



UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ
CENTRO DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA E CIÊNCIA DE MATERIAIS

CLEITON CARVALHO SILVA

AVALIAÇÃO DAS TENSÕES RESIDUAIS DE SOLDAGEM EM
TUBULAÇÕES DE PEQUENO DIAMETRO USADAS EM REFINARIA DE
PETRÓLEO

Fortaleza – CE
Janeiro de 2007



UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ
CENTRO DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA E CIÊNCIA DE MATERIAIS

AVALIAÇÃO DAS TENSÕES RESIDUAIS DE SOLDAGEM EM
TUBULAÇÕES DE PEQUENO DIAMETRO USADAS EM REFINARIA DE
PETRÓLEO

Cleiton Carvalho Silva

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia e Ciência dos Materiais como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Engenharia e Ciência dos Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Jesualdo Pereira Farias

Fortaleza – CE
Janeiro de 2007



UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ
CENTRO DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA E CIÊNCIA DE
MATERIAIS

PARECER DA COMISSÃO DE DISSERTAÇÃO DE Mestrado

CLEITON CARVALHO SILVA

“ AVALIAÇÃO DAS TENSÕES RESIDUAIS DE SOLDAGEM EM TUBULAÇÕES DE PEQUENO DIÂMETRO USADAS EM REFINARIA DE PETRÓLEO ”


A Comissão de Dissertação composta pelos professores Jesualdo Pereira Farias, Presidente e Orientador, da Universidade Federal do Ceará; Marcelo Ferreira Motta, da Universidade Federal do Ceará e Sérgio Souto Maior Tavares, da Universidade Federal Fluminense, considera o candidato:

Aprovado com Louvor

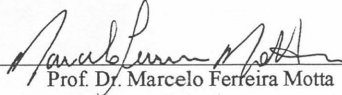
Aprovado

Não Aprovado

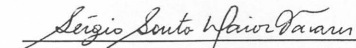
Secretaria do Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais da Universidade Federal do Ceará, em 16 de janeiro de 2007.



Prof. Dr. Jesualdo Pereira Farias
Presidente e Orientador



Prof. Dr. Marcelo Ferreira Motta
Membro



Prof. Dr. Sérgio Souto Maior Tavares
Membro

“De longe, o maior prêmio que a vida oferece é a chance de trabalhar muito e se dedicar a algo que valha a pena”.

Theodore Roosevelt

A Deus
À minha mãe
À minha noiva
À minha irmã e sobrinha

AGRADECIMENTOS

A Deus, pelo dom da sabedoria.

À minha família, especialmente minha mãe, por sempre me incentivar a prosseguir no caminho da educação.

À Reni, por seu apoio, compreensão e carinho em todos os momentos.

Ao Professor e Orientador Dr. Jesualdo Pereira Farias, pelo qual mantenho profundo respeito e admiração, agradeço não só por seu apoio, incentivo e orientação, mas principalmente pela amizade e confiança.

Ao Professor Dr. Lindberg Lima Gonçalves, pelo excelente trabalho desenvolvido à frente do Programa de Pós-graduação em Engenharia e Ciência de Materiais.

Aos Professores Dr. Hélio Cordeiro de Miranda e Dr. Marcelo Ferreira Motta do Laboratório de Engenharia de Soldagem/ENGESOLDA, pela saudável convivência e por seus ensinamentos.

A todos os Professores do Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência dos Materiais.

Ao Professor Dr. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu, por seu auxílio nas atividades junto ao IPRJ.

Aos Professores Dr. Joaquim Teixeira de Assis e Dr. Vladimir Ivanovitch Monin do Instituto Politécnico da UERJ, Nova Friburgo – RJ, por sua receptividade, apoio e colaboração durante minha estada para realização das medidas de difração de raio-X.

Ao Dr. Serguey Philippov, atualmente no Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da UFC, por sua valorosa contribuição ao desenvolvimento deste trabalho.

Ao Professor José Marcos Sasaki, pelos ensinamentos e contribuições referentes ao tema difração de raio-X.

A todos os bolsistas e amigos do Laboratório de Engenharia de Soldagem/ENGESOLDA, em especial ao Arlindo Neto, Francisco Diego, Francisco Edval e Guilherme e pela dedicação e contribuições para a realização deste trabalho.

A todos os colegas do Laboratório de Caracterização de Materiais/LACAM.

Ao Laboratório de Ensaio Mecânicos do CEFET, na pessoa de um grande amigo e incentivador, o Professor M.Sc. Willys Machado Aguiar.

À PETROBRAS/LUBNOR, pelo apoio ao desenvolvimento deste trabalho, em especial aos amigos Cícero Moura, Gerardo Aracena e João César.

Ao Programa de Formação de Recursos Humanos da Agência Nacional do Petróleo (PRH 31 – ANP), pela concessão da bolsa de pesquisa.

A todos os amigos bolsistas e professores que fazem parte do PRH-31, especialmente aos Professores Dr. Célio Loureiro e M.Sc. Eurico Belo Torres pela dedicação e rigor à frente da coordenação do PRH-31.

Aos colegas de turma: Antônia Daniele, Ângela Maria, Edson Frota e Evaristo Reis pela saudável convivência durante os últimos anos.

Aos órgãos de fomento, CNPq, FINEP e PETROBRAS/CENPES pelo suporte financeiro.

Silva, C. C., 2006, "Avaliação das Tensões Residuais de Soldagem em Tubulações de Pequeno Diâmetro Usadas em Refinaria de Petróleo. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, CE, Brasil.

RESUMO

Este trabalho teve como objetivo, avaliar o comportamento das tensões residuais em tubulações de aço ASTM A106 Gr. B com pequeno diâmetro, soldada pelos processos TIG manual e automático. Buscou-se também avaliar o efeito do aporte térmico sobre o perfil de tensões, bem como correlacionar os resultados com a microestrutura e dureza. A medição das tensões foi realizada através de difração de raio-X, utilizando um minidifratômetro empregado para medição em campo. Análises metalográficas foram realizadas na seção transversal da junta, através de microscopia ótica e microscopia eletrônica de varredura. Foram levantados os perfis de microdureza nas superfícies externa e interna. Os resultados mostraram que a medição de tensões residuais por difração de raio-X, usando o minidifratômetro para aplicações em campo, é eficaz na determinação do perfil de tensões, contudo, é necessária a realização de ajustes dos difratogramas por funções analíticas, para determinar a correta localização do pico de difração de raio-X, reduzindo o erro das medidas. As medições das tensões residuais axiais realizadas na superfície externa dos tubos mostraram que o perfil é formado por tensões compressivas na região da solda (zona fundida e zona afetada pelo calor) e por tensões trativas nas regiões mais afastadas. Foram observados elevados níveis de tensões residuais axiais compressivas na superfície externa de tubos de parede fina, na região da solda, os quais podem representar uma situação crítica, visto que o comportamento linear das tensões ao longo da espessura devido ao efeito torniquete é consensual e, portanto, isso indica a presença de elevados níveis de tensões residuais de tração no metal de solda e na zona afetada pelo calor. O ciclo térmico do passe de acabamento ocasionou um intenso refino de grão e uma significativa redução de dureza, especialmente no metal de solda e na superfície interna dos tubos, a exceção das amostras de 2" de diâmetro soldadas com elevado aporte térmico. Nenhuma das amostras soldadas apresentou valores de dureza acima do máximo estabelecido por norma, que é de 248 HV, mostrando que o fato da junta apresentar dureza baixa, não necessariamente representa que esta não esteja sujeita a um elevado nível de tensões residuais.

Palavras-chave: Aço ASTM A106 Gr. B, tensões residuais, difração de raio-X, microestrutura, dureza.

Silva, C. C., 2006, "Welding Residual Stress Evaluation of Small Size Pipes Used in Petroleum Refining. M.Sc. Thesis, Federal University of Ceará, Fortaleza, CE, Brazil.

ABSTRACT

The aim of this work was to evaluate the behavior of welding residual stress in small size pipes of ASTM A106 Gr. B steel, welded by manual and automatic GTAW processes. It was also evaluated the effect of the welding heat input on residual stress profile, as well as to correlate the results with microstructure and hardness. The residual stress measurement was accomplished through X-ray diffraction, using a minidiffractometer for measurement in field. Metallographics analysis were accomplished in the traverse section of the welded joint, using optic microscopy and scanning electron microscopy. The microhardness profiles in the outer and inner surfaces of pipe were determined. The results showed that the measures of residual stress by X-ray diffraction with minidiffractometer for applications in field was shown quite effective in the residual stress profile determination, however, it is necessary the accomplishment of diffractograms fittings by analytic functions, to determine the correct peak localization, reducing the measures error. The measurements of the axial residual stress accomplished in the outer surface pipes showed that the profile is formed by compressive stresses in the welds region (fusion zone and heat affected zone - HAZ) and for tension stresses in the areas more distant of weld bead. High levels of compressive axial residual stress were observed in the outer surface of small size pipes, located in the welds region, which can represent a critical situation, because the linear behavior of the through-thickness residual stress due to "tourniquet" effect is consensual and, therefore, indicates the presence of high levels of tension residual stress in the inner surface, especially in the root weld metal and HAZ. The welding heat input of the finish pass caused an intense grain refining and a significant reduction of hardness of the weld metal in the inner surface, exception of 2" diameter sample welded with high heat input. None of the welded samples presented values of hardness above the maximum established for standard, which is 248 HV, showing that the fact of the welded joint to present low hardness, it does not necessarily represent that this is not subject to a high level of residual stress.

Key words: ASTM A106 Gr. B steel, residual stress, X-ray diffraction, microstructure, hardness.

SUMÁRIO

ÍNDICE DE FIGURAS.....	i
ÍNDICE DE TABELAS.....	xi
CAPÍTULO I – INTRODUÇÃO	
1.1 Contextualização do problema.....	1
CAPÍTULO II – OBJETIVOS	
2. Objetivos.....	4
CAPÍTULO III – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	
3.1 Tensões residuais.....	5
3.2 Tipos de tensões residuais	6
3.3 Desenvolvimento das tensões residuais.....	7
3.4 Fluxo de calor na soldagem.....	9
3.5 Tensões residuais de soldagem	12
3.5.1 Tensões residuais devido a contração no resfriamento.....	12
3.5.2 Tensões residuais devido o resfriamento superficial intenso.....	16
3.5.3 Tensões residuais devido a transformações de fases	16
3.6 Efeito das tensões residuais sobre as propriedades da solda.....	18
3.6.1 Efeito das tensões residuais sobre a formação de trincas.....	18
3.6.2 Efeito das tensões residuais sobre a resistência à fadiga	20
3.6.3 Efeito das tensões residuais na corrosão sob-tensão	21
3.7 Métodos para alívio das tensões residuais de soldagem	23
3.7.1 Efeito da quantidade de metal de solda depositado	24
3.7.2 Seqüência de deposição.....	24
3.7.3 Efeito do preaquecimento sobre as tensões residuais.	25
3.7.4 Efeito do tratamento térmico pós-soldagem (TTPS) sobre as tensõesresiduais	26
3.7.5 Efeito de tratamentos superficiais sobre as tensões residuais	27
3.8 Métodos para determinação das tensões residuais.....	29

3.8.1	Métodos destrutivos	29
3.8.2	Métodos não-destrutivos	30
3.8.3	Métodos de simulação computacional	31

CAPÍTULO IV – TENSOMETRIA POR RAIOS-X

4.1	Histórico	33
4.2	Princípio da difração de raios-X	34
4.3	Determinação das tensões e deformações por difração de raios-X	37
4.4	Medição da deformação	39
4.5	Determinação das tensões a partir das deformações	40
4.5.1	Método do $\sin^2\psi$ aplicado ao estado de tensões uniaxial	40
4.5.2	Método do $\sin^2\psi$ aplicado ao estado de tensões biaxial	43

CAPÍTULO V – MATERIAIS E MÉTODOS

5.1	Materiais	46
5.2	Metodologia	47
5.2.1	<i>Soldagem TIG manual</i>	47
5.2.2	<i>Soldagem TIG orbital (automática)</i>	51
5.2.3	<i>Medição das tensões residuais de soldagem para cada condição</i>	53
5.2.4	<i>Caracterização metalúrgica</i>	56

CAPÍTULO VI – RESULTADOS E DISCUSSÃO

6.1	Determinação da posição do pico de difração de raios-X	59
6.2	Tensões residuais na soldagem TIG manual.	69
6.2.1	Tubos com diâmetro de 4 polegadas	69
6.2.2	Tubos com diâmetro de 2 polegadas	76
6.3	Tensões residuais na soldagem TIG orbital.	83
6.4	Variação das Tensões Residuais ao Longo da Espessura	86
6.5	Considerações sobre as tensões residuais na superfície interna	91
6.5.1	Tubos com diâmetro de 4 polegadas soldados manualmente	91
6.5.2	Tubos com diâmetro de 2 polegadas soldados manualmente	102
6.5.3	Tubos com diâmetro de 2 polegadas soldados automaticamente	111
6.6	Efeito do aporte térmico sobre a uniformidade do perfil das tensões	116

6.7	Efeito da dimensão do tubo sobre as tensões residuais.	124
6.8	Efeito do aporte térmico de soldagem sobre as tensões residuais.....	125
6.9	Efeito da soldagem manual e automática sobre as tensões residuais.	126
6.10	Caracterização microestrutural	128
6.10.1	Tubos com diâmetro de 4 polegadas soldados manualmente.....	128
6.10.2	Tubos com diâmetro de 2 polegadas soldados manualmente.....	137
6.10.3	Tubos com diâmetro de 2 polegadas soldados automaticamente.....	146
6.11	Considerações finais.....	152

CAPÍTULO VII – CONCLUSÕES

7.	Conclusões.....	154
----	-----------------	-----

CAPÍTULO VIII – SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

8.	Sugestões para trabalhos futuros.....	154
----	---------------------------------------	-----

CAPÍTULO IX – SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

9.	Referências bibliográficas.....	155
----	---------------------------------	-----

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1. Unidade de refino de petróleo.....	1
Figura 2. Exemplos de origens das tensões residuais causadas durante processamento (Withers & Bhadeshia, 2001a).....	6
Figura 3. Campo de tensões residuais de acordo com a escala de comprimento característica (Withers & Bhadeshia, 2001).....	7
Figura 4. Arranjo de três barras fixas nas extremidades. (a) sem aquecimento. (b) barra central aquecida. (Mondenesi, 2001).....	8
Figura 5. Efeito da temperatura sobre as tensões na barra 2 (Mondenesi, 2001).....	9
Figura 6. Fluxo de calor bidimensional durante a soldagem de uma chapa fina (Kou, 2003).	11
Figura 7. Fluxo de calor tridimensional durante a soldagem de uma chapa de grande espessura (Kou, 2003).....	11
Figura 8. Desenho esquemático da seção transversal de um tubo soldado.	13
Figura 9. Elemento volumétrico durante o aquecimento.	14
Figura 10. Elemento volumétrico durante o resfriamento.	14
Figura 11. Distribuição de temperatura e tensões residuais (Welding Handbook, 1987).....	15
Figura 12. Distribuição das tensões residuais longitudinais e transversais em juntas de topo (Kou, 2003).	16
Figura 13. Fissuração à frio em aço baixa liga alta resistência AISI 4340 soldado com eletrodo revestido.	20
Figura 14. Trinca de solidificação.....	21
Figura 15. Exemplos de trincas causadas por HIC e SSC em tubos de aço (Parkins, 2000).	23
Figura 16. Desenho esquemático de uma junta duplo-V assimétrica (Li <i>et al.</i> , 2005).	25
Figura 17. Ilustração do processo USP (Xing & Lu, 2004).....	28
Figura 18. Representação esquemática do processo de laser peening (Montross <i>et al.</i> , 2002).....	29
Figura 19. Desenho esquemático do espalhamento das ondas de raio-X segundo a Lei de Bragg.....	35
Figura 20. Difração em um monocristal mostrando que o espalhamento só ocorre para algumas famílias de planos <i>hkl</i>	36
Figura 21. Difração em material policristalino.....	36

Figura 22. (a) Definição dos sistemas de coordenadas para a mostra e para a estrutura cristalina. (b) Detalhe do sistema para um retículo cristalino.....	37
Figura 23. Distância interplanar d_0 padrão para uma dada família de planos em um material livre de tensões.....	38
Figura 24. Efeito da aplicação de uma tensão compressiva sobre a distância interplanar de uma família de planos hkl para um material policristalino e isotrópico (baseado em Eigenmann & Macherauch, 1996).....	38
Figura 25. Estado de tensões uniaxial.....	41
Figura 26. Gráfico 2θ versus $\text{sen}^2\psi$	43
Figura 27. Estado de tensões biaxial.....	43
Figura 28. Ponteamento dos tubos para a soldagem.....	47
Figura 29. Soldagem manual dos tubos.....	48
Figura 30. Desenho esquemático dos corpos de prova e detalhe da geometria da junta.....	48
Figura 31. Sistema de soldagem TIG Orbital.....	52
Figura 32. Detalhe do cabeçote orbital.....	52
Figura 33. Sistema de polimento eletrolítico.....	53
Figura 34. Minidifratômetro para medição de tensões residuais em campo (Assis <i>et al.</i> , 2003).....	54
Figura 35. Posicionamento do conjunto tubo/detector sobre a tubulação.....	55
Figura 36. Localização dos pontos medidos. (a) Tubo com diâmetro de 4". (b) Tubo com diâmetro de 2".....	55
Figura 37. Geometria descrita pelo conjunto tubo/detector.....	56
Figura 38. Máquina de polimento eletrolítico.....	57
Figura 39. Microscópio ótico com sistema de aquisição de imagem.....	57
Figura 40. Microscópio eletrônico de varredura.....	58
Figura 41. Microdurômetro Vickers.....	58
Figura 42. Espectro de difração da amostra A1. Medida realizada no metal de solda com ângulos de (a) $\psi = 33^\circ$; (b) $\psi = 50^\circ$	59
Figura 43. Espectros de difração da amostra A1 ajustados pelas funções de Gauss e Lorentz.....	61
Figura 44. Ajuste do perfil dos picos de difração para o ângulo $\psi = 33^\circ$ usando as funções: (a) Gauss; (b) Lorentz; (c) pseudo-Voigt; (d) Pearson VII.....	62
Figura 45. Ajuste do perfil dos picos de difração para o ângulo $\psi = 50^\circ$ usando as funções: (a) Gauss; (b) Lorentz; (c) pseudo-Voigt; (d) Pearson VII.....	63
Figura 46. Gráfico do "espaçamento d" versus $\text{sen}^2\psi$ para os picos sem correções.....	64

Figura 47. Gráfico da “distância d ” versus $\text{sen}^2\psi$ para os picos ajustados pela função de Gauss.....	65
Figura 48. Gráfico da “distância d ” versus $\text{sen}^2\psi$ para os picos ajustados pela função de Lorentz.....	65
Figura 49. Gráfico do “espaçamento d ” versus $\text{sen}^2\psi$ para os picos ajustados pela função pseudo-Voigt.....	67
Figura 50. Gráfico do “espaçamento d ” versus $\text{sen}^2\psi$ para os picos ajustados pela função Pearson VII.....	67
Figura 51. Comportamento das tensões residuais axiais ao longo da junta para os diversos métodos de análise da posição do pico.....	68
Figura 52. Perfil das tensões residuais na amostra A1 (diâmetro de 4”) soldada pelo processo TIG manual com energia de 14,5 kJ/cm.....	69
Figura 53. Perfil das tensões residuais na amostra A2 (diâmetro de 4”) soldada pelo processo TIG manual com energia de 14,8 kJ/cm.....	70
Figura 54. Perfil das tensões residuais na amostra A3 (diâmetro de 4”) soldada pelo processo TIG manual com energia de 15,0 kJ/cm.....	71
Figura 55. Perfil das tensões residuais na amostra A4 (diâmetro de 4”) soldada pelo processo TIG manual com energia de 14,7 kJ/cm.....	72
Figura 56. Perfil das tensões residuais na amostra B1 (diâmetro de 4”) soldada pelo processo TIG manual com energia de 9,5 kJ/cm.....	73
Figura 57. Perfil das tensões residuais na amostra B2 (diâmetro de 4”) soldada pelo processo TIG manual com energia de 10,9 kJ/cm.....	74
Figura 58. Perfil das tensões residuais na amostra B3 (diâmetro de 4”) soldada pelo processo TIG manual com energia de 9,0 kJ/cm.....	75
Figura 59. Perfil das tensões residuais na amostra B4 (diâmetro de 4”) soldada pelo processo TIG manual com energia de 9,5 kJ/cm.....	76
Figura 60. Perfil das tensões residuais na amostra C1 (diâmetro de 2”) soldada pelo processo TIG manual com energia de 8,4 kJ/cm.....	77
Figura 61. Perfil das tensões residuais na amostra C2 (diâmetro de 2”) soldada pelo processo TIG manual com energia de 7,8 kJ/cm.....	78
Figura 62. Perfil das tensões residuais na amostra C3 (diâmetro de 2”) soldada pelo processo TIG manual com energia de 7,8 kJ/cm.....	79
Figura 63. Perfil das tensões residuais na amostra C4 (diâmetro de 2”) soldada pelo processo TIG manual com energia de 7,5 kJ/cm.....	80
Figura 64. Perfil das tensões residuais na amostra D1 (diâmetro de 2”) soldada pelo processo TIG manual com energia de 10,2 kJ/cm.....	81

Figura 65. Perfil das tensões residuais na amostra D2 (diâmetro de 2") soldada pelo processo TIG manual com energia de 10,4 kJ/cm.....	81
Figura 66. Perfil das tensões residuais na amostra D3 (diâmetro de 2") soldada pelo processo TIG manual com energia de 9,6 kJ/cm.....	82
Figura 67. Perfil das tensões residuais na amostra D4 (diâmetro de 2") soldada pelo processo TIG manual com energia de 10,0 kJ/cm.....	82
Figura 68. Perfil das tensões residuais na amostra O1 (diâmetro de 2") soldada pelo processo TIG orbital com energia de 6,2 kJ/cm.....	83
Figura 69. Perfil das tensões residuais na amostra O2 (diâmetro de 2") soldada pelo processo TIG orbital com energia de 6,2 kJ/cm.....	83
Figura 70. Perfil das tensões residuais na amostra O3 (diâmetro de 2") soldada pelo processo TIG orbital com energia de 6,2 kJ/cm.....	85
Figura 71. Perfil das tensões residuais na amostra O4 (diâmetro de 2") soldada pelo processo TIG orbital com energia de 6,2 kJ/cm.....	85
Figura 72. Comportamento das tensões residuais axiais devido ao efeito torniquete ao redor do tubo (Baseado em Law <i>et al.</i> , 2006).....	87
Figura 73. Tensões residuais axiais ao longo da espessura da parede do tubo (Fricke, Keim & Schmidt, 2001)	89
Figura 74. Variação das tensões residuais axiais longo da espessura, no centro do cordão de solda (Brickstad & Josefson, 1998).....	90
Figura 75. Variação das tensões residuais axiais longo da espessura, na ZAC (Brickstad & Josefson, 1998)	90
Figura 76. Perfil das tensões residuais na superfície interna da amostra A1 (E = 14,5 kJ/cm).	92
Figura 77. Perfil das tensões residuais na superfície interna da amostra A2 (E = 14,8 kJ/cm).	92
Figura 78. Perfil das tensões residuais na superfície interna da amostra A3 (E = 15,0 kJ/cm).	93
Figura 79. Perfil das tensões residuais na superfície interna da amostra A4 (E = 14,7 kJ/cm).	93
Figura 80. Perfil normalizado em função da tensão de escoamento (σ/σ_y).....	94
Figura 81. Perfil normalizado em função da tensão de escoamento (σ/σ_y).....	95
Figura 82. Perfil normalizado em função da tensão de escoamento (σ/σ_y).....	96
Figura 83. Perfil normalizado em função da tensão de escoamento (σ/σ_y).....	96
Figura 84. Perfil das tensões residuais na superfície interna da amostra B1 (E = 9,5 kJ/cm).	97

Figura 85. Perfil das tensões residuais na superfície interna da amostra B2 (E = 10,9 kJ/cm).	97
Figura 86. Perfil das tensões residuais na superfície interna da amostra B3 (E = 9,0 kJ/cm).	98
Figura 87. Perfil das tensões residuais na superfície interna da amostra B4 (E = 9,5 kJ/cm).	99
Figura 88. Perfil normalizado em função da tensão de escoamento (σ/σ_y).	99
Figura 89. Perfil normalizado em função da tensão de escoamento (σ/σ_y).	100
Figura 90. Perfil normalizado em função da tensão de escoamento (σ/σ_y).	100
Figura 91. Perfil normalizado em função da tensão de escoamento (σ/σ_y).	101
Figura 92. Perfil das tensões residuais na superfície interna da amostra C1 (E = 8,4 kJ/cm).	102
Figura 93. Perfil das tensões residuais na superfície interna da amostra C2 (E = 7,8 kJ/cm).	103
Figura 94. Perfil das tensões residuais na superfície interna da amostra C3 (E = 7,8 kJ/cm).	103
Figura 95. Perfil das tensões residuais na superfície interna da amostra C4 (E = 7,5 kJ/cm).	104
Figura 96. Perfil normalizado em função da tensão de escoamento (σ/σ_y).	105
Figura 97. Perfil normalizado em função da tensão de escoamento (σ/σ_y).	105
Figura 98. Perfil normalizado em função da tensão de escoamento (σ/σ_y).	106
Figura 99. Perfil normalizado em função da tensão de escoamento (σ/σ_y).	106
Figura 100. Perfil das tensões residuais na superfície interna da amostra D1 (E = 10,2 kJ/cm).	107
Figura 101. Perfil das tensões residuais na superfície interna da amostra D2 (E = 10,4 kJ/cm).	107
Figura 102. Perfil das tensões residuais na superfície interna da amostra D3 (E = 9,6 kJ/cm).	108
Figura 103. Perfil das tensões residuais na superfície interna da amostra D4 (E = 10,0 kJ/cm).	109
Figura 104. Perfil normalizado em função da tensão de escoamento (σ/σ_y).	110
Figura 105. Perfil normalizado em função da tensão de escoamento (σ/σ_y).	110
Figura 106. Perfil normalizado em função da tensão de escoamento (σ/σ_y).	111
Figura 107. Perfil normalizado em função da tensão de escoamento (σ/σ_y).	111
Figura 108. Perfil das tensões residuais na superfície interna da amostra O1 (E = 6,2 kJ/cm).	112

Figura 109. Perfil das tensões residuais na superfície interna da amostra O2 (E = 6,2 kJ/cm).	112
Figura 110. Perfil das tensões residuais na superfície interna da amostra O3 (E = 6,2 kJ/cm).	113
Figura 111. Perfil das tensões residuais na superfície interna da amostra O4 (E = 6,2 kJ/cm).	114
Figura 112. Perfil normalizado em função da tensão de escoamento (σ/σ_y).	114
Figura 113. Perfil normalizado em função da tensão de escoamento (σ/σ_y).	115
Figura 114. Perfil normalizado em função da tensão de escoamento (σ/σ_y).	115
Figura 115. Perfil normalizado em função da tensão de escoamento (σ/σ_y).	116
Figura 116. Perfil das tensões residuais nas amostras A. Tensões calculadas a partir do valor de 2θ obtidos pela correção do pico pela função Pearson VII.	117
Figura 117. Perfil das tensões residuais nas amostras A. Tensões calculadas a partir do valor de 2θ obtidos pela correção do pico pela função Lorentz.	117
Figura 118. Perfil das tensões residuais nas amostras B. Tensões calculadas a partir do valor de 2θ obtidos pela correção do pico pela função Pearson VII.	118
Figura 119. Perfil das tensões residuais nas amostras B. Tensões calculadas a partir do valor de 2θ obtidos pela correção do pico pela função Lorentz.	119
Figura 120. Perfil das tensões residuais nas amostras C. Tensões calculadas a partir do valor de 2θ obtidos pela correção do pico pela função Pearson VII.	120
Figura 121. Perfil das tensões residuais nas amostras C. Tensões calculadas a partir do valor de 2θ obtidos pela correção do pico pela função Lorentz.	120
Figura 122. Perfil das tensões residuais nas amostras D. Tensões calculadas a partir do valor de 2θ obtidos pela correção do pico pela função Pearson VII.	121
Figura 123. Perfil das tensões residuais nas amostras D. Tensões calculadas a partir do valor de 2θ obtidos pela correção do pico pela função Lorentz.	122
Figura 124. Perfil das tensões residuais nas amostras O. Tensões calculadas a partir do valor de 2θ obtidos pela correção do pico pela função Pearson VII.	123
Figura 125. Perfil das tensões residuais nas amostras O. Tensões calculadas a partir do valor de 2θ obtidos pela correção do pico pela função Lorentz.	123
Figura 126. Efeito da dimensão do tubo sobre as tensões residuais.	124
Figura 127. Efeito do aporte térmico sobre o perfil de tensões nas amostras com 4" de diâmetro.	125
Figura 128. Efeito do aporte térmico sobre o perfil de tensões nas amostras com 4" de diâmetro.	126

Figura 129. Comparativo entre a soldagem manual e automática. Amostras do grupo C e grupo O.	127
Figura 130. Comparativo entre a soldagem manual e automática. Amostras do grupo D e grupo O.	128
Figura 131. Extensão da ZAC da amostra A4. (a) Superfície externa; (b) Superfície interna. Ataque: Nital 2%. Aumento: “100X – mudar o aumento???”.....	129
Figura 132. Microestrutura da superfície externa da amostra A. (a) Metal de solda; (b) ZAC-GG; (c) ZAC-GF; (d) ZAC intercrítica. Ataque: Nital 2%. Aumento:.....	131
Figura 133. Microestrutura da superfície interna da amostra A. (a) Metal de solda; (b) ZAC-GG refinada pelo passe posterior. Ataque: Nital 2%. Aumento.....	132
Figura 134. Perfil de microdureza da amostra A4.	133
Figura 135. Extensão da ZAC da amostra B4. (a) Superfície externa; (b) Superfície interna. Ataque: Nital 2%. Aumento: “100X – mudar o aumento???”.....	134
Figura 136. Microestrutura da superfície externa da amostra B4. (a) Metal de solda; (b) ZAC-GG; (c) ZAC-GF; (d) ZAC intercrítica. Ataque: Nital 2%. Aumento:.....	135
Figura 137. Microestrutura da superfície interna da amostra B4. (a) Metal de solda; (b) ZAC-GG refinada pelo passe posterior. Ataque: Nital 2%. Aumento.....	136
Figura 138. Perfil de microdureza da amostra B4.	137
Figura 139. Extensão da ZAC da amostra C4. (a) Superfície externa; (b) Superfície interna. Ataque: Nital 2%. Aumento: “100X – mudar o aumento???”.....	138
Figura 140. Microestrutura da superfície externa da amostra C4. (a) Metal de solda; (b) ZAC-GG; (c) ZAC-GF; (d) ZAC intercrítica.....	139
Figura 141. Microscopia eletrônica de varredura dos constituintes da ZAC-GG.....	140
Figura 142. Microestrutura da superfície interna da amostra C4. (a) Metal de solda; (b) ZAC-GG refinada pelo passe posterior. Ataque: Nital 2%. Aumento.....	141
Figura 143. Perfil de microdureza da amostra C4.....	142
Figura 144. Extensão da ZAC da amostra D4. (a) Superfície externa; (b) Superfície interna. Ataque: Nital 2%. Aumento: “100X – mudar o aumento???”.....	143
Figura 125. Microestrutura da superfície externa da amostra D4. (a) Metal de solda; (b) ZAC-GG; (c) ZAC-GF; (d) ZAC intercrítica.....	144
Figura 146. Microestrutura da superfície interna da amostra D4. (a) Metal de solda; (b) ZAC-GG refinada pelo passe posterior. Ataque: Nital 2%. Aumento:.....	145
Figura 147. Perfil de microdureza da amostra C4.....	145

Figura 148. Extensão da ZAC da amostra O4. (a) Superfície externa; (b) Superfície interna. Ataque: Nital 2%. Aumento: “100X – mudar o aumento???”.....	147
Figura 149. Microestrutura da superfície externa da amostra O4. (a) Metal de solda; (b) ZAC- GG; (c) ZAC-GF; (d) ZAC intercrítica.....	148
Figura 150. Microestrutura da ZAC-GG superfície interna da amostra O4. Ataque: Nital 2%. Aumento:.....	148
Figura 151. Microscopia eletrônica de varredura da zona fundida da amostra O4.....	149
Figura 152. Microscopia eletrônica de varredura da ZAC-GG.....	150

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 1. Comparativo entre os métodos de medição de tensões residuais (Lu <i>et al.</i> , 1996).....	31
Tabela 2. Composição química do aço ASTM A106 Gr. B.....	46
Tabela 3. Composição química do metal de adição AWS ER 70S 3.....	46
Tabela 4. Propriedades mecânicas dos tubos.....	46
Tabela 5. Dimensões dos corpos de prova e da geometria da junta.....	48
Tabela 6. Parâmetros da soldagem TIG manual.....	50
Tabela 7. Parâmetros da soldagem TIG orbital.....	53

CAPÍTULO I

Introdução

1. Contextualização do Problema

As tubulações industriais constituem um sistema de transporte de fluidos no estado líquido, gasoso ou até mesmo uma combinação das duas fases. As suas aplicações podem ser única e exclusivamente para condução de fluidos, bem como em trocadores de calor de fornos, caldeiras e permutadores, tubos de instrumentação ou até mesmo como elemento estrutural (Figura 1).



Figura 1. Unidade de refino de petróleo.

Notadamente no transporte de fluidos, as tubulações possuem especial aplicação nas indústrias químicas e petroquímicas, termoelétricas, nucleares e do petróleo. Em unidades de refino de petróleo, estas tubulações são responsáveis pelo transporte de hidrocarbonetos, água, vapor e diversos subprodutos os quais possuem muitas vezes elevado grau de corrosividade, além de operarem em muitos casos, sob severas condições de serviço (a alta temperatura e elevadas pressões). Para estas aplicações são normalmente empregados tubos de aço ASTM A106 Gr. B, os quais são destinados ao uso em temperatura elevada.

A soldagem é o principal processo de construção e reparo destas tubulações para o transporte de petróleo, gás e derivados. Em geral, as soldagens são realizadas de forma

manual, utilizando soldadores qualificados, cujas soldas são inspecionadas por diversas técnicas. Dentre os principais processos empregados destacam-se o eletrodo revestido, o TIG, o MIG/MAG e o arame tubular, estes dois últimos, em geral, empregados na soldagem de tubulações de grandes diâmetros. Dentre as diversas alterações metalúrgicas sofridas pelos materiais quando submetidos a um ciclo térmico de soldagem, destaca-se o surgimento de tensões residuais, as quais são geralmente indesejáveis, uma vez que podem acarretar em diversos problemas, tais como trincas a frio, fratura por fadiga, corrosão sob-tensão, dentre outros.

Embora diversas análises sejam realizadas para a avaliação da junta soldada, em nenhum dos ensaios convencionalmente utilizados, as tensões residuais são avaliadas, pois a sua determinação é bastante complicada e depende de técnicas sofisticadas, como por exemplo, a difração de raio-X (DRX).

Visto que a geração de tensões residuais de soldagem são características intrínsecas ao ciclo térmico, não sendo possível evitá-las, e a sua presença é geralmente indesejada, pois está associada a diversos problemas metalúrgicos, torna-se então necessário conhecer o comportamento das tensões residuais em tubulações soldadas. Com isso pode-se contribuir para a elaboração de procedimentos de soldagem que contemplem medidas que reduzam os níveis das tensões residuais, minimizando os riscos de falha das tubulações decorrentes dos seus efeitos sobre o material.

Embora o tema tensões residuais tenha atraído a atenção de diversos pesquisadores nos últimos anos, dada a sua atuação direta nos principais problemas metalúrgicos relacionados à soldagem, muitos aspectos envolvendo a microestrutura, as propriedades mecânicas e as tensões residuais precisam ainda ser esclarecidos.

Outro aspecto relevante é que, em muitos casos encontrados na literatura especializada, as tensões residuais são estudadas, porém poucas menções são feitas sobre questões básicas como às relacionadas aos parâmetros de soldagem. Na soldagem manual, o controle de parâmetros torna-se extremamente difícil, uma vez que o soldador não é capaz de reproduzir soldas com o mesmo grau de repetibilidade que as obtidas por sistemas automatizados. Além disso, os procedimentos de soldagem nestes casos são elaborados admitindo faixas muito amplas para os parâmetros, acarretando em variações significativas nos níveis de energia de soldagem que podem ser utilizados, causando assim, alterações marcantes nos níveis de tensões residuais.

Uma alternativa à soldagem manual de tubulações, quer seja na montagem ou em reparos, é a utilização de equipamentos modernos que possibilitem a soldagem com alta reprodutibilidade, facilidade de execução, rapidez e baixo custo. O processo de soldagem

TIG orbital procura reunir todas estas características, especialmente no que diz respeito a qualidade do cordão de solda, evitando defeitos e necessidade de retrabalho. Contudo, inexistem informações na literatura que apresentem aspectos metalúrgicos deste tipo de processo de soldagem, especialmente do ponto de vista das tensões residuais.

Com o conhecimento em profundidade sobre os níveis das tensões residuais induzidas por processos de soldagem manuais e automáticos, será possível avaliar a necessidade ou não dos tratamentos de alívio de tensões em determinadas aplicações, contribuindo para uma maior eficiência dos procedimentos de montagem e reparo das tubulações, aumento da vida útil das linhas, maior disponibilidade das unidades para o serviço, aumento da segurança operacional e da preservação ao meio ambiente, resultando principalmente na redução dos custos e no aumento da confiabilidade das unidades.

CAPÍTULO II

Objetivos

2. Objetivos

Embora diversos trabalhos envolvendo tensões residuais tenham sido desenvolvidos nos últimos anos, pouca ênfase tem sido dada ao estudo dos efeitos dos parâmetros de soldagem e dos tipos de processos (manual ou automático) sobre os níveis das tensões residuais, especialmente em tubulações de pequenos diâmetros. Da mesma forma, não existem informações consistentes relacionando os níveis das tensões residuais com aspectos microestruturais e propriedades mecânicas, principalmente a dureza, a qual é um dos critérios para aceitação de soldas quando é provável a ocorrência de problemas como corrosão sob-tensão, que é uma das grandes preocupações nas unidades de refino de petróleo.

Pretende-se com este trabalho, utilizando a técnica de difração de raio-X, avaliar os níveis de tensões residuais em tubulações de aço ASTM A106 Gr. B, induzidas por processos de soldagem, considerando condições de soldagem já usadas em serviço, bem como avaliar o comportamento do mesmo material quando soldado pelo processo TIG orbital (automático). Pretende-se também, correlacionar os níveis de tensões residuais com outros aspectos mecânico/metalúrgicos (microestrutura e dureza). Além disso, espera-se contribuir para consolidar a técnica de difração de raio-X para a determinação das tensões residuais em aplicações de campo, especialmente em tubulações de pequenos diâmetros.

CAPÍTULO III

Revisão Bibliográfica

3 Revisão Bibliográfica

3.1 Tensões residuais

As tensões residuais são definidas como tensões auto-equilibradas existentes em um corpo, livre de qualquer ação de forças externas ou restrições atuando sobre seus limites (Rajad, 1992; Kou, 2002). Estas tensões muitas vezes são chamadas de tensões internas e podem ser induzidas no material em quase todas as etapas de seu processamento, como por exemplo, fundição, laminação, flexão, corte à chama, forjamento, usinagem, soldagem, brazagem, aspersão térmica, eletrodeposição, tratamentos térmicos, termoquímicos e tratamentos superficiais. (Masubuchi, 1983, Welding Handbook, 1991; Lu, 1996; Capello, 2004; Waki *et al.*, 2003; Rohde & Jeppsson, 2000).

Elas surgem, em geral, quando o corpo é submetido a um desajuste entre diferentes regiões, como no caso de uma deformação plástica não uniforme causada pelo dobramento de uma barra ou pela realização de um tratamento superficial como *shot peening*. As tensões residuais podem ter origem também durante a soldagem ou tratamentos térmicos, as quais são atribuídas aos elevados gradientes térmicos que causam a expansão não uniforme do material e a sua deformação plástica não uniforme. Estas tensões são freqüentemente chamadas de tensões térmicas (Withers & Bhadeshia, 2001a; Kou, 2002). A Figura 2 ilustra alguns exemplos de macro e microtensões residuais originadas durante o processamento dos materiais.

As tensões residuais podem ser classificadas segundo a forma como foram causadas (origem térmica, mecânica, etc.), de acordo com a escala na qual elas estão auto-equilibradas ou de acordo com o método pelo qual elas são medidas (Withers & Bhadeshia, 2001a).

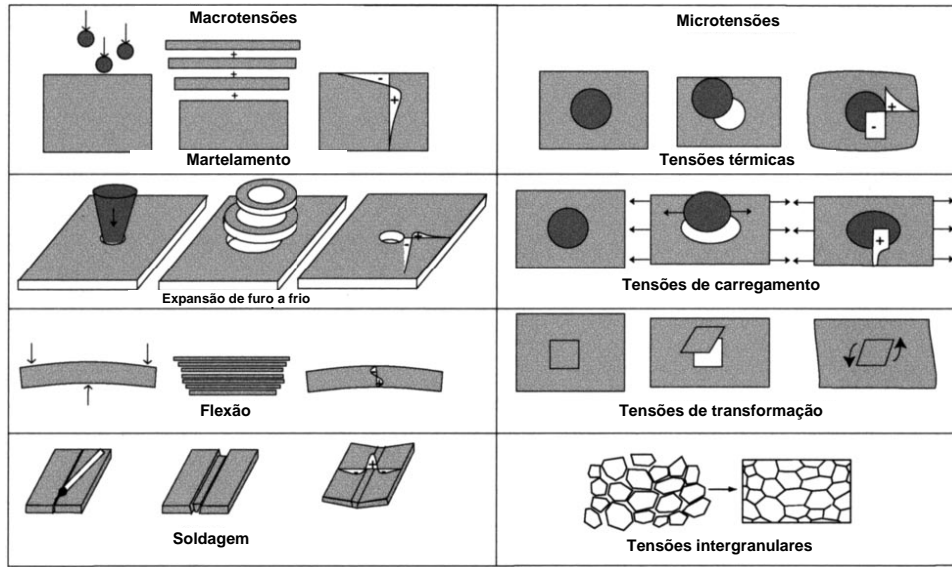


Figura 2. Exemplos de origens das tensões residuais causadas durante processamento (Withers & Bhadeshia, 2001a).

3.2 Tipos de tensões residuais

Geralmente, as tensões residuais podem ser diferenciadas em três principais tipos, de acordo com a distância na qual atua no corpo ou segundo a escala sobre as quais são observadas (Lu, 1996). A primeira categoria de tensões residuais são as tensões denominadas macroscópicas e que segundo a literatura são classificadas como do Tipo I. Estas tensões residuais variam continuamente ao longo de grandes distâncias, estendendo-se sobre vários grãos dentro do material. As outras duas categorias de tensões residuais são caracterizadas pela extensão das regiões desajustadas serem de escala microscópica ou submicroscópica (Lu, 1996; Withers & Bhadeshia, 2001a).

A segunda categoria de tensões residuais (Tipo II) está quase sempre presente em materiais policristalinos, uma vez que nestes materiais os grãos apresentam propriedades elásticas e térmicas diferenciadas em relação à sua vizinhança, devido a anisotropia dos materiais. Estas tensões são denominadas tensões intergranulares (Withers & Bhadeshia, 2001a) ou microtensões estruturais (Lu, 1996) e ocorrem em pequenas distâncias, em geral, de um grão ou parte de um grão. Elas ocorrem pela interação entre os grãos de uma mesma fase, entre fases diferentes, ou ainda entre partículas presentes no interior do material, como precipitados e inclusões, e a matriz. Desta forma, os níveis de tensões são mais significativos em materiais que apresentam microestruturas complexas, formadas por várias fases, ou nos que estão sujeitos à transformações de fases.

As tensões residuais do Tipo III são de nível submicroscópico, variando sobre algumas distâncias interatômicas e estão equilibradas somente em uma pequena parte do grão. Estas tensões originam-se pela coerência entre interfaces e campos de discordâncias (Lu, 1996; Withers & Bhadeshia, 2001a). A Figura 3 apresenta a variação do nível de tensão residual de acordo com a escala de comprimento utilizada. Nesta Figura “M” representa a matriz e “R” uma fase endurecedora, σ_{Macro} são tensões do Tipo I, σ_{IIM} e σ_{IIR} são as tensões do Tipo II causada pela interação entre as fases, e σ_{IIIM} são as tensões de nível submicroscópico no interior da matriz (Withers & Bhadeshia, 2001a).

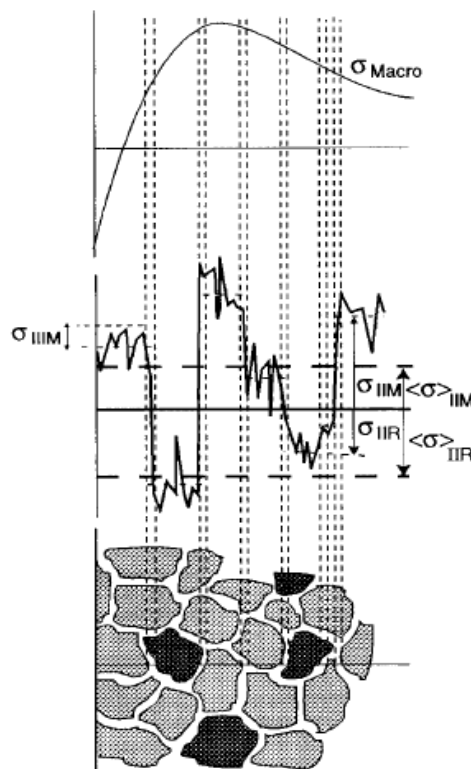


Figura 3. Campo de tensões residuais de acordo com a escala de comprimento característica (Withers & Bhadeshia, 2001).

3.3 Desenvolvimento das tensões residuais

No caso de tensões residuais originadas por efeitos térmicos, é possível compreender o mecanismo de formação das tensões a partir de um arranjo de três barras fixadas nas extremidades (Figura 4a). Quando um metal é aquecido uniformemente, sob condições controladas, ele sofre uma expansão uniforme e não ocorre a formação de tensões. Por outro lado, se o material é submetido a um gradiente térmico, com um aquecimento não-uniforme, como no caso mostrado na Figura 4b, onde a barra 2 (central) é aquecida a partir

da temperatura ambiente, independente das outras duas barras, tensões térmicas e deformações serão desenvolvidas no material (Welding Handbook, 1991; Masubuchi, 1980; Masubuchi, 1983). Nesta condição, a barra central tenderá a sofrer uma expansão por efeito térmico, que será restringida pela ação das barras nas extremidades do conjunto. Isso causará o desenvolvimento de tensões compressivas na barra central e de tração nas barras das extremidades, durante o aquecimento.

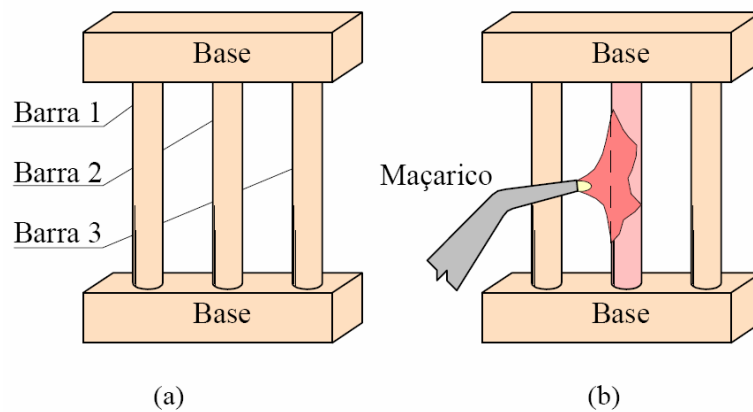


Figura 4. Arranjo de três barras fixas nas extremidades. (a) sem aquecimento. (b) barra central aquecida. (Welding Handbook, 1991).

A evolução das tensões durante o aquecimento e o resfriamento pode ser acompanhada na Figura 5. Verifica-se ao longo do aquecimento (trecho A-B), que inicialmente a barra 2 (central) é submetida a um estado de tensões elásticas, uma vez que os níveis de tensões não são suficientes para causar deformações permanentes no material. Como a barra mantém seu comprimento original, tem-se que a dilatação térmica é compensada por deformações elásticas. À medida que a temperatura aumenta, a dilatação térmica da barra 2 torna-se mais intensa, amplificando os níveis das tensões. Além disso, é importante ressaltar que com o aumento da temperatura as propriedades físicas e mecânicas dos materiais sofrem alterações, como o caso da tensão de escoamento que diminui com a elevação da temperatura. Desta forma, ao atingir uma determinada temperatura na qual a tensão seja superior a tensão de escoamento, o material passa a experimentar deformações permanentes, as quais ocorrem em níveis de tensões cada vez mais baixos com o aumento da temperatura (trecho B-C).

No início do resfriamento (Ponto C) as tensões na barra 2 são compressivas, e à medida que a temperatura da barra vai baixando a tensão começa a diminuir até que passa de tensão compressiva para trativa. Isso ocorre por que com a redução da temperatura, a

barra que está dilatada começa a sofrer contração. Contudo, embora a barra 2 tenha se deformado plasticamente devido a expansão volumétrica, seu comprimento teoricamente permaneceu o mesmo comprimento do início do aquecimento, e desta forma, com a redução da temperatura esta começa a ser submetida a tensões trativas, causada pela restrição da contração devido as duas barras das extremidades, que estarão agora submetidas à tensões compressivas. Durante o trecho C-D (Figura 5) a barra 2 passa a estar submetida a um estado de tensões elásticas compressivas. Ao atingir o ponto D, a temperatura da barra 2 ainda está alta o suficiente para que a tensão limite de escoamento esteja baixa, e os níveis de tensão trativas impostos pela restrição à contração da barra 2 são suficientes para causar a deformação plástica do material. Ao retornar para a temperatura ambiente, a barra 2 encontra-se submetida a um estado de tensões diferente do que apresentava antes do aquecimento, composto por tensões residuais trativas. Da mesma forma, as barras das extremidades também apresentam tensões residuais de compressão causadas pela ação da contração da barra 2.

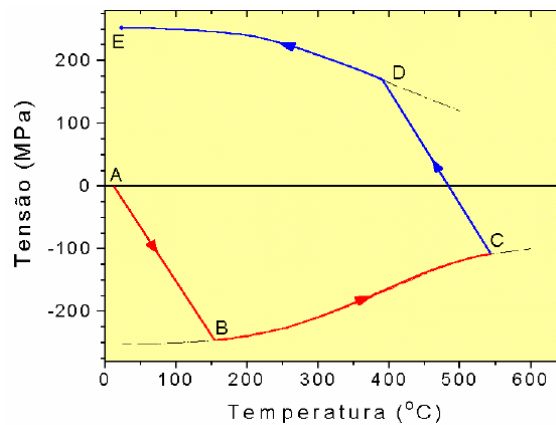


Figura 5. Efeito da temperatura sobre as tensões na barra 2 (Welding Handbook, 1991).

3.4 Fluxo de calor na soldagem

Os processos de soldagem a arco elétrico são caracterizados por uma intensa concentração de calor numa dada região da peça, a qual se funde e com a posterior solidificação produz a união das partes. Conhecer o histórico de temperatura devido ao ciclo térmico de soldagem é muito importante, pois as taxas de aquecimento e resfriamento, as temperaturas máximas atingidas, a forma de fluxo de calor e outros aspectos relacionados à transferência de calor têm um papel fundamental para a análise de problemas metalúrgicos

como, transformações de fase, degradação das propriedades mecânicas e tensões residuais e distorção.

Sendo assim, a determinação da distribuição de temperatura, seja por solução analítica ou por análise experimental, torna-se uma ferramenta valiosa para a predição de diversos problemas de soldagem. Um dos precursores do estudo da distribuição de calor em soldagem foi Rosenthal (1941, 1946). Ele desenvolveu a solução clássica de distribuição de calor em um corpo semi-infinito sujeito a uma fonte de calor pontual, assumindo um estado constante, ou seja, as propriedades envolvidas não variam com o tempo. Suas formulações consideram tanto o caso de placas finas (Equação I), no qual o fluxo de calor assume um modo bidimensional (Figura 6), quanto para placas grossas (Equação II) cuja análise é realizada em três dimensões (Figura 7).

$$\frac{2\pi(T - T_0)kg}{Q} = \exp\left(\frac{Vx}{2\alpha}\right) K_0\left(\frac{Vr}{2\alpha}\right) \quad \text{Eq. I (Kou, 2003)}$$

$$\frac{2\pi(T - T_0)kR}{Q} = \exp\left[\frac{-V(R - x)}{2\alpha}\right] \quad \text{Eq. II (Kou, 2003)}$$

Onde: T = temperatura;

T_0 = temperatura de preaquecimento;

k = condutividade térmica do metal de base;

g = espessura da peça;

Q = calor transferido à peça pela fonte de calor;

V = Velocidade de soldagem

α = Difusividade térmica da peça, determinada por $k/\rho C$, onde ρ e C são a densidade e o calor específico do metal de base, respectivamente;

K_0 = função de Bessel modificada

r = distância radial a partir da origem para chapa fina, $(x^2 + y^2)^{1/2}$

R = distância radial a partir da origem para chapa grossa, $(x^2 + y^2 + z^2)^{1/2}$

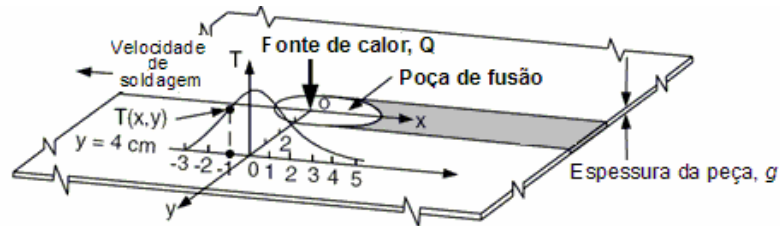


Figura 6. Fluxo de calor bidimensional durante a soldagem de uma chapa fina (Kou, 2003).

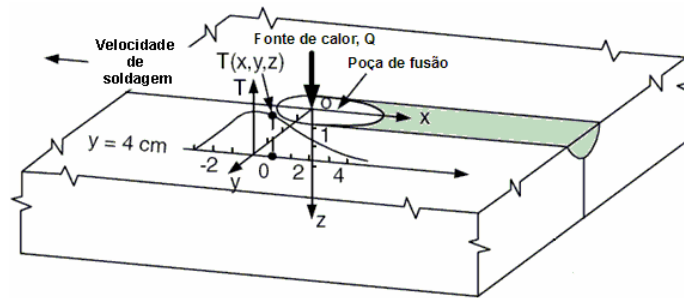


Figura 7. Fluxo de calor tridimensional durante a soldagem de uma chapa de grande espessura (Kou, 2003).

A solução de Rosenthal pode ser usada com sucesso para determinar a distribuição de temperatura distante da fonte de calor, mas ela é falha para a determinação das temperaturas próximas à fonte de calor.

Posteriormente, uma série de revisões sobre a teoria de Rosenthal foram apresentadas de forma a tornar mais realista a distribuição de calor. (Kou & Kanevsky, 1982; Eagar & Tsai, 1983; Felizardo & Bracarense, 1997). A incorporação à teoria de Rosenthal de uma fonte de calor com distribuição gaussiana, proposta inicialmente por Pavelic *et al.* (1969), vem sendo bastante utilizada (Eagar & Tsai, 1983, Nguyen *et al.*, 1999; Fassani & Trevisan, 2003; Nguyen *et al.*, 2004). Eagar & Tsai (1983) destacam que a nova formulação usando distribuição gaussiana não só aumenta a confiabilidade na determinação das zonas da solda, mas principalmente, provê um modelo que pode ser usado para avaliar como as variações no processo ou no material podem influenciar a geometria da solda. Em outro trabalho, Tsai & Eagar (1986) avaliaram a distribuição de calor na soldagem TIG e verificaram que o comprimento do arco é uma variável primária que governa a distribuição de calor e que a forma da distribuição aproxima-se de uma função de Gauss, comprovando a teoria.

Kasuya e Yurioka (1993) realizaram alterações na formulação desenvolvida por Rosenthal, permitindo que mudanças na seqüência de soldagem pudessem ser avaliadas e aplicadas na realização de soldagens multipasse com comportamento mais complexo, nas

quais a seqüência de deposição dos cordões de solda ocorreram com a alternância de passes à frente e passes de ré (Kasuya *et al.*, 2000).

Felizardo e Bracarense (1997) desenvolveram uma metodologia de forma a incluir ao modelo estabelecido por Rosenthal a possibilidade de uma avaliação dinâmica, visto que tanto a geometria do cordão de solda quanto a distribuição de calor variam com o tempo. Os autores concluíram que o modelo dinâmico desenvolvido foi capaz de prever as variações de temperatura ao longo do tempo.

Diversos trabalhos também apresentam resultados sobre a distribuição de temperatura em soldagem, obtidos através de análises experimentais utilizando termopares. Murugan *et al.* (1998) apresentam inicialmente a distribuição de temperatura na soldagem multipasse de chapas de aço inoxidável 304 e baixo carbono, e posteriormente, ampliam a análise para a avaliação das tensões residuais nos mesmos materiais (Murugan *et al.*, 2001). Murugan *et al.* (2000) também apresentam em outro trabalho a comparação entre os resultados experimentais e de simulação numérica, os quais se mostraram bastante satisfatórios.

Outros fatores como o efeito da convecção da poça de fusão, o fluxo de corrente através da peça, as perdas de calor por convecção e radiação dentre outros, tornam o mecanismo de transferência de calor no metal de solda um problema extremamente complexo (Oreper, Eagar & Szekely, 1983). Porém, para a determinação das tensões residuais, o tratamento dado aos complexos fenômenos de convecção e transferência de calor na poça de fusão, não é essencialmente necessário, visto que a zona deformada plasticamente estende-se bem além dos limites da poça de fusão (Stone *et al.*, 1998).

3.5 Tensões residuais de soldagem

No caso da soldagem, as tensões residuais são formadas por escoamentos localizados devido ao aquecimento e resfriamento não-uniforme, durante o ciclo térmico. As principais fontes de tensões residuais durante a soldagem são: tensões residuais devido à contração no resfriamento (*Shrinkage residual stress*); tensões residuais devido o resfriamento superficial intenso (*Quenching residual stress*); tensões residuais devido a transformações de fases (*Transformation residual stress*) (Silveira & Barros, 1987).

3.5.1 Tensões residuais devido à contração no resfriamento

Para visualizar como são formadas as tensões residuais devido à contração durante o resfriamento, considera-se o exemplo de uma junta soldada na qual um elemento volumétrico é tomado como base para a análise (Figura 8). Neste caso, o elemento representa a barra aquecida do conjunto de três barras citada anteriormente. Uma vez aquecida devido o ciclo térmico de soldagem, a região mais próxima da zona de ligação experimenta temperaturas extremamente elevadas que resultarão em expansão volumétrica do material e redução do limite de escoamento. Devido o gradiente térmico, à medida que se distancia da zona de ligação, verifica-se que o nível das expansões são menores e o limite de escoamento é cada vez maior, em relação às regiões que atingem temperaturas mais elevadas.

Analisando um elemento volumétrico tomado na região da zona afetada pelo calor (ZAC), adjacente à zona de ligação, inicialmente ele apresenta um volume inicial V_0 , conforme apresentado na Figura 9. Com o aquecimento o elemento sofre expansão e tende a aumentar de volume (Figura 9), contudo, esta expansão é restringida pela vizinhança, gerando um estado de tensões compressivas, conforme pode ser observado na Figura 9. Uma vez que a temperatura atingida pelo elemento volumétrico é alta, este estará sujeito a um nível elevado de tensões compressivas e apresentará um limite de escoamento baixo, o que resultará em deformação plástica durante o aquecimento. O escoamento causará uma deformação na rede cristalina do material, fazendo com que a distância entre os planos cristalinos (d) seja menor quando comparada com a distância inicial (d_0), no material livre de deformação.

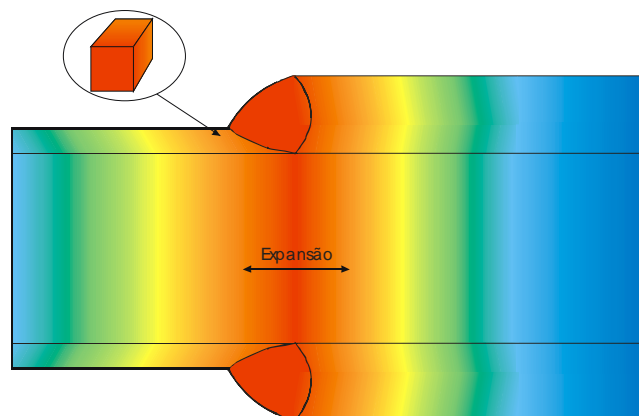


Figura 8. Desenho esquemático da seção transversal de um tubo soldado.

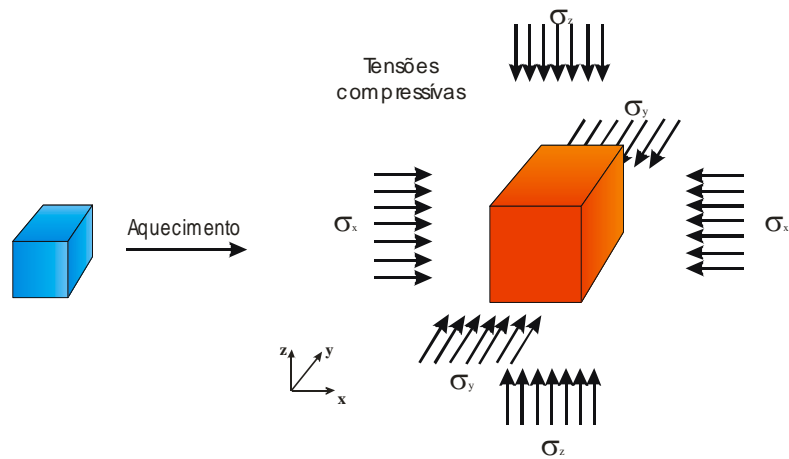


Figura 9. Elemento volumétrico durante o aquecimento.

No resfriamento, verifica-se uma redução nos níveis de tensões compressivas resultado da contração do elemento volumétrico. Entretanto, uma vez que o elemento sofreu deformação plástica compressiva, é de se esperar que seu volume na temperatura inicial seja menor que o volume original. Assim, com o resfriamento o elemento volumétrico passa a sofrer a ação de tensões trativas, resultado da ação da vizinhança que restringe a contração volumétrica do elemento. Este comportamento é ilustrado na Figura 10 que apresenta o elemento volumétrico na condição de resfriamento e a formação de tensões trativas. Contudo, devido ao aumento do limite de escoamento com a redução da temperatura, verifica-se que o material terá uma maior resistência à deformação, e conseqüentemente, tem-se ao final do resfriamento tensões residuais de tração.

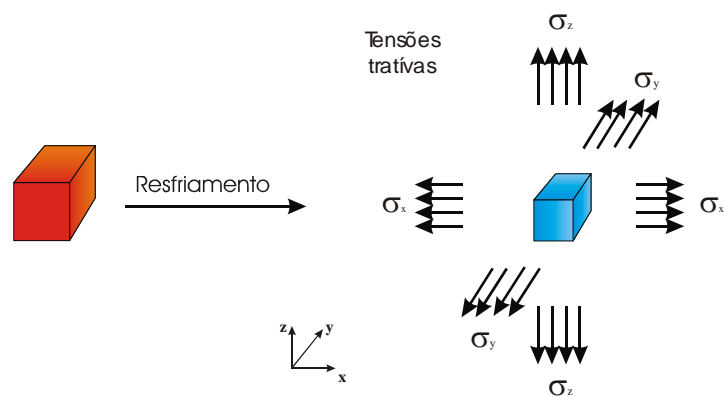


Figura 10. Elemento volumétrico durante o resfriamento.

A Figura 11 apresenta esquematicamente as variações na distribuição da temperatura e das tensões residuais durante a soldagem. A análise na seção AA mostra que não

ocorrem variações de temperatura (Figura 11b) e tensões (Figura 11c), uma vez que este ponto está localizado distante da poça de fusão e ainda não sofre influência do calor da soldagem.

Tomando agora a seção BB, verifica-se um elevado gradiente térmico (Figura 11b) e o surgimento de tensões (Figura 11c). Observa-se no gráfico de tensões que a parte central localizada sobre o eixo x, apresenta tensão nula, uma vez que o material encontra-se no estado líquido e não sofre a ação de tensões. Na região que sofre deformação plástica verificam-se tensões compressivas, resultantes da expansão térmica do material, e na região mais afastada, na qual não ocorrem deformações plásticas, surgem tensões de tração para se contrapor as tensões compressivas e manter o estado de equilíbrio. Com a solidificação do metal de solda, tensões residuais de tração são formadas, as quais são balanceadas pelas tensões de compressão na região de deformação plástica, como pode ser visto na Figura 11c, seção CC.

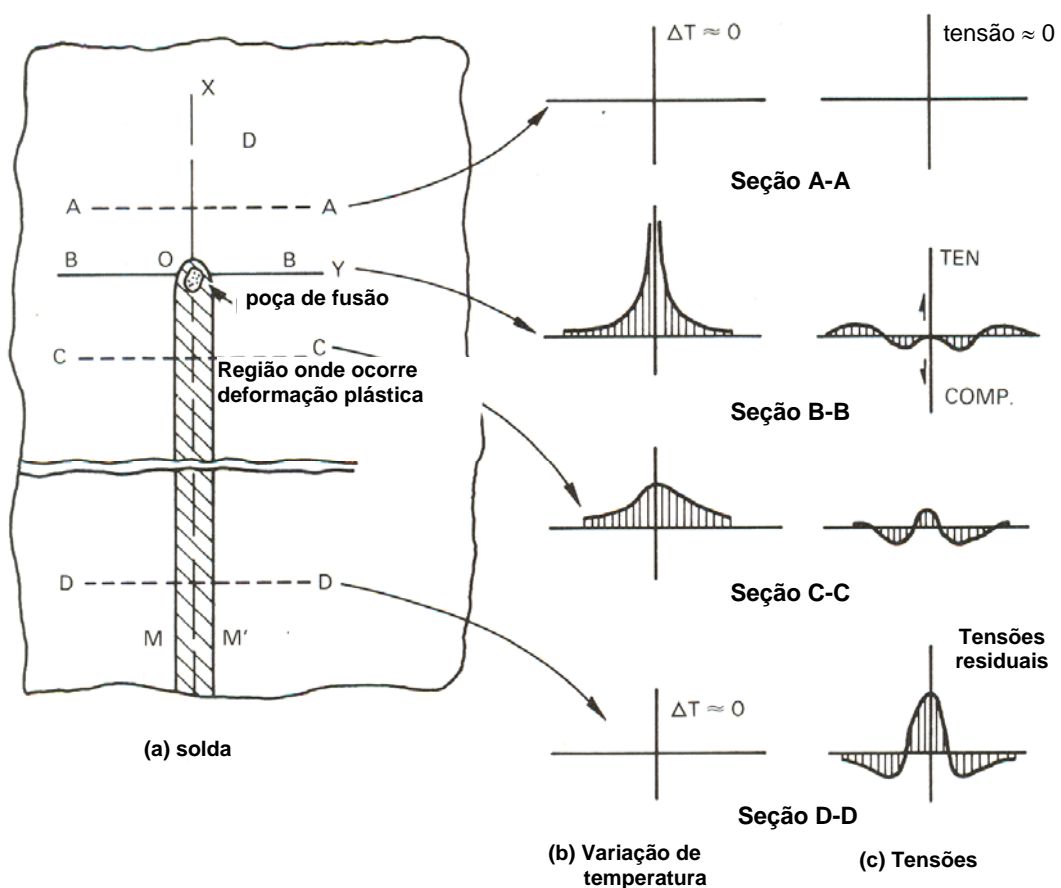


Figura 11. Distribuição de temperatura e tensões residuais (Welding Handbook, 1987).

