

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

ANÁLISE DE TENSÕES RESIDUAIS EM TUBULAÇÕES SOLDADAS

Antonia Daniele Souza Bruno Costa

FORTALEZA – CEARÁ
FEVEREIRO 2007



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

ANÁLISE DE TENSÕES RESIDUAIS EM TUBULAÇÕES SOLDADAS

Autora

Antonia Daniele Souza Bruno Costa

Orientador

Prof. Dr. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu

Dissertação apresentada à Coordenação do Curso de Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais da Universidade Federal do Ceará como parte dos requisitos para obtenção do grau de Mestre em Engenharia e Ciência dos Materiais.

FORTALEZA – CEARÁ

FEVEREIRO 2007

ANTONIA DANIELE SOUZA BRUNO COSTA

**ANÁLISE DE TENSÕES RESIDUAIS EM TUBULAÇÕES
SOLDADAS**

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.

Antonia Daniele Souza Bruno Costa

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Hamilton Ferreira Gomes de
Abreu
Orientador

Prof. Dr. Joaquim Teixeira de Assis
Universidade do Estado do Rio de Janeiro -
Nova Friburgo

Prof. Dr. Hélio Cordeiro de Miranda
Universidade Federal do Ceará

Fortaleza, 26 de fevereiro de 2007.

Resumo

No atual campo industrial do país, tem-se procurado, de forma freqüente e contínua, a qualidade, a economia e a segurança nos processos produtivos. Uma forma de conseguir isso é evitando falhas de equipamentos e componentes. Tensões que permanecem num material, após ter cessado o esforço externo que lhe deu origem, são denominadas de tensões residuais. Ambientes corrosivos somados às tensões residuais nos materiais podem levar o material a falhas mecânicas por corrosão sob tensão ou outros processos que diminuem a vida útil do material. O objetivo deste trabalho é avaliar os níveis de tensões residuais induzidas por processos de soldagem nas tubulações utilizadas em refinarias de petróleo, comparando os resultados obtidos com as variações microestruturais do material. Foram analisados os níveis de tensões e as microestruturas da ZAC (zona afetada termicamente pelo calor) em tubulações ASTM A106 Gr B de 2" de diâmetro soldados com TIG Orbital (soldagem autogêna) sem tratamento térmico e com tratamento térmico pós-soldagem. A soldagem foi feita com corrente contínua e pulsada, para dois níveis de energia distintos. Para cada condição de soldagem foi aplicado tratamento térmico para alívio de tensões (630°C, durante 96 min) com variadas formas de resfriamentos. Utilizou-se a técnica de difração de Raios-X como instrumento para estabelecer critérios de aceitação para as tensões residuais em tubulações soldadas. Utilizou-se a técnica de EBSD (*Electron Backscattering Diffraction*) para a caracterização microestrutural. O material como recebido apresentou tensões trativas ao longo de sua superfície externa. O material soldado com diversos parâmetros apresentaram tensões compressivas no metal de solda e trativas no metal de base. Os tratamentos térmicos pós-soldagem permitiram o alívio das tensões residuais e a redução da microdureza.

Abstract

Actually in the industrial field, quality, economy and security were searched in production processes. Avoiding equipment failure is a good way to get better quality in the production. Stresses, which are kept in the material without external loading, are called residual stresses. Corrosion environments together with residual stresses can induce mechanical failure caused by stress corrosion and reduce material useful life. The main goal of this work is to evaluate the level of residual stresses induced by welding process used in petroleum refinery. Another aim is to compare the results of residual stresses with microstructural changes of material. Tubes ASTM A106 Gr B with 2" of diameter were welded with automatic GTAW process without heat treatment and with post-welding heat treating. Welding was done with continuous and pulse energy. Two levels of energy were used for each type of energy. Heat treatment (630°C, during 96 min) with different rates of cooling. X-ray diffraction was used to analyze residual stresses in welded tubes. EBSD technique was used to analyze the microstructural variation in the material. The material as received showed trative tensions in the external surface. The material welded showed compressive tensions in the welding metal and trative in the base metal. Post-welding heat treatments reduce residual stresses and microhardness.

Dedico este trabalho a Deus e a todos os meus amigos espirituais.

Agradecimentos

Agradeço primeiramente a Deus, ao Cristo e a todos os Irmãos que me ajudaram nesta difícil jornada.

Agradeço também a duas pessoas muito importantes para mim, a minha genitora, Maria Rita e meu esposo Rodrigo Costa, pelo carinho, apoio e incentivo para continuar na busca do meu aprimoramento profissional e pessoal.

Ao professor e orientador Hamilton Ferreira Gomes de Abreu pela orientação, amizade e incentivo durante a execução deste trabalho.

Ao Departamento de Engenharia Metalúrgica e Ciência dos Materiais por ter me dado em termos de recursos humanos e instalações para o desenvolvimento deste trabalho, e de forma muito especial ao coordenador do programa de pós-graduação Prof. Dr. Lindberg pela sua permanente disponibilidade com que sempre me recebeu durante toda a duração do mestrado.

Ao amigo Leandro Teixeira que me auxiliou na preparação das amostras.

Aos amigos Flavinho, Yarly, Bob, Nélio e a todos os amigos do Laboratório de Caracterização dos Materiais - LACAM.

Aos bolsistas do laboratório Engesolda que me auxiliaram no processo de soldagem dos tubos.

Aos meus colegas de turma Angela, Cleiton, Evaristo e Edson pela amizade, incentivo e companheirismo ao longo de todo o mestrado.

Ao Programa de Formação em Recursos Humanos da Agência Nacional do Petróleo para o Setor Petróleo e Gás (PRH-ANP-31) pelo suporte financeiro.

"Conserva a mente tranqüila diante a tempestade, não há trevas que resista aos
raios da claridade."
Casimiro de Abreu

Sumário

Lista de Figuras	xiv
Lista de Tabelas	xv
1 Introdução	1
2 Revisão Bibliográfica	4
2.1 Tensões Residuais	4
2.1.1 Definição e Classificação	4
2.1.2 Causas do Surgimento	8
2.1.3 Influência nas Propriedades Mecânicas	11
2.1.4 Métodos de Determinação de Tensões Residuais	12
2.2 Tensometria de Raios-X	14
2.2.1 Histórico dos Raios-X	14
2.2.2 Propriedades dos Raios-X	16
2.2.3 Cristais e suas Estruturas	21
2.2.4 Lei de Bragg	23
2.2.5 Medição de Tensões Residuais por Difração de Raios-X	24
2.3 Análise Microestrutural	34
2.3.1 EBSD - Difração de Elétrons Retroespalhados	35
2.3.2 Textura	38
2.3.3 Engenharia de Contorno de Grão	45
3 Metodologia	55
3.1 Materiais	55
3.2 Metodologia	55
4 Resultados	70
4.1 Análise de Tensões Residuais	70
4.1.1 Análise de Tensões Residuais para Tubos Soldados sem TTPS	71
4.1.2 Análise de Tensões Residuais para Tubos Soldados com TTPS	79
4.1.3 Considerações sobre os Níveis de Tensões na Superfície Interna do Tubo	104

4.2	Análise de Microdureza	107
4.3	Análise de EBSD	119
4.3.1	Análise de Textura	119
4.3.2	Análise de CSL	127
4.3.3	Análise de Misorientação	148
5	Conclusões e Perspectivas	155
5.1	Conclusões	155
5.2	Perspectivas Futuras	157
	Referências Bibliográficas	163

Lista de Figuras

2.1	Sino da Liberdade no Hall da Independência na Pensilvânia.	5
2.2	Macrotensões residuais em cilindro de aço temperado.	7
2.3	Microtensões residuais homogêneas.	7
2.4	Distribuição de tensões residuais. a) Tensão longitudinal em uma solda. b) Tensão transversal em uma soldagem de passe único.	9
2.5	Origem de tensões residuais em soldagem.	11
2.6	Radiografia feita por Röntgen em 1895, mostrando a mão de sua esposa.	15
2.7	Representações esquemáticas de ondas eletromagnéticas no plano. (a) Variação espacial, descrita pelo comprimento de onda. (b) Variação temporal descrita pelo período T.	16
2.8	a) Espalhamento de um átomo, b) molécula. c) cristal.	18
2.9	Diagrama esquemático dos níveis de energia de um átomo. a) Processo de absorção fotoeletrônica. b) Emissão de fluorescência. c) Emissão do elétron Auger.	19
2.10	a) Refração e reflexão dos Raios-X. b) Focalização dos Raios-X no espelho. c) Onda evanescente.	20
2.11	Célula unitária.	21
2.12	Lei de Bragg vista por uma analogia óptica de planos cristalinos refletindo Raios-X.	24
2.13	Barra em tensão pura, com os planos de difração paralelo ao eixo.	27
2.14	Difração de um agregado deformado, tensão no eixo vertical. N_p representa a difração do plano normal.	28
2.15	a) Diagrama do espaçamento planar. b) e c) Orientação do feixe de Raios-X em relação à amostra. N_s representa a normal da superfície da amostra e N_p a normal do planos difratados.	29
2.16	Ilustração dos sistemas usados nas medidas de tensão: S_i sistemas de coordenadas da amostra e L_i sistema de coordenadas do laboratório.	30
2.17	Diferentes tipos de curvas d versus $\sin^2 \psi$. a) Tensões uniaxiais e biaxiais. b) Tensões triaxiais. c) Tensões para material com elevados níveis de textura	33

2.18	Padrões de Kikuchi para um aço de baixo carbono com estrutura CCC. a) Linhas de Kikuchi e padrão de difração. b) Transformada de Hough. c) Marcação de linhas de maior intensidade. d) Indexação dos planos cristalográficos correspondentes	36
2.19	Mapas gerados por EBSD para um aço inoxidável ferrítico AISI 444 na condição de 30% de deformação.	37
2.20	a) Material não-texturizado. b) Material texturizado.	38
2.21	Definição dos ângulos de Euler φ_1 , Φ e φ_2 conforme notação de Bunge.	41
2.22	Ábacos para interpretar FDOc's.	43
2.23	(a) Desenho esquemático de um contorno simétrico de rotação resultante do empilhamento de discordâncias. (b) Desenho esquemático de um contorno assimétrico de discordâncias. (b) Desenho esquemático de um contorno de torção	47
2.24	Representação genérica de um contorno de grão.	48
2.25	Contorno de $\Sigma = 5$ formado a partir de duas redes cúbicas rodadas de $36,9^\circ$ em torno do eixo $\langle 001 \rangle$. Os círculos azuis denotam os sítios de coincidência entre as redes vermelha e verde.	49
3.1	Esquema geral da metodologia de soldagem.	56
3.2	Esquema de soldagem dos tubos ASTM 106 Grau B.	57
3.3	TIG Orbital. a) Posicionador do tubo. b) Eletrodo de tungstênio num movimento de translação ao redor de um tubo, com velocidade angular w . c) Vista interna do cabeçote do TIG Orbital. d) Conjunto cinemático para acionar o equipamento.	58
3.4	Fornos utilizados para os tratamentos térmicos.	60
3.5	Esquema dos tratamentos térmicos para alívio de tensões.	61
3.6	Diagrama do ciclos térmicos de TTPS aplicados às amostras.	61
3.7	Microscópio eletrônico de varredura utilizado para aquisição de imagens metalográficas e EBSD.	62
3.8	Ataque eletrolítico acelerado. a) Detalhe da célula eletrolítica. b) Vista de um ataque executado em duas amostras simultaneamente.	63
3.9	Difratômetro X'PERT PHILIPS.	64
3.10	Esquema do tamanho do feixe incidente nos tubos.	65
3.11	Janela do programa X'PERT STRESS para o cálculo de tensões.	65
3.12	Curva $\sin^2\psi$ versus a distância interplanar. a) Comportamento tratativo. b) Comportamento compressivo.	66
3.13	Esquema de medição de microdurezas.	67
3.14	Microdurômetro da marca SHIMADZU.	67
3.15	Esquema de medição da técnica de EBSD.	68
4.1	Esquema de medição das tensões residuais nos tubos.	70
4.2	Perfil das tensões residuais para o tubo na condição como recebido e soldado com os parâmetros C_1	71
4.3	Perfil das tensões residuais para o tubo na condição como recebido e soldado com os parâmetros C_2	72

4.4	Perfil das tensões residuais para o tubo na condição como recebido e soldado com os parâmetros P_1 .	74
4.5	Perfil das tensões residuais para o tubo na condição como recebido e soldado com os parâmetros P_2 .	75
4.6	Distribuição das tensões residuais para o material como recebido (CR) e tubos soldados com corrente sem pulsação para os níveis de energias $E_{C1} = 5,7 \text{ kJ/cm}$ e $E_{C2} = 3,4 \text{ kJ/cm}$.	76
4.7	Distribuição das tensões residuais para o material como recebido (CR) e tubos soldados com corrente sem pulsação C_2 ($E_{C2} = 3,4 \text{ kJ/cm}$) e pulsada P_2 ($E_{P2} = 3,3 \text{ kJ/cm}$).	77
4.8	Distribuição das tensões residuais para o material como recebido (CR) e tubos soldados com corrente pulsada para os níveis de energia $E_{P1} = 6,3 \text{ kJ/cm}$ e $E_{P2} = 3,3 \text{ kJ/cm}$.	78
4.9	Distribuição das tensões residuais para as condições de soldagem sem tratamento térmico (C_1, C_2, P_1 e P_2).	79
4.10	Distribuição das tensões residuais para o material como recebido (CR), soldados com a condição C_1 ($E_{C1} = 3,4 \text{ kJ/cm}$) sem TTPS e com TTPS (resfriado a uma taxa de 150°C/h).	80
4.11	Distribuição das tensões residuais para o material como recebido (CR), soldados com a condição C_2 ($E_{C2} = 3,4 \text{ kJ/cm}$) sem TTPS e com TTPS (resfriado a uma taxa de 150°C/h).	81
4.12	Distribuição das tensões residuais para o material como recebido (CR), soldados com a condição P_1 ($E_{P1} = 6,3 \text{ kJ/cm}$) sem TTPS e com TTPS (resfriado a uma taxa de 150°C/h).	82
4.13	Distribuição das tensões residuais para o material como recebido (CR), soldados com a condição P_2 ($E_{P2} = 3,3 \text{ kJ/cm}$) sem TTPS e com TTPS (resfriado a uma taxa de 150°C/h).	83
4.14	Distribuição das tensões residuais para os materiais soldados nas condições C_1, C_2, P_1 e P_2 com TTPS (resfriado a uma taxa de 150°C/h).	84
4.15	Distribuição das tensões residuais para o material como recebido (CR), soldados com a condição C_1 ($E_{C1} = 5,7 \text{ kJ/cm}$) sem TTPS e com TTPS (resfriado em forno a uma taxa de 25°C/h).	85
4.16	Distribuição das tensões residuais para o material como recebido (CR), soldados com a condição C_2 ($E_{C2} = 3,4 \text{ kJ/cm}$) sem TTPS e com TTPS (resfriado a uma taxa de 25°C/h).	86
4.17	Distribuição das tensões residuais para o material como recebido (CR), soldados com a condição P_1 ($E_{P1} = 6,25 \text{ kJ/cm}$) sem TTPS e com TTPS (resfriado em forno a um taxa de 25°C/h).	87
4.18	Distribuição das tensões residuais para o material como recebido (CR), soldados com a condição P_2 ($E_{P2} = 3,3 \text{ kJ/cm}$) sem TTPS e com TTPS (resfriado a uma taxa de 25°C/h).	88
4.19	Distribuição das tensões residuais para os materiais soldados nas condições C_1, C_2, P_1 e P_2 com TTPS (resfriado a uma taxa de 25°C/h).	89

4.20	Distribuição das tensões residuais para o material como recebido (CR), soldados com a condição C_1 ($E_{C1} = 5,69 \text{ kJ/cm}$) sem TTPS e com TTPS (resfriado ao ar).	91
4.21	Distribuição das tensões residuais para o material como recebido (CR), soldados com a condição C_2 ($E_{C2} = 3,4 \text{ kJ/cm}$) sem TTPS e com TTPS (resfriado ao ar).	92
4.22	Distribuição das tensões residuais para o material como recebido (CR), soldados com a condição P_1 ($E_{P1} = 6,3 \text{ kJ/cm}$) sem TTPS e com TTPS (resfriado ao ar).	93
4.23	Distribuição das tensões residuais para o material como recebido (CR), soldados com a condição P_2 ($E_{P2} = 3,3 \text{ kJ/cm}$) sem TTPS e com TTPS (resfriado ao ar).	94
4.24	Distribuição das tensões residuais para os materiais soldados nas condições C_1 , C_2 , P_1 e P_2 com TTPS (resfriado a uma taxa de 25°C/h).	95
4.25	Distribuição das tensões residuais para o material como recebido (CR), soldados com a condição C_1 ($E_{C1} = 5,7 \text{ kJ/cm}$) sem TTPS e com TTPS (resfriado em água).	96
4.26	Distribuição das tensões residuais para o material como recebido (CR), soldados com a condição C_2 ($E_{C2} = 3,4 \text{ kJ/cm}$) sem TTPS e com TTPS (resfriado em água).	97
4.27	Distribuição das tensões residuais para o material como recebido (CR), soldados com a condição P_1 ($E_{P1} = 6,3 \text{ kJ/cm}$) sem TTPS e com TTPS (resfriado em água).	98
4.28	Distribuição das tensões residuais para o material como recebido (CR), soldados com a condição P_2 ($E_{P2} = 3,3 \text{ kJ/cm}$) sem TTPS e com TTPS (resfriado em água).	99
4.29	Distribuição das tensões residuais para o material como recebido (CR) e tubos soldados na condição C_1 ($E_{C1} = 5,7 \text{ kJ/cm}$) e tratados termicamente para alívio de tensões.	100
4.30	Distribuição das tensões residuais para o material como recebido (CR) e tubos soldados na condição C_2 ($E_{C2} = 3,4 \text{ kJ/cm}$) e tratados termicamente para alívio das tensões.	101
4.31	Distribuição das tensões residuais para o material como recebido (CR) e tubos soldados na condição P_1 ($E_{P1} = 6,7 \text{ kJ/cm}$) e tratados termicamente para alívio das tensões.	102
4.32	Distribuição das tensões residuais para o material como recebido (CR) e tubos soldados na condição P_2 ($E_{P2} = 3,3 \text{ kJ/cm}$) e tratados termicamente para alívio das tensões.	104
4.33	Microdureza das superfícies interna e externa do material como recebido.	107
4.34	Microdureza das superfícies interna e externa do material soldado com a condição P_2 ($E_{P2} = 3,3 \text{ kJ/cm}$) sem tratamento térmico pós-soldagem.	108

4.35	Microdureza das superfícies interna e externa do material soldado na condição P_2 ($E_{P_2} = 3,3 \text{ kJ/cm}$) com tratamento térmico pós-soldagem e resfriado em forno a uma taxa de 150°C/h	109
4.36	Microdureza das superfícies interna e externa do material como soldado na condição P_2 ($E_{P_2} = 3,3 \text{ kJ/cm}$) com tratamento térmico pós-soldagem resfriado ao ar.	110
4.37	Microdureza das superfícies interna e externa do material como recebido soldado na condição P_2 ($E_{P_2} = 3,31 \text{ kJ/cm}$) com tratamento térmico pós-soldagem resfriado em água.	111
4.38	Microdureza das superfícies interna e externa do material como soldado na condição P_1 ($E_{P_1} = 6,3 \text{ kJ/cm}$) sem tratamento térmico pós-soldagem.	112
4.39	Microdureza das superfícies interna e externa do material como soldado na condição P_1 ($E_{P_1} = 6,3 \text{ kJ/cm}$) com tratamento térmico pós-soldagem resfriado em forno a uma taxa de 150°C/h	113
4.40	Microdureza das superfícies interna e externa do material como soldado na condição P_1 ($E_{P_1} = 6,3 \text{ kJ/cm}$) com tratamento térmico pós-soldagem resfriado em forno a uma taxa de 25°C/h	114
4.41	Microdureza das superfícies interna e externa do material como soldado na condição P_1 ($E_{P_1} = 6,3 \text{ kJ/cm}$) com tratamento térmico pós-soldagem resfriado ao ar.	115
4.42	Microdureza das superfícies interna e externa do material como recebido soldado na condição P_1 ($E_{P_1} = 6,3 \text{ kJ/cm}$) com tratamento térmico pós-soldagem resfriado em água.	116
4.43	Microdureza para o material como recebido e para os dois aportes térmicos P_2 ($E_{P_2} = 3,3 \text{ kJ/cm}$) e P_1 ($E_{P_1} = 6,3 \text{ kJ/cm}$).	117
4.44	Comparação das microdurezas para o material na condição soldada sem TTPS e com TTPS. a) Para a condição de soldagem P_2 ($E_{P_2} = 3,3 \text{ kJ/cm}$). b) Para a condição de soldagem P_1 ($E_{P_1} = 6,3 \text{ kJ/cm}$).	118
4.45	Material como recebido (superfície externa). a) Mapa de qualidade b) Mapa de orientação. c) Figura de pólo inversa.	120
4.46	Curva $\sin^2 \psi$ versus a distância interplanar para o material soldado como recebido.	121
4.47	Material soldado com a condição C_2 sem tratamento térmico pós-soldagem. a) Mapa de qualidade b) Mapa de orientação. c) Figura de pólo inversa.	121
4.48	Curva $\sin^2 \psi$ versus a distância interplanar C_2 sem tratamento térmico pós-soldagem.	122
4.49	Material soldado com a condição C_2 com tratamento térmico pós-soldagem resfriado em forno a uma taxa de 150°C/h . a) Mapa de qualidade b) Mapa de orientação. c) Figura de pólo inversa.	122
4.50	Curva $\sin^2 \psi$ versus a distância interplanar C_2 com tratamento térmico pós-soldagem resfriado em forno a uma velocidade de 150°C/h	123

4.51	Material soldado com a condição C_2 com tratamento térmico pós-soldagem resfriado em forno a uma taxa de 25°C/h. a) Mapa de qualidade b) Mapa de orientação. c) Figura de pólo inversa.	124
4.52	Curva $\sin^2 \psi$ versus a distância interplanar C_2 com tratamento térmico pós-soldagem resfriado em forno a uma velocidade de 25°C/h.	125
4.53	Material soldado com a condição C_2 com tratamento térmico pós-soldagem resfriado ao Ar. a) Mapa de qualidade b) Mapa de orientação. c) Figura de pólo inversa.	125
4.54	Curva $\sin^2 \psi$ versus a distância interplanar C_2 com tratamento térmico pós-soldagem resfriado ao Ar.	126
4.55	Material soldado com a condição C_2 com tratamento térmico pós-soldagem resfriado em água. a) Mapa de qualidade b) Mapa de orientação. c) Figura de pólo inversa.	126
4.56	Curva $\sin^2 \psi$ versus a distância interplanar C_2 com tratamento térmico pós-soldagem resfriado em água.	127
4.57	Densidade volumétrica de sítios de coincidência versus a percentagem para a superfície externa (CR SE) e interna (CR SI) do material como recebido.	128
4.58	Densidade volumétrica de sítios de coincidência versus a percentagem para o material como recebido, para a superfície externa e interna do material soldado na condição C_2 com TTPS a uma taxa de 150°C/h.	130
4.59	Densidade volumétrica de sítios de coincidência versus a percentagem para o material como recebido, para a superfície externa e interna do material soldado na condição C_2 com TTPS a uma taxa de 25°C/h.	131
4.60	Densidade volumétrica de sítios de coincidência versus a percentagem para a superfície externa (C_2 Ar SE) e interna (C_2 Ar SI) do material soldado com C_2 e resfriado ao Ar.	131
4.61	Densidade volumétrica de sítios de coincidência versus a percentagem para a superfície externa e interna do material soldado com C_1 e resfriado ao Ar.	132
4.62	Densidade volumétrica de sítios de coincidência versus a percentagem para o material como recebido, para a superfície externa e interna do material soldado na condição C_2 com TTPS em Água.	133
4.63	Densidade volumétrica de sítios de coincidência versus a percentagem para o material como recebido e para o material soldado na condição C_2 sem TTPS.	134
4.64	Densidade volumétrica de sítios de coincidência versus a percentagem para o material como recebido e para o material soldado na condição C_1 sem TTPS.	136
4.65	Densidade volumétrica de sítios de coincidência versus a percentagem para o material como recebido, para o material nas condições de soldagem C_1 e C_2 sem TTPS.	137
4.66	Densidade volumétrica de sítios de coincidência versus a percentagem para o material como recebido, para o material nas condições de soldagem C_1 e C_2 com TTPS resfriado ao Ar.	138

4.67	Densidade volumétrica de sítios de coincidência versus a percentagem para o material como recebido, para o material nas condições de soldagem C_1 e C_2 com TTPS a uma taxa de 150°C/h.	139
4.68	Densidade volumétrica de sítios de coincidência versus a percentagem para o material como recebido, para o material nas condições de soldagem C_1 e C_2 com TTPS resfriados em Água.	141
4.69	Densidade volumétrica de sítios de coincidência versus a percentagem para o material como recebido, para a superfície externa do material soldado na condição C_2 sem TTPS e com TTPS a uma taxa de 150°C/h.	142
4.70	Densidade volumétrica de sítios de coincidência versus a percentagem para o material como recebido, para a superfície externa do material soldado na condição C_2 sem TTPS e com TTPS a uma taxa de 25°C/h.	143
4.71	Densidade volumétrica de sítios de coincidência versus a percentagem para o material como recebido, para a superfície externa do material soldado na condição C_2 sem TTPS e com TTPS resfriado ao Ar.	145
4.72	Densidade volumétrica de sítios de coincidência versus a percentagem para o material como recebido, para a superfície externa do material soldado na condição C_1 sem TTPS e com TTPS ao Ar.	146
4.73	Densidade volumétrica de sítios de coincidência versus a percentagem para o material como recebido, para a superfície externa do material soldado na condição C_2 sem TTPS e com TTPS em Água.	147
4.74	Misorientação dos contornos de grãos para amostras como recebidas e soldadas na condição C_2 sem TTPS.	149
4.75	Misorientação dos contornos de grãos para amostras como recebidas e soldadas na condição C_2 sem TTPS e com TTPS resfriado em forno a uma velocidade de 150°C/h.	150
4.76	Misorientação dos contornos de grãos para amostras como recebidas e soldadas na condição C_2 sem TTPS e com TTPS resfriado em forno a uma taxa de 25°C/h.	151
4.77	Misorientação dos contornos de grãos para amostras como recebidas e soldadas na condição C_2 sem TTPS e com TTPS ao Ar.	152
4.78	Misorientação dos contornos de grãos para amostras como recebidas e soldadas na condição C_2 sem TTPS e com TTPS resfriado em água.	154

Lista de Tabelas

2.1	Redes Bravais	22
2.2	Pares eixo-ângulo correspondentes aos contornos CSL até $\Sigma = 29$ nos sistemas cúbicos.	50
3.1	Composição química dos tubos	55
3.2	Propriedades mecânicas dos tubos	55
3.3	Dimensões do corpo de prova.	57
3.4	Parâmetros da soldagem usando corrente <i>no pulse</i>	59
3.5	Parâmetros da soldagem usando corrente <i>low pulse</i>	59
3.6	Parâmetros utilizados no ataque eletrolítico.	63

Lista de Siglas

A.C.	Antes de Cristo
CCD	Dispositivo de Carga Acoplada - (<i>Charge-Coupled Device</i>)
CSL	Sítios de Coincidência de Rede - (<i>Coincidence Site Lattice</i>)
CST	Corrosão Sob Tensão
DL	Direção de Laminação
DN	Direção Normal
DT	Direção Transversal
EBSD	<i>Electron Back-Scatter Diffraction</i>
ENGESOLDA	Laboratório de Engenharia de Soldagem
FDOC	Função de Distribuição de Orientações Cristalinas
CR	Como Recebido
C_1	Processo de Soldagem Autôgena com Corrente <i>No Pulse</i> , Corrente de 130 A, Tensão de 13,2 V e velocidade de 11,76 <i>cm/min</i>
C_2	Processo de Soldagem Autôgena com Corrente <i>No Pulse</i> , Corrente de 87,8A, Tensão de 13,2 V e velocidade de 13,26 <i>cm/min</i>
P_1	Processo de Soldagem Autôgena com Corrente <i>Low Pulse</i> , Corrente de 94,5A, Tensão de 11,9 V e velocidade de 7,02 <i>cm/min</i>
P_2	Processo de Soldagem com Tensão <i>Low Pulse</i> , Corrente de 94,5 A, Tensão de 11,9 V e velocidade de 13,26 <i>cm/min</i>
E_{C1}	Energia do Processo de Soldagem C_1 ($E_{C1} = 5,7 \text{ kJ/cm}$)
E_{C2}	Energia do Processo de Soldagem C_2 ($E_{C2} = 3,4 \text{ kJ/cm}$)
E_{P1}	Energia do Processo de Soldagem P_1 ($E_{P1} = 6,3 \text{ kJ/cm}$)
E_{P2}	Energia do Processo de Soldagem P_2 ($E_{P2} = 3,3 \text{ kJ/cm}$)
GTAW	<i>Gas Tungsten Arc Welding</i>

IQ	Índice de Qualidade
IC	Índice de Confiança
LACAM	Laboratório de Caracterização de Materiais
MB	Metal Base
MS	Metal de Solda
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
RX	Raios-X
TTPS	Tratamento Térmico Pós-Soldagem
TIG	<i>Tungsten Inert Gas</i>
ZAC	Zona Afetada termicamente pelo Calor
ZF	Zona Fundida

Capítulo 1

Introdução

Muitas falhas estruturais ou de componentes de máquina resultam não de cargas aplicadas, mas de tensões residuais. O custo associado com a substituição e perda de produção são proibitivos. As tensões residuais influenciam as características da resistência e do funcionamento dos elementos de uma estrutura. Elas contribuem para o surgimento de trincas, principalmente se associadas a ambientes agressivos; caracterizando a Corrosão Sob Tensão (CST).

