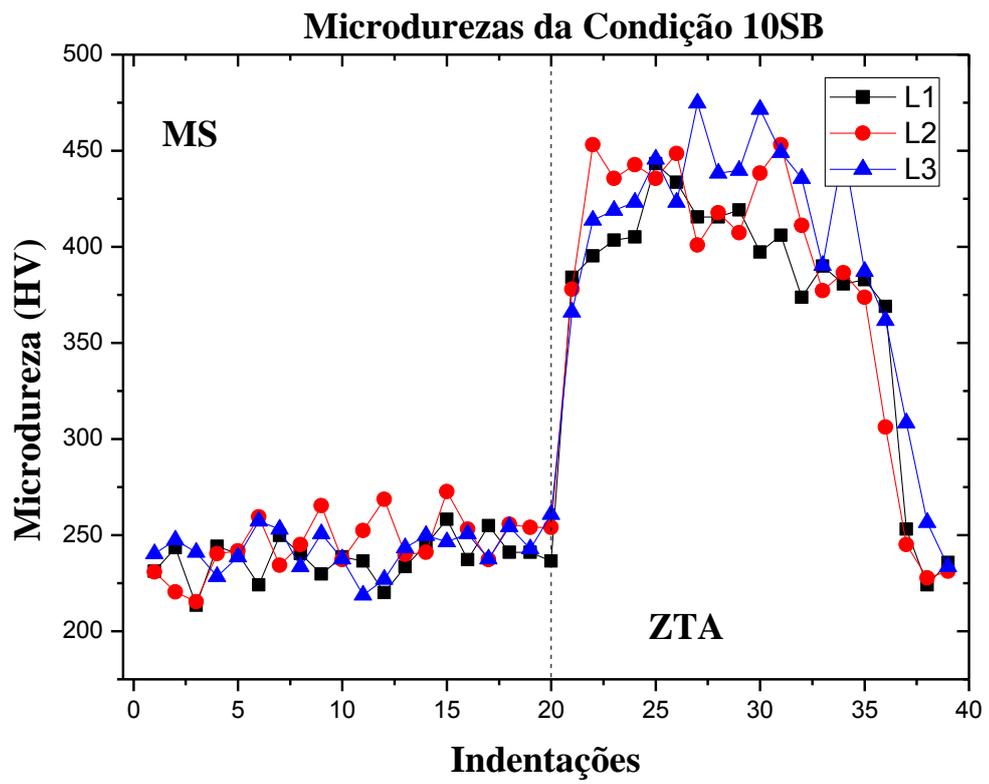


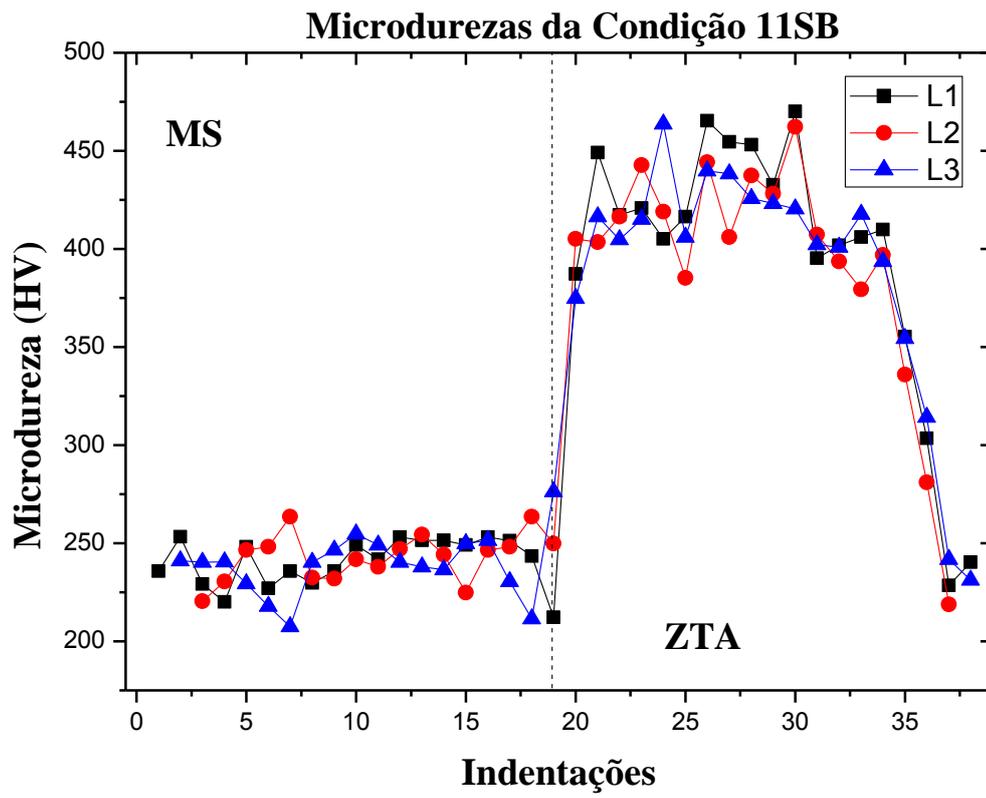