Finalmente, na seção DD, localizada a uma grande distância da fonte de calor, verifica-se uma distribuição uniforme da temperatura (Figura 11b) e uma variação das tensões residuais ao longo do eixo y, com elevados níveis de tensões trativas no metal de solda e ZAC e a presença de tensões compressivas no metal de base afastado da solda.

A Figura 12 apresenta a distribuição das tensões residuais de soldagem ao longo das seções transversais e longitudinais em uma junta de topo. Verifica-se que no caso da seção transversal, a distribuição de tensões segue a mesma forma da distribuição apresentada na Figura 11. Conforme observado na Figura 12b, a distribuição de tensões residuais longitudinais (σ_y) ao longo do comprimento do cordão de solda variam de tensões de tração com baixa magnitude na porção central da solda, para tensões compressivas nas extremidades. A região central sofre uma restrição da contração térmica na direção transversal, contida pelo metal base resfriado e próximo às extremidades, equilibrando as tensões.

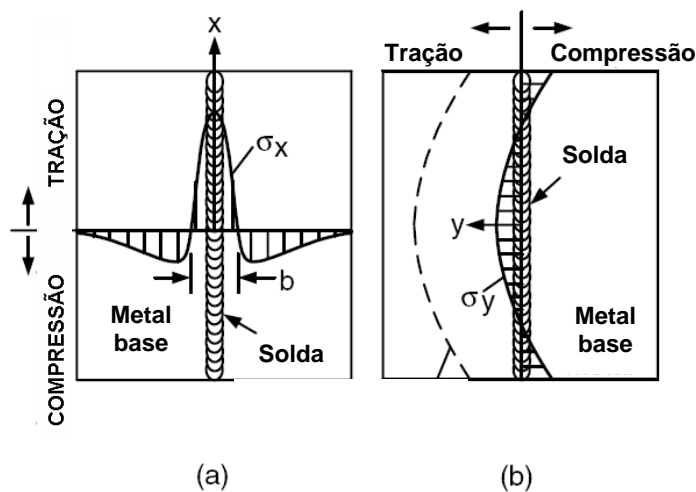


Figura 12. Distribuição das tensões residuais transversais (a) e longitudinais (b) em juntas de topo (Kou, 2003).

3.5.2 Tensões residuais devido ao resfriamento superficial intenso

As tensões residuais produzidas pelo resfriamento intenso da superfície é resultado do gradiente térmico formado ao longo da espessura da junta soldada, uma vez que a superfície está em contato direto com o ar à temperatura ambiente, e esta irá trocar calor e resfriar mais rapidamente que o interior do material. Ao resfriar, a superfície se contrai mais intensamente que o interior do material, o qual está mais aquecido. Esta contração gera

tensões que causarão o escoamento localizado do material, e conseqüentemente, a formação de tensões residuais ao final do resfriamento.

As condições nas quais as tensões residuais devido o resfriamento da superfície são mais intensos ocorrem quando a soldagem é realizada em chapas ou tubulações de grande espessura, visto que o gradiente térmico entre a superfície e o centro da peça será elevado, e que possuem baixo limite de escoamento. Ao final do resfriamento, será verificada uma distribuição de tensões residuais compressivas na superfície e de tração no interior do material.

3.5.3 Tensões residuais devido às transformações de fases

Outra importante fonte de tensões residuais são as transformações de fases. Nos aços, estas transformações ocorrem no estado sólido, a partir da austenita, que se transforma em diversas fases e microconstituintes tais como ferrita, perlita, bainita, martensita. As transformações podem ocorrer por dois mecanismos distintos, o difusional, no qual a transformação ocorre pelo movimento de átomos termicamente ativados, e o não-difusional, cujas fases são formadas por um mecanismo de deslizamento devido à ação de tensões cisalhantes originadas quando o material é resfriado rapidamente a partir do campo austenítico, não permitindo a decomposição da austenita em outras fases por meio de difusão atômica, ou por conformação mecânica no caso dos aços inoxidáveis austeníticos. Os principais microconstituintes formados pelo mecanismo difusional são a ferrita, a perlita e a bainita. O segundo mecanismo é o responsável pela formação da fase martensita (Porter & Easterling, 1992).

Na soldagem, as duas regiões onde é provável a ocorrência de transformações de fase são a zona fundida (ZF) e a zona afetada pelo calor (ZAC). As transformações de fase nestas regiões dependem de diversos fatores, tais como composição química, tamanho de grão, pico de temperatura atingida e velocidade de resfriamento (Easterling, 1983). O surgimento de tensões residuais devido às transformações de fase é bastante complexo. Em muitos casos, as tensões residuais estão relacionadas às variações de volume durante as transformações $\gamma \rightarrow \alpha$, mas dependendo do tipo de fase esta variação de volume não será a principal fonte de tensões residuais. Bhadeshia (2002) cita que atribuir à variação de volume a principal causa da formação de tensões residuais em transformações microestruturais é incorreto no caso da martensita e bainita. Cita ainda que a variação de forma devido à transformação tem uma componente de tensão de cisalhamento muito maior do que o termo da dilatação da fase.

Vários trabalhos evidenciam que na soldagem com simples deposição de aços que apresentam transformações de fases em baixas temperaturas, estas transformações podem reduzir as tensões residuais em regiões localizadas, como no caso da soldagem de aços baixa liga e alta resistência e aços tratáveis termicamente. (Sato & Matsui, 1968; Karppi *et al.*, 1984; Leggatt, 1997;). Gao *et al.* (2005) determinaram as tensões residuais em juntas soldadas de aço da classe HSLA-100 e verificaram na região da solda, a presença de tensões residuais compressivas da ordem de -300 MPa. A presença destas tensões compressivas foi atribuída parcialmente ao efeito das transformações de fases, visto que a expansão volumétrica associada às transformações austenita – martensita/bainita pode induzir tensões compressivas (Gao *et al.*, 2005).

Os maiores níveis de tensões residuais à temperatura ambiente são observados quando o final da transformação da austenita ocorre em elevada temperatura. Isto ocorre por que neste caso as deformações de contração térmica não podem ser absorvidas por que a austenita já se transformou. A transformação de fase em baixa temperatura ajuda a minimizar as tensões residuais. Yang, Yao & Park (2004) estudaram o efeito da temperatura de transformação de fases austenita/martensita (M_s) na face endurecida de aços médio carbono soldados e verificaram que com o abaixamento da temperatura M_s , os valores dos picos de tensões trativas sofreram significativa redução, o qual foi considerado benéfico para evitar trincas a frio.

3.6 Efeito das tensões residuais sobre as propriedades da solda

As tensões residuais de soldagem podem atuar decisivamente no comportamento mecânico de componentes e estruturas, podendo ser a principal responsável pela falha dos mesmos. Isto por que, em muitos casos os níveis de tensões observados nas estruturas soldadas são da magnitude do limite de escoamento do material (Harrison, 1981; Parlane 1981). Lawrence (1981), em seu trabalho sobre a predição da influência de tensões residuais sobre a iniciação de trincas de fadiga, assume que as tensões chegam a magnitude do escoamento. Easterling (1983) também declara em sua obra sobre as tensões residuais na direção longitudinal, transversal e ao longo da espessura, que estas freqüentemente são da magnitude do limite de escoamento, mas não diferencia entre os três tipos.

Outros autores declaram que as tensões residuais de soldagem, devido às altas velocidades de resfriamento, alcançam a magnitude do limite de escoamento, e que o máximo nível de tensão ocorre no centro da junta soldada, embora nenhum comentário

específico sobre geometria de componentes ou materiais seja realizado (Kendall *et al.*, 1986; Schajer *et al.*, 1996).

A presença de elevados níveis de tensões (da magnitude do limite de escoamento) pode ocasionar a falha dos componentes de engenharia. Estas falhas estão associadas à perda de resistência, seja por rigidez insuficiente, escoamento localizado ou global, escoamento por fluência, instabilidade dimensional, formação de trincas à quente e trincas à frio, processos de fratura frágil e dúctil, fratura por fadiga, corrosão sob-tensão e desgaste superficial.

3.6.1 Efeito das tensões residuais sobre a formação de trincas

As trincas constituem a principal fonte de falha em soldagem, sendo a sua propagação o mecanismo responsável por causar o colapso das estruturas ou componentes. Contudo, para que as trincas se formem e se propaguem, é de fundamental importância a presença de um nível elevado de tensões trativas, da ordem da tensão de escoamento. Se o material trabalha submetido a esforços desta natureza, torna-se necessária a minimização das tensões residuais para evitar que durante a operação, as combinações entre as tensões residuais e as tensões de trabalho, atinjam níveis capazes de promover o movimento de trincas. Em alguns casos é possível que o material rompa somente sob o efeito das tensões residuais, sem qualquer ação de forças externas.

Outros fatores podem, juntamente com as tensões residuais, influenciar na formação de trincas. Descontinuidades nas juntas soldadas tais como, inclusões de escória, falta de fusão, porosidade, e a própria geometria do cordão de solda podem atuar como concentradores de tensões, amplificando o seu valor a níveis suficientemente elevados para causar a fratura.

A fissuração a frio é um tipo de falha que pode ocorrer na soldagem de aços temperáveis, os quais formam fases com elevada dureza. Em geral estas trincas são atribuídas à uma combinação de fatores, como a presença de martensita com alta dureza e bastante frágil, hidrogênio atômico dissolvido no metal, níveis de tensões residuais favorável e baixa temperatura.

O hidrogênio pode ser induzido na soldagem por diversas fontes tais como umidade e/ou compostos orgânicos nos consumíveis (revestimentos ou fluxos), umidade na superfície do material, presença de tintas, vernizes e outros compostos orgânicos na superfície a ser soldada, dentre outros. O hidrogênio introduzido no metal fundido pode migrar para o interior da ZAC. Uma das teorias sobre o mecanismo de formação de trincas a

frio cita que, átomos de hidrogênio migram por difusão e, ao encontrarem outros átomos, ocorre a formação de moléculas, as quais geram microvazios que concentram tensões e associada à presença de uma microestrutura dura e frágil e um campo de tensões elevado, a trinca se propaga (Radaj, 1992; Bailey, 1994; Bailey *et al.* 1993; Easterling, 1983).

Este tipo de fissuração é demasiadamente perigosa, uma vez que as trincas podem ocorrer várias horas após a soldagem. Na Figura 13 é apresentada uma trinca na ZAC do aço AISI 4340 soldado com eletrodo revestido. Uma vez que esta junta não esteve sob aplicação de esforços, tem-se que as tensões residuais de soldagem foram as únicas responsáveis pela formação da trinca.

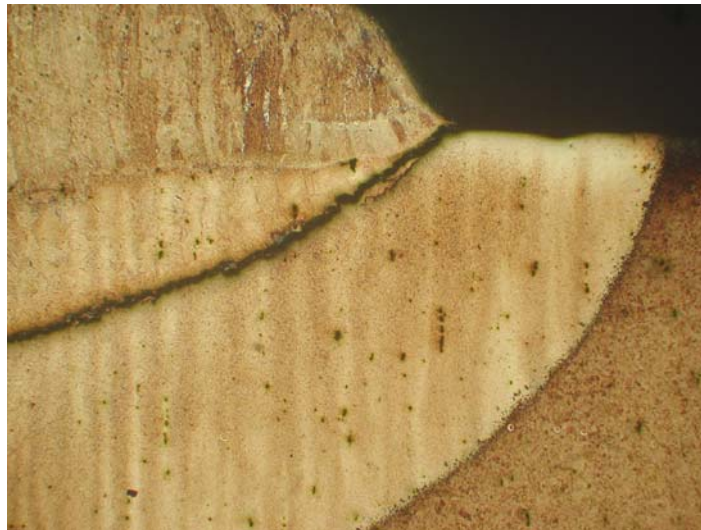


Figura 13. Fissuração à frio em aço baixa liga alta resistência AISI 4340 soldado com eletrodo revestido (Silva, Aguiar & Farias, 2006).

Trincas a quente também são resultantes de tensões elevadas associadas com a presença de um filme líquido nos contornos dos grãos. Estes tipos de trinca são normalmente observados na zona fundida e é o resultado da solidificação de metais de solda ricos em impurezas. Na solidificação, a austenita ao transformar-se em ferrita expulsa para o líquido remanescente diversas impurezas, alterando a composição química do líquido e reduzindo seu ponto de fusão. Ao término da solidificação verifica-se a presença de um filme líquido nos contornos de grão o qual não tem resistência para suportar as tensões provocadas pela contração do material durante o resfriamento, causando assim a formação da trinca (Figura 14).

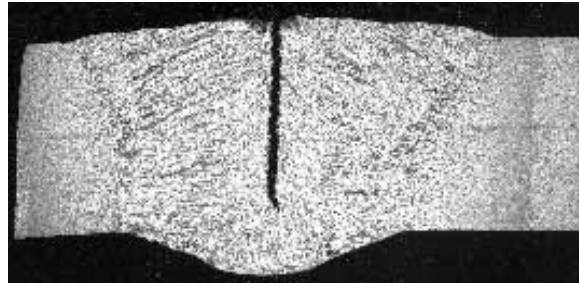


Figura 14. Trinca de solidificação.

3.6.2 Efeito das tensões residuais sobre a resistência à fadiga

Embora muitas vezes os problemas de falha causada por fadiga estejam diretamente associados a defeitos de caráter geométrico do cordão de solda, tais como: inclusão de escória, porosidade, mordedura, convexidade ou concavidade excessiva, dentre outros, que atuam na junta como concentradores de tensões (Nguyen & Wahab, 1995a), é possível que a resistência à fadiga de uma junta soldada sofra ainda os efeitos das tensões residuais presentes no material, uma vez que a fadiga é regida por ciclos de tensões. Justamente por isso, os efeitos das tensões residuais sobre a resistência à fadiga têm sido extensivamente estudados ao longo dos anos (Masubuchi, 1980; Masubuchi, 1983; Nelson, 1982; Rajad, 1992).

Nguyen & Wahab (1995a, 1996, 1998) desenvolveram diversos trabalhos sobre o comportamento à fadiga de juntas soldadas buscando avaliar conjuntamente os efeitos da geometria da solda e das tensões residuais. Num destes trabalhos, os autores verificaram que tensões residuais compressivas na superfície aumentam a vida à fadiga somente no estágio inicial de propagação da trinca, e quando o comprimento da trinca corresponde à profundidade do campo de tensões compressivas. Após o comprimento da trinca ultrapassar a profundidade do campo de tensões residuais compressivas, estas não têm nenhum efeito significativo sobre a vida à fadiga (Nguyen & Wahab, 1995b).

3.6.3 Efeito das tensões residuais na corrosão sob-tensão

As falhas por corrosão sob tensão são uma das principais preocupações nas indústrias químicas, petroquímicas e nucleares. Este tipo de corrosão está associada à ação conjunta de tensões trativas e meio corrosivo (Linnert, 1994, Leis & Eiber, 1997). Um dos principais problemas deste tipo de falha é que em alguns casos ela pode ocorrer de forma completamente inesperada, uma vez que o mecanismo de falha não apresenta perda

considerável de massa e sim a nucleação e crescimento de trincas. Os danos causados por corrosão sob-tensão em equipamentos e tubulações são bastante graves, podendo causar além da falha, incêndios e explosões (Chaburkin *et al*, 2005). Leis & Eiber (1997) apresentam em seu trabalho um histórico sobre incidentes envolvendo como causa o fenômeno da corrosão sob-tensão. Por este motivo torna-se imprescindível combater os agentes causadores deste tipo de corrosão para prevenir as falhas dos equipamentos e tubulações industriais.

Os meios corrosivos que podem causar corrosão sob tensão podem ser os mais diversos, dependendo do material. Aços ferríticos em meio contendo carbonatos, ligas de alumínio em contato com íons cloretos e os aços inoxidáveis duplex em contato com soluções contendo altos teores de cloretos, por exemplo, são susceptíveis à corrosão sob-tensão (Linnert, 1994; Delafosse & Magnin, 2001).

Nas indústrias petrolíferas, diversos agentes podem ser responsáveis por causar a corrosão sob-tensão. Tanto em plataformas de produção marítimas quanto em unidades de refino, a presença de sais minerais contendo principalmente cloretos pode aumentar potencialmente o risco de corrosão sob-tensão. Coudreuse *et al.* (1999) e Cooling *et al.* (1998) evidenciam em seus trabalhos que a presença de cloretos, em moderadas e altas concentrações nas águas de formação e de tratamento, aumenta a suscetibilidade à corrosão por pites, os quais são precursores da formação de trincas na corrosão sob-tensão. Bagdasarian & Truax (1997) citam que a combinação de tensões residuais de soldagem, oriundas da fabricação dos equipamentos, associadas com tensões de serviço, e a presença de meio aquoso contendo cloretos, constituem uma condição extremamente favorável ao surgimento de trincas.

A resistência de alguns aços usados em equipamentos de exploração, produção, processamento e transporte de hidrocarbonetos, em meios aquosos contendo sulfeto de hidrogênio (H_2S), tem ganhado particular importância ao longo dos anos, devido à problemática da corrosão sob-tensão. Em unidades de refino que processam petróleo pesado, faz-se necessário a eliminação do enxofre presente no óleo, tanto por questões ambientais, como de processamento. A remoção de enxofre é realizada através do processo de hidrotreatamento, no qual é injetado hidrogênio gasoso a elevada temperatura (aproximadamente $450^{\circ}C$) para reagir com o enxofre presente no óleo formando H_2S como produto final.

Meios corrosivos contendo sulfeto de hidrogênio (H_2S) são considerados críticos quanto à corrosão sob-tensão ou fragilização. Este pode estar particularmente associado a dois tipos: “*Hydrogen-Induced Cracking*” (HIC) e “*Sulfide Stress Cracking*” (SSC). O primeiro

tipo ocorre quando o hidrogênio gerado pelo processo corrosivo é absorvido pelo material, causando trincas ao longo da direção de laminação, independente da presença de tensões. O segundo tipo é uma variante do HIC, contudo, necessita da presença de tensões trativas aplicadas ou residuais. Este segundo é mais comum nas juntas soldadas e em aços com alta resistência (Albarran, Martinez & Lopes, 1999; Bruno, Christensen & Hill, 1999). A Figura 15 apresenta micrografias de tubos de aço sujeitos a HIC e SCC (Parkins, 2000).

A importância deste tema para o setor petrolífero e gás pode ser avaliada pela quantidade de trabalhos desenvolvidos sobre o assunto nos últimos anos (Elbro, Gooch & Pargeter, 1997; Morales, Pérez & Fitzsimons, 1997; Kane & Cayard, 1998; Szklarz, 1999; Fessler & Krist, 2000; Méndez *et al.*, 2002; Lee, Lee & Back, 2003; Massouri & Zafari, 2005). Entretanto, estes trabalhos na sua grande maioria abordam o tema pelo prisma do meio corrosivo, o qual é um dos fatores da formação das trincas. Contudo, a análise do ponto de vista das tensões residuais e métodos de alívio, podem fornecer informações importantes para minimizar a ocorrência de falhas, especialmente em juntas soldadas onde as tensões residuais constituem um fator crítico.

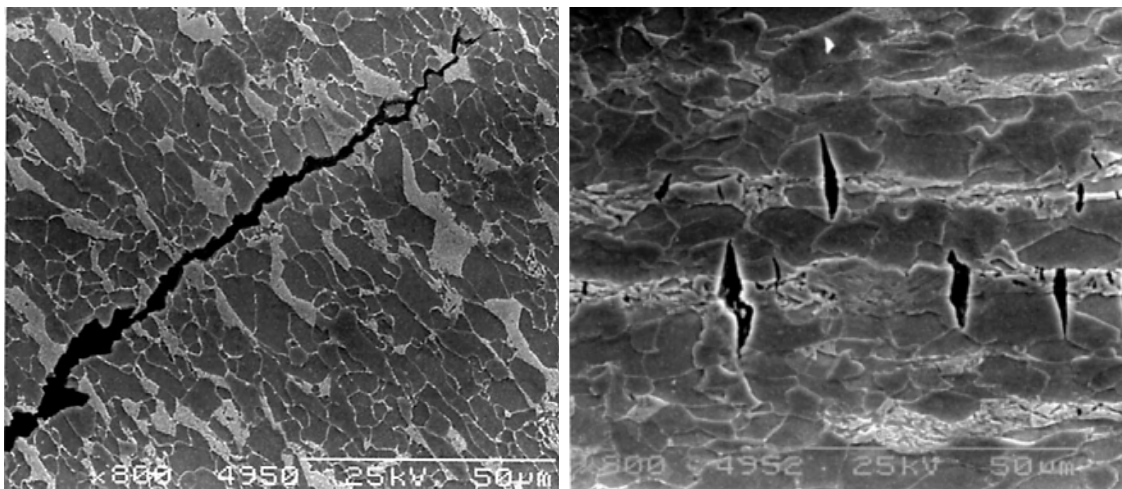


Figura 15. Exemplos de trincas causadas por HIC e SCC em tubos de aço (Parkins, 2000).

3.7 Métodos para alívio das tensões residuais de soldagem

A geração de tensões residuais de soldagem é uma característica intrínseca ao ciclo térmico, não sendo possível evitá-la, embora seja indesejada, pois está associada a diversos problemas metalúrgicos. Torna-se então necessária a adoção de técnicas de forma a reduzir os seus níveis e minimizar os seus efeitos sobre o material.

Existem diversos métodos para alívio de tensões residuais que podem ser aplicados. Berezhnys'ts'ka (2001) classificou estes métodos em dois grupos:

Métodos para minimizar o surgimento de tensões residuais;

Métodos para aliviar as tensões residuais.

Os métodos para prevenir as tensões residuais estão relacionados a medidas tomadas durante o projeto e construção e que devem ser tomadas antes da realização da soldagem, como por exemplo, o projeto da junta e tipo de chanfro, seqüência de deposição, grau de restrição e tipo de fixação, escolha adequada do consumível, utilização de preaquecimento, dentre outros. Os métodos do segundo grupo são tratamentos realizados após a soldagem e que utilizam a aplicação de carga ou elevação de temperatura, como no caso de tratamentos térmicos pós-soldagem e deformação plástica superficial. A seguir serão discutidos alguns destes métodos.

3.7.1 Efeito da quantidade de metal de solda depositado

Visto que as tensões residuais em soldagem são resultantes de deformações não uniformes causadas pelo gradiente térmico, então uma redução no volume de metal de solda depositado resultará em uma redução do calor transferido à peça e, conseqüentemente, em uma diminuição dos níveis de tensões residuais e no grau de distorção da junta.

Esta redução na quantidade de material depositado pode ser obtida pela correta especificação do procedimento de soldagem, levando em conta algumas medidas preventivas, tais como, redução do reforço da solda, utilização de abertura de raiz pequena, no projeto da junta dando preferência à chanfros com ângulo de abertura pequeno como tipo-J ou tipo U, que requerem menor volume de metal para o seu preenchimento. Esta última é especialmente importante na soldagem de elementos com grande espessura (Welding Handbook, 1987).

3.7.2 Seqüência de deposição

Outra medida que pode ser tomada para minimizar as tensões residuais e distorções em soldagem é a utilização de juntas com chanfros que permitam a soldagem por ambos os lados, quando a configuração da estrutura permitir. Este tipo de junta permite que o próprio esforço de contração da solda atue como compensador das tensões.

A seqüência de deposição pode variar dependendo da ocasião. Em alguns casos pode ser inviável a confecção de um chanfro simétrico, podendo ser utilizado um chanfro assimétrico. Li *et al.* (2005) avaliaram a influência da seqüência de deposição sobre as tensões residuais em uma chapa grossa com chanfro em duplo-V (ou chanfro em X) assimétrico, conforme apresentado na Figura 16. Segundo os autores, existe influência do modo de deposição, e as seqüências que resultaram num menor nível de tensões residuais foram as que o preenchimento da junta foi mais uniforme, enquanto que juntas soldadas sem alternância na seqüência de deposição apresentaram os piores resultados. A justificativa encontrada foi de que na soldagem, a contração não uniforme da peça causa uma deformação angular na junta a qual gera tensões residuais trativas. Entretanto, quando ocorre alternância na deposição do metal de solda, ocorre uma tendência de equilíbrio desta deformação angular que resulta num menor nível de tensões. Segundo Li *et al.* (2005) a melhor seqüência de deposição avaliada foi 2-3-1-4-5-8-6-7-9, em relação à Figura 16.

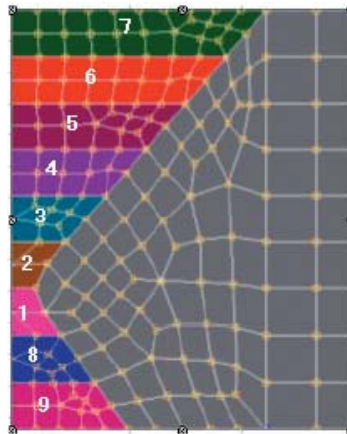


Figura 16. Desenho esquemático de uma junta duplo-V assimétrica (Li *et al.*, 2005).

3.7.3 Efeito do preaquecimento sobre as tensões residuais.

O preaquecimento é um dos tratamentos térmicos mais comuns realizados em juntas soldadas. Ele envolve o aumento da temperatura do metal acima da temperatura ambiente antes da soldagem. Suas atribuições são reduzir o gradiente térmico e a velocidade de resfriamento. Vários trabalhos apresentam sua eficiência na prevenção de trincas por hidrogênio, e no controle da microestrutura e propriedades da junta (Okuda *et al.*, 1986, Okuda *et al.*, 1987; Yurioka, 1989; Yurioka, 1998; Nevasmaa, 2002). Segundo alguns autores, o preaquecimento também ajuda a minimizar as tensões residuais e distorções que normalmente podem ocorrer durante a soldagem. Clarck (1986) em seu estudo mostrou que

o preaquecimento aumentou a soldabilidade com dois efeitos benéficos principais: reduziu a velocidade de resfriamento no metal de solda e na ZAC e diminuiu a magnitude das tensões residuais de contração.

Embora sejam apresentados vários benefícios do uso do preaquecimento em soldagem, em alguns casos os efeitos do preaquecimento podem ser danosos, como o maior tempo para a segregação de impurezas que causam fragilização nos contornos de grão, considerável crescimento de grãos, e a ampliação da zona parcialmente fundida que possui baixa ductilidade e é bastante sensível à trincas (Tweed & Knott, 1987).

Lin & Lee (1997) avaliaram o efeito do preaquecimento sobre as tensões residuais em soldas de aços inoxidáveis austeníticos AISI 304. Os autores reportam que dois fatores influenciam a formação de tensões residuais com a utilização de preaquecimento. O primeiro é a elevação da temperatura de equilíbrio de soldagem e o segundo é o aumento do calor imposto. Os efeitos cumulativos destes dois fatores sobre as tensões residuais não são melhorados com o preaquecimento. Foi observado também que as tensões residuais cresceram com o aumento da temperatura de preaquecimento. Além disso, eles verificaram que o preaquecimento induz uma ampliação da ZAC, causa a redução da resistência do metal de base quando comparado com a soldagem convencional do aço AISI 304.

Adedayo & Adeyemi (2000) estudaram o efeito do preaquecimento do metal de base na temperatura de 200°C sobre a distribuição das tensões residuais na soldagem de chapas de aço baixo carbono. Os autores verificaram que o preaquecimento resulta em uma redução nos níveis de tensões residuais transversais e longitudinais de aproximadamente 65%, o qual é similar ao efeito do tratamento térmico pós-soldagem de alívio de tensões em estruturas soldadas mostrando, portanto, que para as condições avaliadas no trabalho, o preaquecimento é uma boa recomendação para a soldagem de estruturas que operam em altas temperaturas, ou na soldagem de estruturas de materiais que sofrem precipitação de fases que causam endurecimento durante tratamentos térmicos pós-soldagem, os quais resultam em altas tensões residuais.

Teng, Fung & Chang (2002) estudaram o efeito da geometria da solda e das tensões residuais sobre a fadiga de juntas soldadas de topo de aço estrutural ASTM A36 e também verificaram que as tensões residuais trativas foram reduzidas por meio de preaquecimento, resultando em um aumento da vida à fadiga.

3.7.4 Efeito do tratamento térmico pós-soldagem (TTPS) sobre as tensões residuais

Os tratamentos térmicos pós-soldagem (TTPS) são amplamente empregados nos procedimentos de soldagem de aços baixa liga, C-Mn e aços ao carbono. Em geral, os principais objetivos a serem alcançados com a realização destes tratamentos térmicos são aliviar as tensões residuais, reverter a microestrutura reduzindo assim a dureza da ZAC e, quando necessário, remover hidrogênio da peça. O TTPS analisado do ponto de vista das tensões residuais consiste em aquecer a peça ou estrutura em temperatura elevada (acima de 550°C), de tal forma que ocorra uma redução no limite de escoamento do material, o qual deverá ser inferior às tensões residuais. Desta forma, as tensões residuais serão elevadas o suficiente para promoverem deformações plásticas localizadas no material, e assim diminuir de intensidade.

A seleção da temperatura de TTPS é normalmente determinada em normas, podendo variar entre 550°C e 750°C. Aços carbono, C-Mn, e ao Ni, são em geral tratados na faixa de 550°C a 650°C, a qual é suficiente para promover alívio de tensões e redução de dureza. Entretanto, se o aço contém adições de nióbio (Nb), vanádio (V) ou ambos, poderá ocorrer um fenômeno conhecido por endurecimento secundário, o qual causa um aumento nos níveis de dureza e uma redução na tenacidade, caso o material seja submetido a um TTPS em temperaturas próximas a 600°C (Bailey, 1994). Segundo Bailey (1994), a redução das tensões residuais de soldas de aço C-Mn tratados termicamente à 600°C pode chegar a 70%. Em aços baixa liga contendo cromo (Cr) a temperatura de TTPS adotada recomendada é em torno de 650°C.

Cho *et al.* (2004) investigaram as tensões residuais na soldagem multipasse e os efeitos do TTPS, utilizando o método dos elementos finitos e análise experimental. Verificaram que os resultados da simulação foram consistentes com os obtidos experimentalmente. As máximas tensões residuais observadas antes do TTPS foram de 316 e 265MPa, para dois tipos distintos de juntas, do tipo K e do tipo V respectivamente. Após o TTPS verificou-se uma redução de 39,3MPa para a junta tipo K e 30,7MPa de redução para a junta do tipo V, que correspondem a um alívio de tensões de aproximadamente 15%.

3.7.5 Efeito de tratamentos superficiais sobre as tensões residuais

O *shot peening* é um dos processos mais comuns de tratamento superficial através do qual, tensões residuais de compressão são induzidas na superfície metálica através de deformação plástica superficial (Kobayashi, Matsui & Murakami, 1998; Wang *et al.*, 1998).

Este processo é tradicionalmente realizado através de um jateamento com granalhas esféricas em alta velocidade (Menig *et al.*, 2001). Vários trabalhos têm apontado os efeitos benéficos do tratamento superficial com *shot peening* sobre a resistência à fadiga de diversos componentes (Prevéy, 1981; Prévéy & Cammett, 2002; Torres & Voorwald, 2002; Cheng *et al.*, 2003; Lindemann, Buquê & Appel, 2005; Evans *et al.*, 2005).

Contudo, nem sempre o uso do *shot peening* provê resultados satisfatórios. Hur *et al.* (2004) estudaram o efeito do *shot peening* sobre o comportamento quanto a corrosão sob-tensão em ligas de níquel da classe 600 usadas em turbinas de geração de vapor e verificaram que o tratamento com *shot peening* não foi efetivo para retardar a nucleação e crescimento das trincas.

Recentemente, outras técnicas de tratamento superficial vêm sendo desenvolvidas como, por exemplo, o *ultrasonic shot peening* (USP), *ultrasonic impact treatment* (UIT) e o *laser shock processing* (Laser peening). A técnica de *shot peening* por ultra-som, utiliza o mesmo princípio do *shot peening*, no qual esferas metálicas são lançadas contra a superfície metálica a ser tratada, utilizando como fonte de energia cinética a vibração produzida pelo ultra-som, induzindo um campo de tensões residuais compressivas sobre a superfície, como mostra a Figura 17 (Xing & Lu, 2004).

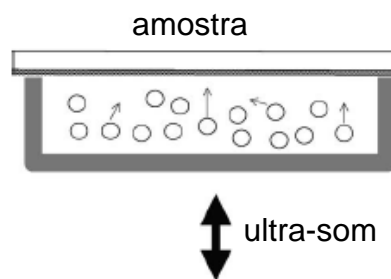


Figura 17. Ilustração do processo USP (Xing & Lu, 2004).

No caso do *laser shock processing*, um pulso de laser com densidade de potência suficientemente alta, bate sobre uma superfície metálica, produzindo ondas de choque. Estas ondas de choque se propagam no interior do material, produzindo deformação plástica e gerando tensões residuais compressivas (Skeen & York, 1968; Dane *et al.*, 1998; Chu *et al.*, 1999; Montross *et al.*, 2002). Outros trabalhos têm ressaltado o uso de um revestimento transparente o qual também gera um plasma logo acima da superfície metálica, que aumenta a intensidade das ondas de choque sem a necessidade de vácuo, tornando o processo mais aplicável na prática (Febbro *et al.*, 1990; Montross, Florea &

Swain, 2001). Mais informações sobre o mecanismo físico da produção de ondas de choque por laser podem ser obtidas nos trabalhos de Romain *et al.* (1986), Ling e Wight, 1995, Couturier *et al.* 1996 e Montross *et al.*, 2002. Na Figura 18 é apresentado um desenho esquemático do Laser peening usando a camada transparente para geração do plasma que intensifica as ondas de choque.

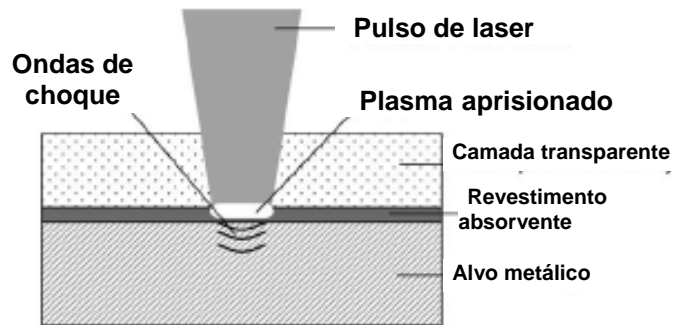


Figura 18. Representação esquemática do processo de laser peening (Montross *et al.*, 2002).

Outra técnica de tratamento é o *ultrasonic impact treatment* (UIT), um método que deforma diretamente a superfície com o uso de vibrações produzidas por um transdutor ultra-sônico. Como resultado, uma camada superficial relativamente fina do material tratado é plasticamente deformada, produzindo modificações na distribuição de tensões residuais da camada (Statnikov, 2004). O contínuo aperfeiçoamento do método na década de 90 e início do século 21 (anos 2000-2005) resultaram no desenvolvimento da Tecnologia de *Esonix*, que consolidou o tratamento de impacto ultra-sônico como uma técnica efetiva para melhorar a resistência à fadiga de estruturas soldadas através da deformação plástica superficial e indução de tensões residuais compressivas. Maiores informações sobre os princípios físicos e aplicações desta técnica podem ser encontradas nos trabalhos de Statnikov (1997), Statnikov (1999), Statnikov, Muktepavel & Blomqvist (2000), Galtier & Statnikov (2003), Haagensen, Statnikov & Lopez-Martinez (1998), Lihavainen, Marquis & Statnikov (2003), Statnikov *et al.* (2003).

3.8 Métodos para determinação das tensões residuais

Ao longo das últimas décadas, inúmeros métodos experimentais e de simulação para determinação das tensões residuais em materiais têm sido apresentados na literatura. Os métodos experimentais são classificados em duas grandes categorias, os métodos

destrutivos e não-destrutivos (Berezhnyts'ka, 2001). Já os métodos matemáticos de simulação requerem a resolução de problemas complexos de termoplasticidade.

3.8.1 Métodos destrutivos

Os métodos destrutivos, também chamados de métodos mecânicos, possuem esta denominação por determinarem as tensões residuais através da destruição completa ou parcial da peça/componente. Estes métodos determinam a deformação elástica residual presente em um dado volume de material, após promover o relaxamento das tensões (Withers & Bhadeshia, 2001a). Este relaxamento é produzido através de um corte ou furo, o qual gera um alívio de tensões localizado e uma variação na deformação elástica em torno desta região. Para medir a deformação localizada podem ser usados extensômetros mecânicos, elétricos ou ópticos. Os principais métodos destrutivos são o de furo cego, remoção de camadas e secção. Maiores informações sobre os métodos destrutivos de medição de tensões residuais podem ser obtidos em Lu *et al.* (1996).

3.8.2 Métodos não-destrutivos

A segunda categoria envolve os métodos de medição experimental que não necessitam promover qualquer mudança na estrutura da peça. Estes métodos são baseados em propriedades físicas que são alteradas quando o material apresenta tensões. A grande vantagem deste método é que após a medição a peça permanece em plena condição de uso.

Os métodos não-destrutivos mais usados são: ultra-som, magnéticos, polarização óptica e difração de raio-X. Cada um dos métodos citados possuem vantagens e desvantagens que possibilitam ou não a sua aplicação em várias situações. Algumas características, vantagens e desvantagens destes métodos são apresentadas na Tabela 1.

Informações mais detalhadas sobre os métodos não destrutivos de medição de tensões residuais podem ser encontradas na literatura (Lu, 1996; Withers & Bhadeshia, 2001a; Prevéy, 1996; ASM Handbook, 1992).

Tabela 1. Comparativo entre os métodos de medição de tensões residuais (Lu *et al.*, 1996).

Método	Magnético	Ultra-som	Raio-X
Tipo de tensão medida	Tipo I, II e III	Tipo I, II e III	Tipo I, II ou III
Parâmetro medido	Amplitude do efeito <i>Barkhausen noise</i> e permeabilidade magnética.	Variação na velocidade de propagação de ondas ultra-sônicas.	Variação da distância interplanar
Profundidade máxima de inspeção	0,1 a 1mm.	0,015 a 3mm	1 a 50 μ m
Tempo estimado de medição de um ponto	Instantâneo	Alguns minutos	20 minutos
Sistema de medição portátil.	Sim	Sim	Sim
Precisão usual	± 10 a 20 MPa	± 10 a 20 MPa	± 20 MPa
Vantagem	Facilidade de uso, rapidez.	Facilidade de uso, rapidez. Permite medir tensões internas.	Técnica bastante desenvolvida e precisa.
Desvantagem	Aplicável somente em materiais magnéticos. Sensível à microestrutura.	Extremamente sensível à microestrutura.	Necessita de cuidados extras com relação à radiação. Pequena penetração.

O método de medição utilizado neste trabalho foi a difração de raio-X. Para este método achou-se conveniente a elaboração de um capítulo a parte, abordando de forma breve, porém detalhada o suficiente para oferecer uma fonte de consulta capaz de transmitir os principais conceitos e fundamentos da técnica.

3.8.3 Métodos de simulação computacional

Devido à complexidade dos fenômenos envolvidos durante a soldagem, diversos trabalhos foram desenvolvidos para o estabelecimento de técnicas que auxiliassem na compreensão do comportamento dos materiais durante a soldagem. Muitas pesquisas têm mostrado que é possível obter resultados teóricos satisfatórios utilizando métodos numéricos. Contudo, a grande quantidade de fenômenos envolvidos nos processos de soldagem, tais como a complexa transferência de calor, a não-linearidade das propriedades dos materiais e a sua dependência com a temperatura, e as transformações de fases no estado sólido, fazem com que a quantificação das tensões residuais por métodos numéricos seja uma tarefa bastante difícil (Oddy *et al.*, 1998).

Embora alguns resultados consistentes tenham sido obtidos, muitos procedimentos numéricos são extremamente complexos e de difícil implementação na prática (Hong, Tsai & Dong, 1998). Papazoglou & Masubuchi (1982) também apontam que a precisão dos resultados é dependente de uma série de considerações, as quais podem tornar a análise bastante cara e pouco aplicável para o uso cotidiano.

Para se determinar de forma mais elaborada as tensões residuais em juntas soldadas, tem-se investido bastante nos últimos anos no desenvolvimento de softwares de simulação computacional que utilizam a técnica de análise de elementos finitos. Muitas publicações sobre o modelamento de soldas usando este método de análise têm sido apresentadas (Beghini & Bertine, 1990; Goldak, 1990; Shim *et al.*, 1992; Tsai *et al.*, 1992; Hong, Dong & Tsai, 1994; Dong, Hong, Tsai, & Dong, 1997; Bang *et al.*, 2002; Yajiang *et al.*, 2003).

O modelamento matemático utilizado segue, em geral, com a determinação da transferência de calor durante a soldagem e a aplicação do gradiente térmico resultante para prever as deformações térmicas (Hill, 1996).

CAPÍTULO IV

Tensometria por raio-X

4.1 Histórico

Desde a descoberta do raio-X por Wilhelm Conrad Röntgen em 8 de novembro de 1895, em Würzburg na Alemanha, inúmeros estudos passaram a investigar os efeitos e aplicações deste tipo de radiação. Dentre os fenômenos relacionados à produção de raio-X destaca-se a difração, a qual foi inicialmente observada por Max von Laue, W. Friedch e P. Knipping em 1912. Inicialmente, o objetivo da análise era relacionar os dados experimentais com a estrutura cristalina de uma amostra de Blenda (ZnS), para tanto, Laue considerou a estrutura cristalina como uma grade ideal para a difração dos raio-X. Por sua formulação acerca do fenômeno da difração de raio-X, Laue recebeu o prêmio Nobel de Física em 1912.

Posteriormente, Willian Henry Bragg e William Lawrence Bragg em seu trabalho estudando um cristal de rocha de NaCl, desenvolveram uma equação baseada na ótica geométrica, a qual descreve o processo de difração como uma reflexão, sendo capaz de relacionar o resultado do experimento de difração de raio-X com a estrutura do material. Desde então, esta equação passou a ser conhecida como Lei de Bragg, que será apresentada posteriormente. Além disso, em 1915, Henry e Lawrence Bragg foram agraciados com o prêmio Nobel de Física por suas contribuições ao estudo de estruturas através da difração de raio-X.

Desde então, esta técnica se tornou uma das principais aplicações relacionadas à emissão de raio-X. Contudo, novas aplicações do fenômeno da difração de raio-X foram sendo desenvolvidas como a determinação de tensões e deformações em materiais.

A análise de tensometria por difração de raio-X em materiais cristalinos é baseada na determinação da deformação elástica do retículo cristalino, através da determinação do perfil de difração por meio de um feixe monocromático de raio-X. Ao longo das últimas quatro décadas, a importância da análise das tensões residuais por difração de raio-X vem ganhando destaque especial, tanto no ramo da ciência e tecnologia, quanto em atividades de campo nas indústrias, sendo atualmente uma ferramenta bastante difundida nas áreas de engenharia e ciência de materiais (Eigenmann & Macherauch, 1996a).

Os primeiros relatos de medição de deformações e tensões por raio-X são datados de 1922, tendo sido realizados por Joffe e Kirpicheva no Instituto de São Petesburgo (Joffe & Kirpicheva, 1922; Eigenmann & Macherauch, 1996b). Em 1925 Lester e Aborn propuseram um método de medição de tensões residuais por difração de raio-X (DRX), o qual passou a competir a partir de 1930 com os métodos mecânicos existentes, quando Sachs e Weerts (1930) aplicaram a técnica de difração de raio-X para determinar o comportamento de uma placa de alumínio submetida à esforços de flexão, mostrando que a precisão obtida por DRX foi similar à dos demais métodos empregados.

Desde então, extraordinários avanços sobre a determinação das tensões em materiais vêm sendo realizados, seguindo principalmente duas grandes vertentes. A primeira diz respeito à melhor compreensão da relação entre a deformação da rede cristalina e as tensões macroscópicas, especialmente em materiais que apresentam textura cristalográfica ou são anisotrópicos (Welzel & Mittemeijer, 2003). A outra linha de progresso que contribuiu para os avanços na tensometria por DRX é de cunho tecnológico com o desenvolvimento de detectores que substituíram o uso de filmes, com a utilização de computadores que passaram a controlar parcial ou completamente os difratômetros, e com os pacotes de softwares que tornaram possível a redução dos tempos de medição em níveis similares aos obtidos pelo uso de extensômetros (Sprauel & Castex, 1991).

Atualmente, dentre todas as técnicas de medição de tensões residuais, a difração de raio-X possui uma posição particular por ser um método não-destrutivo, permitindo a avaliação de tensões sem comprometer a integridade da peça ou componente (Lu *et al.*, 1994; Lu., 1996; Noyan & Cohen, 1987).

4.2 Princípio da difração de raio-X

O princípio da difração de raios-X é caracterizado de uma maneira básica pela incidência de um feixe monocromático sobre a superfície de um material, o qual será espalhado (difratado) e posteriormente detectado por algum dispositivo. A difração do feixe ocorre pela colisão da onda com obstáculos na estrutura do material, que podem ser elétrons, ou átomos. Caso a difração ocorra de forma construtiva, a onda espalhada apresentará a mesma fase e mesma energia da onda incidente. Este tipo de espalhamento é característico em colisões elásticas, sendo denominado de espalhamento coerente. Quando a colisão é inelástica, o seu espalhamento ocorre sem uma direção determinada, não mantendo a mesma fase nem a energia da onda incidente. Este processo é conhecido como Efeito Compton (Noyan & Cohen, 1987; Sasaki, 2000).

Para materiais perfeitamente cristalinos, cujos átomos estão dispostos regularmente em uma estrutura tridimensionalmente periódica, verifica-se que a distância entre os planos de átomos é perfeitamente regular, sendo características de cada tipo de material para um dado estado. Esta distribuição atômica regular é a responsável pelo espalhamento das ondas de raio-X que incidem no material (Figura 19). Entretanto, para que haja interferência construtiva dos feixes, é necessário que o espalhamento ocorra segundo a Equação III.

$$n\lambda = 2d^{hkl} \cdot \text{sen}\theta^{hkl} \quad \text{Eq. III}$$

Onde λ é o comprimento de onda do raio-X, d é a distância entre os planos cristalinos, θ é o ângulo entre o feixe incidente e o plano de difração. Esta equação é conhecida como a Lei de Bragg da difração, e relaciona a distância entre os planos cristalinos com índice de Laue hkl a um determinado ângulo θ , para um comprimento de onda λ específico. A Figura 20 apresenta uma representação esquemática do espalhamento das ondas de raio-X por um material. Como pode ser observado, diversos planos cristalográficos podem ser definidos, entretanto, somente alguns destes planos conseguirão produzir o espalhamento construtivo das ondas com intensidade suficientemente alta para a detecção e conseqüentemente para a formação do padrão de difração.

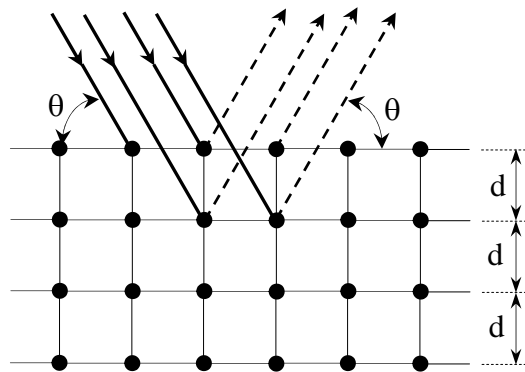


Figura 19. Desenho esquemático do espalhamento das ondas de raio-X segundo a Lei de Bragg.

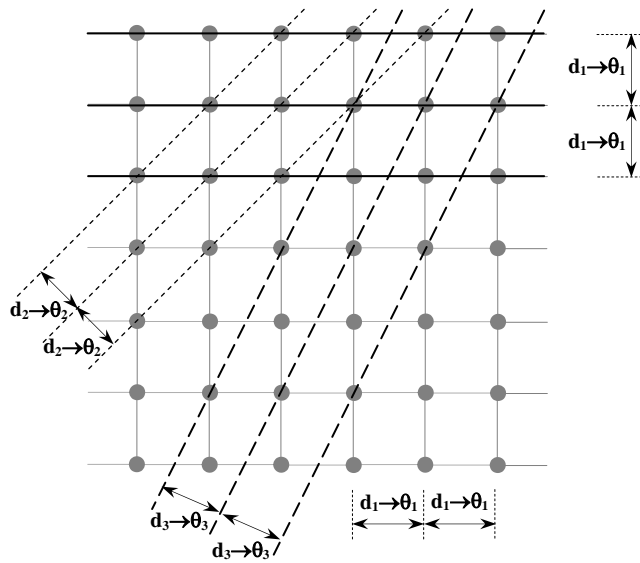


Figura 20. Difração em um monocristal mostrando que o espalhamento só ocorre para algumas famílias de planos hkl .

As condições apresentadas anteriormente são baseadas na difração de um monocristal. Entretanto, os materiais na sua imensa maioria são policristalinos, sendo formados por milhares de grãos, os quais podem ser considerados como minúsculos cristais. Dependendo do estado do material, cada grão que o compõe pode ter uma determinada orientação cristalográfica, fazendo com que a orientação cristalográfica do material como um todo seja considerada aleatória. Desta forma, um feixe de raio-X com determinado ângulo θ ao incidir sobre a superfície de uma material policristalino, será difratado somente por alguns grãos com orientação favorável, conforme é apresentado na Figura 21.

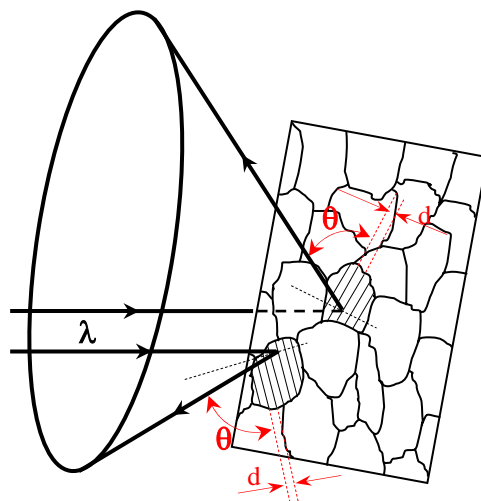


Figura 21. Difração em material policristalino.

4.3 Determinação das tensões e deformações por difração de raio-X

Para uma melhor compreensão do estado de deformações e tensões em materiais policristalinos com o uso da difração de raio-X, é importante estabelecer um sistema de coordenadas de forma a distinguir a geometria da superfície da amostra da geometria dos planos cristalinos no interior do grão. O sistema que será adotado é o estabelecido por Dölle (1979). Inicialmente, considera-se um sistema de coordenadas formado pelos eixos S_1 , S_2 e S_3 , de forma que os eixos S_1 e S_2 estejam contidos no plano da superfície da amostra, e S_3 esteja perpendicular à superfície da mesma. Um segundo sistema de coordenadas, constituído pelos eixos L_1 , L_2 e L_3 , no qual L_1 e L_2 estão sobre o plano cristalino que está sendo medido e L_3 perpendicular, conforme observado na Figura 22a. Neste sistema, a relação entre o plano da superfície da amostra e o plano cristalino é descrita pelos ângulos φ e ψ . A Figura 22b mostra o posicionamento do sistema de coordenadas L_i sobre um plano hkl , considerando uma estrutura cúbica.

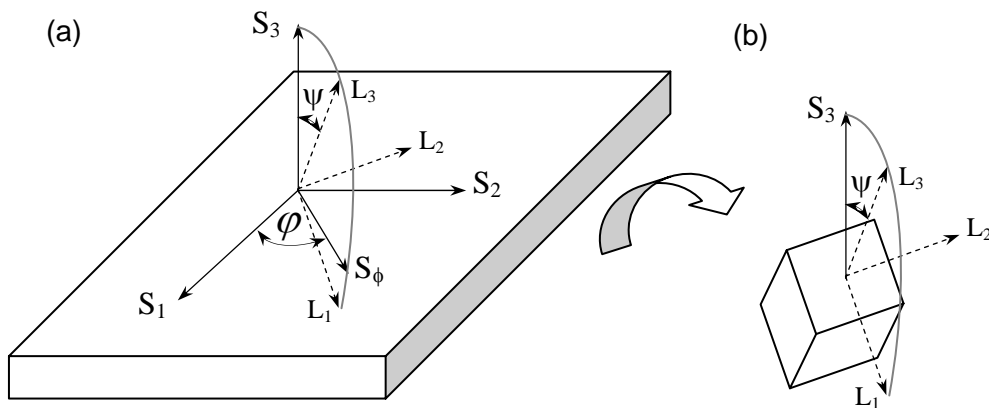


Figura 22. (a) Definição dos sistemas de coordenadas para a amostra e para a estrutura cristalina. (b) Detalhe do sistema para um retículo cristalino.

Os materiais policristalinos constituídos por grãos finos e livre de tensões, apresentam uma distância interplanar característica d_0 para cada família de planos hkl , os quais não variam com a orientação do grão. A Figura 23 apresenta um material policristalino, com granulação fina e livre de tensões. Verifica-se que a distância interplanar para uma dada família de planos é a mesma (d_0), independente da orientação do grão.

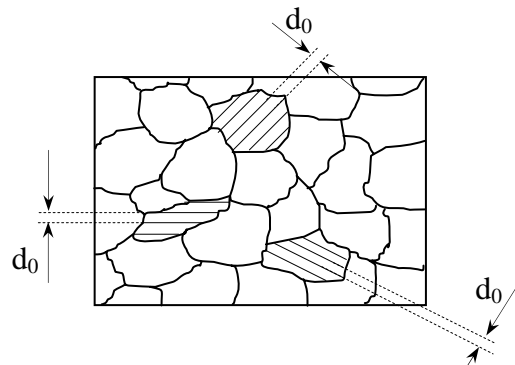


Figura 23. Distância interplanar d_0 padrão para uma dada família de planos em um material livre de tensões.

Contudo, para um material submetido a tensões, sejam elas aplicadas ou residuais, ocorrerá uma variação na distância interplanar, de acordo com a orientação da família de planos hkl e da tensão aplicada. Se uma tensão compressiva é aplicada conforme mostrado da Figura 24, verifica-se que para uma dada família de planos hkl , perpendicular à direção da tensão ($\psi=90^\circ$), a distância interplanar d_0 é reduzida em função da compressão causada. Para grãos cuja orientação da mesma família de planos hkl se apresenta inclinada em relação à direção de aplicação da tensão ($90^\circ > \psi > 0^\circ$), verifica-se que a distância interplanar vai aumentando à medida que o ângulo ψ diminui, devido a decomposição da tensão. Além disso, o efeito de Poisson também contribui para essa variação. Para os grãos cuja família de planos hkl apresenta-se paralela à direção de aplicação da tensão ($\psi = 0^\circ$), verifica-se uma expansão do grão na direção perpendicular à direção da tensão, causada novamente pelo efeito Poisson, fazendo com que a distância interplanar seja maior que d_0 .

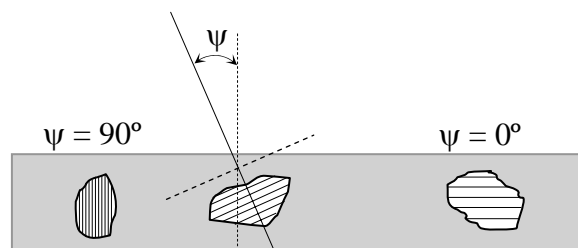


Figura 24. Efeito da aplicação de uma tensão compressiva sobre a distância interplanar de uma família de planos hkl para um material policristalino e isotrópico (baseado em Eigenmann & Macherauch, 1996).

Assim como na determinação por métodos mecânicos, na tensometria por difração de raio-X os valores das tensões são obtidos indiretamente. Na verdade, o que se mede na prática é a deformação elástica da estrutura cristalina do material, a qual é determinada através da medição da distância interplanar “ d ” de planos cristalinos hkl específicos. Desta

forma, o reticulado cristalino funciona como um extensômetro, informando o estado de deformação do material à medida que aumenta ou diminui a distância interplanar (Lu, 1996).

4.4 Medição da deformação

Conforme apresentado anteriormente, o espaçamento de planos cristalográficos hkl está relacionado com a posição de um pico de difração θ através da Lei de Bragg. Quando um material é deformado, interiormente sua estrutura cristalina apresenta um estado de deformação elástica homogênea. Desta forma, ocorrerá uma variação Δd no espaçamento interplanar d_{hkl} , devido aos planos tenderem a se juntarem quando submetidos à compressão e se afastarem quando sujeitos à tensões trativas, considerando planos perpendiculares à direção de aplicação de carga. Desta forma, a deformação pode ser calculada a partir dos valores de d_{hkl} e θ , conforme a equação IV.

$$\varepsilon = \frac{d - d_0}{d_0} \quad \text{ou} \quad \varepsilon = \frac{\Delta d}{d_0} \quad \text{Eq.IV}$$

Esta equação fornece o valor da deformação em função do estado de referência do material denominado de estado livre de tensões, no qual d é o valor do espaçamento interplanar medido e d_0 é o valor do espaçamento interplanar para o material livre de tensões. Esta deformação é denominada de convencional.

É possível obter uma equação para determinar a deformação a partir da variação do ângulo de difração (Equação V), através da diferenciação da Lei de Bragg (Eq. III).

$$2\Delta d \cdot \text{sen } \theta + 2d \cdot \cos \theta \cdot \Delta \theta = 0$$

$$\frac{\Delta d}{d} = -\cot \theta \cdot \Delta \theta$$

$$\varepsilon = -\cot \theta \cdot \Delta \theta \quad \text{Eq. V}$$

Esta equação apresenta uma grande vantagem em relação à anterior, que é a não dependência com a distancia interplanar padrão d_0 e com o valor exato do pico de difração θ_0 para um material livre de tensões. É importante ressaltar que embora as Equações IV e V sejam matematicamente muito diferentes os valores de deformação obtidos são similares e o erro é muito pequeno (Lu, 1996).

4.5 Determinação das tensões a partir das deformações

4.5.1 Método do $\sin^2\psi$ aplicado ao estado de tensões uniaxial

Atualmente, o método mais empregado na determinação das tensões residuais é o “método do $\sin^2\psi$ ”, o qual é aplicado à materiais policristalinos (Sprauel & Castex, 1991). Para uma análise inicial considera-se primeiramente o estado uniaxial.

Considerando uma tensão σ_{11} , aplicada ao longo da direção S_1 , conforme apresentado na Figura 25, o estado de deformação do material causado pela tensão será descrito pelo tensor deformação ε , seguindo o critério de proporcionalidade entre tensão e deformação, dado pela Lei de Hook, considerando um material homogêneo e isotrópico (Equação VI).

$$\varepsilon_{11} = \frac{1}{E} \sigma_{11} \quad \varepsilon_{22} = -\frac{\nu}{E} \sigma_{11} \quad \varepsilon_{33} = -\frac{\nu}{E} \sigma_{11} \quad \text{Eq. VI}$$

Nestas equações, E e ν são, respectivamente, o módulo de elasticidade e o coeficiente de Poisson do material. Haja vista que somente a tensão σ_{11} é aplicada, poderia-se concluir que como não existem tensões em σ_{22} nem σ_{33} , a deformação do material ocorreria somente na direção S_1 . Contudo, isso não ocorre na prática, pois para um dado alongamento provocado por uma tensão σ na direção desta tensão é acompanhada por uma contração em qualquer direção transversal. Este efeito é justamente obtido pelo coeficiente de Poisson, o qual determina a relação entre a deformação específica transversal e a deformação específica longitudinal (Beer & Johnston, 1995).

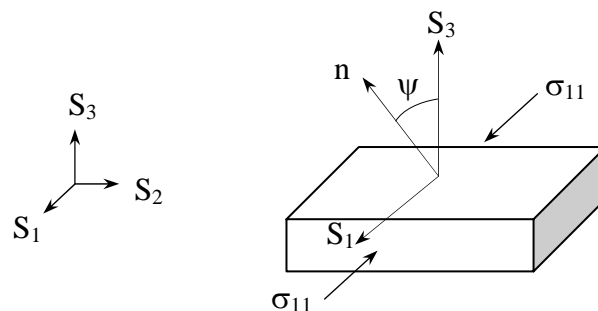


Figura 25. Estado de tensões uniaxial

Na Figura 25 observa-se o vetor n , o qual descreve a deformação ε_ψ correspondente a um dado ângulo ψ . Uma vez que o estado de tensões é unidirecional, as componentes do vetor n são $(\sin\psi, \cos\psi, 0)$ e a deformação ε_ψ é a projeção do tensor deformação na direção n . Assim, tem-se que a expressão da deformação é dada pela Equação VII.

$$\varepsilon_\psi = \sin^2\psi \cdot \varepsilon_{11} + \cos^2\psi \cdot \varepsilon_{22} + 0 \cdot \varepsilon_{33} \quad \text{Eq. VII}$$

Substituindo as deformações ε_{11} e ε_{22} pela tensão σ_{11} , tem-se:

$$\begin{aligned} \varepsilon_\psi &= \sin^2\psi \cdot \left(\frac{1}{E}\sigma_{11}\right) + \cos^2\psi \cdot \left(-\frac{\nu}{E}\sigma_{11}\right) = \sin^2\psi \cdot \left(\frac{1}{E}\sigma_{11}\right) + (1 - \sin^2\psi) \cdot \left(-\frac{\nu}{E}\sigma_{11}\right) \\ \varepsilon_\psi &= \frac{1+\nu}{E}\sin^2\psi \cdot \sigma_{11} - \frac{\nu}{E}\sigma_{11} \\ \varepsilon_\psi &= \frac{\sigma}{E}[(1+\nu)\sin^2\psi - \nu] \quad \text{Eq. VIII} \end{aligned}$$

Substituindo a Equação V na Equação VIII, obtém-se a Equação IX.

$$\Delta\theta(\psi) = -\frac{\sigma}{E} \cdot \text{tg}\theta[(1+\nu)\sin^2\psi - \nu] \quad \text{Eq. IX}$$

De acordo com a Equação IX, verifica-se a existência de uma relação linear entre o valor da posição do pico de difração e o $\sin^2\psi$. Desta forma, a metodologia aplicada à determinação da tensão consiste em medir a posição do pico de difração de uma dada família de planos hkl para várias inclinações do ângulo ψ , o qual corresponde ao ângulo entre o vetor normal ao plano cristalino e o vetor normal à superfície da amostra.

O resultado final da varredura para vários ângulos ψ é a obtenção de um gráfico 2θ versus $\sin^2\psi$, os quais são apresentados na Figura 26. O coeficiente de inclinação da reta é apresentado na Equação X.

$$\operatorname{tg} \alpha = \frac{\Delta \theta}{\operatorname{sen}^2 \psi}$$

$$\operatorname{tg} \alpha = \frac{-\varepsilon \cdot \operatorname{tg} \theta}{\operatorname{sen}^2 \psi}$$

Visto que:

$$\varepsilon = \frac{1 + \nu}{E} \cdot \sigma \cdot \operatorname{sen}^2 \psi$$

Tem-se então que:

$$\operatorname{tg} \alpha = - \frac{1 + \nu}{E} \cdot \sigma \cdot \operatorname{sen}^2 \psi \cdot \frac{\operatorname{tg} \theta}{\operatorname{sen}^2 \psi}$$

$$\operatorname{tg} \alpha = - \frac{1 + \nu}{E} \cdot \sigma \cdot \operatorname{tg} \theta \quad \text{Eq. X}$$

Desta forma, a magnitude da tensão pode ser determinada através da Equação XI. (Philippov, 2006).

$$\sigma = - \frac{E}{1 + \nu} \cdot \cot g \theta \cdot \frac{d\theta}{d(\operatorname{sen}^2 \psi)} \quad \text{Eq. XI}$$

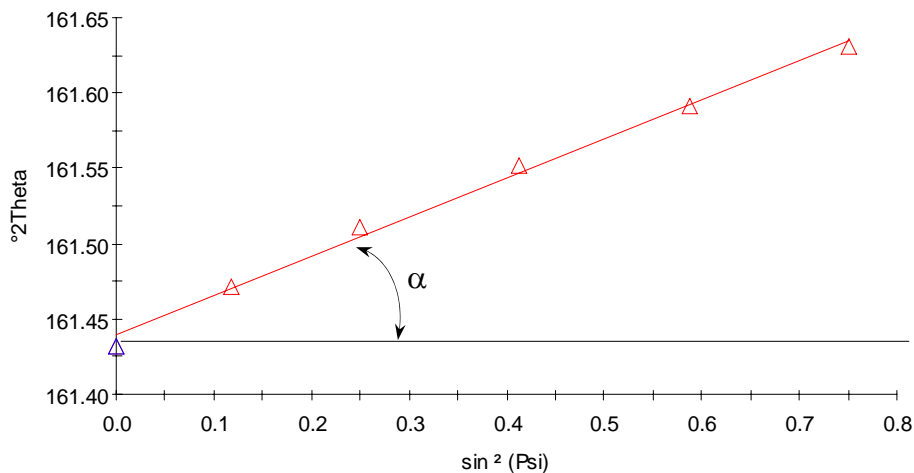


Figura 26. Gráfico 2θ versus sen²ψ.

4.5.2 Método do sen²ψ aplicado ao estado de tensões biaxial

No estado plano de tensões, as tensões não-nulas que compõem o tensor são σ_{11} , σ_{22} e σ_{12} . Para caracterizar o estado das tensões neste caso, é necessário determinar as

deformações descritas pelos ângulos ψ e φ , conforme apresentado na Figura 27. O vetor n possui como componentes $(\text{sen}\psi\cos\varphi, \text{sen}\psi\text{sen}\varphi, \cos\psi)$.

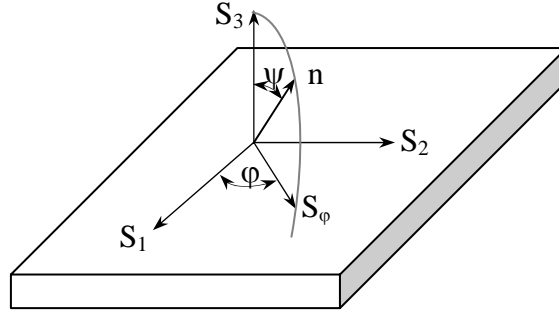


Figura 27. Estado de tensões biaxial.

O estado de deformação é formado pelas componentes:

$$\begin{aligned} \varepsilon_{11} &= \frac{1}{E}\sigma_{11} - \frac{\nu}{E}\sigma_{22} & \varepsilon_{23} &= 0 \\ \varepsilon_{22} &= \frac{\nu}{E}\sigma_{11} + \frac{1}{E}\sigma_{22} & \varepsilon_{31} &= 0 \\ \varepsilon_{33} &= \frac{\nu}{E}\sigma_{11} - \frac{\nu}{E}\sigma_{22} & \varepsilon_{12} &= \frac{2(1+\nu)}{E}\sigma_{12} \end{aligned}$$

Para a determinação das tensões é necessária a medição em pelo menos três diferentes direções em relação ao ângulo azimutal φ , sendo normalmente adotados os ângulos 0° , 45° e 90° . A equação geral para deformação em qualquer direção é apresentada abaixo (Welzel *et al.*, 2005):

$$\varepsilon_{\varphi\psi} = \frac{(1+\nu)}{E} [\cos^2\varphi(\sigma_{11}) + \text{sen}(2\varphi)(\sigma_{12}) + \text{sen}^2\varphi(\sigma_{22})] \text{sen}^2\psi - \frac{\nu}{E}(\sigma_{11} + \sigma_{22}) \quad \text{Eq. XII}$$

A deformação para cada ângulo azimutal é obtida através das Equações XIII, XIV e XV.