A corrosão sob tensão é um processo destrutivo dos materiais, resultante da ação simultânea de um meio corrosivo e de tensões mecânicas aplicadas ou residuais (provenientes de operações de soldagem, tratamentos térmicos e/ou conformação mecânica)(CAMPOS, 2002). Na presença de um ambiente agressivo, trincas de corrosão podem desenvolver-se de forma acelerada devido a presença de tensões trativas. No caso de aços estruturais ao carbono ou de baixa liga, esse fenômeno é desencadeado pelo contato com hidróxidos ou com sulfeto de hidrogênio. Em estruturas soldadas, as tensões residuais são muitas vezes suficientes para o desenvolvimento da corrosão sob tensão, dependendo do material e do ambiente (ANDRINO, 2003).

Outra preocupação relevante concerne em relação à fadiga. Segundo Modenesi e Santos (2001) a presença de tensões residuais compressivas na superfície de um componente é um fator que reduz a chance de iniciação de trincas de fadiga. Em um componente soldado, as tensões residuais trativas têm um efeito negativo no seu desempenho à fadiga.

As tubulações dos setores de petróleo e gás trabalham com petróleo e

seus derivados e contêm compostos sulfurosos, ácidos naftênicos e outros, que comprometem a integridade dos materiais e equipamentos. Associado a este fator, as tubulações são submetidas a processos de soldagem, que geram um aquecimento extremamente localizado, pelo qual o material fica sujeito a variações volumétricas nesta localização, além de transformações microestruturais e mudança de propriedades (MODENESI; SANTOS, 2001).

Como resultado, um intenso processo de deformações desenvolvem-se na ZF (zona fundida) e ZAC (zona termicamente afetada pelo calor). Estas deformações são muito localizadas, sendo acomodadas pelo desenvolvimento de tensões elásticas e por alterações no formato de toda a estrutura soldada. O aparecimento de tensões residuais e distorções em uma estrutura soldada pode gerar diversos problemas como: a formação de trincas, uma maior tendência da estrutura a apresentar fratura frágil, a falta de estabilidade dimensional e a dificuldade no ajuste de peças ou componentes devido à sua mudança de forma (MODENESI; SANTOS, 2001).

Ambientes corrosivos somados às tensões residuais nos materiais podem levar o material a falhas mecânicas por corrosão sob tensão ou outros processos que diminuam a vida útil do material. Materiais soldados utilizados em refinaria de petróleo estão susceptíveis a este tipo de problema. Não só os níveis de tensões são preocupantes para o material soldado, como também a elevada dureza na ZAC (zona termicamente afetada pelo calor). Alguns trabalhos mostraram que tubos de aço ASTM A106 Gr. B usados no sistema de hidrodessulfurização falharam devido a problemas relacionados à corrosão sob tensão por H_2S e fragilização por hidrogênio; além de apresentar elevada dureza na ZAC (SILVA, 2007).

Durante as últimas décadas, vários métodos qualitativos e quantitativos de determinação de tensões residuais foram desenvolvidos. De uma maneira geral, os métodos de determinação de tensões residuais podem ser divididos em dois grupos distintos: métodos destrutivos e métodos não destrutivos. Os métodos destrutivos são baseados na destruição do estado de equilíbrio das tensões residuais no componente ou material a ser analisado. Desta forma, as tensões residuais podem ser determinadas pelo seu alívio, mas somente é possível a determinação das tensões conseqüentes deste alívio. Na maioria dos casos, a mudança no estado deformado do material é um parâmetro a ser estudado. Os métodos não destrutivos são baseados na relação entre os parâmetros físicos ou cristalográficos e as tensões residuais (JUNIOR, 2003).

Para evitar falhas é de essencial importância o conhecimento do nível e dos tipos de tensões, tratativas ou compressivas, presentes nas tubulações soldadas. Outra forma de mitigar o efeito das tensões residuais seria aplicação de tratamentos térmicos pós-soldagem, visando o alívio das mesmas.

O método de medição de tensões por difração de Raios-X é um método conclusivo, de alta precisão e não destrutivo. A aplicação da tensometria por Raios-X tem aumentado recentemente por causa do desenvolvimento de aparelhos portáteis para medidas de tensões, permitindo que sejam realizadas tanto em condições de laboratório, quanto em condições de campo. O campo de aplicações dessa técnica de medida de tensão é muito amplo, com acentuada utilização em medidas de campo, principalmente no controle de tubulações de petróleo e gás, em estruturas metálicas e outras (ASSIS; MONIN; FILIPPOV, 2002).

A engenharia microestrutural vem sendo utilizada para controlar a microestrutura em função das propriedades desejadas. O trinômio microestrutura-processamento-propriedades tem servido de base para desenvolvimentos realizados em engenharia de materiais (PINTO; VIANA, 2006). Atualmente, é possível analisar a evolução da distribuição característica do contornos de grãos, principalmente para contornos de grãos especiais (como o CSL - *Coincidence Site Lattice*, por exemplo) com auxílio da técnica do EBSD (*Electron Back-Scatter Diffraction*). A distribuição característica destes contornos é de especial interesse, uma vez que certas propriedades mecânicas e físicas de materiais policristalinos dependem da natureza de sua distribuição dos contornos de grãos (WINNING, 2006).

O objetivo deste trabalho é avaliar os níveis de tensões residuais induzidas por processos de soldagem nas tubulações utilizadas em refinarias de petróleo. Foi analisado o nível de tensões em tubulações (ASTM A106 Gr B de 2" de diâmetro) soldados com TIG Orbital (soldagem autôgena) sem tratamento térmico e com tratamento térmico pós-soldagem. Utilizou-se a técnica de difração de Raios-X como instrumento para estabelecer critérios de aceitação para as tensões residuais em tubulações soldadas. Outro propósito deste trabalho é correlacionar os níveis de tensões impostos pelos processos com a presença de CSL nos contornos de grãos, bem com avaliar esta possível relação com a aplicação de tratamento térmico pós-soldagem. Em outras palavras, a parte final do trabalho visa correlacionar propriedades mecânicas com a microestrutura do material apresentado.

Capítulo 2

Revisão Bibliográfica

2.1 Tensões Residuais

2.1.1 Definição e Classificação

No ano 200 A.C., artesãos chineses fabricaram discos espessos de bronze, os quais eram planos e polidos de um lado e fundidos na outra face. Estes discos eram submetidos ao tratamento de têmpera. Devido a diferentes taxas de resfriamento, em regiões com diferentes espessuras, ocorreram várias distorções; caracterizando o primeiro caso de tensões residuais que se tem notícia (COHEN; NOYAN, 1987).

A presença de tensões residuais foi documentada também no Sino da Liberdade. Este sino foi fundido diversas vezes e tocado pela primeira vez na Filadélfia em 1753, sendo sua trinca percebida em 1828. Diversas tentativas foram feitas para inibir o crescimento da trinca, tais como perfurações de buracos e remoção de material na extremidade da trinca. Estes procedimentos não obtiveram sucesso, de forma que a trinca continuou a crescer devido a presença de tensões residuais. A fratura completa do sino deu-se em 1846, após reparos, enquanto tocava. Após a falha, foi removido do serviço e atualmente localiza-se no Hall da Independência na Pensilvânia. A Figura 2.1 mostra o sino trincado (KOBAYASHI, 1993).

As tensões que permanecem em um material, após ter cessado o esforço externo que lhe deu origem, são denominadas de tensões residuais. Os materiais, amostras ou peças que contenham estas tensões, não possuem nenhuma indicação externa de suas existências e, desta maneira, não se diferenciam das amostras onde elas não existem. Entretanto, as tensões residuais podem influenciar nas características



Figura 2.1: Sino da Liberdade no Hall da Independência na Pensilvânia.

físicas e mecânicas. No regime elástico, as tensões aplicadas e residuais se somam linearmente. Porém, no regime plástico, a influência do estado de tensões residuais é bem mais complexa (KRAUS; TROFIMOV, 1988).

De acordo com Modenesi (2001), uma vez que as tensões residuais existem na ausência de solicitação externa, o sistema é auto-equilibrado e a força e o momento (M) resultantes devido a essas tensões, em uma dada seção da peça, devem ser nulos, como apresenta a equação 2.1:

$$\begin{aligned} \int_A \vec{\sigma} \cdot d\vec{A} &= 0 \\ \int_A dM &= 0 \end{aligned} \quad (2.1)$$

Em todo corpo livre, o equilíbrio de tensões deve ser mantido, o que significa que a presença de tensões residuais trativas no componente estará certamente balanceada por uma tensão compressiva em outra parte no corpo. As tensões residuais de tração na superfície de um componente são geralmente indesejáveis, já que podem contribuir para a falha por fadiga e para o aparecimento de trincas superficiais. As tensões residuais de compressão nas camadas da superfície são geralmente benéficas, já que aumentam a resistência à fadiga e a resistência à corrosão sob tensão (ANDRINO, 2003; GUROVA, 1997).

Não apenas metais estão sujeitos a este fenômeno, mas grande parte dos materiais possui tensões residuais resultante de seus processos de fabricação ou manufatura.

Um exemplo de material não metálico que sofre a ação das tensões residuais é o compósito de fibra reforçada. A causa do surgimento das tensões é a solidificação da matriz em torno do reforço e de diferentes camadas do material que possuem coeficientes de expansão diferentes (KOBAYASHI, 1993).

Qualquer processo de conformação ou tratamento térmico que crie deformações localizadas acima do escoamento do material deixarão tensões residuais no mesmo quando for cessada a deformação (LU; JAMES; ROY, 1996). Um bom projeto requer a tentativa de controlar o nível destas tensões, de modo a não criar efeitos negativos nas resistências e preferencialmente gerar efeitos positivos, como por exemplo, a melhora da resistência à fadiga do material. Além disso, a presença de tensões afeta a propagação de trincas, corrosão sob tensão e a resistência à fadiga, mesmo não sendo atingido o limite de escoamento do material (JUNIOR, 2003).

A existência de tensões residuais diminui a vida útil do material. Elas são difíceis de serem medidas e se adicionam às cargas aplicadas, sendo portanto indesejáveis. Todavia, em algumas situações é favorável a introdução de tensões compressivas na superfície, sendo introduzidas de forma intencional através de processos tais como *shot-peening*, têmpera, revenimento de vidros e muitos outros (KOBAYASHI, 1993).

A aplicação da tensometria por Raios-X tem aumentado recentemente por causa do desenvolvimento de aparelhos portáteis para medidas de tensões, permitindo que sejam realizadas tanto em condições de laboratório quanto em condições de campo. O campo de aplicações dessa técnica de medida de tensão é muito amplo com acentuada utilização em medidas de campo, principalmente no controle de tubulações de petróleo e gás, estruturas metálicas e outras (ASSIS *et al.*, 2002).

Na prática, a classificação das tensões residuais considera o nível de escala da estrutura de material (MACHERAUCH; WOHLFAHRT, 1977). Essa classificação não depende do método de medição das tensões, mas está ligada às características e à condição estrutural do material.

1. Macrotensões são as tensões residuais que estão equilibradas nos limites da amostra inteira ou de uma determinada peça (MACHERAUCH; WOHLFAHRT, 1977). A macrotensão atinge vários grãos dentro do material (LU; JAMES; ROY, 1996). Em Gurova *et al.* (1997) foi mostrado que as macrotensões tratam-se de tensões aproximadamente homogêneas que se estendem ao longo de vários grãos e se equilibram ao longo de todo o volume do material. Em outras palavras, as forças internas em cada seção da peça estão em equilíbrio e a soma de todos os momentos,

ligados a essas forças, se torna nula relativamente a qualquer eixo (GUROVA, 1997). Um exemplo de macrotensões em um cilindro de aço temperado pode ser visualizado na Figura 2.2.

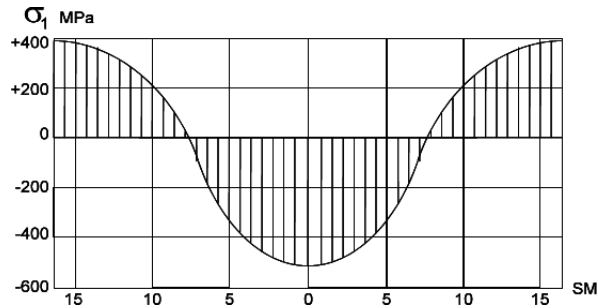


Figura 2.2: Macrotensões residuais em cilindro de aço temperado.

2. Microtensões são tensões residuais que estão equilibradas nos limites dos contornos de um grão ou de grãos vizinhos (MACHERAUCH; WOHLFAHRT, 1977). A microtensão cobre uma distância de um grão ou de parte de um grão. Pode ocorrer entre fases diferentes e ter características físicas diferentes entre partículas (como precipitados e inclusões), ou na matriz (LU; JAMES; ROY, 1996). Um exemplo de microtensão está ilustrado na Figura 2.3.

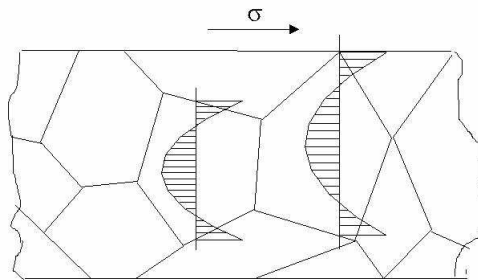


Figura 2.3: Microtensões residuais homogêneas.

3. Submicrotensões são as tensões residuais que estão equilibradas nos limites de uma, ou de algumas células unitárias. Isso é chamado de distorção elástica da estrutura, que caracteriza-se através do deslocamento de alguns átomos da rede cristalina de sua posição de equilíbrio (MACHERAUCH; WOHLFAHRT, 1977). Este tipo de tensão cobre distâncias interatômicas dentro de um grão (LU; JAMES; ROY, 1996).

2.1.2 Causas do Surgimento

As tensões internas em estruturas metálicas, podem ser consideradas como sendo de dois tipos: tensões internas atuantes, devido a esforços aplicados, e tensões internas residuais que permanecem no material, após ter cessado o esforço externo que lhe deu origem. As tensões residuais podem ter origem em diversas causas, como por exemplo:

- ▶ Deformação plástica heterogênea;
- ▶ Tensões de origem térmica;
- ▶ Transformações de fase;
- ▶ Processo de fabricação como soldagem, brasagem, *cladding*, eletrodeposição, usinagem;
- ▶ Tratamento mecânico, tais como laminação, corte, extrusão, dobramento, forjamento, *shot-peening*, dentre outros;
- ▶ tratamentos termoquímicos, incluindo tratamentos térmicos como a têmpera, o laser e o plasma, além da carburetação, nitretação, endurecimento ou a combinação destes tratamentos.

As tensões residuais podem ser oriundas de regiões diferentes devido ao ajuste imperfeito, onde aparecem folgas. Estes desajustes podem ser causados, por exemplo pela deformação plástica de uma barra dobrada, por soldagem, dentre outros. Podem ainda ser ocasionados por gradientes térmicos existentes na solda (WITHERS; BHADESHIA, 2001b).

Tensões residuais devido a transformações são introduzidas de forma não intencional durante a fabricação e podem ter amplo efeito na tensão. Mudanças de fase são associadas com a transformação das deformações devido à mudança da estrutura do cristal. A transformação ocorre de duas maneiras. A primeira é displaciva, onde uma nova estrutura é produzida pela deformação aparente do cristal. A segunda é a transformação reconstitutiva envolvendo a difusão não-coordenada de todos os átomos. A transformação reconstitutiva causa uma ampla mudança no volume, o qual é em geral isotrópico. A displaciva envolve uma combinação de um cisalhamento e de uma deformação dilatacional na direção normal ao plano que

contém o cisalhamento. A deformação associada com a transformação displaciva é conhecida como deformação plano-invariante, uma vez que não ocorre distorção ou rotação do plano inicial (WITHERS; BHADESHIA, 2001a).

Tensões Residuais na Soldagem

As tensões de soldagem são tensões residuais internas em equilíbrio, que permanecem na estrutura após a execução da operação de soldagem. As tensões residuais são geradas por escoamentos parciais localizados que ocorrem durante o ciclo térmico de soldagem (GUROVA, 1997).

A operação de soldagem é caracterizada por um aquecimento extremamente localizado, pelo qual o material fica sujeito a variações volumétricas localizadas, além de transformações microestruturais e mudança de propriedades. Como resultado, um intenso processo de deformações desenvolvem-se na ZF (zona fundida) e ZAC (zona termicamente afetada pelo calor) (MODENESI; SANTOS, 2001). A tensões

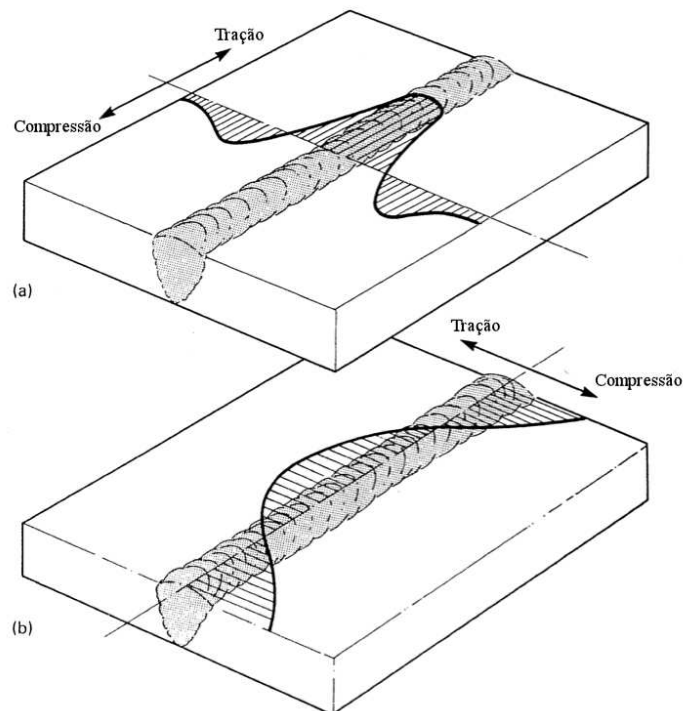


Figura 2.4: Distribuição de tensões residuais. a) Tensão longitudinal em uma solda. b) Tensão transversal em uma soldagem de passe único.

residuais em uma soldagem de passe único é predominantemente trativa e balanceada por tensões compressivas nas zonas mais afastadas da solda, como ilustrado na

Figura 2.4. De acordo com Modenesi (2001), a distribuição de tensões transversais é caracterizada, em soldas isoladas por valores menores de tensões que as longitudinais.

Ocorrem na solda deformações plásticas de até 5%. Estas deformações são muito localizadas e são acomodadas pelo desenvolvimento de tensões elásticas e por alterações no formato de toda a estrutura soldada. Tensões transientes são desenvolvidas durante a operação de soldagem e variam com o tempo enquanto existirem diferenças apreciáveis de temperatura na estrutura. Tensões residuais são as tensões internas remanescentes na estrutura final do processo, após ela atingir a temperatura ambiente. Distorções são mudanças permanentes de forma e dimensão e podem ocorrer na estrutura como resultado de todo este processo. Tensões transientes e residuais podem afetar as propriedades do componente soldado e propiciar o aparecimento de descontinuidades, particularmente trincas, afetando o seu desempenho em serviço (MODENESI; SANTOS, 2001). Uma consideração metalúrgica importante é que a deformação plástica causada por soldagem no resfriamento gera uma densa rede de discordâncias (BAILEY, 1994).

A Figura 2.5 ilustra o aparecimento de tensões residuais como resultado de uma operação de soldagem. Estas tensões surgiram por estarem sujeitas a diferentes taxas de expansão e contração, comparando-se com as outras seções ao redor da solda (EASTERLING, 1983). Na seção *AA*, supondo-a afastada o suficiente da poça de fusão, não existem gradientes térmicos ao longo da direção *y* e o material está isento de tensões. Na seção *BB*, o material aquecido tende a se expandir sendo contudo, impedido pelas regiões mais frias da peça. Geram-se assim tensões de compressão em regiões próximas à zona fundida e tensões de tração nas regiões um pouco mais afastadas da solda. Quando estas tensões atingem o limite de escoamento, o material aquecido deforma-se plasticamente em compressão. No resfriamento e após a solidificação da solda, o material aquecido passa a se contrair, sendo novamente restringido pelas regiões mais frias. Assim, seção *CC*, surgem tensões de tração na região do cordão e tensões de compressão nas regiões adjacentes. Estas tensões aumentam de intensidade e podem chegar a níveis próximos ao limite de escoamento do material após o resfriamento completo da solda (seção *DD*) (MODENESI, 2001; EASTERLING, 1983).

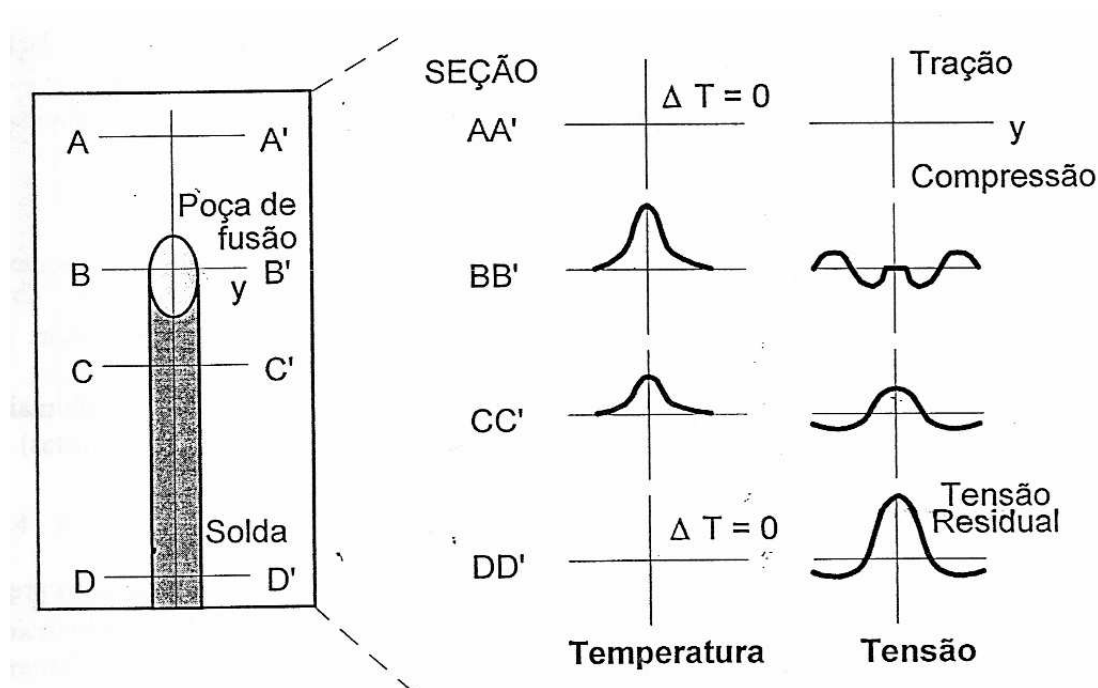


Figura 2.5: Origem de tensões residuais em soldagem.