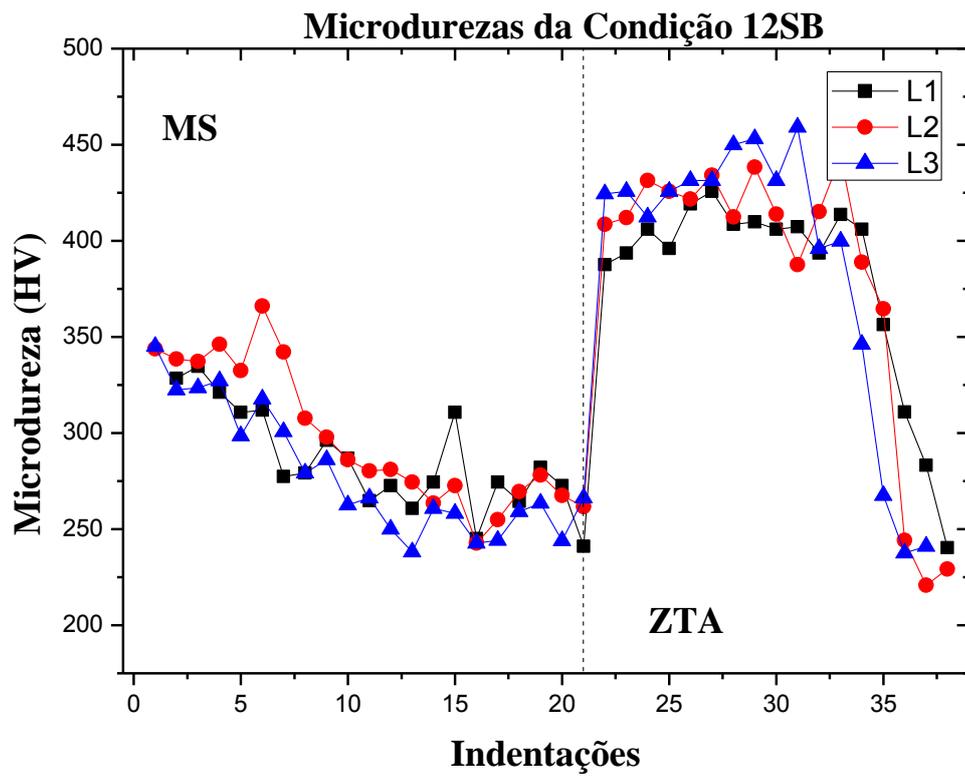


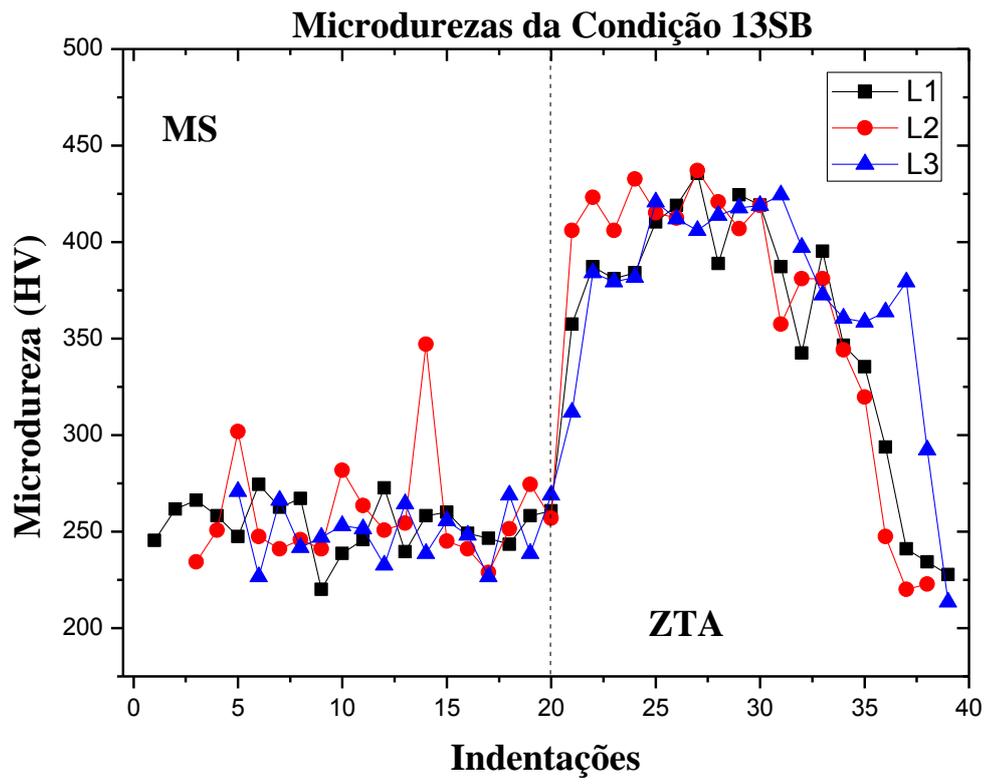