Para $\varphi = 0^\circ$

$$\varepsilon_{0^\circ\psi} = \frac{(1+\nu)}{E}(\sigma_{11})\text{sen}^2\psi - \frac{\nu}{E}(\sigma_{11} + \sigma_{22}) \quad \text{Eq. XIII}$$

Para $\varphi = 90^\circ$

$$\varepsilon_{90^\circ\psi} = \frac{(1+\nu)}{E}(\sigma_{22})\text{sen}^2\psi - \frac{\nu}{E}(\sigma_{11} + \sigma_{22}) \quad \text{Eq. XVI}$$

Para $\varphi = 45^\circ$

$$\varepsilon_{45^\circ\psi} = \frac{(1+\nu)}{E} \left[\left(\frac{\sigma_{11} + \sigma_{22}}{2} \right) + \sigma_{12} \right] \text{sen}^2\psi - \frac{\nu}{E}(\sigma_{11} + \sigma_{22}) \quad \text{Eq. XV}$$

Para um estado de tensões principal biaxial, ou seja, quando somente as tensões normais σ_{11} e σ_{22} são não-nulas, a equação que determina a deformação pode ser simplificada (Equação XVI).

$$\varepsilon_{\varphi\psi} = \frac{(1+\nu)}{E} [\cos^2\varphi(\sigma_{11}) + \text{sen}^2\varphi(\sigma_{22})] \text{sen}^2\psi - \frac{\nu}{E}(\sigma_{11} + \sigma_{22}) \quad \text{Eq. XVI}$$

Neste caso, somente é necessária a realização das medições em dois ângulos ao longo das direções principais no plano da amostra, ou seja, para $\varphi = 0^\circ$ e $\varphi = 90^\circ$ (Equações XVII e XVIII).

Para $\varphi = 0^\circ$

$$\varepsilon_{0^\circ\psi} = \frac{(1+\nu)}{E}(\sigma_{11})\text{sen}^2\psi - \frac{\nu}{E}(\sigma_{11} + \sigma_{22}) \quad \text{Eq. XVII}$$

Para $\varphi = 90^\circ$

$$\varepsilon_{90^\circ\psi} = \frac{(1+\nu)}{E}(\sigma_{22})\text{sen}^2\psi - \frac{\nu}{E}(\sigma_{11} + \sigma_{22}) \quad \text{Eq. XVIII}$$

A deformação é medida para vários ângulos ψ , assim é possível construir os gráficos 2θ versus $\sin^2 \psi$ para $\varphi = 0^\circ$ e $\varphi = 90^\circ$, determinando as tensões principais σ_{11} e σ_{22} através da inclinação das retas.

CAPÍTULO V

Materiais e Métodos

5.1 Materiais

Os materiais estudados neste trabalho foram tubos de aço baixo carbono para serviço em alta temperatura. Atualmente estes materiais atendem as especificações das normas ASTM A106 Gr. B., ASTM A53 e API 5L. Os diâmetros nominais dos tubos usados neste trabalho são de 2" e 4", com SCHEDULE 40, cuja composição química é apresentada na Tabela 2. A escolha destes dois diâmetros baseia-se nas informações dos técnicos da PETROBRAS, por serem os diâmetros mais usados em refinaria, para este tipo de material. O metal de adição empregado na soldagem manual foi o AWS ER 70S 3 com diâmetro de 2,5 mm, cuja composição química é apresentada na Tabela 3. As propriedades mecânicas dos tubos são apresentadas na Tabela 4, juntamente com os limites estabelecidos pela norma ASTM A106 Gr. B (2003).

Tabela 2. Composição química do aço ASTM A106 Gr. B. (% em massa)

Material	C	Mn	Si	P	S
Tubo ϕ 2"	0,18	0,95	0,18	0,019	0,004
Tubo ϕ 4"	0,19	0,96	0,20	0,016	0,006

Tabela 3. Composição química do metal de adição AWS ER 70S 3. (% em massa)

C	Mn	Si	P	S
0,18	0,45	0,18	0,09	0,04

Tabela 4. Propriedades mecânicas dos tubos.

Propriedades Mecânicas	Tensão Limite de Escoamento σ_y (MPa)	Tensão Limite de Resistência σ_R (MPa)	Alongamento percentual (%)
Tubo ϕ 2"	349	503	34
Tubo ϕ 4"	357	512	33
Norma (Min.)	241	415	23

5.2 Metodologia

A metodologia empregada neste trabalho consistiu na realização das seguintes etapas:

5.2.1 Soldagem TIG manual

Tubos de aço ASTM A106 Gr. B. SCH 40 com diâmetros de 2” e 4” foram soldados pelo processo TIG manualmente por um soldador qualificado da unidade LUBNOR/PETROBRAS (conforme apresentado nas Figuras 28 e 29), seguindo as especificações da EPS E-AC-260-012, a qual foi qualificada através do RQPS R-AC-230-001 da referida empresa. As juntas foram confeccionadas por torneamento, seguindo a geometria da junta recomendada no RQPS (Figura 30), cujas dimensões são apresentadas na Tabela 5.



Figura 28. Ponteamento dos tubos para a soldagem.



Figura 29. Soldagem manual dos tubos.

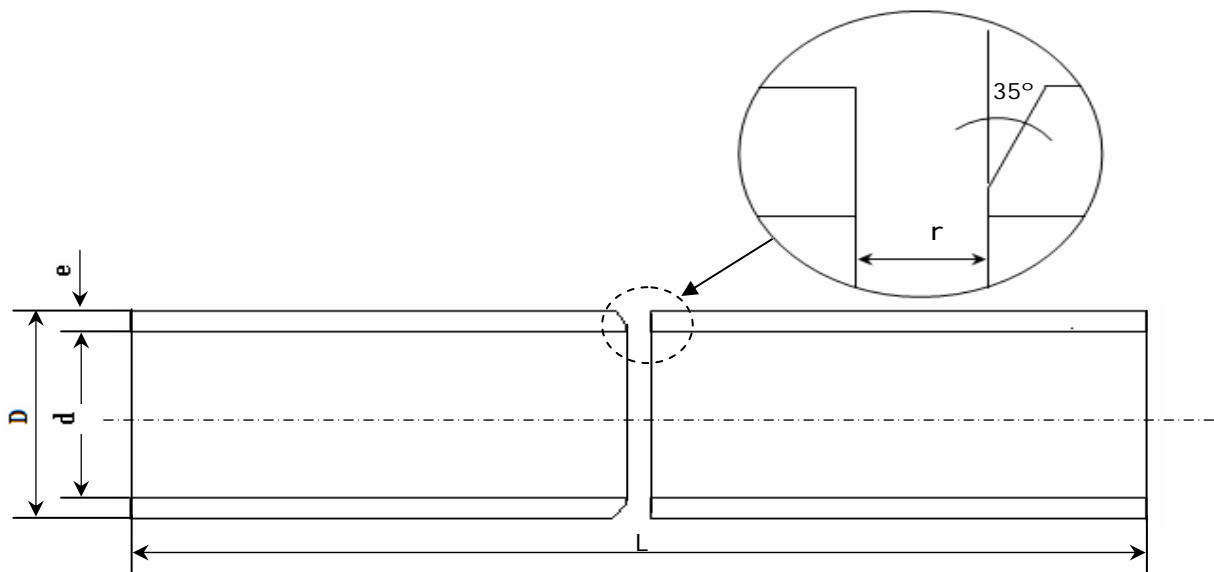


Figura 30. Desenho esquemático dos corpos de prova e detalhe da geometria da junta.

Tabela 5. Dimensões dos corpos de prova e da geometria da junta.

Dimensões	D (mm)	d (mm)	e (mm)	L (mm)	r (mm)
Corpo de prova					
2"	60,3	52,5	3,9	410,4	4
4"	114,3	128,2	6,6	818,8	6

As soldagens foram realizadas empregando os valores dos parâmetros (corrente e tensão) nos limites máximos e mínimos da RQPS, com o objetivo de avaliar o efeito dos parâmetros de soldagem sobre as tensões residuais. Para cada condição de soldagem foram confeccionados quatro corpos de prova, os quais serão aproveitados posteriormente em trabalhos futuros.

Utilizou-se uma fonte eletrônica de soldagem multiprocesso Inversal 450. Na Tabela 6 são apresentados os principais parâmetros de soldagem (corrente eficaz, tensão eficaz, velocidade de soldagem e energia de soldagem). Os valores de tensão e corrente foram monitorados por um sistema de aquisição de dados. A velocidade de soldagem foi mantida a critério do soldador e seu valor foi calculado de forma aproximada, dividindo o comprimento da circunferência externa do tubo pelo tempo total de arco aberto em cada passe. O tempo de soldagem foi obtido através de cronometragem durante cada passe. A energia de soldagem foi calculada segundo a equação XIX. O rendimento térmico da fonte de energia adotado para o processo TIG foi de 0,65 (AWS, 1987).

$$E = \frac{I \cdot U \cdot 60}{V \cdot 1000} \cdot \eta \quad \therefore \quad (kJ / cm) \quad \text{Eq. XIX}$$

Onde: E = energia de soldagem (kJ/cm)

I = corrente eficaz (A);

U = tensão eficaz (V);

V = velocidade de soldagem (cm/min);

η = rendimento térmico.

Foi usado como gás de proteção argônio puro com vazão de 14 litros por minuto. Não foi realizado preaquecimento e a temperatura de interpasse foi mantida inferior a 250°C, sendo controlada usando um pirômetro de contato com termopar de cromel-alumel. Após cada passe foi realizado o escovamento do cordão de solda usando escova rotativa. Para os corpos de prova com diâmetro de 4", a soldagem foi realizada em três passes: raiz, enchimento e acabamento. Nos corpos de prova com diâmetro de 2", devido a menor dimensão, foram realizados somente dois passes (raiz e acabamento). Os parâmetros de soldagem foram mantidos os mesmos para cada passe. O início da soldagem ocorreu na posição sobre-cabeça, prosseguindo no mesmo sentido (vertical ascendente) até o final da posição plana. Para completar a junta iniciou-se novamente na posição sobre-cabeça,

seguindo no sentido contrário até o término no encontro com a posição plana do cordão anterior.

Tabela 6. Parâmetros da soldagem TIG manual.

Diâmetro nominal (pol.)	Corpo de prova	Passe	Corrente eficaz (A)	Tensão eficaz (V)	Velocidade de soldagem (cm/min)	Energia de soldagem (kJ/cm)
4	A1	Raiz	98,2	10,9	3,9	10,6
		Ench.	102,3	11,2	3,2	13,8
		Acab.	101,9	11,1	3,1	14,5
	A2	Raiz	103,1	11,0	3,4	12,9
		Ench.	105,5	11,3	3,2	14,7
		Acab.	104,2	11,2	3,1	14,8
	A3	Raiz	102,1	10,9	3,6	12,2
		Ench.	105,3	11,3	3,2	14,3
		Acab.	104,9	11,6	3,2	15,0
	A4	Raiz	98,3	10,5	3,9	10,3
		Ench.	105,1	11,3	3,3	14,2
		Acab.	105	11,5	3,2	14,7
4	B1	Raiz	150,5	12,1	7,5	9,5
		Ench.	150,4	11,9	5,6	12,4
		Acab.	149,1	11,8	7,2	9,5
	B2	Raiz	150,6	11,8	8,3	8,3
		Ench.	150,6	11,8	7,7	9,5
		Acab.	150,5	12,2	6,5	10,9
	B3	Raiz	150,6	11,9	7,7	9,1
		Ench.	150,5	12,2	7,2	9,9
		Acab.	150,5	11,8	7,8	9,0
	B4	Raiz	150,6	11,7	6,8	10,0
		Ench.	150,6	11,9	8,3	8,4
		Acab.	150,4	11,8	7,3	9,5
2	C1	Raiz	136	12,4	7,8	8,5
		Acab.	136,7	12,3	7,8	8,4
	C2	Raiz	135,9	11,6	7,3	8,5
		Acab.	136,1	11,9	8,1	7,8
	C3	Raiz	133,1	12,1	7,1	8,9
		Acab.	135	11,5	7,8	7,8
	C4	Raiz	133	11,3	8,1	7,3
		Acab.	133	11,3	7,8	7,5
2	D1	Raiz	104,0	11,4	4,6	10,1
		Acab.	103,7	12,0	4,8	10,2
	D2	Raiz	103,0	11,1	4,9	9,0
		Acab.	103,3	11,7	4,5	10,4
	D3	Raiz	102,4	11,1	4,7	9,4
		Acab.	102,5	11,2	4,6	9,6
	D4	Raiz	103,7	11,0	4,6	9,7
		Acab.	103,7	11,2	4,5	10,0

Todos os corpos de prova foram inspecionados com líquido penetrante (LP) no passe de raiz e passe de acabamento, para identificação de defeitos. Poucos defeitos, especialmente poros superficiais, foram observados e devidamente removidos.

Embora tenha-se buscado soldar os dois diâmetros de tubo nos limites superior e inferior da RQPS, isso não foi possível para os tubos de 2" de diâmetro, visto que a corrente do limite superior de 150 A (a qual foi usada nos tubos de 4") ocasionou uma poça de fusão muito grande, dificultando o controle por parte do soldador, especialmente na raiz, produzindo uma solda com má qualidade do cordão. Desta forma, foi utilizada na soldagem de 2" uma corrente máxima de 130 A.

5.2.2 Soldagem TIG orbital (automática)

As soldagens automáticas utilizando o processo TIG orbital foram realizadas no Laboratório de Engenharia de Soldagem da UFC (ENGESOLDA). Este processo foi aplicado somente aos tubos de 2" em virtude das limitações do equipamento. Quatro corpos de prova foram soldados seguindo procedimento especificado pelo ENGESOLDA-UFC, sendo todos com os mesmos parâmetros. Os corpos de prova foram faceados para possibilitar a soldagem de topo. Não foi utilizado metal de adição, sendo portanto um processo autógeno.

Utilizou-se uma fonte eletrônica CobraTIG-150 com cabeçote para soldagem orbital e sistema de refrigeração do cabeçote (Figuras 31 e 32). Segundo as especificações do equipamento, o mesmo pode ser usado para soldagem de tubos com diâmetro externo de até 76,2 mm (3") e espessura da parede de 3,05 mm (0,12"), entretanto, os parâmetros sugeridos pela fonte não foram suficientes para produzir penetração total do cordão de solda. Desta forma, foi necessária a realização de diversos testes para ajustar os parâmetros de soldagem que conduzissem às características desejadas (Tabela 7). Diferentemente do processo manual, no processo automático a soldagem foi realizada em um único passe.



Figura 31. Sistema de soldagem TIG Orbital.



Figura 32. Detalhe do cabeçote orbital.

Tabela 7. Parâmetros da soldagem TIG orbital.

Corrente eficaz (A)	Tensão eficaz (v)	Velocidade de soldagem (cm/min)	Energia de soldagem (kJ/cm)
130,0	13,2	10,3	6,2

5.2.3 Medição das tensões residuais de soldagem para cada condição.

Antes de realizar a medição das tensões residuais por difração de raio-X, todos os corpos de prova passaram por um processo de desbaste eletrolítico para remoção de uma camada delgada de material, na ordem de décimos de milímetros para eliminar possíveis tensões residuais superficiais induzidas por processos prévios de fabricação. A remoção foi realizada através do dispositivo apresentado na Figura 33, que consiste de um tubo de PVC, o qual é preenchido com uma solução de ácido clorídrico a 20%. Uma borracha de silicone para alta temperatura foi colocada na extremidade para proceder a vedação entre o tubo de PVC e a superfície do tubo de aço. O valor de corrente usado foi de 1,75 A e o tempo de ataque foi de 10 minutos para cada região.



Figura 33. Sistema de polimento eletrolítico

O equipamento utilizado para medição das tensões residuais foi um minidifratômetro para medição em condições de campo, desenvolvido pelo Instituto Politécnico da UERJ – Nova Friburgo-RJ, o qual é apresentado na Figura 34.



Figura 34. Minidifratômetro para medição de tensões residuais em campo (Assis *et al.*, 2003).

Para obter os melhores resultados, ou seja, a maior variação de pico $\Delta\theta$ possível para uma dada deformação no reticulado cristalino, foi escolhido o mais alto ângulo θ possível para determinar o pico de difração. Lu *et al.* (1996) citam que em aços ferríticos ou martensíticos, uma excelente condição de análise é a determinação da deformação dos planos $\{211\}$, utilizando um feixe monocromático com comprimento de onda $\lambda=2,2911 \text{ \AA}$. Este comprimento de onda é justamente o produzido por tubos de raio-X com anodo de cromo. Desta forma, foi usado neste trabalho um tubo de cromo. A tensão de operação foi de 20 kV e a corrente de 50 mA. O método de medição utilizado foi o do $\text{sen}^2\psi$, com medidas realizadas para $\psi = 0^\circ, 20^\circ, 35^\circ, \text{ e } 50^\circ$. O Conjunto tubo de raio-X/detector foi montado sobre o corpo de prova a ser medido, conforme as Figuras 35 e 37.

Foram medidas somente as tensões residuais no sentido axial do tubo, não só por que estas são as mais importantes em relação à iniciação e propagação de trincas de fadiga e corrosão sob-tensão (Hayashi *et al.*, 2000), mas também por limitações físicas do equipamento.

Todas as medidas foram realizadas na região correspondente a posição plana de soldagem, na área cuja camada superficial foi previamente removida por meio eletroquímico (Figura 35). Quinze pontos foram medidos para determinar o perfil das tensões residuais através da junta. O primeiro ponto medido localizou-se no centro do cordão de solda, o segundo e o terceiro ponto foram localizados na ZAC adjacente ao cordão de solda para cada lado. As distâncias entre as medidas ao longo da junta variaram em função do diâmetro do tubo, conforme apresentado na Figura 36.

Foi utilizado o software Origin para construção dos difratogramas, ajustes das curvas e localização dos picos. O software Phillips X'pert Stress foi usado para calcular as tensões residuais. Para a construção dos perfis de tensões residuais e de microdureza foi utilizado um software de estatística comercial.



Figura 35. Posicionamento do conjunto tubo/detector sobre a tubulação.

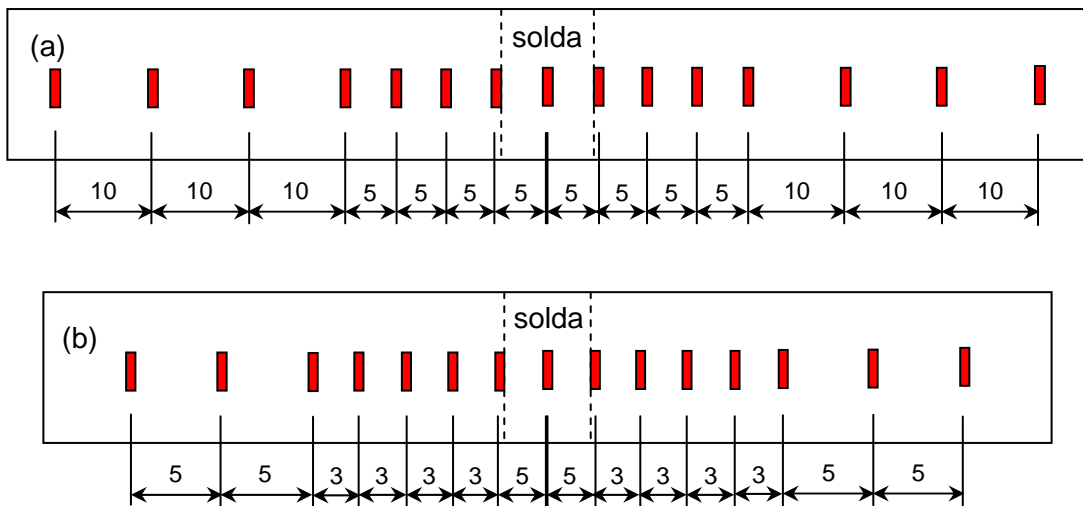


Figura 36. Localização dos pontos medidos. (a) Tubo com diâmetro de 4". (b) Tubo com diâmetro de 2". (mm).

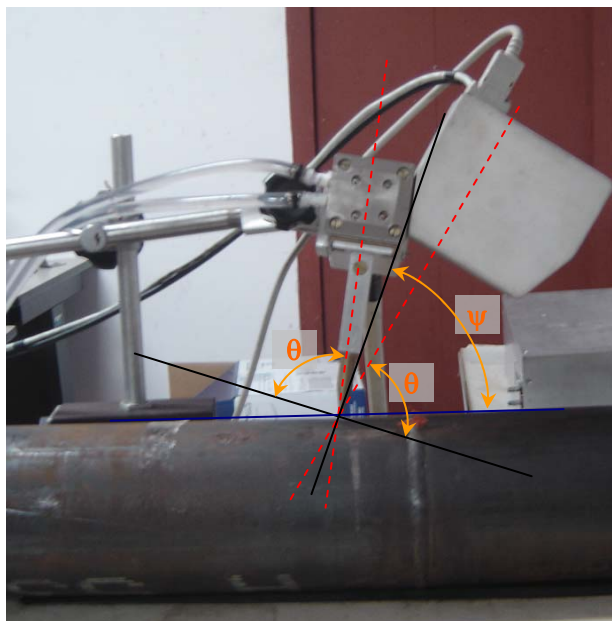


Figura 37. Geometria descrita pelo conjunto tubo/detector.

5.2.4 Caracterização metalúrgica

A caracterização microestrutural das juntas soldadas foi realizada através de exames metalográficos. Amostras foram extraídas dos tubos, compreendendo a região do metal de base, ZAC e metal de solda. A análise foi realizada na seção transversal. A preparação consistiu de lixamento utilizando uma lixadeira rotativa e lixas com granulação de 220, 320, 400, 600 e 1200. Após a etapa de lixamento foi realizado um pré-polimento com pasta de diamante de $3\ \mu\text{m}$, seguido de um polimento eletrolítico com eletrólito a base de ácido perclórico, utilizando uma densidade de corrente de $3,75\ \text{A}/\text{cm}^2$ e um tempo de 10 segundos. Este ataque foi realizado utilizando uma máquina para polimento eletrolítico DINA/Eletropol (Figura 38).

A caracterização da microestrutura foi realizada através de microscopia ótica (MO) utilizando-se um microscópio Jenaplan/Karl Zeiss com câmera digital acoplada e sistema de aquisição de imagem (Figura 39). Utilizou-se também um microscópio eletrônico de varredura (MEV) Phillips XL acoplado com sistema de análise de energia dispersiva de raio-X (Figura 40).



Figura 38. Máquina de polimento eletrolítico.

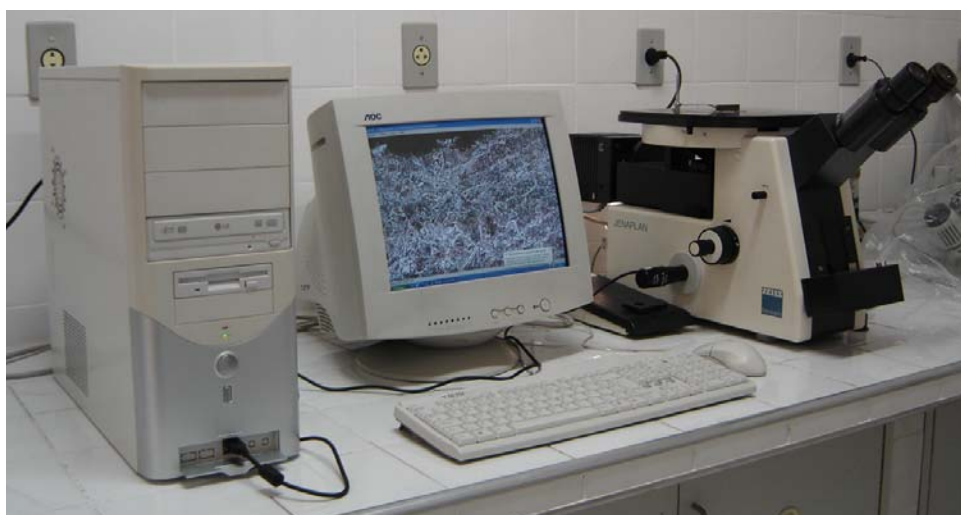


Figura 39. Microscópio óptico com sistema de aquisição de imagem.



Figura 40. Microscópio eletrônico de varredura.

Foram levantados os perfis de microdureza Vickers da junta soldada nas superfícies externa e interna do tubo. A análise compreendeu a região da zona fundida (ZF), zona afetada pelo calor (ZAC) e metal de base, visando verificar o efeito do ciclo térmico de soldagem sobre a dureza e se os níveis estão dentro dos aceitáveis, cujo valor limite estabelecido pelo código ASME VIII (2001) e pela norma API 510 (1992) é de 248 HV. O ensaio de microdureza foi realizado utilizando um microdurômetro Shimadzu (Figura 41).



Figura 41. Microdurômetro Vickers.

CAPÍTULO VI

Resultados e Discussão

6.1 Determinação da posição do pico de difração de raio-X

Os dados obtidos a partir das medidas realizadas com o minidifratômetro são transformados em uma curva (difratograma), que representa a variação da intensidade difratada em função do ângulo 2θ . Para calcular as tensões através do método do $\text{sen}^2\psi$ é necessária a determinação da distância interplanar $d_{\phi\psi}$, a qual é obtida pela lei de Bragg através do valor do ângulo 2θ . Desta forma, é necessário determinar a posição do pico de difração. A Figura 42 apresenta o espectro de difração da amostra A1 realizado no centro do cordão de solda (metal de solda) para os ângulos $\psi = 33^\circ$ e $\psi = 50^\circ$. A escolha destes ângulos deve-se à sua maior irregularidade e assimetria.

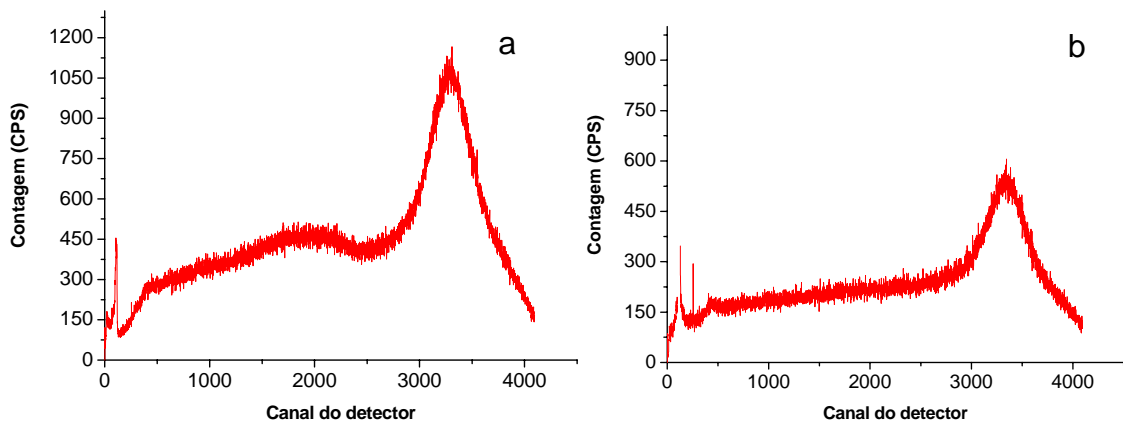


Figura 42. Espectro de difração da amostra A1. Medida realizada no metal de solda com ângulos de (a) $\psi = 33^\circ$; (b) $\psi = 50^\circ$.

A correta localização do pico é feita pelo ajuste da curva (difratograma) utilizando funções analíticas para descrever o perfil de difração. Estas equações são expressas em função de vários parâmetros, os quais descrevem sua forma e localização do pico. As principais funções aplicadas ao ajuste de perfis de difração são Gauss, Lorentz e pseudo-Voigt (Noyan & Cohen, 1987). As funções de Gauss e Lorentz podem ser consideradas casos extremos da função Voigt. A função de Lorentz tem sido considerada satisfatória para modelar o perfil de picos com alargamentos, cuja função Gauss tem se mostrado menos

apropriada para o mesmo propósito (Houska & Kuzel, 1994). A seguir são apresentadas as funções Gauss e Lorentz (Equações XX e XXI).

$$y = y_0 + Ae^{-\frac{(x-x_c)^2}{2w^2}} \quad \text{Eq. XX}$$

$$y = y_0 + \frac{2A}{\pi} \frac{w}{4(x-x_c)^2 + w^2} \quad \text{Eq. XXI}$$

A função pseudo-Voigt tem sido amplamente usada para modelar o perfil de picos de difração, principalmente no caso de análise de microestruturas e refinamento de estruturas através do método Rietveld, visto que o alargamento do pico causado pelo instrumento e as características físicas dos materiais (tamanho de grão, microdeformação e falhas de empilhamento) fazem com que o pico, em geral, tenha a forma de Voigt (Young & Sakthivel, 1988; Paiva-Santos, 2003; Araújo *et al.*, 2005; Estevez-Rams *et al.*, 2005). A função pseudo-Voigt é interessante por se tratar de uma aproximação simples da função Voigt, sendo rápida de calcular. Esta função trata-se na verdade de uma convolução das funções Gauss e Lorentz, cujo parâmetro η determina a proporção de cada função, atuando assim na forma do perfil.

$$pV(r) = \eta G(r) + (1 - \eta)L(r) \quad \text{Eq. XXII}$$

Em uma primeira análise, as curvas de difração foram ajustadas através das funções de Gauss e Lorentz, as quais são apresentadas na Figura 43. Observou-se que o ajuste não foi adequado ao se utilizar o perfil inteiro, pois em alguns casos o perfil apresentava grandes irregularidades no ruído de fundo (*background*) o qual alterava a posição do pico. Além disso, foi observado que o pico apresenta uma pequena assimetria.

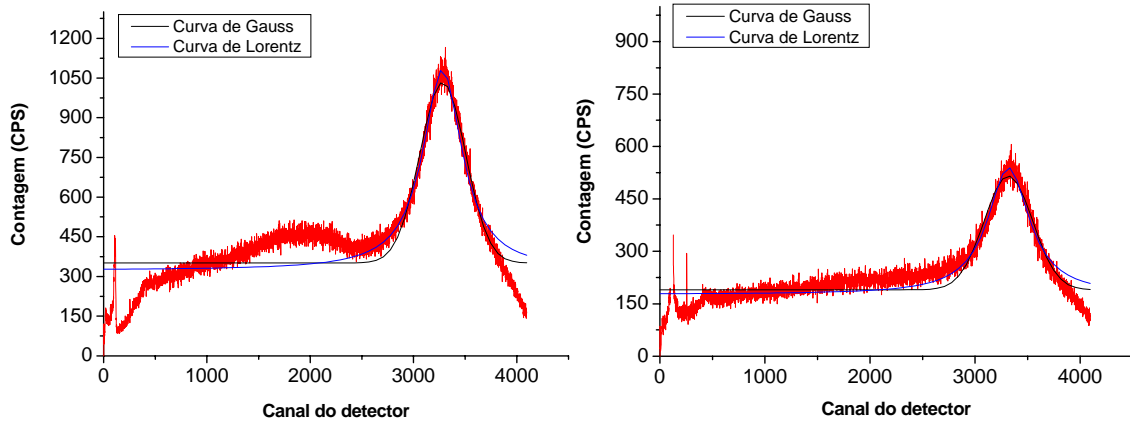


Figura 43. Espectros de difração da amostra A1 ajustados pelas funções de Gauss e Lorentz.

Em geral, as funções de Gauss, Lorentz e Voigt (pseudo-Voigt) são aplicadas com sucesso para perfis de pico simétricos, porém não são indicadas para o ajuste de picos com assimetria. Para superar as deficiências das funções de Gauss, Lorentz e pseudo-Voigt, a alternativa foi utilizar uma função que proporcionasse um melhor ajuste no caso de assimetria do pico. A função escolhida neste caso foi a Pearson VII (Equação XXIII), a qual tem sido freqüentemente empregada em difração de raio-X, difração de pó, difração de nêutrons, distribuição de campos magnéticos e espectroscopia Mössbauer (Toraya, Yoshimura & Somiya, 1983; Lafrance, Debigare & Prudhomme, 1993; Oetzel & Heger, 1999; Noakes, 1991; Oven, Ashworth & Bowyer, 1992; Wulfhekel & Cadogan 1994).

$$y = A \frac{2\sqrt{\mu} \cdot e(\Gamma(2^{1/\mu} - 1))}{\pi \cdot e(\Gamma(\mu - 0,5))} \left[1 + 4 \frac{2^{1/\mu} - 1}{w^2} (x - x_c)^2 \right]^{-\mu} \quad \text{Eq. XXIII}$$

Posteriormente foram realizadas as análises dos picos usando desta vez as funções Gauss, Lorentz, pseudo-Voigt e Pearson VII. Para evitar um possível efeito do *background* sobre o perfil ajustado pelas funções, procedeu-se o ajuste apenas na região do pico, descartando as regiões antes e após o pico, como pode ser observado na Figura 44 e Figura 45.

Observa-se na Figura 44, a qual apresenta o ajuste das curvas do metal de solda da amostra A1 para $\psi = 33^\circ$ que, de uma forma geral, as curvas de ajuste de Gauss, Lorentz e pseudo-Voigt apresentam pouca diferença, com valores de posição do pico bastante próximos. Já a função Pearson VII apresenta uma maior diferença quando comparada às demais. Contudo, esta variação em termos de ângulo 2θ é na ordem de $0,018^\circ$. Os valores

de R^2 mostrados na Figura 44 indicam o quão próximo o ajuste da curva está da condição real, assim, quanto mais próximo de 1 melhor é o resultado. Verifica-se então que as curvas pseudo-Voigt ($R^2 = 0,98099$) e de Gauss ($R^2 = 0,98062$) obtiveram melhores resultados de ajuste de curva, seguido por Lorentz ($R^2 = 0,97971$) e Pearson VII ($R^2 = 0,97617$).

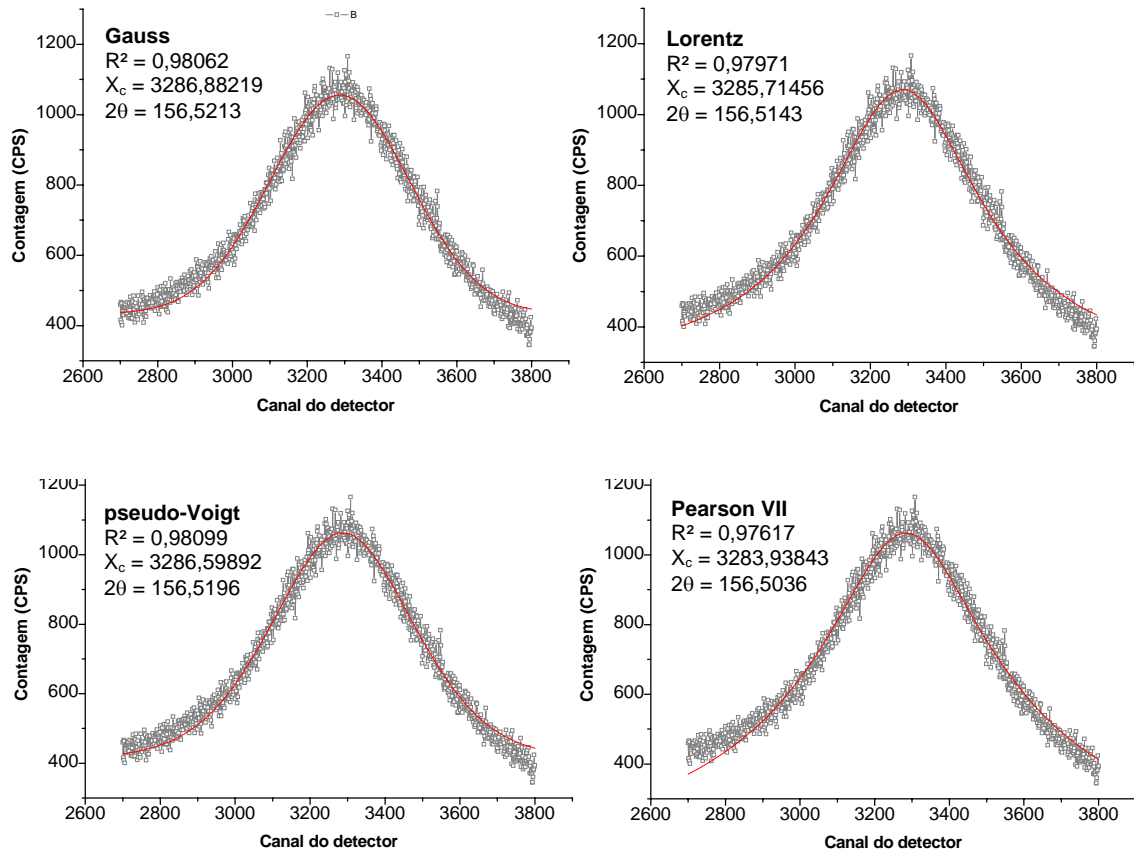


Figura 44. Ajuste do perfil dos picos de difração para o ângulo $\psi = 33^\circ$ usando as funções: (a) Gauss; (b) Lorentz; (c) pseudo-Voigt; (d) Pearson VII.

A Figura 45, apresenta o ajuste das curvas do metal de solda da amostra A1 para $\psi = 50^\circ$. Verifica-se novamente que as curvas de ajuste de Gauss, Lorentz e pseudo-Voigt apresentam pouca diferença, inclusive com valores iguais para Gauss e Lorentz. Já a função Pearson VII apresentou novamente uma maior diferença, a qual em termos de ângulo 2θ foi na ordem de $0,015^\circ$. Novamente verifica-se que as funções que melhor ajustaram as curvas foram a pseudo-Voigt ($R^2 = 0,94447$) e Gauss ($R^2 = 0,94441$). A função Lorentz apresentou uma pequena diferença em relação as duas, com R^2 de $0,94336$, e a Pearson VII foi menor ainda, com R^2 de $0,93302$. Embora tenha sido verificada estas variações no grau de ajuste das curvas, as diferenças entre o melhor ajuste e o menor foi de apenas $0,00482$ para $\psi = 33^\circ$ e de $0,01145$ para $\psi = 50$.

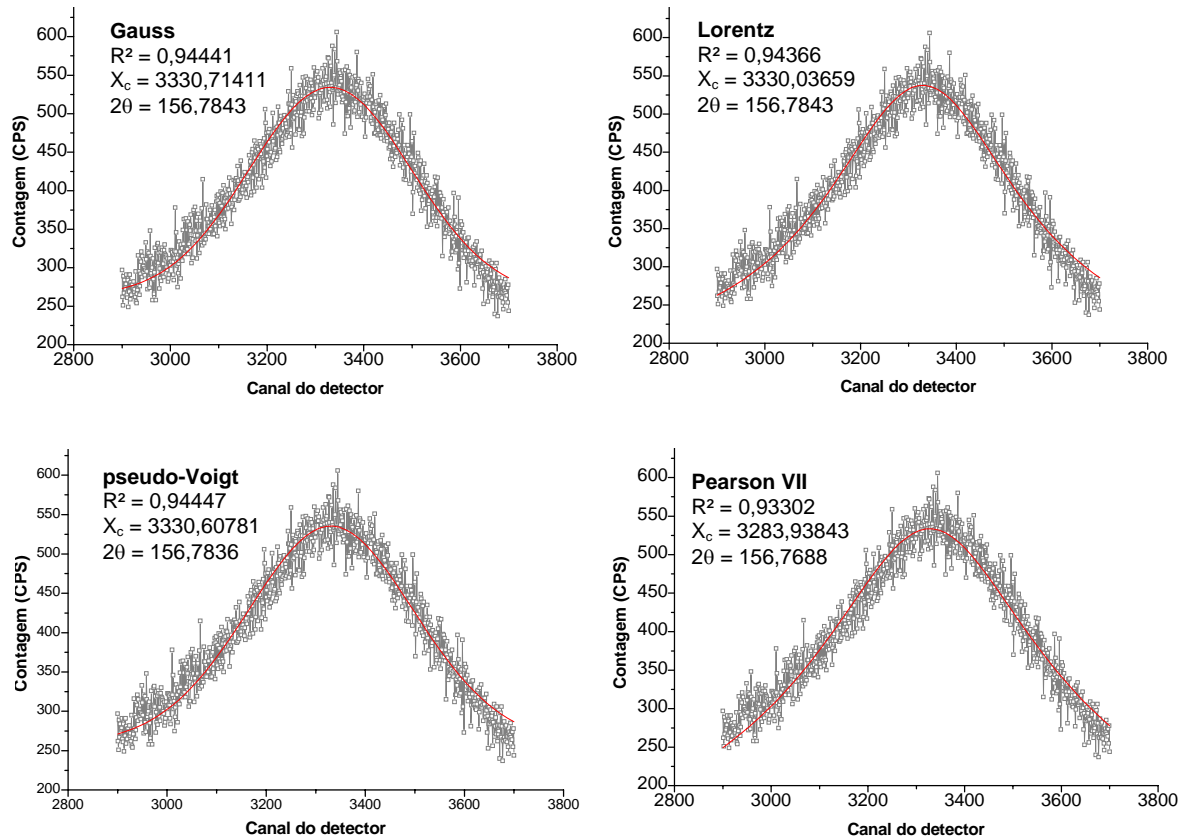


Figura 45. Ajuste do perfil dos picos de difração para o ângulo $\psi = 50^\circ$ usando as funções: (a) Gauss; (b) Lorentz; (c) pseudo-Voigt; (d) Pearson VII.

Para avaliar qual ajuste de curva apresenta o melhor resultado em termos de determinação da distância interplanar d , foram construídos os gráficos de “distância d ” versus $\text{sen}^2 \psi$ para o ponto de medida no metal de solda da amostra A1, cujos resultados são apresentados nas Figuras 46 a 50.

Além da comparação entre os valores obtidos com o ajuste dos picos, foi realizado também o cálculo para valores dos picos determinados visualmente sem ajuste. A Figura 46 apresenta o gráfico da “distância d ” versus $\text{sen}^2 \psi$ para os valores de 2θ obtidos sem qualquer ajuste do pico, cuja determinação foi realizada visualmente. Observa-se que a inclinação da reta foi negativa, indicando que a distância interplanar diminui com o aumento do ângulo ψ , o que corresponde a um estado de tensões compressivo. Houve uma grande dispersão dos resultados, inclusive com o ponto referente à medida para $\psi = 22^\circ$ sendo descartado para um melhor ajuste da reta. Embora tenha sido procedido o descarte deste ponto, o valor da tensão foi baixo (-95,9MPa) e o erro da medida foi considerado elevado ($\pm 70,2$ MPa).

Na Figura 47 é apresentado o gráfico “distância d ” versus $\text{sen}^2 \psi$ para os picos ajustados pela função Gaussianica. É observado que a distribuição dos pontos ao longo da reta foi bem mais regular, quando comparada ao resultado para a análise dos picos sem ajuste. A inclinação da reta foi novamente negativa, com os valores de distância interplanar diminuindo com o aumento do ângulo ψ . Isto indica que a distância interplanar dos grãos cuja família de planos (211) encontra-se perpendicular à direção axial do tubo estão submetidos a tensões residuais compressivas, conforme discutido no Capítulo IV. O valor da tensão foi de -253,7 MPa, bem superior ao calculado para os picos sem ajuste. O erro foi menor ($\pm 43,0$ MPa) e dentro dos valores normalmente observados para medidas de tensometria por raio-X (± 50 MPa) nas regiões da zona fundida (ZF) e zona afetada pelo calor (ZAC), as quais apresentam diversos aspectos metalúrgicos que afetam o valor da medida, como variação do tamanho de grão, presença de múltiplas fases e elevado grau de microdeformação.

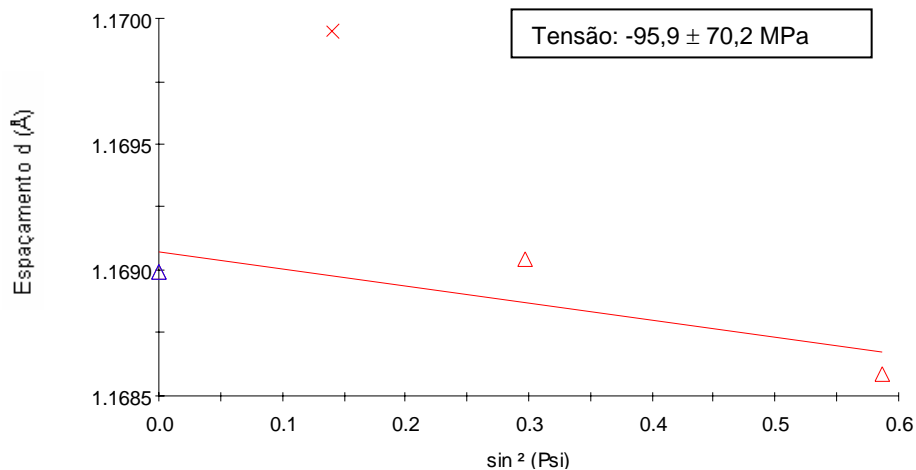


Figura 46. Gráfico do “espaçamento d ” versus $\text{sen}^2 \psi$ para os picos sem correções.

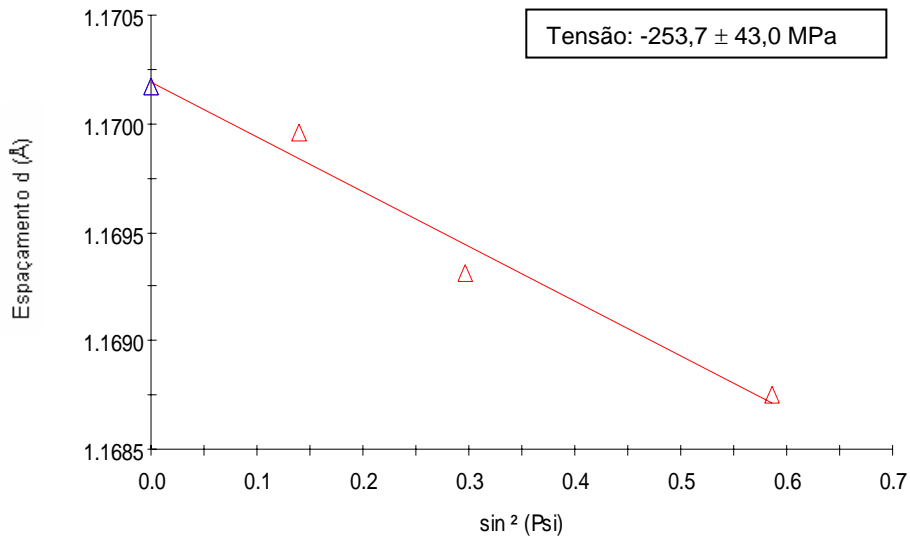


Figura 47. Gráfico da “distância d ” versus $\sin^2\psi$ para os picos ajustados pela função de Gauss.

O gráfico da “distância d ” versus “ $\sin^2\psi$ ” para os picos ajustados pela função de Lorentz é apresentado na Figura 48. Observa-se novamente que a tensão residual no ponto em questão é compressiva. O valor da tensão residual foi de -255,7 MPa, bem semelhante ao obtido pelo ajuste com a função de Gauss (-253,7 MPa). O valor do erro para o ajuste com a função Lorentziana foi de $\pm 40,2$ MPa, valor este menor que o obtido com a função de Gauss.

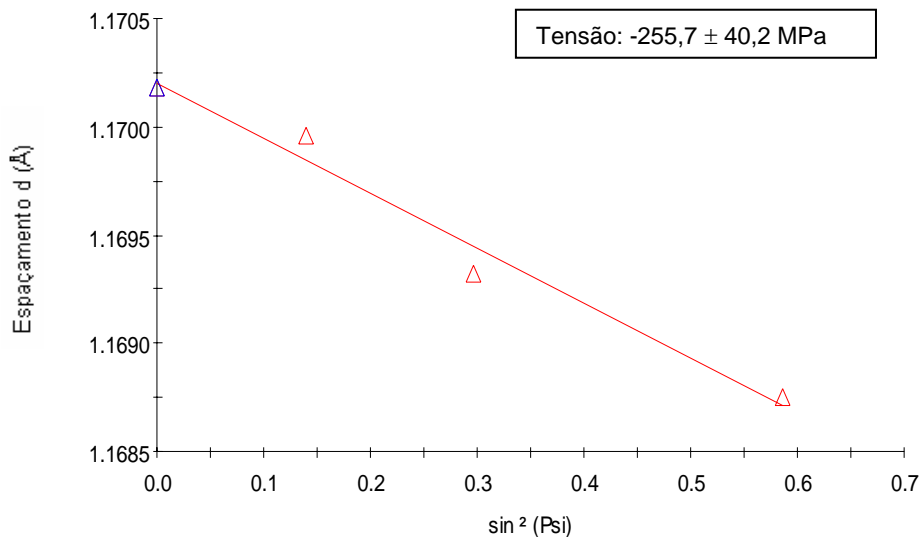


Figura 48. Gráfico da “distância d ” versus $\sin^2\psi$ para os picos ajustados pela função de Lorentz.

Na Figura 49 é apresentado o gráfico da “distância d ” versus “ $\sin^2\psi$ ” para o pico ajustado pela função de pseudo-Voigt. Semelhante ao verificado para as demais análises, a tensão residual obtida foi compressiva. O valor da tensão residual foi de -254,4 MPa,

estando entre os valores obtidos para a função Gauss (-253,7 MPa) e Lorentz (-255,7 MPa). Esta observação é justificada pelo fato da função pseudo-Voigt ser uma convolução destas duas funções. Esperava-se que o erro do cálculo das tensões residuais para os picos ajustados com a função pseudo-Voigt fosse menor que os apresentados para as funções de Gauss e Lorentz, contudo, o mesmo comportamento das tensões foi observado para o erro, o qual foi de $\pm 41,9$ MPa, enquanto que para Gauss e Lorentz os erros foram de $\pm 43,0$ MPa e $\pm 40,2$ MPa, respectivamente.

A Figura 50 mostra os resultados referente ao ajuste dos picos com a função Pearson VII. O comportamento foi um pouco diferente dos demais ajustes. A tensão residual foi compressiva (-244,0 MPa), mas o módulo foi cerca de 10 MPa menor que os outros ajustes analisados anteriormente. O erro foi substancialmente menor ($\pm 29,7$ MPa), quando comparado ao erro obtido com as funções Gauss ($\pm 43,0$ MPa), Lorentz ($\pm 40,2$ MPa) e pseudo-Voigt ($\pm 41,9$ MPa).

A diferença entre os valores obtidos para o ajuste com a função Pearson VII e as demais utilizadas pode ser atribuído ao melhor comportamento desta função para picos assimétricos, visto que as funções Gauss, Lorentz e pseudo-Voigt são empregadas principalmente para picos simétricos.

Prevéy (1986) utilizou a função Pearson VII para localização do pico de difração em análise de tensões residuais por raio-X, o qual demonstrou ser o método mais seguro para determinação da distância interplanar em medições de tensões residuais, quando comparado aos métodos parabólicos de regressão quadrática para picos de largura intermediária.

Uma questão bastante interessante observada na análise dos picos foi que as funções de Gauss e pseudo-Voigt apresentaram os melhores resultados de ajuste de curva, conforme destacado anteriormente. Entretanto, os menores erros no cálculo das tensões residuais foram conseguidos para as correções por Lorentz e Pearson VII, justamente as que não tiveram um ajuste de curva um pouco menor que as funções Gauss e pseudo-Voigt.

Acredita-se que as funções de Gauss e pseudo-Voigt consigam ajustar a curva de uma forma mais regular visto que elas decaem suavemente, porém não consigam ajustar a posição do pico de forma satisfatória. Já as funções Lorentz e Pearson VII, não ajustam a curva tão bem quanto as outras duas, mas conseguem determinar melhor a posição do pico.

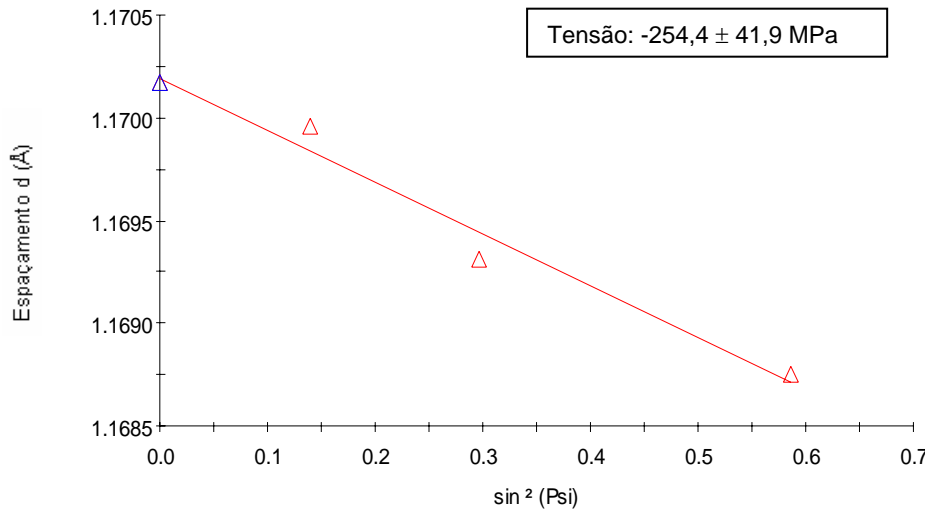


Figura 49. Gráfico do “espaçamento d” versus $\sin^2 \psi$ para os picos ajustados pela função pseudo-Voigt.

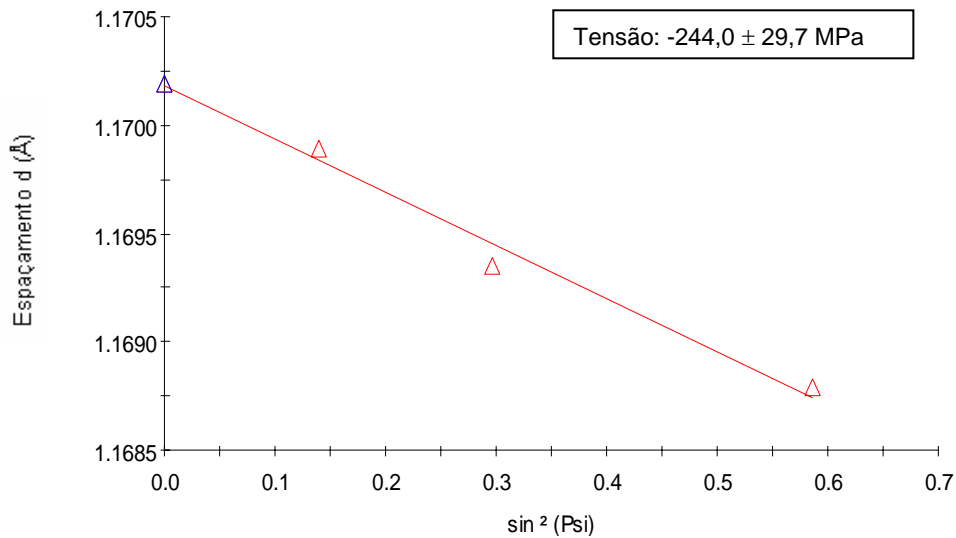


Figura 50. Gráfico do “espaçamento d” versus $\sin^2 \psi$ para os picos ajustados pela função Pearson VII.

Com o objetivo de comparar o comportamento das tensões residuais axiais ao longo da junta soldada da amostra A1, foram determinados os valores de tensões residuais para o pico sem correção e para os ajustados pelas diversas funções para os demais pontos da junta. Os resultados são apresentados na Figura 51 na qual se observa o comportamento bastante irregular da curva cujos valores de 2θ foram obtidos sem qualquer correção.

O comportamento das tensões ajustadas pelas funções de Gauss e Lorentz foram bastante semelhantes, contudo, o mesmo não foi observado para as tensões obtidas pelo ajuste com a função pseudo-Voigt. Analisando o comportamento das tensões ajustadas por Pearson VII, verificou-se um comportamento muito semelhante ao observado por Gauss e Lorentz para as regiões do metal de solda e ZAC. Entretanto, para as regiões mais

afastadas do cordão de solda este comportamento foi um pouco diferente. Analisando o lado direito da junta, observa-se um comportamento muito semelhante ao das tensões cujo ajuste foi realizado pelas funções Lorentz e pseudo-Voigt, enquanto que para o lado esquerdo o comportamento foi mais parecido com os resultados obtidos com as funções Gauss e Lorentz.

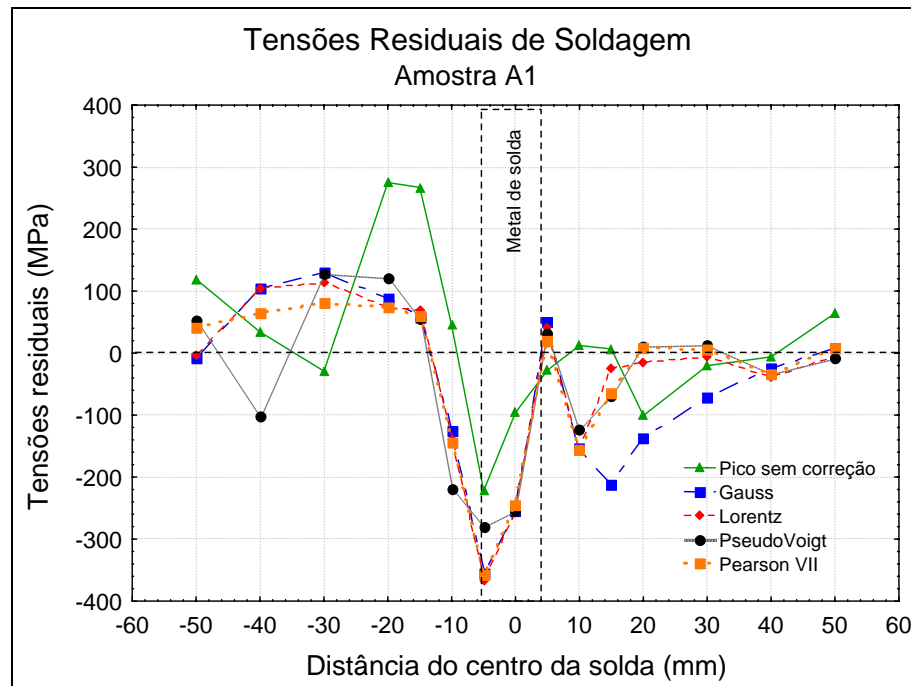


Figura 51. Comportamento das tensões residuais axiais ao longo da junta para os diversos métodos de análise da posição do pico.

Outras análises semelhantes às apresentadas nesta seção foram realizadas para outros três corpos de prova (um de cada condição) e em praticamente todos os pontos analisados os melhores resultados (menores erros) foram obtidos para os valores de 2 θ determinados através do ajuste da curva utilizando as funções Pearson VII e Lorentz. Baseado nos resultados obtidos nesta análise foi estabelecido como ajuste padrão para a determinação das tensões residuais neste trabalho o ajuste dos picos pelas funções Pearson VII e Lorentz. Desta forma, os demais resultados apresentados a seguir serão referentes ao ajuste utilizando estas funções.

6.2 Tensões residuais na soldagem TIG manual.

6.2.1 Tubos com diâmetro de 4 polegadas.

As tensões residuais produzidas pelo ciclo térmico de soldagem para o tubo A1, com diâmetro de 4" e soldado pelo processo TIG manual com energia do último passe de 14,5

kJ/cm são apresentadas na Figura 52. Verifica-se que o nível máximo de tensão residual não está localizado no centro da junta, ou seja, no cordão de solda, mas sim na região da ZAC pelo lado esquerdo, adjacente ao cordão de solda. No metal de solda o nível de tensão alcançado foi de -244 MPa para a correção por Pearson VII e -255 MPa para a correção por Lorentz, enquanto que no lado esquerdo da ZAC ($x = -5$ mm) o nível da tensão foi da ordem de -357 MPa para a correção por Pearson VII e -368 MPa para a correção por Lorentz. Ressalta-se ainda que o lado esquerdo da junta é o que possui o chanfro, conforme Figura 30 (Materiais e métodos).

No lado esquerdo da junta (lado chanfrado) observa-se ainda que o nível de tensão compressiva estende-se por 15 mm, passando a partir deste ponto, de tensão compressiva para trativa. O pico de tensão trativa é atingido em $x = -30$ mm, com um valor de tensão de 82 MPa (Pearson VII) e 115 MPa (Lorentz), caindo logo em seguida, até que em $x = -50$ mm verifica-se que o nível de tensão é praticamente zero.

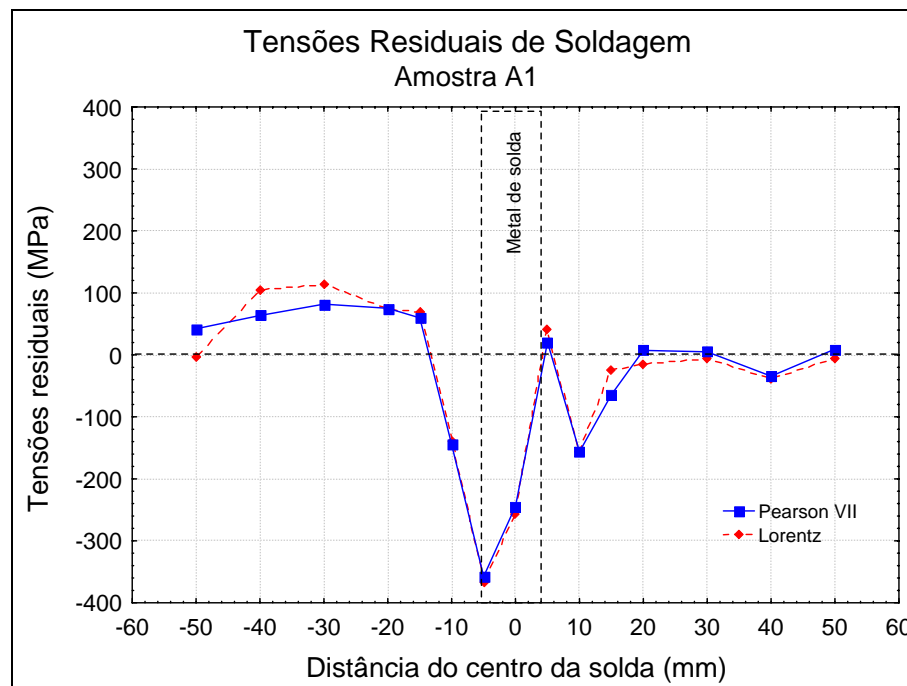


Figura 52. Perfil das tensões residuais na amostra A1 (diâmetro de 4") soldada pelo processo TIG manual com energia de 14,5 kJ/cm no último passe.

Para o lado do chanfro reto (direito), verifica-se que na região da ZAC adjacente ao cordão de solda a tensão obtida foi de 20 MPa e 42 MPa, para as correções por Pearson VII e Lorentz respectivamente. Conforme visualizado na Figura 52, no lado direito, a exceção do ponto $x = 5$ mm que apresentou tensão trativa, os demais foram constituídos por tensões

compressivas, as quais tornam-se praticamente zero em $x = 20$, permanecendo assim até o fim dos pontos analisados.

A Figura 53 apresenta o perfil das tensões residuais produzidas pelo ciclo térmico de soldagem para o tubo A2, com diâmetro de 4" e soldado pelo processo TIG manual com energia do último passe de 14,8 kJ/cm. Verifica-se que embora o nível de energia de soldagem aplicado tenha sido, a princípio, o mesmo dos demais corpos de prova do grupo A (variando entre 14 e 15 kJ/cm), o comportamento das tensões foi diferente. No centro do cordão de solda verifica-se novamente a presença de tensões residuais compressivas, com aproximadamente -89 MPa (Pearson VII) e -93 MPa (Lorentz) em módulo.

Assim como observado no corpo de prova A1, a máxima tensão compressiva foi observada na ZAC do lado chanfrado, com uma tensão de -119 MPa e -134 MPa, para as correções por Pearson VII e Lorentz, respectivamente. Posteriormente, o lado esquerdo da ZAC apresentou tensão trativa em praticamente toda a sua extensão, exceto no ponto $x = -30$, cuja tensão observada foi ligeiramente trativa (4,8 MPa) para a correção por Pearson VII e compressiva (-14 MPa) para a correção por Lorentz.

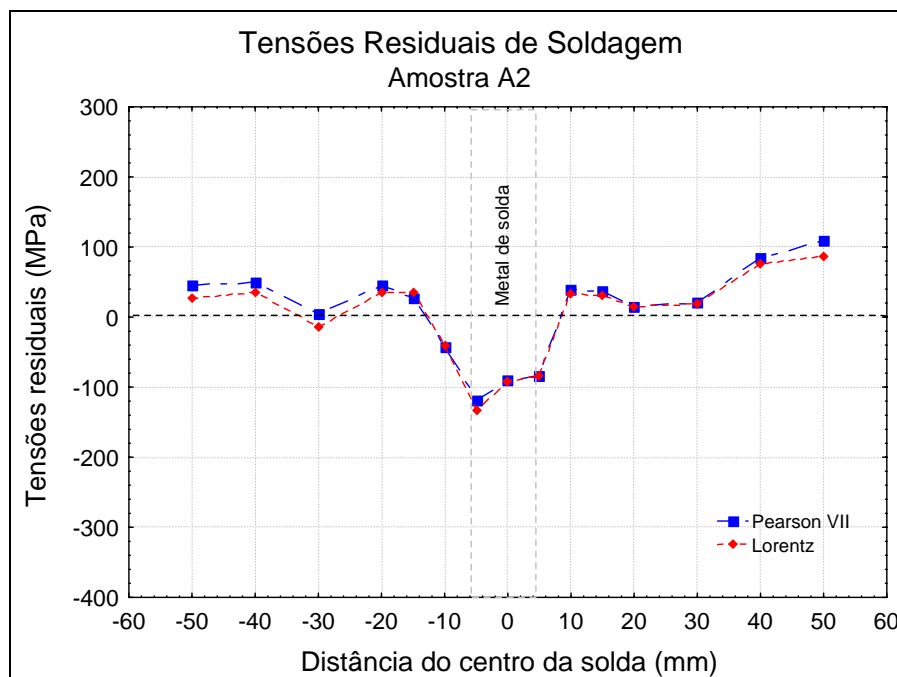


Figura 53. Perfil das tensões residuais na amostra A2 (diâmetro de 4") soldada pelo processo TIG manual com energia de 14,8 kJ/cm no último passe.

Para a ZAC do lado direito, verificou-se novamente na adjacência do cordão de solda a presença de tensões compressivas, com 82 MPa e 84 MPa de módulo para Pearson VII e

Lorentz, respectivamente. Observa-se que para o restante da ZAC as tensões residuais permanecem trativas para ambos tipos de correção de pico (Pearson VII ou Lorentz).

O perfil das tensões do corpo de prova A3 é apresentado na Figura 54. A energia de soldagem do passe de acabamento foi de 15,0 kJ/cm. Conforme observado, as tensões residuais na região da solda foram compressivas. No centro do cordão obteve-se uma tensão de -192 MPa, tanto para o ajuste pela função Pearson VII quanto para Lorentz. A máxima tensão foi observada novamente no lado esquerdo da ZAC (chanfrado) adjacente ao cordão de solda, com valor de -313 MPa (Pearson VII) e -310 MPa (Lorentz). A extensão da região sob tensões residuais compressivas foi de aproximadamente 15 mm para ambos os lados, passando posteriormente para tensões de tração.