2.1.3 Influência nas Propriedades Mecânicas

Submetidos a Esforço de Tração

Com as tensões residuais em equilíbrio, são possíveis dois tipos gerais de distribuição do estado de tensões. No primeiro tipo, as tensões residuais são compressivas na superfície e trativas no interior. No segundo, o material apresenta tensões residuais trativas na superfície e compressivas no interior (GUROVA *et al.*, 1997).

Ao se realizar o ensaio de tração uniaxial, as regiões com tensão residual trativa atingem a deformação plástica com tensão aplicada menor que o limite de escoamento. Entretanto, nas regiões que apresentam tensões residuais compressivas ocorre o inverso (WILKS; NOWELL; HILLS, 1993).

Nos estudos desenvolvidos por Gurova *et al.* (1997) sobre a variação de tensões residuais compressivas, introduzidas por *shot-peening*, mostraram que as tensões residuais longitudinais ao eixo de tração são revertidas de compressivas para trativas, já no início do processo de deformação plástica. Gurova *et al.* (1998) apresenta o modelo mecânico-matemático explicativo deste comportamento.

Submetidos a Esforço de Fadiga

As tensões residuais superficiais possuem uma grande importância para materiais de engenharia, quando submetidos à fadiga, pois as trincas de fadiga geralmente começam na superfície.

Geralmente, supõe-se que as tensões residuais compressivas aumentam sua resistência à fadiga e as tensões residuais trativas a diminuem. Este ponto de vista é confirmado por vários autores como Wilks, Nowell e Hills (1993), Leide (1977), Gurney (1977), Belló *et al.* (1994), Kodama (1971) e Okamoto e Nakamura (1992).

Pode haver aumento do limite de resistência à fadiga do aço, com a introdução de tensões residuais compressivas de polimento mecânico. Por outro lado, estas tensões introduzidas em aço por jateamento e nitretação podem influir acentuadamente sobremaneira na resistência à fadiga. O aumento de resistência à fadiga pode ser explicado da seguinte maneira: a propagação da trinca de fadiga sempre ocorre em uma região onde existem tensões residuais trativas, as quais também contribuem para o surgimento destas trincas. As microtensões decrescem com a deformação plástica e desaparecem durante ciclos de fadiga, independentemente se as fases estão com tensão trativa ou compressiva.

Cohen e Noyan (1987) constataram que as microtensões decrescem com a deformação plástica e desaparecem durante ciclos de fadiga, independentemente se há tensões trativas ou compressivas. Outros autores mostraram que as microtensões crescem com o aumento da deformação plástica, ressaltando que a fase austenítica sempre está com tensão trativa e a fase ferrítica com tensão compressiva (HANNUS; ERICSSON, 1995).

Zeller (1992) analisou a influência de tensões residuais superficiais, introduzidas por *shot-peening*, no limite de resistência à fadiga em aço austenítico. O autor concluiu que o limite de resistência à fadiga aumenta com o *shot-peening*. Por outro lado, ele constatou que houve um acentuado alívio das tensões residuais compressivas durante o processo de fadiga, .

2.1.4 Métodos de Determinação de Tensões Residuais

Durante as últimas décadas, vários métodos qualitativos e quantitativos de determinação de tensões residuais foram desenvolvidos. De uma maneira geral, os métodos de determinação de tensões residuais podem ser divididos em dois grupos

distintos:

- ▶ Métodos destrutivos;
- ▶ Métodos não destrutivos.

Os métodos destrutivos são baseados na destruição do estado de equilíbrio das tensões residuais no componente ou material a ser analisado. Desta forma, as tensões residuais podem ser determinadas pelo seu alívio. Contudo, somente é possível a determinação das tensões conseqüentes deste alívio. Na maioria dos casos, a mudança de deformação do material é um parâmetro a ser estudado (JUNIOR, 2003; GUROVA, 1997). O procedimento para determinação das tensões pode ser descrito da seguinte forma:

- i. Criação de um novo estado de tensões por usinagem ou remoção de camadas;
- ii. Detecção das mudanças locais de tensão pela medida da deformação ou deslocamento;
- iii. Cálculo das tensões residuais como função da deformação medida, tendo como base a teoria da elasticidade(abordagem analítica ou por elementos finitos).

Nos últimos anos, o progresso da tecnologia aumentou a precisão e os procedimentos de cálculo para os métodos de determinação de tensões residuais. Os métodos destrutivos mais usados são:

- ▶ Método da perfuração ou *strain gage*;
- ▶ Métodos da remoção de camadas;
- ▶ Métodos da amostragem;
- ▶ Métodos da trepanação.

Os métodos não destrutivos são baseados na relação entre os parâmetros físicos ou cristalográficos, e as tensões residuais (JUNIOR, 2003). Os métodos não destrutivos mais usados são:

- ▶ Método magnético;

- ▶ Métodos ultrasônico;
- ▶ Métodos por difração de Raios-X;
- ▶ Métodos por difração de neutrons;
- ▶ Métodos elétrico.

2.2 Tensometria de Raios-X

2.2.1 Histórico dos Raios-X

A descoberta dos Raios-X se deu a partir de experimentos com os tubos catódicos, equipamentos exaustivamente utilizados em experimentos no final do século XIX que consistiam em um tubo de vidro, ligado a uma bomba de vácuo, onde era aplicada uma diferença de potencial entre dois terminais opostos, gerando uma corrente elétrica dentro do tubo.

No final do século XIX, foi estabelecido que os raios provenientes do cátodo eram absorvidos pela matéria e que a sua absorção era inversamente relacionada com a voltagem de aceleração. Também foi observado que a incidência desta radiação em alguns cristais gerava a emissão de luz visível, chamada fluorescência.

Em 1896, Thomson demonstrou que os raios oriundos do cátodo eram compostos por pequenas partículas carregadas negativamente igual a $1/1800$ do menor átomo (hidrogênio). Essa partícula passou a ser chamada de elétron, e teve sua carga absoluta ($1,601 \times 10^{-19}C$) medida por Robert Milikan em 1910.

O físico alemão Wilhelm Conrad Röntgen passou a estudar os chamados raios catódicos (nome utilizado na época para designar o fluxo de elétrons gerado no tubo) em 1894, e no ano seguinte começou a observar a radiação que seria denominada de Raios-X, por sua natureza desconhecida.

Primeiramente, Röntgen verificou que um papel pintado com platino-cianeto de bário na mesma mesa do tubo fluorescia mesmo com o tubo completamente envolto em papelão preto. A radiação tinha propriedades semelhantes à da luz, mas não era possível que fosse esse tipo de radiação, uma vez que o experimento havia sido feito com o tubo blindado. Todavia, após perceber a sombra de um fio metálico sobre o papel fluorescente, Röntgen entendeu a radiação como uma forma de luz invisível.

Percebendo que se tratava de algo novo, a radiação passou a ser estudada exaustivamente por ele. Dessa forma descobriu-se suas principais propriedades: propagação em linha reta (daí formar sombras bem delimitadas), alta capacidade de penetração, indiferença a campos magnéticos e capacidade de impressionar chapas fotográficas.

Tais propriedades ora aconteciam com a luz, ora aconteciam com os raios catódicos. Tentativas de verificar reflexão, refração ou difração foram feitas, contudo não obtiveram sucesso. Assim, Röntgen supôs que era algo diferente de todas as radiações conhecidas, chegando a sugerir que fossem ondas eletromagnéticas longitudinais.

Após o estudo da radiação, Röntgen publicou um trabalho sobre a nova radiação e enviou separadas do artigo para vários cientistas influentes da época acompanhada de algumas radiografias. Na Figura 2.6 é mostrada a radiografia tirada da mão da esposa de Röntgen.



Figura 2.6: Radiografia feita por Röntgen em 1895, mostrando a mão de sua esposa.

Sua descoberta espalhou-se muito rapidamente, e a sua principal aplicação, a radiografia, passou a ser utilizada pelos hospitais e mais tarde, pelas indústrias em todo o mundo. Com o seu feito; Röntgen foi premiado com o primeiro prêmio Nobel de Física.

Röntgen já havia verificado que ânodos de metais pesados emitiam Raios-X mais penetrantes que aqueles emitidos por ânodos de metais mais leves. Barkla verificou que havia uma radiação característica para cada metal utilizado como alvo, o que foi explicado pelo modelo atômico de Niels Bohr. Tal contribuição rendeu a Barkla

o prêmio Nobel de Física em 1917.

O estudo da difração dos Raios-X em cristais se deu com Laue a partir de 1912, quando este cientista esteve discutindo aspectos da propagação da luz em cristais com P. P. Ewald, que estava desenvolvendo sua tese de doutorado sobre o assunto. Chamou a atenção de Laue o modelo teórico de Ewald para os cristais que consistia em pequenos osciladores espaçados periodicamente em três dimensões, com distâncias da ordem 10^{-8} cm. Experimentos foram feitos para detectar o fenômeno e, em 1912, Laue conseguiu obter o primeiro diagrama de difração, utilizando o sulfato de cobre. Aplicando seus conhecimentos sobre a difração da luz por grades de uma e duas dimensões, Laue formulou uma teoria de difração de Raios-X para estruturas tridimensionais (cristais), obtendo assim o prêmio Nobel de Física em 1912 (SASAKI; BLEICHER, 2002).

2.2.2 Propriedades dos Raios-X

2.2.2.1 Ondas e Fótons

Os Raios-X são ondas eletromagnéticas na região de um Ångström ($10^{-10}m$). A Figura 2.7 representa um feixe monocromático, onde a direção do feixe é tomada ao longo do eixo z , perpendicular ao campo elétrico (E) e ao campo magnético (H).

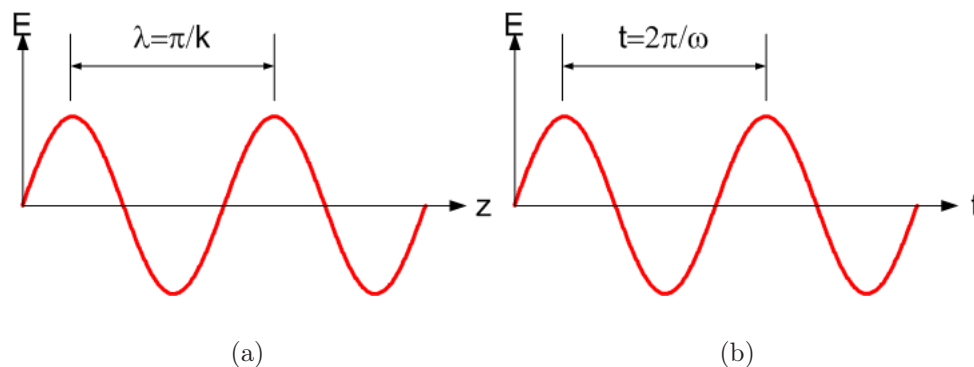


Figura 2.7: Representações esquemáticas de ondas eletromagnéticas no plano. (a) Variação espacial, descrita pelo comprimento de onda. (b) Variação temporal descrita pelo período T .

O topo da Figura 2.7 mostra a dependência espacial do campo eletromagnético no tempo. Esta é caracterizada pelo comprimento de onda λ ou pelo equivalente

número de onda (k), representado pela Equação 2.2:

$$k = 2 \times \frac{\pi}{\lambda} \quad (2.2)$$

A intensidade do feixe é dada pelo número de fótons passando através de uma dada área por unidade de tempo. A relação numérica entre o comprimento de onda em Å e o fóton de energia em keV é dado pela equação 2.3:

$$\lambda = \frac{h \cdot c}{E} = \frac{12.398}{E} \quad (2.3)$$

Um fóton de Raios-X interage com um átomo de duas maneiras: ele pode ser espalhado ou absorvido. Quando os Raios-X interagem com uma densidade média de um amplo número de átomos ou moléculas, é mais conveniente tratar o material com um *continuum* (MCMORROW; MCMORROW, 2001).

2.2.2.2 Espalhamento

Considerando inicialmente o espalhamento de Raios-X por um simples elétron. Na descrição clássica de espalhamento, o campo elétrico de um feixe de Raios-X incidente excita uma força nas cargas eletrônicas, a qual acelera e irradia a onda espalhada. Para a mecânica clássica, o espalhamento é elástico quando o comprimento da onda espalhada é o mesmo da onda incidente. Para a mecânica quântica a afirmação não é a mesma, visto que a energia pode ser transferida para o elétron, uma vez que o fóton espalhado tem uma frequência relativa menor que a incidente. Este é o espalhamento inelástico conhecido como efeito Compton.

A unidade elementar de espalhamento de Raios-X em um átomo é um elétron. O elétron será forçado a vibrar quando colocado em um campo elétrico de um feixe de Raios-X incidente. A vibração do elétron atua como uma fonte de radiação. Considerando o efeito do espalhamento por um átomo com Z elétrons, o campo da radiação espalhada é uma superposição de contribuições proveniente de diferentes elementos de volume da distribuição de carga. O próximo grau de complexidade é a molécula que é composta de átomos. Assim como nos átomos, o comprimento de espalhamento deve ser acrescido de um fator de forma. Para cristais, o espalhamento obedece a lei de Bragg. O espalhamento por um átomo, molécula e por um cristal é esquematizado na Figura 2.8 (MCMORROW; MCMORROW, 2001).

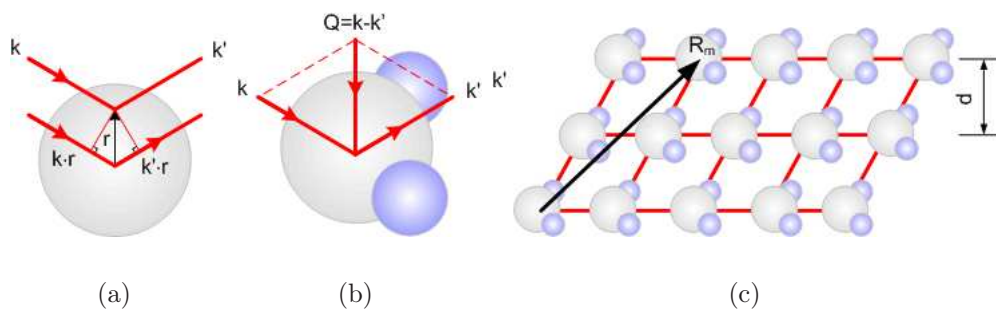


Figura 2.8: a) Espalhamento de um átomo, b) molécula. c) cristal.

2.2.2.3 Absorção

Um fóton de Raios-X é absorvido por um átomo. O excesso de energia é transferida para um elétron, o qual é expelido do átomo, deixando o átomo ionizado. Este processo é denominado absorção fotoelétrica.

Quando um fóton de Raios-X expelle um elétron de uma camada mais interna, ele cria um vazio na camada. A Figura 2.9 ilustra o caso de um elétron excitado da camada K. O vazio é posteriormente ocupado por um elétron de uma camada mais externa (camada L), com a emissão simultânea de um fóton com a energia igual a diferença entre a energia de ligação entre as camadas K e L. A radiação emitida é conhecida como fluorescência.

A camada K também pode ser preenchida por outro elétron de uma camada mais externa, conforme ilustrado na Figura 2.9(c). Esta emissão secundária de um elétron é denominada *Auger Electron*, nomeada em homenagem a um físico francês que primeiro descobriu o processo (MCMORROW; MCMORROW, 2001).

2.2.2.4 Refração e Reflexão

A interação do fóton de Raios-X com a matéria foi discutida a nível atômico. Entretanto, desde que os Raios-X são ondas eletromagnéticas, pode-se esperar que fenômenos de refração ocorram entre diferentes interfaces. O índice de refração (n) dos Raios-X pode ser expresso pela equação 2.4:

$$n = 1 - \delta + i\beta \quad (2.4)$$

em que δ é da ordem 10^{-5} em materiais sólidos. A parte imaginária β é usualmente menor que δ . Os valores de n são menores que 1. A lei de Snell relata a relação

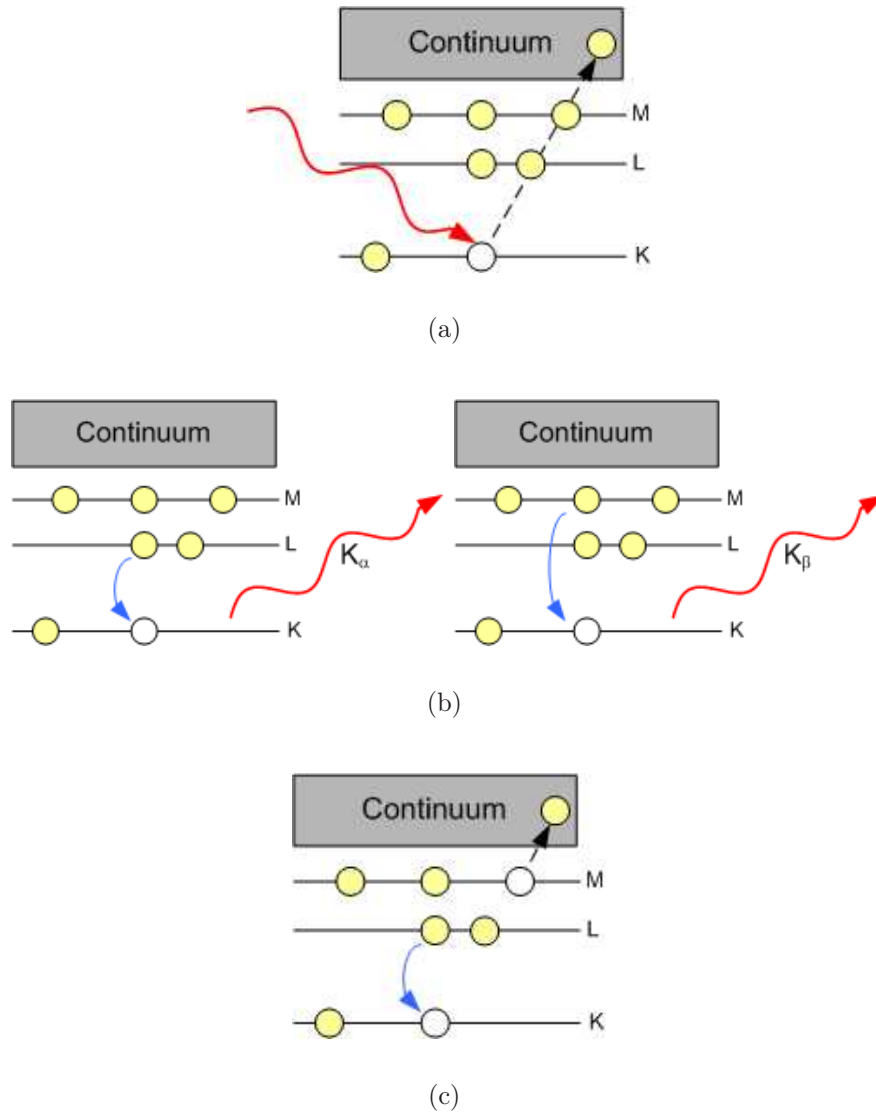


Figura 2.9: Diagrama esquemático dos níveis de energia de um átomo. a) Processo de absorção fotoeletrônica. b) Emissão de fluorescência. c) Emissão do elétron Auger.

entre o ângulo incidente α e o ângulo refratado α' como ilustra a Equação 2.5:

$$\cos\alpha = n\cos\alpha' \quad (2.5)$$

Para ângulos de incidência menores que o ângulo crítico ocorre reflexão total, como indicado na Figura 2.10(a). A reflexão total tem várias implicações importantes tais como: reflexão total de superfícies curvadas capazes de focalizar a imagem como mostrado na Figura 2.10(b) e a ocorrência da onda evanescente que se propaga paralelamente à superfície de incidência, vide Figura 2.10(c) (MCMORROW; MCMORROW, 2001).

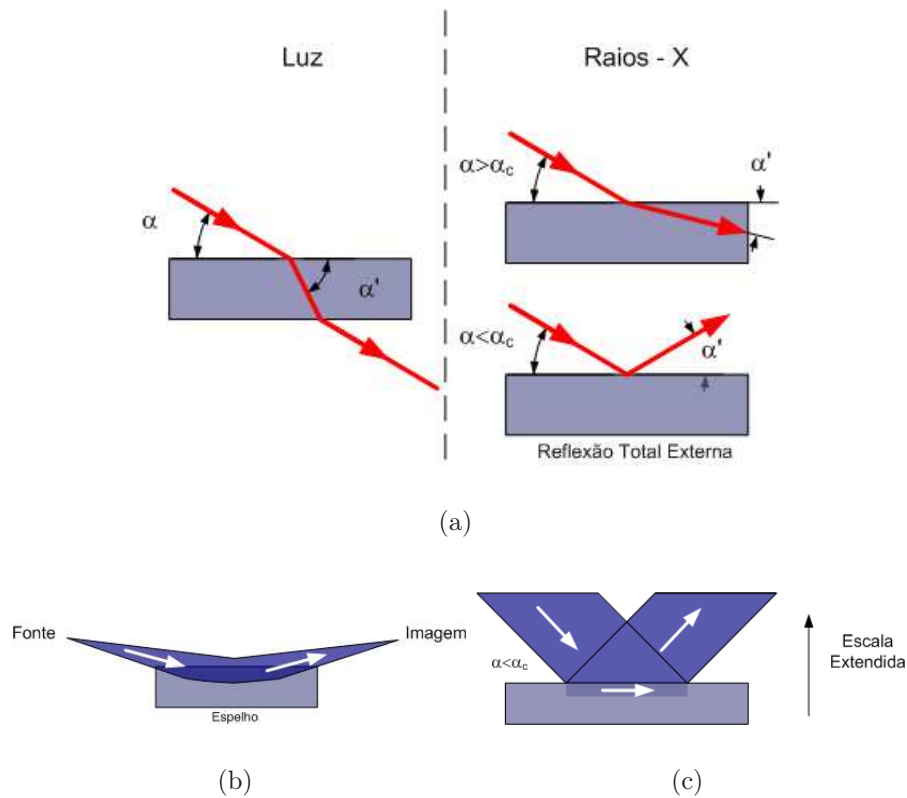


Figura 2.10: a) Refração e reflexão dos Raios-X. b) Focalização dos Raios-X no espelho. c) Onda evanescente.

2.2.2.5 Coerência

Uma idealização assumida é a propagação do feixe de Raios-X em uma onda de estado plano perfeito. A coerência do feixe real depende de dois fatores: a fonte e o monocromador, podendo propagar-se de forma não monocromática e em uma direção não definida.

2.2.3 Cristais e suas Estruturas

Um cristal pode ser definido como um sólido composto de átomos arranjados em um padrão periódico existente em três dimensões. Os cristais diferem dos líquidos e gases em virtude dos arranjos atômicos que não requerem periodicidade. Todavia, nem todos os sólidos são cristalinos, alguns são amorfos. Um ponto de rede é definido como um conjunto de pontos no espaço, sendo cada ponto arranjado com vizinhos idênticos (CULLITY; STOCK, 2001).

A célula unitária, mostrada na Figura 2.11, é a menor unidade representativa que mantém a periodicidade dentro de uma cristalina. É representada pelos parâmetros de rede a , b e c (vetores de que definem as dimensões da célula unitária) e pelos ângulos entre os eixos α , β e γ .

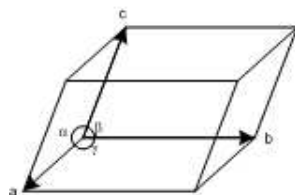


Figura 2.11: Célula unitária.

As células unitárias podem ser de várias formas, dependendo de como os planos estão arranjados. Além dos parâmetros de rede, considera-se a localização dos átomos nas células unitárias. Estas informações definem os sistemas cristalinos, os quais permitem a classificação dos cristais.

Em 1848, o cristalógrafo francês Bravais trabalhou com os arranjos possíveis dos sistemas cristalinos chegando a 14 possibilidades, sendo mais denominadas de redes Bravais, conforme ilustrado na Tabela 2.2.3 (CULLITY; STOCK, 2001).

As Redes Bravais e os cristais reais exibem diversos tipos de simetria. Um corpo ou estrutura é dito simétrico quando parte de seus componentes estão arranjados como uma balança. Em termos de operações, a performance do corpo coincide com ele mesmo, sendo chamadas de operações simétricas. Existem quatro tipo de operações macroscópicas de simetria: reflexão, rotação, inversão e rotação com inversão (CULLITY; STOCK, 2001).