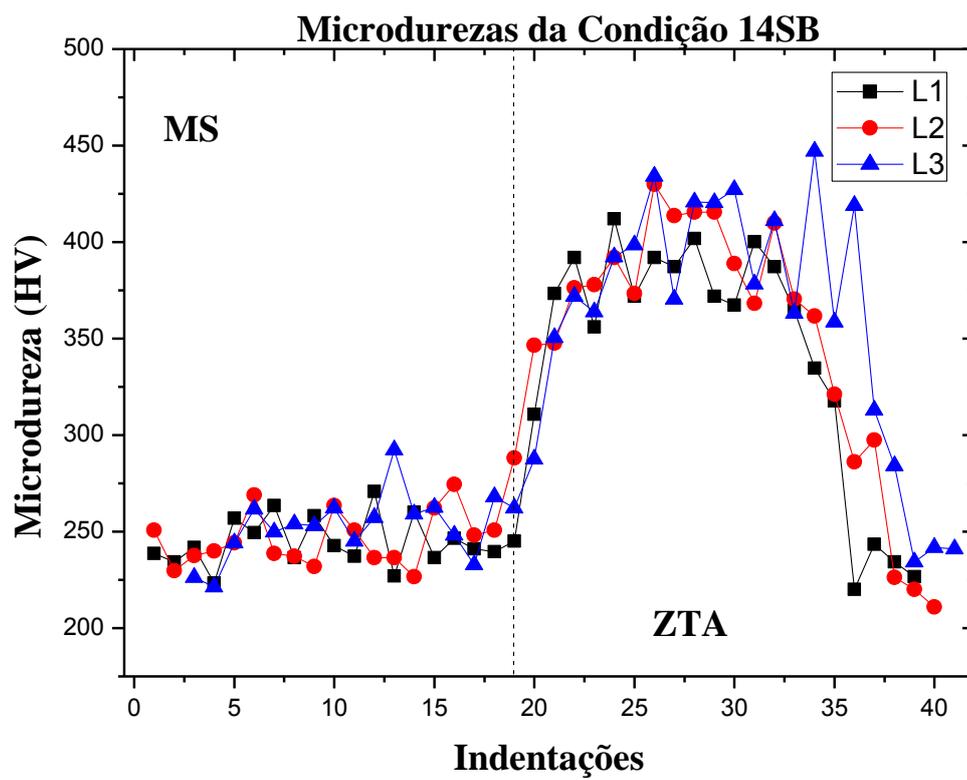


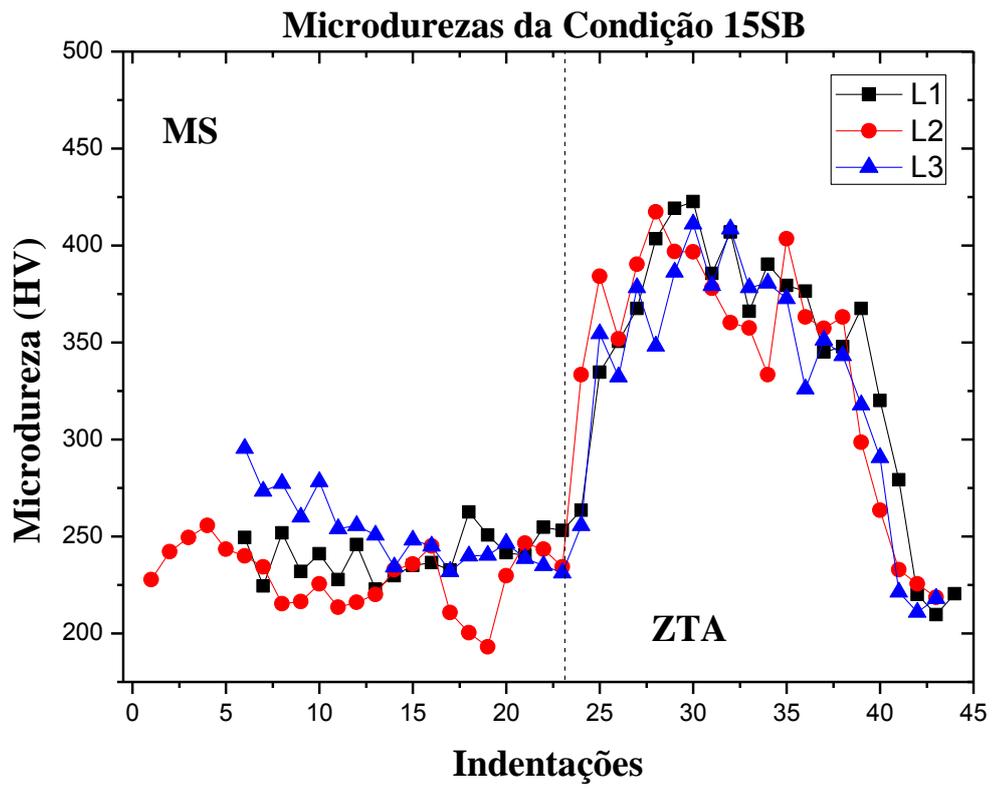