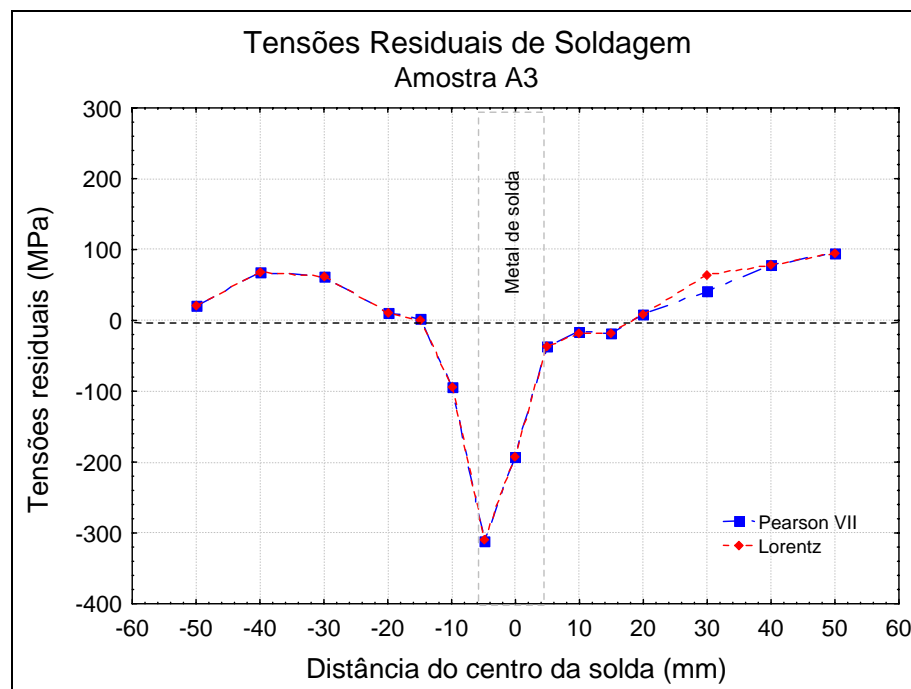


Figura 54. Perfil das tensões residuais na amostra A3 (diâmetro de 4") soldada pelo processo TIG manual com energia de 15,0 kJ/cm.

A Figura 55 apresenta o perfil das tensões residuais produzidas pelo ciclo térmico de soldagem para o tubo A4, soldado com energia do último passe de 14,7 kJ/cm. Nesta amostra é possível observar um comportamento bem diferente das demais amostras analisadas, nas quais observaram-se significativas diferenças entre os níveis de tensões do lado direito e esquerdo da ZAC adjacente ao cordão de solda.

A tensão no metal de solda foi menor quando comparada às tensões na ZAC. As tensões nas adjacências do cordão de solda, para ambos os lados, apresentaram valores na ordem de -200 MPa, entre os pontos + 10 mm e -10 mm. A partir de 10 mm de distância do

centro da solda para os dois lados, verifica-se uma contínua redução nos valores das tensões residuais, as quais tendem a zero.

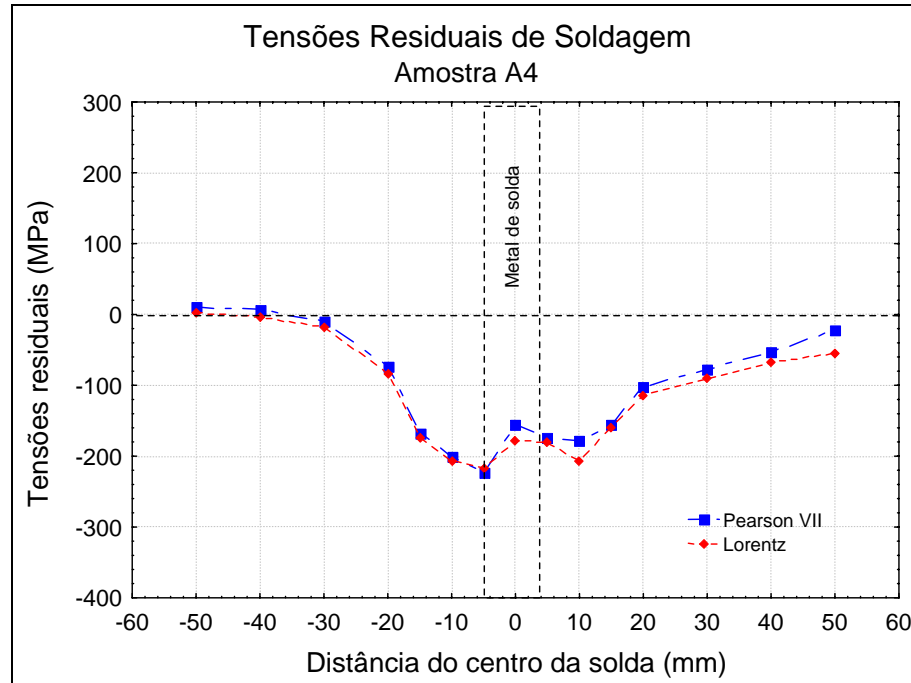


Figura 55. Perfil das tensões residuais na amostra A4 (diâmetro de 4") soldada pelo processo TIG manual com energia de 14,7 kJ/cm.

As Figuras 56, 57, 58 e 59 apresentam o comportamento das tensões residuais para os tubos com 4" de diâmetro soldados manualmente com menor aporte térmico. Na Figura 56 observa-se o perfil das tensões para a amostra B1 soldada com energia do último passe de 9,5 kJ/cm. No centro do cordão de solda o valor da tensão foi de aproximadamente -100 MPa (Pearson VII) e 137 MPa (Lorentz), compressiva. As tensões residuais são compressivas no centro do cordão de solda e na ZAC adjacente para ambos lados. Pelo lado esquerdo as tensões seguem diretamente para trativas e assim permanecem até o último ponto medido. Para o lado direito da ZAC as tensões compressivas estendem-se por no máximo 10 mm, as quais passam a trativas atingindo picos de aproximadamente 170 MPa em $x = 30$ mm e de 180 MPa em $x = 40$ mm, seguida por uma leve queda.

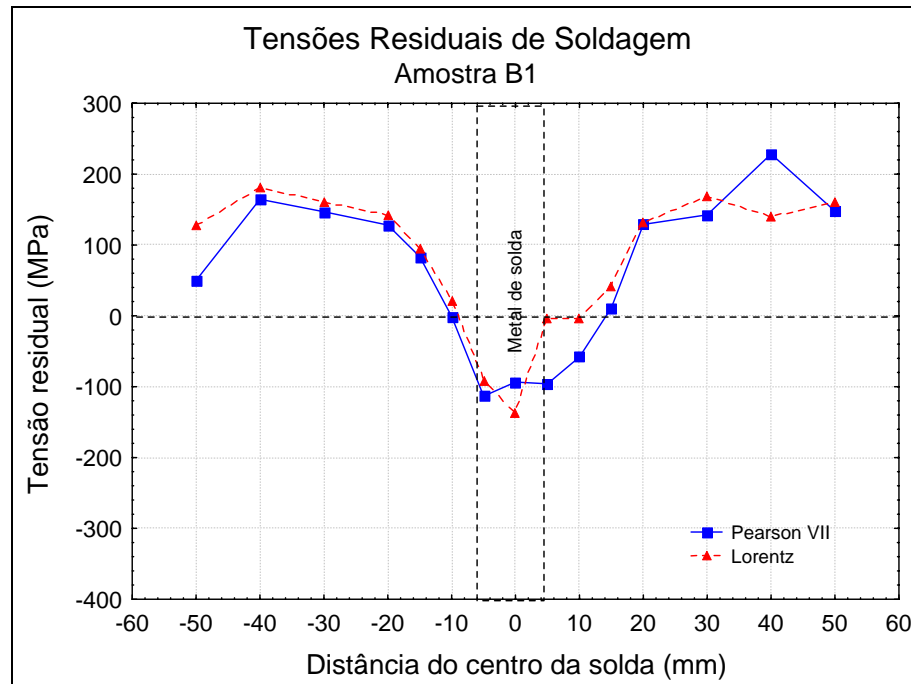


Figura 56. Perfil das tensões residuais na amostra B1 (diâmetro de 4") soldada pelo processo TIG manual com energia de 9,5 kJ/cm.

A amostra B2 (tubo com diâmetro de 4" e soldada manualmente com 10,9 kJ/cm) tem seu perfil de tensões residuais apresentado na Figura 57. Observa-se uma expressiva queda no valor da tensão compressiva ao centro do cordão de solda, atingindo -32 MPa. A tensão compressiva na ZAC do lado esquerdo (chanfrado) foi de -259 MPa (Pearson VII) e -265 MPa (Lorentz), enquanto que para o lado direito a tensão foi de -167 MPa para ambos os ajustes. A extensão da zona sob tensão compressiva foi de 30 mm para a esquerda e 15 mm para a direita.

A região sob tensão trativa inicia a aproximadamente 30 mm do centro da solda para o lado esquerdo da junta, atingindo um pico de tensão de 181 MPa em $x = -50$ mm. Para o lado direito o comportamento foi semelhante, com o início da zona de tensões trativas em $x = 15$ mm e com o pico de 120 MPa. Após os picos as tensões sofrem uma queda tendendo a compressivas novamente.

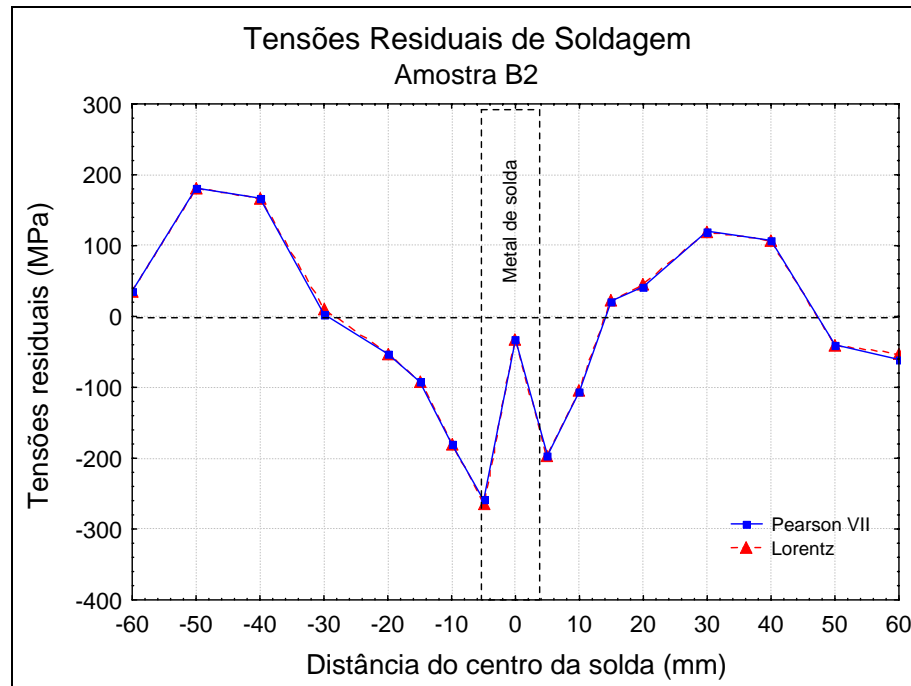


Figura 57. Perfil das tensões residuais na amostra B2 (diâmetro de 4") soldada pelo processo TIG manual com energia de 10,9 kJ/cm.

O perfil de tensões da amostra B3, soldada com energia de 9,0 kJ/cm, é apresentado na Figura 58. A tensão no centro do cordão de solda foi compressiva alcançando valores que variaram entre -140 MPa para o ajuste por Pearson VII e -172 MPa para Lorentz. Contudo, não foi o máximo valor de tensão compressiva observado, sendo este obtido para a ZAC do lado esquerdo, o qual é o lado da junta que apresenta o chanfro (209 MPa). A extensão da zona sob compressão foi de 15 mm para cada lado da junta. Posteriormente as tensões passam a trativas, entretanto mantendo valores baixos, na ordem de 100 MPa, a exceção do ponto $x = -40$ mm que alcançou 166 MPa.

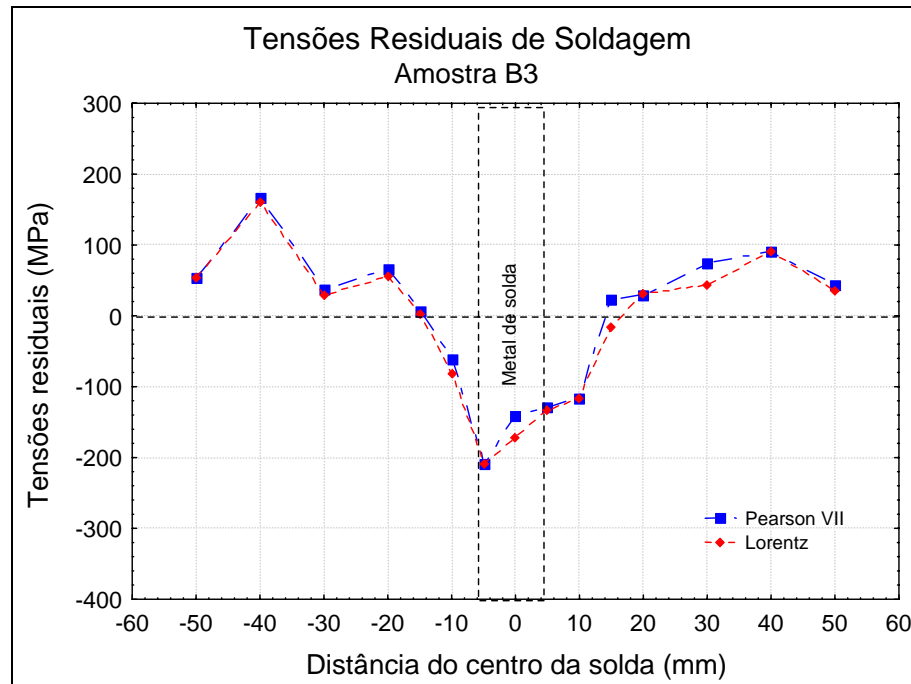


Figura 58. Perfil das tensões residuais na amostra B3 (diâmetro de 4") soldada pelo processo TIG manual com energia de 9,0 kJ/cm.

A distribuição das tensões ao longo da junta soldada para a amostra B4, na qual empregou-se no último passe uma energia de soldagem de 9,5 kJ/cm, é apresentada na Figura 59. Novamente observa-se que a tensão do centro do cordão de solda foi compressiva, mas não foi o máximo valor observado. A tensão no metal de solda foi de -210 MPa (Pearson VII) e -224 MPa (Lorentz).

A máxima tensão, assim como observado no corpo de prova B3, localizou-se no lado esquerdo da ZAC adjacente ao cordão de solda, justamente o lado da junta na qual foi preparado o chanfro. Os valores de tensão neste ponto foram -239 MPa (Pearson VII) e -249 MPa (Lorentz). Esta observação é importante, pois reforça as suspeitas da influência do chanfro no nível máximo de tensão residual.

A extensão da zona sob compressão foi de aproximadamente 15 mm para cada lado da junta, semelhante ao observado na amostra B3. Para o lado esquerdo, a partir de 15 mm, observa-se uma estabilização das tensões trativas na ordem de 50 MPa, exceto para o ponto $x = -30$ mm, que apresentou 144 MPa (Pearson VII) e 124 MPa (Lorentz). O lado direito apresentou uma tendência de crescimento das tensões trativas, a partir de 15 mm.

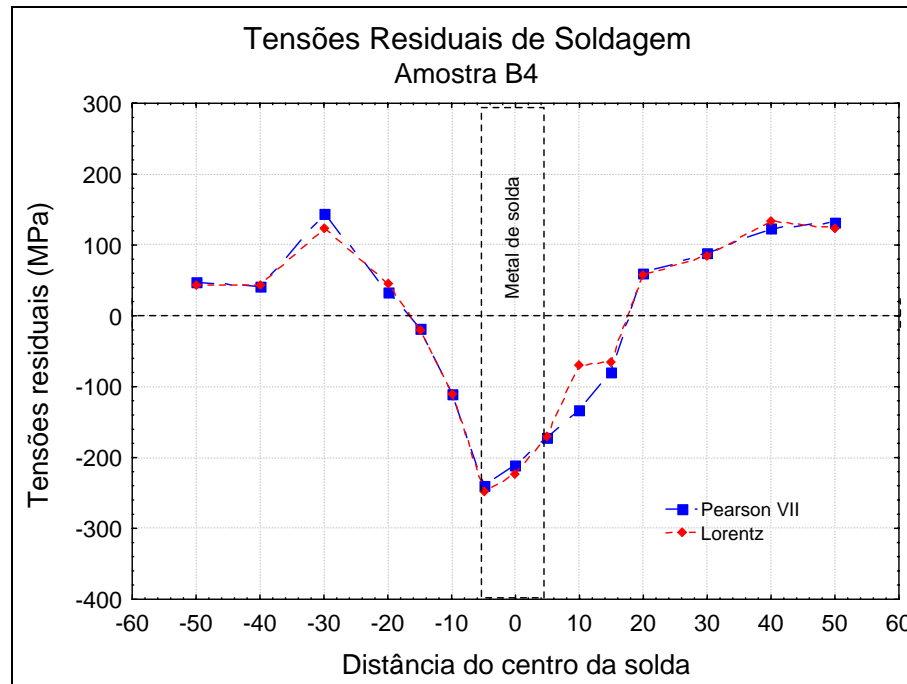


Figura 59. Perfil das tensões residuais na amostra B4 (diâmetro de 4") soldada pelo processo TIG manual com energia de 9,5 kJ/cm.

6.2.2 Tubos com diâmetro de 2 polegadas.

A Figura 60 apresenta o perfil de tensões residuais de soldagem para a amostra C1 (tubo com 2" de diâmetro e soldado com 8,4 kJ/cm). Verifica-se que a tensão no centro do cordão de solda foi compressiva, e correspondeu ao valor máximo de tensão compressiva, sendo de -205 MPa (Pearson VII) e -185 MPa (Lorentz). A extensão da zona de tensões compressivas foi bem menor quando comparada aos resultados observados para os tubos com 4" de diâmetro.

Antes de atingirem ± 10 mm do centro do cordão de solda, ou seja, logo após iniciar a ZAC, as tensões residuais passam a trativas. Pelo lado esquerdo da junta verifica-se um pico de tensão trativa em $x = 22$ mm, com 253 MPa (PearsonVII) e 250 (Lorentz). Pelo lado direito da junta observou-se que as tensões trativas crescem desde a ZAC adjacente ao cordão de solda até atingirem um pico em $x = 14$ mm, onde alcançam valores na ordem de 258 MPa (Pearson VII) e 271 MPa (Lorentz). Após esse pico as tensões sofrem uma ligeira queda.

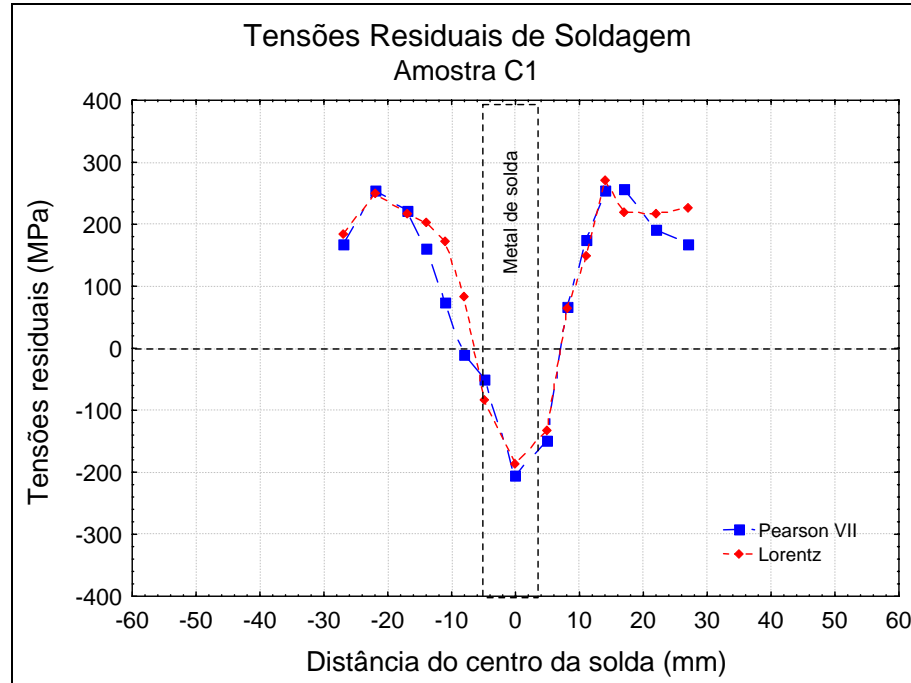


Figura 60. Perfil das tensões residuais na amostra C1 (diâmetro de 2") soldada pelo processo TIG manual com energia de 8,4 kJ/cm.

O perfil de tensões da amostra C2 (tubo com 2" de diâmetro soldado com 7,8 kJ/cm) é apresentado na Figura 61. As tensões compressivas foram localizadas próximas a região da solda. No centro do cordão de solda verifica-se uma tensão maior do que as observadas na ZAC em ambos os lados. A extensão da ZAC sob compressão foi de aproximadamente 10 mm para cada lado. Pelo lado esquerdo da junta as tensões passam a trativas e crescem até atingirem um pico de tensão de 176,6 MPa (Pearson VII) e 173,6 MPa (Lorentz) em $x = -17$ mm, seguindo em queda posteriormente. Pelo lado direito da junta as tensões crescem e permanecem nos últimos três pontos avaliados variando entre 100 e 150 MPa, independente do tipo de correção.

A amostra C3 (soldada com 7,8 kJ/cm) teve um perfil bastante semelhante aos demais analisados (Figura 62). Observou-se uma estreita faixa com tensões compressivas, localizadas na região da solda. A tensão compressiva máxima foi de -178,9 MPa (Pearson VII) e -177,6 MPa (Lorentz), e assim como para a amostra C1, a máxima tensão compressiva localizou-se no centro da solda. Pelo lado esquerdo, rapidamente as tensões compressivas diminuem e passam a trativas, crescendo até atingirem cerca de 100 MPa e estabilizando em aproximadamente 70 MPa. O perfil das tensões do lado direito segue crescendo, alcançando um pico de 181,4 MPa (Pearson VII) e 184,2 MPa Lorentz em $x = 17$ mm, estabilizando em 100 MPa logo em seguida.

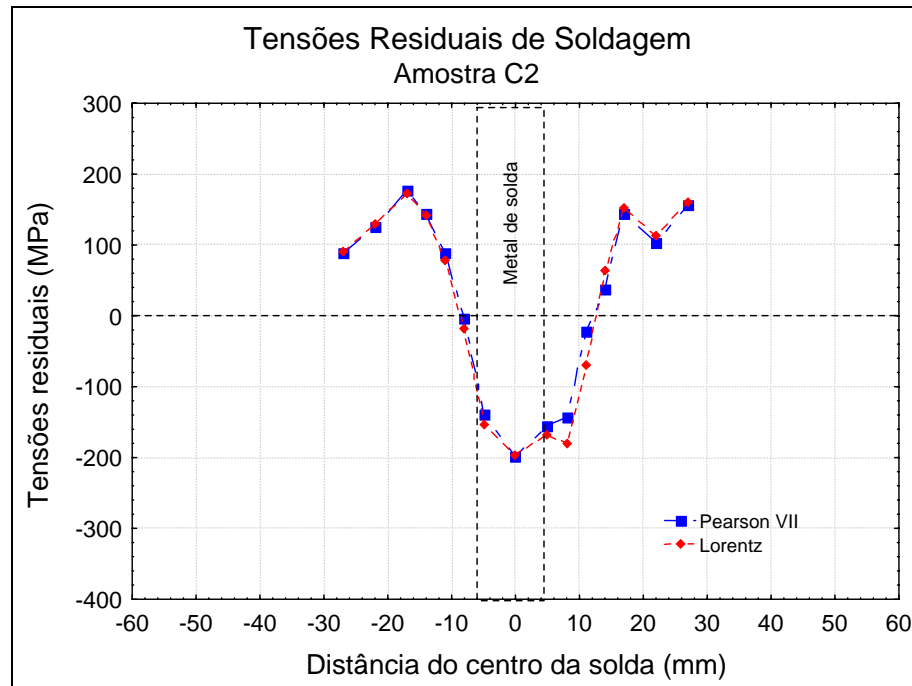


Figura 61. Perfil das tensões residuais na amostra C2 (diâmetro de 2”) soldada pelo processo TIG manual com energia de 7,8 kJ/cm.

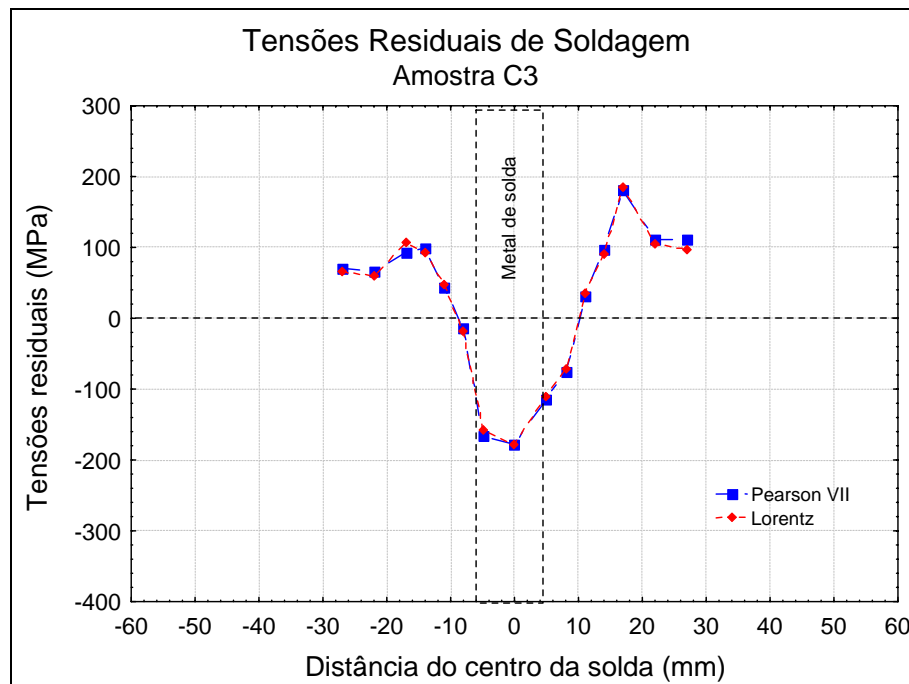


Figura 62. Perfil das tensões residuais na amostra C3 (diâmetro de 2”) soldada pelo processo TIG manual com energia de 7,8 kJ/cm.

Dentre as quatro amostras de tubo com 2” de diâmetro, soldadas com baixo aporte térmico (amostras do grupo C), a amostra C4 foi a única que apresentou comportamento distinto das demais, como pode ser observado na Figura 63. Nesta amostra a tensão compressiva no centro do cordão de solda foi menor que o apresentado pelo ZAC, diferente

do observado para as demais amostras analisadas. O ponto de máxima tensão compressiva (-185,7 MPa – Pearson VII, -181,5 MPa – Lorentz), não foi localizado na ZAC adjacente ao metal de solda, mas sim no segundo ponto de medição pelo lado esquerdo da junta, distante 8 mm do centro da solda. A zona sob tensão compressiva foi mais extensa, devido ao maior comprimento pelo lado esquerdo, passando para tensão trativa em $x = -20$ mm. Pelo lado direito, as tensões compressivas estendem-se por no máximo 10 mm, passando para trativa até atingir aproximadamente 100 MPa e caindo novamente até retornar ao estado compressivo.

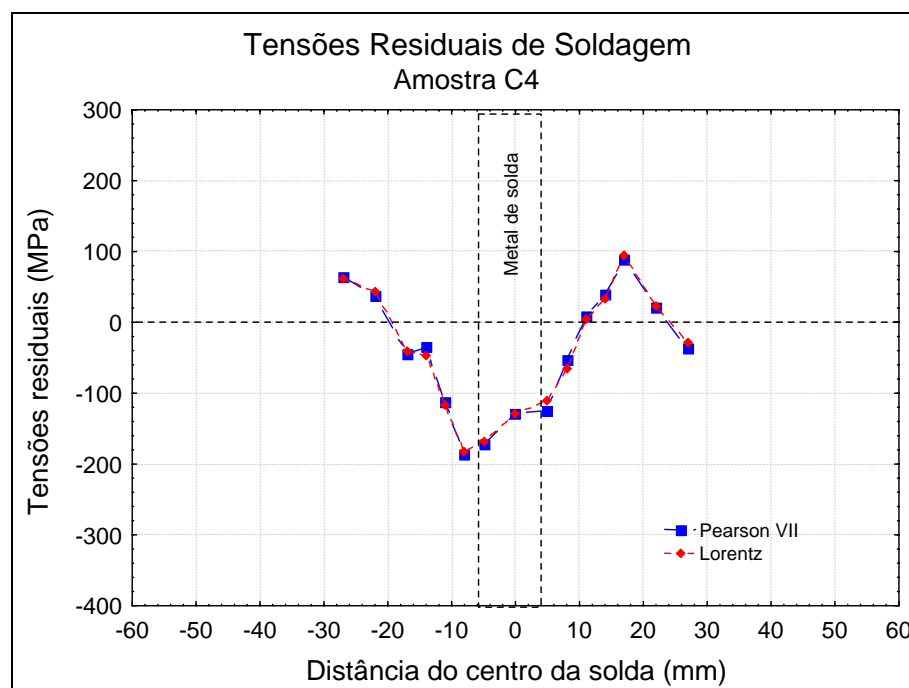


Figura 63. Perfil das tensões residuais na amostra C4 (diâmetro de 2”) soldada pelo processo TIG manual com energia de 7,5 kJ/cm.

As amostras do grupo D são compostas por tubos de 2” de diâmetro, soldados pelo processo manual com aporte térmico mais alto. Para a amostra D1, verifica-se um menor nível de tensões residuais compressivas (Figura 64) quando comparada às amostras com menor aporte térmico (grupo C), com o pico de tensão em torno de -65 MPa, localizado na ZAC do lado esquerdo, adjacente ao cordão de solda. A tensão no centro do cordão foi de aproximadamente -30 MPa, para ambas as correções (Pearson VII e Lorentz).

O lado esquerdo da ZAC apresentou uma redução gradativa do nível de tensões residuais compressivas até passarem para trativas em $x = 14$ mm, crescendo até 149 MPa (Pearson VII) e 129 MPa (Lorentz). A zona com tensões residuais compressivas foi um

pouco menor do lado direito, passando para tensões de tração a partir do segundo ponto de medição em $x = 8$ mm, mantendo-se em crescimento para as demais medidas.

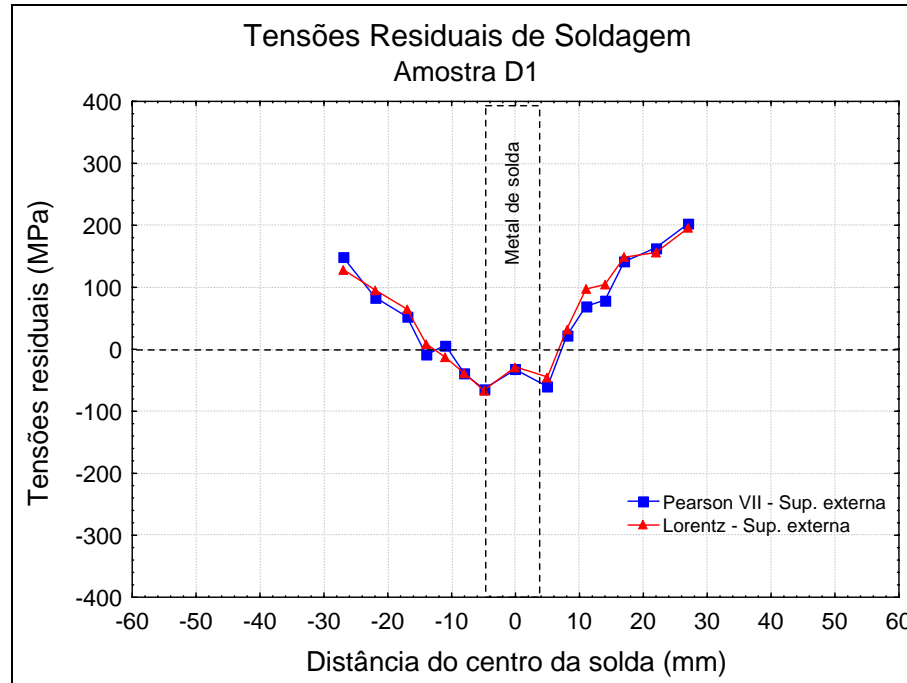


Figura 64. Perfil das tensões residuais na amostra D1 (diâmetro de 2") soldada pelo processo TIG manual com energia de 10,2 kJ/cm.

A amostra D2 apresentou comportamento semelhante a amostra D1 exibindo um baixo nível de tensões compressivas (Figura 65), sendo o máximo observado na ZAC adjacente ao cordão de solda pelo lado esquerdo, com -118 MPa (Pearson VII) e -112 MPa (Lorentz). Estas tensões compressivas distanciam-se do centro da solda cerca de 10 mm para cada lado. Após passarem de compressivas para trativas, as tensões seguem em crescimento até atingirem valores da ordem de 150 MPa.

O perfil das tensões residuais da amostra D3 está apresentado na Figura 66. Verificou-se que a extensão da zona com tensões residuais compressivas foi um pouco maior que o apresentado pelas amostras D1 e D2, com aproximadamente 30 mm de extensão. O perfil foi bastante irregular, no qual observa-se que no metal de solda o nível de tensão foi bem inferior aos apresentados pela ZAC. A máxima tensão foi localizada na ZAC adjacente ao cordão de solda pelo lado direito, com o máximo de -210 MPa (Pearson VII) e -184 MPa (Lorentz).

A amostra D4 apresentou um comportamento singular, completamente diferenciado dos demais até então avaliados (Figura 67). Uma elevada tensão compressiva localizada no centro do cordão de solda foi observada nesta amostra, com módulo da ordem de 370 MPa. Embora a presença de tensões residuais compressivas seja considerada benéfica, por

promoverem um certo retardo à nucleação e propagação das trincas, é evidente que em elevado grau como o presente, estas podem constituir uma condição crítica, pois alcançam o valor do limite de escoamento do material.

A zona sob compressão estendeu-se ao longo de 40 mm, contados aproximadamente 20 mm para cada lado, a partir do centro da solda. Observa-se ainda que ao longo da região de medição estas praticamente não chegaram a atingir tensões trativas.

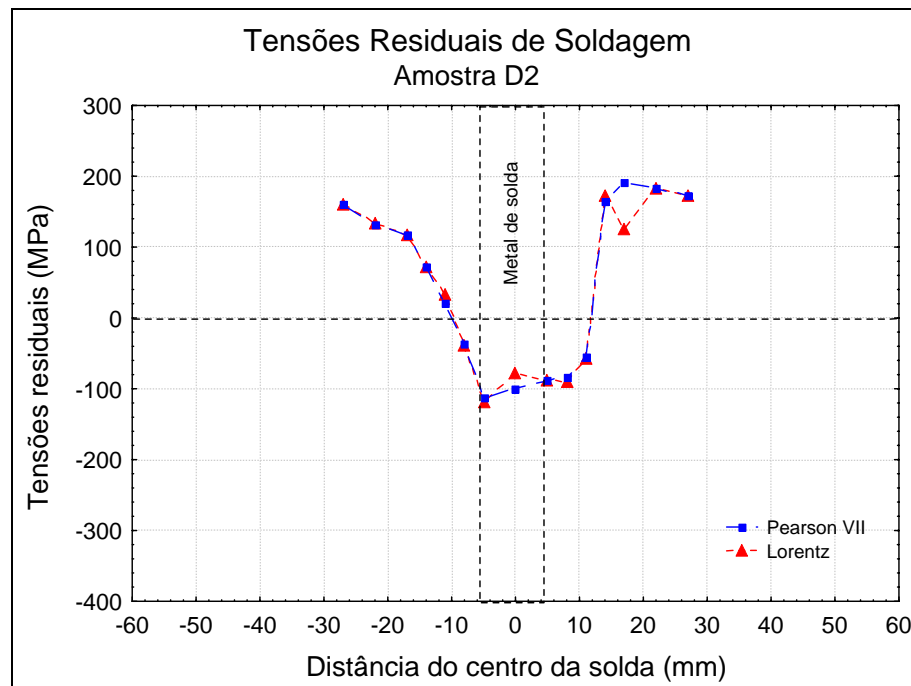


Figura 65. Perfil das tensões residuais na amostra D2 (diâmetro de 2") soldada pelo processo TIG manual com energia de 10,4 kJ/cm.

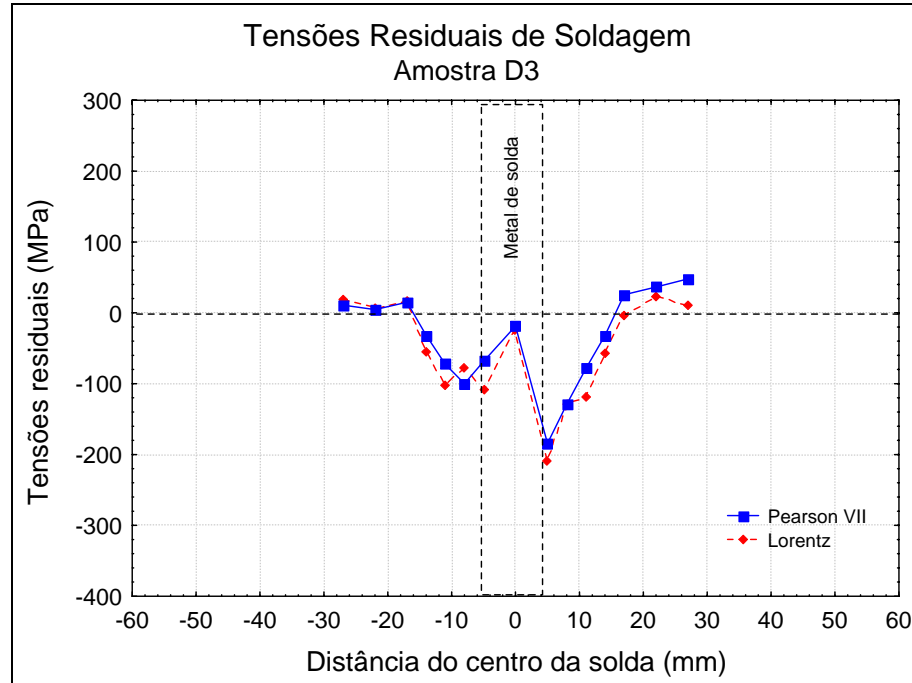


Figura 66. Perfil das tensões residuais na amostra D3 (diâmetro de 2") soldada pelo processo TIG manual com energia de 9,6 kJ/cm.

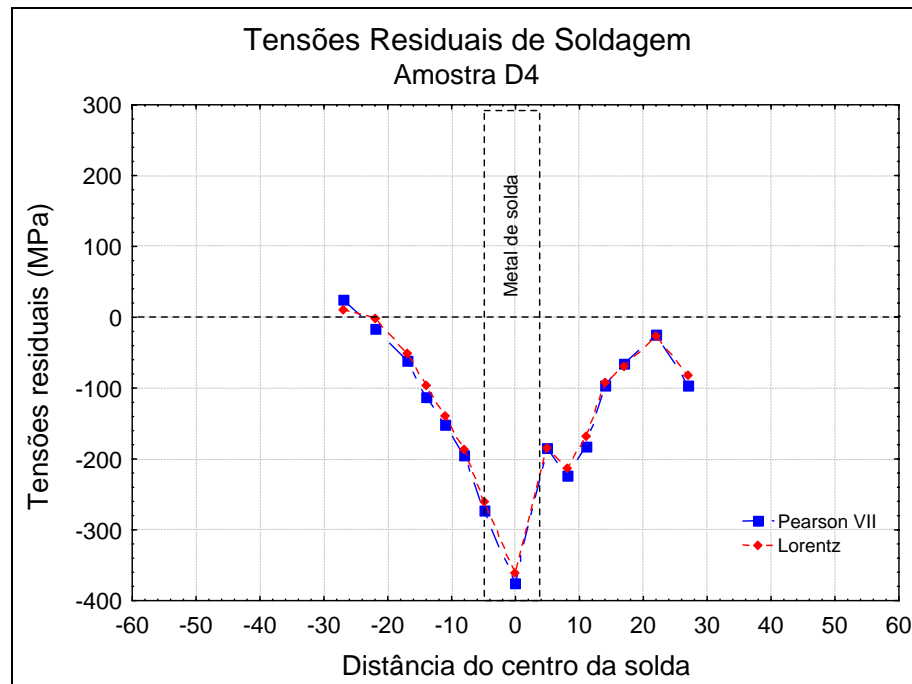


Figura 67. Perfil das tensões residuais na amostra D4 (diâmetro de 2") soldada pelo processo TIG manual com energia de 10,0 kJ/cm.

6.3 Tensões residuais na soldagem TIG orbital.

Nesta seção são apresentados os resultados das tensões residuais medidas na superfície externa dos corpos de prova compostos por tubos com 2” de diâmetro soldados pelo processo TIG orbital. Em todos os casos, considerou-se uma energia de 6,2 kJ/cm, haja vista a alta reprodutibilidade do processo automático.

Na Figura 68 é apresentada o perfil das tensões residuais para a amostra O1. Observa-se um comportamento semelhante ao observado para as amostras soldadas pelo processo TIG manual, no qual ocorreu a formação de tensões residuais compressivas na região da solda e de tensões trativas na região mais afastada do cordão de solda.

Nesta amostra é destacado que o maior nível de tensão está presente no centro do cordão de solda. Na ZAC adjacente ao cordão pelo lado esquerdo verifica-se uma tensão praticamente nula, tendendo a trativa. Para o lado direito, verifica-se após o ponto $x = 10$ mm que as tensões passam para trativas e assim permanecem durante o restante da varredura. Duas importantes informações são verificadas, a primeira é que o nível das tensões é baixo, com módulo de 146 MPa (Pearson VII) e 121 MPa (Lorentz). A segunda é que a extensão da zona de tensões residuais compressiva é bastante estreita, semelhante ao observado para as amostras da classe C.

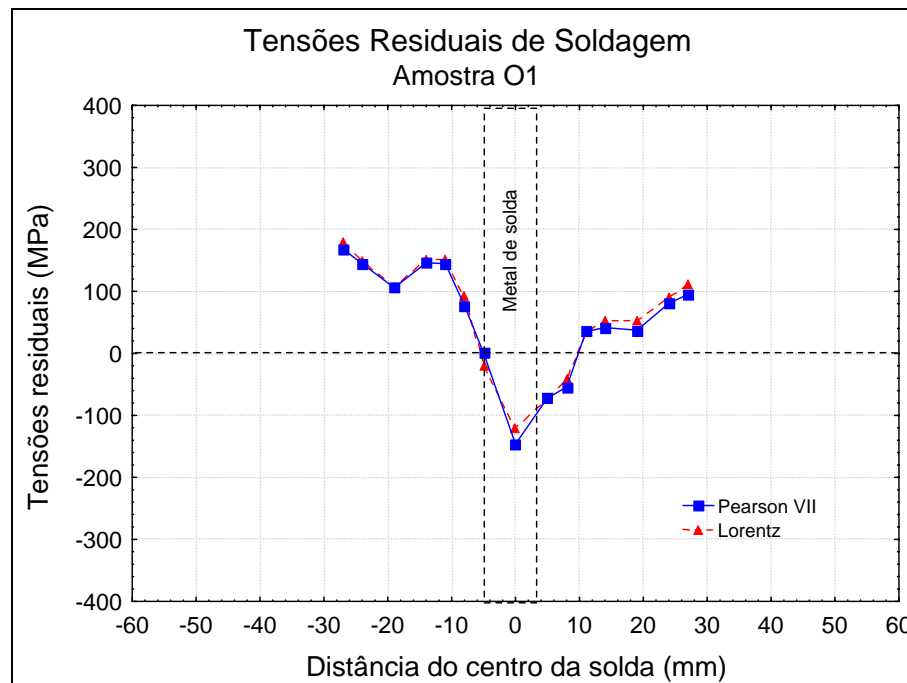


Figura 68. Perfil das tensões residuais na amostra O1 (diâmetro de 2”) soldada pelo processo TIG orbital com energia de 6,2 kJ/cm.

A Figura 69 apresenta o perfil de tensões residuais da amostra O2. Nesta amostra foram realizadas mais medidas que as demais amostras. Verifica-se novamente um menor nível de tensões residuais compressivas, que variou entre -130 e -138 MPa. As regiões do metal de solda e ZAC adjacente ao cordão de solda apresentaram tensões residuais compressivas sem praticamente nenhuma variação. A extensão da zona compressiva foi de aproximadamente 10 mm para cada lado da junta. A partir de 10 mm do centro do cordão de solda verifica-se a presença de tensões residuais de tração as quais não ultrapassam 200 MPa. Observa-se ainda que após aproximadamente 25 mm (para ambos os lados) ocorre uma tendência de queda das tensões.

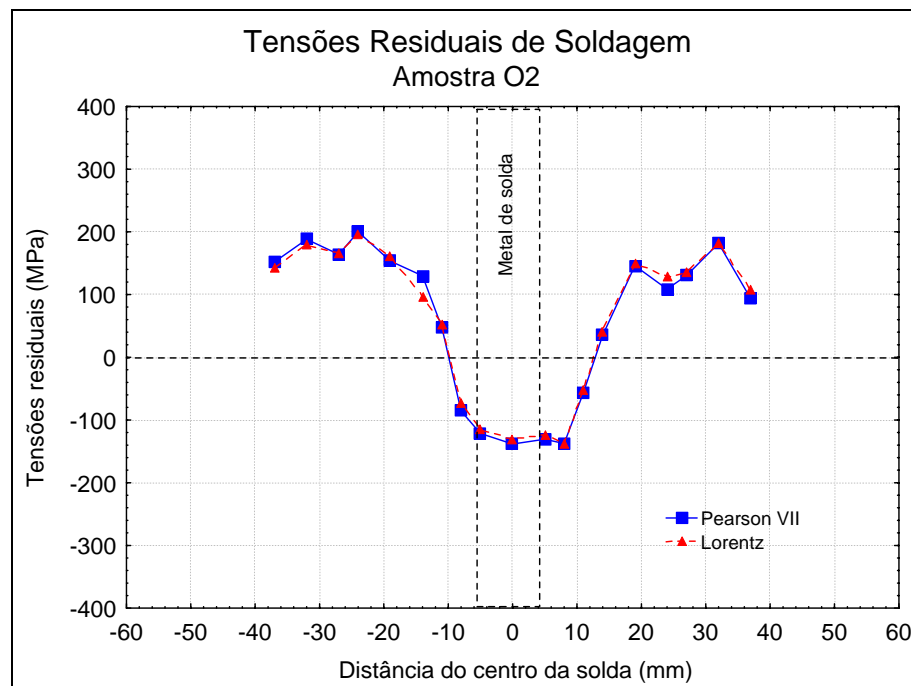


Figura 69. Perfil das tensões residuais na amostra O2 (diâmetro de 2") soldada pelo processo TIG orbital com energia de 6,2 kJ/cm.

As tensões residuais da amostra O3 são apresentadas na Figura 70. Observa-se um comportamento similar ao apresentado pela amostra O2. A máxima tensão localizada ao centro do cordão de solda foi de -218 MPa, praticamente de mesmo valor que o obtido na ZAC adjacente ao cordão de solda pelo lado direito (215 MPa). A extensão da zona sob compressão foi de 10 mm para ambos os lados.

A amostra O4 apresentou o perfil mais assimétrico dentre os corpos de prova avaliados do grupo O (Figura 71). Novamente a máxima tensão residual é localizada ao centro do cordão, entretanto seu valor não é significativamente diferente dos valores medidos na ZAC adjacente ao cordão de solda. A partir de $x = -15$ mm, as tensões tornam-

se trativas e assim permanecem. Verifica-se no lado direito que as tensões residuais trativas atingiram maiores níveis quando comparado ao lado esquerdo.

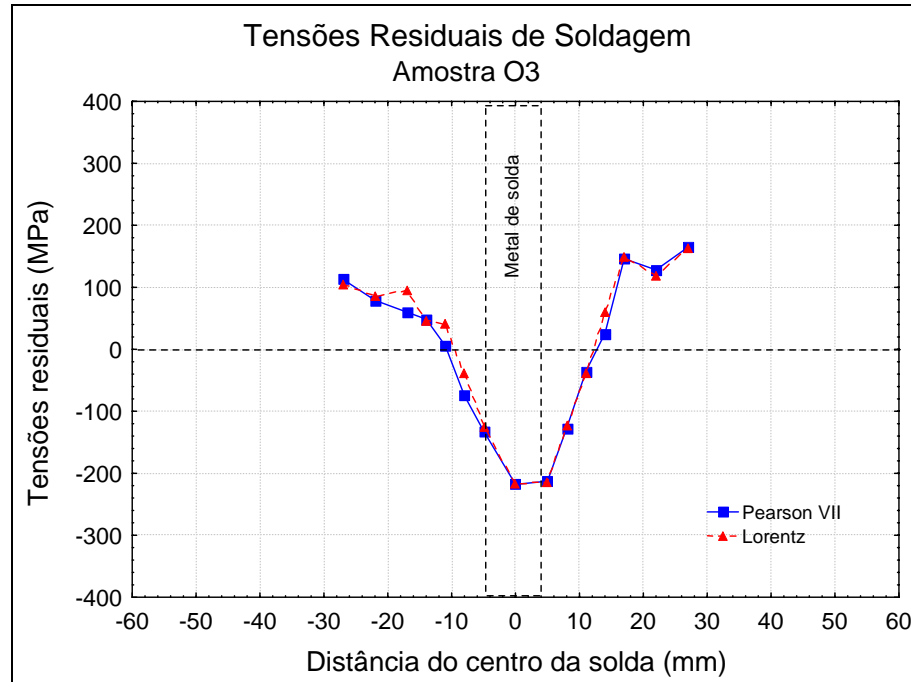


Figura 70. Perfil das tensões residuais na amostra O3 (diâmetro de 2") soldada pelo processo TIG orbital com energia de 6,2 kJ/cm.

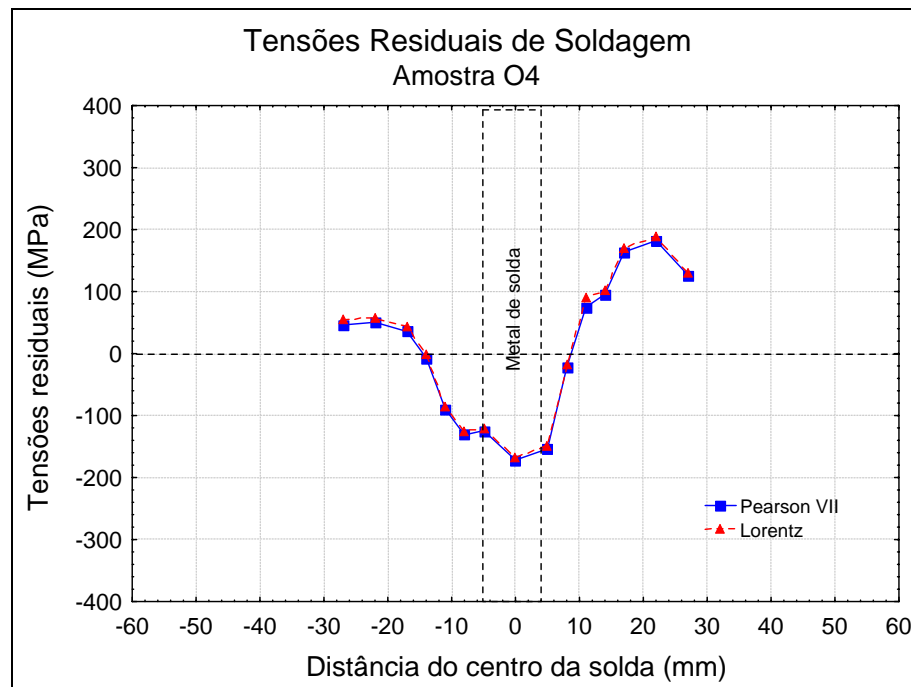


Figura 71. Perfil das tensões residuais na amostra O4 (diâmetro de 2") soldada pelo processo TIG orbital com energia de 6,2 kJ/cm.

6.4 Variação das Tensões Residuais ao Longo da Espessura.

Conforme os resultados apresentados anteriormente para as juntas de topo soldadas circunferencialmente, observa-se que em todos os casos, as tensões residuais medidas pela superfície externa apresentaram valores compressivos na região da solda e de tração na região mais afastada do cordão. Inicialmente estes resultados são considerados justamente o oposto do perfil normalmente observado em juntas soldadas, uma vez que na imensa maioria dos casos a literatura apresenta resultados experimentais e simulações para aplicações em chapas planas (ASM Handbook, 1993; Parlane, 1981; Ruud, Josef & Snoha, 1993; Teng & Lin, 1998; Webster et al., 2002; Cho *et al.*, 2004; Yajiang *et al.*, 2004; Rodrigues *et al.*, 2006).

Contudo, em se tratando da soldagem de tubulações e dutos, verifica-se que o campo de tensões residuais é bem mais complexo e o comportamento é, de certa forma, diferente da condição de chapa plana. No caso da geometria cilíndrica, ocorre a formação de elevados níveis de tensões residuais de tração na superfície interna ao longo da região do cordão de solda e na ZAC, enquanto que para as mesmas regiões na superfície externa são observadas tensões residuais compressiva (Law *et al.*, 2006; Dike *et al.*, 1998).

Dike *et al.* (1998) avaliaram a distribuição das tensões residuais em tubos de aço inoxidável AISI 304L, com 1 ½” de diâmetro e parede de 2,3 mm de espessura, soldado pelo processo TIG autógeno. As medições foram realizadas pela superfície externa dos tubos e o comportamento das tensões residuais axiais foram semelhante aos verificados neste trabalho, com tensões residuais compressivas na região do cordão de solda e sua vizinhança, e passando em seguida para tensões de tração.

Ruud, DiMascio & Melcher (1984) realizaram medidas de tensões residuais utilizando difratometria por raio-X em tubos de aço inoxidável com diâmetro de 12” soldados e verificaram na prática que as tensões residuais na parede interna do tubo, na região da solda, são de tração, enquanto na região afastada do cordão de solda as tensões são compressivas.

Scaramangas & Porter (1985) realizaram uma coleção de experimentos e simulações buscando determinar de forma empírica as tensões residuais axiais na superfície interna de tubos, em função do aporte térmico e da espessura da parede. Seus resultados mostraram que somente a deformação circunferencial, causada pela expansão radial e conseqüentemente por sua contração, é responsável pela geração de tensões térmicas. O autor cita ainda que a redução do raio devido ao resfriamento após a soldagem aliada à condição de simetria no centro da seção transversal do tubo (linha neutra) resulta em uma variação quase linear das tensões residuais axiais através da espessura, com tensões

residuais axiais de tração na superfície interna e tensões residuais axiais compressivas na superfície externa.

A explicação para esta variação de tensões entre a superfície externa e interna de tubos de parede fina é de que o resfriamento do cordão de solda ocasiona uma contração ao redor do tubo, gerando forças na direção circunferencial, cujo efeito é similar ao de um torniquete ao redor do tubo (Law *et al.*, 2006).

Brickstad & Josefson (1998) também atribuem a formação das tensões residuais em tubulações ao “efeito torniquete”, o qual é definido como uma deformação local para o interior do tubo causada por uma contração circunferencial. Os autores destacam que esta contração implica na geração das tensões residuais axiais, de forma semelhante a uma simples flexão linear, conforme mostrado na Figura 72. Observa-se através da Figura 72 a presença de tensões residuais axiais de compressão na superfície externa e de tensões residuais axiais de tração na superfície interna.

Outra importante informação destacada no trabalho de Brickstad & Josefson (1998) é que a contração axial do último passe não é resistida pelos passes anteriores, principalmente quando o número de passes é pequeno, pois toda a espessura experimenta praticamente o mesmo ciclo térmico. Eles demonstram que é possível produzir quase as mesmas tensões residuais pela aplicação apenas do último passe de solda, o qual aquecerá a espessura por inteira a uma temperatura elevada o suficiente.

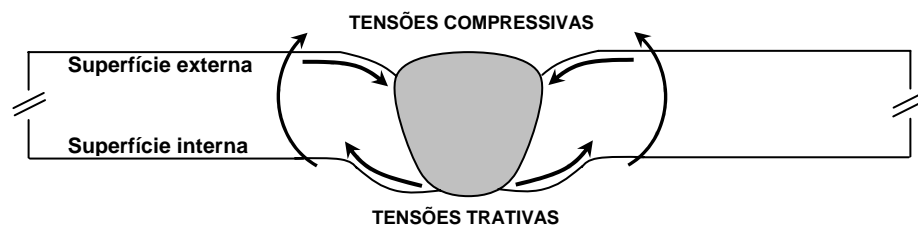


Figura 72. Comportamento das tensões residuais axiais devido ao efeito torniquete ao redor do tubo (Baseado em Law *et al.*, 2006).

As tensões de tração na superfície interna são preocupantes, pois em alguns casos, a magnitude chega próxima ao limite de escoamento do material. Brickstad & Josefson (1998) destacam ainda que as tensões residuais circunferenciais (hoop stress) são normalmente trativas ao longo de toda a espessura e que possuem aproximadamente a mesma magnitude das tensões residuais axiais, caso o metal de solda possua o limite de escoamento semelhante ao metal de base.

A determinação do campo de tensões residuais pode ser estimada pela teoria da elasticidade usando o modelo analítico de cascas finas (Leggatt, 1982; Vaidyanathan, Todaro & Finnie, 1973). De forma a simplificar a determinação das tensões residuais de soldagem na superfície interna de tubos de parede fina, o código ASME XI (1986) assume a presença de tensões residuais axiais de tração na superfície interna do tubo com mesma magnitude do limite de escoamento, e uma zona bastante extensa de tensões axiais trativas próximas à superfície interna. Contudo, diversos autores (Josefson, 1985; Josefson & Karlsson, 1989; Gordon, Wang & Michaleris, 1995) têm demonstrado na prática que as tensões residuais axiais podem ser muito menores do que o limite de escoamento, dependendo das condições.

Uma vez que não é possível o acesso do equipamento de medição portátil utilizado neste trabalho ao interior dos tubos e a profundidade de penetração do raio-X é muito pequena, não sendo capaz de avaliar o comportamento das tensões ao longo da espessura, não foi possível determinar de forma experimental as tensões residuais na superfície interna. Entretanto, é possível correlacionar os valores medidos experimentalmente na superfície externa dos tubos com as tensões residuais na superfície interior.

Alguns trabalhos têm apresentado resultados experimentais e de simulação através de elementos finitos, sobre a distribuição de tensões residuais ao longo da espessura de tubos de parede fina, submetidos tanto à soldagem autógena quanto à soldagem multipasse com adição de material (Brickstad & Josefson, 1998; Mochizuki, Hayashi & Hattori, 2000; Fricke, Keim & Schmidt, 2001; George & Smith, 2005)

Mochizuki, Hayashi & Hattori (2000) avaliaram o comportamento das tensões residuais em tubos de aço carbono com junta em V, soldada com 4 passes. A análise foi realizada através de dois métodos de simulação (análise termo-elastoplástica e por deformação inerente) e experimentalmente através de difração de nêutrons, e verificaram um comportamento quase linear entre a superfície externa e interna do tubo, tanto para o metal de solda quanto para a ZAC.

Em outra investigação, Fricke e Keim & Schmidt (2001) desenvolveram um modelo para calcular as tensões residuais induzidas por soldagem, os quais verificaram tensões residuais de tração na raiz da solda e compressivas na superfície externa, cujo comportamento ao longo da espessura foi aproximadamente linear, como pode ser observado na Figura 73.

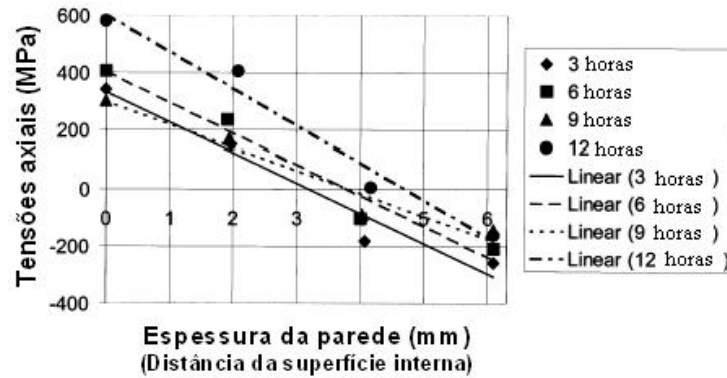


Figura 73. Tensões residuais axiais ao longo da espessura da parede do tubo (Fricke, Keim & Schmidt, 2001)

Brickstad & Josefson (1998) avaliaram a distribuição das tensões residuais axiais ao longo da espessura no centro da solda e na ZAC, como pode ser observado na Figura 74 e Figura 75. A Figura 74 apresenta o resultado para o centro da solda. Observa-se que os resultados para os diversos níveis de aporte térmico são bastante próximos, o que viabiliza a análise para os diversos níveis de energias de soldagem empregados. Além disso, verificou-se que o nível de tensão residual na superfície interna do metal de solda (centro do cordão) foi em torno de 100 MPa, enquanto que o nível de tensões residuais para o mesmo ponto na superfície externa foi de -250 MPa. Em termos de módulo, uma redução bastante significativa, de aproximadamente 150 MPa. A Figura 74 também traz a linha de referência da ASME XI, a qual considera uma tensão de limite de escoamento de 200 MPa, sendo trativa na superfície interna e compressiva na superfície externa.

Os resultados do comportamento das tensões axiais ao longo da espessura para a ZAC são apresentados na Figura 75. Verifica-se que a linha neutra (posição de tensões nulas ao longo da espessura) é mais próxima do meio da espessura e que a distribuição é mais uniforme. O nível de tensões residuais na superfície interna foi de aproximadamente 160 MPa (tração) e de aproximadamente -140 MPa (compressão) na superfície externa. Resultados estes bem próximos entre si, porém um pouco diferente dos estabelecidos pela norma ASME XI, que foi de aproximadamente 200 MPa.

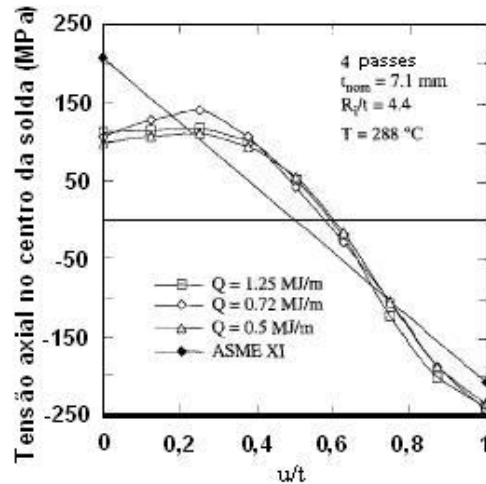


Figura 74. Variação das tensões residuais axiais longo da espessura, no centro do cordão de solda (Brickstad & Josefson, 1998)

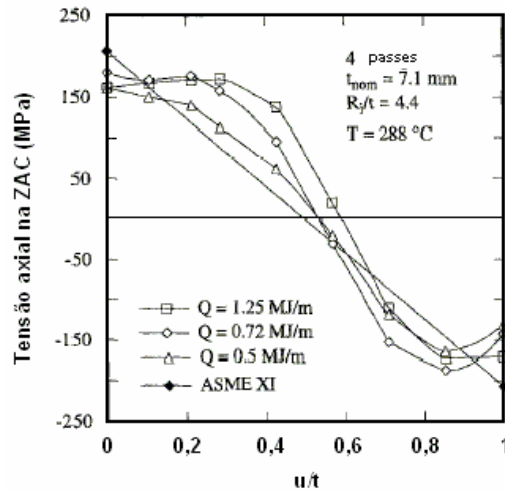


Figura 75. Variação das tensões residuais axiais longo da espessura, na ZAC (Brickstad & Josefson, 1998)

Os resultados apresentados por Brickstad & Josefson (1998) foram calculados para aços inoxidáveis austeníticos. A principal diferença que pode surgir entre o comportamento das tensões axiais ao longo da espessura para o material avaliado neste trabalho (aço baixo carbono) é que os aços ferríticos experimentam transformações de fase no estado sólido, as quais influenciam principalmente o comportamento mecânico. Estas transformações de austenita para ferrita, perlita, martensita ou bainita, devido ao rápido resfriamento, causam um aumento de volume gerando tensões compressivas.

Entretanto, os autores questionam o fato de que o aquecimento e resfriamento causados por múltiplos passes proporcionam um alívio de tensões na ZAC, que minimiza o efeito das tensões residuais devido às transformações de fase. Assim, a diferença entre a

forma do campo de tensões residuais entre tubos de aço austenítico e ferrítico pode ser bastante pequena.

Desta forma, para avaliar os níveis de tensões residuais na superfície interna dos tubos de aço ASTM A106 Gr. B usados neste trabalho, considera-se que a distribuição das tensões residuais axiais ao longo da espessura apresenta um comportamento linear, semelhante ao observado por Brickstad & Josefson (1998), e que o módulo das tensões residuais na superfície interna será de mesmo valor das tensões medidas na superfície externa. Embora os resultados das tensões residuais ao longo da espessura para o centro do cordão (metal de solda) verificados no trabalho de Brickstad & Josefson (1998) tenham apresentado diferenças entre as superfícies externa e interna, essa variação não será considerada de forma a tornar os resultados mais conservativos, visto que os autores verificaram um menor valor de tensões trativas.

6.5 Considerações sobre as tensões residuais na superfície interna.

6.5.1 Tubos com diâmetro de 4 polegadas soldados manualmente.

Conforme discutido anteriormente, será considerado neste trabalho que a variação das tensões residuais ao longo da espessura ocorre linearmente e que as tensões na superfície interna possuem o mesmo valor das tensões medidas na superfície externa, porém com inversão de sinal.

Nas Figuras 76 a 79 são apresentados os perfis das tensões residuais na superfície interna e externa das amostras A (tubos de 4" de diâmetro soldados com maior energia). Verifica-se então que as tensões na superfície interna são trativas na solda e compressivas na região mais afastada do cordão.

Conforme observado na Figura 76, verifica-se um elevado nível de tensão residual trativa na superfície interna, na região da ZAC e zona fundida, da amostra A1. O perfil das tensões residuais para a amostra A2 (Figura 77) mostra que neste caso as tensões residuais são menores quando comparada a anterior, entretanto, o mesmo comportamento de máxima tensão na ZAC adjacente ao cordão de solda é observado. Na Figura 78 (amostra A3) observa-se novamente um elevado nível de tensões residuais trativas na superfície interna, cujo máximo valor foi observado na ZAC adjacente ao cordão de solda. A Figura 79 mostra o perfil das tensões da amostra A4. É possível observar que a o máximo valor da tensão é menor, cerca de 200 MPa, mas a região onde foi localizado foi a mesma das anteriores.