Uma direção cristalográfica é definida como linha entre dois pontos ou um vetor. Para determinar a direção de um vetor os seguintes passos são adotados:

Tabela 2.1: Redes Bravais

Sistema	Comprimento dos eixos e ângulos	Redes Bravais	Símbolo de Rede
Cúbica	$a=b=c ; \alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$	Simples Corpo centrado Face centrada	P I F
Tetragonal	$a=b \neq c ; \alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$	Simples Corpo centrado	P I
Ortorrômbica	$a \neq b \neq c ; \alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$	Simples Corpo centrado Base centrada Face centrada	P I C F
Romboédrica	$a=b=c ; \alpha = \beta = \gamma \neq 90^\circ$	Simples	R
Hexagonal	$a=b \neq c ; \alpha = \beta = 90^\circ \quad \gamma = 120^\circ$	Simples	P
Monoclínico	$a \neq b \neq c ; \alpha = \gamma = 90^\circ \neq \beta$	Simples Base centrada	P C
Triclínico	$a \neq b \neq c ; \alpha \neq \beta \neq \gamma \neq 90^\circ$	Simples	P

- ▶ Um vetor de um dado comprimento tem sua origem posicionada no centro do sistema de coordenadas;
- ▶ O comprimento da projeção do vetor em cada um dos eixos é determinado; representando as medidas das células unitárias (a, b e c);
- ▶ Estes três números são multiplicados ou divididos por um fator comum de redução a fim de obter menores valores de integração;
- ▶ Os três índices não se separam por vírgulas, são expressos da seguinte forma: [uvw]. Os números inteiros u, v e w correspondem a projeções reduzidas ao longo do eixo x, y e z respectivamente. Para sistemas cristalinos os planos cristalográficos são representados pelos índices de Miller (hkl). Quaisquer dois planos paralelos possuem índices de Miller equivalentes. O procedimento empregado na determinação dos índices é como segue:
 - i. Se o plano passa através da origem selecionada, outro plano paralelo deve ser construído dentro da célula unitária por uma translação apropriada;
 - ii. Neste ponto o plano cristalográfico intercepta ou está paralelo a cada um dos três eixos; o comprimento da intersecção planar para cada eixo é

determinada em termos de parâmetros de rede a , b e c ;

- iii. Os números recíprocos destes números são tomados. Um plano que é paralelo a este eixo pode ser considerado como tendo uma intersecção no infinito e índice zero;
- iv. Se necessário, estes três números são modificados para o menor inteiro pela multiplicação ou divisão de fator comum;
- v. Finalmente, os números inteiros não separados por vírgulas são representados da forma (hkl) (CALLISTER, 2001).

2.2.4 Lei de Bragg

A oscilação do campo elétrico de uma onda de luz interagirá com os elétrons da matéria podendo causar espalhamento coerente. É sabido desde os tempos de Christian Huygens (1629-1695) que cada ponto espalhado pode ser tratado com uma nova fonte de ondas esféricas. Então, ondas espalhadas de dois objetos se expandiram no espaço a sua volta até que eles se interfiram mutuamente. Esta interação produzirá interferência construtiva em certos ângulos e destrutiva em outros. O tipo de interferência depende da distância entre os espalhadores e do comprimento de onda da radiação. Quando um arranjo de objetos periódicos espalha radiação coerente, a interferência construtiva em certos ângulos é denominado difração. Se os espalhadores são linhas postas na superfície, separadas por uma distância fixa de 0.5 m, então, o efeito de interferência será visto pela radiação com comprimentos de onda na região da luz visível do espectro. Este espalhador é denominado grade de difração (JENKINS; SNYBER, 1999)

Um cristal pode difratar uma onda monocromática em um número diferente de direções no espaço tridimensional. Os ângulos de difração dependem apenas das relações periódicas dos átomos que constituem o cristal. A primeira descrição da difração de Raios-X por um cristal foi desenvolvida por Max Von Laue, que descreveu o efeito com produtos escalares em três equações. Em 1913, William Henry Bragg e seu filho William Lawrence Bragg desenvolveram uma maneira mais simples de entender e prever o fenômeno da difração de um cristal.

Na Figura 2.12, três planos cristalinos são mostrados, podendo ser descritos através dos índices de Miller. A analogia de Bragg vê o feixe incidente de Raios-X vindo da esquerda e refletindo em cada plano de famílias. Assume-se inicialmente

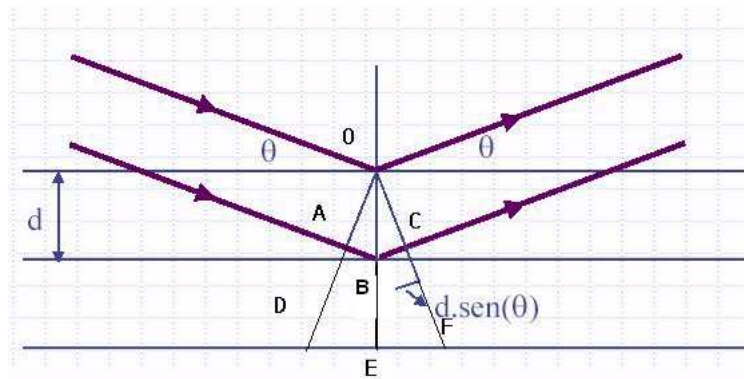


Figura 2.12: Lei de Bragg vista por uma analogia óptica de planos cristalinos refletindo Raios-X.

que as ondas estão em fase e refletem em cada plano. Na reflexão, a lei de Snell requer que o ângulo de incidência e o ângulo de reflexão sejam iguais. Na Figura 2.12, a onda refletida de um segundo plano deve viajar uma distância ABC a mais que a onda no topo do primeiro plano. Similarmente, a onda refletida no terceiro plano deve viajar DEF a mais. Então, todas as ondas refletidas nos planos abaixo da superfície serão retardadas com relação a primeira, causando interferência. A geometria plana mostra que, para haver interferência construtiva, a distância ABC tem de ser exatamente igual a um número inteiro de comprimentos de onda (λ) e o ângulo igual a 2θ . A reflexão de todos os planos cristalinos mais distantes da superfície emergirão emergir na fase, produzindo interferência construtiva conhecida como difração. Pelo triângulo OAB chega-se à equação que expressa a lei de Bragg (JENKINS; SNYBER, 1999). As distâncias AB e BC podem ser obtidas tomando o seno θ , conforme ilustra a equação 2.6:

$$AB = d \cdot \text{sen}\theta \quad (2.6)$$

Quando ocorre difração $ABC = n\lambda$; então a equação de Bragg resulta na Equação 2.7:

$$n\lambda = 2 \cdot d \cdot \text{sen}\theta \quad (2.7)$$

2.2.5 Medição de Tensões Residuais por Difração de Raios-X

Nos cristais existe uma quantidade considerável de imperfeições. Entre elas podemos destacar o estado não uniforme de deformação de metais e ligas. Quando um material metálico policristalino é deformado plasticamente, por exemplo por

laminação, escorregamentos irão ocorrer em cada grão, com conseqüência eles mudarão de forma, tornando-se alongados na direção de laminação

A difração de Raios-X tem a característica particular de permitir a identificação das tensões superficiais, possibilitando a estimativa da resistência à fadiga dos materiais. Além disso, usando a técnica de remoção de camadas, é possível se obter o perfil de tensões residuais com relação à profundidade (JUNIOR, 2003). As tensões residuais determinadas usando difração de Raios-X são representadas pela média aritmética das tensões em um volume de material definido pela área irradiada, a qual pode variar de alguns centímetros quadrados até a menos que um milímetro quadrado, bem como com relação a profundidade de penetração do feixe de Raios-X. Medidas sub-superficiais são necessárias para determinar com precisão a distribuição de tensões produzidas pela usinagem, *shot-peening*, dentre outros (PREVÉY, 1996).

O método de tensometria por difração de Raios-X depende da regularidade do espaçamento entre os planos atômicos. Quando um feixe de Raios-X monocromáticos incide sobre um material, ocorre o espalhamento do mesmo pelos átomos que compõem o material. Como nos materiais cristalinos os átomos são organizados de maneira tridimensional em uma rede periódica, a distância entre os planos cristalográficos é uma característica do material. Desta forma, quando um feixe de Raios-X de comprimento de onda λ incide na superfície de um material segundo um ângulo de incidência θ , ocorre a difração, obedecendo a lei de Bragg. A deformação elástica de uma rede cristalina resulta, desta maneira, em uma variação da distância interplanar Δd , e conseqüentemente uma variação $\Delta\theta = \theta - \theta_0$ do ângulo de difração. Com isso, é possível utilizar a técnica da tensiometria por Raios-X, pois a tensão pode ser calculada pelas medidas de deformação e pela constante elástica do material (JUNIOR, 2003).

Para se obter uma melhor sensibilidade do método por exemplo, conseguir picos mais largos ($\Delta\theta$) para uma dada deformação da rede ($\Delta d/d$), deve-se escolher o pico de difração para o maior ângulo Θ possível. Para cada tipo de material, um comprimento de onda λ e um parâmetro de rede é selecionado para preencher esta condição. Por exemplo, para a análise de um aço ferrítico (ou martensítico) pode-se usar os planos 211 com um comprimento de onda de $\lambda = 2.2911\text{\AA}$ for usado. Este comprimento de onda é produzido por um tubo anódico de cromo (LU; JAMES; ROY, 1996).

As medidas de tensões residuais são aplicáveis para materiais cristalinos de grãos

finos que produzem pico de difração aceitável e estão livres da interferência de alta reflexão por orientações existentes na superfície da amostra. Ambas macro e microtensões podem ser determinadas independentemente. As macrotensões são determinadas pela medida da deformação na direção em um ponto e produzem distorções uniformes de muitos cristais simultaneamente, mudando a posição do pico difratado para medição de tensões residuais. Já as microtensões são causadas pelas variações na deformação entre os cristalitos ligados pela discordâncias dentro dos grãos, atuando sobre distâncias menores que as dimensões dos cristais, além disto elas variam de ponto a ponto dentro dos cristais, produzindo uma região dentro da rede cristalina com a largura do pico de difração maior (PREVÉY, 1996).

O método de difração de Raios-X é analisado inicialmente para o caso de tensão uniaxial, onde a tensão atua em uma única direção, embora esta condição seja rara na prática (CULLITY; STOCK, 2001).

Considerando uma barra cilíndrica de área seccional A tensionada elasticamente por um força F , conforme ilustra a Figura 2.13. Há uma tensão $\sigma_y = F/A$ aplicada na direção y , mas nenhuma nas direções x ou z . A tensão atuante é a normal, embora seja encontrada também tensões cisalhantes, as quais não são medidas diretamente pela difração de Raios-X. A tensão σ_y produz uma deformação ε_y na direção y dada pela Equação 2.8:

$$\varepsilon_y = \frac{\Delta L}{L} = \frac{L_f - L_0}{L_0} \quad (2.8)$$

onde L_0 e L_f são os comprimento inicial e final da barra. A deformação é relacionada a tensão, conforme apresentado na Equação 2.9:

$$\sigma_y = E\varepsilon_y \quad (2.9)$$

A alongação na barra é acompanhada por uma diminuição do diâmetro D e as deformações nas direções x e z são dadas pela Equação 2.10:

$$\varepsilon_x = \varepsilon_z = \frac{D_f - D_0}{D_0} \quad (2.10)$$

onde D_0 e D_f são os diâmetros inicial e final da barra. Se o material é isotrópico, a deformação pode ser relacionada pela Equação 2.11:

$$\varepsilon_x = \varepsilon_z = \nu\varepsilon_y \quad (2.11)$$

onde ν é o coeficiente de Poisson para o material da barra. O valor de ν varia de 0,25 até cerca de 0,45 para a maioria dos metais e ligas (CULLITY; STOCK, 2001).

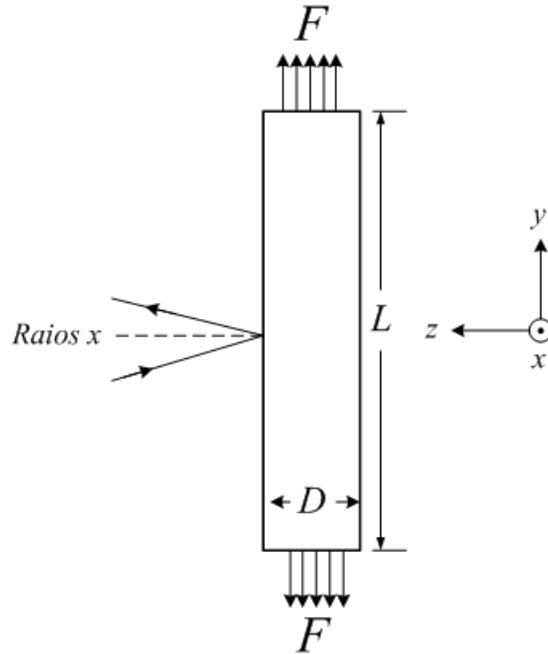


Figura 2.13: Barra em tensão pura, com os planos de difração paralelo ao eixo.

Para medir ε_y por Raios-X é necessário medir planos perpendiculares ao eixo da barra. Isto é praticamente impossível, pois os planos de difração paralelos ao eixo da barra são usados para fazer medidas com Raios-X por reflexão reversa, conforme ilustrado na Figura 2.13. A técnica de medição por Raios-X por reflexão reversa é essencial para garantir a precisão na medida do espaçamento planar. Para tensões elevadas no material ocorre apenas uma pequena modificação na distância interplanar d (CULLITY; STOCK, 2001). Isto resulta na medição da deformação na direção z , conforme apresentado na Equação 2.12:

$$\varepsilon_z = \frac{d_n - d_0}{d_0} \quad (2.12)$$

onde d_n é o espaçamento dos planos paralelo ao eixo da barra sob tensão e d_0 é o espaçamento dos mesmos planos com ausência de tensões. O índice n descreve o fato da difração do plano normal ser normal à superfície da amostra. Combinando

as Equações 2.9, 2.11 e 2.12 resulta na Equação 2.13:

$$\sigma_y = -\frac{E}{\nu} \left(\frac{d_n - d_0}{d_0} \right) \quad (2.13)$$

a qual dá a tensão requerida.

Deve ser observado que um grupo particular de grãos contribuem para a reflexão hkl paralelos à superfície da barra, como ilustrado na Figura 2.14; os quais são comprimidos pela tensão aplicada, ou seja, d_n é menor que d_0 . Grãos que são normais à superfície estão sendo tracionados (CULLITY; STOCK, 2001).

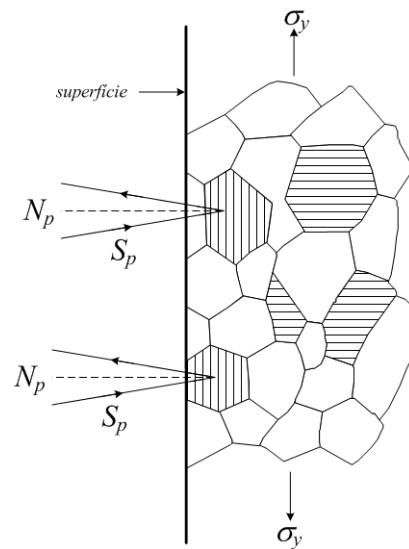


Figura 2.14: Difração de um agregado deformado, tensão no eixo vertical. N_p representa a difração do plano normal.

A variação d_{hkl} com a orientação ψ da normal de (hkl) é mostrado em coordenadas polares na Figura 2.15. O comprimento e a direção de qualquer vetor neste diagrama mostra o espaçamento e direção do plano normal, respectivamente, de uma dado conjunto de planos (hkl). Se a amostra não está tensionada, o vetor d_0 representa o raio de circunferência, identificada pelas linhas tracejadas na figura. Deve-se atentar que o espaçamento independe da orientação do plano. Isto não é verdade para amostras tensionadas, pois d_i aumenta com ψ ao longo da curva mostrada em linha cheia. As Figuras 2.15 b) e c) mostram as orientações do feixe de Raios-X requeridos para medir d_n e d_i . O espaçamento d_{hkl} varia com a orientação do cristal e, por esta razão, não há como usar métodos de extrapolação para medir

d_{hkl} com precisão. Ao invés do espaçamento, deve ser determinado a posição 2θ de uma linha de difração simples (CULLITY; STOCK, 2001).

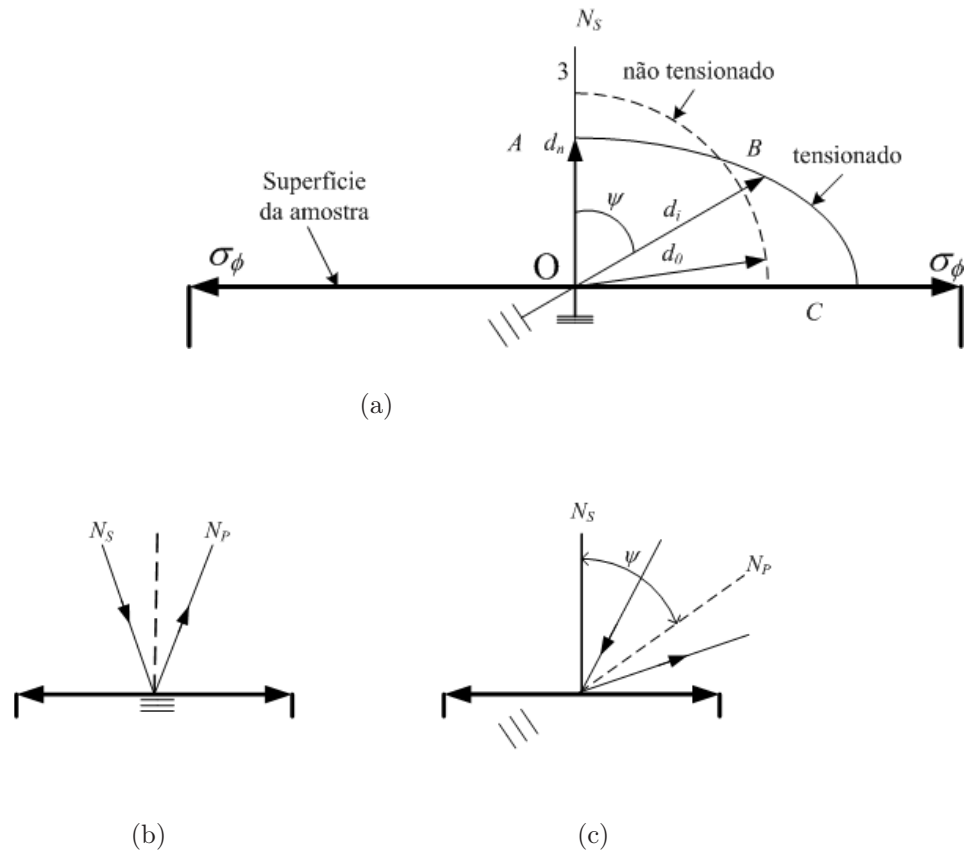


Figura 2.15: a) Diagrama do espaçamento planar. b) e c) Orientação do feixe de Raios-X em relação à amostra. N_s representa a normal da superfície da amostra e N_p a normal dos planos difratados.

Em um sistema de tensões qualquer, as tensões principais (σ_1 , σ_2 e σ_3) atuam ao longo da direção normal dos planos onde não ocorrem tensões de cisalhamento (CULLITY; STOCK, 2001).

Geralmente dois sistemas de coordenadas são usadas nas medidas por difração de Raios-X: a coordenada do sistema laboratorial (L_i) e a coordenada do sistema da amostra (S_i), conforme ilustra a Figura 2.16. O sistema laboratorial consiste em dois eixos onde as medidas de difração são feitas. Para difração hkl , L_3 é perpendicular a (hkl) e L_2 é coplanar com S_1 e S_2 . Observe que S_3 é perpendicular a N_s , S_1 e S_2 no plano da amostra. S_1 pode ser escolhido na direção paralela à direção de laminação (CULLITY; STOCK, 2001).

Em um material anisotrópico e elástico, a segunda ordem do tensor σ_{ij}

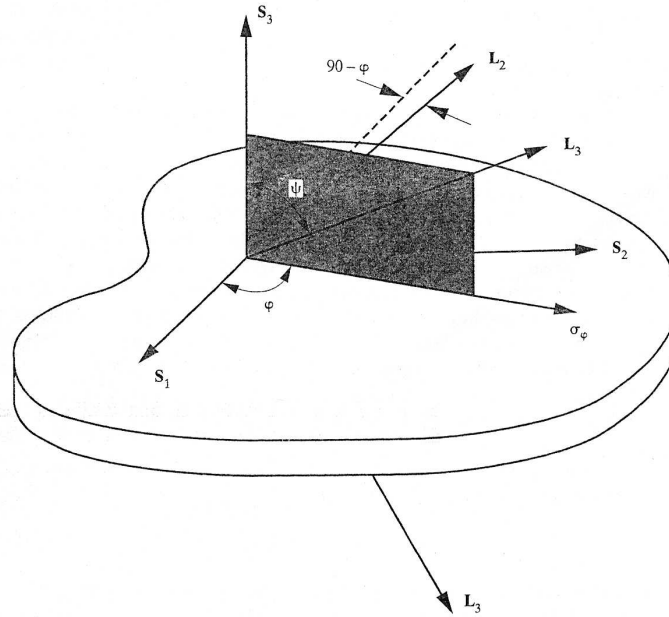


Figura 2.16: Ilustração dos sistemas usados nas medidas de tensão: S_i sistemas de coordenadas da amostra e L_i sistema de coordenadas do laboratório.

relacionado com o tensor deformação é dado pela Equação 2.14:

$$\sigma_{ij} = C_{ijkl}\varepsilon_{kl} \quad (2.14)$$

para i, j, k e $l = 1, 2$ ou 3 e a matriz de constantes elástica C_{ijkl} .

Similarmente, a deformação pode ser definida em termos das componentes de tensão através da Equação 2.15:

$$\varepsilon_{ij} = S_{ijkl}\sigma_{kl} \quad (2.15)$$

onde S_{ijkl} é matriz compliância elástica. Para um sólido elástico isotrópico, as constantes elásticas E e ν relacionam os tensores deformação e tensão através da Equação 2.16:

$$\varepsilon_{ij} = \frac{1 + \nu}{E}\sigma_{ij} - \delta_{ij}\frac{\nu}{E}\sigma_{kk} \quad (2.16)$$

onde δ_{ij} é o delta de Kroenecker é igual a 1 se $i = j$ e 0 se $i \neq j$ e subscrito duplo kk indica a soma $\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3$. De forma que podemos representar a deformação

pela Equação 2.17:

$$\begin{aligned}
\varepsilon_{11} &= \frac{1}{E} [\sigma_{11} - \nu (\sigma_{22} + \sigma_{33})] \\
\varepsilon_{22} &= \frac{1}{E} [\sigma_{22} - \nu (\sigma_{11} + \sigma_{33})] \\
\varepsilon_{33} &= \frac{1}{E} [\sigma_{33} - \nu (\sigma_{11} + \sigma_{22})] \\
\varepsilon_{23} &= \frac{1}{2\mu} \sigma_{23} \\
\varepsilon_{31} &= \frac{1}{2\mu} \sigma_{31} \\
\varepsilon_{12} &= \frac{1}{2\mu} \sigma_{12}
\end{aligned} \tag{2.17}$$

onde $\mu = E/[2(1 + \nu)]$ é próximo ao módulo de cisalhamento. Tensões normais à superfície livre definidas pelo vetor n_j devem ser zero na superfície, como mostra a Equação 2.18:

$$\sigma_{ij} \cdot n_j = 0 \tag{2.18}$$

e as equações de equilíbrio devem ser satisfeitas para cada ponto do material como mostra a Equação 2.19:

$$\sum_{j=1}^3 \frac{\partial \sigma_{ij}}{\partial x_j} = 0 \tag{2.19}$$

Também é necessário relacionar ε_{mn} de um sistema de coordenada para outro sistema. Isto é feito através dos cossenos diretores a_{mi} e a_{nj} , pela Equação 2.20 temos que:

$$\varepsilon_{mn} = a_{mi} a_{nj} \varepsilon_{ij} \tag{2.20}$$

onde a_{mi} define o cosseno entre o ângulo x_i no velho sistema de coordenadas e x_m no novo sistema. De forma que a relação entre a deformação ε_{33} no sistema de coordenadas S_i e ε_{kl} no sistema L_i é dado pela Equação 2.21:

$$\varepsilon_{33} = a_{3k} a_{3l} \varepsilon_{kl} \tag{2.21}$$

com a Equação 2.22:

$$a_{ik} = \begin{bmatrix} \cos \phi \cos \psi & \sin \phi \cos \psi & -\sin \psi \\ -\sin \phi & \cos \phi & 0 \\ \cos \phi \sin \psi & \sin \phi \sin \psi & \cos \psi \end{bmatrix} \tag{2.22}$$

para ângulos ϕ e ψ definidos na Figura 2.16. Após substituir a_{3k} e a_{3l} , temos a

Equação 2.23:

$$\begin{aligned} \varepsilon'_{33} = & \varepsilon_{11} \cos^2 \phi \sin^2 \psi + \varepsilon_{12} \sin 2\phi \sin^2 \psi + \varepsilon_{22} \sin^2 \phi \sin^2 \psi + \varepsilon_{33} \cos^2 \psi \\ & + \varepsilon_{13} \cos \phi \sin 2\psi + \varepsilon_{23} \sin \phi \sin 2\psi \end{aligned} \quad (2.23)$$

Em termos da tensão observamos a Equação 2.24:

$$\begin{aligned} \varepsilon'_{33} = & \frac{1+\nu}{E} \{ \sigma_{11} \cos^2 \phi + \sigma_{12} \sin 2\phi \sin^2 \phi + \sigma_{22} \sin^2 \phi - \sigma_{33} \} \sin^2 \psi + \frac{1+\nu}{E} \sigma_{33} \\ & - \frac{\nu}{E} (\sigma_{11} + \sigma_{22} + \sigma_{33}) + \frac{1+\nu}{E} \{ \sigma_{13} \cos \phi + \sigma_{23} \sin \phi \} \sin 2\psi \end{aligned} \quad (2.24)$$

A quantidade ε'_{33} medida nos ângulos ϕ e ψ ilustrados na Figura 2.16 é $(\varepsilon'_{33})_{\phi\psi}$. A diferença entre $d_{\phi\psi}$, o valor de d na amostra tensionada e medida no plano normal aos ângulos ϕ , ψ de S_i , e o valor de d_0 para o estado não-tensionado é relacionado com $(\varepsilon'_{33})_{\phi\psi}$ pela Equação 2.25:

$$(\varepsilon'_{33})_{\phi\psi} = \frac{d_{\phi\psi} - d_0}{d_0} \quad (2.25)$$

Análise da Tensão Biaxial e Triaxial

Tensões biaxiais tem tensores representados pela Equação 2.26:

$$\begin{bmatrix} \sigma_{11} & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_{22} & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix} \text{ ou } \begin{bmatrix} \sigma_{11} & \sigma_{12} & 0 \\ \sigma_{21} & \sigma_{22} & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix} \quad (2.26)$$

para um material isotrópico com a direção x_3 normal à superfície da amostra. As tensões triaxiais incluem tensores ilustrados na Equação 2.27:

$$\begin{bmatrix} \sigma_{11} & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_{22} & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_{33} \end{bmatrix} \text{ ou } \begin{bmatrix} \sigma_{11} & \sigma_{12} & 0 \\ \sigma_{21} & \sigma_{22} & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_{33} \end{bmatrix} \quad (2.27)$$

Para a tensão biaxial é conveniente introduzir a Equação 2.28:

$$\sigma_\phi = \sigma_{11} \cos^2 \phi + \sigma_{22} \sin^2 \phi \quad (2.28)$$

para um tensor a acima temos a Equação 2.29:

$$\sigma_\phi = \sigma_{11} \cos^2 \phi + \sigma_{12} \sin^2 \phi + \sigma_{22} \sin^2 \phi \quad (2.29)$$

para um tensor b acima. Esta é a tensão ao longo de L_1 , o qual está em um ângulo ϕ de S_1 . A equação da deformação muda para a Equação 2.30:

$$\frac{d_{\phi\psi} - d_0}{d_0} = \frac{1 + \nu}{E} \sigma_\phi \sin^2 \psi - \frac{\nu}{E} (\sigma_{11} + \sigma_{22}) \quad (2.30)$$

Sendo conhecido os valores de d_0 , ν e E com precisão, a medida de $d_{\phi\psi}$ em dois valores de ψ são suficientes para determinar σ_ϕ . Múltiplos ψ e σ_ϕ devem ser usados para determinar a tensão, uma vez que isto permite um melhor ajuste com o quadrado dos valores de seno, embora isto aumente a robustez da medida. Nesta técnica, $d_{\phi\psi}$ é plotado em função do $\sin^2 \psi$, conforme ilustrado na Figura 2.17. O valor de σ_ϕ é obtido através do gráfico $d_{\phi\psi}$ versus $\sin^2 \psi$, sendo conhecido os valores de E , ν e d_0 (CULLITY; STOCK, 2001).