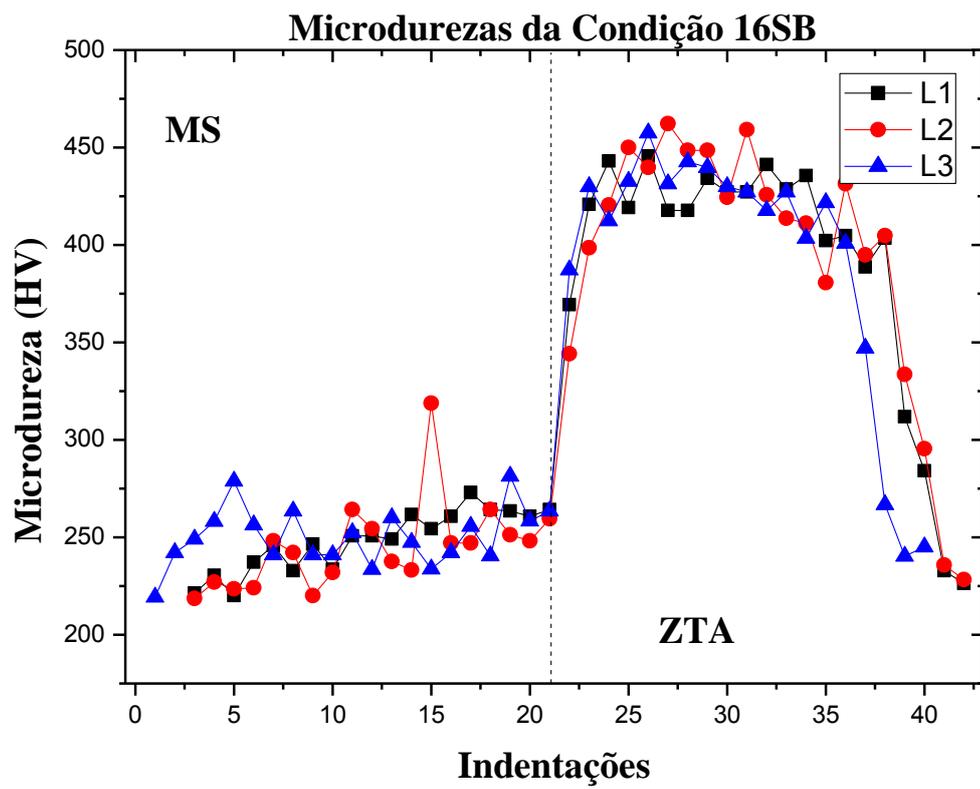












### Microdurezas da Condição 17SB