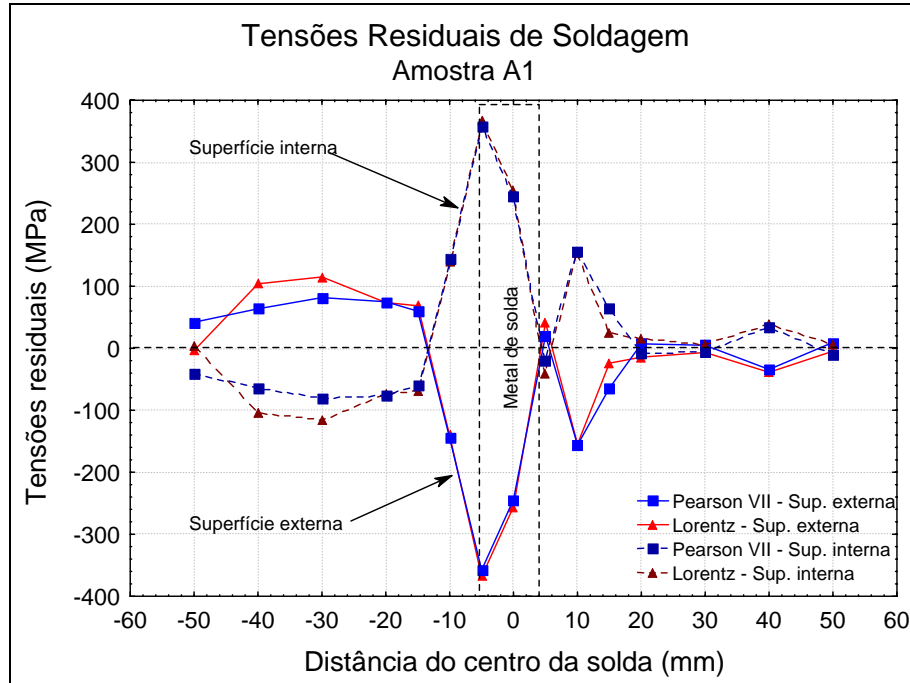


Figura 76. Perfil das tensões residuais na superfície interna da amostra A1 ($E = 14,5 \text{ kJ/cm}$).

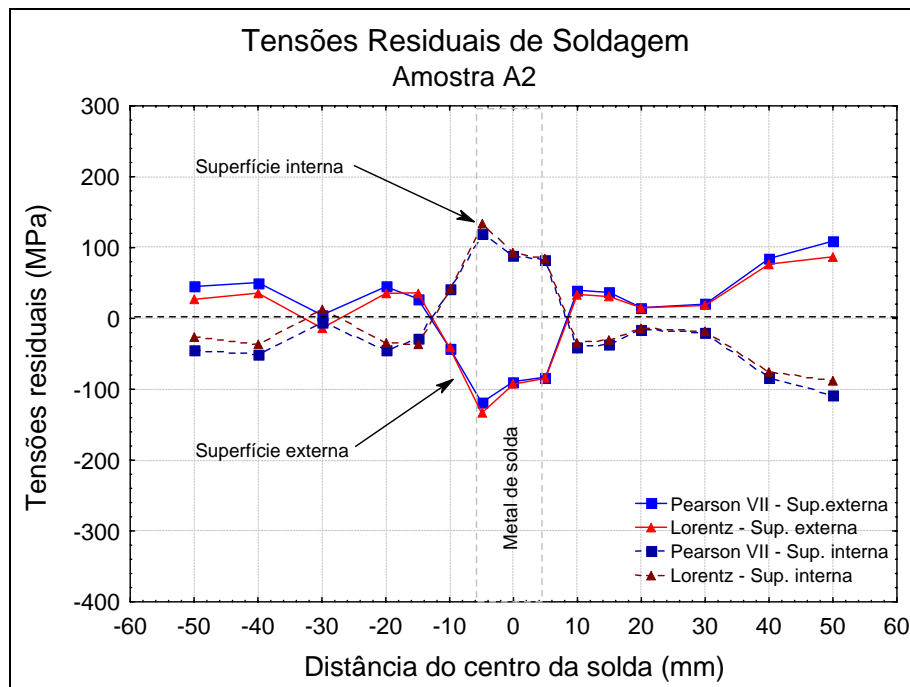


Figura 77. Perfil das tensões residuais na superfície interna da amostra A2 ($E = 14,8 \text{ kJ/cm}$).

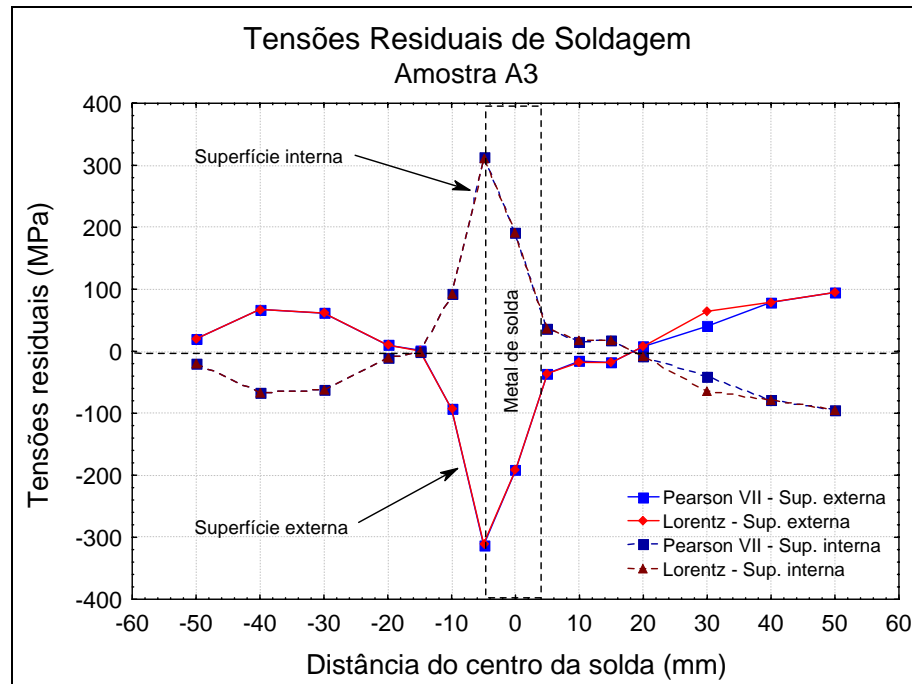


Figura 78. Perfil das tensões residuais na superfície interna da amostra A3 ($E = 15,0 \text{ kJ/cm}$).

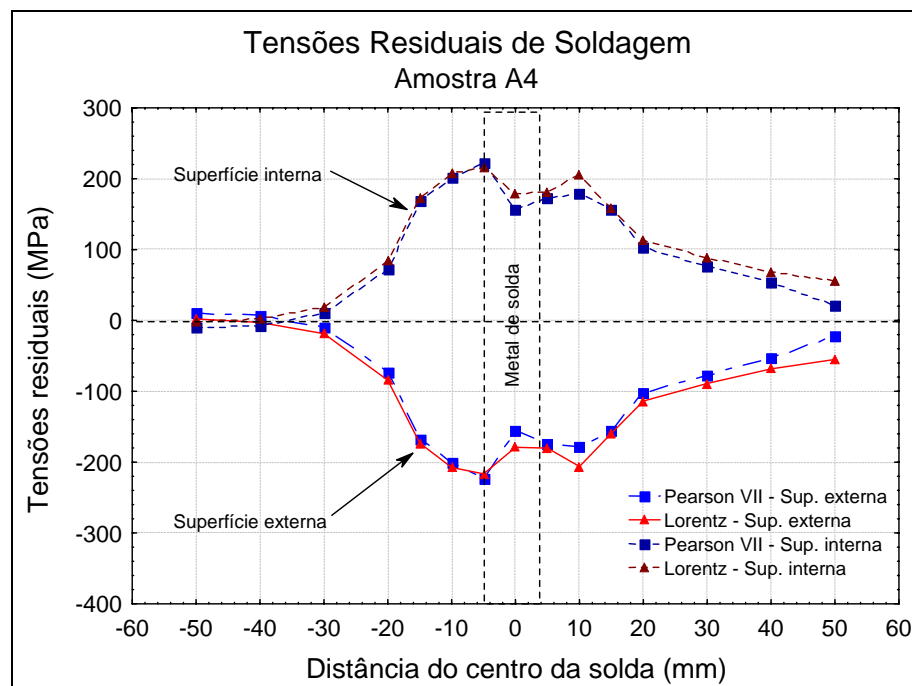


Figura 79. Perfil das tensões residuais na superfície interna da amostra A4 ($E = 14,7 \text{ kJ/cm}$).

O comportamento do perfil das tensões residuais mostrado está de acordo com o reportado pela literatura (Josson & Josefson, 1988; Dong *et al.*, 1997). Abid, Siddique e Mufti (2005) avaliaram as tensões residuais de soldagem em juntas tubo-flange com diâmetro de 4", através de simulação usando o método dos elementos finitos e verificaram um

comportamento bastante semelhante ao apresentado neste trabalho. Contudo, não são apresentados resultados experimentais.

Visando comparar os resultados das tensões residuais com a tensão limite de escoamento, foram construídos perfis normalizados através da razão σ/σ_y , conforme apresentado nas Figuras 80 a 83. Na Figura 80 verifica-se que a máxima tensão residual é praticamente igual ao limite de escoamento do material, correspondendo a uma condição extremamente crítica. Destaca-se ainda que a tensão residual no centro do cordão de solda corresponde a aproximadamente 70% da tensão de escoamento do material

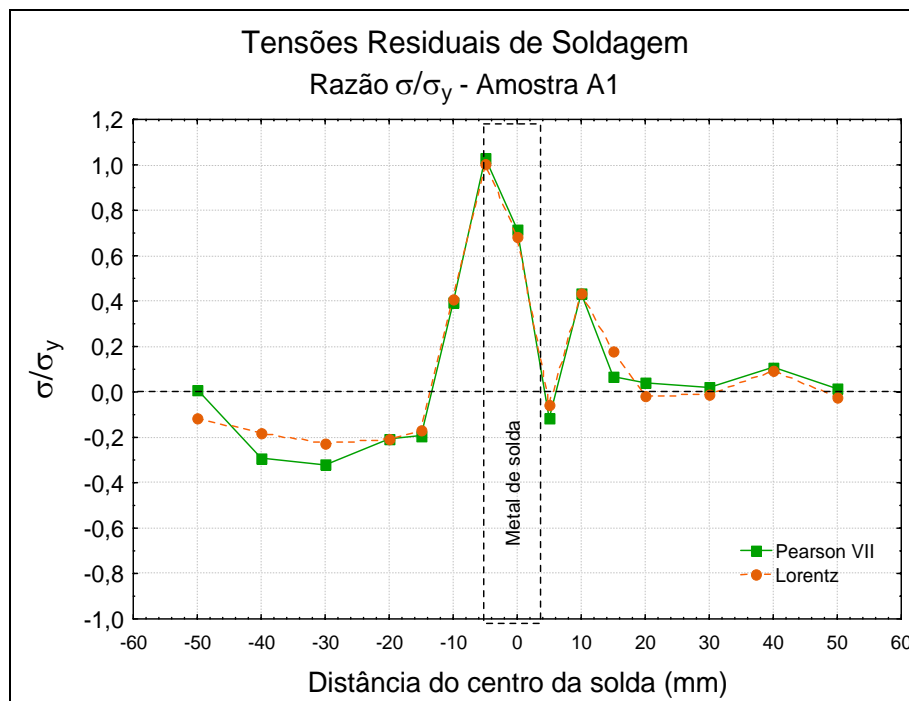


Figura 80. Perfil normalizado em função da tensão de escoamento (σ/σ_y). Amostra A1.

Na Figura 81 é apresentado o perfil normalizado das tensões residuais para a amostra A2. Observa-se que as tensões residuais correspondem a no máximo 40% do limite de escoamento do material.

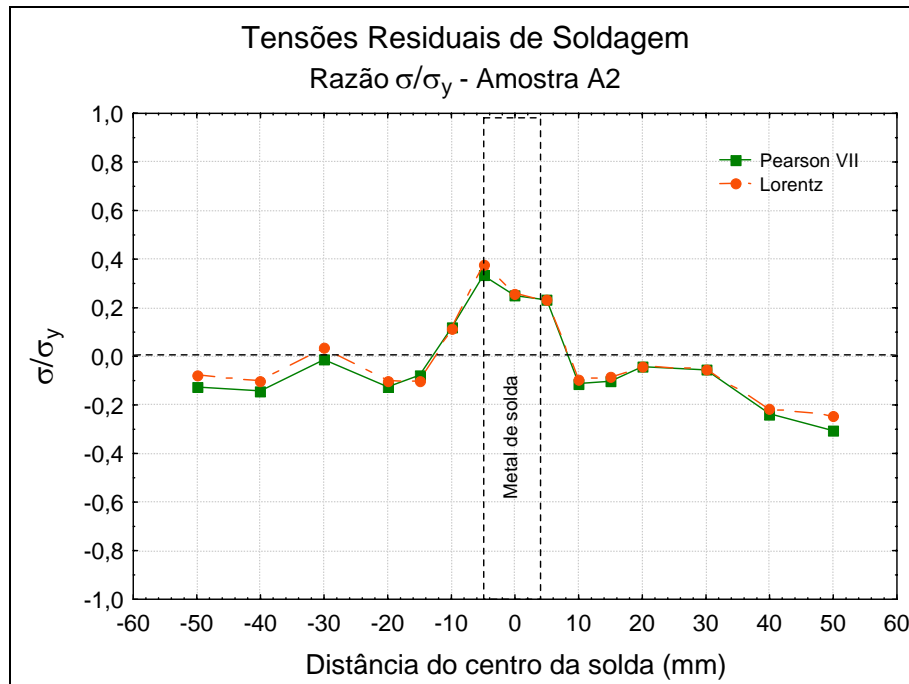


Figura 81. Perfil normalizado em função da tensão de escoamento (σ/σ_y). Amostra A2.

O perfil normalizado das tensões para a amostra A3 apresentado na Figura 82 mostra que a tensão máxima é da magnitude da tensão de escoamento, correspondendo a quase 90% de σ_y . Assim como no caso da amostra A1 esta condição é crítica.

Já a amostra A4, cujo perfil normalizado é mostrado na Figura 83, apresentou uma razão σ/σ_y de aproximadamente 0,6 no ponto de máxima tensão.

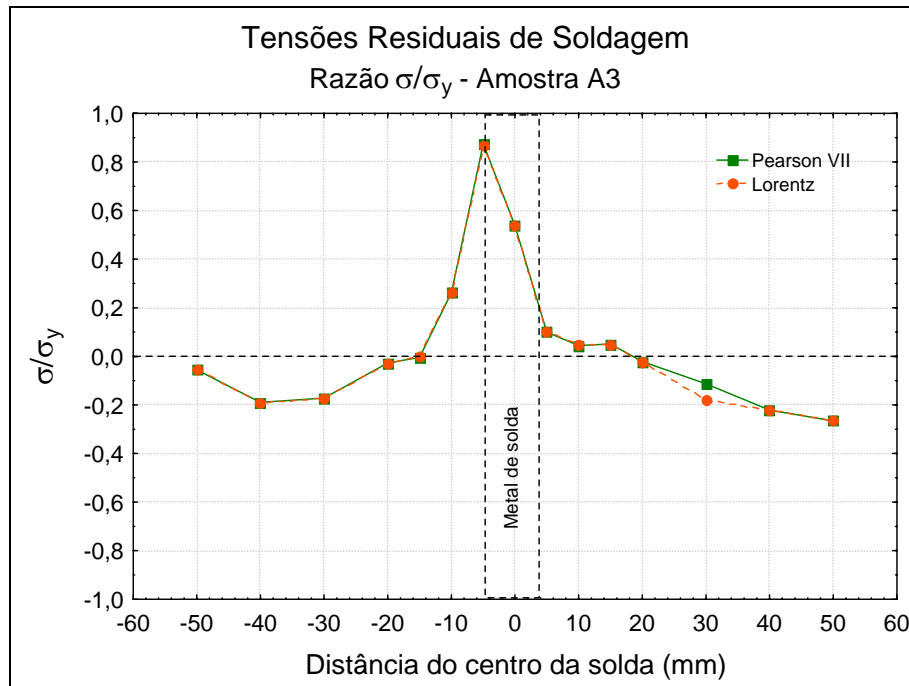


Figura 82. Perfil normalizado em função da tensão de escoamento (σ/σ_y). Amostra A3.

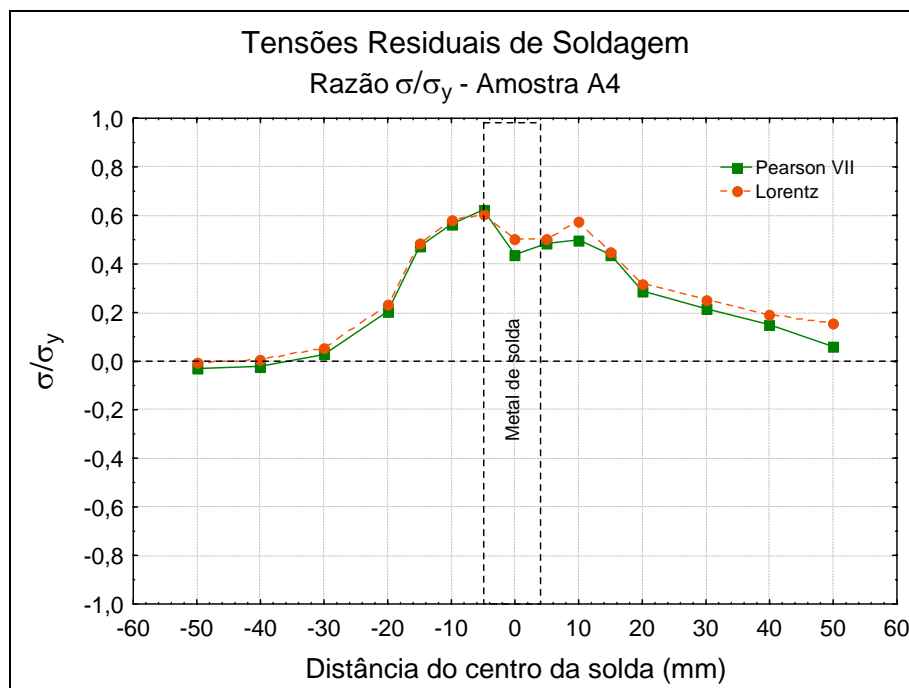


Figura 83. Perfil normalizado em função da tensão de escoamento (σ/σ_y). Amostra A4.

Os perfis das tensões residuais na superfície interna das amostras do grupo B (tubos de 4" de diâmetro soldados com menor aporte térmico) são apresentados nas Figuras 84 a 87. A Figura 84 indica o perfil das tensões para a amostra B1. Observa-se que o nível das tensões residuais trativas localizados na região da solda (ZF e ZAC) foi em torno de 100 MPa, e que praticamente não houve variação entre a ZAC e o metal de solda.

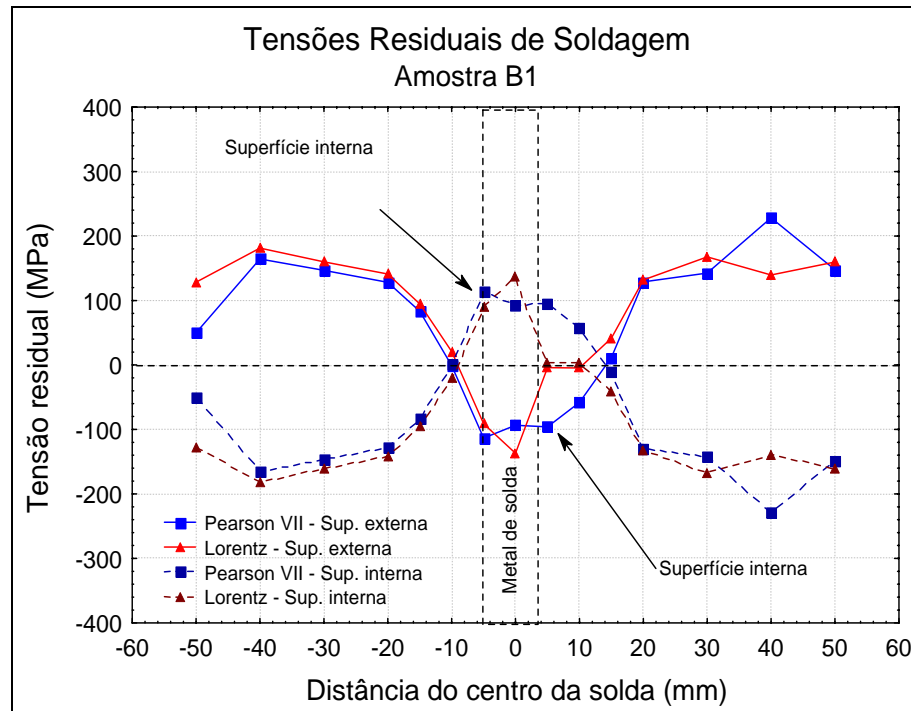


Figura 84. Perfil das tensões residuais na superfície interna da amostra B1 ($E = 9,5 \text{ kJ/cm}$).

O perfil das tensões residuais da amostra B2 mostrou-se bastante irregular (Figura 85). Considerando o perfil da superfície interna, verifica-se que a máxima tensão trativa (260 MPa) ocorreu novamente na ZAC adjacente ao cordão de solda. Ao centro (ZF) a tensão foi muito baixa, comportamento bem distinto das amostras analisadas até aqui.

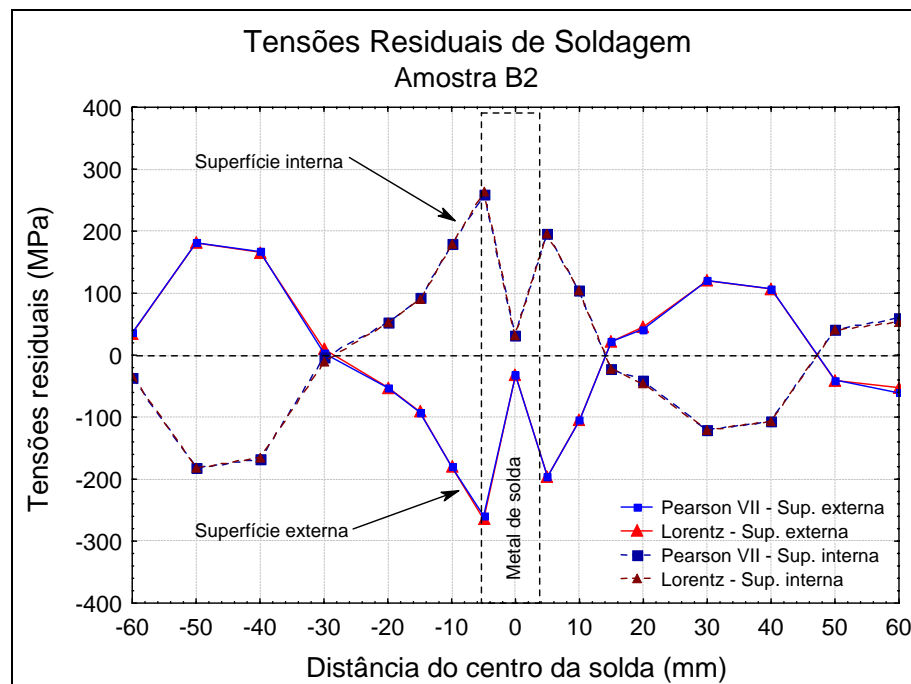


Figura 85. Perfil das tensões residuais na superfície interna da amostra B2 ($E = 10,9 \text{ kJ/cm}$).

A amostra B3 (Figura 86) apresentou o perfil de tensões residuais semelhante ao da amostra B1 (Figura 84). O máximo valor de tensão foi também localizado na ZAC adjacente ao cordão de solda pelo lado esquerdo do cordão. A extensão da zona sob tensão trativa estende-se por aproximadamente 15 mm para ambos os lados, passando então para tensões de compressão.

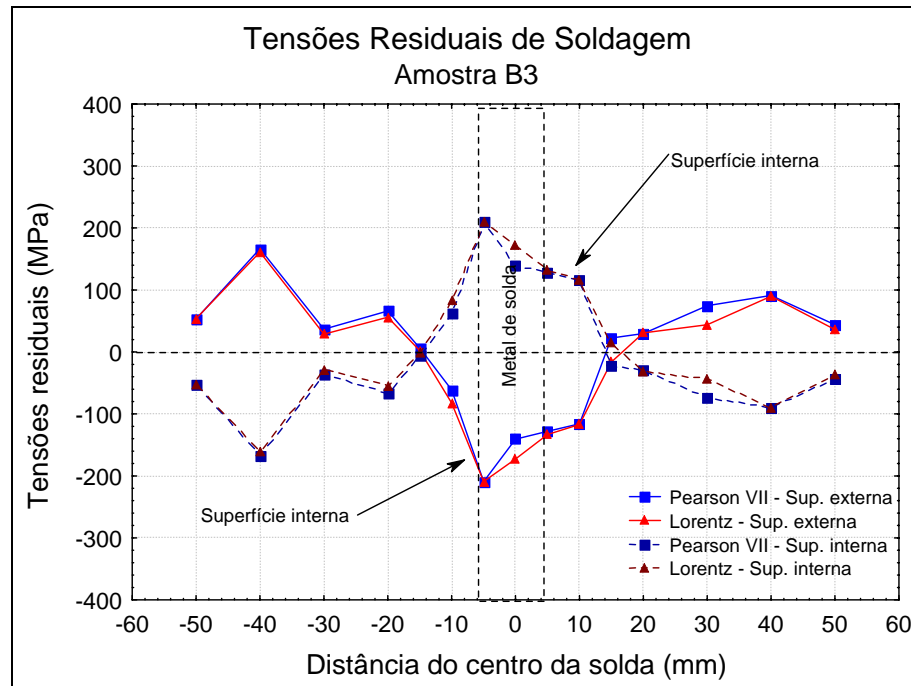


Figura 86. Perfil das tensões residuais na superfície interna da amostra B3 ($E = 9,0 \text{ kJ/cm}$).

O perfil das tensões da amostra B4 é apresentado na Figura 87. Observa-se novamente um perfil muito semelhante aos das amostras B1 e B3. A máxima tensão foi de 245 MPa, localizada na ZAC adjacente ao cordão de solda pelo lado esquerdo. A zona de tensões trativas localizou-se entre -15 mm e + 15 mm, aproximadamente.

Comparado aos perfis de tensões das amostras do grupo A, soldados com maior aporte térmico, observa-se que as amostras soldadas com baixo aporte térmico (grupo B) apresentaram maior uniformidade, não só no perfil, mas também com relação à máxima tensão e extensão da zona sob tensão trativa, a exceção da amostra B2. Contudo, num ponto todas as amostras do grupo B obtiveram o mesmo resultado, que foi a localização da máxima tensão. Este resultado também foi o mesmo observado para as amostras do grupo A.

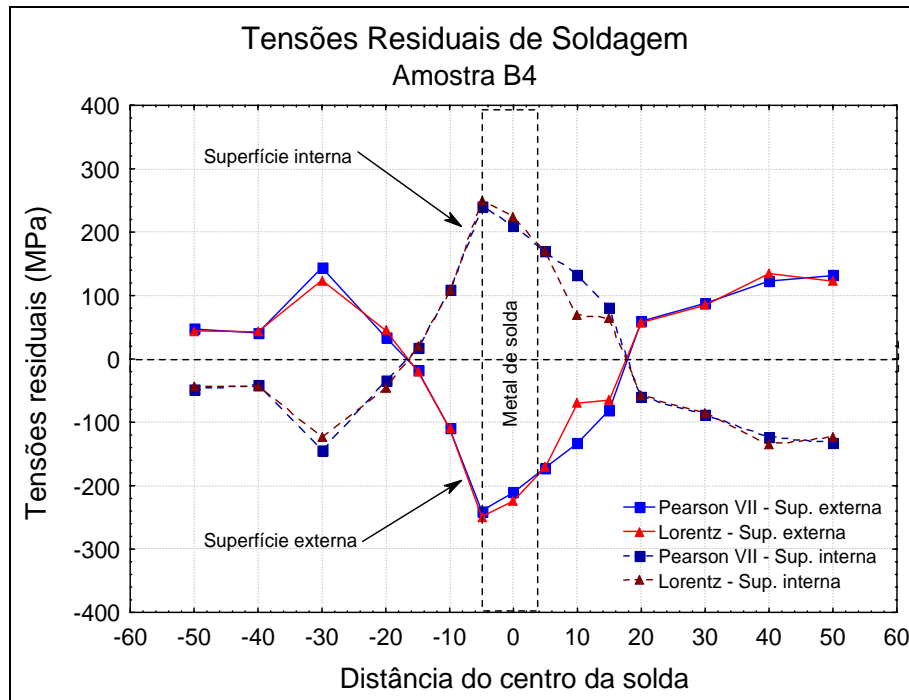


Figura 87. Perfil das tensões residuais na superfície interna da amostra B4 ($E = 9,5 \text{ kJ/cm}$).

Nas Figuras 88 a 91 são apresentados os perfis das tensões residuais normalizadas em função do limite de escoamento. Observa-se na Figura 88, que a máxima tensão da amostra B1 corresponde a cerca de 30% da tensão de escoamento. Já para as amostras B2, B3 e B4 (Figuras 89, 90 e 91) este valor sobe e varia entre 60% e pouco mais de 70%.

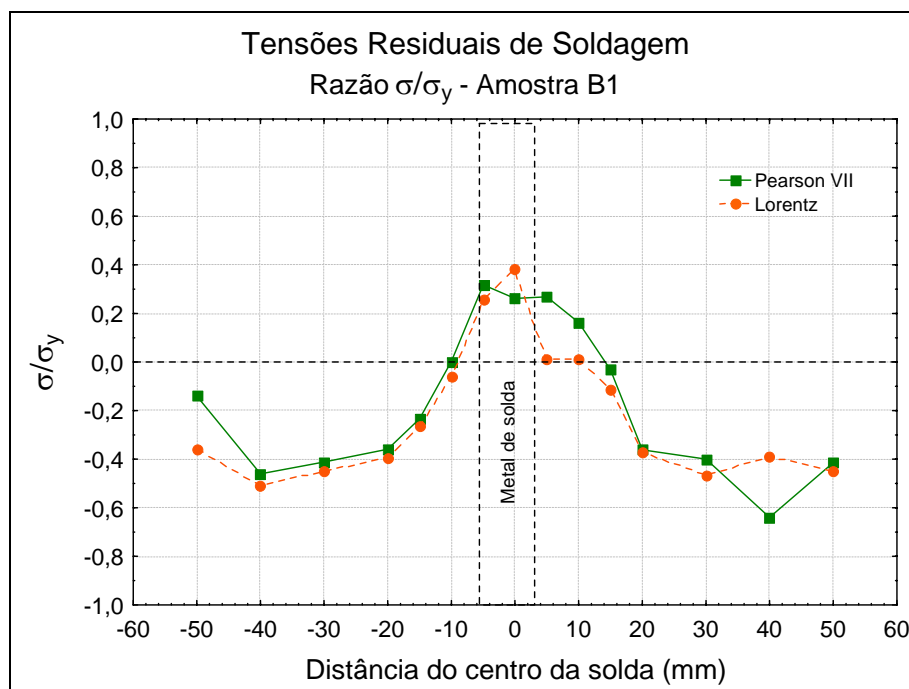


Figura 88. Perfil normalizado em função da tensão de escoamento (σ/σ_y). Amostra B1.

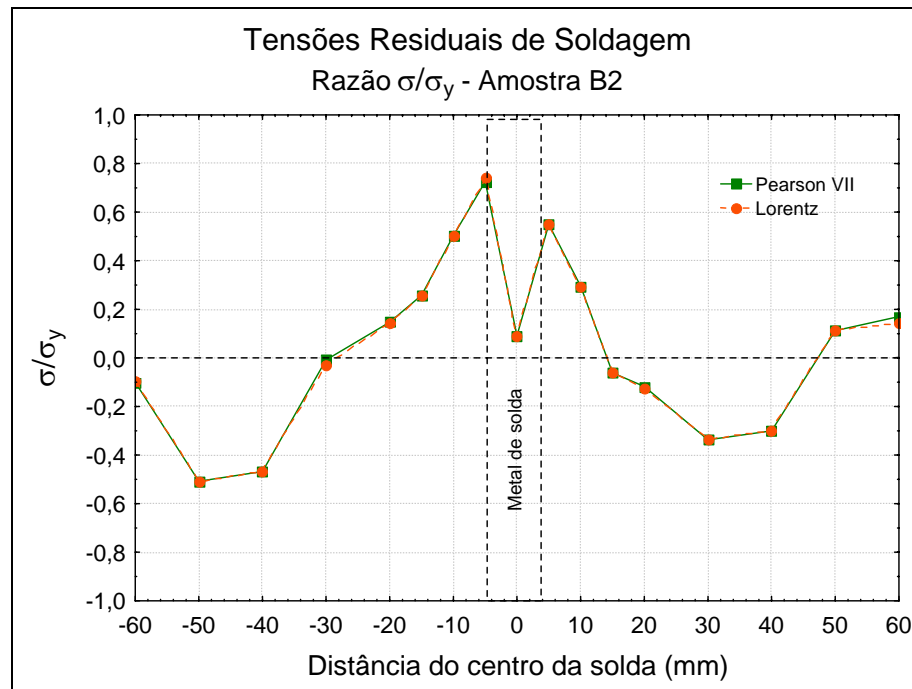


Figura 89. Perfil normalizado em função da tensão de escoamento (σ/σ_y). Amostra B2.

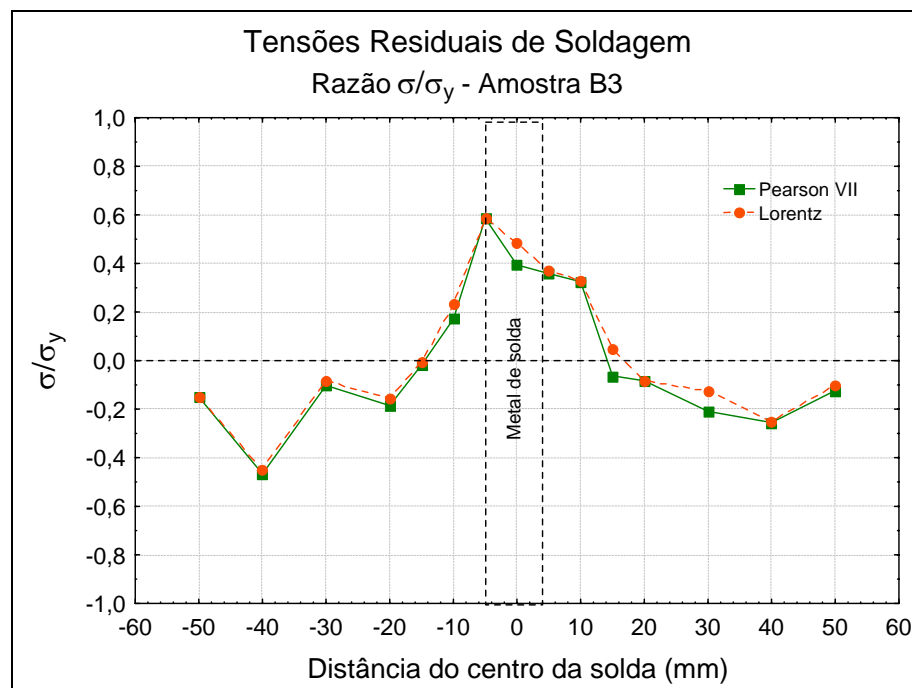


Figura 90. Perfil normalizado em função da tensão de escoamento (σ/σ_y). Amostra B3.

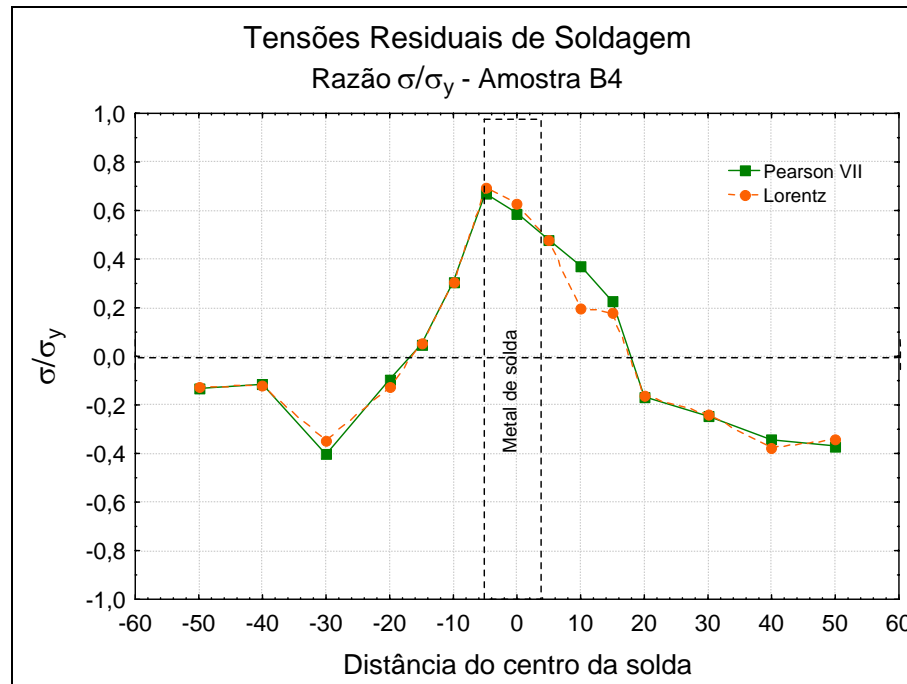


Figura 91. Perfil normalizado em função da tensão de escoamento (σ/σ_y). Amostra B4.

De uma forma geral, a literatura apresenta que na soldagem de tubos de pequeno diâmetro e parede fina, a deformação circunferencial devido à expansão e contração na direção radial causada pelo ciclo térmico causa tensões residuais no centro da solda da magnitude do limite de escoamento, consideradas acima de 90% de σ_y (Brickstad & Josefson, 1998). Entretanto, os resultados experimentais observados até o momento mostram que isso nem sempre ocorre. Para as amostras soldadas com maior aporte térmico, somente duas das amostras apresentaram esta condição ($\sigma_y > 90\%$), as demais apresentaram níveis máximos de tensões entre 40 e 60% do limite de escoamento, aproximadamente.

Para as amostras do grupo B, soldadas com aporte térmico menor, verificou-se que a máxima tensão foi ainda menor, chegando no máximo a 70% da tensão limite de escoamento. Obviamente que sempre se busca o menor nível possível de tensões, contudo poderia se estabelecer um nível máximo aceitável, em relação ao limite de escoamento, que pudesse ser buscado atingindo somente com o ajuste dos parâmetros de soldagem, sem a necessidade de realização de tratamentos térmicos, testes hidrostáticos ou outros tipos de procedimentos que encarecessem o processo. Até o momento, não foram encontradas na literatura informações que correlacionassem diretamente o nível das tensões residuais de soldagem com problemas metalúrgicos como corrosão sob tensão.

6.5.2 Tubos com diâmetro de 2 polegadas soldados manualmente.

Os perfis das tensões residuais na superfície interna dos tubos com 2" de diâmetro soldados manualmente com níveis mais baixo de energia de soldagem são apresentados nas Figuras 92 a 95. A Figura 92 apresenta o perfil das tensões para a amostra C1. Verifica-se que somente a região da zona fundida e a ZAC adjacente ao cordão de solda apresentam tensões residuais trativas, as demais regiões encontram-se sob compressão. Outra observação é quanto a localização da máxima tensão residual, localizada ao centro do cordão de solda e não na ZAC do lado chanfrado como verificado nas amostras dos tubos com 4" de diâmetro.

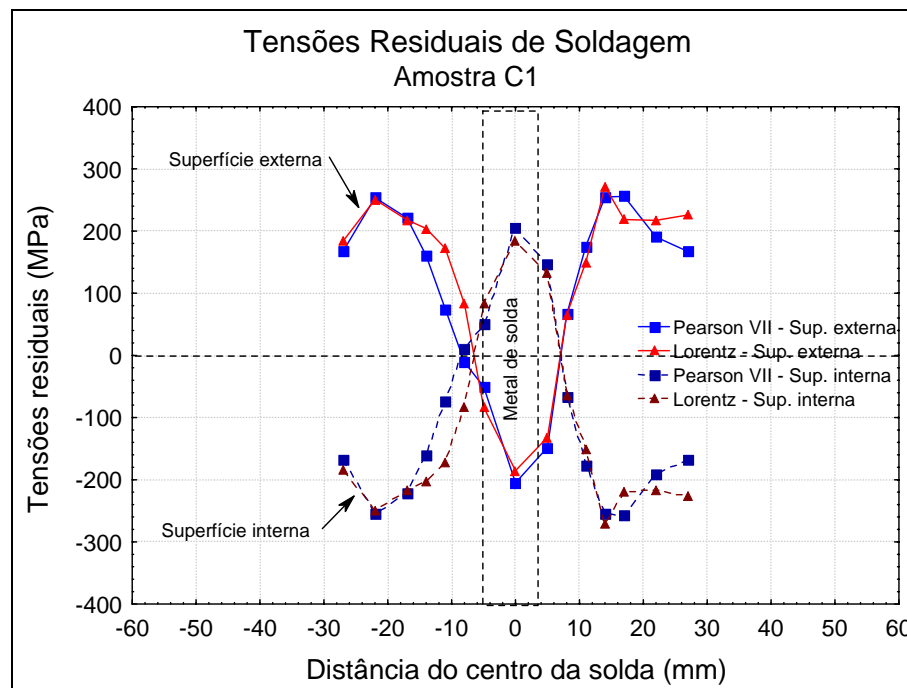


Figura 92. Perfil das tensões residuais na superfície interna da amostra C1 ($E = 8,4 \text{ kJ/cm}$).

As tensões residuais na amostra C2 (Figura 93) seguem um perfil semelhante ao observado para a amostra C1. A máxima tensão residual de tração, com aproximadamente 200 MPa, localizou-se no centro do cordão de solda. A extensão da zona sob compressão foi um pouco maior, compreendida entre -10 e +10 mm, aproximadamente.

A Figura 94 apresenta o perfil de tensões da amostra C3. Novamente, observa-se um perfil muito semelhante aos demais apresentados para este grupo. A máxima tensão também foi localizada no centro do cordão de solda, contudo o nível foi menor, 186 MPa. A extensão da zona trativa foi de aproximadamente 10 mm para ambos os lados, seguindo posteriormente para tensões compressivas.

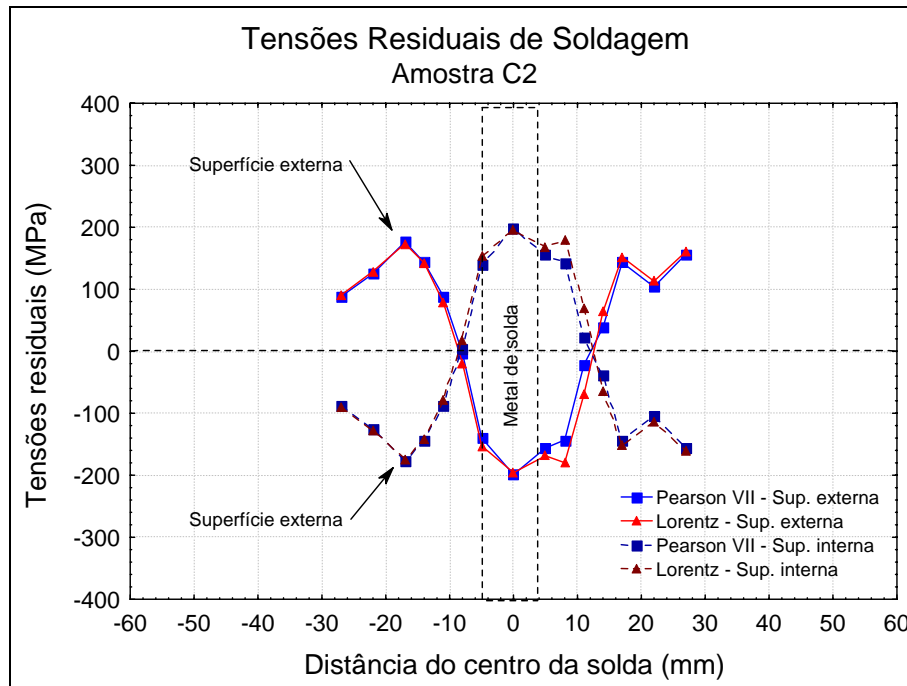


Figura 93. Perfil das tensões residuais na superfície interna da amostra C2 ($E = 7,8 \text{ kJ/cm}$).

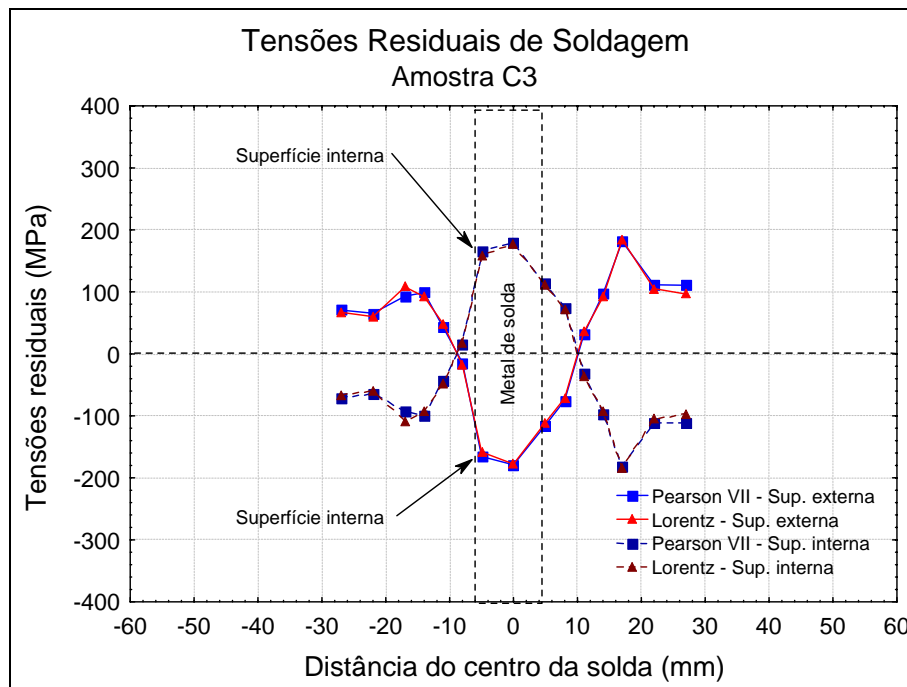


Figura 94. Perfil das tensões residuais na superfície interna da amostra C3 ($E = 7,8 \text{ kJ/cm}$).

A amostra C4 apresentou um perfil de tensões diferente das demais avaliadas do grupo C, como pode ser observado na Figura 95. A máxima tensão não foi localizada no centro do cordão de solda, conforme verificado para as amostras 1, 2 e 3 deste grupo, mas sim na ZAC adjacente ao cordão de solda pelo lado esquerdo, contudo o valor da tensão foi semelhante aos demais (186 MPa). A zona trativa foi um pouco maior no lado esquerdo da

junta, estendendo-se por 20 mm. Já o lado direito apresentou tensões de tração ao longo de 10 mm.

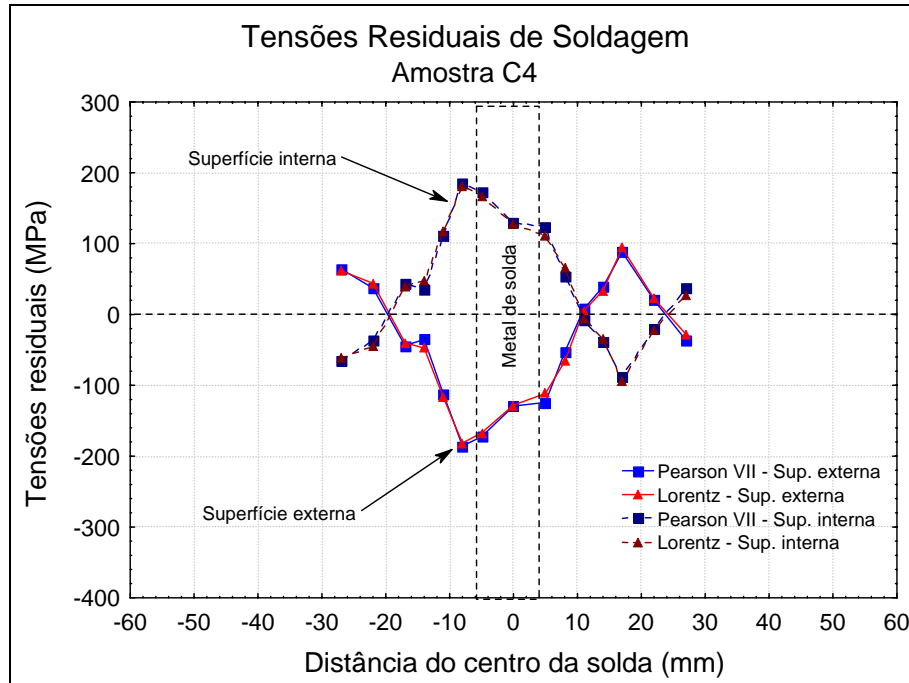


Figura 95. Perfil das tensões residuais na superfície interna da amostra C4 ($E = 7,5 \text{ kJ/cm}$).

Os resultados dos perfis normalizados para o grupo C são mostrados nas Figuras 96 a 99. Em todas as amostras, a máxima tensão observada corresponde a valores que variam entre 50 e 60% do limite de escoamento.

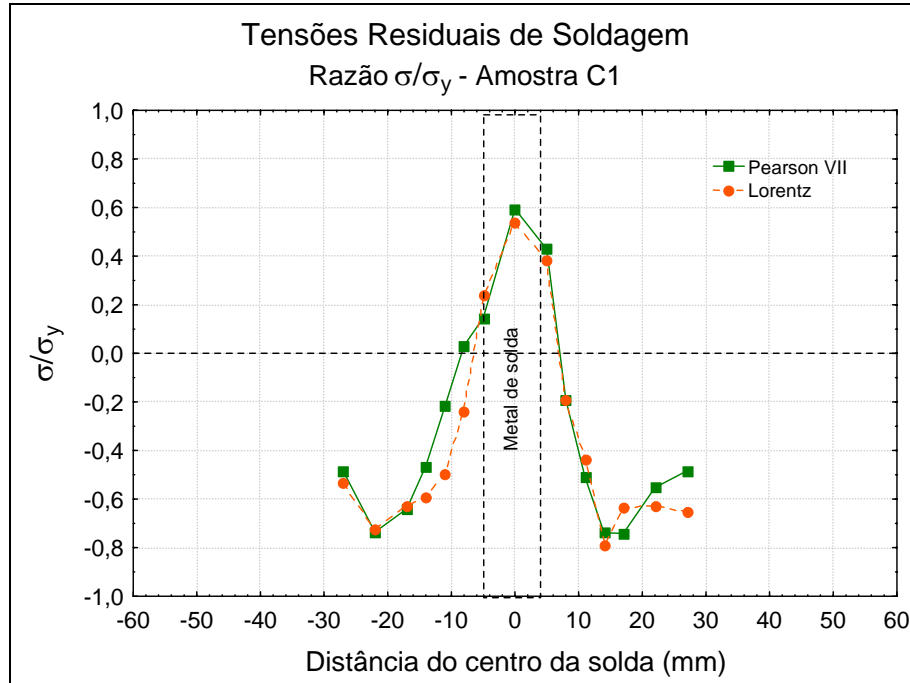


Figura 96. Perfil normalizado em função da tensão de escoamento (σ/σ_y). Amostra C1.

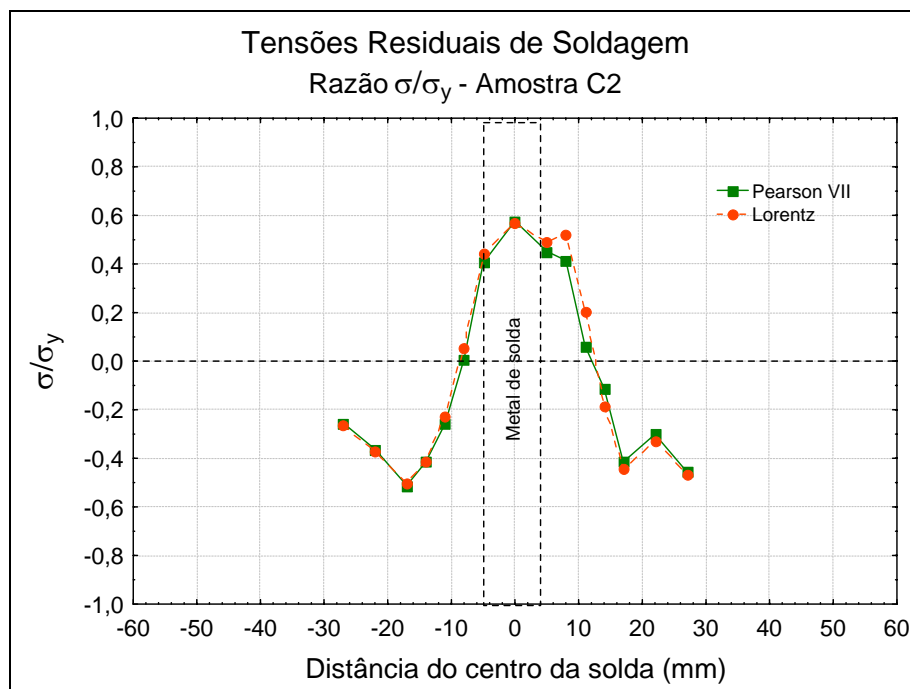


Figura 97. Perfil normalizado em função da tensão de escoamento (σ/σ_y). Amostra C2.

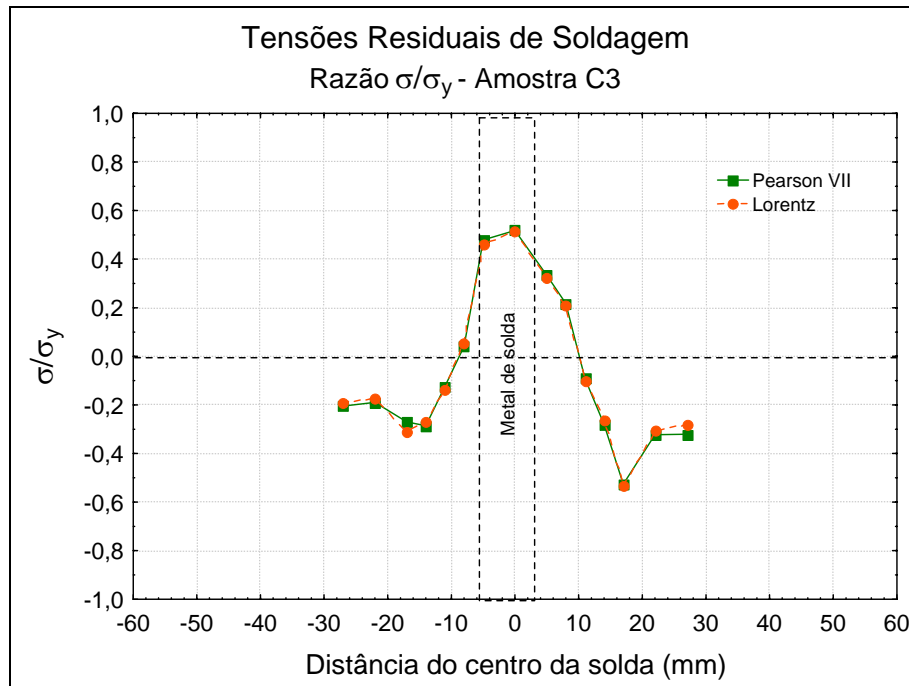


Figura 98. Perfil normalizado em função da tensão de escoamento (σ/σ_y). Amostra C3.

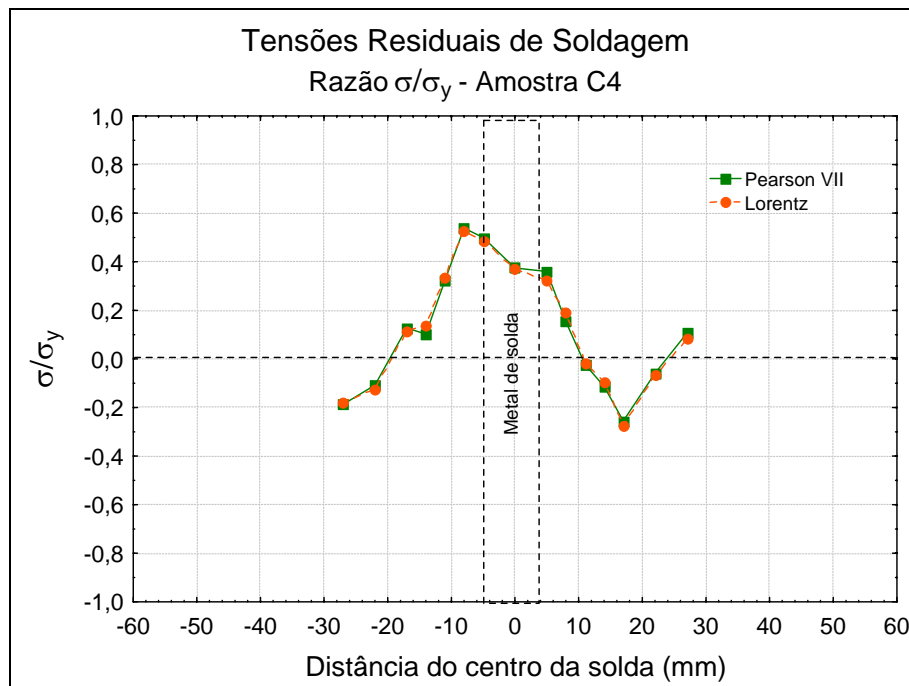


Figura 99. Perfil normalizado em função da tensão de escoamento (σ/σ_y). Amostra C4

Os perfis das tensões residuais das amostras do grupo D (2" de diâmetro soldadas com maior aporte térmico) são apresentados nas Figuras 100, 101, 102 e 103. A amostra D1 apresenta como característica marcante um baixo nível de tensões residuais de tração na região da solda (ZF + ZAC), inferiores a 100 MPa (Figura 100).

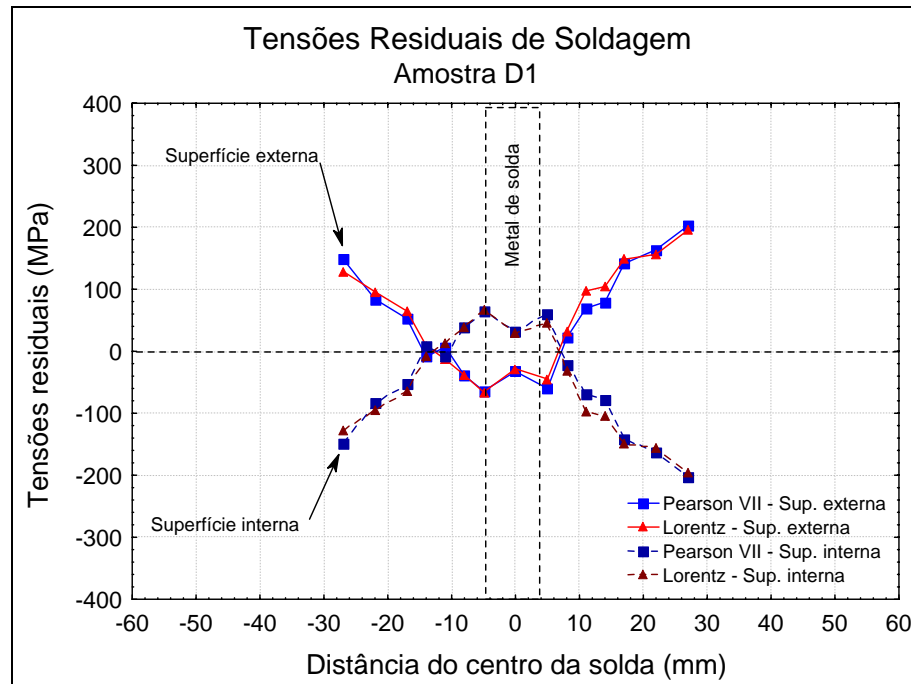


Figura 100. Perfil das tensões residuais na superfície interna da amostra D1 ($E = 10,2$ kJ/cm).

A amostra D2, cujo perfil de tensões é apresentado na Figura 101, apresentou, assim como a amostra D1, um baixo nível de tensões residuais de tração, com níveis da ordem de 100 MPa. A extensão da zona trativa foi praticamente de 10 mm para ambos os lados da junta.

A amostra D3 (Figura 102) apresentou um perfil bastante diferente das outras amostras avaliadas deste grupo. A tensão no centro do cordão de solda foi de 20 MPa, enquanto a ZAC adjacente ao cordão de solda pelo lado direito apresentou uma tensão de 180 MPa, seguindo em queda até aproximadamente 17 mm, passando então para tensões compressivas.

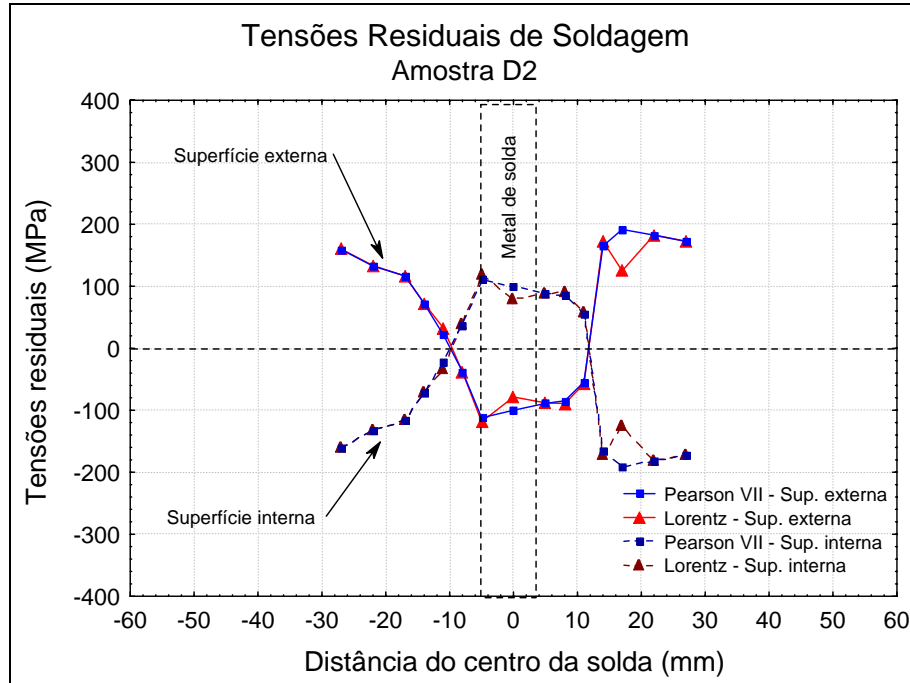


Figura 101. Perfil das tensões residuais na superfície interna da amostra D2 ($E = 10,4$ kJ/cm).

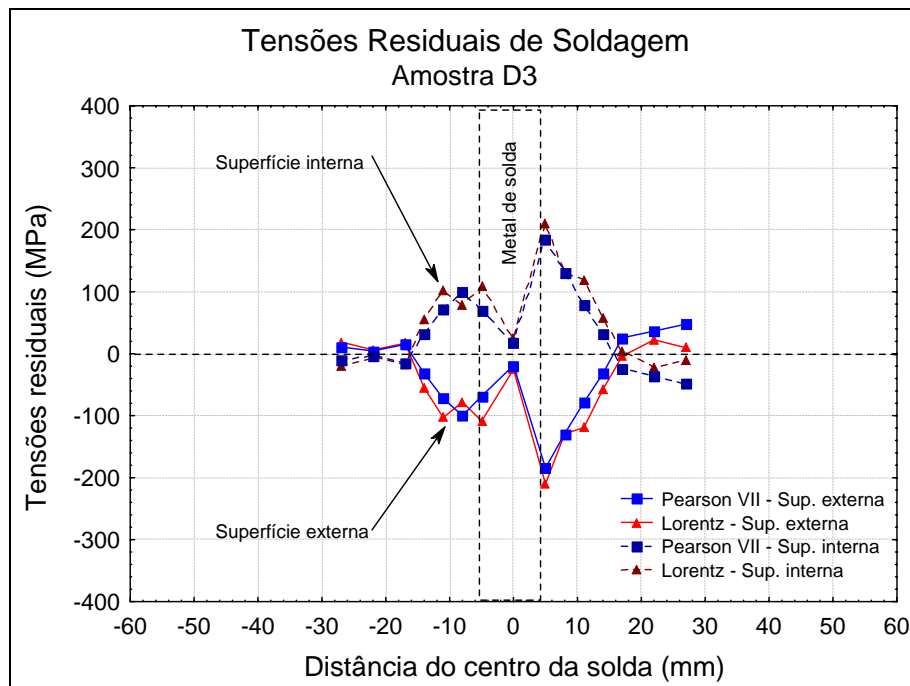


Figura 102. Perfil das tensões residuais na superfície interna da amostra D3 ($E = 9,6$ kJ/cm).

A amostra D4 apresentou também um comportamento singular e especialmente preocupante. Na Figura 103, observa-se claramente um elevado nível de tensão residual, semelhante ao observado nas amostras de 4" de diâmetro soldadas com alto aporte térmico. A máxima tensão residual localizou-se ao centro do cordão de solda, com módulo de 365

MPa. A região com tensões trativas estendeu-se ao longo de 20 mm para ambos os lados do cordão de solda.

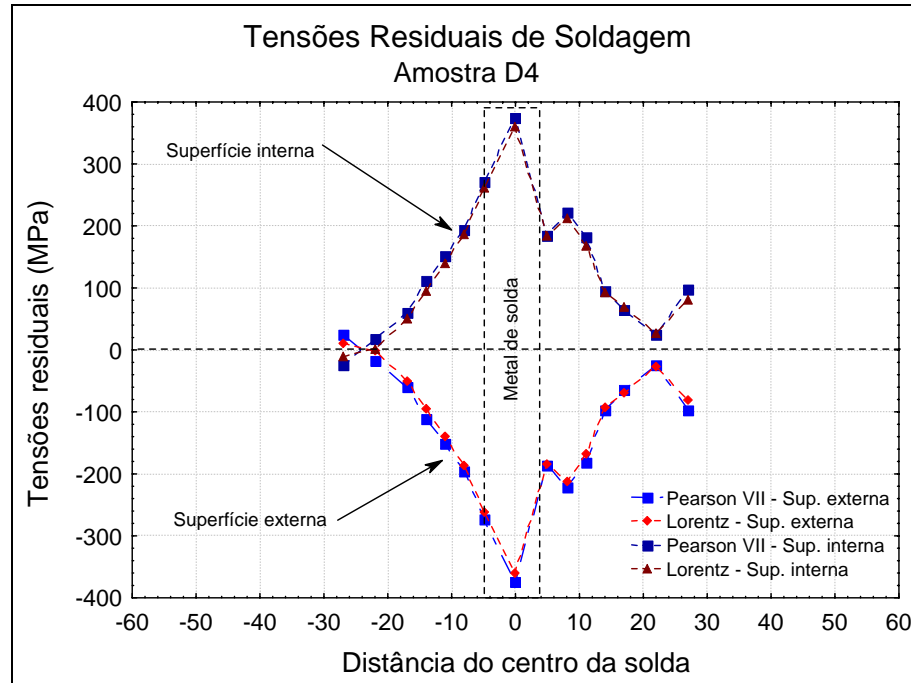


Figura 103. Perfil das tensões residuais na superfície interna da amostra D4 ($E = 10,0$ kJ/cm).

Os resultados dos perfis de tensão normalizados são apresentados nas Figuras 104 a 107. Observa-se um comportamento bastante distinto entre as amostras. As amostras D1 e D2 apresentaram tensões máximas variando entre 20 e 25% do limite de escoamento. Na amostra D3 este percentual sobe para cerca de 60% e para a amostra D4 o nível de tensão observado é praticamente igual ao escoamento.