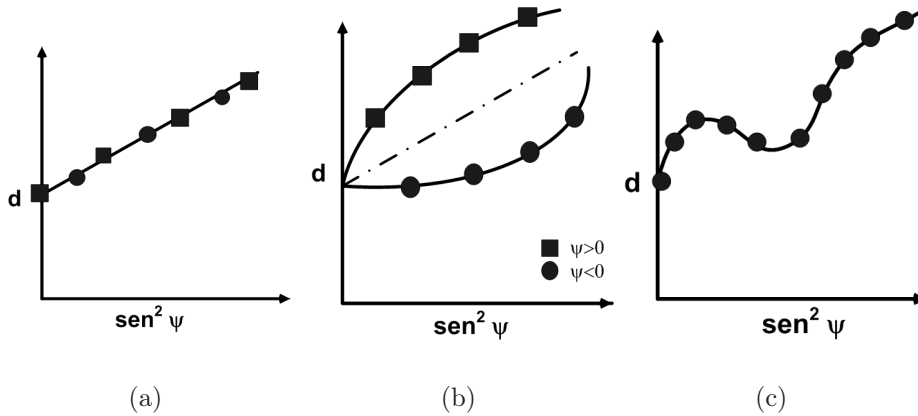


Figura 2.17: Diferentes tipos de curvas d versus $\sin^2 \psi$. a) Tensões uniaxiais e biaxiais. b) Tensões triaxiais. c) Tensões para material com elevados níveis de textura

O valor de d_0 é igual a $d(\psi = 0)$, o valor do espaçamento d experimental medido em $\psi = 0$. Esta dedução é razoável uma vez que a deformação elástica geralmente introduz o máximo de 0,1% de diferença entre d e d_0 medido em qualquer ângulo ψ .

Os valores das constantes elásticas devem ser definidos através de uma combinação entre o material da amostra e a reflexão. Por exemplo, para a medição de tensões nos aços, geralmente utiliza-se a linha de difração (211) com o ângulo de difração $\theta = 78,1^\circ$ para a ferrita e (220) com ângulo de difração $\theta = 65,1^\circ$ para a austenita. A radiação utilizada é CrK_α (JUNIOR, 2003). Caso os valores não estejam disponíveis, é possível medir E e ν experimentalmente ou calcular através da média das constantes de um cristal simples, usando aproximações de Reuss ou Voigt (CULLITY; STOCK, 2001).

A Figura 2.17 apresenta três padrões de curvas que são encontradas na prática. A curva linear apresenta o comportamento esperado para tensões uniaxiais e biaxiais. Neste caso, a determinação individual dos componentes de tensões pode requerer medidas de $d_{\phi\psi}$ para três valores de ϕ (0° , 45° e 90°). O comportamento da curva 2.17 b) ocorre quando os espaçamentos d , determinados para $\psi < 0$, $d_{\phi\psi-}$, não são iguais aos valores determinados quando $\psi > 0$, $d_{\phi\psi+}$. O subscrito "+" ou "-" indica que os valores de ψ são determinados com $\psi > 0$ e $\psi < 0$, respectivamente. As diferentes curvas para $d_{\phi\psi-}$ e $d_{\phi\psi+}$ em função do $\sin^2 \psi$ indicam que tensões triaxiais estão presentes e a análise prévia deve ser modificada. Valores oscilatórios de d versus $\sin^2 \psi$, como mostra a Figura 2.17 c), aparecem quando a amostra apresenta elevados níveis de textura (CULLITY; STOCK, 2001).

2.3 Análise Microestrutural

O estudo da microestrutura do material vem auxiliar na análise do comportamento do material em diversas condições de operação. De acordo com a composição química da liga, dos materiais de soldas, velocidades de aquecimento, resfriamento e outros fatores inerentes ao processo utilizado, ocorrem variações de microestrutura. Por outro lado as propriedades mecânicas resultantes são função desta microestrutura (MODENESI; SANTOS, 2001).

As técnicas metalográficas consistem em uma série de procedimentos utilizados para estudar a estrutura dos metais e ligas. A metalografia consiste na preparação de uma superfície plana e polida, ataque por um reativo adequado, observação e interpretação da estrutura. A estrutura dos materiais pode ser abordada em três níveis: estrutura cristalina, microtextura e macrotextura (MODENESI; SANTOS, 2001).

A compreensão da cristalografia de um material é fundamental para a completa

caracterização de sua microestrutura. A partir deste conhecimento pode-se fazer a conexão com as propriedades físicas do material, possibilitando assim a verdadeira engenharia de sua microestrutura. Por conhecimento da cristalografia deve-se entender não apenas a determinação da orientação preferencial dos grãos ou textura, mas também as variações presentes dentro dos grãos e a natureza das interfaces presentes (PINTO; LOPES, 2001).

2.3.1 EBSD - Difração de Elétrons Retroespalhados

A forma mais tradicional de avaliação cristalográfica dos materiais é a difração de Raios-X, na qual milhares de cristais são iluminados simultaneamente, proporcionando uma medida volumétrica da quantidade de grãos na condição de Bragg para cada posição do espaço de orientação da amostra. Tal técnica proporciona uma informação macroscópica da textura (macrotextura). Embora seja uma técnica convencional, ela é incapaz de determinar a orientação de um grão em particular, exceto no caso de materiais com granulometria grosseira (PINTO; LOPES, 2001).

A técnica de difração de elétrons retroespalhados (EBSD - *Electron Back Scatter Diffraction*) acoplada a um MEV permite a análise da orientação individual dos grãos. Através desta técnica é possível conhecer a rede cristalina e determinar a orientação de domínios cristalinos com resolução espacial de até 50nm . Desta forma pode-se conhecer a microtextura (orientação individual dos grãos) e a mesotextura, que representa a textura entre grãos ou geometria de contorno de grão (PINTO; LOPES, 2001).

Quando uma amostra cristalina é bombardeada por um feixe de elétrons, no interior de um microscópio eletrônico de varredura ocorre, em decorrência da interação entre elétrons e a amostra, a emissão de elétrons retroespalhados. Se a amostra estiver inclinada aproximadamente 75° em relação ao feixe incidente, acontece uma intensificação dessa emissão e certas direções, gerando linhas características denominadas linhas de Kikuchi. Cada uma dessas linhas corresponde à difração de elétrons em determinados planos cristalográficos. O conjunto destas linhas formam o padrão EBSD (TSCHIPTSCHIN, 2002).

Os padrões de Kikuchi de alto ângulo formados são captados por uma tela de fósforo, atrás da qual é convenientemente posicionada uma câmera de TV compatível com o nível de luz gerado. A imagem passa então por um sistema

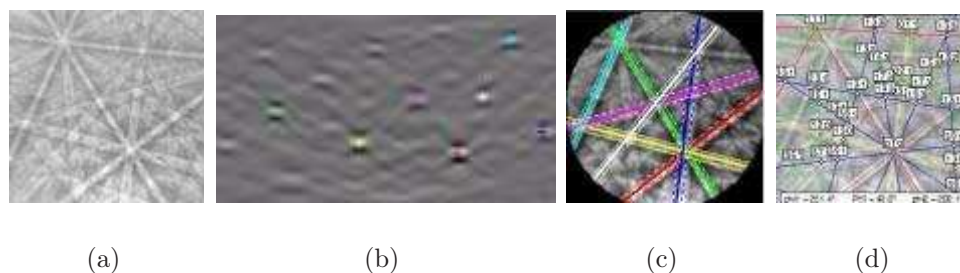


Figura 2.18: Padrões de Kikuchi para um aço de baixo carbono com estrutura CCC.
 a) Linhas de Kikuchi e padrão de difração. b) Transformada de Hough.
 c) Marcação de linhas de maior intensidade. d) Indexação dos planos cristalográficos correspondentes

de pré-processamento de sinal visando a redução do ruído, a subtração do fundo incoerente e o aumento de contraste. Feito isso, a imagem processada é enviada a um sistema de identificação automática dos padrões captados. Para tornar isto possível, a imagem é submetida a uma transformação de Hough, de tal sorte que linhas retas presentes na imagem dêem origem a pontos únicos no espaço de Hough. Tais pontos são então identificados e a transformada de Hough inversa pode proporcionar linhas artificiais paralelas às bandas de Kikuchi (PINTO; LOPES, 2001).

O procedimento descrito é repetido em pontos tomados, com intervalos constantes de uma área previamente selecionada, obtendo-se como resultado um arquivo contendo: as coordenadas (X,Y) do ponto analisado e os três ângulos de Euler, os quais são capazes de levar os eixos de referência da célula unitária do domínio cristalino analisado a coincidir com os eixos de referência da amostra (PINTO; LOPES, 2001).

A amostra a ser analisada é colocada em um porta amostra automatizado, que permite realizar a varredura da superfície e determinar as orientações cristalinas dos milhares de pontos analisados. Pontos de mesma orientação são agrupados especialmente em regiões, atribuindo a cada orientação uma cor, como ilustrado na Figura 2.19 (a). O mapeamento das orientações de grãos pode então ser feito gerando mapas como os da Figura 2.18. Esse mapas nos dão uma idéia da distribuição de orientações dos grãos no interior de um material (TSCHIPTSCHIN, 2002). O mapa de orientação está representado pelas cores azul-verde-vermelho indicadas nos vértices do triângulo mostrado na Figura 2.19(b). Este triângulo é denominado figura de pólo inversa e relaciona cada cor a uma direção cristalográfica paralela à direção

selecionada da amostra. Além da distribuição espacial dos componentes de textura, o mapa de orientação proporciona informações sobre as interfaces e misorientações, orientações entre grãos, bem como o tamanho e a morfologia do grão distribuídos na área analisada (RANDLE; ENGLER, 2000).

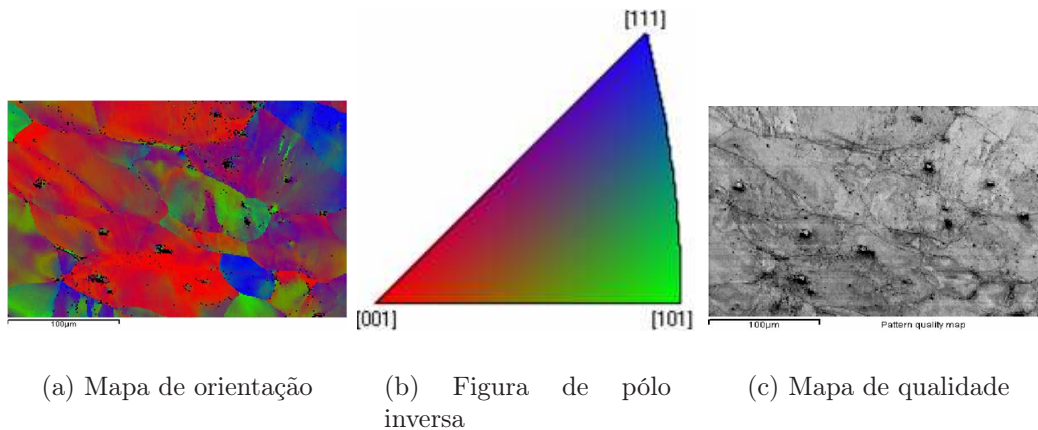


Figura 2.19: Mapas gerados por EBSD para um aço inoxidável ferrítico AISI 444 na condição de 30% de deformação.

O mapa de qualidade ilustrado na Figura 2.19(c) refere-se ao índice de qualidade, no qual uma escala de cinza é atribuída a cada ponto. A cor branca é indicada para o melhor índice e preto para o pior (PINTO; LOPES, 2001; RANDLE; ENGLER, 2000). Este mapa pode não só revelar eventuais problemas durante a coleta de dados, tais como oscilações na corrente do feixe, mas por si só já revela o nível de distorção da rede (PINTO; LOPES, 2001). A representação do mapa de qualidade é de suma importância para materiais deformados. Como a deformação na microestrutura gera degradação no mapa de qualidade, este parâmetro pode ser usado para destacar regiões com deformações específicas, por exemplo deformações associadas a processos de soldagem (RANDLE; ENGLER, 2000).

Além da microtextura o EBSD permite a identificação e quantificação das fases, determinação de tamanho de grão de cada fase, determinação da misorientação nos contornos de grãos, da frequência de contornos de grãos especiais, dentre muitas outras aplicações.

2.3.2 Textura

A grande maioria dos materiais de engenharia é constituída por milhares de grãos (pequenos cristais ou cristalitos), separados entre si por superfícies denominadas contornos de grão. Cada um desses grãos possui uma orientação espacial específica, diferente de seus vizinhos, e que pode ser representada pela orientação de sua célula cristalina unitária (TSCHIPTSCHIN, 2002). Os materiais policristalinos tem grãos com tamanho médio na faixa de $10\mu\text{m}$ a 1mm . As propriedades do policristal dependem da forma, do tamanho e da orientação dos grãos. Cada grão em um agregado policristalino tem orientação cristalográfica diferente da dos seus vizinhos. Isto quer dizer que os planos e as direções cristalográficas têm orientação espacial diferente de grão para grão (VIANA; PAULA, 2001).

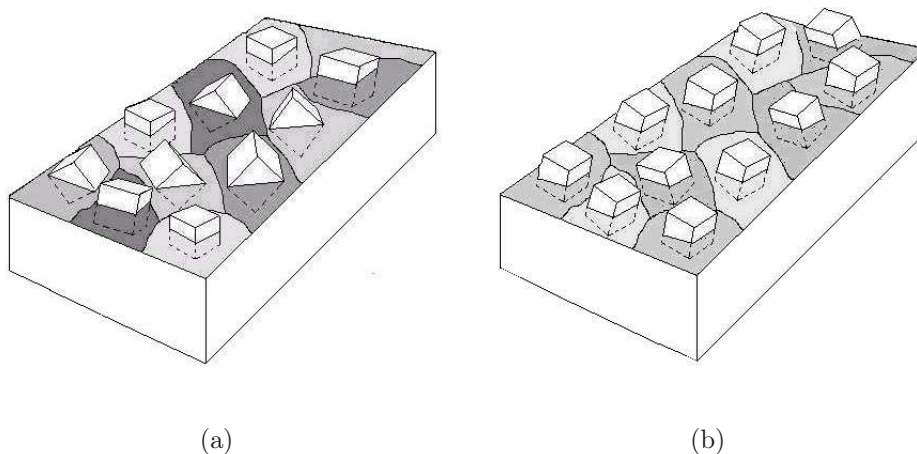


Figura 2.20: a) Material não-texturizado. b) Material texturizado.

Raramente a distribuição de orientações dos grãos de um material policristalino é aleatória. Diz-se que um material apresenta textura quando seus grãos se agrupam com maior frequência em torno de determinadas orientações cristalográficas. Um agrupamento de grãos que apresentam pequenas desorientações em relação à uma dada orientação espacial constitui um componente de textura. Um mesmo material pode ter um ou mais componentes de textura especificados sempre em relação à uma direção de processamento (TSCHIPTSCHIN, 2002). Considera-se um material com ausência de textura quando a distribuição das orientações dos cristais no agregado policristalino é aleatória (FILHO *et al.*, 1991). Vale ressaltar que a textura não se

refere a forma dos grãos, mas sim à forma como a rede cristalina desses grãos é arranjada espacialmente (VIANA; PAULA, 2001).

A compreensão cristalográfica de um material é fundamental para a completa caracterização de sua microestrutura. Por conhecimento da microestrutura deve-se entender não apenas a determinação da orientação preferencial dos grãos ou textura, mas também as variações de orientação presentes dentro dos grãos, ou textura, mas também as variações de orientação presentes dentro dos grãos, bem como a determinação da natureza das interfaces presentes (PINTO; LOPES, 2001).

A orientação preferencial das direções cristalográficas, em um agregado policristalino confere propriedades físicas, em particular propriedades mecânicas, diferentes para as diversas direções macroscópicas do corpo metálico, ou seja, conduz o material metálico a um comportamento anisotrópico (FILHO *et al.*, 1991).

2.3.2.2 Métodos de Determinação de Textura

Há vários métodos de representar a textura de um material policristalino. Para todos eles, é preciso que as orientações cristalinas presentes no material sejam determinadas de algum modo. Destacam-se dois métodos:

- i. Difração de Raios-X, por meio do qual se medem as frações volumétricas de material associadas a uma dada orientação cristalina e a partir da intensidade que difratam
- ii. EBSD associado à microscopia eletrônica de varredura (MEV), o qual permite a orientação individual de cada grão (VIANA; PAULA, 2001).

2.3.2.3 Macrotextura

A forma mais tradicional de avaliação cristalográfica dos materiais é a difração de Raios-X, na qual milhares de cristais são iluminados simultaneamente, proporcionando uma medida volumétrica da quantidade de grãos na condição de Bragg para cada posição do espaço de orientação da amostra. Tal técnica proporciona informação macroscópica da textura, denominada macrotextura (PINTO; LOPES, 2001).

Existem algumas formas de determinação de textura nos materiais policristalinos. Dentre elas podemos destacar a análise de microtextura e a macrotextura. A macrotextura possui baixa resolução espacial, de forma que não é possível determinar

a orientação individual do grão, exceto para o caso de materiais com granulometria grosseira (PINTO; LOPES, 2001).

A representação mais comum da macrotextura se faz através das figuras de pólo obtidas pela projeção estereográfica. A textura é representada posicionando o corpo de prova de forma a fazer coincidir o sistema de coordenadas da projeção com os eixos macroscópicos particulares desse corpo, e projetando estereograficamente as direções e planos cristalográficos dos cristais segundo as suas orientações preferenciais. Por exemplo, admitindo-se uma chapa metálica constituída de um metal do sistema cúbico, pode-se representar a sua textura com indicação de dois índices, um correspondente a um plano (hkl) e outra a uma direção [uvw]. O plano cristalográfico (hkl) coincide como o plano da chapa e o eixo cristalográfico [uvw] tem uma direção paralela à direção de laminação (FILHO *et al.*, 1991).

As determinações experimentais das texturas são realizadas com o auxílio dos Raios-X monocromáticos. Esses raios quando incidem no corpo de prova se desviam de determinados ângulos, devido à reflexão que ocorre em certos planos cristalográficos, segundo a lei física representada pela equação de Bragg. Os raios refletidos são coletados por um dispositivo de registro que permite localizar a posições dos planos e direções cristalográficas. Se o dispositivo indicar, para uma dada posição do corpo, uma elevação da intensidade de raios refletidos, significa que o corpo de prova contém muitos planos (hkl) e condições de provocar essa reflexão. O movimento de rotação do corpo de prova permite verificar quais as posições que ocupam os planos (hkl). O registro da distribuições de intensidade permite traçar a figura de pólo: ao redor de cada pólo geométrico apresentado na projeção estereográfica, e correspondente a um posição de máxima intensidade, são traçadas linhas que unem pontos de igual intensidade, ou seja, curvas de níveis fechadas, com indicação de valores de intensidade - em uma escala arbitrária - para cada linha. Os métodos experimentais de obtenção de figuras de pólos e de revelação de texturas são constituídos de diversas técnicas, que necessitam de estudos detalhados para a sua compreensão (FILHO *et al.*, 1991).

A descrição da textura com auxílio de figuras de pólo direto é muito útil, mas as informações que elas contém são incompletas e semi-quantitativas, já que representam apenas os planos hkl difratados pelo material. Uma descrição mais completa da textura deve incluir informação sobre a distribuição das orientações dos cristais dadas por um plano e uma direção ($[hkl]\langle uvw \rangle$), bem como a fração

volumétrica de cada orientação presente. Isto pode ser obtido através da Função de Distribuição de Orientações Cristalinas (FDOC). A FDOC especifica a ocorrência de (ou a probabilidade de encontrar) determinadas orientações. Esta probabilidade em uma amostra sem textura é igual à unidade (VIANA; PAULA, 2001).

Na FDOC, a orientação de um cristal é definida por três ângulos de Euler, os quais constituem três rotações consecutivas que, aplicadas aos eixos [100], [010] e [001] da célula do cristal, tornam os mesmos coincidentes com os eixos DL (Direção de Laminação), DT (Direção Transversal) e DN (Direção Normal), respectivamente da chapa ou amostra do material. A notação mais usada para os ângulos de Euler foi proposta por Bunge, utilizando os ângulos φ_1 , Φ e φ_2 , como mostrados na Figura 2.21 (VIANA; PAULA, 2001).

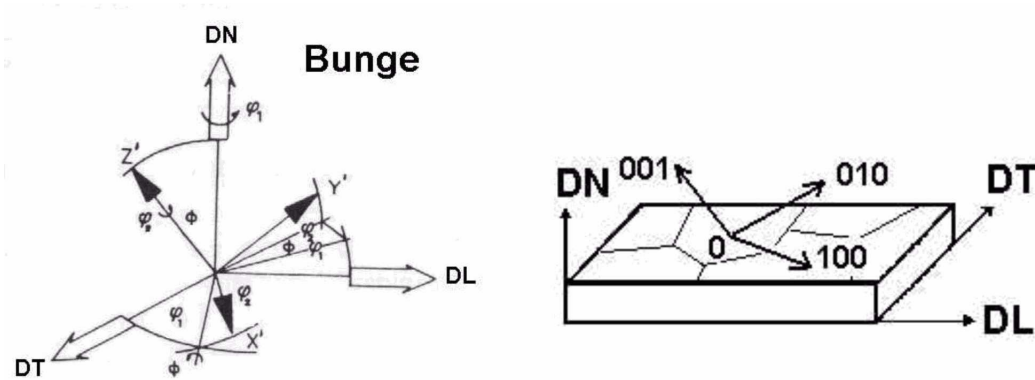


Figura 2.21: Definição dos ângulos de Euler φ_1 , Φ e φ_2 conforme notação de Bunge.

Segundo a notação de Bunge, os ângulos de Euler são rotacionados como esquematizado abaixo (RANDLE; ENGLER, 2000):

- ▶ O sistema de referência do cristal rotaciona em relação ao eixo Z de um ângulo φ_1 ;
- ▶ O sistema já rotacionado de φ_1 , rotaciona em torno do eixo x' de um ângulo Φ ;
- ▶ Por fim, o sistema apresentado rotaciona em torno do eixo z' definindo então φ_2 .

Estas rotações estão esquematizadas nas Equações 2.31, 2.32 e 2.33:

$$g_{\varphi_1} = \begin{bmatrix} \cos(\varphi_1) & \sin(\varphi_1) & 0 \\ -\sin(\varphi_1) & \cos(\varphi_1) & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{bmatrix} \quad (2.31)$$

$$g_{\Phi} = \begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & \cos(\Phi) & \sin(\Phi) \\ 0 & -\sin(\Phi) & \cos(\Phi) \end{bmatrix} \quad (2.32)$$

$$g_{\varphi_2} = \begin{bmatrix} \cos(\varphi_2) & \sin(\varphi_2) & 0 \\ -\sin(\varphi_2) & \cos(\varphi_2) & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{bmatrix} \quad (2.33)$$

Pela multiplicação das três matrizes resulta na Equação 2.34:

$$g = g_{\varphi_1} \times g_{\Phi} \times g_{\varphi_2} \quad (2.34)$$

A FDOC é dada pela fração volumétrica de grãos com orientação $g = g(\varphi_1, \Phi, \varphi_2)$ resultando nas Equações 2.35 e 2.36:

$$dg = \frac{1}{8} \cdot \pi^2 \sin \Phi \cdot d\varphi_1 \cdot d\Phi \cdot d\varphi_2 \quad (2.35)$$

$$\frac{dV}{V} = f(g)dg = f(\varphi_1, \varphi_2)dg \quad (2.36)$$

A matriz de orientação também pode ser representada a partir dos índices de Miller. Assim pode-se relacionar os índices de Miller, que fixam a orientação (hkl)[uvw] do cristal com os ângulos de Euler. Os índices do plano hkl dependem somente dos ângulos Φ e φ_2 , enquanto a direção $\langle uvw \rangle$ é função dos três ângulos. A FDOC é representada graficamente mantendo φ_2 constante, com curvas de nível de isovalor, para ser interpretado pelos ábacos. A seção de $\varphi_2 = 45^\circ$ é fibra mais representativa para o sistema cúbico. O ábaco para interpretar as FDOC's pode ser visualizado na Figura 2.22 (VIANA; PAULA, 2001).

direção $\langle uvw \rangle$, pertencente ao plano hkl, que é paralela à direção de laminação (DL). Isto fixa a posição do cristal em relação aos eixos DL, DT (direção transversal), e DN (direção normal da chapa) (VIANA; PAULA, 2001).