Conforme citado anteriormente, estas variações de tensões são significativas e podem ser consideradas críticas, no sentido de que, para uma condição teoricamente semelhante, as tensões residuais geradas podem ser tão baixas quanto 20% da tensão de escoamento e potencialmente elevada, com magnitude do limite de escoamento.

Estes resultados podem servir também de alerta, especialmente em avaliações de cunho teórico como no caso de simulações por métodos numéricos, nos quais são realizadas inúmeras considerações e simplificações, inclusive considerando processos de soldagem automáticos, nos quais se presume que a continuidade do processo pode ser garantida, contudo, o mesmo não necessariamente ocorre na soldagem semi-automática e manual, as quais possuem a interferência do soldador.

Ressalta-se ainda que na soldagem de tubulação há um complicador a mais para o soldador, o qual deverá realizar a soldagem em pelo menos três posições: sobre-cabeça, vertical ascendente e plana. Neste caso, a dificuldade no controle do arco, da poça e da deposição é maior quando comparado com a soldagem de chapas planas em uma única posição.

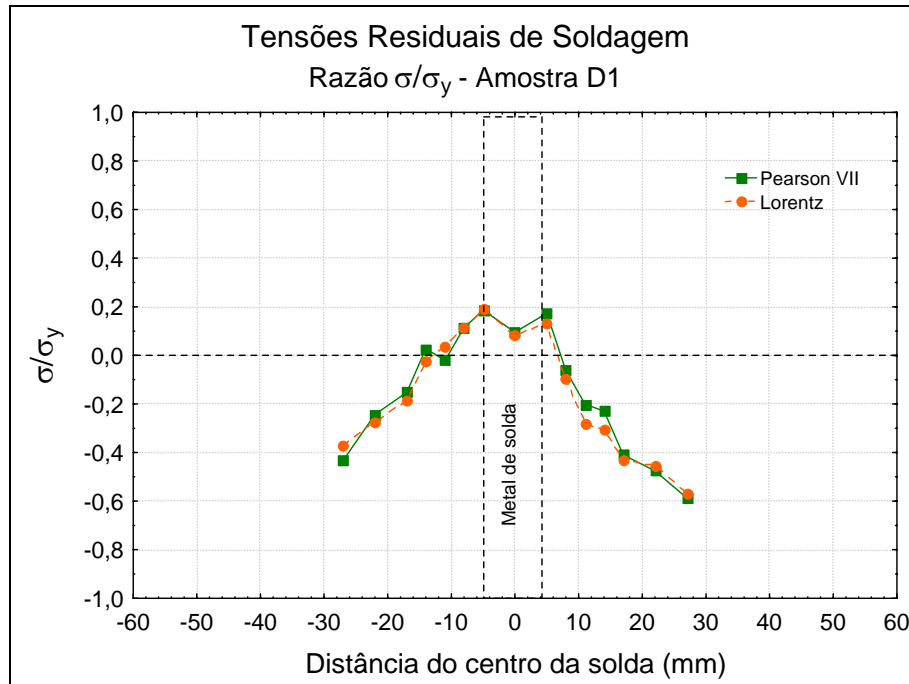


Figura 104. Perfil normalizado em função da tensão de escoamento (σ/σ_y). Amostra D1.

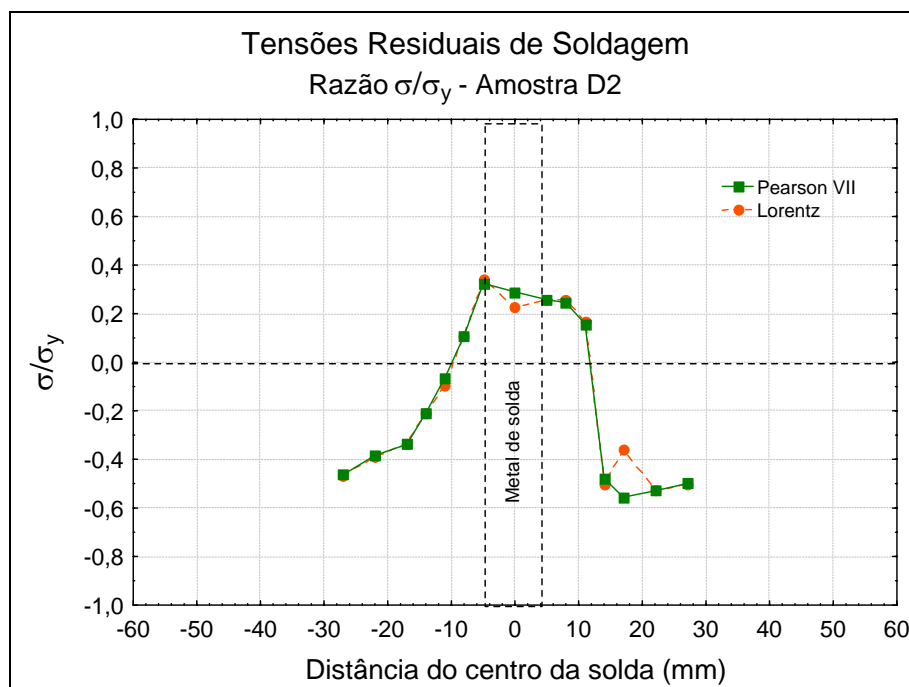


Figura 105. Perfil normalizado em função da tensão de escoamento (σ/σ_y). Amostra D2.

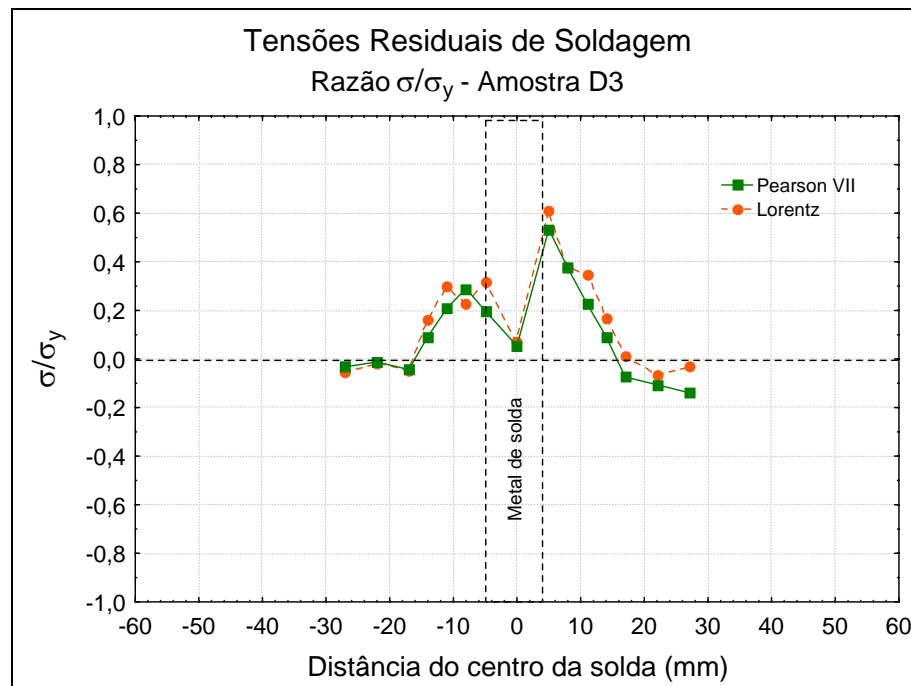


Figura 106. Perfil normalizado em função da tensão de escoamento (σ/σ_y). Amostra D3.

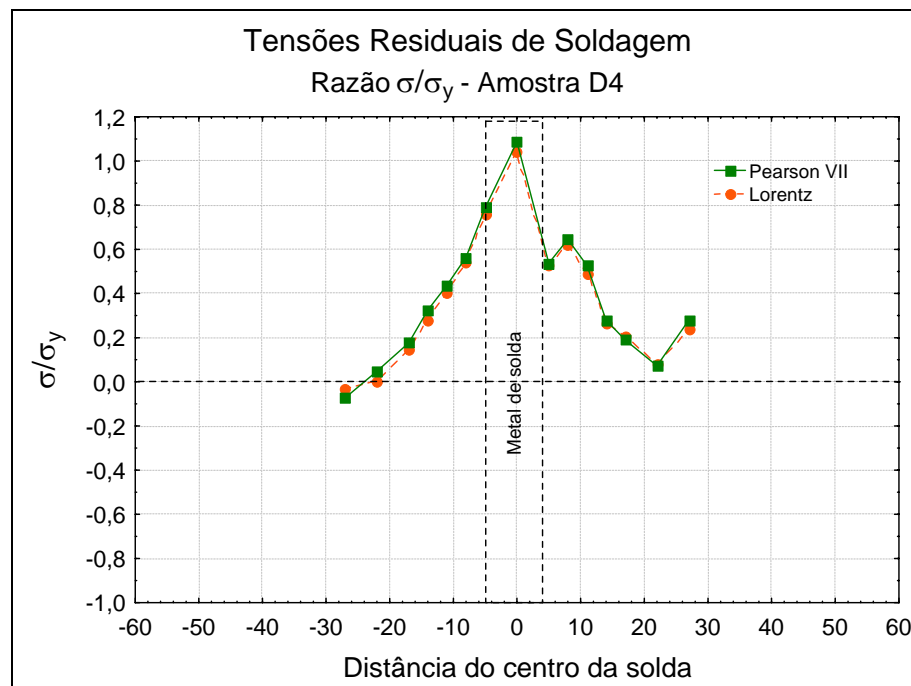


Figura 107. Perfil normalizado em função da tensão de escoamento (σ/σ_y). Amostra D4.

6.5.3 Tubos com diâmetro de 2 polegadas soldados automaticamente.

Neste item são apresentados os resultados das tensões residuais nas tubulações com diâmetro de 2" soldadas pelo processo TIG orbital. As Figuras 108 a 111 apresentam os

perfis das tensões na superfície interna. A amostra O1 (Figura 108) apresentou baixo nível de tensão (entre 110 e 120 MPa) e uma pequena extensão de zona tratativa. O perfil de tensão da amostra O2 apresentado na Figura 109 mostra também um baixo nível de tensão residual (123 MPa), com quatro pontos apresentando tensões residuais praticamente iguais, não sendo possível destacar um ponto máximo de tensão. A extensão da zona sob tensão tratativa foi maior que a anterior, prolongando-se por aproximadamente 10 mm para ambos os lados.

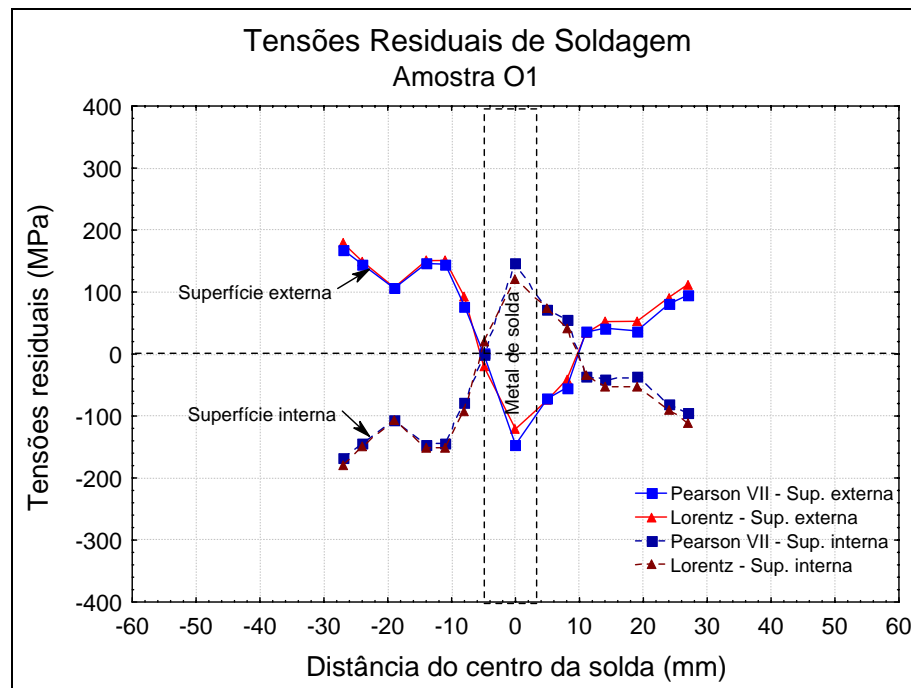


Figura 108. Perfil das tensões residuais na superfície interna da amostra O1 ($E = 6,2 \text{ kJ/cm}$).

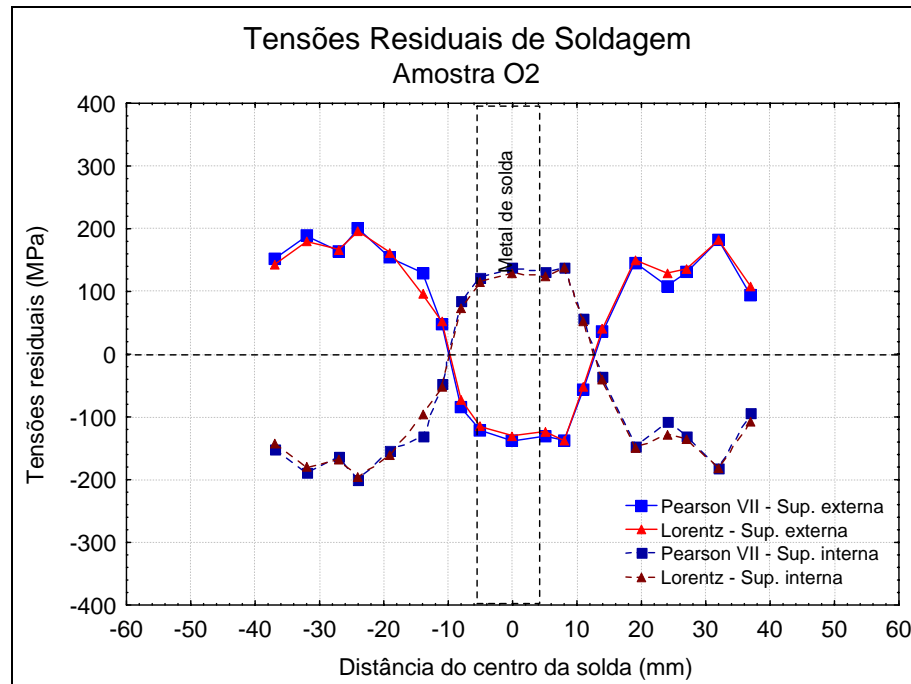


Figura 109. Perfil das tensões residuais na superfície interna da amostra O2 ($E = 6,2 \text{ kJ/cm}$).

A amostra O3 apresentou um perfil semelhante ao da amostra O2, porém os valores máximos de tensão obtidos foram maiores (220 MPa). A extensão da zona trativa foi praticamente a mesma, compreendida entre aproximadamente -10 e +10 mm (Figura 110). O perfil de tensão da amostra O4 está apresentado na Figura 111. Os níveis de tensões observados foram similares aos demais, sendo observado desta vez um valor máximo (160 MPa) no centro do cordão de solda. Apresentou também uma extensão de zona trativa semelhante, com aproximadamente 10 mm de extensão para os dois lados da junta.

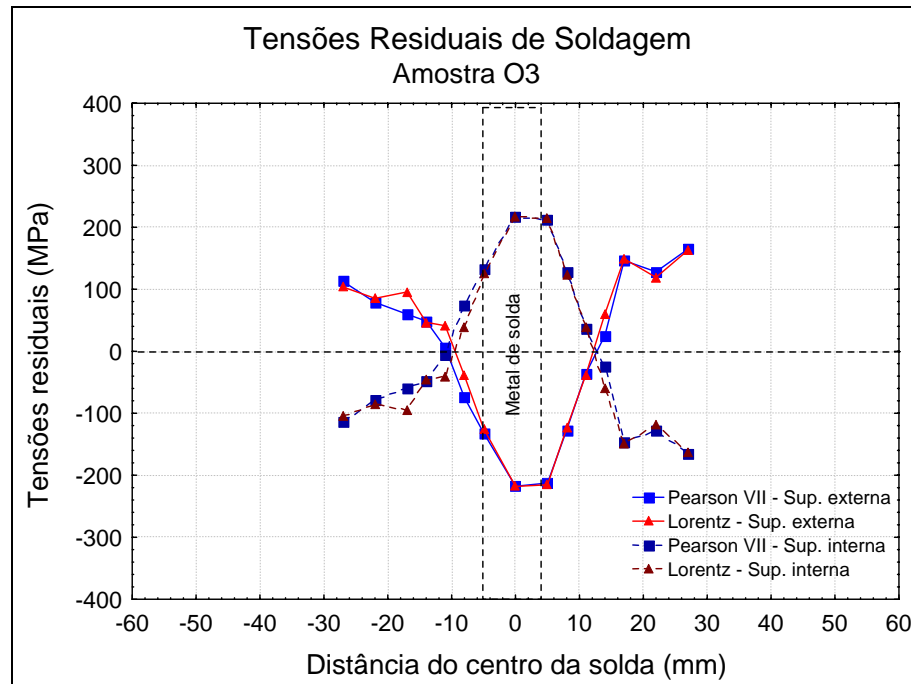


Figura 110. Perfil das tensões residuais na superfície interna da amostra O3 ($E = 6,2 \text{ kJ/cm}$).

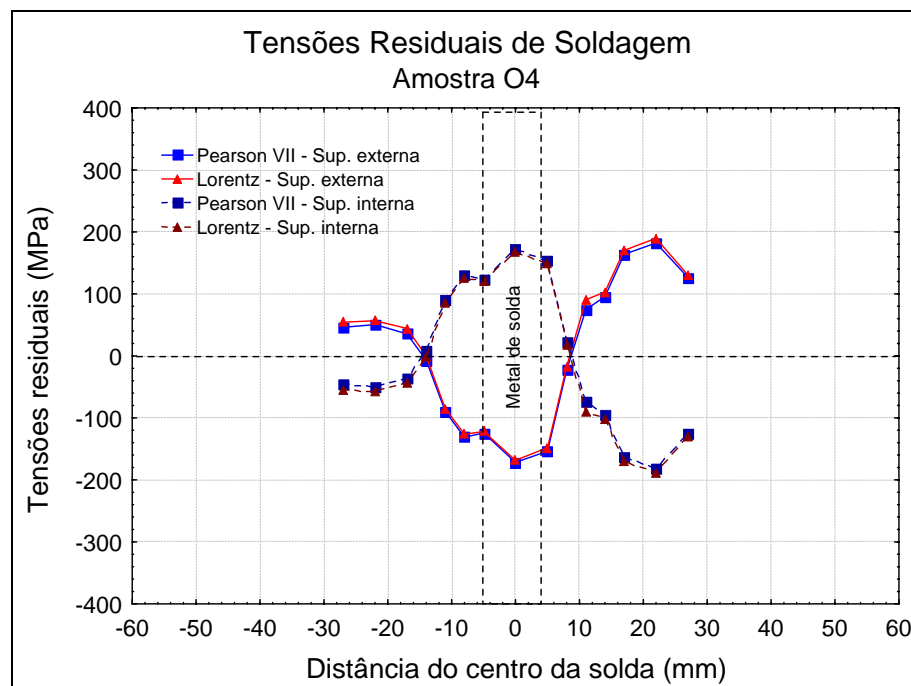


Figura 111. Perfil das tensões residuais na superfície interna da amostra O4 ($E = 6,2 \text{ kJ/cm}$).

As Figuras 112, 113, 114 e 115 apresentam o perfil das tensões residuais normalizadas em função do limite e escoamento. Das amostras do grupo O (soldagem TIG orbital) a que teve máxima tensão foi a O3, a qual correspondeu a cerca de 60% do limite de escoamento. As amostras O4, O2 e O1 apresentaram tensões máximas da ordem de 50, 40 e 30% do limite de escoamento, respectivamente.

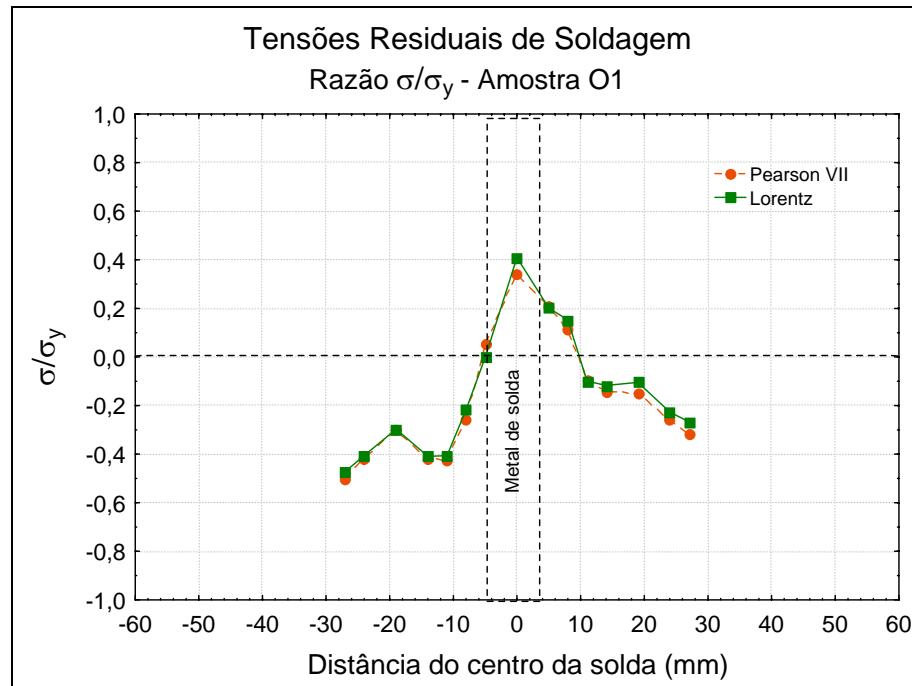


Figura 112. Perfil normalizado em função da tensão de escoamento (σ/σ_y). Amostra O1.

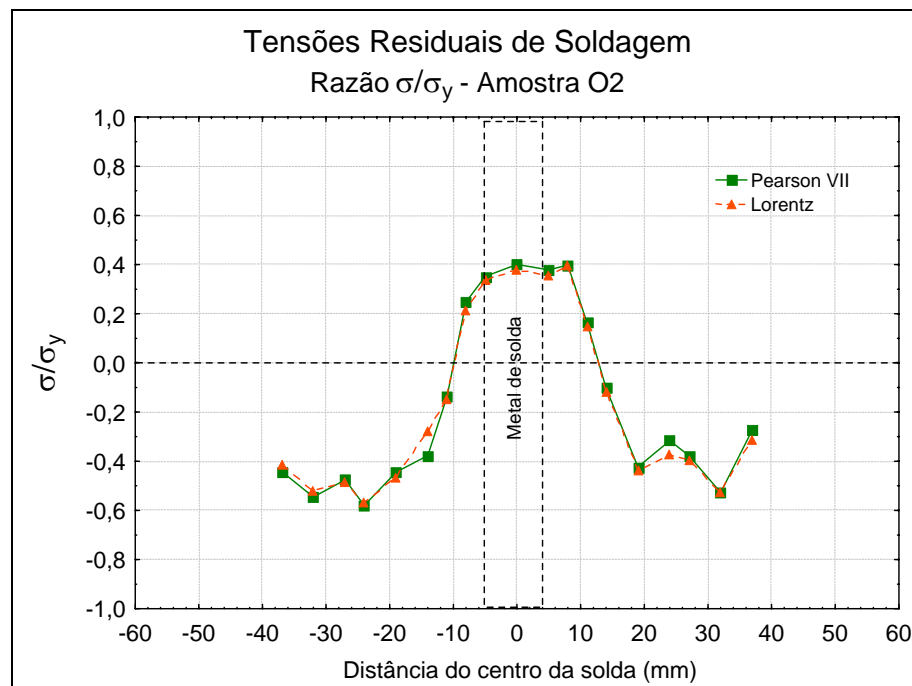


Figura 113. Perfil normalizado em função da tensão de escoamento (σ/σ_y). Amostra O2.

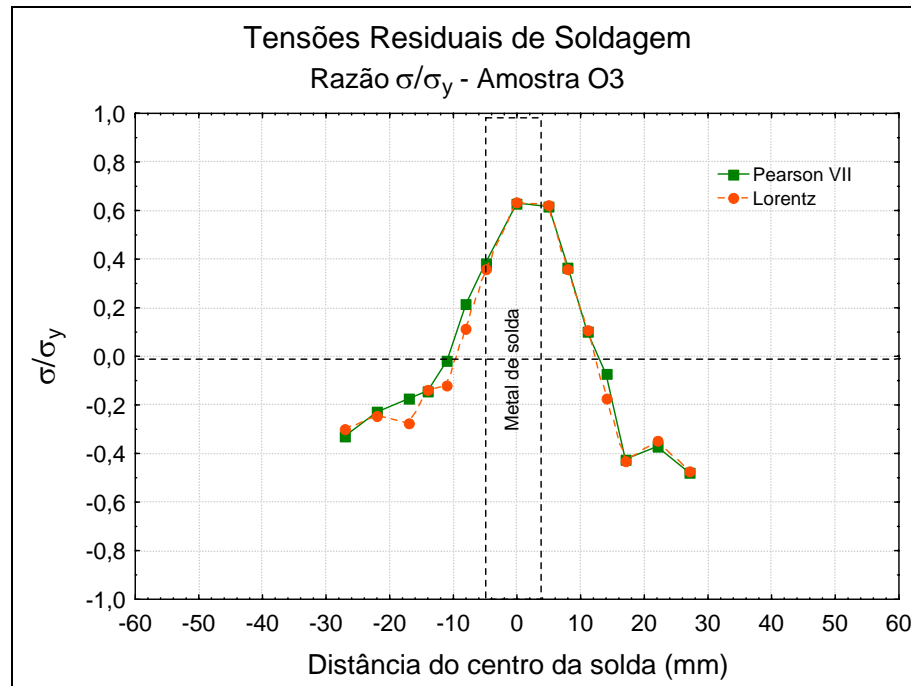


Figura 114. Perfil normalizado em função da tensão de escoamento (σ/σ_y). Amostra O3.

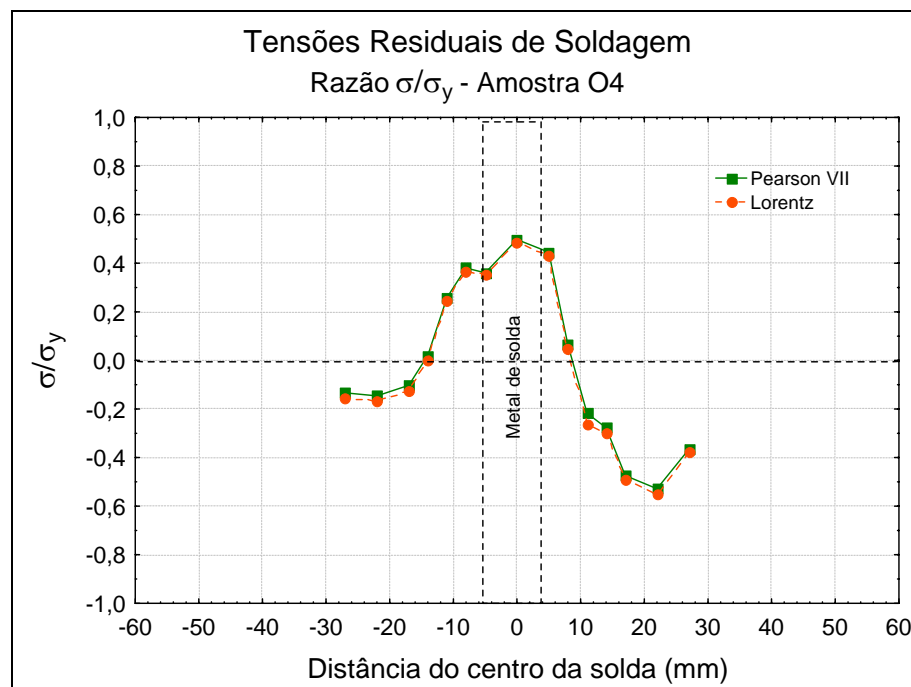


Figura 115. Perfil normalizado em função da tensão de escoamento (σ/σ_y). Amostra O4.

6.6 Efeito do aporte térmico sobre a uniformidade do perfil das tensões

De uma forma geral, pode-se verificar que os resultados das tensões calculadas a partir dos valores de 2θ para as correções do pico de difração utilizando as funções Pearson

VII e Lorentz apresentaram um comportamento bastante semelhante, com valores de tensões muito próximos, indicando que ambas as correções são satisfatórias.

Os resultados das quatro amostras do grupo A estão apresentados na Figura 116 e Figura 117, para ambas as correções. Nestas, é possível verificar que existe uma significativa diferença entre os valores de tensões entre o lado direito e esquerdo da ZAC adjacente ao cordão de solda. Pelo lado esquerdo, são observados os mais elevados níveis de tensão na junta e pelo lado direito os valores das tensões são inferiores a 100 MPa, exceto para a amostra A4 que apresentou um comportamento bem distinto. Observa-se também que três das quatro curvas (A1, A2 e A3) apresentadas tornam-se compressivas em torno de $X = -15$ mm. Para o lado direito, verifica-se um comportamento semelhante entre as curvas das amostras A1 e A3, tornando-se compressivas em $x = 20$.

De uma forma geral, os perfis das tensões residuais para as amostras do grupo A foram semelhantes sob o aspecto de que as tensões residuais de tração foram localizadas na região da solda (ZF e ZAC) e de compressão mais afastada do cordão, e máxima tensão na ZAC adjacente ao cordão de solda. Entretanto, do ponto de vista de extensão das regiões sob tração e sob compressão, e magnitude da máxima tensão, o comportamento foi bem distinto. As amostras A1 e A3, apresentaram perfis de tensões bem semelhantes, com valores de extensão da zona sob tração e de máxima tensão residual bem parecido. Já o comportamento do perfil de tensões das amostras A2 e A4 foi bastante particular.

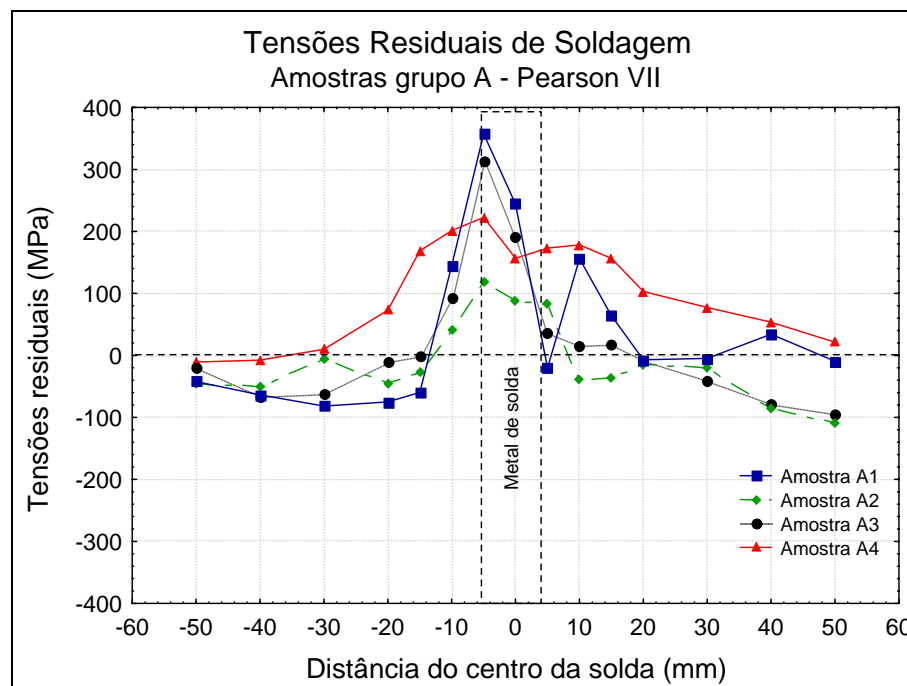


Figura 116. Perfil das tensões residuais nas amostras A. Tensões calculadas a partir do valor de 2θ obtidos pela correção do pico com a função Pearson VII.

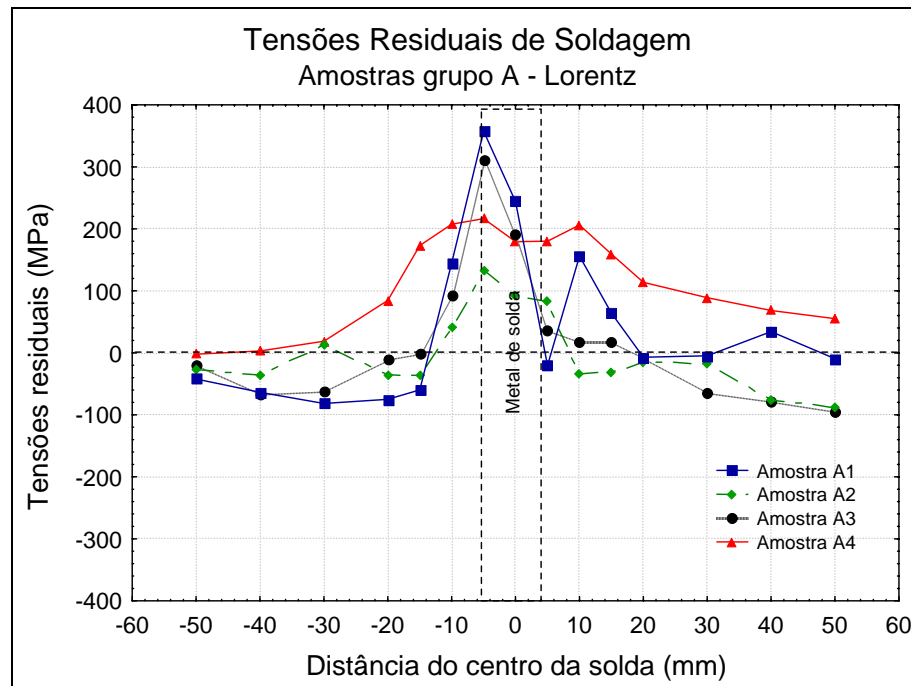


Figura 117. Perfil das tensões residuais nas amostras A. Tensões calculadas a partir do valor de 2θ obtidos pela correção do pico com a função Lorentz.

As amostras do grupo B (tubos de 4" de diâmetro soldadas com baixo aporte térmico) apresentaram comportamentos bem semelhantes, como pode ser visualizado na Figura 118 e Figura 119. Verifica-se que de uma forma geral, os perfis das tensões para as amostras B1, B3 e B4 foram semelhantes, mostrando uma maior uniformidade entre o comportamento das curvas. Em todos os casos a máxima tensão residual de tração foi localizada no primeiro ponto da ZAC do lado esquerdo. Conforme ressaltado anteriormente, este lado da junta é o que apresenta o bisel do chanfro semi-V. A explicação para tal resultado pode ser atribuída ao fato de que no lado da junta preparado, o acúmulo de metal líquido depositado e o volume da poça de fusão são maiores, o que contribui para um maior aquecimento deste lado da junta, resultando em maiores deformações devido à maior contração causada pela solidificação do metal líquido, maior expansão e contração da ZAC e, conseqüentemente, maiores tensões residuais.

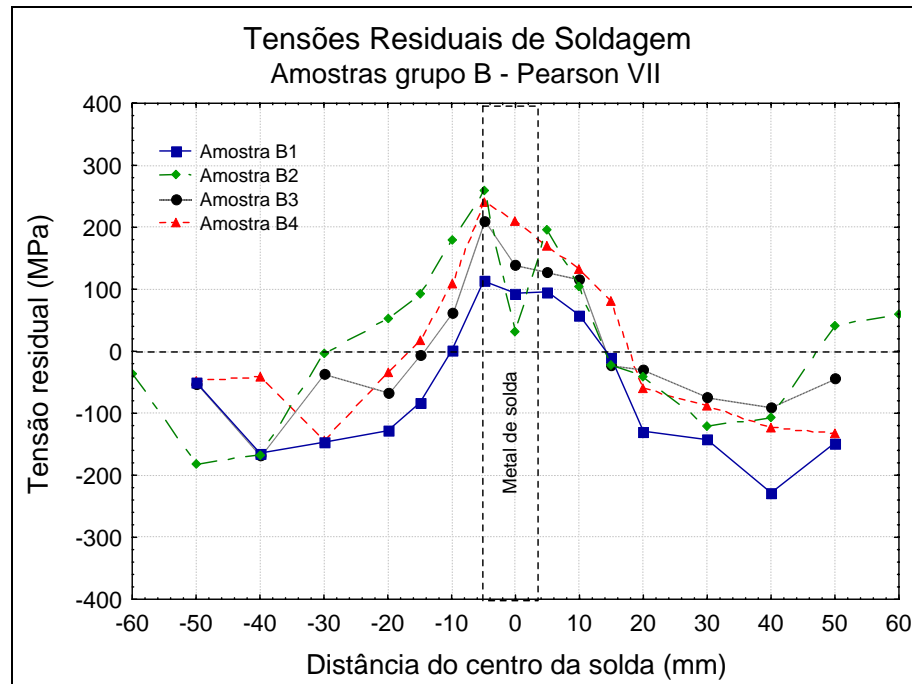


Figura 118. Perfil das tensões residuais nas amostras B. Tensões calculadas a partir do valor de 2θ obtidos pela correção do pico com a função Pearson VII.

As tensões residuais tornam-se compressivas a partir de $x = 20$ mm para cada lado da junta, indicando que a extensão da zona sob tensão trativa é de aproximadamente 40 mm. As amostras B2, B3 e B4 apresentaram tensões máximas de tração bem próximas, variando entre 200 e 250 MPa, aproximadamente. Se comparadas às amostras com mesmo diâmetro e soldadas com maior aporte (amostras da classe A), verificou-se uma redução no nível da máxima tensão residual trativa alcançada pela junta, visto que as máximas tensões alcançadas pelas amostras do grupo B foi de -252 MPa enquanto que duas das quatro amostras soldadas com mais alto aporte térmico apresentaram níveis de tensões perigosamente próximos do limite de escoamento acima de 357 MPa ($\sigma_{A1} = 355$ MPa e $\sigma_{A3} = 313$ MPa).

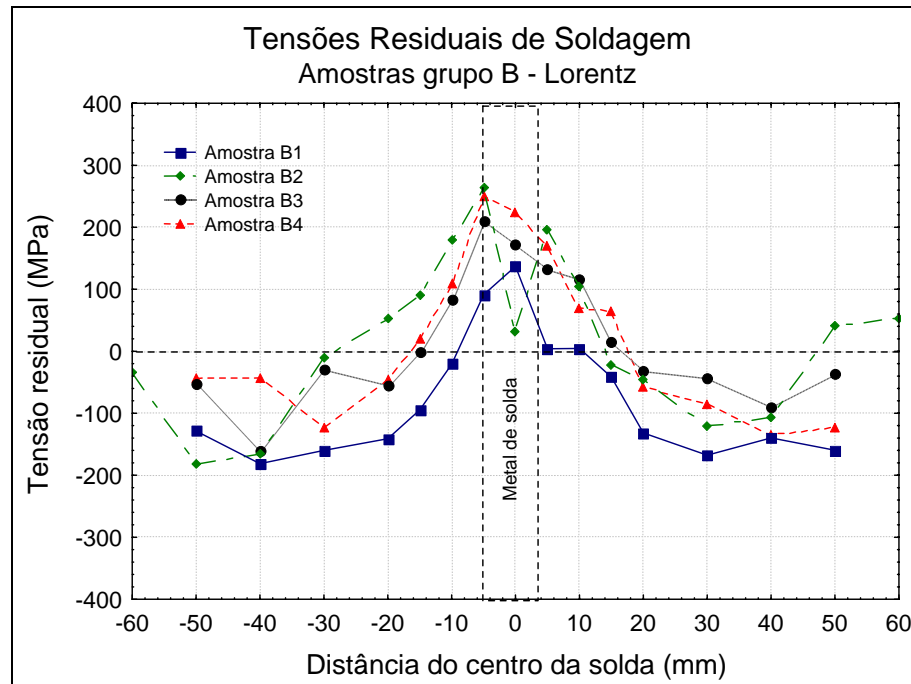


Figura 119. Perfil das tensões residuais nas amostras B. Tensões calculadas a partir do valor de 2θ obtidos pela correção do pico com a função Lorentz.

De uma forma geral, verificou-se nas amostras do grupo C (tubos de 2" soldadas com baixo aporte térmico) um comportamento bem semelhante, a exceção da amostra C4. A Figura 120 e Figura 121 mostram os perfis das amostras do grupo C, para os valores de tensão calculados a partir dos ângulos 2θ , obtidos segundo a correção por Pearson VII e Lorentz, respectivamente. A máxima tensão residual de tração foi localizada ao centro do cordão de solda, exceto para a amostra C4. Observou-se ainda que a região da solda apresentou tensões residuais trativas cuja extensão foi de aproximadamente 10 mm para cada lado, exceto para a amostra C4 pelo lado esquerdo que passou de trativa para compressiva em $x = -20$ mm. Nas regiões mais afastadas do cordão de solda observam-se maiores níveis de tensões compressivas.

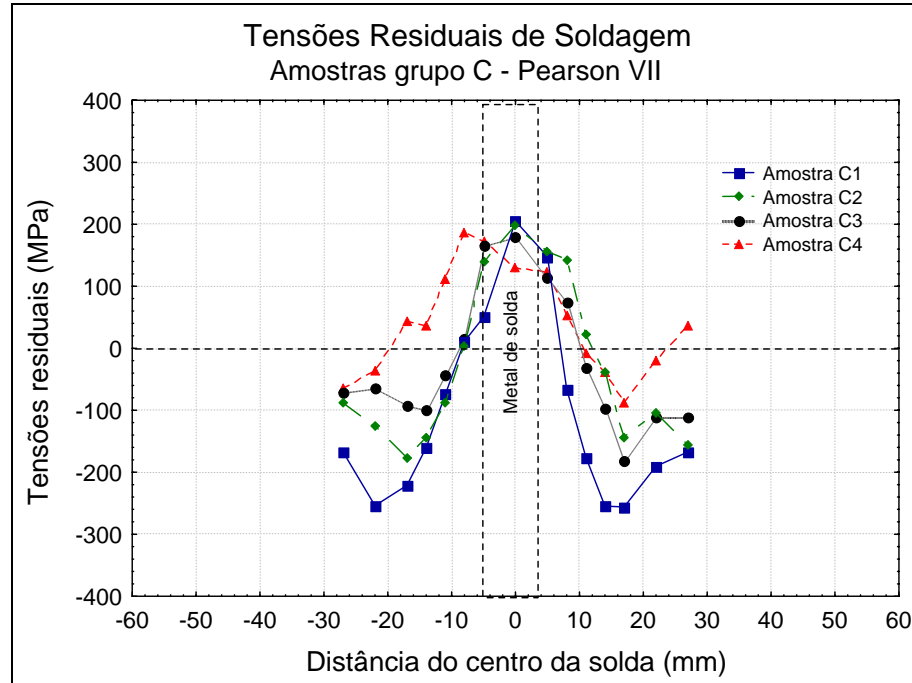


Figura 120. Perfil das tensões residuais nas amostras C. Tensões calculadas a partir do valor de 2θ obtidos pela correção do pico pela função Pearson VII.

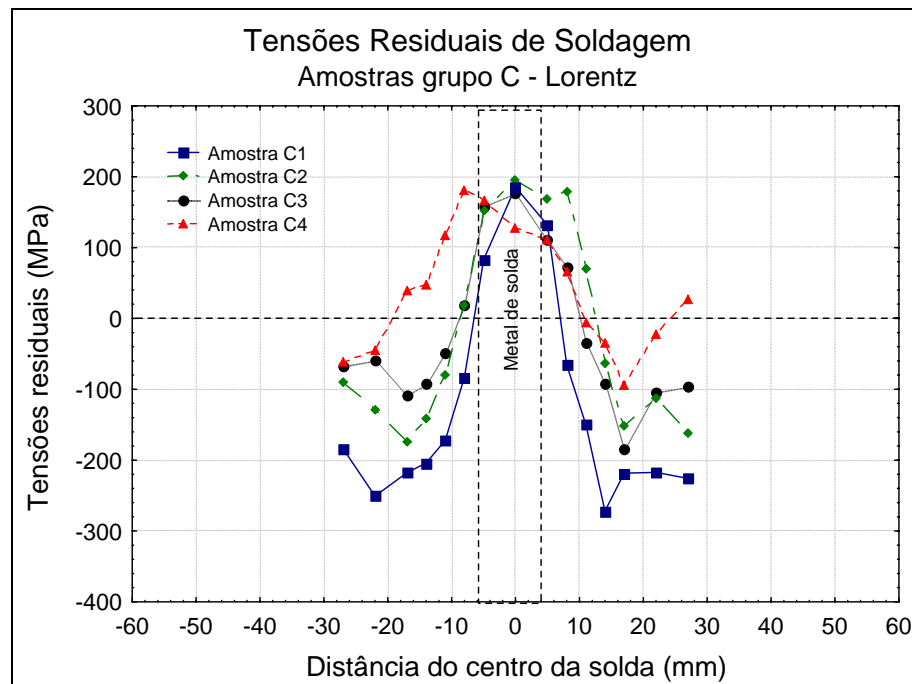


Figura 121. Perfil das tensões residuais nas amostras C. Tensões calculadas a partir do valor de 2θ obtidos pela correção do pico pela função Lorentz.

As amostras do grupo D (tubos de 2" de diâmetro soldadas com maior aporte térmico) apresentaram comportamentos bem distintos, conforme apresentando nas Figuras 122 e 123, com perfil pouco uniforme, mesmo tendo sido utilizado níveis de aporte térmico semelhantes. Três das amostras avaliadas apresentaram tensões residuais de tração baixas

na região da solda. Contudo, um fato preocupante é que em uma das amostras avaliadas, tanto a extensão da zona tratada, quanto o máximo valor de tensão foram bastante particulares. Nesta amostra (D4) a máxima tensão foi praticamente igual ao limite de escoamento, o que torna esta condição crítica.

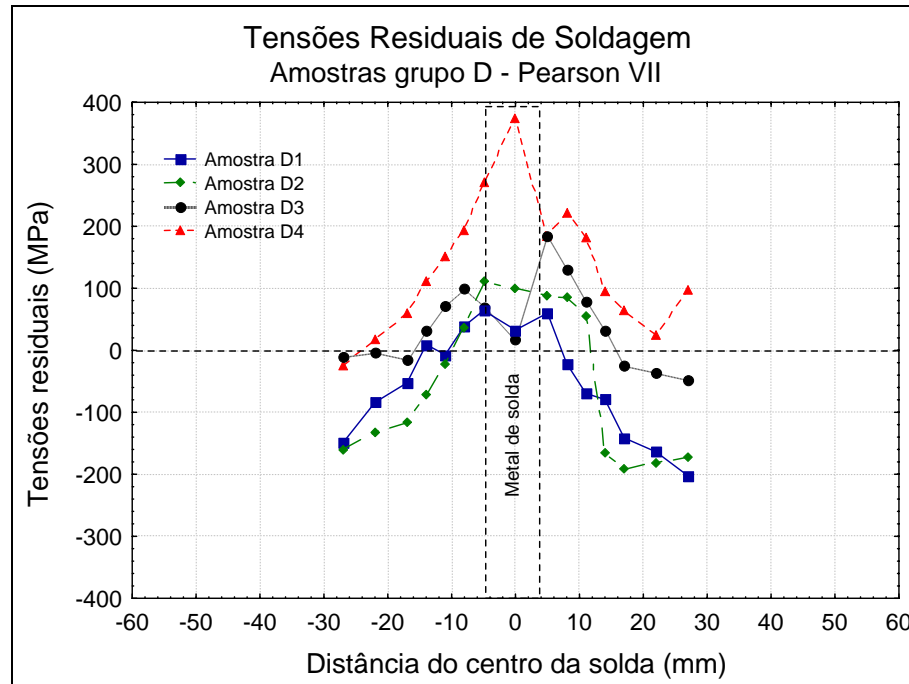


Figura 122. Perfil das tensões residuais nas amostras D. Tensões calculadas a partir do valor de 2θ obtidos pela correção do pico pela função Pearson VII.

Esta variação significativa no comportamento do perfil das tensões residuais para as amostras soldadas com maior aporte térmico, tanto para os tubos de 2" de diâmetro (grupo D) quanto para os de 4" (grupo A), revela uma instabilidade no processo de geração das tensões residuais, o qual dificulta inclusive estabelecer relações entre o aporte térmico de soldagem e o nível de tensão residual. Esta mudança significativa de comportamento das tensões residuais pode ser atribuída ao fato da soldagem, neste caso, ter sido executada manualmente. Isso por que, durante a soldagem com baixo nível de corrente a velocidade de soldagem teve que ser mais lenta para promover o correto preenchimento da junta, resultando em um aporte térmico mais elevado. Estas condições foram relatadas pelo soldador, que a considerou mais cansativa, e com maior grau de dificuldade em controlar a poça, especialmente na raiz, e a adição de material, enquanto que na soldagem com maior corrente (menor aporte térmico) um melhor controle foi favorecido.

Desta forma, verifica-se que o comportamento das tensões residuais e a uniformidade do perfil ao longo da junta na soldagem manual podem estar diretamente relacionados ao

melhor controle do arco e facilidade de operação do soldador, o qual pode ser favorecido pelo correto ajuste dos parâmetros de soldagem.

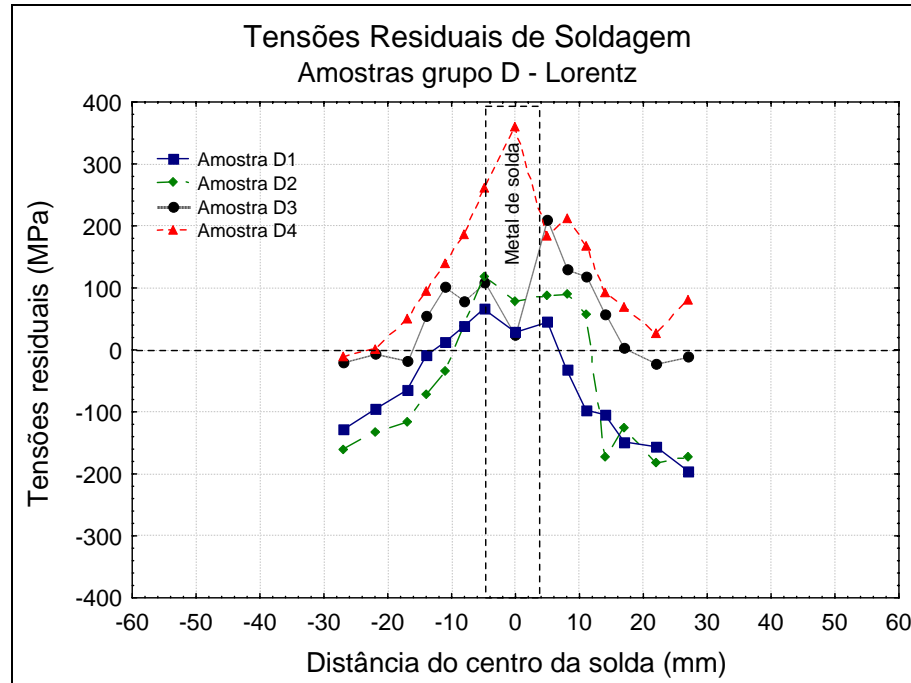


Figura 123. Perfil das tensões residuais nas amostras D. Tensões calculadas a partir do valor de 2θ obtidos pela correção do pico pela função Lorentz.

As Figuras 124 e 125 apresentam os perfis das tensões residuais das amostras do grupo O (tubo com 2" de diâmetro soldadas pelo processo TIG orbital), os quais apresentaram comportamento semelhantes, resultando numa maior uniformidade dos perfis. As máximas tensões residuais foram localizadas no metal de solda, embora em alguns casos tenha sido observada tensões na ZAC tão elevadas quanto as encontradas no cordão de solda, independente do tipo de função usada no ajuste dos picos de difração. As tensões de tração localizaram-se entre os pontos $x = -14$ mm e $x = -11$ mm, perfazendo um total de 25 mm de extensão.

Embora neste caso o processo de soldagem seja automatizado e a uniformidade apresentada pelos perfis das tensões tenha sido bastante regular, semelhante ao comportamento das amostras do grupo C, ainda assim são verificadas variações nos valores das tensões, mostrando que mesmo no caso de soldas realizadas com máximo controle e alta reprodutibilidade dos parâmetros, o comportamento das tensões pode variar. Ressalta-se também que em boa parte dos trabalhos encontrados na literatura, que apresentam o comportamento das tensões medidas experimentalmente, ocorre variações nos valores de tensões, independente do método de medição utilizado.

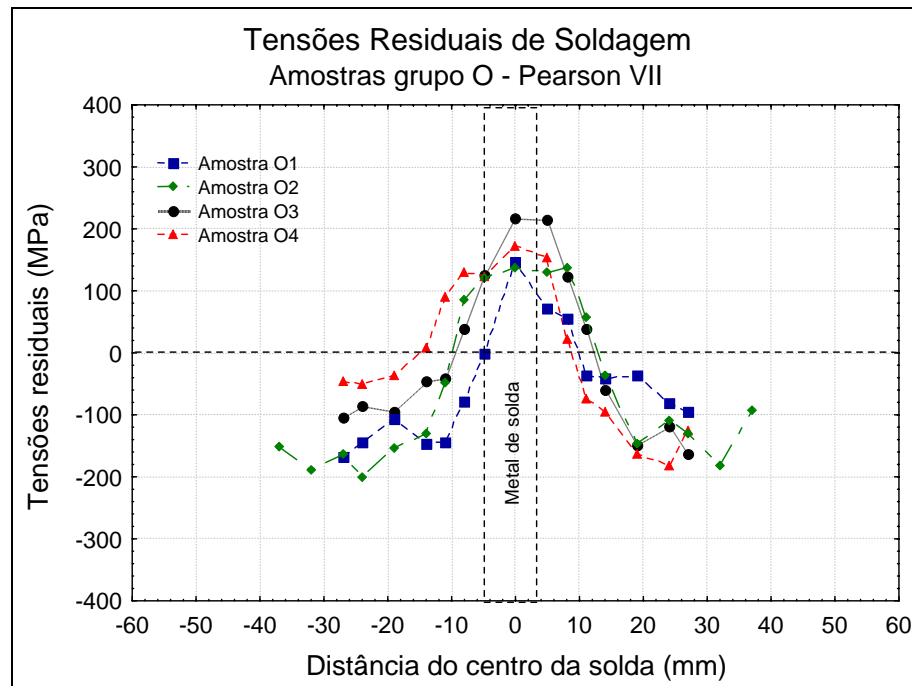


Figura 124. Perfil das tensões residuais nas amostras O. Tensões calculadas a partir do valor de 2θ obtidos pela correção do pico pela função Pearson VII.

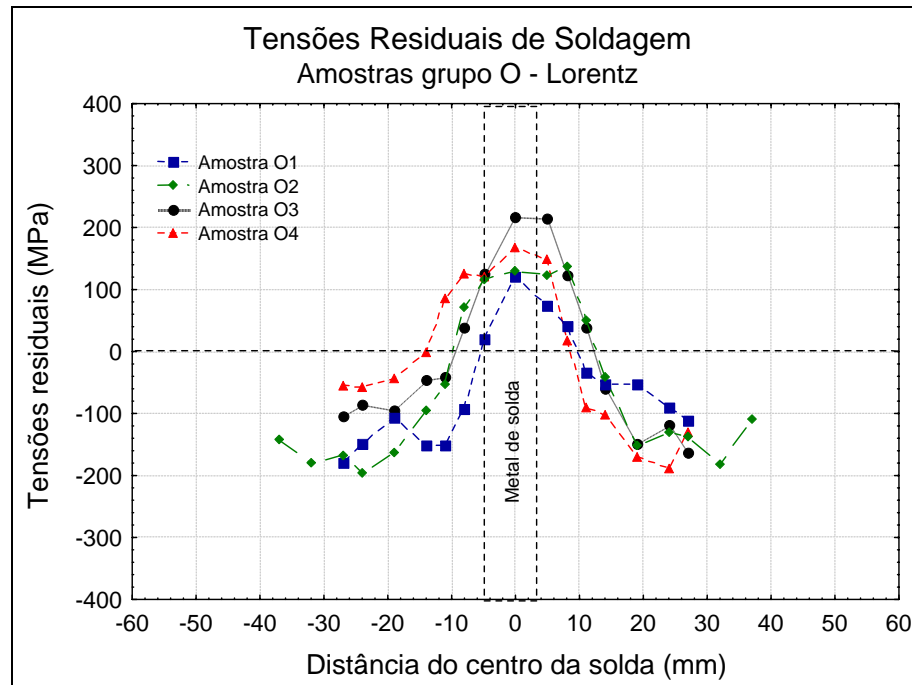


Figura 125. Perfil das tensões residuais nas amostras O. Tensões calculadas a partir do valor de 2θ obtidos pela correção do pico pela função Lorentz.

6.7 Efeito da dimensão do tubo sobre as tensões residuais.

Buscando comparar os resultados das tensões residuais para os dois diâmetros avaliados neste trabalho, foi construído o gráfico apresentado na Figura 126, o qual apresenta perfis de tensões de amostras com 2" e 4" de diâmetro soldadas com aporte térmico semelhantes. Para garantir a similaridade do aporte térmico, foram escolhidas para compor o gráfico, amostras dos grupos B e D, cuja energia de soldagem empregada variou entre 9 e 10 kJ/cm.

Das amostras do grupo B foram escolhidos os dois perfis que apresentaram maior semelhança entre si e maior nível de tensão residual trativa (B1 e B3), a qual é considerada a condição mais crítica. Para o grupo D foram escolhidas as amostras D1 e D2 que apresentaram perfis semelhantes, além da amostra D4 que apresentou o máximo valor de tensão trativa.

A grande dificuldade em estabelecer relações que comprovem o efeito da dimensão dos tubos e as tensões residuais é em virtude da variação significativa dos perfis da amostra D, já comentado anteriormente. Conforme observado na Figura 126, verifica-se que as tensões nos tubos de 4" de diâmetro apresentaram-se mais elevadas quando comparadas as tensões das amostras D1 e D2 (2" de diâmetro), entretanto, quando comparada à amostra D4, verifica-se um resultado contrário.

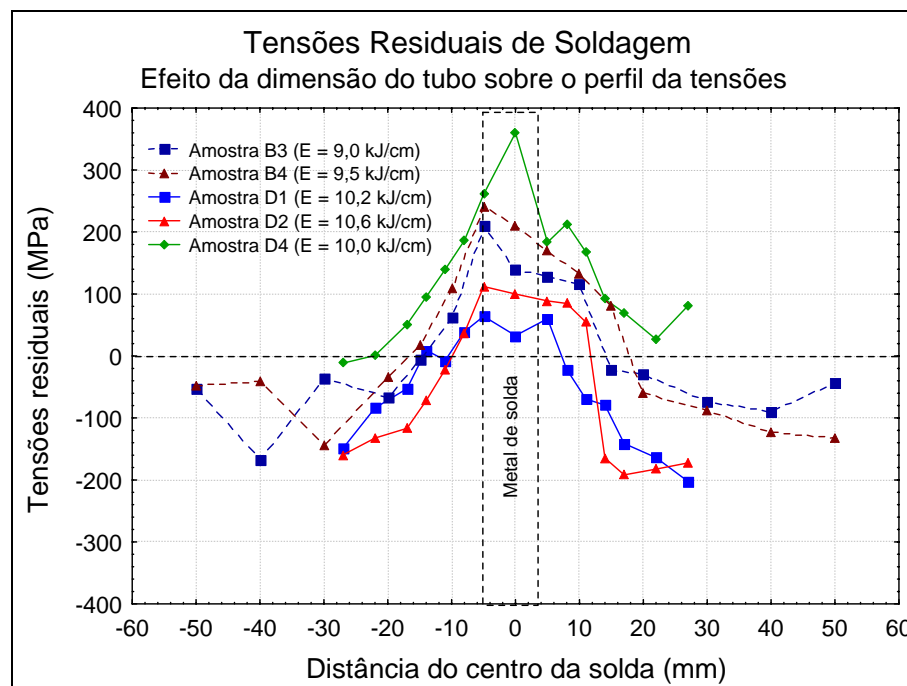


Figura 126. Efeito da dimensão do tubo sobre as tensões residuais.

Desta forma, não foi possível estabelecer de forma clara qualquer relação entre os aspectos geométricos dos tubos (diâmetro e espessura da parede) e as tensões residuais, principalmente em função das significativas variações no comportamento das tensões apresentadas pelos tubos do grupo D.

6.8 Efeito do aporte térmico de soldagem sobre as tensões residuais.

O efeito do aporte térmico de soldagem sobre as tensões residuais foi avaliado considerando para cada diâmetro, dois perfis de amostras soldadas com elevada energia e dois perfis soldados com baixa energia. A escolha dos perfis foi baseado na máxima tensão trativa obtida na região da solda, seja na ZAC ou no cordão.

A Figura 127 apresenta o perfil de tensões para as amostras dos grupos A e B (diâmetro de 4"). Observa-se que, na região da solda, as amostras com maior aporte térmico apresentaram maior nível de tensão de tração. Verifica-se ainda que independente do aporte térmico, as tensões para o lado esquerdo da junta caem abruptamente, passando para compressiva a partir de $x = -15$ mm. Para o lado direito, observa-se que as amostras com baixo aporte térmico apresentam uma queda mais suave quando comparada às amostras do grupo A.

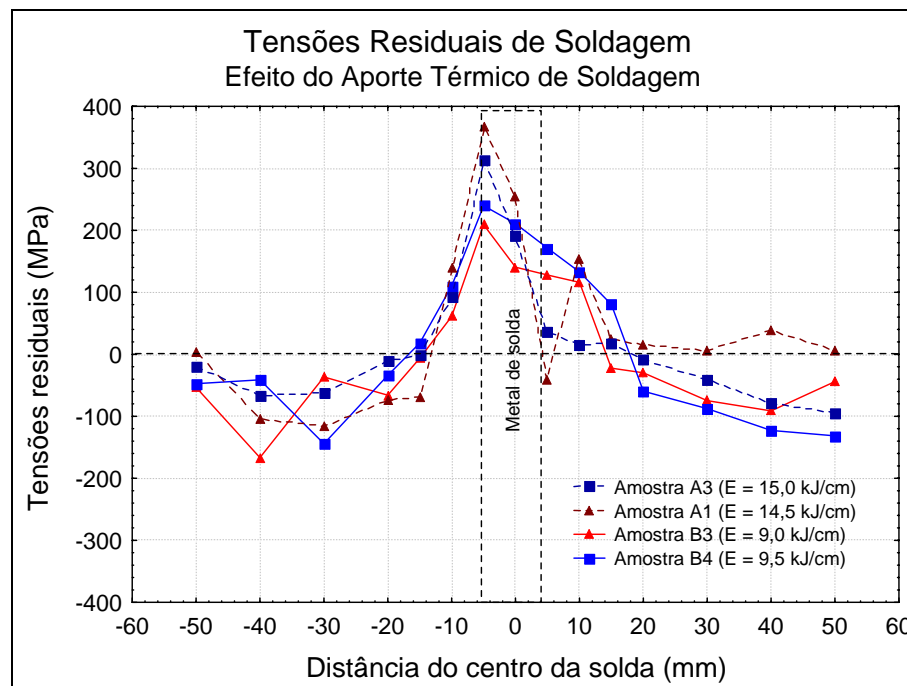


Figura 127. Efeito do aporte térmico sobre o perfil de tensões nas amostras com 4" de diâmetro.

Para as amostras com diâmetro de 2”, novamente verifica-se uma certa dificuldade em estabelecer relações entre as tensões residuais e o aporte térmico, devido aos resultados das amostras do grupo D. Na Figura 128, são apresentados os perfis das tensões residuais das amostras C1 e C2, soldadas com menor aporte térmico e das amostras D1, D2 e D4 com aporte térmico mais elevado. Numa avaliação inicial, considerando somente o perfil das tensões residuais para as amostras C1, C2, D1 e D2, é observada uma certa relação, a qual sugere que o aumento do aporte térmico, neste caso, conduz a um menor nível de tensões residuais. Resultado inverso ao observado para os tubos com 4”. Entretanto a presença do perfil da amostra D4 não permite fazer tal afirmação.

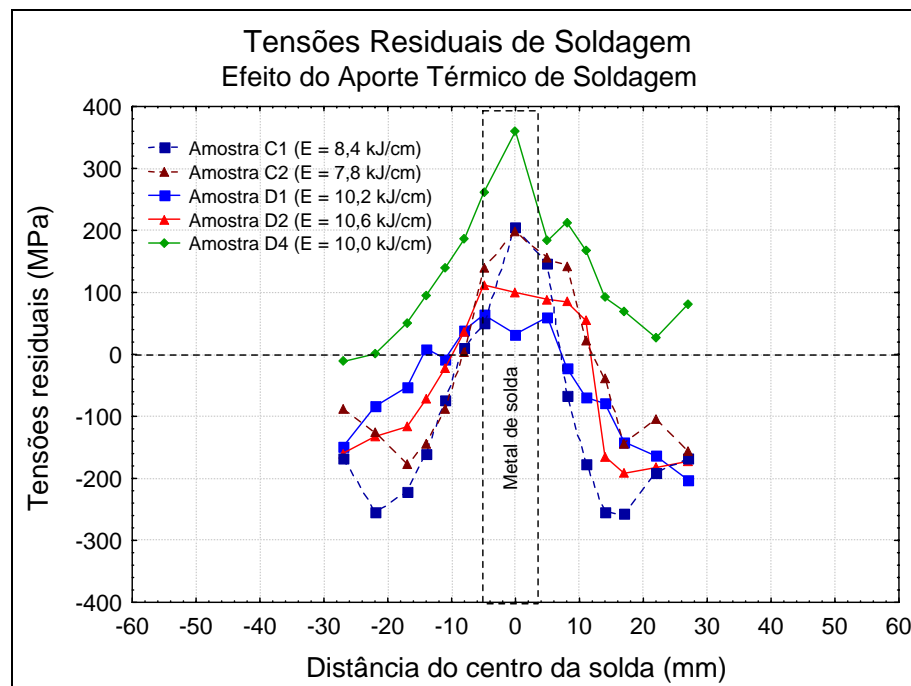


Figura 128. Efeito do aporte térmico sobre o perfil de tensões nas amostras com 4” de diâmetro.

6.9 Efeito da soldagem manual e automática sobre as tensões residuais.

Buscando comparar o comportamento das tensões residuais geradas durante a soldagem com processo manual e automático, foram construídos os gráficos apresentados nas Figuras 129 e 130, os quais trazem os perfis das tensões das amostras dos grupos C e D (manual) e grupo O (automático), todas com diâmetro de 2”. No primeiro gráfico (Figura 129) é possível observar um comportamento bastante semelhante entre os perfis das

tensões residuais das amostras do grupo C, soldadas com baixo aporte térmico e as do grupo O, soldadas pelo processo TIG orbital.

Comparando o perfil das tensões na soldagem automática com as amostras soldadas manualmente com maior aporte térmico (grupo D), verifica-se novamente uma grande dificuldade em se determinar uma relação direta, motivada pela significativa variação no comportamento das tensões para este grupo de amostras (Figura 130).

Uma das justificativas para a similaridade entre os perfis das tensões das amostras dos grupos C e O (Figura 129) pode ser atribuída ao aporte térmico utilizado nestes dois processos, os quais foram de 6,2 kJ/cm para a soldagem automatizada e na soldagem manual variou entre 7 e 8 kJ/cm. Entretanto, outras variáveis podem atuar conjuntamente na geração de tensões residuais como a ausência de metal de adição (no caso da soldagem orbital), diferentes tipos de chanfro, variação do volume da poça de fusão e do número de passes. Sendo assim, torna-se importante avançar na avaliação das variáveis que atuam na formação das tensões residuais de soldagem, buscando contribuir para o estabelecimento de qual, ou quais fatores, são determinantes para explicar tal comportamento.

Contudo, ainda assim é possível mostrar que tanto na soldagem manual quanto na soldagem automática, podem ser obtidos perfis de tensões semelhantes, e que a soldagem automática, apresentou comportamento similar ao obtido pela melhor condição na soldagem manual. Indicando assim, ser uma opção satisfatória do ponto de vista de tensões residuais para a soldagem de tubulações industriais.

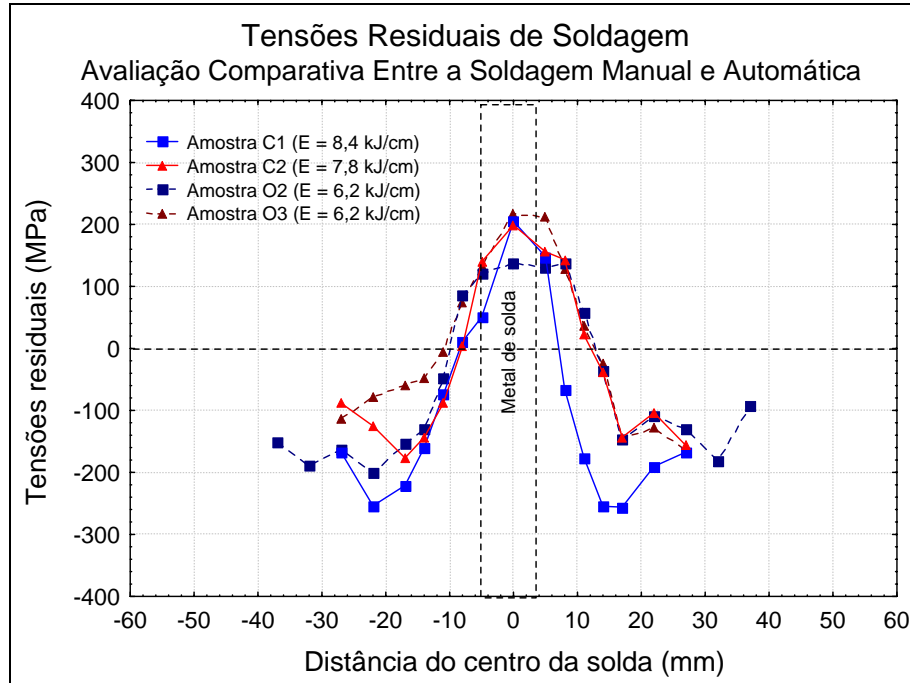


Figura 129. Comparativo entre a soldagem manual e automática. Amostras do grupo C e grupo O.

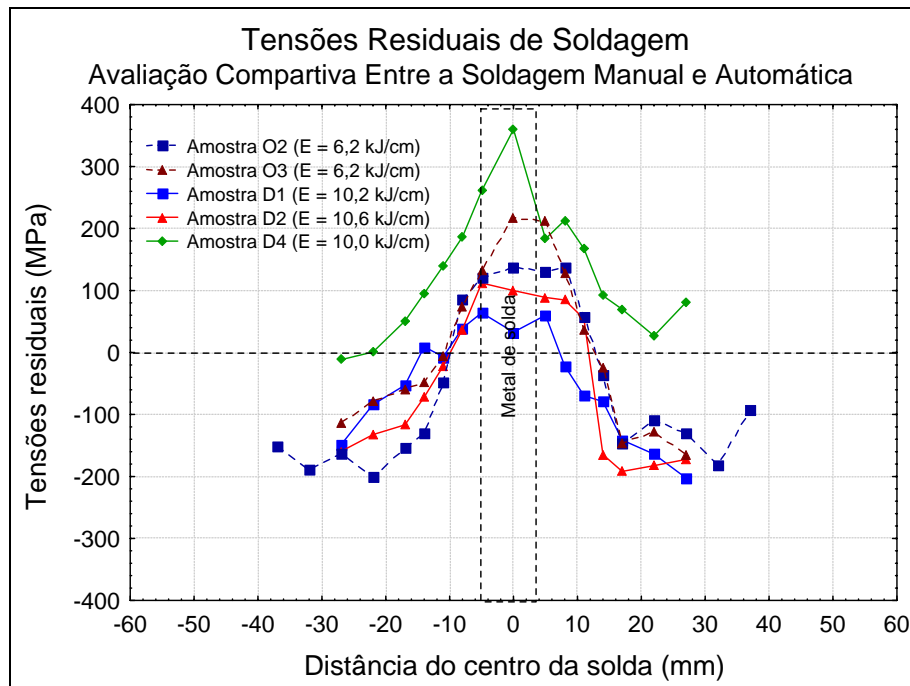


Figura 130. Comparativo entre a soldagem manual e automática. Amostras do grupo D e grupo O.

6.10 Caracterização microestrutural

6.10.1 Tubos com diâmetro de 4 polegadas soldados manualmente.

A seguir são apresentados os resultados das análises metalográficas realizadas em amostras extraídas dos tubos A4 e B4. A Figura 131a, ao centro, apresenta uma macrografia da junta soldada da amostra A4. Nas Figuras 131b e 131c são mostradas a evolução microestrutural ao longo da ZAC na superfície externa e interna do tubo, respectivamente.

Observando a Figura 131b de cima para baixo, identifica-se inicialmente uma pequena porção do metal de solda e logo em seguida a ZAC de grãos grosseiros (ZAC-GG). Após a ZAC-GG tem-se a região de grãos finos ou grãos refinados (ZAC-GF), também conhecida como zona de normalização. Esta região é caracterizada por uma microestrutura com granulação fina, que é formada devido ao aquecimento desta região em temperaturas inferiores a de crescimento de grão (1100°C) e superiores à temperatura de transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ (A_3). Outra região passível de identificação foi a região da ZAC intercrítica (ZAC-IC), caracterizado por um misto de grãos finos resultantes da recristalização parcial desta região e grãos maiores característicos da microestrutura do metal de base, além de uma pequena esferoidização da cementita dando origem a uma fase conhecida como perlita degenerada.

A Figura 131c apresenta as regiões da solda da superfície interna. Observa-se que os passes posteriores (enchimento e acabamento) promoveram um intenso refino de grão tanto ao longo da ZAC quanto no metal de solda do passe de raiz. Esse refino de grão é considerado bastante benéfico, pois proporciona a eliminação de possíveis microconstituintes frágeis além de controlar a dureza. Além disso, microestruturas com tamanho de grão reduzido proporcionam, em geral, maior tenacidade. Outro fator benéfico é que os contornos de grão atuam como barreiras para a propagação de trincas, assim, quanto maior a densidade de contornos de grãos, maior será a resistência ao movimento das trincas.

A seguir, são apresentadas detalhadamente as microestruturas presentes na ZF e nas diversas regiões da ZAC. A Figura 132a mostra a microestrutura do metal de solda na qual foram observados diversos microconstituintes. A grande complexidade da microestrutura, a dificuldade de identificação e a grande quantidade de denominações por diversos autores, exigiram uma avaliação mais detalhada da terminologia usada na literatura.

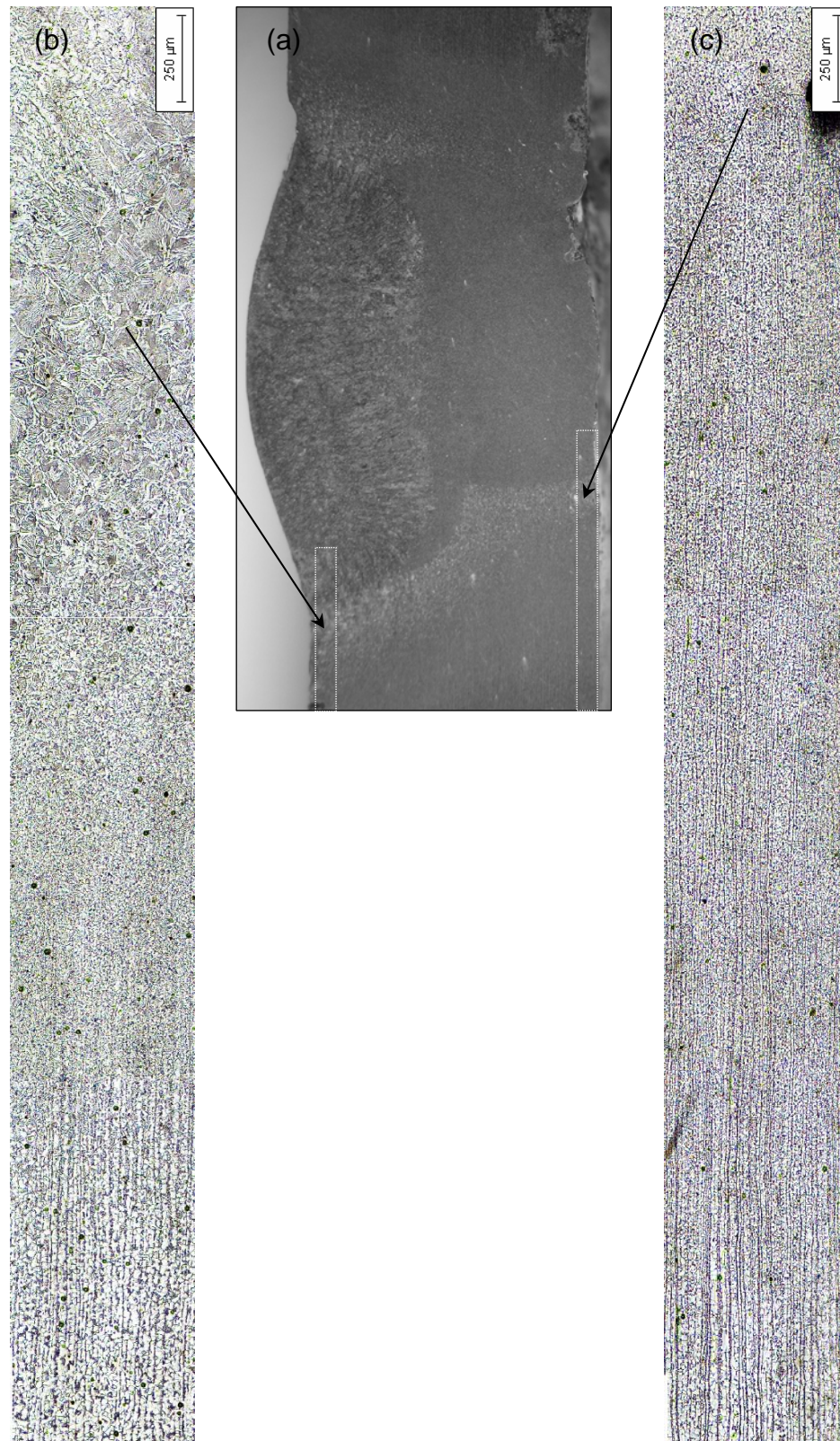


Figura 131. Extensão da ZAC da amostra A4. (a) Superfície externa; (b) Superfície interna.
Ataque: Nital 2%. Aumento: 27X.

Por iniciativa do IIW, um sistema de classificação da microestrutura do metal de solda através de microscopia ótica foi proposto (IIW Doc. nº IX 1533-88). Alé, Jorge & Rebello (1993a, 1993b e 1993c) publicaram uma série de trabalhos que apresentam uma extensa revisão bibliográfica sobre os constituintes microestruturais encontrados no metal de solda e na ZAC de aços C-Mn e baixa liga. Dentre as inúmeras informações apresentadas pelos autores destacam-se a comparação entre a terminologia proposta pelo IIW e outros pesquisadores e concluem que a denominação do IIW é adequada, muito embora apresente incorreções sob o aspecto da metalurgia física ao enquadrar na mesma categoria microconstituintes com temperatura de transformação diferente. Mesmo assim, neste trabalho será adotada a terminologia sugerida pelo IIW.

A microestrutura do metal de solda (Figura 132a) foi composta principalmente por ferrita de contorno de grão – PF(G), ferrita acicular – AF, e agregados ferrita-carbonetos, no caso perlita – FC(P). Cada uma destas microestruturas está destacada na Figura 132a.

A microestrutura da ZAC-GG (Figura 132b) foi constituída principalmente por ferrita pró-eutetóide nos contornos de grão da austenita prévia. Observa-se também a presença de grãos de perlita fina no interior da austenita prévia e ferrita com segunda fase alinhada, a qual é denominada por Alé, Jorge e Rebello (1993) como ferrita com Martensita/Austenita/Carbeto (MAC) alinhado. Os autores também citam que ao final da década de 70 os termos clássicos para microestruturas encontradas em metais de base como bainita superior e bainita inferior entraram em desuso, passando a ser adotada a denominação proposta pelo IIW para o metal de solda.

A microestrutura da ZAC-GF apresentou uma microestrutura bastante refinada, como seria de se esperar, constituída por ferrita poligonal e perlita fina (Figura 132c). A microestrutura da ZAC-IC apresentou como característica principal a esferoidização da cementida (Figura 132d), causando uma modificação da morfologia da perlita, a qual é denominada na literatura por perlita degenerada.

A microestrutura da ZF e da ZAC da superfície interna do tubo é apresentada na Figura 133. Em ambas as regiões, verificou-se um intenso refino de grão produzido pelo ciclo térmico dos passes anteriores. Este refino de grão foi mais efetivo no metal de solda localizado na raiz da junta (Figura 133a), o qual apresentou uma microestrutura formada por ferrita e perlita fina com tamanho de grão muito inferior ao metal de base. Na ZAC verificou-se também o efeito benéfico do ciclo térmico do enchimento e acabamento, os quais resultaram em refino de grão e na eliminação de microconstituintes indesejáveis.

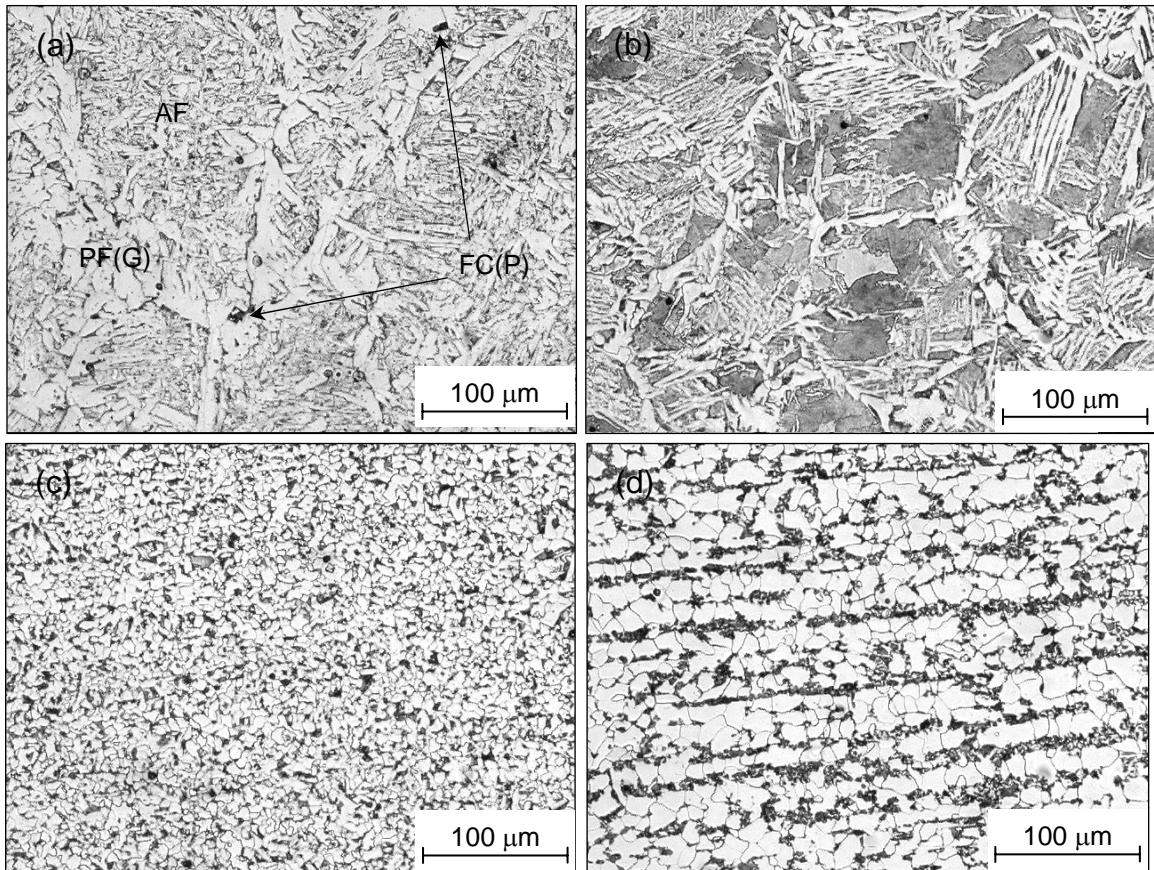


Figura 132. Microestrutura da superfície externa da amostra A4. (a) Metal de solda; (b) ZAC-GG; (c) ZAC-GF; (d) ZAC intercrítica. Ataque: Nital 2%. Aumento: 75X.

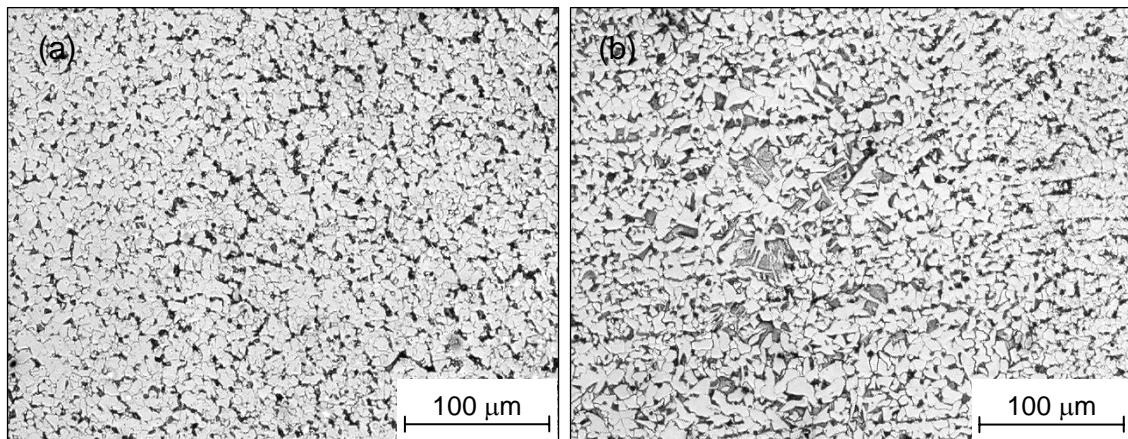


Figura 133. Microestrutura da superfície interna da amostra A4. (a) Metal de solda; (b) ZAC-GG refinada pelo passe posterior. Ataque: Nital 2%. Aumento: 75X.

Foi levantado o perfil de microdureza das superfícies externa e interna ao longo de toda a junta, o qual está apresentado na Figura 134. Avaliando o perfil da superfície externa, observa-se uma elevação da dureza na porção central, que compreende o metal de solda. É possível observar também que de uma forma geral a dureza da ZAC é inferior à do metal de solda. As setas indicam a posição referente à zona de ligação entre o metal de solda e a ZAC. A elevada dureza do metal de solda pode ser atribuída à presença de ferrita acicular e ao maior limite de escoamento.

Kim *et al.* (2001) observaram o mesmo comportamento de dureza em juntas soldadas de tubos ASTM A106 Gr.C. Embora não seja especificado o tipo de consumível, a composição é bastante similar a usada neste trabalho. Barbosa *et al.* (2006) avaliaram a microestrutura e dureza de tubos de aço ASTM A106 Gr. B usados no sistema de hidrodesulfurização de uma unidade de refino de petróleo, que falharam em serviço devido a problemas relacionados à corrosão sob-tensão por H₂S e fragilização por hidrogênio. Os resultados de dureza também indicaram uma maior dureza do metal de solda e ZAC-GG, em relação ao metal de base, sendo que a dureza da ZAC foi inferior a da zona fundida em muitos casos.

A superfície interna sofreu uma redução de dureza, provavelmente provocada pelas transformações de fases produzidas pelo ciclo térmico dos passes anteriores. Verifica-se que tanto o metal de solda quanto a ZAC foram favorecidos pelo efeito térmico, apresentando na região da raiz da junta valores de dureza da ordem de 180 HV, bem inferiores ao máximo permitido que é de 248 HV. Verifica-se também que em nenhum ponto analisado a dureza chegou a valores próximos do limite estabelecido por norma. Este resultado é bastante positivo, pois mostra que do ponto de vista de dureza, o próprio procedimento é capaz de promover uma redução de dureza que dispensaria a realização de tratamento térmico pós-soldagem.

Entretanto, esta avaliação considerando somente dureza é de certa forma equivocada, pois conforme análise de tensões realizadas neste trabalho, verificou-se elevados níveis de tensões residuais na ZAC e no metal de solda. Outro fato que reforça tal consideração foram os resultados apresentados por Barbosa *et al.* (2006), no qual conclui que os tubos avaliados falharam por corrosão sob-tensão causada por sulfeto de hidrogênio, no entanto em boa parte das soldas avaliadas a dureza foi inferior ao limite de 248 HV e em alguns casos nos quais a dureza atingiu valores desta ordem, as trincas surgiram não na solda mas sim no metal de base.

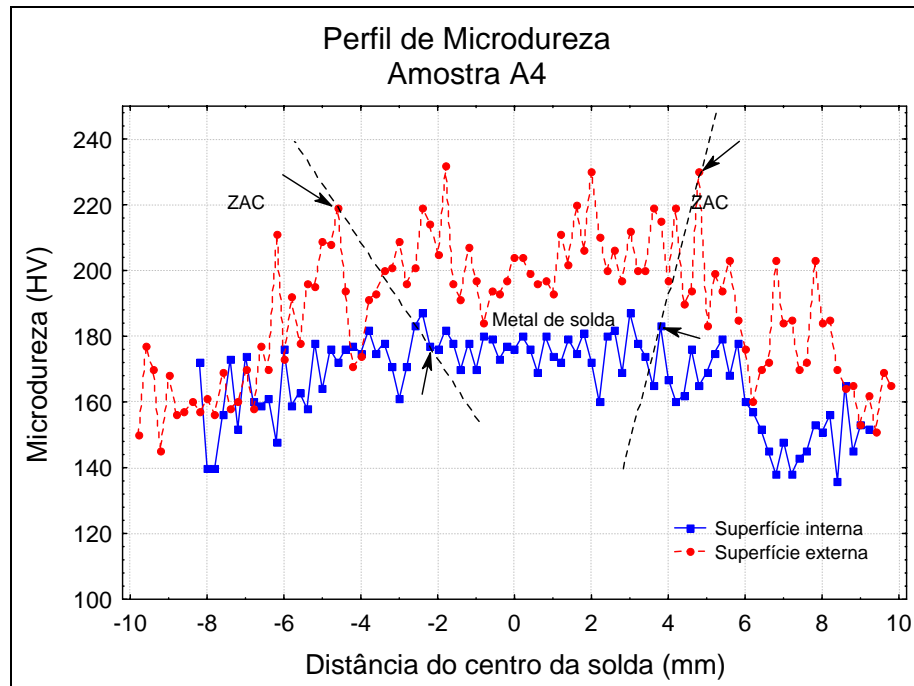


Figura 134. Perfil de microdureza da amostra A4.

A Figura 135 mostra a macrografia da junta e o detalhe das regiões da ZF e ZAC ao longo de toda a sua extensão, para a amostra B4. É possível observar na Figura 135b uma maior presença de fases com crescimento lateral na ZAC-GG. A microestrutura da superfície interna do tubo (raiz) não apresentou, aparentemente, um refino de grão tão intenso quando comparada ao verificado pela amostra A4, conforme pode ser observado na Figura 135c.

A microestrutura do metal de solda é apresentada na Figura 136a, na qual são observadas principalmente ferrita primária de contorno de grão PF(G) seguindo a direção colunar, ferrita acicular em menor proporção e uma pequena quantidade de agregado ferrita-carboneto (perlita) FC(P).

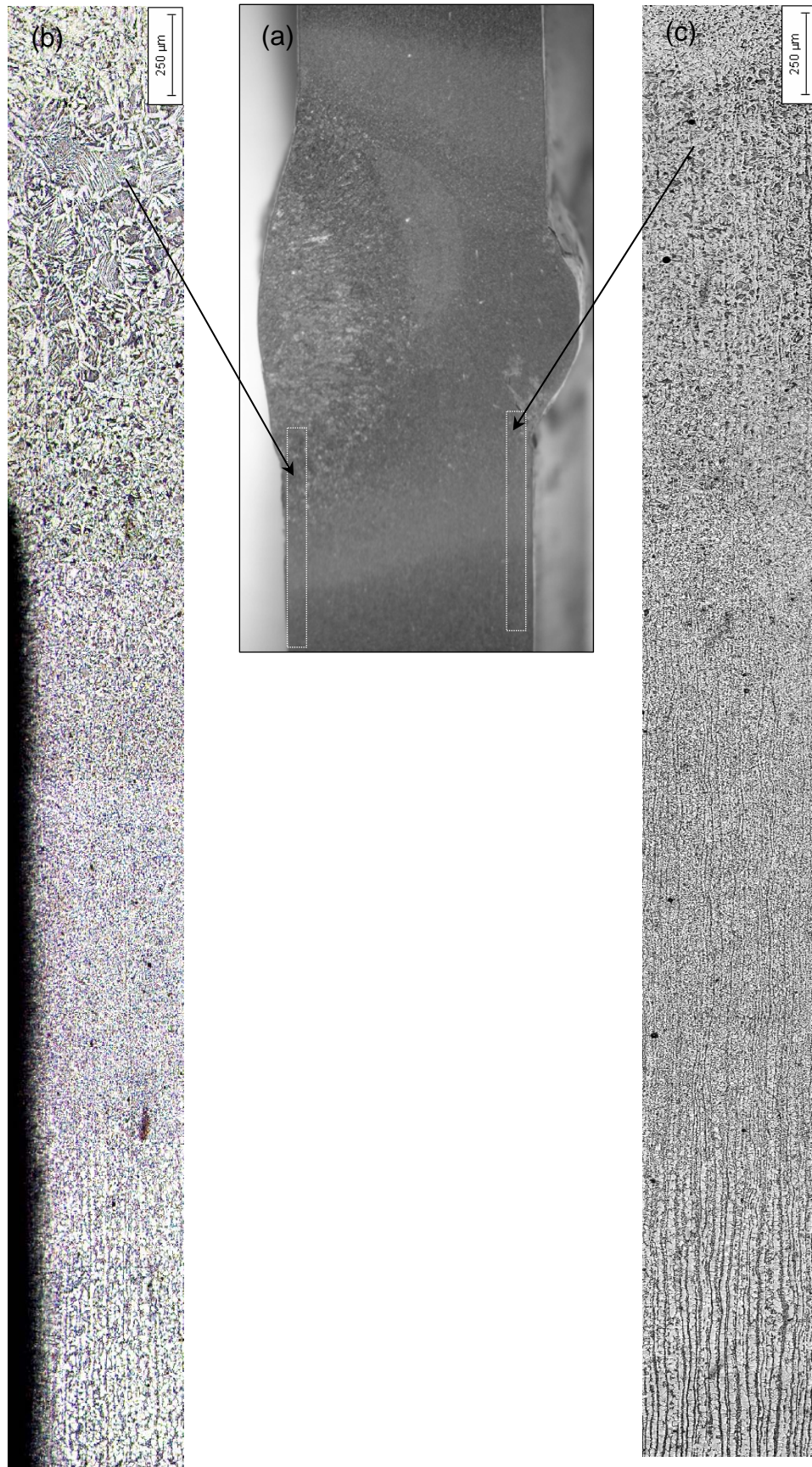


Figura 135. Extensão da ZAC da amostra B4. (a) Superfície externa; (b) Superfície interna. Ataque: Nital 2%. Aumento: 27X.

Na ZAC-GG (Figura 136b) foi observado um menor tamanho de grão da austenita prévia, porém o tamanho dos grãos de ferrita pró-eutetóide nos contornos de grão são aparentemente maiores que os da amostra A4. Observou-se também uma maior quantidade de perlita. A presença de fases com crescimento lateral (em forma de ripas) semelhante à ferrita com MAC alinhado também foram observadas, entretanto com uma granulação mais grosseira e entre as ripas de ferrita foram observadas placas de perlita ao invés de simplesmente carbonetos. As regiões das ZAC-GF e ZAC-IC apresentaram comportamento semelhante ao apresentado pela amostra A4.

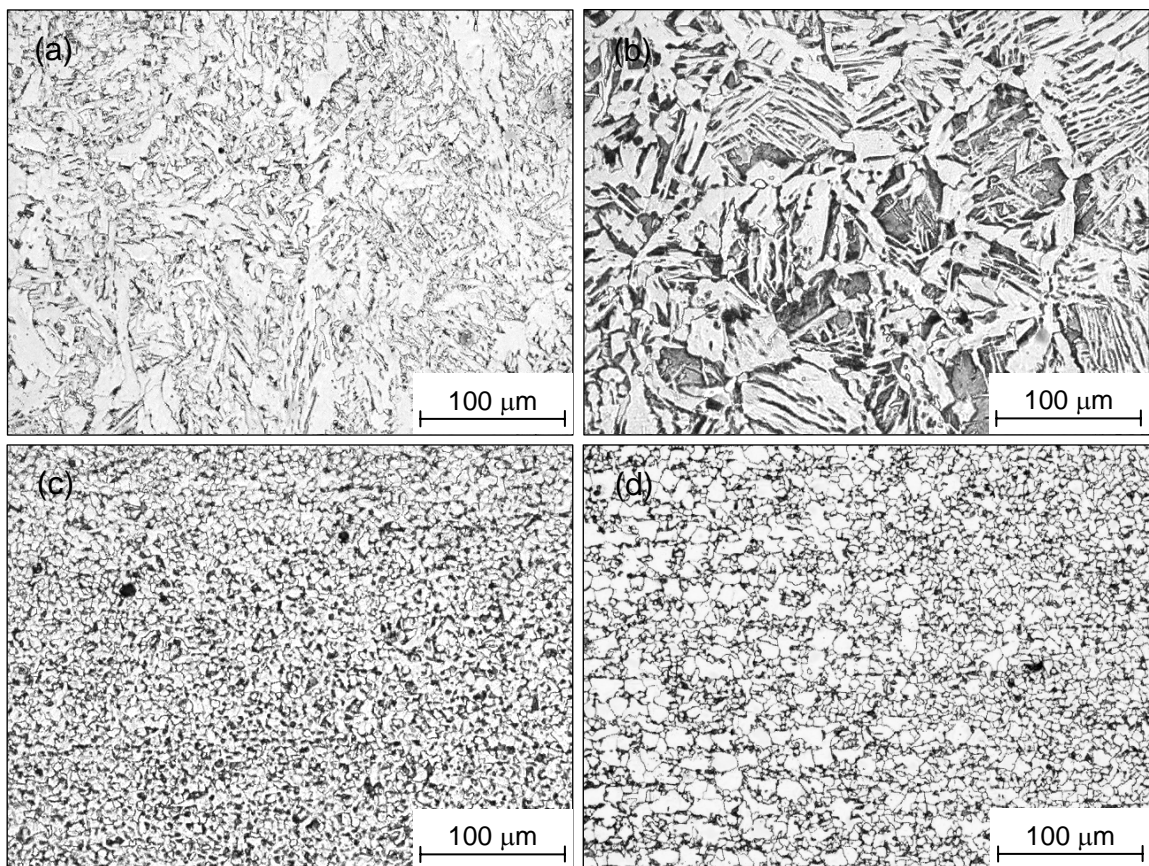


Figura 136. Microestrutura da superfície externa da amostra B4. (a) Metal de solda; (b) ZAC-GG; (c) ZAC-GF; (d) ZAC intercrítica. Ataque: Nital 2%. Aumento: 75.

O ciclo térmico de soldagem dos passes posteriores não foi suficiente para promover um intenso refino da ZF e ZAC da região da raiz da junta, como pode ser observado na Figura 137. A microestrutura do metal de solda embora não tenha apresentado um significativo refino de grão, sofreu alterações microestruturais que a modificaram do estado bruto de fusão para ferrita poligonal e perlita fina. A região da ZAC sofreu refino, porém, a

morfologia dos microconstituintes ainda permaneceu semelhante à observada na ZAC do passe de acabamento.

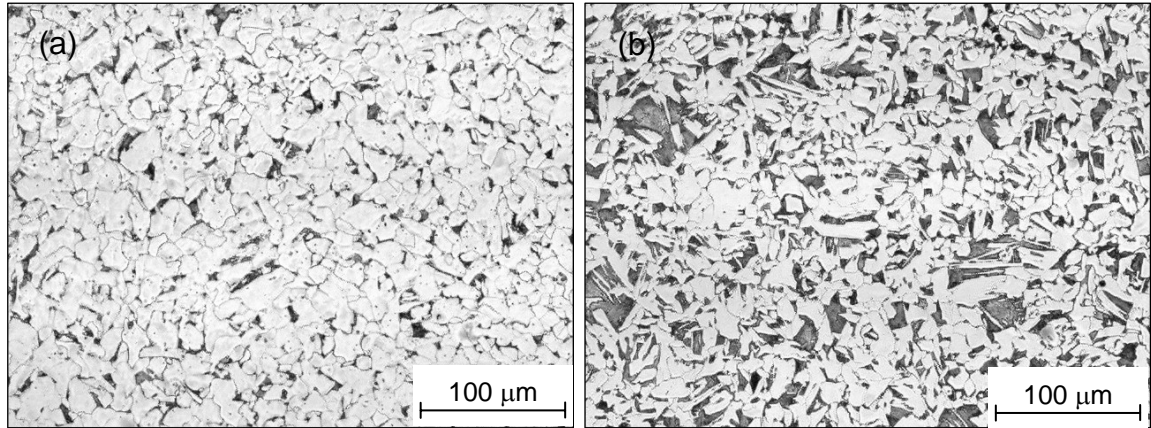


Figura 137. Microestrutura da superfície interna da amostra B4. (a) Metal de solda; (b) ZAC-GG refinada pelo passe posterior. Ataque: Nital 2%. Aumento: 75X.

O perfil de microdureza ao longo do cordão de solda para a superfície interna e externa da amostra B4 é apresentado na Figura 138. Verificou-se novamente que a região do metal de solda foi a que apresentou maior nível de dureza, se comparado a ZAC e metal de base, para a superfície externa. Na superfície interna, observa-se uma acentuada queda de dureza, especialmente no metal de solda e ZAC, que pode ser atribuída às transformações de fase ocorridas nestas regiões. As setas na Figura 138 indicam os pontos medidos sobre a zona de ligação.

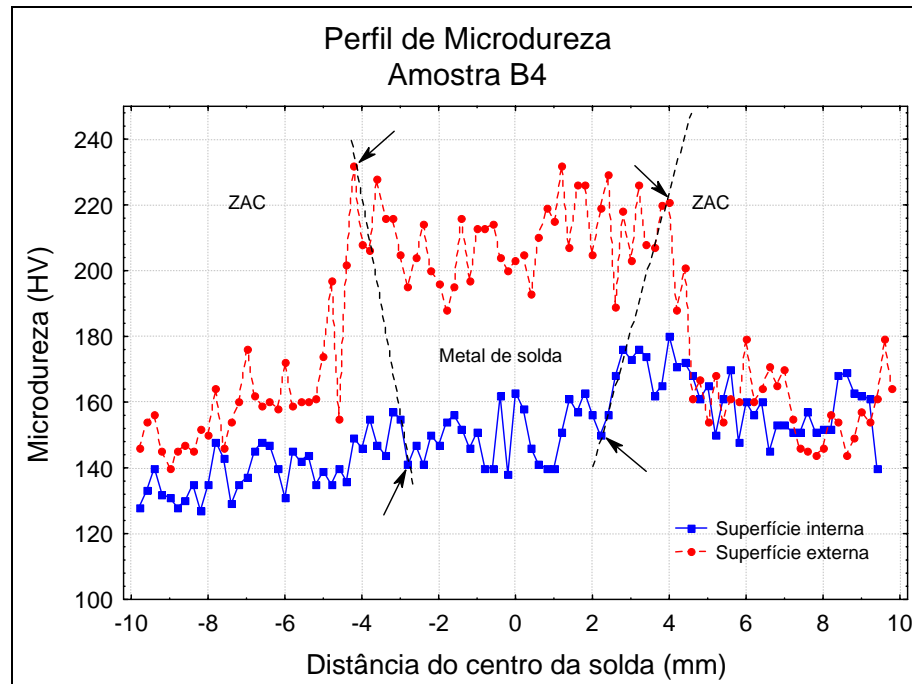


Figura 138. Perfil de microdureza da amostra B4.

6.10.2 Tubos com diâmetro de 2 polegadas soldados manualmente.

A Figura 139a apresenta a macrografia da junta soldada da amostra C4. As regiões da ZAC para as superfícies externa e interna são apresentadas nas Figuras 139b e 139c, respectivamente. Para a região interna do tubo, verificou-se a ocorrência de refino de grão tanto na zona fundida quanto na ZAC.

A microestrutura do metal de solda da amostra C4 está apresentada na Figura 140a. Observa-se uma grande predominância de ferrita primária de contorno de grão PF(G), a qual segue a direção de crescimento epitaxial colunar do metal de solda devido à solidificação, formando uma região de grãos colunares. Entre as colunas formadas por grãos de ferrita primária observam-se regiões mais refinadas constituídas de ferrita acicular – AF e ferrita intragranular poligonal – PF(I). Observa-se ainda entre os grãos de ferrita PF(G) da zona colunar a presença de pequenos grãos de agregado ferrita-carboneto identificado como perlita – FC(P).

Na região da ZAC-GG é observada grande quantidade de uma fase semelhante à ferrita com MAC alinhado nos contornos de grão da austenita prévia, realçando o elevado tamanho de grão desta região (Figura 140b). No centro do grão da austenita prévia verifica-se a presença de perlita fina e ferrita acicular. A ZAC-GF (Figura 140c) e ZAC-IC (Figura 140d) apresentaram aspectos similar aos das amostras avaliadas anteriormente.

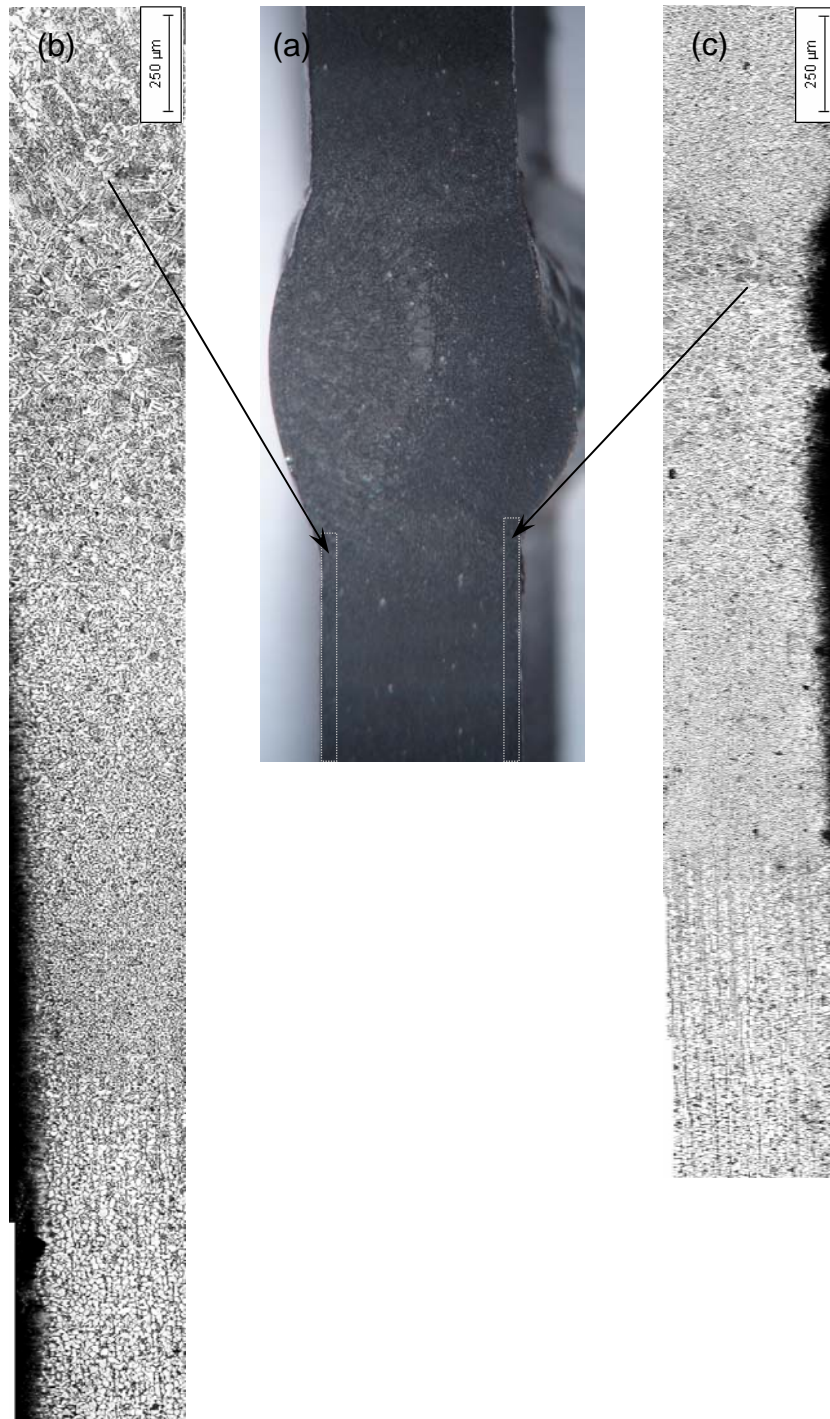


Figura 139. Extensão da ZAC da amostra C4. (a) Superfície externa; (b) Superfície interna.
Ataque: Nital 2%. Aumento: 27X.

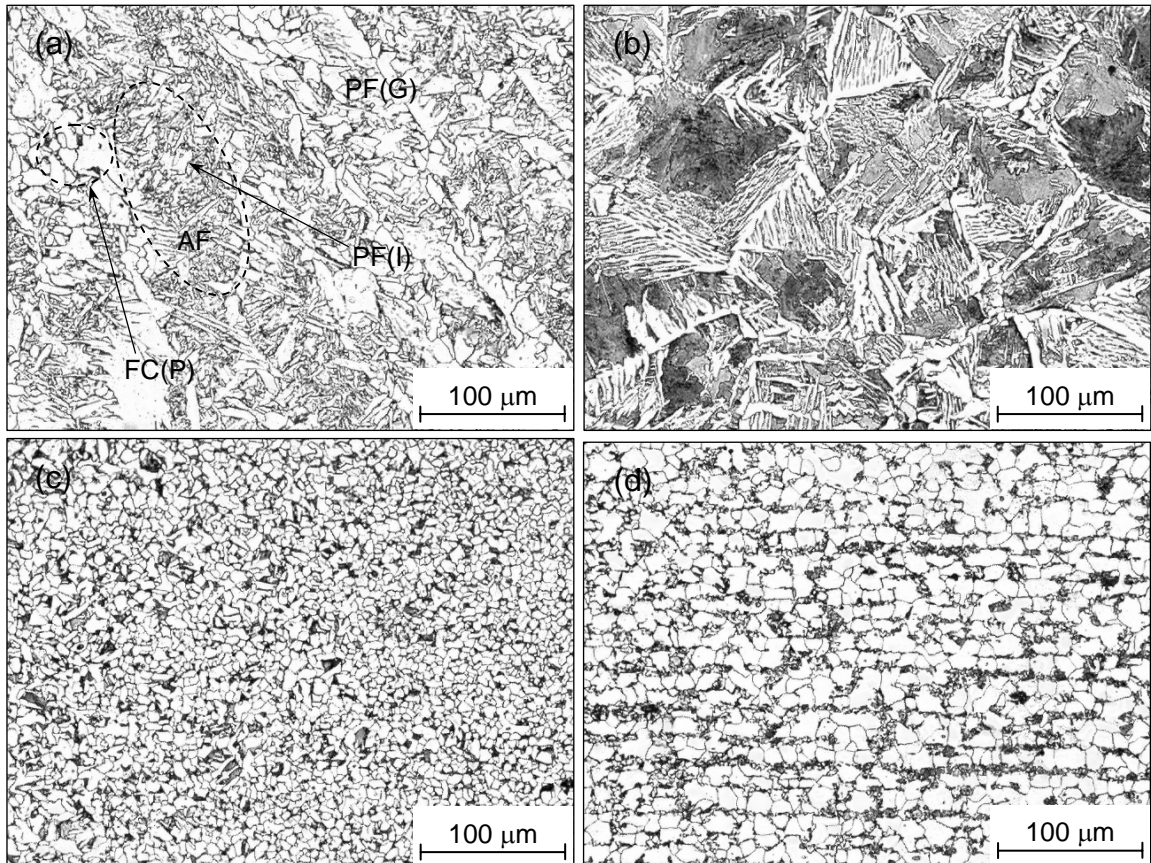


Figura 140. Microestrutura da superfície externa da amostra C4. (a) Metal de solda; (b) ZAC-GG; (c) ZAC-GF; (d) ZAC intercrítica. Ataque: Nital 2%. Aumento: 75X.

Foram realizadas análises no metal de solda e na ZAC-GG da amostra C4 através de microscopia eletrônica de varredura, objetivando uma melhor caracterização de seus microconstituintes. No metal de solda foi verificada a presença de carbonetos finamente dispersos na matriz ferrítica, conforme mostrado nas Figuras 141a e b. Na Figura 141c apresenta a varredura na ZAC-GG, na qual é possível observar a presença de ferrita com placas laterais (indicação 1), sendo que entre as placas ocorreu a formação de um agregado ferrita-carboneto, provavelmente perlita fina. Nas Figuras 141c e 141d, observa-se a fase ferrítica com segunda fase alinhada (indicações 2), a qual é muito semelhante à bainita superior e bainita granular, citada em alguns trabalhos (Ale, Jorge & Rebello, 1993c).

A Figura 141e mostra a microestrutura da ZAC-GF, destacando a presença de grãos poligonais de ferrita e perlita, bem como de placas laterais de ferrita intercaladas com perlita. A Figura 141f mostra o detalhe ampliado indicado na Figura anterior, na qual observa-se a distribuição dos carbonetos no interior da perlita que intercalam as placas de ferrita.

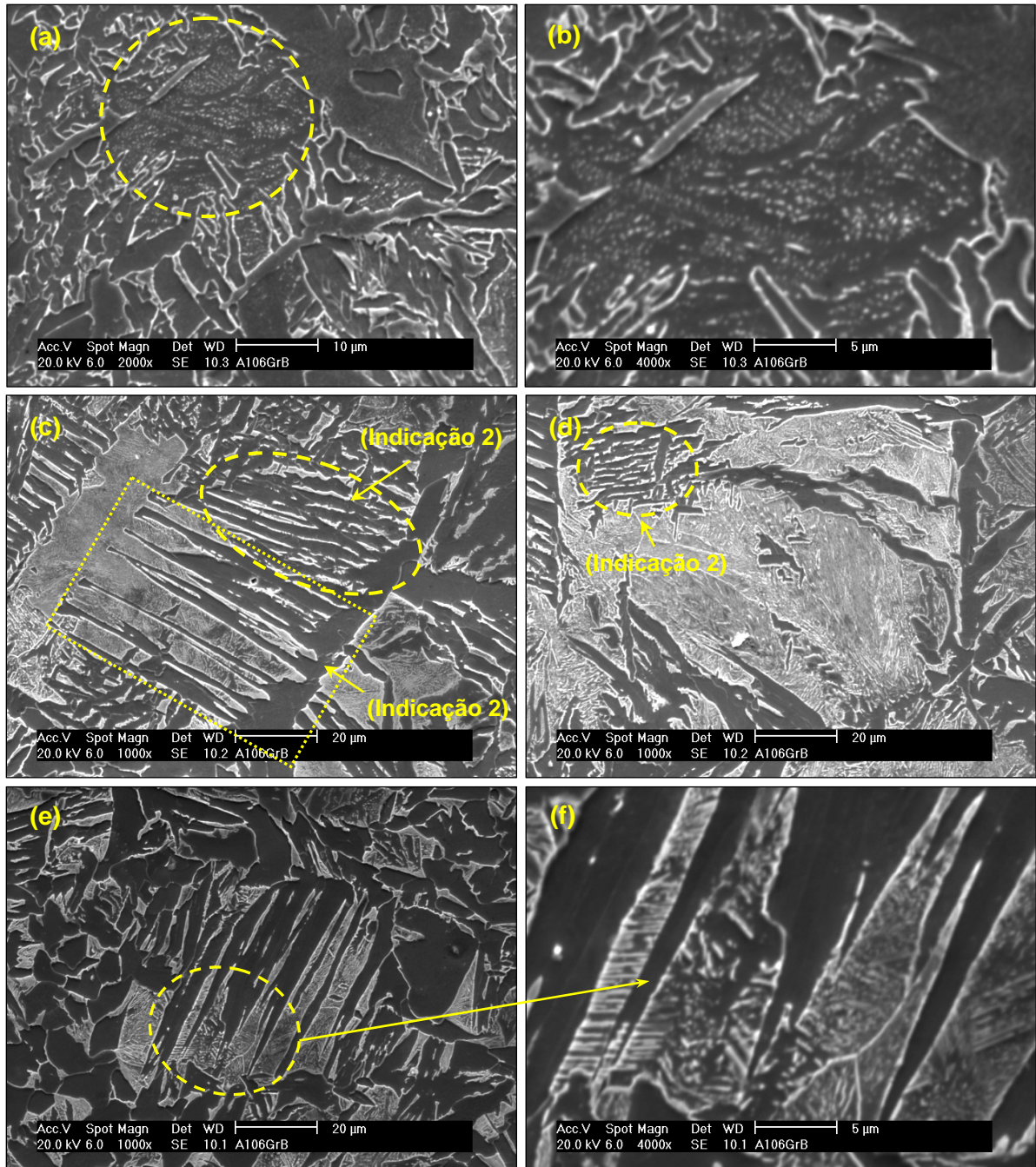


Figura 141. Microscopia eletrônica de varredura dos constituintes: (a) e (b) metal de solda; (c) e (d) ZAC-GG; (e) e (f) ZAC-GF.

As microestruturas da zona fundida e da ZAC da região da raiz da junta (superfície interna do tubo) são apresentadas nas Figuras 142a e 142b. Conforme destacado anteriormente, a zona fundida e a ZAC sofreram um processo de refino de grão ocasionado pelo ciclo térmico de soldagem do passe de acabamento. Verificou-se que a estrutura bruta de fusão do metal de solda, formada por zonas colunares foi substituída por grãos equiaxiais, formada basicamente por ferrita poligonal e uma pequena quantidade de perlita

fina (Figura 142a). A ZAC também apresentou aparentemente um menor tamanho de grão. A microestrutura foi constituída por ferrita com placas laterais, ferrita poligonal e perlita fina.

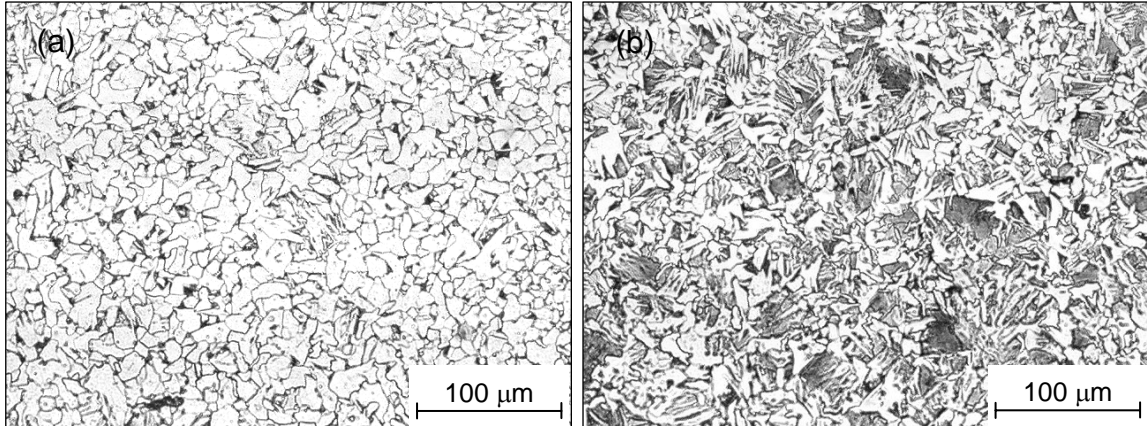


Figura 142. Microestrutura da superfície interna da amostra C4. (a) Metal de solda; (b) ZAC-GG refinada pelo passe posterior. Ataque: Nital 2%. Aumento: 75X.

O perfil de microdureza compreendendo todas as regiões da junta da amostra C4 é apresentado na Figura 143. Verifica-se que a dureza do metal de solda na superfície externa foi maior inclusive que a da ZAC-GG, comportamento semelhante ao das amostras A e B. É importante destacar a acentuada queda de dureza sofrida pelo metal de solda e ZAC na superfície interna do tubo. Mesmo sendo observada ainda uma pequena porção com maior dureza na ZAC da parte interna do tubo, seu valor teoricamente não é considerado crítico. Ressalta-se ainda que em todos os pontos avaliados a dureza foi inferior ao limite máximo estabelecido por norma.

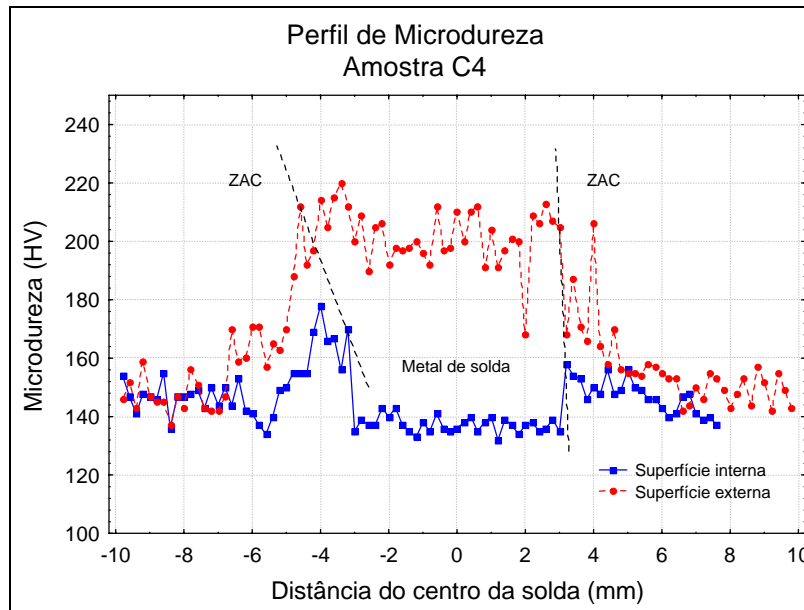


Figura 143. Perfil de microdureza da amostra C4.

A macrografia da amostra D4, soldada com maior aporte térmico, é apresentada na Figura 144a. Ao seu lado encontram-se as ampliações das regiões indicadas na macrografia, que correspondem a varredura ao longo do metal de solda – ZAC – metal de base para as superfícies externa e interna (Figuras 144b e 144c). Nestas Figuras é possível observar a região de crescimento de grão da ZAC e de refino (ZAC-GF) tanto da superfície externa quanto da interna. Verificou-se ainda que, diferentemente da amostra C4, o ciclo térmico produzido pelo passe de acabamento não foi capaz de promover um satisfatório grau de refino da ZAC-GG na região da raiz.

A microestrutura do metal de solda (Figura 145a) foi semelhante à da amostra C4, sendo constituída principalmente por ferrita acicular – AF e ferrita primária de contorno de grão – PF(G), e ainda por ferrita com segunda fase alinhada (ferrita com placas laterais) – FS(SP).

Na Figura 145b é apresentada a microestrutura da ZAC-GG adjacente ao cordão de solda. Dentre os principais microconstituintes identificados, destaca-se a ferrita pró-eutetóide nos contornos de grão da austenita prévia, ferrita com MAC não alinhado, ferrita com MAC alinhado e perlita fina. A microestrutura da ZAC-GF e da ZAC-IC apresentou-se dentro dos padrões, com ferrita poligonal e perlita (Figuras 145c e 145d).

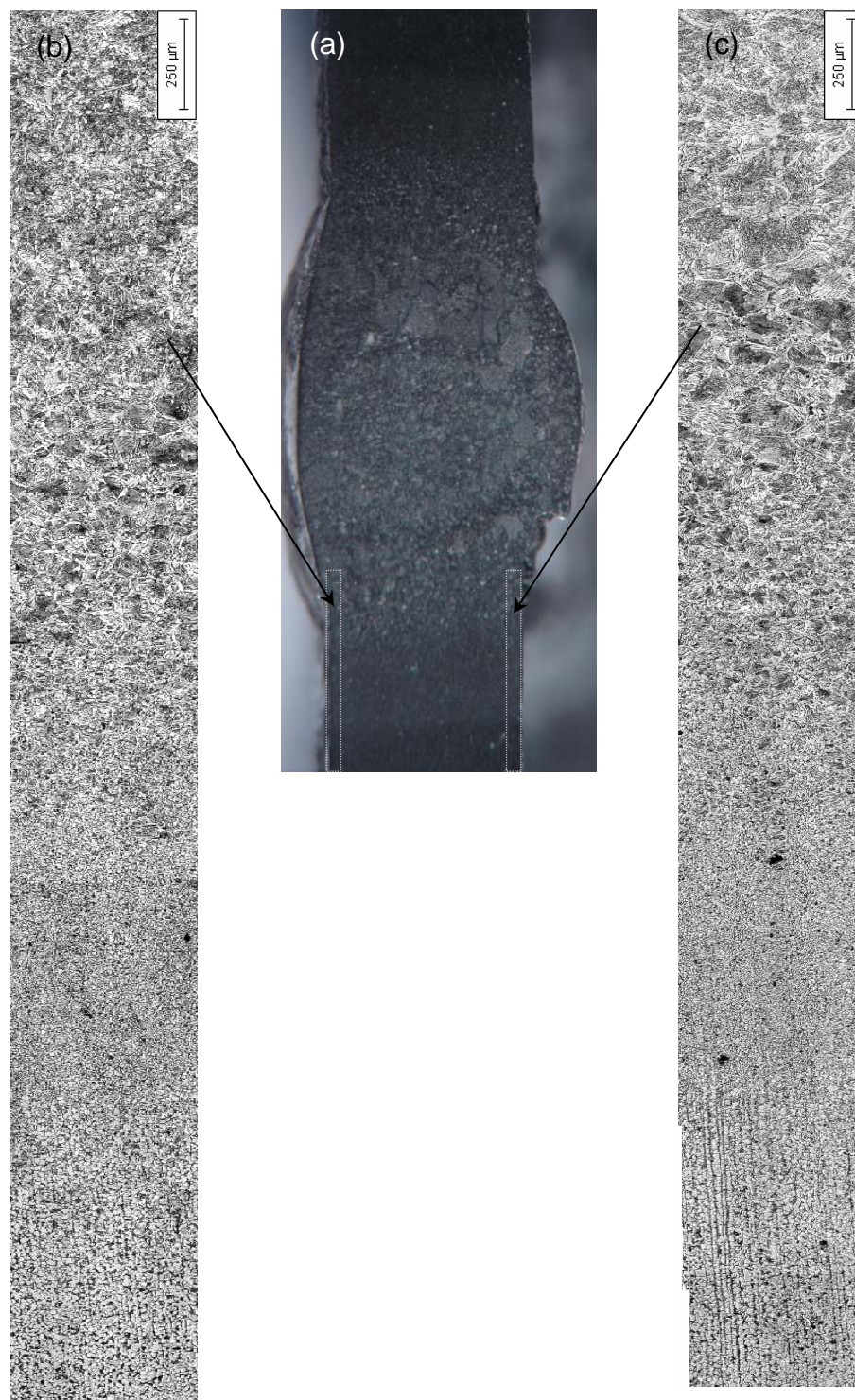


Figura 144. Extensão da ZAC da amostra D4. (a) Superfície externa; (b) Superfície interna. Ataque: Nital 2%. Aumento: 27X.

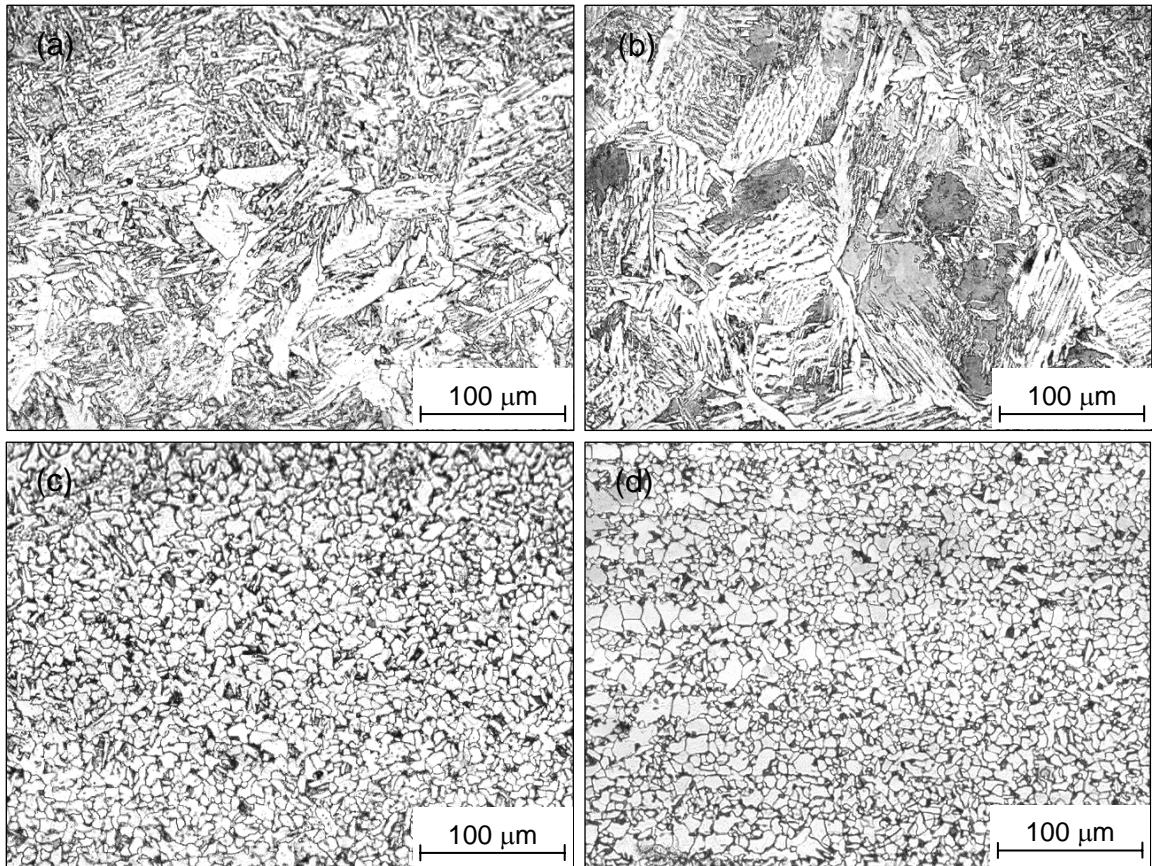


Figura 145. Microestrutura da superfície externa da amostra D4. (a) Metal de solda; (b) ZAC-GG; (c) ZAC-GF; (d) ZAC intercrítica. Ataque: Nital 2%. Aumento: 75X.

Diferentemente do que ocorreu com o metal de solda da amostra C4 na região da raiz, a microestrutura da amostra D4 não sofreu alteração, permanecendo com aspecto semelhante ao do estado bruto de fusão. Na Figura 146a é possível observar a microestrutura, constituída em grande parte por ferrita acicular – AF, ferrita primária de contorno de grão – PF(G) e ferrita com segunda fase alinhada (placas laterais) – FS(SP). Este fato pode ser atribuído ao elevado aporte térmico desta amostra, o qual ocasionou a formação de uma grande poça de fusão, que penetrou excessivamente no metal de solda da raiz, causando sua refusão. Além disso, submeteu o restante do metal de solda a temperaturas na faixa de 1200°C, que com o subsequente resfriamento produziram a microestrutura observada.

A microestrutura da ZAC também não sofreu alteração microestrutural significativa na região da raiz (Figura 146b). Observa-se uma predominância de ferrita com MAC alinhado e ferrita pró-eutetóide nos contornos de grão da austenita prévia e perlita fina no interior. Visto que o ciclo térmico foi capaz de promover a refusão quase que completa da zona fundida do

passo de raiz, tem-se então que este também promoveu a continuidade da ZAC-GG da adjacência da raiz da solda.

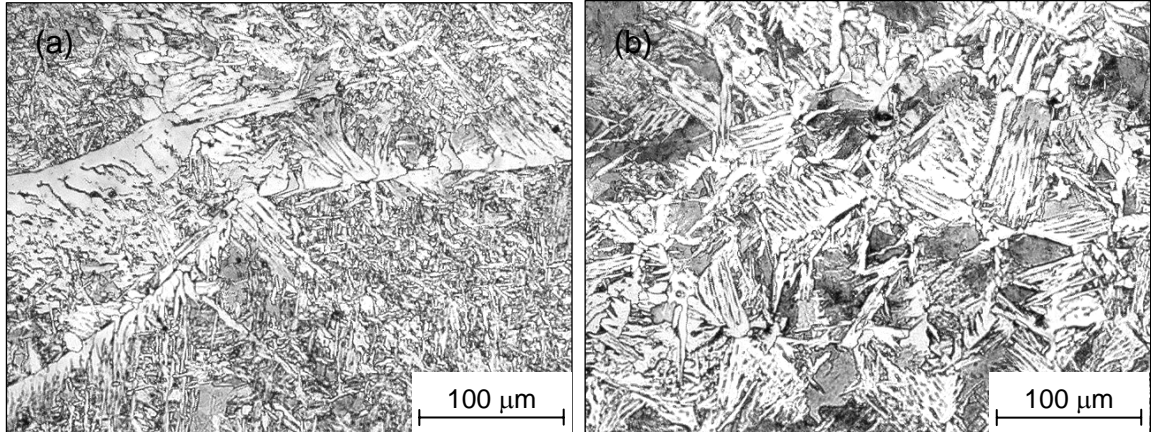


Figura 146. Microestrutura da superfície interna da amostra D4. (a) Metal de solda; (b) ZAC-GG refinada pelo passo posterior. Ataque: Nital 2%. Aumento: 75X.

O perfil de microdureza da amostra D4, apresentado na Figura 147, indica que o comportamento da dureza nas superfícies exterior e interior do tubo foi praticamente o mesmo, confirmando que o ciclo térmico do passo de acabamento não promoveu nenhum efeito benéfico à região interna do tubo. Este resultado era esperado uma vez que não foram observadas mudanças significativas de microestrutura na região da raiz da junta.