2.3.2.6 Textura de Recristalização

Quando o metal deformado é recozido pode ocorrer recuperação e/ ou recristalização, dependendo do grau de deformação, do tempo e principalmente da temperatura de recozimento (LIMA; LIMA; PADILHA, 2001). Em um metal deformado a frio, as mudanças microestruturais que ocorrem no posterior recozimento, acontecem de maneira a diminuir a energia armazenada na deformação. Essa diminuição de energia se dá por mecanismos de redução e rearranjo de defeitos cristalinos. As principais mudanças microestruturais são:

- ▶ Reação entre defeitos puntiformes levando a uma diminuição da quantidade dos mesmos;
- ▶ Aniquilação de discordâncias de sinais opostos e encolhimento dos anéis de discordâncias;
- ▶ Rearranjo de discordâncias de modo a formar configurações de menor energia (por exemplo, contornos de baixo ângulo);
- ▶ Formação de contornos de alto ângulo;
- ▶ Absorção de defeitos puntiformes e discordâncias por contornos de alto ângulo e migração;
- ▶ Redução da área total de contornos de grão (PADILHA; JR., 1996).

A recristalização pode tanto levar à ausência de textura, como desenvolver componentes de textura extremamente intensas ou simplesmente, não alterar a textura de deformação (LIMA; LIMA; PADILHA, 2001).

O conjunto de fenômenos que levam à formação de novos grãos, pela eliminação de defeitos cristalinos através da migração de contornos de alto ângulo é chamado de recristalização primária. A orientação cristalográfica resultante do fenômeno da recristalização é chamada de textura de recristalização. Em temperaturas mais altas, pode ocorrer, durante o recozimento e após a recristalização, tanto o crescimento exagerado de grãos quanto a recristalização secundária (LIMA; LIMA; PADILHA, 2001).

2.3.2.7 Textura de Transformação de Fase

Dependendo do tipo e da quantidade de elementos em uma determinada liga, da taxa de resfriamento após tratamento térmico ou termomecânico e do estado prévio da fase matriz, a transformação pode ocorrer das seguintes maneiras:

- ▶ Modo difusional, resultando, em geral, em uma ou mais fases com nova composição;
- ▶ Modo cisalhante, resultante em uma fase de mesma composição e estrutura diferente;
- ▶ Modos simultâneos de difusão e cisalhamento, resultando em uma fase de características mistas.

Em qualquer destes casos, se o material da matriz possuir uma textura cristalográfica, o produto da transformação também irá adquirir uma textura, a qual pode ser relacionada de maneira precisa com a textura do material matriz (VIANA; LOPES, 2001).

2.3.3 Engenharia de Contorno de Grão

De acordo com Winning (2006), a melhoria das propriedades dos metais pode ser encontrada pela composição química das ligas, tamanho de grão, trabalho a quente e a frio, tempo de solubilização, temperatura e textura do material. Atualmente, tem-se tentado correlacionar a melhoria destas propriedades com a misorientação e com a distribuição dos contornos de grãos dentro do material (WINNING, 2006). Este tipo de correlação é conhecida como engenharia do contorno de grão. Randle e Owen (2006) afirmam ainda que vários tipos de degradação intergranular respondem à engenharia do contorno de grão, a qual manipula a estrutura do contorno de grão para melhorar propriedades como a resistência à corrosão.

O termo engenharia microestrutural tem sido utilizado para desenvolver o controle da microestrutura em função das propriedades desejadas para um determinado material. O controle das fases presentes, da morfologia e da orientação cristalina é possível, a partir da determinação da rota de processamento termomecânico imposta ao material (PINTO; VIANA, 2006).

O estudo de interfaces tem constituído em uma das mais básicas preocupações científicas, o que vem resultando amplos desdobramentos tecnológicos em diversos

campos. Dentre estas, as interfaces homofásicas, ou contornos de grão, correspondem à fronteira entre domínios cristalinos de uma mesma fase. Estas interfases desempenham um papel fundamental na formação da microestrutura e controle das propriedades e átomos de soluto. O papel do contorno dependerá de sua densidade específica, textura cristalográfica e composição química. Embora este seja o tipo mais básico de interface, a sua compreensão mais ampla, bem como o tratamento estatístico de sua natureza, carecem ainda de pesquisas mais aprofundadas (PINTO; VIANA, 2006).

A técnica de EBSD tornou possível estudar os contornos de grãos sob uma nova óptica, onde não só a morfologia e as dimensões são caracterizadas, mas também sua cristalografia. Embora tal possibilidade já estivesse disponível através do MET, a técnica de EBSD permite agora estudar grandes regiões do material com rapidez, dando origem a dados com significância estatística (PINTO; LOPES, 2001). A técnica de EBSD permitiu um maior desenvolvimento à engenharia de contorno de grão.

Contornos CSL

O contorno de grão pode ser definido por cinco parâmetros diferentes. Três destes parâmetros descrevem a misorientação entre grãos adjacentes e os outros dois descrevem o plano normal do contorno de grão com relação aos grãos adjacentes.

Vários modelos de contornos de grãos foram apresentados, sendo o modelo de maior aceitação aquele no qual o contorno foi considerado como um empilhamento de discordâncias responsável pela rotação entre as redes cristalinas vizinhas. A figura clássica proposta neste modelo para contornos de rotação simétricos é apresentada na Figura 2.23, a qual baliza o uso da expressão seguinte para determinação do ângulo de inclinação entre as redes cristalinas como mostrado na Equação 2.37:

$$\theta \approx \frac{b}{h} \quad (2.37)$$

onde é b o vetor de Burgers e h é espaçamento entre as discordâncias.

A natureza complexa das forças interatômicas e mecanismos de relaxação em contornos de grão e contornos de fase motivou o desenvolvimento de critérios geométricos simples associados a contornos de baixa energia. Por critério geométrico, quer-se dizer que não está levando em conta a interação física entre os átomos da interface (PINTO; LOPES, 2001). A rigor, a descrição geométrica total de um contorno

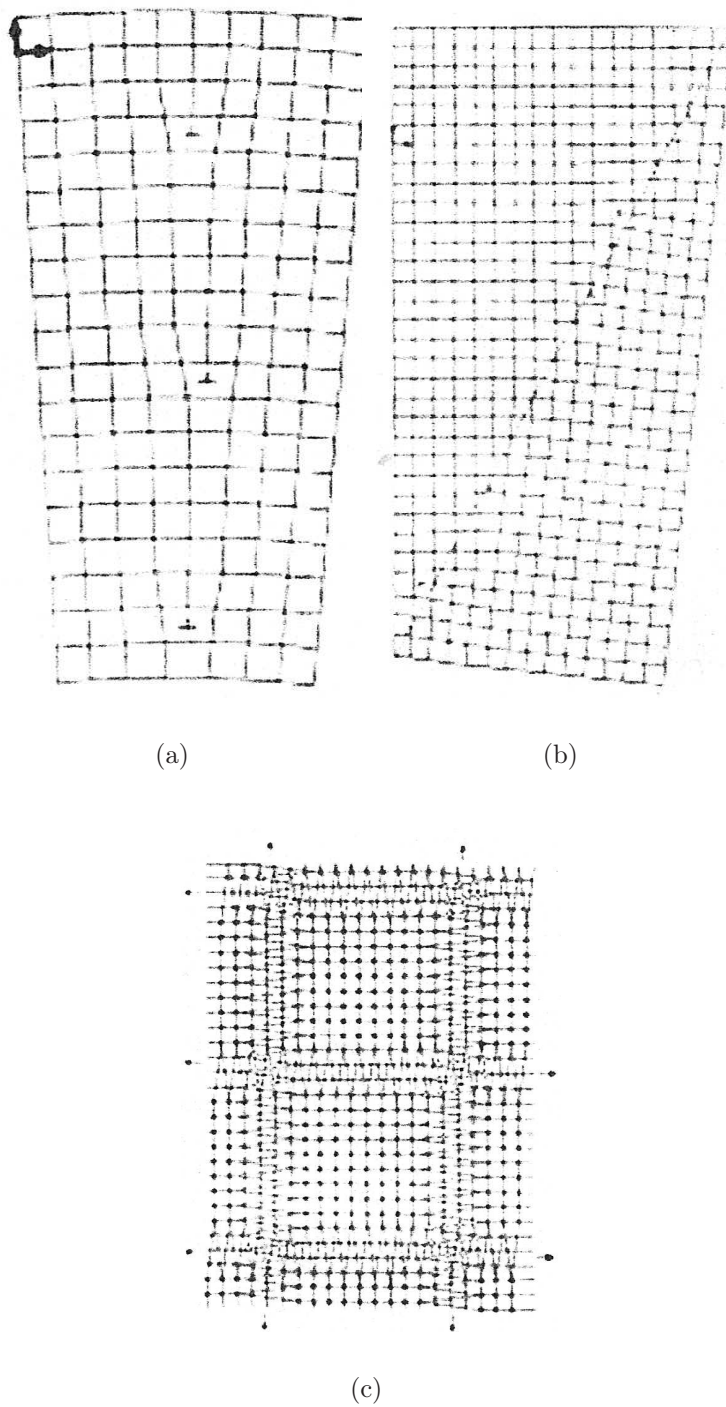


Figura 2.23: (a) Desenho esquemático de um contorno simétrico de rotação resultante do empilhamento de discordâncias. (b) Desenho esquemático de um contorno assimétrico de discordâncias. (c) Desenho esquemático de um contorno de torção

de grão é um problema com 5 graus de liberdade que pode ser descrito por:

- ▶ Um eixo comum às redes cristalinas adjacentes juntamente com um ângulo de rotação que leva uma rede a coincidir com a outra;
- ▶ Um vetor normal ao plano do contorno.

Deve-se notar que, no sistema cúbico, cada par eixo-ângulo pode ser descrito por 24 diferentes pares, correspondentes aos 24 elementos de simetria do sistema cúbico. Desta forma, a caracterização completa do contorno de grão não pode ser feita somente através da relação de orientação entre redes cristalinas vizinhas. É necessário também determinar a inclinação do plano de contorno, tal como mostrado na Figura 2.24 (PINTO; VIANA, 2006; PINTO; LOPES, 2001).

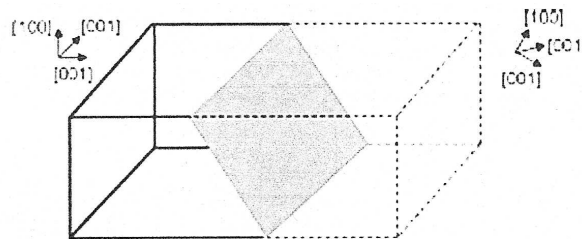


Figura 2.24: Representação genérica de um contorno de grão.

A partir de experiências com bicristais e modelos de esferas, nasceram modelos baseados no espaçamento médio de planos da rede paralelos ao contorno, na densidade planar de sítios de coincidência (Γ) e na densidade volumétrica recíproca de sítios de coincidência (“coincidence site lattice” - CSL), Σ (RANDLE; ENGLER, 2000; PINTO; VIANA, 2006). A Figura 2.25 mostra a interpenetração de duas redes cristalinas vizinhas que formam um contorno de $\Sigma = 5$, através da qual é possível avaliar a densidade de sítios de coincidência (PINTO; VIANA, 2006; KURBAN, 2006).

Segundo Kurban (2006), CSL é uma rede tridimensional que pode ser construída por pontos da rede, comuns a dois grãos adjacentes numa certa misorientação cristalográfica. O CSL é considerado a menor subrede entre grãos. O grau de coincidência ou periodicidade entre grãos adjacentes é representado pelo parâmetro Σ , o qual representa a fração inversa de sítios coincidentes.

Contornos de grãos caracterizados por valores de Σ baixo (alta periodicidade), geralmente $\Sigma \leq 29$ são considerados contornos de grãos especiais e mostram-se

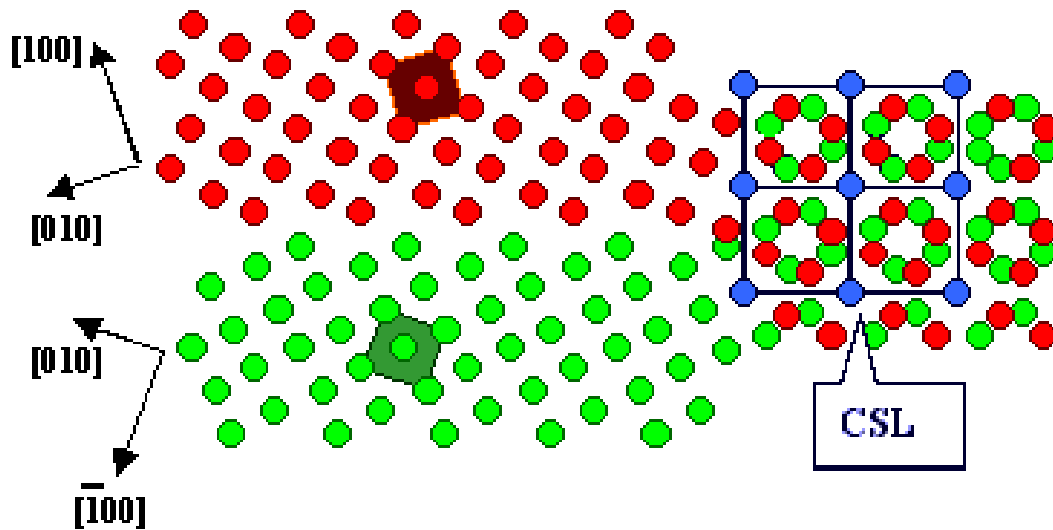


Figura 2.25: Contorno de $\Sigma = 5$ formado a partir de duas redes cúbicas rodadas de $36,9^\circ$ em torno do eixo $\langle 001 \rangle$. Os círculos azuis denotam os sítios de coincidência entre as redes vermelha e verde.

melhores nas propriedades físicas e químicas que os elevados valores de Σ , geralmente $\Sigma \geq 29$ (baixa periodicidade). Pinto e Lopes (2001) explicam que isto se deve a maior grau de ordem estrutural. A Tabela 2.2 mostra os possíveis pares eixo ângulo para contornos até $\Sigma = 29$ (PINTO; VIANA, 2006).

De acordo com Randle e Owen (2006), não só a presença de contornos especiais é importante, mas também a distribuição e a topologia destes contornos na microestrutura. Em outras palavras é importante romper as conexões de contornos randômicos, permitindo que contornos de grãos especiais sejam formados. Os autores afirmam que este parâmetro afeta diretamente o comportamento do material e a conectividade dos contornos chega ser mais importante que a fração absoluto de contornos especiais (RANDLE, 2004).

Vários autores relacionam propriedades dos contornos de grãos (energia, susceptibilidade à corrosão e susceptibilidade à segregação) com a estrutura do contorno de grão caracterizado pelo modelo de CSL (KURBAN, 2006; PINTO; VIANA, 2006; RANDLE; OWEN, 2006; RANDLE, 2004; CHADWICK; SMITH, 1976). Tem-se afirmado que os contornos de baixo CSL possuem estruturas bem ordenadas e geralmente apresentam propriedades especiais em relação aos contornos randômicos (PINTO; VIANA, 2006; CHADWICK; SMITH, 1976), tais como:

Tabela 2.2: Pares eixo-ângulo correspondentes aos contornos CSL até $\Sigma = 29$ nos sistemas cúbicos.

Σ	θ	Eixo	Σ	θ	Eixo
1	0	Qualquer	19a	26,53	$\langle 110 \rangle$
3	60	$\langle 111 \rangle$	19b	46,83	$\langle 111 \rangle$
5	36,87	$\langle 100 \rangle$	21a	21,79	$\langle 111 \rangle$
7	38,21	$\langle 111 \rangle$	21b	44,40	$\langle 211 \rangle$
9	38,94	$\langle 110 \rangle$	23	40,45	$\langle 311 \rangle$
11	50,48	$\langle 110 \rangle$	25a	16,25	$\langle 100 \rangle$
13a	22,62	$\langle 100 \rangle$	25b	51,68	$\langle 331 \rangle$
13b	27,80	$\langle 111 \rangle$	27a	31,58	$\langle 110 \rangle$
15	48,19	$\langle 210 \rangle$	27b	35,42	$\langle 210 \rangle$
17a	28,07	$\langle 100 \rangle$	29a	43,61	$\langle 100 \rangle$
17b	61,93	$\langle 221 \rangle$	29b	46,39	$\langle 221 \rangle$

- ▶ Menor suscetibilidade à segregação de soluto;
- ▶ Menor energia em metais puros;
- ▶ Maior mobilidade com solutos específicos em certas faixas de concentração;
- ▶ Menor difusividade;
- ▶ Maior resistência ao deslizamento do contorno de grão, fratura e cavitação;
- ▶ Menor resistividade elétrica intrínseca;
- ▶ Maior resistência à iniciação de corrosão localizada.

Em conseqüência, o controle da distribuição de contornos de grão de baixo CSL pode levar a materiais policristalinos com propriedades diferenciadas.

Partindo do pressuposto de que os contornos especiais efetivamente proporcionem melhores propriedades aos materiais policristalinos, a questão fundamental para efetuar uma engenharia do contorno de grão passa a ser como aumentar a quantidade de contornos CSL. (PINTO; VIANA, 2006).

Deve-se lembrar que o próprio desenvolvimento de determinadas componentes de textura pode levar à alteração da cristalografia dos contornos de grão, contudo há outras formas como isto pode acontecer (PINTO; VIANA, 2006):

- ▶ **Maclagem:** Pode-se obter uma população de contornos mais favorável através da formação de maclas de recozimento. Sob condições adequadas, pode-se deflagrar a formação de maclas em contornos de grão orientados de forma favorável, o que resulta na formação de 3 novos contornos, incluindo maclas coerentes e incoerentes. Deve-se notar que uma macla somente será formada se a energia livre associada com a configuração após a maclagem for menor do que a configuração original. Esta tem sido a rota mais utilizada nos processos de engenharia de contorno de grão;
- ▶ **Crescimento de grão :** O crescimento de grão é a forma clássica de redução da energia de contorno de grão de um sistema. Entretanto, a força motriz para o crescimento de grão é a redução da energia superficial total dos contornos, ao invés da energia livre de cada contorno. Ou seja, o crescimento de grão não garante o aumento da proporção de contornos especiais, apesar de violar um requisito comum do projeto da microestrutura que é a diminuição do tamanho de grão;
- ▶ **Rotação do grão :** A rotação dos grãos tem sido observada tanto em materiais bidimensionais como em materiais tridimensionais durante tratamentos térmicos curtos à baixa temperatura. Contudo, este costuma ser um fenômeno apenas superficial devido às restrições envolvidas;
- ▶ **Rotações locais da rede :** Durante a deformação, observa-se a rotação e curvatura da rede no interior dos grãos, bem como regiões de acomodação das restrições próximas aos contornos de grão em policristais. A efetiva observação deste efeito somente se tornou possível a partir do desenvolvimento das técnicas de EBSD e canalização de elétrons;
- ▶ **Rotação e recuperação do contorno de grão :** A orientação de um contorno de grão dentro de uma determinada desorientação entre grãos vizinhos tem um grande efeito sobre a energia livre do contorno e conseqüentemente, sobre o potencial de rotação do plano do contorno ao invés do grão, em posições que minimizem a energia. A rotação do contorno de grão pode ser assistida pela recuperação do contorno de grão, onde discordâncias da rede serão assimiladas à estrutura do contorno de grão, causando a própria rotação do plano do contorno.

Dentre as opções de tratamento térmico que têm sido tentadas e propostas para aumentar o número de maclas em materiais CFC de baixa energia de falha de empilhamento pode-se ressaltar os seguintes (RANDLE, 1999):

- ▶ Recristalização interativa - Neste caso procura-se realizar recristalizações sucessivas mantendo o tamanho de grão pequeno e textura quase aleatória;
- ▶ Recristalização em uma etapa - Um recozimento curto após deformações médias também podem gerar uma grande quantidade de maclas, em alguns casos superior à recristalização interativa;
- ▶ Recozimento interativo após deformação - Quando uma pequena deformação é imposta, por exemplo 6%, observa-se um aumento da quantidade de $\Sigma 3$ ao se realizar um recozimento sem recristalização;
- ▶ Recozimento após deformação em uma etapa - A realização de apenas um recozimento também já mostrou ser capaz de alterar a cristalografia do contorno de grão.

Misorientação

A misorientação é definida como a diferença de orientação entre duas orientações individuais. Existem diversas categorias de misorientação tais como (RANDLE; ENGLER, 2000):

- ▶ Misorientação entre grãos vizinhos, como por exemplo, misorientação entre contornos de grãos (também denominado de mesotexture);
- ▶ Misorientação entre um único grão e outros grãos, como por exemplo, um grão grande e vários grãos pequenos;
- ▶ Misorientação dentro do grão ou ainda misorientação entre vários sítios dentro de grãos vizinhos. Este último exemplo é constatado em materiais recristalizados que apresentam pequenas mudanças na orientação dentro do grão;
- ▶ Funções de distribuição de misorientação e suas derivadas;
- ▶ Relação de orientação entre fases diferentes.

As várias formas de representação da textura cristalográfica buscam relacionar a orientação da célula unitária das redes cristalinas com os eixos macroscópicos da amostra. Para se definir a cristalografia do contorno do grão, torna-se necessário fazer uso de formas de representação que relacionem as células unitárias de grãos vizinhos. Uma destas formas é através de um par eixo-ângulo capaz de levar uma rede cristalina à coincidência com a outra. Tal forma faz uso do fato de que sempre haverá pelo menos um eixo comum às duas redes cristalinas de uma mesma fase (PINTO; LOPES, 2001).

Escolhido um eixo comum, basta determinar o ângulo de rotação necessário para levar as redes à coincidência. O par pode ser determinado matematicamente a partir dos ângulos de Euler de cada uma das redes. Deve-se notar, entretanto que no sistema cúbico, existem 24 diferentes formas de descrever uma orientação. Ao se considerar a desorientação entre dois cristais, existem também 24 diferentes ângulos de rotação. Assim pode-se escolher quaisquer dois pontos onde a orientação tenha sido determinada pela análise dos padrões Kikuchi e escolher um par eixo-ângulo que os relacione. Pode-se então construir uma função de distribuição de mesotextura (MDF - *Misorientation Distribution Function*), na qual se procura mostrar a distribuição dos pares num espaço cilíndrico, onde a base do espaço corresponde à uma projeção estereográfica e à altura corresponde ao ângulo de rotação.

A forma mais tradicional de representar a misorientação é apresentar sua frequência com o ângulo de misorientação através de um gráfico de barras, tanto para baixos ângulos quanto para altos ângulos (RANDLE; ENGLER, 2000). Costuma-se definir como contornos de baixo ângulo, aqueles com diferença de orientação inferior a 15° , e de alto ângulo aqueles com mais de 15° de diferença (PINTO; LOPES, 2001).

Segundo Pinto e Lopes (2001) a misorientação permite definir os contornos de grãos de um material submetido a deformação. As definições de contornos de baixo e alto ângulos permitem definir os contornos a partir da diferença de orientação, permite ainda observar a estrutura do contorno de grão de materiais de difícil ataque ou até de contornos de subgrão.

Winning (2006) por sua vez, conseguiu relacionar a misorientação com os níveis de tensões aplicados ao material. Em seu estudo, ele comparou materiais solubilizados sem nenhuma tensão, materiais solubilizados e expostos a tensões de 0.035MPa e materiais solubilizados com tensões de 10MPa. O autor constatou que uma maior misorientação foi encontrada para baixos ângulos em amostras com

tensões aplicadas de 10MPa. Por outro lado, a maior misorientação para altos ângulos ocorre em amostras não tensionadas. Winning (2006) constatou em seus experimentos que as tensões mecânicas influenciam a microestrutura, bem como as propriedades do material.

Capítulo 3

Metodologia

3.1 Materiais

O material usado para o presente estudo foi o aço ASTM 106 Gr B de 2" de diâmetro. Os tubos foram de aço sem costura e laminado a quente comprados da industrial *V & M Tubes do Brasil S.A.* A composição química dos aços está mostrada na Tabela 3.1. As propriedades mecânicas dos tubos são apresentadas na Tabela 3.2.

Tabela 3.1: Composição química dos tubos

%C	%Mn	%P	%S	%Si	%Cu	%Ni
0,18	0,45	0,0090	0,004	0,18	0,005	0,001

Tabela 3.2: Propriedades mecânicas dos tubos

Propriedades Mecânicas	Tensão Limite de Escoamento (MPa)	Tensão Limite de Resistência (MPa)	Alongamento Percentual
Tubos $\phi 2''$	349	503	34
Norma	241	415	23

3.2 Metodologia

A metodologia desenvolvida neste trabalho está esquematizada na Figura 3.1, o qual consta das seguintes etapas:

- i. Cortes dos tubos para soldagem;

- ii. Soldagem dos tubos com parâmetros diversificados;
- iii. Polimento eletrolítico de uma região delimitada do tubo;
- iv. Tratamento térmico para aliviar as tensões de parte dos tubos soldados;
- v. Medição das tensões residuais por difração de Raios-X dos tubos no estado como recebido, soldado em diversas condições sem TTPS (Tratamento Térmico Pós-Soldagem) e soldado com TTPS;
- vi. Corte dos tubos para análise microestrutural;
- vii. Medição de CSL, misorientação, textura por EBSD;
- viii. Medição das microdurezas;
- ix. Análise dos resultados.