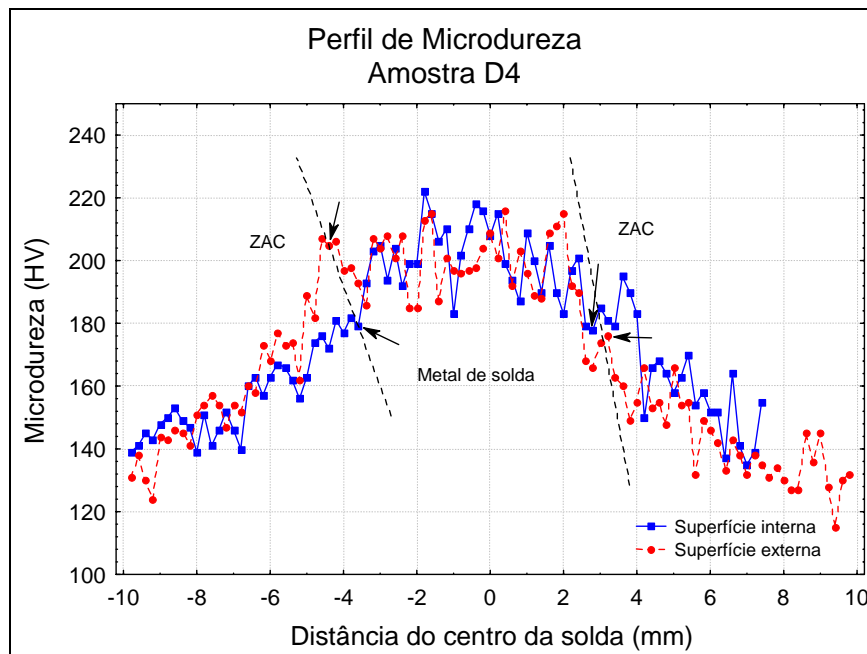


Figura 147. Perfil de microdureza da amostra C4.

Mesmo não sofrendo redução de dureza, a Figura 147 mostra que nenhum ponto analisado na superfície interna apresentou valores de dureza acima do limite máximo permitido para evitar problemas de corrosão sob-tensão.

6.10.3 Tubos com diâmetro de 2 polegadas soldados automaticamente.

A Figura 148a apresenta a macrografia da junta soldada pelo processo TIG orbital, bem como a extensão da ZAC nas superfícies externa e interna do tubo (Figuras 148b e 148c). Como era esperado, ambas as superfícies apresentaram microestruturas com granulação grosseira.

Na microestrutura do metal de solda foram observadas ferrita com segunda fase alinhada – FS(A), ferrita com segunda fase alinhada (placas laterais) – FS(SP), nos contornos da austenita prévia, grande quantidade de agregado ferrita-carboneto (perlita fina) no interior do grão da austenita prévia, e alguma ferrita acicular (Figura 149a). A ZAC-GG foi constituída por ferrita com MAC alinhado e não-alinhado, ferrita pró-eutetóide de contorno de grão e perlita, conforme mostrado na Figura 149b. A microestrutura da ZAC-GF foi formada por ferrita poligonal e perlita, e ainda uma ferrita com aspecto mais agulhado, semelhante à ferrita com placas laterais (Figura 149c). A ZAC-IC apresentou comportamento semelhante às demais amostras avaliadas (Figura 149d).

Embora se tenha trabalhado os ajustes dos parâmetros de soldagem para fornecimento de máxima energia e obtenção de uma junta com penetração total, e nos testes este comportamento tenha sido comprovado, verificou-se entretanto, que na soldagem dos corpos de prova definitivos esta condição não foi completamente atendida, restando ainda um pequeno trecho com falta de fusão (Figura 150). Nesta Figura são observados basicamente os mesmos constituintes citados na Figura 149b, por se tratarem da mesma região (ZAC-GG). Embora em algumas regiões seja observada uma boa interação entre as duas partes da junta, a incompleta fusão e a presença de microvazios (pontos escuros) constituem um sério problema que deve ser eliminado. A presença de vazios que pode atuar como concentradores de tensões, favorecendo assim a nucleação e propagação de trincas. Contudo, acredita-se que esta pequena região não fundida não compromete os resultados referentes às tensões residuais.

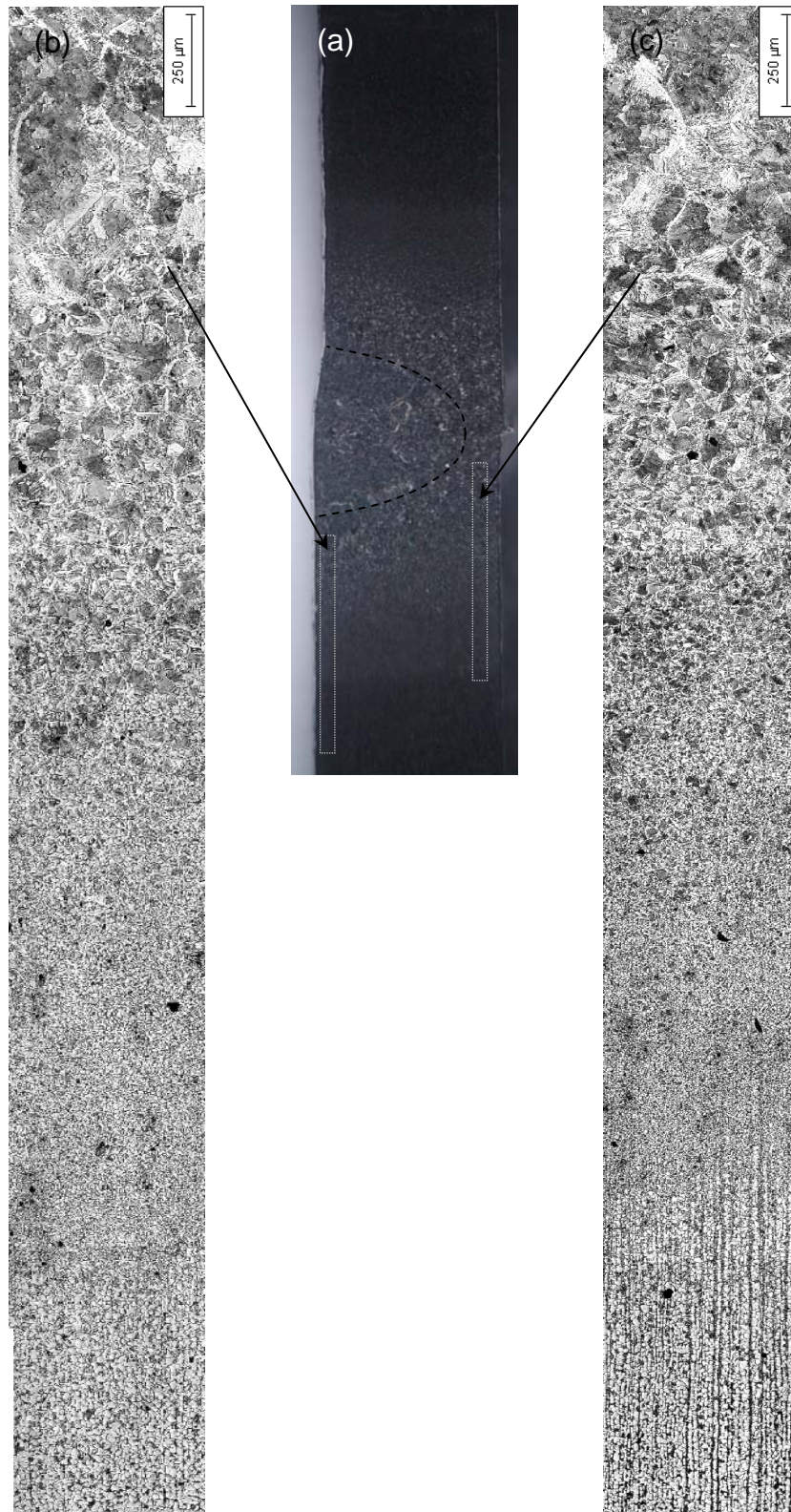


Figura 148. Extensão da ZAC da amostra O4. (a) Superfície externa; (b) Superfície interna. Ataque: Nital 2%. Aumento: 27X.

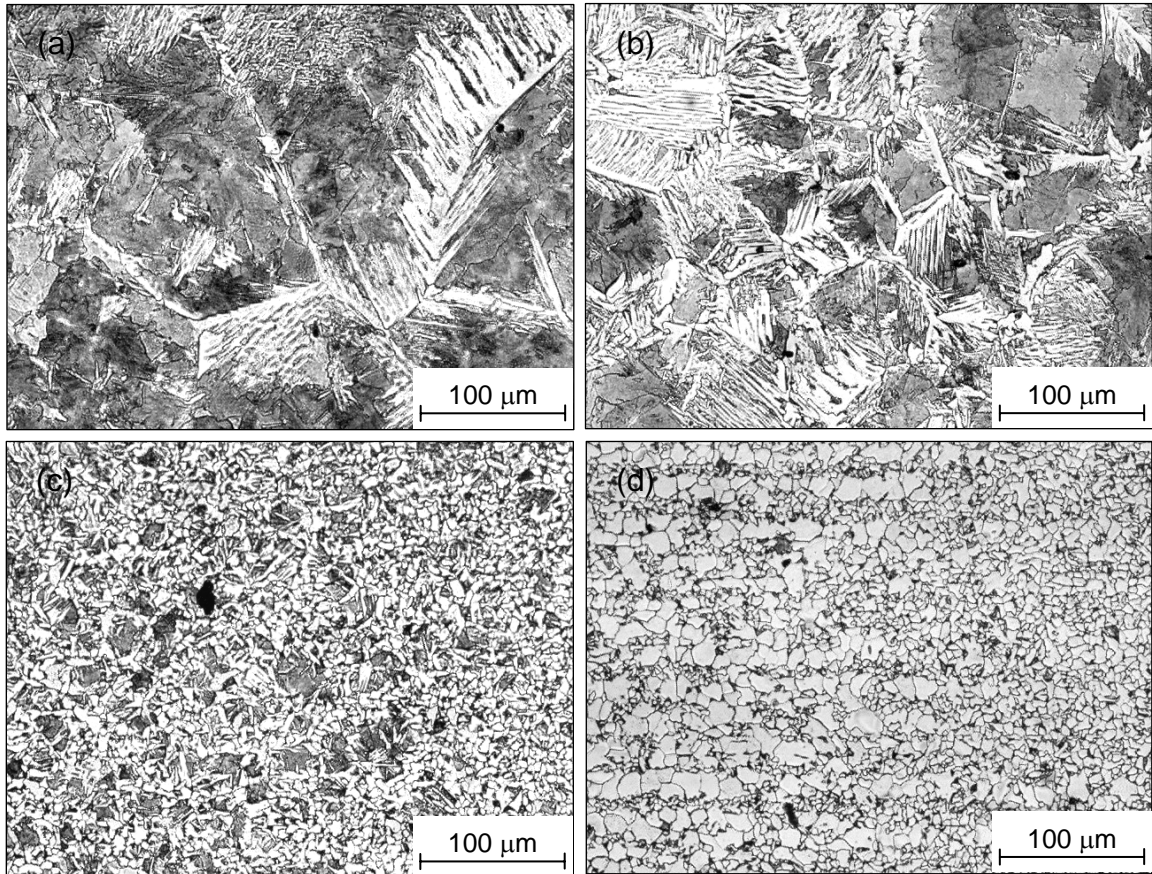


Figura 149. Microestrutura da superfície externa da amostra O4. (a) Metal de solda; (b) ZAC-GG; (c) ZAC-GF; (d) ZAC intercrítica. Ataque: Nital 2%. Aumento: 75X.

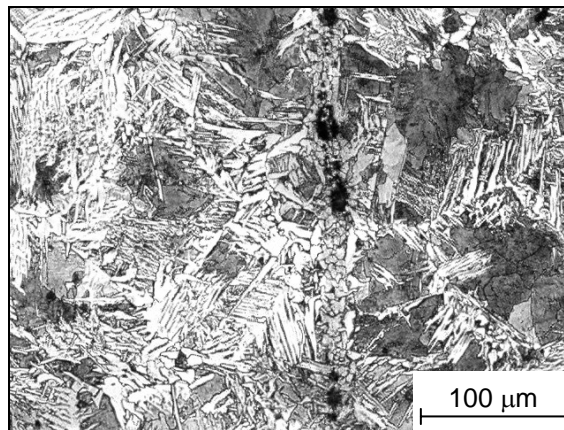


Figura 150. Microestrutura da ZAC-GG superfície interna da amostra O4. Ataque: Nital 2%. Aumento: 75X.

Buscando caracterizar melhor os microconstituintes da junta soldada pelo processo orbital, foi procedida a análise através de microscopia eletrônica de varredura. Na Figura 151 são observados alguns destes microconstituintes. Inicialmente observa-se uma ferrita com segunda fase alinhada nucleada no contorno de grão da austenita prévia. Tem-se também nesta mesma Figura (151a) ferrita acicular e agregado ferrita-carboneto (perlita). O detalhe ampliado da ferrita com segunda fase alinhada mostra a disposição dos carbonetos entre as ripas de ferrita, semelhante ao aspecto da bainita superior (Figura 151b). Na Figura 151c é apresentada uma ferrita com segunda fase não-alinhada. A disposição dos carbonetos na matriz ferrítica é melhor apreciada no detalhe ampliado (Figura 151c).

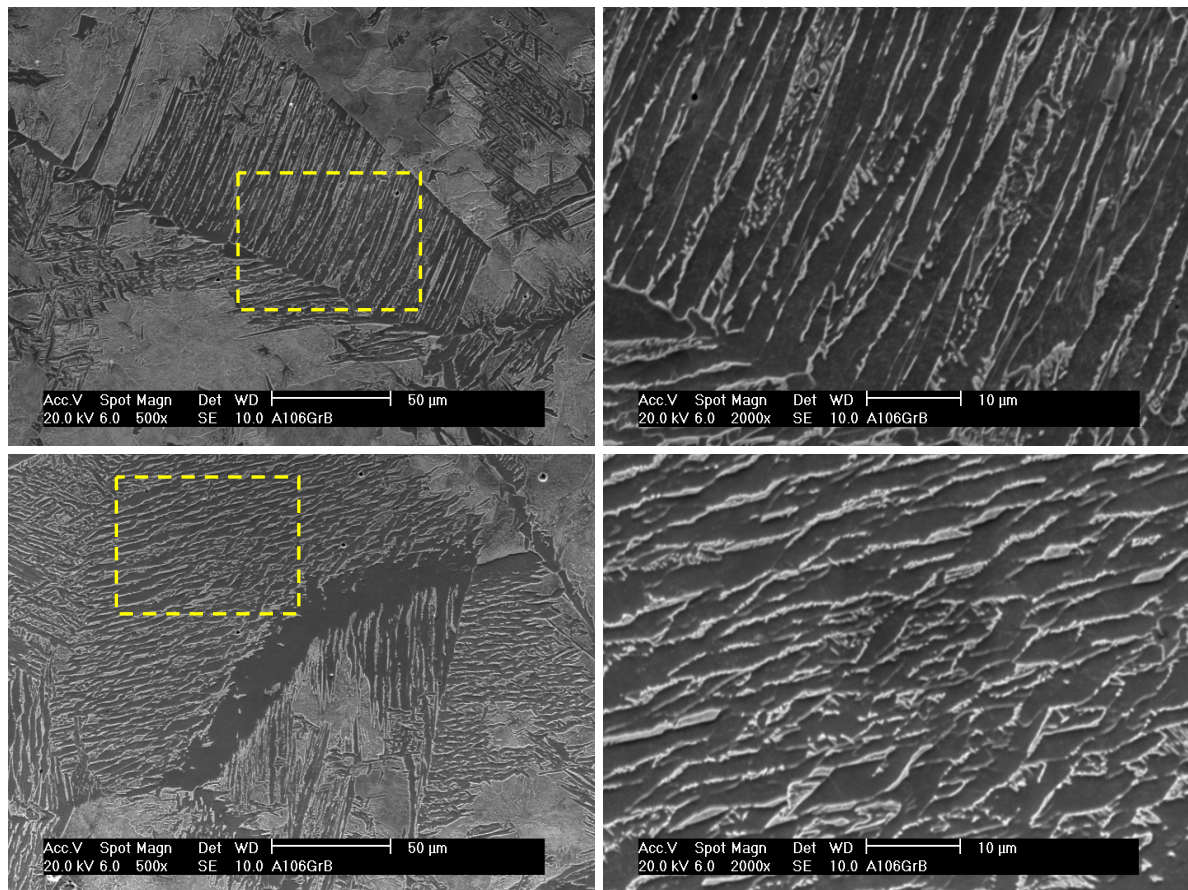


Figura 151. Microscopia eletrônica de varredura da zona fundida da amostra O4.

A microestrutura da ZAC-GG analisada por MEV é apresentada na Figura 152. Novamente é observada a presença de um microconstituente formado por ripas de ferrita e carbonetos precipitados ao seu redor (Figuras 152a e 152b). Este microconstituente é muito semelhante à bainita granular denominada por Ale, Jorge e Rebello (1993).

A Figura 152c mostra uma matriz perlítica e ferrita acicular em seu interior. O detalhe da Figura 152d mostra a disposição das lamelas de cementita no interior da ferrita. As Figuras 152e e 152f apresentam o aspecto morfológico de outra perlita bastante encontrada na ZAC-GG.

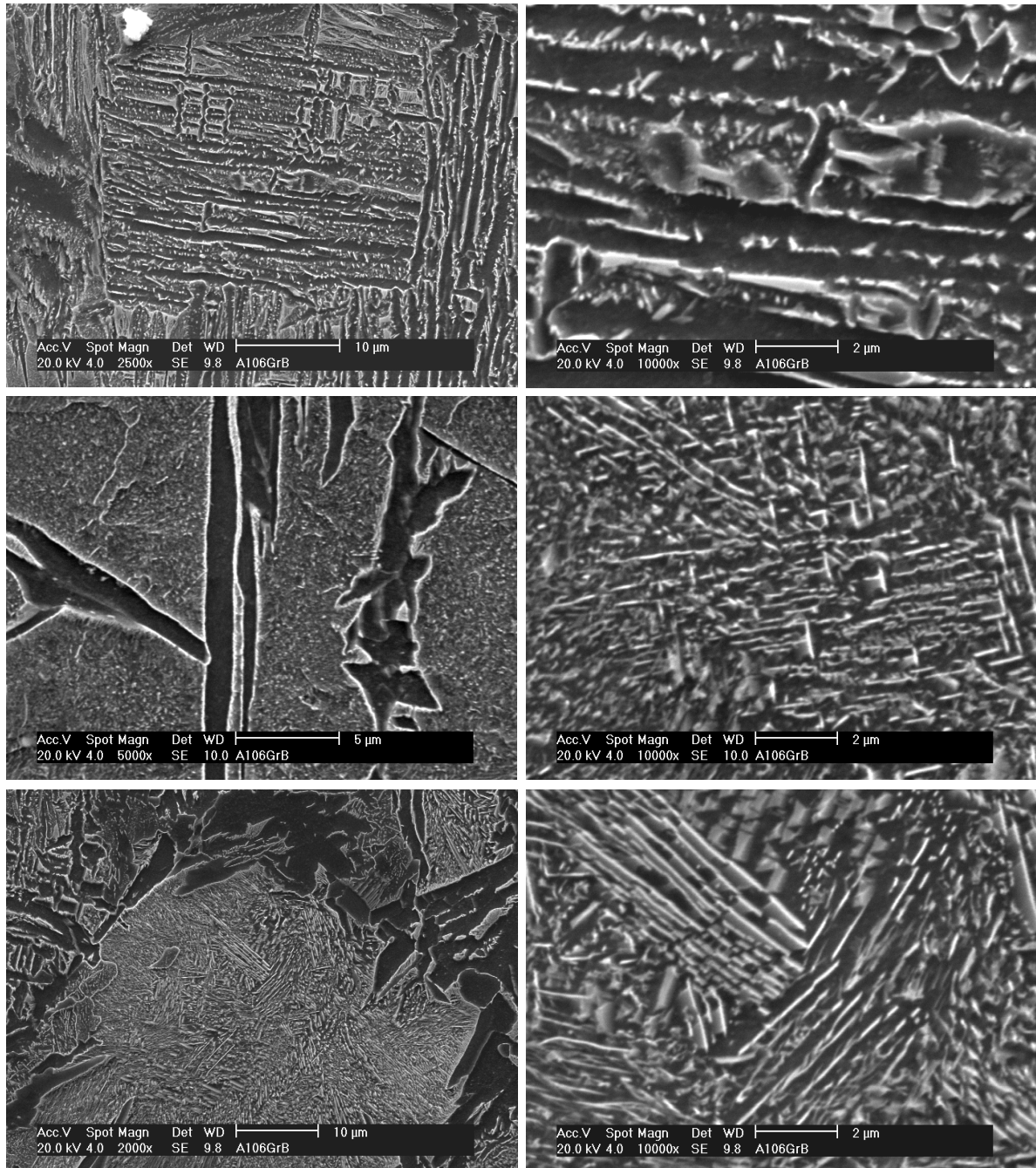


Figura 152. Microscopia eletrônica de varredura da ZAC-GG

Os resultados de microdureza para as superfícies externa e interna são apresentados na Figura 153. Observa-se que o comportamento dos perfis ao longo da junta foi bastante similar, o que já era esperado uma vez que a soldagem ocorre em um único passe, e toda a junta experimenta praticamente o mesmo ciclo térmico. Verificou-se ainda que na soldagem orbital, ocorreu um maior nível de dureza, com alguns picos chegando a valores próximos de 248 HV, constituindo assim uma condição crítica do ponto de vista de dureza, muito embora os valores de tensões residuais observados para este processo tenham atingido valores bem abaixo do limite de escoamento (30% a 60% de σ_y).

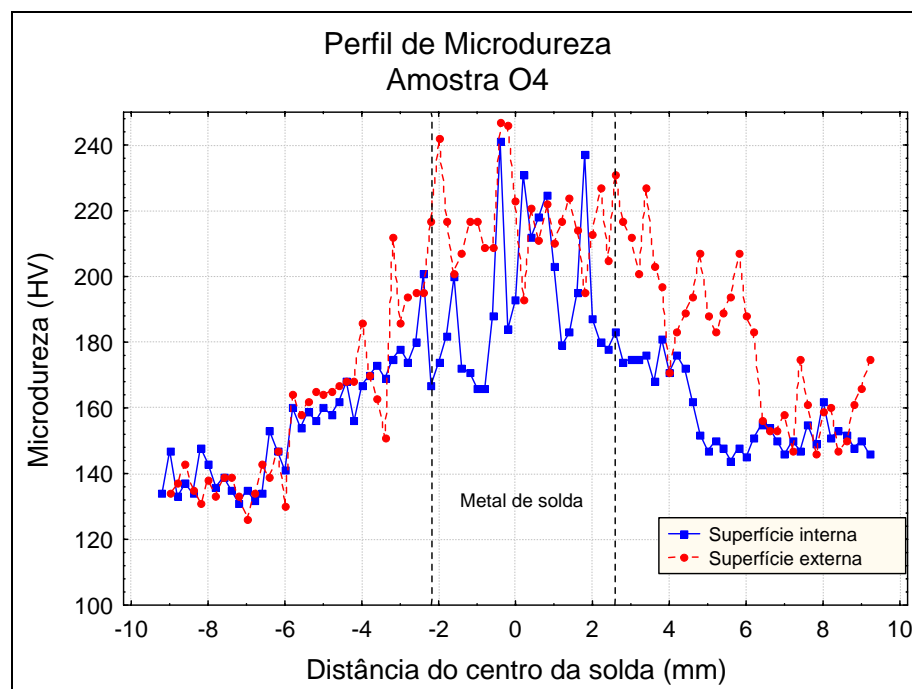


Figura 153. Perfil de microdureza da amostra O4.

6.11 Considerações finais

Neste trabalho é possível verificar que o mecanismo de formação das tensões residuais devido ao ciclo térmico de soldagem pode ter aspectos muito mais complexos do que se imagina. A grande dispersão nos resultados, especialmente para as amostras com 2" soldadas manualmente com maior aporte térmico é um indicativo de que não existe ainda uma verdade absoluta sobre o tema.

Diversos fatores como os parâmetros de soldagem, a geometria da junta, número de passes, a quantidade de metal de solda depositado, e até mesmo as dimensões dos tubos

avaliados geraram grande dificuldade para a análise dos resultados e o estabelecimento de alguma relação direta entre as variáveis e o comportamento das tensões residuais.

Embora a interferência de tantas variáveis tenha ocasionado certa dificuldade na interpretação dos resultados, e impossibilidade de conclusões mais específicas, ainda assim uma relevante contribuição pode ser destacada, a de que na soldagem manual, a escolha adequada nos parâmetros de soldagem pode ocasionar um melhor comportamento do perfil de tensões, o qual está associado ao maior conforto e controle por parte do soldador.

Além disso, outro fator de caráter metalúrgico que muitas vezes é desconsiderado, principalmente nas análises numéricas, é que os materiais não são perfeitamente formados, e apresentam uma série de defeitos a nível macroscópico, microscópico e submicroscópico, e estes podem ocasionar na prática, variações no comportamento das tensões para materiais teoricamente soldados sob as mesmas condições.

Este comportamento foi especialmente comprovado na soldagem pelo processo TIG orbital, no qual a automatização do processo garante uma alta reprodutibilidade das condições de soldagem. Embora as amostras tenham apresentado, de uma forma geral, comportamentos semelhantes, mesmo assim, nenhum perfil foi perfeitamente igual aos demais, demonstrando que mesmo nos casos em que um alto rigor no controle dos parâmetros é seguido, não é possível garantir uma igualdade de resultados em todas as amostras.

Por fim, destaca-se que a princípio não existem relações consistentes entre tensões residuais, dureza e microestrutura, e principalmente, que assegurar um baixo nível de dureza a uma junta soldada, não necessariamente corresponde à obtenção de um baixo nível de tensões residuais. Esta informação é fundamental para os setores de projeto e manutenção, pois a elaboração de procedimentos de soldagem e especificação de tratamentos térmicos pós-soldagem muitas vezes é baseada somente em critérios de dureza, que não necessariamente conduzem a uma condição favorável do ponto de vista das tensões residuais.

CAPÍTULO VII

Conclusões

7. Conclusões

Com base nos resultados experimentais apresentados neste trabalho foi possível concluir que:

- A medição de tensões residuais por difração de raio-X usando o minidifratômetro para aplicações em campo, mostrou-se bastante eficaz na determinação do perfil de tensões em tubulações de aço carbono soldadas em junta de topo.
- O ajuste de curva por funções analíticas para determinar a correta localização do pico de difração de raio-X mostrou-se um método bastante adequado, reduzindo o erro das medidas.
- Dentre as funções avaliadas as que apresentaram melhores resultados foram a Pearson VII e a Lorentz.
- As medições das tensões residuais axiais realizadas na superfície externa do tubo mostraram que o comportamento do perfil de tensões é diferente do normalmente encontrado na literatura para chapas, sendo formado por tensões compressivas na região da solda (zona fundida e zona afetada pelo calor) e por tensões trativas nas regiões mais afastadas.
- Elevados níveis de tensões residuais axiais compressivas na superfície externa de tubos de parede fina, localizadas na região da solda, podem representar uma situação crítica, visto que o comportamento linear das tensões ao longo da espessura devido ao efeito torniquete é consensual e, portanto, isso indica a presença de elevados níveis de tensões residuais de tração no metal de solda e na zona afetada pelo calor.
- A geometria da junta pode causar uma assimetria no perfil das tensões ao longo da solda, fazendo com que as amostras com 4" de diâmetro, independente do ciclo térmico usado, apresentem o ponto de máxima tensão residual localizado na ZAC adjacente ao cordão de solda, o qual corresponde ao lado chanfrado da junta.
- Para as amostras com 2" de diâmetro a geometria da junta não influenciou o comportamento das tensões residuais.

- A soldagem com baixo aporte térmico proporciona uma boa uniformidade dos perfis de tensão. Já as amostras soldadas com elevado aporte térmico apresentam variações no comportamento do perfil de tensões, resultando em uma difícil interpretação dos resultados.
- Para as amostras de 4" de diâmetro, verificou-se uma tendência de aumento do nível das tensões residuais com o aumento do aporte térmico.
- O perfil de tensões residuais para as amostras soldadas pelo processo TIG orbital apresentou boa uniformidade. Além disso, quando comparado aos resultados das tensões residuais do processo manual soldado com baixo aporte térmico, verificou-se um comportamento bastante semelhante.
- Em virtude da significativa variação nos resultados das amostras soldadas com elevado aporte térmico para os tubos com 2" de diâmetro, não foi possível estabelecer qualquer relação entre as tensões residuais e o aporte térmico, e o tipo de processo (manual e automático) para esta dimensão de tubo.
- O passe de acabamento nas amostras com 4" de diâmetro promoveu um intenso refino de grão e redução de dureza na microestrutura da solda na superfície interna, independente do aporte térmico utilizado.
- Para amostras com diâmetro de 2", verificou-se que a combinação de ciclos térmicos entre a raiz e o acabamento foi satisfatória para a soldagem com baixo aporte térmico, provocando um significativo refino de grão da zona fundida e da zona afetada pelo calor, além de promover uma redução nos valores de dureza. Entretanto o mesmo comportamento não foi conseguido para a amostra soldada com mais alto aporte térmico, permanecendo com uma estrutura típica de rápida velocidade de resfriamento e com grãos grosseiros e com valores de dureza similar entre as superfícies interna e externa.
- Nenhuma das amostras soldadas apresentou valores de dureza acima do máximo estabelecido por norma, que é de 248 HV, mostrando que o fato da junta apresentar dureza baixa, não necessariamente representa que esta não esteja sujeita a um elevado nível de tensões residuais.

CAPÍTULO VIII

Sugestões para trabalhos futuros

1. Desenvolver um software destinado ao ajuste das curvas de difração de raio-X.
2. Avaliar o comportamento das tensões residuais variando outros parâmetros de soldagem no processo TIG orbital, como pulsação de corrente e de deslocamento.
3. Estudar o efeito da relação entre a energia de cada passe (raiz, enchimento e acabamento) e o perfil das tensões residuais de soldagem.
4. Explorar o efeito da geometria da junta, quantidade de metal depositado e volume da poça de fusão sobre o comportamento das tensões.
5. Determinar numericamente a evolução do ciclo térmico de soldagem nos processos manual e automático.

CAPÍTULO IX

Referências Bibliográficas

- ABID, M., SIDDIQUE, M., MUFTI, R. A., 2005, Prediction of welding distortion and residual stress in a pipe-flange joint using the finite element technique. **Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering**. v. 13, pp. 455-470.
- ADEDAYO, S. M., ADEYEMI, M. B., 2000, Effect of preheat on residual stress distribution in arc-welded mild steel plates. **Journal of Materials Engineering and Performance, ASM – International**, v. 9, n. 1, pp 7-11.
- ALBARRAN, J. L., MARTINEZ, L., LOPEZ, H. F., 1999. Effect of heat treatment on the stress corrosion resistance of a microalloyed pipeline steel. **Corrosion Science**, v. 41, pp. 1037-1049.
- ALÉ, R. M., JORGE, J. C. F., REBELLO, J. M. A., 1993a, Constituintes Microestruturais de Soldas de Aços C-Mn Baixa Liga. Parte I: Conceitos Básicos. **Soldagem & Materiais**, v. 5, n. 2, pp. 1-11.
- ALÉ, R. M., JORGE, J. C. F., REBELLO, J. M. A., 1993b, Constituintes Microestruturais de Soldas de Aços C-Mn Baixa Liga. Parte II: Metal de Solda. **Soldagem & Materiais**, v. 5, n. 3, pp. 18-25.
- ALÉ, R. M., JORGE, J. C. F., REBELLO, J. M. A., 1993c, Constituintes Microestruturais de Soldas de Aços C-Mn Baixa Liga. Parte III: ZAC. **Soldagem & Materiais**, v. 5, n. 4, pp. 38-49.
- API 510, 1992, Pressure Vessel Inspection Code: Maintenance Inspection, Rating, Repair, and Alteration. **American Petroleum Institute**. Houston, Texas. USA.
- ARAÚJO, J. C., ASSIS, J. T., MONIN, V. I., BERTOLINO, L. C., 2005, Determinação dos Parâmetros Microestruturais de Amostras de Caulinitas Usando o Método de Refinamento do Perfil de Difração de Raios-X. **Revista da Escola de Minas de Ouro Preto**. n. 58, v. 4, p. 299-307.
- ASSIS, J. T., MONIN, V., PEREIRA, F. R., FILIPPOV, S., 2003. Difrátômetro de raio-X portátil para análise de tensões em condições de campo. **III Pan American Conference for Nondestructive Testing**. Rio de Janeiro, Brazil.

- ASM Handbook, 1992, Vol. 10 – Materials Characterization. X-ray Diffraction Residual Stress Techniques. **ASM International**. pp. 380-392.
- ASME Section XI, 1986, Task Group for Piping Flaw Evaluation Pressure Vessel and Piping Codes. **ASME Journal of Pressure Vessel Technology**, v. 108, p. 352-366.
- ASME Section VIII, 2001, Rules for Construction of Pressure Vessel. Division 1. **ASME Boiler and Pressure Vessel Committee**.
- BAGDASARIAN, A. J., TRUAX, D. J., 1997. Chloride stress corrosion cracking of austenitic stainless steels in hydroprocessing units. **CORROSION 97**, Paper nº 501, Houston, TX, NACE.
- BAILEY, N., 1994, **Weldability of ferritic steels**. Abington Publishing and ASM international. Cambridge, England.
- BAILEY, N., COE, F. R., GOOCH, T. G., HART, R. H. M., JENKINS, N. & PARGETER, R. J., 1993, **Welding Steels Without Hydrogen Cracking**, Abington Publishing for TWI, Cambridge.
- BANG, I. –W, SON, Y. P., OH, K. H., KIM, Y. –P., KIM, W. –S. 2002, Numerical simulation of sleeve repair welding of in-service gas pipeline. **Welding Journal**. v. 81, n. 12, 273-282.
- BARBOSA, C., DE SOUZA, S. M. C., CENTENO, R. O., ABUD, I. C., FERRAZ, O. B., 2006, Failure Analysis of Pipes Used in a Hydrodesulfuration System of a Petrochemical Plant. **Engineering Failure Analysis**. V. 13, pp. 1076-1091.
- BEER, F. P. & JOHNSTON, E. R., 1995, Resistência dos Materiais. Rio de Janeiro: Makron books.
- BEGHINI, M, BERTINI, L. 1990. Fatigue crack propagation through residual stress fields with closure phenomena. **Engineering Fracture Mechanics**. v. 36, n. 3, pp. 379-387.
- BEREZHNITS'KA, M. P., 2001. Methods for determining residual welding stresses and their relief (a review). **Materials Science**, v. 37, n. 6, pp. 933-939.
- BHADESHIA, H. K. D. H., 2002, Handbook of residual stress and deformation of steel – Materials factors. Metals Park, OH, ASM – International, pp 3-10.
- BRICKSTAD, B., JOSEFSON, B. L., 1998, A Parametric Study of Residual Stresses in Multi-pass Butt-welded Stainless Steel Pipes. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**. v. 75, p. 11-25.

- BRUNO, T. V., CHRISTENSEN, C., HILL, R. T., 1999. History and development of TM0284. **CORROSION 99**. Paper nº 422. Houston, TX, NACE.
- CAPELLO, E., 2004, Residual stress in turning. Part I: influence of process parameters. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 160, n. 2, pp. 221-228.
- CHABURKIN, V. F., BAREMBOIM, I. I., VASILEV, G. G., IVANTSOVA, S. G., 2005, Diagnostics and repair of corrosion damages of pipelines. CD **Proceedings of the international conference “Pipeline rehabilitation and maintenance”**, Manama, Bahrain.
- CHENG, X., FISHER, J. W., PRASK, H. J, GNÄUPEL-HEROLD, T., YEN, B. T. & ROY, S., 2003, Residual stress modification by post-weld treatment and its beneficial effect on fatigue strength of welded structures. **International Journal of Fatigue**, v. 25, pp. 1259–1269.
- CHO, J. R., LEE, B. Y., MOON, Y. H., VAN TYNE, C. J., 2004, Investigation of Residual Stress and Post Weld Heat Treatment of Multi-pass Welds by Finite Element Method and Experiments. **Journal of Materials Processing Technology**. v. 155, pp. 1690-1695.
- CHU, J. P., RIGSBEE, J. M., BANAS, G., ELSAYED-ALI, H. E., 1999. Laser-shock processing effects on surface microstructure and mechanical properties of low carbon steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 260, pp. 260–268.
- CLARK, J. N., 1986, Weld repair of low alloy creep resistant steel castings without preheat and post-weld heat treatment. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v. 22, n. 3, pp 161-176.
- COOLING, P. J., KENNANI, M. B., MARTIN, J. W. & NICE, P. I., 1998, the application limits of alloyed 13%cr tubular steels for downhole duties. In: **CORROSION 98**, Paper nº 94, Houston, TX, NACE.
- COUDREUSE, L., VERNEAU, M., DUFRANE, J. J. 1999. Sulfide stress cracking resistance of weldable super-martensitic stainless steels. **Supermartensitic Stainless Steels '99**, Brussels, Belgium, pp. 299-306.
- COUTURIER, S., DE RESSEQUIER, M., HALLOUIN, M., ROMAIN, J. P., BAUER, F., 1996, Shock profile induced by short laser pulses. **Journal of Applied Physics**, v. 79, n. 12, pp. 9338–9342.
- DANE, C. B., HACKEL, L. A., DALY, J., HARRISON, J., 1998. Shot peening with lasers. **Advanced Materials and Processes**, v. 153, n. 5, pp. 37–38.

- DELAFOSSÉ, D., MAGNIN, T., 2001, Hydrogen induced plasticity in stress corrosion cracking of engineering systems. **Engineering Fractures Mechanics**, v. 68, pp. 693-729.
- DIKE, J. J., ORTEGA, A. R., CADDEN, C. H., RANGASWAMY, P., BROWN, D., 1998, Finite Element Modeling and Validation of Residual Stress in 304L Girth Welds. **Proceedings of 5th International Conference on Trends in Welding Research**, Pine Mountain.
- DÖLLE, H., 1979, The influence of multiaxial stress states, stress gradients and elastic anisotropy on the evaluation of (Residual) stresses by X-rays. **Journal of Applied Crystallography**. v. 12, pp. 489-501.
- DONG, Y., HONG, J. K., TSAI, C. L., DONG, P., 1997. Finite element modeling of residual stress in austenitic stainless steel pipe girth welds. **Welding Journal**. v. 76, n. 10, pp. 443-449.
- EAGAR, T. W., & TSAI, N. S., 1983. Temperature fields produced by traveling distributed heat source. **Welding Journal**, v. 62, n. 12, pp. 346-355.
- EASTERLING, K., 1983. **Introduction to the physical metallurgy of welding**. Butterworths, London.
- EIGENMANN, B. & MACHERAUCH, E., 1996a, Histoire et état actuel de l'analyse des contraintes par rayons X. In: Rayons X et Matière, **Journal de Physique IV**, v. 6, pp. 151-185.
- EIGENMANN, B. & MACHERAUCH, E., 1996b, Röntgenographische Untersuchung von Spannungszuständen in Werkstoffen. **Materialwissenschaft und Werkstofftechnik**, v. 27 pp. 426-437.
- ELBRO, A. C., GOOCH, T. G. & PARGETER, R. J., 1997. The effect of load fluctuation on sulphide stress corrosion cracking in C-Mn steel weld metal. **CORROSION 97**, Paper nº 51, Houston, TX, NACE.
- ESTEVEZ-RAMS, E., PENTON, A., MARTINEZ-GARCIA, J., FUESS, H., 2005, The use of Analytical Peak Profile Functions to Fit Diffraction Data of Planar Faulted Layers Crystals. **Crystal Research Technology**. n. 1/2, 166-176.
- EVANS, A., KIM, S. B., SHACKLETON, J., BRUNO, G., PREUSS, M. & WITHERS, P. J. 2005. Relaxation of residual stress in shot peened Udimet 720Li under high temperature isothermal fatigue. **International Journal of Fatigue**, v. 27, pp. 1530–1534.

- FASSANI, R. N. S., TREVISAN, O. V., 2003, Analytical Modeling of Multipass Welding Process with Distributed Heat Source. **Journal of the Brazilian Society of Mechanical Science and Engineering**, v. XXV, n. 3, pp. 302-305.
- FEBBRO, R., FOURNIER, J., BALLARD, P., DEVAUX, D., VIRMONT, J., 1990. Physical study of laser-produced plasma in confined geometry. **Journal of Applied Physics**, v. 68, pp. 775–784.
- FELIZARDO I., BRACARENSE, A. Q., 1997, Estudo da viabilidade da automação de processos de soldagem. In: **XXIII Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem**, ABS – Associação Brasileira de Soldagem, São Paulo.
- FESSLER, R. R., KRIST, K., 2000. Research challenges regarding stress-corrosion cracking of pipelines. **CORROSION 2000**, Paper nº 370, Houston, TX, NACE.
- FRICKE, S., KEIM, E., SCHMIDT, J., 2001. Numerical Weld Modeling – A Method for Calculating Weld-induced Residual Stress. **Nuclear Engineering and Design**, v. 206, p. 139-150.
- GAO, H., GUO, H., BLACKBURN, J.M., & HENDRICKS, R.W., 1997. Determination of residual stress by x-ray diffraction in hsla-100 steel weldments. **Proceedings of the Fifth International Conference on Residual Stresses (ICRS5)**, Ed. T. Ericsson et al, Linköping Universitet.
- GALTIER, A., STATNIKOV, E. S., 2003. The influence of ultrasonic impact treatment on fatigue behaviour of welded joints in high-strength steel, **IIW-Doc. XIII-1976-03**. The International Institute of Welding, Portugal.
- GEORGE, D., SMITH, D. J., 2005. Through Thickness Measurement of Residual Stress in a Stainless Steel Cylinder Containing Shallow and Deep Weld Repairs. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**. v. 82, p. 279-287.
- GOLDAK, J., 1990. Modeling thermal stresses and distortion in welds. ASM International.
- GORDON, J. R., WANG, Y-Y, MICHALERIS, P., 1995, Applying Fitness-for-service to Welded Structures: Special Considerations for Welded Joints. In: Fitness-for-service and Decisions for Petroleum and Chemical Equipment, **ASME Publication PVP**, v. 315. p. 313-326.
- HAAGENSEN, P. J., STATNIKOV, E. S., LOPEZ-MARTINEZ, L., 1998, Introductory fatigue tests on welded joints in high strength steel and aluminium improved by various methods including ultrasonic impact treatment (UIT), **IIW-Doc. XIII-1748-98**. The International Institute of Welding, Portugal.

- HARRISON, J. D., 1981. The effect of residual stresses on fatigue behaviour. Residual stresses and their effect. **The Welding Institute**, Cambridge.
- HAYASHI, M., ISHIWATA, M., MORII, Y., MINAKAWA, N., ROOT, J. H., 2000. Residual stress distribution in carbon steel pipe welded joint measured by neutron diffraction. **Materials Science Research International**. v. 6., n. 4, pp 287-294.
- HONG, J. K., DONG, P., TSAI, C. L. 1994. Finite element simulation of residual stresses in multipass welds. **Proceedings of International Conference on Modeling and Control of Joining Processes**. American Welding Society, Miami, Fla., pp. 470–476.
- HONG, J. K., TSAI, C. L., DONG, P., 1998. Assessment of numerical procedures for residual stress analysis of multipass welds. **Welding Journal**. v. 77, n. 9, pp. 372-382.
- HOUSKA, C. R., KUZEL, R., 1994, Deffects and Microstructure Analysis by Diffraction. Chapter 9, Oxford Science Publications, 141-163.
- HUR, D. H., CHOI, M. S., LEE, D. H., SONG, M. H., KIM, S. J., HAN, J. H., 2004. Effect of shot peening on primary water stress corrosion cracking of Alloy 600 steam generator tubes in an operating PWR plant. **Nuclear Engineering and Design**, v. 227, pp. 155–160.
- JAMES, M., LU, J., ROY, G., 1996, Handbook of measurement of residual stress - Introduction. **Society for Experimental Mechanics**, pp. 1-4.
- JOFFE, A. E., KIRPITCHEVA, M. G.;, 1922, Rontgenograms. of. Strained. Crystals, **Philosophical Magazine**. v. 43, pp. 204-206.
- JOSEFSON, B. L., 1985. Effects of transformation plasticity on welding residual stress fields in thin walled pipes and thin plates. **Materials Science and Technology**. v. 1, pp. 904-908.
- JONSSON, M., JOSEFSON, B. L., 1988, Experimentally Determined Transiente and Residual Stressin the Butt-welded Pipes. **ASME Journal of Pressure Vessels Technology**. v. 104, pp.204-209.
- JOSEFSON, B. L., KARLSSON C. T., 1989. FE-calculated Stress in a Multipass Butt-welded Pipe – A Simplification Approach. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**. v. 38, p. 227-243.

- KANE, R. D., CAYARD, M. S., 1998, Roles of H₂S in the behavior of engineering of engineering alloys: A review of literature and experience. **CORROSION 98**, Paper nº 274, Houston, TX, NACE.
- KARPPI, R., RUUSILA, J., TOYODA, M., SATOH, K. & VARTIAINEN, K., 1984. Predicting safe welding conditions with hydrogen cracking parameters. **Scandinavian Journal of Metallurgy**, v. 13, pp. 66–74.
- KASUYA, T. E YURIOKA, N., 1993. Prediction of Welding Thermal History by a Comprehensive Solution. **Welding Journal**, v. 72, pp. 107s.
- KASUYA, T., HASHIBA, Y., OHKITA, S. E FUJI, M., 2000. Heat Conduction Analysis of Bidirectional Multipass Welding with Short Bead Lengths. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 5, n. 4, pp.215-220.
- KENDALL, J. M., JAMES, M. N., KNOTT, J. F., 1986. The behaviour of physically short fatigue cracks in steels. *The Behaviour of Short Fatigue Cracks* (edited by Miller, KJ; Rios, ER de los). Mechanical Engineering Publications, London, pp 214-258.
- KIM, J. H., OH, Y. J., HWANG, I. S., KIM, D. J., KIM, J. T., 2001. Fracture Behavior of Heat Affected Zone in Low Alloy Steels. **Journal of Nuclear Materials**, v. 299, pp. 132-139.
- KOBAYASHI, M., MATSUI, T., MURAKAMI, Y., 1998. Mechanism of creation of compressive residual stress by shot peening, **International Journal of Fatigue**, v. 20, pp. 351–357.
- KOU, S; KANEVSKY, T; FYFITCH, S., 1982. Welding Thin Plates of Aluminum Alloys - a Quantitative Heat Flow Analysis. **Welding Journal**. v. 62, n. 6, pp. 175-181.
- KOU, S., 2002, *Welding metallurgy*, 2nd Ed., John Wiley & Sons.
- LAFRANCE, C. P., DEBIGARE, J., PRUDHOMME, R. E., 1993. Study of Crystalline Orientation in Drawn Ultra-high Molecular Weight Polyethylene Film. **Journal of Polymers Science and Polymers Physics**. v. 31, p. 255-264.
- LAW, M., PRASK, H., LUZIN, V., GNAEUEP-HEROLD, 2006, Residual Stress Measurements in Coil, Linepipe and Girth Welded Pipe. **Materials Science and Engineering A**. v. 437, p. 60-63.
- LAWRENCE, F. V., 1981. The predicted influence of weld residual stresses on fatigue crack initiation. **Proceedings of the conference on Residual Stress for Designers and Metallurgists**. American Society for Metals, Ohio.

- LEE, H. I., LEE, C. H., & BAEK, K. K., 2003, Technical review on the welding condition of steel pipes for sulfide stress cracking resistance. **CORROSION 03**, Paper 3531, Houston, TX, NACE.
- LEGGATT, R. H., 1982, Residual Stresses at Circunferencial Welds in Pipes. **Welding Institute Research Bulletin**. n. 23, p. 181-188.
- LEGGATT, R. H., 1997. Welding residual stresses. **Proceedings of the 5th international Conference on Residual Stresses**, The Welding Institute (TWI), Cambridge, United Kingdom, 14 p.
- LEIS, B. N. & EIBER, R. J., 1997, Stress corrosion cracking on gas-transmission pipelines: history, causes and mitigation. **In: Proceeding of First International Business Conference on Onshore Pipelines**, Berlin.
- LI, S. D., FANG, H. Y., LIU, X. S., MENG, Q. G., 2005. Influence of a welding sequence on the welding residual stress of a thick plate. **Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering**. V. 13, pp. 553–565.
- LIHAVAINEN, V. M., MARQUIS, G., STATNIKOV, E. S., 2003. Fatigue strength of a longitudinal attachment improved by ultrasonic impact treatment, **IIW Doc. XIII-1990-03**. The International Institute of Welding, Portugal.
- LIN, Y. C., LEE, K. H., 1997, Effect of preheating on the residual stress in type 304 stainless steel weldment. **Journal of Materials Processing Technology**. v. 63, pp 797-801.
- LINDEMANN, J., BUQUÊ, L., APPEL, F., 2005, Effect of shot peening on fatigue performance of a lamellar titanium aluminide alloy. **Acta Materialia** xxx (2005) xxx–xxx
- LING P. & WIGHT, C. A., 1995. Laser-generated shock waves in thin films of energetic materials. **Journal of Applied Physics**, v. 78, n. 12, pp. 7022–7025.
- LINNERT, G. E., 1994, **Welding Metallurgy**, Vol. 1, American Welding Society, Miami, Florida, USA.
- LU, J., BOUHELIER, C., LIEURADE, H. P., BARALLE, D., MIEGE, B., FLEVANOT, J. F. (1994). Study of Residual Welding Stress Using Step-by-step Hole Drilling and X-ray Diffraction Method. **Welding in the World**, v. 33, n. 2, pp. 118-128.
- LU, J., 1996. Handbook of Measurement of Residual Stress. Society of Experimental Mechanics.

- MASOURI, D. & ZAFARI, M., 2005. Sulfide stress cracking of tubular product-case histories. **CORROSION 2005**, paper nº 5460. Houston, TX, NACE.
- MASUBUCHI, K., 1980, Analysis of welded structures. Pergamon Press.
- MASUBUCHI, K., 1983, Residual stress and distortion, **Metals Handbook**, 9th ed., vol 6. Metals Park, OH, American Society for Metals - ASM, pp. 1094-1102.
- MÉNDEZ, C., MARTÍNEZ, I., MELIÁN, L., VERA, J., 2002, Application of hydrogen permeation for monitoring sulfide stress cracking susceptibility. **CORROSION 02**, Paper 2342, Houston, TX, NACE.
- MENIG, R., PINTSCHOVIVUS, L., SCHULZE, V., VÖHRINGER, O., 2001, Depth profiles of macro residual stresses in thin shot peened steel plates determined by X-ray and neutron diffraction, **Scripta Materialia**, v. 45, pp. 977–983.
- MOCHIZUKI, M., HAYASHI M., HATTORI, T., 2000, Numerical Analysis of Welding Residual Stress and Its Verification Using Neutron Diffraction Measurement. **ASME Journal of Engineering Materials Technology**, v. 122, p. 98-103.
- MODENESI, P. J., 2001. Efeitos mecânicos do ciclo térmico. Apostila. Universidade Federal de Minas Gerais – UFMG.
- MONTROSS, C. S., FLOREA, V., SWAIN, M. V., 2001. Influence of coatings on subsurface mechanical properties of laser peened 2011-T3 aluminum. **Journal of Materials Science**, v. 36, n. 7, pp. 1801–1807.
- MONTROSS, C. S., WEI, T., YE, L., CLARK, G., MAI, Y. W., 2002, Laser shock processing and its effects on microstructure and properties of metal alloys: a review. **International Journal of Fatigue**, v. 24, pp. 1021–1036.
- MORALES, C.R., PÉREZ, T.E., & FITZSIMONS G.L., 1997, Sulfide stress cracking: some observations about the dcb test. **CORROSION 97**, Paper 52, Houston, TX, NACE.
- MURUGAN, S., KUMAR, P. V., RAJ, B. & BOSE, M. S. C., 1998, Temperature distribution during multipass welding of plates. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v. 75, pp. 891–905.
- MURUGAN, S., GILL, T.P.S, KUMAR, P.V., RAJ, B. E BOSE, M.S.C., 2000, “Numerical Modelling of Temperature Distribution During Multipass Welding of Plates”, **Science and Technology of Welding and Joining**, Vol. 5, Nº 4, pp. 208-214.
- MURUGAN, S., RAI, S. K., KUMAR, P. V., JAYAKUMAR, T., RAJ, B. & BOSE, M. S. C., 2001, Temperature distribution and residual stress due to multipasse welding in

- type 304 stainless steel and low carbon steel weld pads. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v. 78, pp. 307–317.
- NELSON, D. V., 1982, Effect of residual stress on fatigue crack propagation, residual stress in fatigue, **ASTM STP 776**, pp 172-174.
- NEVASMAA, P., 2002, Controlling factors affecting hydrogen cold-cracking in highstrength multipass weld metals: comparison of the cracking test results between SMAW and SAW welds. **IIW-Doc. No IX-2027-02**. The International Institute of Welding, Japan. 46 p.
- NGUYEN, T. N., WAHAB, M. A., 1995a. A theoretical study of the effect of weld geometry parameters on fatigue crack propagation life. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 51, n. 1, pp 1-18.
- NGUYEN, T. N., WAHAB, M. A., 1995b. The effect of residual stress and weld geometry on the fatigue life. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 48, pp 581-588.
- NGUYEN, T. N., WAHAB, M. A., 1996. The effect of undercut and residual stresses on fatigue behavior of misaligned butt joints. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 55, n. 3, pp 453-469.
- NGUYEN, T. N., WAHAB, M. A., 1998. The effect of weld geometry and residual stress on the fatigue of welded joints under combined loading. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 77, pp 201-208.
- NGUYEN, N. T., OHTA, A., MATSUOKA, K., SUZUKI, N., AND MAEDA, Y., 1999. Analytical solution for transient temperature in semi-infinite body subjected to 3D moving heat sources. **Welding Journal**, v. 78, n. 8 pp. 265-274.
- NGUYEN, N. T., MAI, Y.-W., SIMPSON, S., & OHTA, A., 2004, Analytical Approximate Solution for Double Ellipsoidal Heat Source in Finite Thick Plate. **Welding Journal**, v. 83, n. 3 pp. 82-93.
- NOAKES, D. R., 1991, Magnetic Field Distribution at Interstitial Sites in Nondilute Alloys. **Physics Review B**. v. 44, 5064-5072.
- NOYAN I. C. & COHEN, J. B., 1987, **Residual Stress. Measurement by Diffraction and Interpretation**. New York: Springer.
- ODDY, A. S., BRAID, J. E. M., ROOT, J. H., MCDILL, J. M. J., MARSIGLIO, F. 1998. Predicting residual stresses in weaved repair welds. **5th International**

- Conference: Trends in Welding Research**, Pine Mountain, GA; USA, pp. 931-936.
- OETZEL, M., HEGER, G., 1999, Laboratory X-ray Powder Diffraction: A Comparison of Different Geometries with Special Attention to the Usage of the Cu K α Doublet. **Journal Applied Crystallography**. v. 32, p. 799-807.
- OKUDA, N., NISHIKAWA, Y., AOKI, T., GOTO, A. & ABE, T., 1986, Hydrogen-induced cracking susceptibility of weld metal. **IIW-Doc. II-1072-86 / II-A- -86**. The International Institute of Welding, Japan, 16 p.
- OKUDA, N., OGATA, Y., NISHIKAWA, Y., AOKI, T., GOTO, A. & ABE, T., 1987, Hydrogen-induced cracking susceptibility in high-strength weld metal. **Welding Journal**, v. 66, n. 5, pp. 141–146.
- OREPER, G. M., EAGAR, T. W., SZEKELY, J., 1983, Convection in arc weld pools. **Welding Journal**, v. 62., n. 11, pp. 307-312.
- OVEN, R., ASHWORTH, D. G., BOWYER, M. D. J., 1992, Formulas for the Distribution of Ions Under an Ideal Mask. **Journal of Physics D: Applied Physics**. v. 25, p. 1235-1237.
- PAIVA-SANTOS, C. O., 2003, Caracterização de Materiais pelo Método de Rietveld com Dados de Difração por Policristais. Apostila. Instituto de Química – UNESP. Bauru.
- PAPAZOGLU, V. J., MASUBUCHI, K., 1982. Numerical analysis of thermal stresses during welding including phase transformation effects. **Journal of Pressure Vessel Technology**, v.104, pp.198-203.
- PARLANE, A. J. A., 1981, Origin and Nature of Residual Stresses in Welded Joints. **The Welding Institute**, Abington Hall, Cambridge, CB1 6AL.
- PARKINS, R. N., 2000, A review of stress corrosion cracking of high pressure gas pipelines. **CORROSION 2000**, Paper 363, Houston, TX, NACE.
- PAVELIC, V., TANBAKUCHI, R., UYEHARA, O. A., MYERS, P. S., 1969, Experimental and computed temperature histories in Gas Tungsten Arc Welding of thin plates. **Welding Journal**, v. 48, n. 7, pp. 295 - 305.
- PHILIPPOV, S., 2006, Modelagem computacional para a interpretação de dados de medição de tensões. **Tese de Doutorado**. Universidade Estadual do Rio de Janeiro. Nova Friburgo, RJ, Brasil.
- PORTER, D. A., EASTERLING, K. E., 1992, Phase Transformations in Metals and Alloys, 2nd edition, Chapman & Hall, London, UK.

- PREVÉY, P. S., 1981. The uniformity of shot peening induced residual stress. **Residual Stress for Designers & Metallurgists**, American Society for Metals, Metals Park, OH, pp. 151-168.
- PREVÉY, P. S., 1986. The use of Pearson VII distribution function in X-ray diffraction residual stress measurement. **Advances in X-ray Analysis**. v. 29, pp. 103-111.
- PREVÉY, P. S., 1996, Current Applications of X-Ray Diffraction Residual Stress Measurement. **Developments in Materials Characterization Technologies**, ASM International, Materials Park, OH, 1996, pp 103-110.
- PREVÉY, P. S. & CAMMETT, J. T., 2002. The effect of shot peening coverage on residual stress, cold work and fatigue in a Ni-Cr-Mo low alloy steel. **Proceedings International Conference on Shot Peening**, Garmisch-Partenkirchen, Germany.
- RAJAD, D., 1992. Heat Effects of Welding - Temperature Field, Residual Stress, Distortion, Springer-Verlag.
- RODRIGUES, Y. G., SOLA, J. B., GIL, F., RIVALTA, J., 2006, Obtenção de Tensões Residuais a lo Largo de um Cordón de Soldadura Mediante Métodos Analíticos y Experimentales. **Soldagem & Inspeção**. v. 11, n. 2, pp. 93-101.
- ROHDE, J., JEPPSSON, A., 2000. Literature review of heat treatments simulations with respect to phase transformation, residual stress and distorsion. **Scandinavian Journal of Metallurgy**, v.29, pp. 47-62.
- ROMAIN, J. P., COTTET, F., HALLOUIN, M., FABBRO, R., FARAL, B., PEPIN, H., 1986. Laser shock experiments at pressures above 100 Mbar. **Physica B**, 139, 140B, pp. 595–598.
- ROSENTHAL, D., 1941, Mathematical theory of heat distribution during welding and cutting. **Welding Journal**, v. 20, n. 5, pp. 220-234.
- ROSENTHAL, D., 1946, The theory of moving sources of heat and its application to metal treatments. **Transactions of the ASME**, pp. 849-866.
- RUUD, C. O., DIMASCIO, P. S., MELCHER, D. M., 1984, Nondestructive Residual-stress Measurement on the Inside Surface of Stainless-steel Pipe Weldments. **Experimental Mechanics**. June, pp. 162-168.
- RUUD, C. O., JOSEF, J. A., & SNOHA, D. J., 1993, Residual Stress Characterization of Thick-Plate Weldments Using X-ray Diffraction. **Welding Journal**, v. 72, n. 3, pp. 87-91.

- SCARAMANGAS, A., PORTER, G., 1985, Residual Stress in Cylinder Girth Butt Welds. **Proceedings of 7th Annual Offshore Technology Conference**, Houston, TX, Paper 5024.
- SACHS, G. & WEERTS, J., 1930, Zugversuche an Gold-Silberkristallen. **Zeitschrift für Physik A Hadrons and Nuclei**. v. 62, n. 7-8, pp. 473-493.
- SASAKI, J. M., 2000, Difração de Raio-X. Apostila, Universidade Federal do Ceará.
- SATOH, K. & MATSUI, S., 1968, Reaction stress and weld cracking under hindered contraction'. **IIW-Doc. IX-574-68**. The International Institute of Welding, 1968. 22 p.
- SCHAJER, G. S., FLAMAN, M. T., ROY, G., LU, J., 1996. Hole-drilling and ring core methods. **Handbook of measurement of residual stresses / Society for experimental mechanics** (editor Lu, J). The Fairmont Press, Lilburn, US (1996).
- SHIM, Y., FENG, Z., LEE, S., KIM, D., JAEGER, J., TSAI, C. L., 1991. Modeling of welding residual stresses. **Proceedings of the Winter Annual Meeting of the ASME**, pp. 29–41.
- SIDDIQUE, M., 2005, Experimental and finite element investigation of residual stress and distortions in welded pipe-flange joints. **PhD Thesis**. GIK Institute of Engineering Science and Technology. Pakistan.
- SILVA, C. C., AGUIAR, W. M., FARIAS, J. P., 2006, Trinca na ZAC do aço ABNT 4340 utilizado para determinação das zonas duras e macias através do teste de Higuchi. Condição temperado e não revenido. **Soldagem & Inspeção**, v. 11, n. 2 - Capa.
- SKEEN, C. H., YORK, C. M., 1968. Laser-Induced “blow-off” phenomenon. **Applied Physics Letters**. v. 12, pp. 369–371.
- SPRAUEL, J. M., CASTEX, L., 1991, X-ray Stress Analysis. **Materials Science Forum**. v. 79-82, pp. 143-152.
- STATNIKOV, E. S., 1997. Applications of operational ultrasonic impact treatment (UIT) technologies in production of welded joints, **IIW-Doc. XIII-1667-97**, The International Institute of Welding, Portugal.
- STATNIKOV, E. S., 1999. Guide for application of ultrasonic impact treatment for improving fatigue life of welded structures, **IIW-Doc. XIII-1757-99**. The International Institute of Welding, Portugal.

- STATNIKOV, E. S., MUKTEPAVEL, V. O., BLOMQVIST, A., 2000. Comparison of ultrasonic impact treatment (UIT) and other fatigue life improvement methods, **IIW-Doc. XIII-1817-00**. The International Institute of Welding.
- STATNIKOV, E. S. H., MUKTEPAVEL, V. O., VITYAZEY, V. N., TRUFYAKOV, V. I., KOVALCHUK, V. S., & HAAGENSEN, P., 2003. Comparison of the improvement in corrosion fatigue strength of weld repaired marine cu 3-grade bronze propellers by ultrasonic impact treatment (UIT) or heat treatment, **IIW Doc. XIII-1964-03**. The International Institute of Welding, Portugal.
- STATNIKOV, E. S., 2004. Physics and mechanism of ultrasonic impact treatment, **IIW Doc. XIII-2004-04**. The International Institute of Welding, Portugal.
- SZLDARZ K. E., 1999. Sulfide stress cracking of a pipeline weld in sour gas service. **CORROSION 99**. Paper nº 428. Houston, TX, NACE.
- TSAI, N. S. & EAGAR, T. W., 1986. Distribution of the heat and current fluxes in gás tungsten arcs. **Metallurgical Transactions B**, v. 16B, n. 12, pp. 841-846.
- TENG, T. L., FUNG, C. P., CHANG, P. H., 2002. Effect of residual stresses on fatigue in butt-welded joints. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v. 79, pp 467-482.
- TENG, T. L., LIN, C. C., 1998. Effects of Welding Conditions on Residual Stress due to Butt Welds. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**. v. 75, pp. 857-864.
- TORAYA, H., YOSHIMURA, M., SOMIYA, S., 1983. A Computer Program for the Deconvolution of X-ray Diffraction Profiles with the Composite of Pearson VII Function. **Journal Applied Crystallography**. v. 16, p. 653-657.
- TORRES, M.A.S., VOORWALD, H.J.C. 2002. An evaluation of shot peening, residual stress and stress relaxation on the fatigue life of AISI 4340 steel. **International Journal of Fatigue**, v. 24, pp. 877–886.
- TWEED, J. H., KNOTT, J. F., 1987. Micromechanisms of failure in C-Mn weld metals. **Acta Metallurgica**, v. 35, n. 7, pp 1401-1414.
- VAIDYANATHAN, S., TODARO, A. F., FINNIE, I., 1973. Residual Stress due to Circunferential Welds. **ASME Journal of Engineering Materials Technology**, v. 95, p. 233-237.
- XING, Y. M., LU, J., 2004. An experimental study of residual stress induced by ultrasonic shot peening. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 152 pp. 56–61.

- YAJIANG, L., JUAN, W., MAOAI, C. & XIAOQIN, S., 2004. Finite Element Analysis of Residual Stress in the Welded Zone of a High Strength Steel. **Bulletin of Materials Science**. v. 27, n. 2, pp. 127-132.
- YANG, Q. X., YAO, M., PARK J., 2004. Numerical simulation on residual stress distribution of hard-face welded steel specimen with martensite transformation. **Materials Science and Engineering A**, v. 364, pp. 244-248.
- YOUNG, R. A., SAKTHIVEL, A., 1988. Bimodal Distributions of Profile-broadening Effects in Rietveld Refinement. **Journal Applied Crystallography**. v. 21, p. 416-425.
- YURIOKA, N., 1998. Test results of cold cracking in multi-pass weld metal. **IIW-Doc. IX-1903-98**. The International Institute of Welding, Japan, 11 p.
- YURIOKA, N., 1989. A review of numerical analyses on the hydrogen diffusion in welding of steel. **IIW-Doc. IX-1553-89**. The International Institute of Welding, Japan, 15 p.
- WAKI, H., OGURA, K., NISHIKAWA, I., KASHIHARA, Y., 2003. Residual stress measurement of plasma-sprayed coatings. **JSME International Journal – Serie A**, v. 46, n. 4, pp. 590-597.
- WANG, S. P., LI, Y. J., YAO, M., WANG, R. Z., 1998. Compressive residual stress introduced by shot peening. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 73, pp. 64–73.
- WEBSTER, P. J., ANANTHAVIRAVAKUMAR, N., HUGHES, D. J., MILLS, G., PRESTON, R. V., SHERCLIFF, H. R., WITHERS, P. J., 2002. Measurement and Modeling of Residual Stress in a TIG Weld. **Applied Physics A**. v. 74, pp. 1421-1423.
- WELDING HANDBOOK, Vol. 1, 8th ed., American Welding Society, Miami, FL, 1991, pp. 2–32.
- WELZEL, U. & MITTEMEIJER, E. J., 2003. Diffraction stress analysis of macroscopically elastically anisotropic specimens: On the concepts of diffraction elastic constants and stress factors. **Journal of Applied Physics**. v. 93, 9001–9011.
- WELZEL, U., LIGOT, J., LAMPARTER, P., VERMEULEN, A. C., MITTEMEIJER, E. J., 2005. Stress Analysis of Polycrystalline Thin Films and Surfaces Regions by X-ray Diffraction. **Journal of Applied Crystallography**. v. 38, pp 1-29.
- WITHERS, P. J., BHADSHIA, H. K. D. H., 2001a. Residual stress. Part 1 – Measurement techniques. **Materials Science and Technology**. v. 17, pp. 355-365.

WITHERS, P. J., BHADESHIA, H. K. D. H., 2001b. Residual stress. Part 2 – Nature and origins. **Materials Science and Technology**. v. 17, pp. 366-375.

WULFHEKEL, W., CADOGAN, J. M., 1994. Mössbauer Line-sharpening – Application to Magnetically Split Spectra. **Hyperfine Interact.** v. 92, p. 1195-1202.