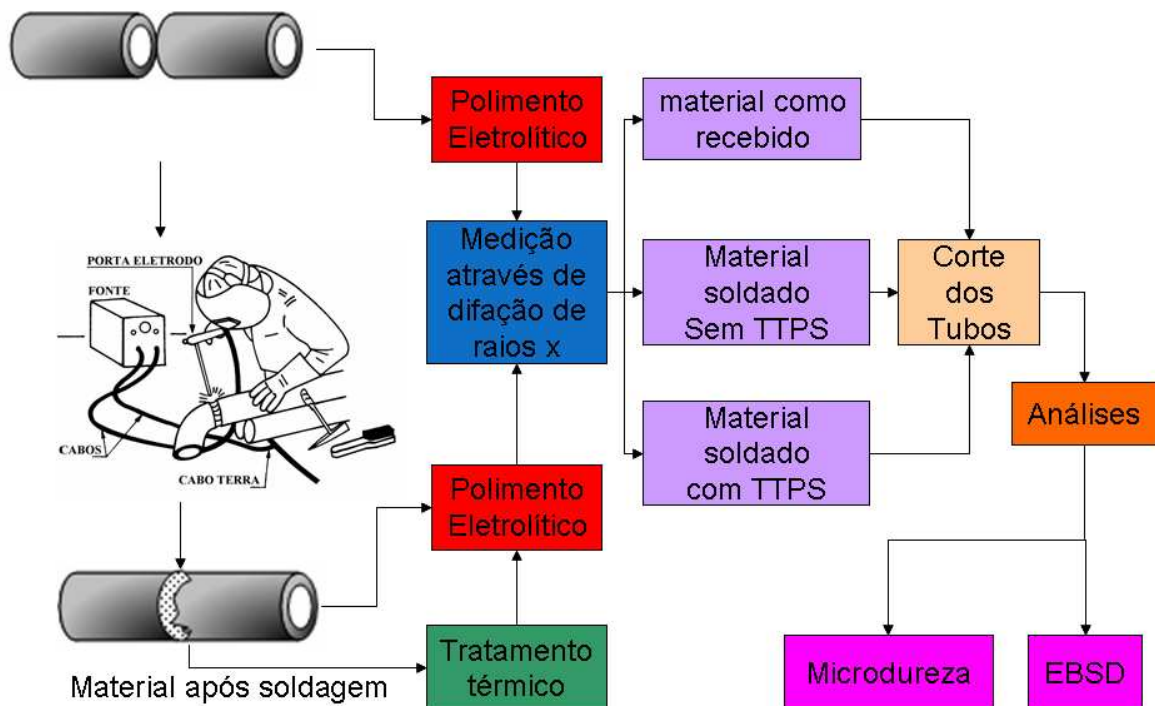


Figura 3.1: Esquema geral da metodologia de soldagem.

Soldagem dos Tubos

Os tubos de 2" de diâmetro, com comprimentos iguais ao seu diâmetro, cujas as dimensões são apresentadas na Tabela 3.3, foram soldados circunferencialmente. Os

tubos foram faceados para possibilitar a soldagem de topo e para garantir que não houvessem imperfeições na superfície na hora da soldagem.

Tabela 3.3: Dimensões do corpo de prova.

Diâmetro externo (mm)	Diâmetro Interno (mm)	Espessura (mm)	Comprimento (mm)
60,32	52,50	3,91	60,32

Os diversos processos de soldagem empregado estão discriminados na Figura 3.2. A soldagem foi feita usando o equipamento de soldagem automática TIG orbital no laboratório de Engenharia de Soldagem (ENGESOLDA) da UFC. O eletrodo utilizado foi um não consumível de tungstênio, como ilustra a Figura 3.3.

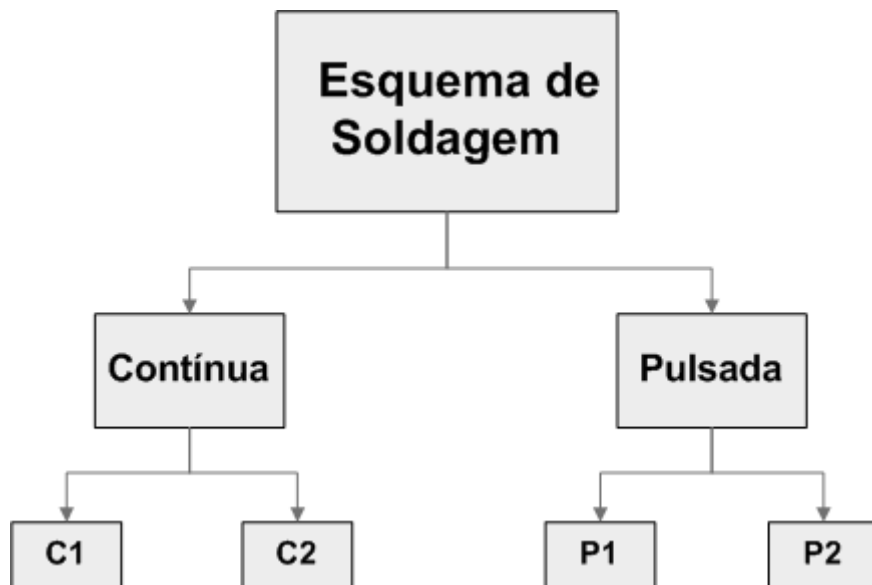


Figura 3.2: Esquema de soldagem dos tubos ASTM 106 Grau B.

A soldagem foi feita em um único passe. O gás utilizado para proteção foi o Argônio. Foram utilizadas duas formas de corrente contínua e pulsada, sendo estabelecido dois níveis de energia para cada tipo de corrente; conforme ilustram as Tabelas 3.4 e 3.5, respectivamente. A energia de soldagem foi calculada segundo a Equação 3.1. O rendimento térmico da fonte de energia adotado para o processo TIG foi de 0,65.

$$E = \frac{I \times V \times 60}{v \times 1000} \eta (kJ/cm) \quad (3.1)$$

Onde:

E = energia de soldagem (kJ/cm)

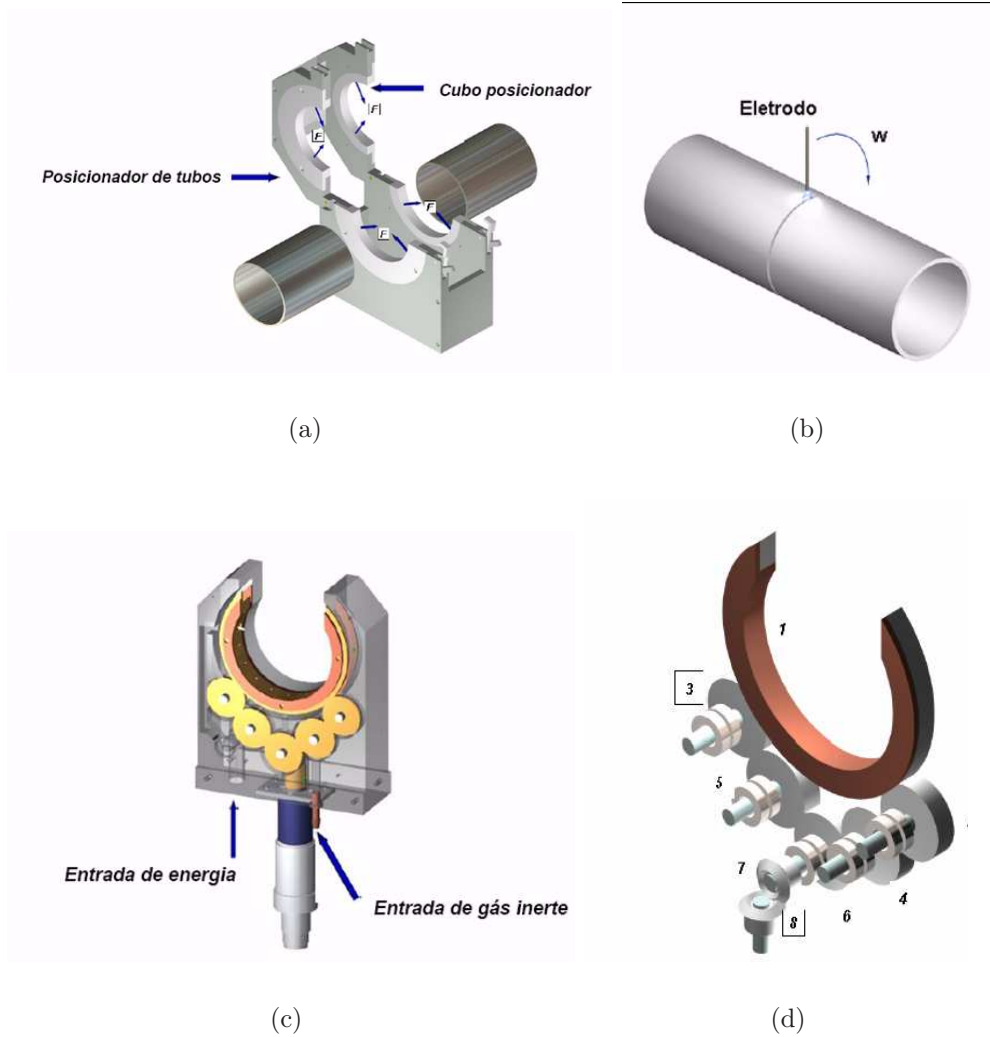


Figura 3.3: TIG Orbital. a) Posicionador do tubo. b) Eletrodo de tungstênio num movimento de translação ao redor de um tubo, com velocidade angular w . c) Vista interna do cabeçote do TIG Orbital. d) Conjunto cinemático para acionar o equipamento.

I = corrente média (A)

V =tensão média (V)

v =velocidade de soldagem (cm/min)

η =rendimento térmico

Tabela 3.4: Parâmetros da soldagem usando corrente *no pulse*.

Processo	Corrente (A)	Tensão (V)	Velocidade (cm/min)	Energia (kJ/cm)
C1	130	13,2	11,76	5,7
C2	87,8	13,2	13,26	3,4

Tabela 3.5: Parâmetros da soldagem usando corrente *low pulse*.

Processo	Corrente de Pico (A)	Corrente de Base (A)	Tensão (V)	Velocidade (cm/min)	Energia (kJ/cm)
P1	94,5	11,9	7,02	6,3	
P2	94,5	11,9	13,26	3,3	

O sistema de soldagem automática do TIG orbital é composto basicamente por uma fonte eletrônica CobraTIG-150 com cabeçote para soldagem orbital e sistema de refrigeração do cabeçote. O equipamento permite soldagem de tubos de até 3” de diâmetro externo e espessura da parede de até 0,12”. Diversos testes foram realizados de forma a conduzir às características desejadas.

Tratamento Térmico

O tratamento foi realizado em forno microcontrolado do Laboratório de Caracterização de Materiais - LACAM. A Figura 3.4 mostra a foto dos fornos utilizados para este tratamento. Os tubos soldados foram submetidos a tratamentos térmicos pós-soldagem utilizados pela Petrobrás-Lubnor para aliviar as tensões residuais, sendo este tratamento de 630°C, durante 96 minutos.

Os esquemas dos tratamentos utilizados neste trabalho estão apresentados nas Figuras 3.5. Os tubos foram aquecidos em forno, durante 4h até atingir a temperatura desejada. O resfriamento indicado no procedimento de soldagem da Petrobrás foi em forno, durante 4 horas. A forma de tratamento pós-soldagem foi variada, modificando-se as taxas de resfriamento conforme ilustra a Figura 3.6. As



Figura 3.4: Fornos utilizados para os tratamentos térmicos.

taxas de resfriamentos aplicadas foram: ao ar, em água e ao forno com taxas de resfriamento de $150^{\circ}\text{C}/\text{h}$ e de $25^{\circ}\text{C}/\text{h}$.

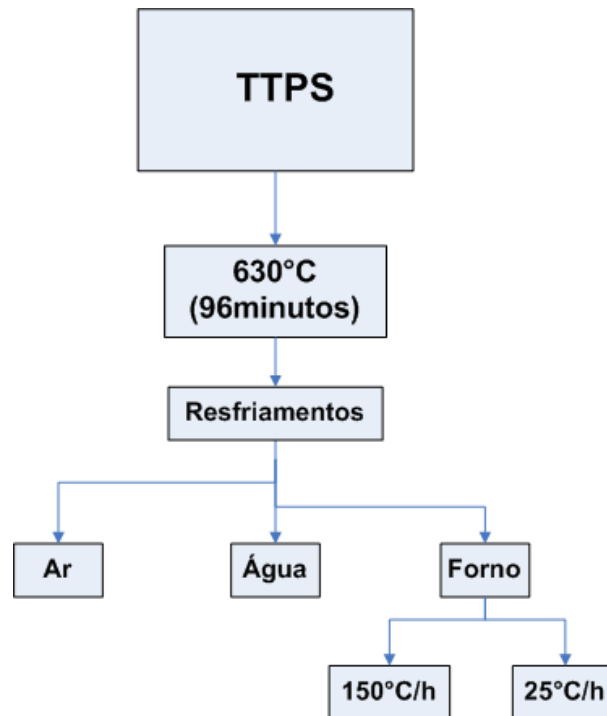


Figura 3.5: Esquema dos tratamentos térmicos para alívio de tensões.

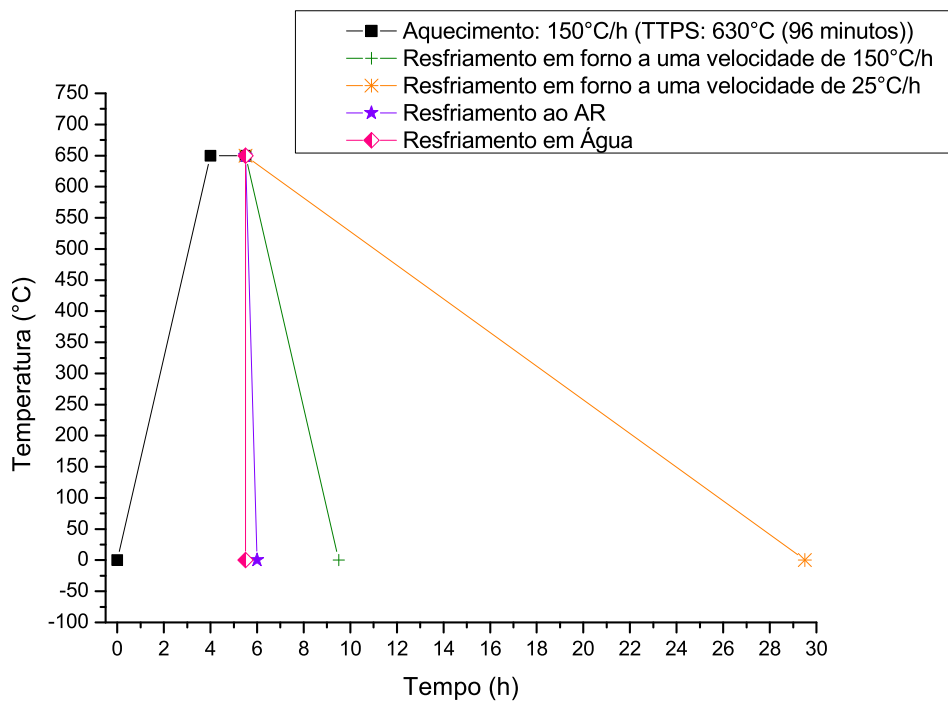


Figura 3.6: Diagrama do ciclos térmicos de TTPS aplicados às amostras.

Metalografia

A metalografia foi feita nas amostras como recebidas, soldadas para cada uma das energias e tratadas termicamente. A preparação do material para a metalografia foi feita da seguinte forma:

- i. Extração de amostras a partir dos tubos;
- ii. Lixamento com lixas 100, 220, 320, 400 e 600 μm ;
- iii. Polimento com pasta de diamante 3 μm , 1 μm e $\frac{1}{4}$ μm ;
- iv. Ataque químico com ácido Nital 5%, composto por 5 mL de HNO_3 para 100mL de metanol. O tempo de exposição médio foi de 5 segundos, sendo observado o aparecimento das regiões da solda;
- v. Após a preparação das amostras foi feita a observação microscópica do material no Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV), ilustrado na Figura 3.7, no Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Ceará (UFC).



Figura 3.7: Microscópio eletrônico de varredura utilizado para aquisição de imagens metalográficas e EBSD.

Polimento Eletrolítico

Os tubos passaram por um processo de desbaste eletrolítico para remoção de uma camada delgada de material, na ordem de décimos de milímetros, a fim de eliminar camadas de óxidos que interfeririam na medição das tensões. O polimento mecânico não foi empregado, uma vez que pode desenvolver tensões residuais de compressão na camada superficial analisada.

A célula eletrolítica usada nesta preparação, conforme ilustra a Figura 3.8 foi composta de uma cuba com ácido, tendo a área correspondente ao ataque limitado por uma fita isolante. A solução eletrolítica foi à base de HCl com 10% de concentração, sendo diluído em água destilada. Os parâmetros do ataque corrosivo estão ilustrados na Tabela 3.6. Os mesmos parâmetros e a célula para o ataque foram usados por Cruz (2006).

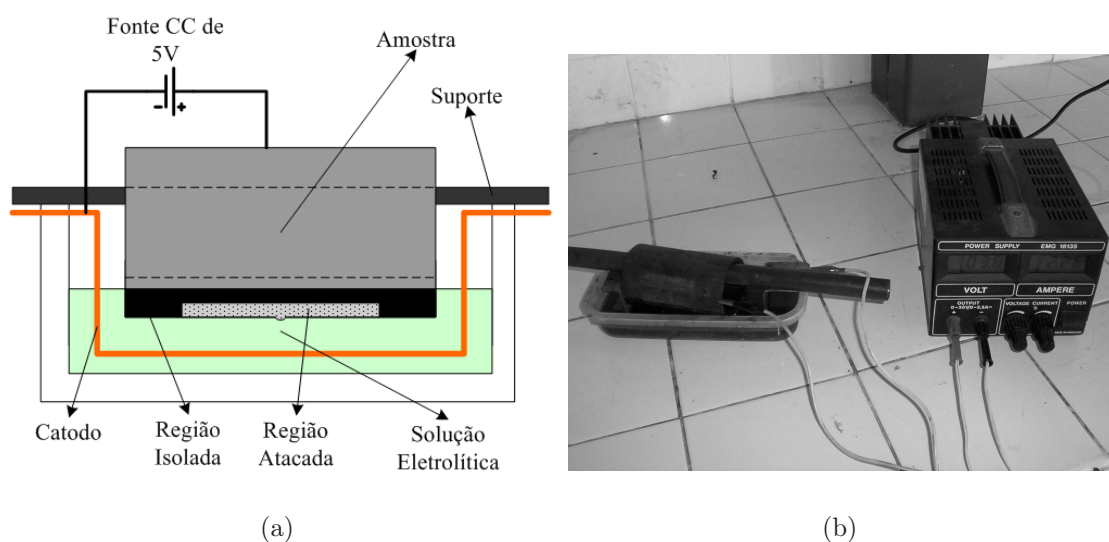


Figura 3.8: Ataque eletrolítico acelerado. a) Detalhe da célula eletrolítica. b) Vista de um ataque executado em duas amostras simultaneamente.

Tabela 3.6: Parâmetros utilizados no ataque eletrolítico.

Tensão (V)	Corrente (A)	Densidade de Corrente (A/cm^2)	Tempo (min)	Cátodo	Espessura Retirada (mm)
5,0	6,0	0,25	90	aço inox	0,4

Medição de Tensões Residuais

O procedimento para análise de tensões residuais no tubo de 2" foi feito utilizando o difratômetro convencional modelo X'Pert Philips, ilustrado na Figura 3.9, juntamente com o auxílio dos programas X'Pert Data e X'Pert Stress.



Figura 3.9: Difratômetro X'PERT PHILIPS.

Para a medição de tensões nos aços ASTM 106 Grau B foi utilizada a linha de difração (211) com ângulo de difração $\theta = 78,1^\circ$, com comprimento de onda (λ) igual a 2,2911 Å. A radiação utilizada foi CrK_α . Utilizou-se ângulos ψ na faixa de 0 a 60° , sendo medidas as tensões residuais com 6 ângulos distintos pertencentes a esta faixa. O tamanho do feixe incidente é 10 mm de comprimento por 1,5 mm de largura, como esquematizado na Figura 3.10.

Foram medidos tubos na condição como recebido e tubos soldados com as condições C_1 , C_2 , P_1 e P_2 . Estas condições de soldagens foram apresentadas nas Tabelas 3.4 e 3.5. Também foram medidos tubos soldados (C_1 , C_2 , P_1 e P_2) e tratados termicamente para alívio de tensões.

Após a medida no difratômetro, as medidas obtidas pelo programa X'PERT Data Collector foram transportadas para o X'PERT Stress, a fim de calcular as tensões residuais presentes nos tubos. A tela do program X'PERT STRESS é mostrada na Figura 3.11a). Nesta tela várias informações sobre as medições de tensões são obtidas, tais como: valor de tensões, desvio padrão destas medidas, curva



Figura 3.10: Esquema do tamanho do feixe incidente nos tubos.

$\sin^2 \psi$ versus a distância interplanar, dentre outras. As intensidades difratadas com varredura θ para cada ψ são coletadas. Posteriormente, são plotadas cada $\sin^2 \psi$ com sua distância interplanar correspondente. Com os dados deste gráfico são calculados os valores de tensões.

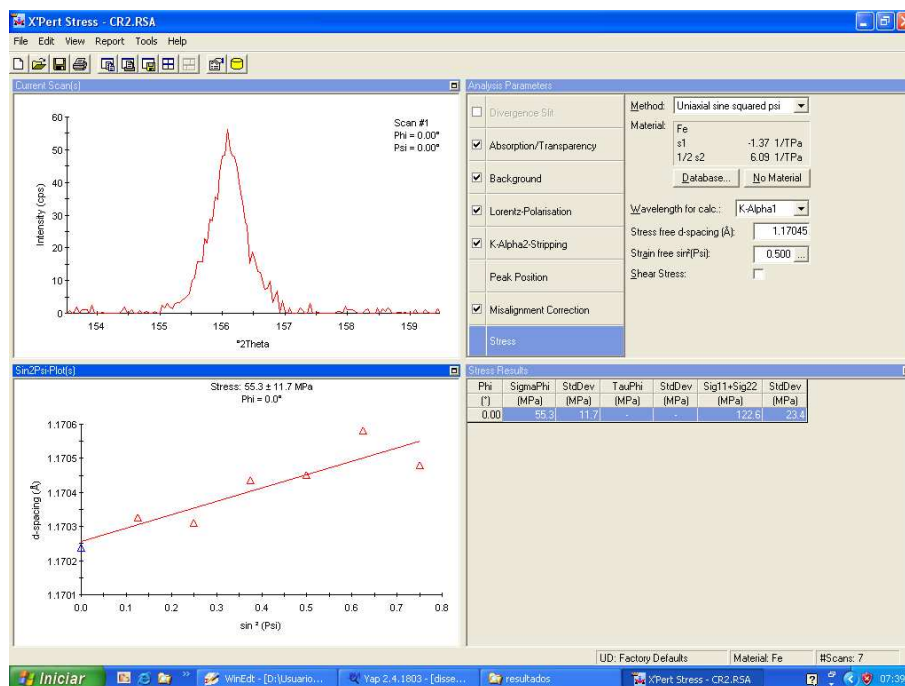


Figura 3.11: Janela do programa X'PERT STRESS para o cálculo de tensões.

A inclinação da curva $\sin^2 \psi$ versus a distância interplanar fornece a informação sobre o tipo de tensão existente (compressiva ou trativa). Para curvas $\sin^2 \psi$ versus a distância interplanar crescentes tem-se um perfil trativo naquele ponto medido,

como ilustrado na Figura 3.12(a). Para curvas $\sin^2 \psi$ versus a distância interplanar decrescentes tem-se um perfil compressivo, como ilustrado na Figura 3.12(b).

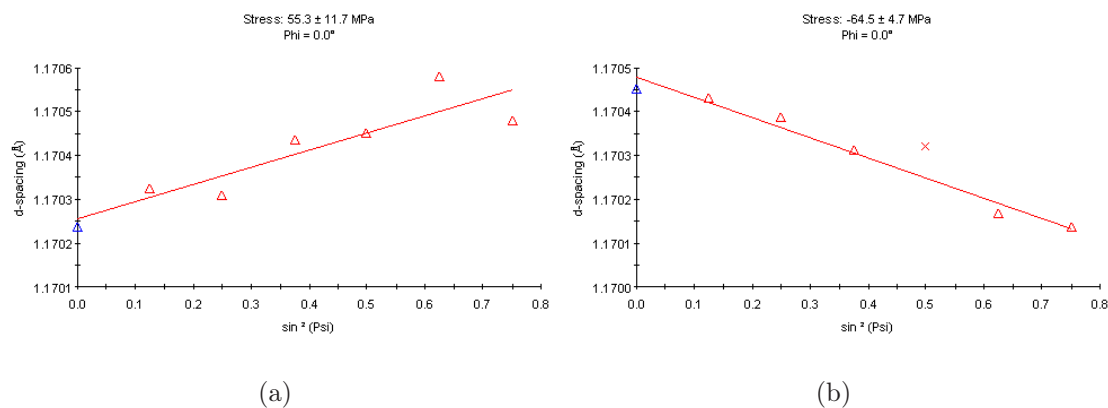


Figura 3.12: Curva $\sin^2 \psi$ versus a distância interplanar. a) Comportamento trativo. b) Comportamento compressivo.

Para cada tubo analisado foram medidos vários pontos tanto à direita quanto à esquerda do cordão de solda. Posteriormente, estes pontos foram plotadas em um gráfico (tensões versus distância do centro do cordão de solda). Desta forma, tem-se o perfil de tensões ao longo dos tubos.

Medição de Microdureza

Foram levantados perfis de microdureza da região da zona fundida (ZF), zona afetada pelo calor (ZAC) e metal de base para verificar o efeito do ciclo térmico de soldagem sobre a dureza e se os níveis estão dentro dos aceitáveis pela norma.

As amostras foram extraídas dos tubos e embutidas em baquelite, como ilustra o esquema da Figura 3.13. Foram analisadas a superfície transversal da solda, medindo-se nas bordas mais próximas da superfície interna e externa. A preparação para o ensaio de microdureza foi feita através do lixamento em lixas de granulometria n° 100, 220, 320, 400, 600 e 1200; seguidas de polimento em pasta de diamante de 6, 3 e 1 μm . O ensaio foi realizado no Laboratório de Caracterização de Materiais (LACAM), utilizando um microdurômetro Vickers, da marca SHIMADZU HMV, mostrada na Figura 3.14.

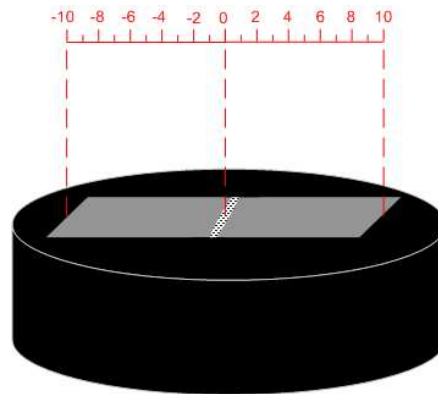


Figura 3.13: Esquema de medição de microdurezas.



Figura 3.14: Microdurômetro da marca SHIMADZU.

Medição de Microtextura

Após a medição de tensões residuais, foram extraídas amostras para verificar a textura e analisar microtextura por EBSD.

Para análise de microtextura foi empregado a técnica de difração de elétrons retroespalhados (EBSD). Foram analisadas amostras soldadas sem TTPS para as diversas condições apresentadas nas Tabelas 3.4 e 3.5, bem como os tubos soldados com tratamento térmico pós-soldagem.

A preparação das amostras para análise de EBSD não é trivial, sendo portanto mais criteriosa para se conseguir um nível de qualidade aceitável. Defeitos

sub-superficiais não são visíveis na imagem eletrônica, todavia tornam-se visíveis no mapa de qualidade, tendo um efeito cristalográfico significativo. O polimento com pasta de diamante pode induzir tensões residuais ou danos na superfície após o ataque.

Para tanto, as amostras utilizadas na microscopia óptica foram submetidas ao polimento extra usando uma politriz automática em banho de sílica coloidal durante 30 minutos.



Figura 3.15: Esquema de medição da técnica de EBSD.

O equipamento de medição do EBSD é acoplado ao MEV, conforme ilustra a Figura 3.15. O método de caracterização microestrutural utilizado é baseado na análise dos padrões de Kikuchi como ilustra a Figura 2.18, obtidos pela técnica de EBSD, que são indexados automaticamente através de um programa de coleta de dados da Oxford Instruments-UK, o qual faz identificação dos planos da rede cristalina e dos eixos de zona (CARVALHO, 2005).

As amostras foram inclinadas de 70 graus em relação ao feixe incidente para minimizar o efeito do espalhamento incoerente. O feixe de elétrons é focalizado no ponto de interesse, que em uma tela fosforescente é localizada próxima à amostra com a superfície da tela paralela ao feixe eletrônico. Os padrões são recebidos na

tela fosforescente e uma câmera CCD captura os padrões de difração através de uma janela de vidro, conforme ilustrado na Figura 3.15. A imagem do padrão é então digitalizada e a orientação do cristal é determinada a partir da posição das linhas de Kikuchi (CARVALHO, 2005).

A orientação cristalográfica de um grande número de pontos é armazenada em um arquivo com diversas informações para cada ponto: coordenadas (x, y) do ponto, ângulos de Euler da célula unitária com relação aos eixos da amostra, índice de qualidade (IQ) da imagem do padrão de Kikuchi, índice de confiança (IC) da identificação do padrão, tom de cinza do coletado pelo detector de elétrons usado e fase cristalina. O índice de qualidade é uma medida da nitidez das bandas de Kikuchi através da altura das Gaussianas identificadas no espaço de Hough (CARVALHO, 2005).

Capítulo 4

Resultados

Este capítulo tem a finalidade de apresentar, analisar e discutir os resultados experimentais obtidos em cada etapa da metodologia proposta.

4.1 Análise de Tensões Residuais

A Figura 4.1 mostra o esquema de medição dos tubos ASTM 106 Grau B. O ataque eletroquímico correspondeu a uma extensão de 48 mm, medidos a partir do centro do cordão de solda até o metal de base, correspondendo 24 mm à direita e 24 mm à esquerda do cordão. O ataque eletroquímico foi usado com intuito de preparar a superfície para medição, evitando a remoção mecânica que gerariam indução de tensões externas na região de interesse, o que acarretaria erros na avaliação das tensões residuais pela soldagem. Os resultados de medição das tensões residuais são mostrados em gráficos que exibem os níveis de tensões com relação à localização do

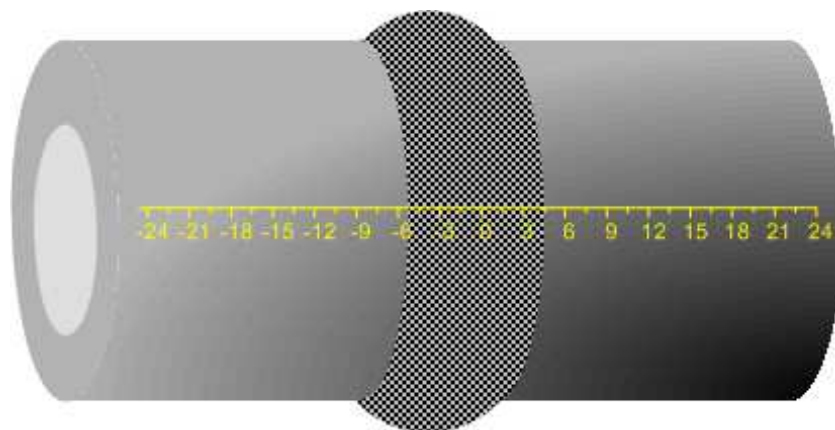


Figura 4.1: Esquema de medição das tensões residuais nos tubos.

ponto analisado. Foram medidas as tensões mantendo-se a orientação de incidência do feixe paralela ao eixo longitudinal. Quando o componente soldado apresenta uma grande espessura (superior a cerca de 25 mm), as tensões residuais em outras direções podem se tornar significativas. (MODENESI, 2001).

As medições de tensões residuais para cada tubo foi feita no centro do cordão de solda, tomado como marco zero e cada 3 mm do ponto anterior; totalizando 21 mm medidos à direita e 21 mm medidos à esquerda, conforme ilustra a Figura 4.1. Foram analisados tubos no estado como recebido, soldados com e sem tratamento térmico para alívio das tensões.

4.1.1 Análise de Tensões Residuais para Tubos Soldados sem TTPS

Tubos Soldados com Corrente sem Pulsação

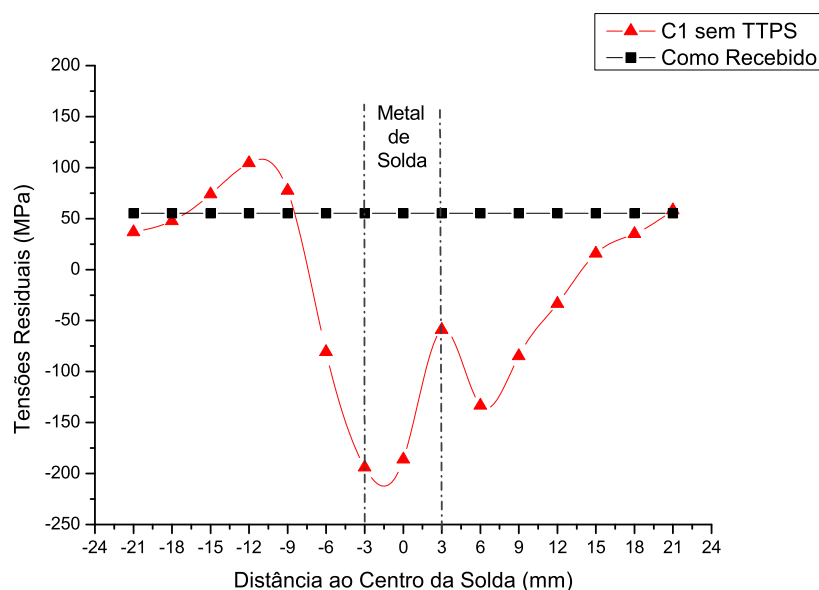


Figura 4.2: Perfil das tensões residuais para o tubo na condição como recebido e soldado com os parâmetros C_1 .

A Figura 4.2 ilustra o perfil de distribuição das tensões residuais na superfície externa dos tubos ASTM 106 Grau B para o material como recebido e soldado na condição C_1 , com energia $E_{C_1} = 5,7 \text{ kJ/cm}$. As linhas tracejadas indicam a margem do metal de solda, cobrindo uma faixa de 3 mm à direita e 3 mm à esquerda do centro do cordão de solda. Este padrão será repetido para as demais figuras.

O material no estado como recebido apresentou um perfil das tensões trativo e linear ao longo de toda sua extensão, tendo um valor médio de 50 MPa. De acordo com Campos, Machado e Hirsh (2006), o valor de 50 MPa (em módulo) é um valor bastante baixo para tensões residuais em aços.

Para o material soldado na condição C_1 constata-se que as tensões são compressivas ao longo do metal de solda, diminuindo gradativamente ao se afastarem do centro do cordão até atingirem valores trativos no metal de base. O metal de base foi caracterizado por valores trativos próximos ao do material no estado como recebido. A máxima tensão medida para este condição foi de $-186 MPa$, com erro de $\pm 25 MPa$, no centro do cordão de solda. Outro ponto com valor de tensão elevado foi identificado no lado esquerdo da ZAC, fornecendo uma tensão no valor de $-194 MPa$, como erro na ordem de $\pm 11 MPa$.

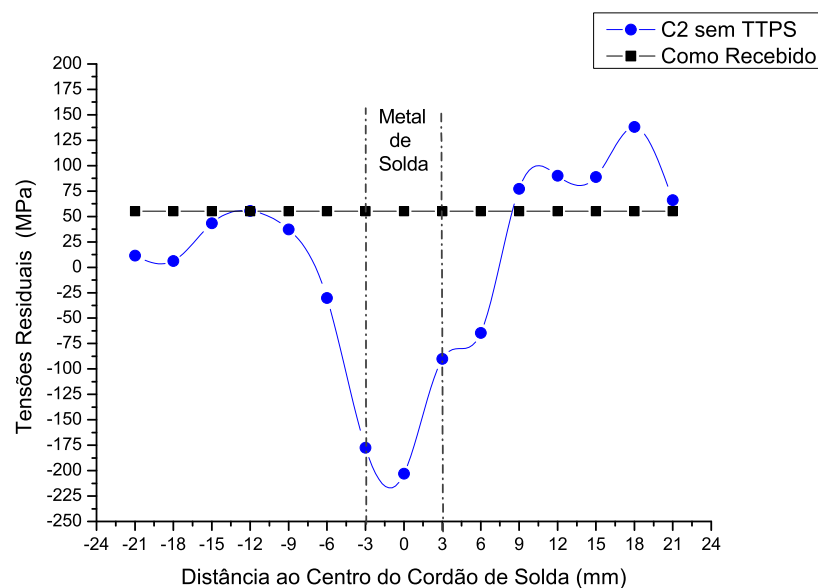


Figura 4.3: Perfil das tensões residuais para o tubo na condição como recebido e soldado com os parâmetros C_2 .

A Figura 4.3 ilustra o perfil de distribuição das tensões residuais na superfície externa dos tubos ASTM 106 Grau B para o material como recebido e soldado com corrente sem pulsação C_2 , com energia $E_{C_2} = 3,4 kJ/cm$. Para o material soldado na condição C_2 , o comportamento observado foi similar ao apresentado em C_1 . As tensões são compressivas ao longo do metal de solda, diminuindo gradativamente ao se afastarem do centro do cordão até atingirem valores trativos em $x = 9mm$

e $x = -9 \text{ mm}$ no metal de base. O metal de base foi caracterizado por valores trativos próximos ao material como recebido. Os valores máximos de tensões foram observados no centro do cordão de solda ($-203 \pm 12 \text{ MPa}$) e na ZAC adjacente ao cordão ($-177,5 \pm 12,1 \text{ MPa}$).

Observou-se que para todos os tubos soldados de forma automática com corrente sem pulsação (C_1 e C_2) apresentaram tensões compressivas na região de solda e trativas no metal de base. Estes resultados contrariam o comportamento das tensões em materiais soldados (MODENESI, 2001). Todavia, outros autores observaram o mesmo comportamento (compressiva no metal de solda e trativa no metal de base) em suas análises.

Cruz (2006) estudou o perfil das tensões residuais em chapas de 38 mm de espessura de aço ASTM A 516 Grau 60 soldado com eletrodo revestido básico AWS E7018, com 3,25 mm de diâmetro. Ele observou a existência de tensões compressivas com valores máximos de 260 MPa no metal de solda. Estes valores são próximos aos encontrados neste trabalho e ainda apresentam perfis similares. O autor afirma que estes valores não sejam crítico para falhas por meio de trincas, todavia, deve-se ter uma avaliação mais aprofundada; uma vez que comprometem a integridade da estrutura no que diz respeito à possíveis distorções.

Silva (2007) analisou o comportamento de tensões para tubos ASTM 106 Grau B de 2" de diâmetro soldado pelo processo TIG Orbital, com energia de 3,1 kJ/cm, utilizando corrente sem pulsação. O autor também observou a existência de tensões compressivas na região da solda e de tensões trativas na região mais afastada do cordão de solda. Os valores máximos de tensões residuais encontrados foram localizados no centro de cordão de solda com valores de magnitude de -218 MPa , cujo valor é próximo ao encontrado neste trabalho (-203 MPa , $E_{C2} = 3,4 \text{ kJ/cm}$). O autor analisou, ainda, tubos do mesmo material soldados de forma manual com soldador qualificado pela Petrobrás. De forma análoga, os perfis de tensões apresentaram-se compressivos ao longo do metal de solda.

Tubos Soldados com Corrente Pulsada

A Figura 4.4 ilustra o perfil de distribuição das tensões residuais na superfície externa dos tubos ASTM 106 Grau B para o material como recebido e soldado com corrente pulsada P_1 , com energia $E_{P1} = 6,3 \text{ kJ/cm}$.

Para o material soldado na condição P_1 , o comportamento observado foi similar

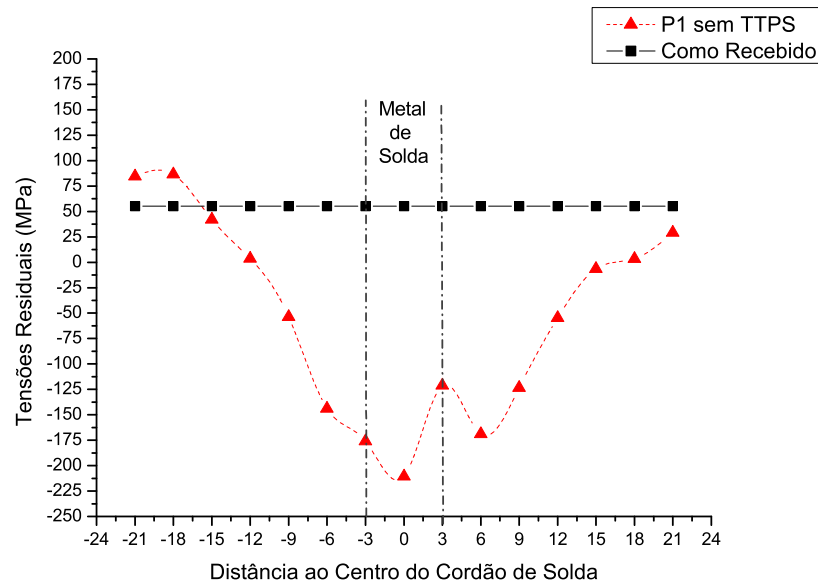


Figura 4.4: Perfil das tensões residuais para o tubo na condição como recebido e soldado com os parâmetros P_1 .

ao tubos soldados com corrente sem pulsação (C_1 e C_2). As tensões apresentaram-se compressivas ao longo do metal de solda, diminuindo gradativamente ao se afastarem do centro do cordão até atingirem valores trativos no metal de base. O metal de base foi caracterizado por valores trativos com valores próximos ao material como recebido. Os valores máximos de tensões foram observados no centro do cordão de solda ($-210,7 \pm 17 \text{ MPa}$) e na ZAC, em $x = -3 \text{ mm}$ e na em $x = 6 \text{ mm}$, com valores de $-176 \pm 17 \text{ MPa}$ e $-169 \pm 3 \text{ MPa}$, respectivamente adjacente ao cordão ($-177,5 \pm 12 \text{ MPa}$).

A Figura 4.5 ilustra o perfil de distribuição das tensões residuais na superfície externa dos tubos ASTM 106 Grau B para o material como recebido e soldado na condição P_2 , com energia $E_{P_2} = 3,3 \text{ kJ/cm}$.

Para o material soldado na condição P_2 , o comportamento observado foi similar ao tubos soldados com corrente pulsada (P_1). As tensões apresentaram-se compressivas ao longo do metal de solda, passando a tensões trativas em $x=9 \text{ mm}$. O metal de base foi caracterizado por valores trativos com valores próximos ao material como recebido. Os picos de tensões foram observados no centro do cordão de solda ($-143,4 \pm 13,5 \text{ MPa}$) e na ZAC, em $x = -3 \text{ mm}$ e na ZAC em $x = 6 \text{ mm}$, com

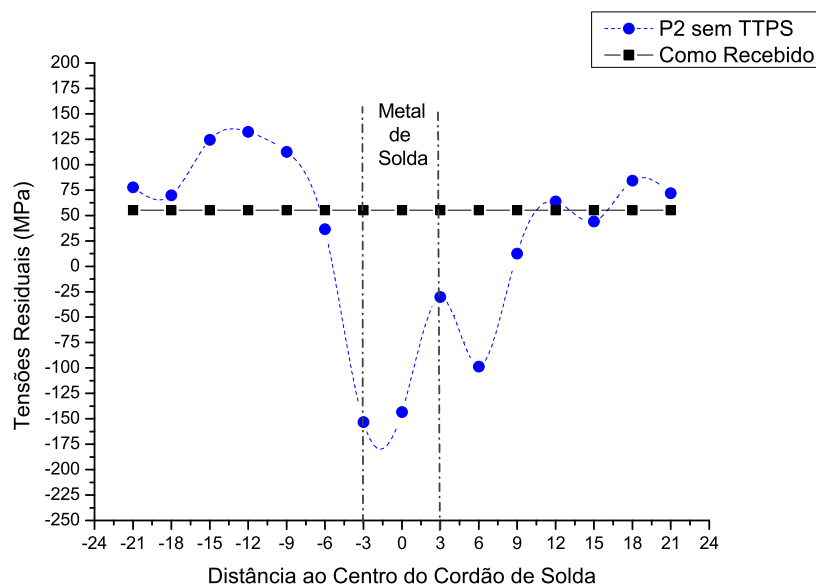


Figura 4.5: Perfil das tensões residuais para o tubo na condição como recebido e soldado com os parâmetros P_2 .

valores de $-153,3 \pm 10$ MPa e $-98,7 \pm 13$ MPa, respectivamente.

Análise dos efeitos da energia de soldagem

A Figura 4.6 ilustra a comparação entre as curvas C_1 e C_2 que foram soldados com corrente sem pulsação com valores de 130 e 87,8 A, respectivamente. A curva de tensões do material como recebido também é apresentado a fim de estabelecer uma base de comparação entre os dois níveis de energia.

Na Figura 4.6, observa-se que o perfil das tensões foi similar para ambos aportes térmicos (C_1 e C_2). O valor de tensão para o centro do cordão de solda para a curva C_1 foi de $-159,8$ MPa e $-144,9$ MPa para C_2 . Percebe-se que a região da solda e da ZAC adjacente a região da solda apresentaram pouca diferença nos níveis de tensões. À esquerda da curva, há uma tendência de redução das tensões compressivas, tornando-se trativa em $x = -9$ mm para ambos níveis de energia. Todavia, observa-se à direita do cordão de solda que a curva C_1 diminui de forma mais lenta os níveis de tensões compressivas, passando a trativa somente em $x = 15$ mm; ao passo que para C_2 a redução das tensões compressivas é mais brusca, tornando-se trativa em $x = 9$ mm.

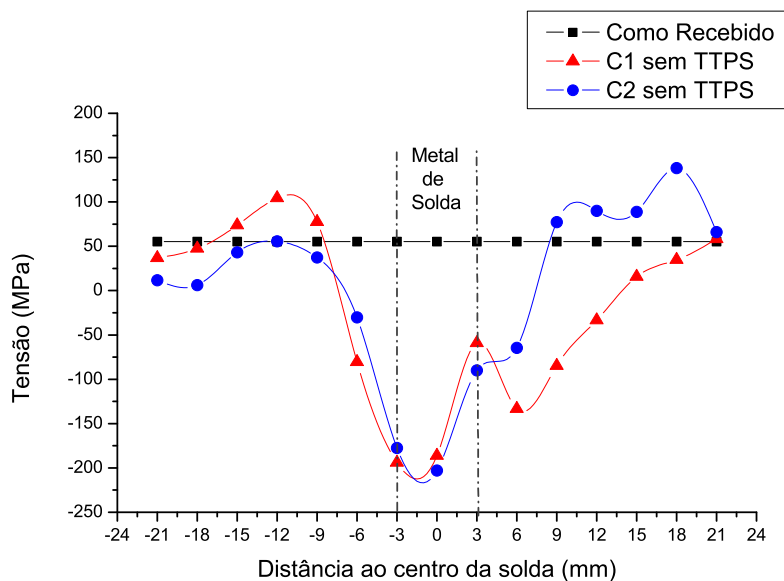


Figura 4.6: Distribuição das tensões residuais para o material como recebido (CR) e tubos soldados com corrente sem pulsação para os níveis de energias $E_{C1} = 5,7 \text{ kJ/cm}$ e $E_{C2} = 3,4 \text{ kJ/cm}$.

Segundo Modenesi (2001) os níveis de tensões residuais em uma junta soldada pode ser diminuído reduzindo-se a quantidade de calor fornecido à junta. Para uma maior corrente de soldagem e, portanto, uma maior energia de soldagem poderia se esperar valores de tensões residuais mais elevados. Todavia, observa-se o efeito da corrente não foi tão significativo nas variação dos níveis de tensões residuais.

Análise dos efeitos do tipo de pulso

Na Figura 4.7 são plotados os perfis de distribuição de tensões para tubos soldados com corrente sem pulsação C_2 ($E_{C2} = 3,4 \text{ kJ/cm}$) e corrente pulsada P_2P_2 ($E_{P2} = 3,3 \text{ kJ/cm}$).

Compara-se na Figura 4.7 os perfis de tensões para o nível de tensão 2. Observa-se que as curvas C_2 e P_2 apresentaram o mesmo comportamento. Contudo, os níveis de tensões para a curva P_2 na região da solda apresentaram-se menos compressivos que C_2 . A transição do perfil compressivo para o trativo ocorre em $x = 9 \text{ mm}$ (à direita do cordão) para ambas as curvas. À esquerda, a transição ocorre mais rápido para P_2 ($x = -6 \text{ mm}$).

Pode-se concluir que a soldagem com corrente pulsada gera menores níveis de

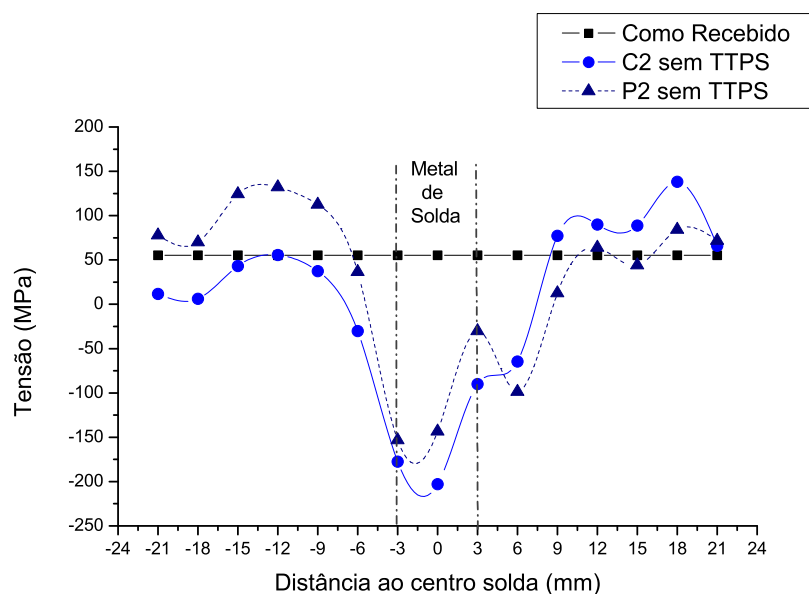


Figura 4.7: Distribuição das tensões residuais para o material como recebido (CR) e tubos soldados com corrente sem pulsação C_2 ($E_{C_2} = 3,4 \text{ kJ/cm}$) e pulsada P_2 ($E_{P_2} = 3,3 \text{ kJ/cm}$).

tensões residuais. O efeito da pulsação na corrente gera um menor aquecimento da junta soldada e, portanto, menores níveis de tensões residuais.

Análise dos Efeitos da Velocidade de Soldagem

Na Figura 4.8 observa-se os níveis de tensões para materiais soldados nas condições P_1 ($E_{P_1} = 6,3 \text{ kJ/cm}$) e P_2 ($E_{P_2} = 3,3 \text{ kJ/cm}$). Neste item são comparadas os efeitos das velocidades de soldagem para P_1 ($7,02 \text{ cm/min}$) e P_2 ($13,26 \text{ cm/min}$).

Observa-se para ambas as curvas analisadas na Figura 4.8 que o perfil das tensões residuais foi similar. Todavia, para a condição de soldagem P_2 com menor aporte térmico, os níveis foram menores que os soldados com maior aporte térmico (E_{P_1}). Comparando-se os picos de tensões no centro do cordão de solda, observa-se que a diferença entre eles foi superior a 60MPa; sendo o valor para P_2 de $-143,4 \pm 13,5 \text{ MPa}$ e para P_1 de $-210,7 \pm 17 \text{ MPa}$. Por ter menor nível de energia, a curva P_2 possui menor extensão dos efeitos térmicos; de foram que a região mais afetada (metal de solda e ZAC adjacente) é menor. O restante (metal de base) tend ea ser semelhante ao material como recebido. Logo esta curva apresenta uma transição do perfil compressivo para o trativo de forma mais rápida. Esta transição para P_2

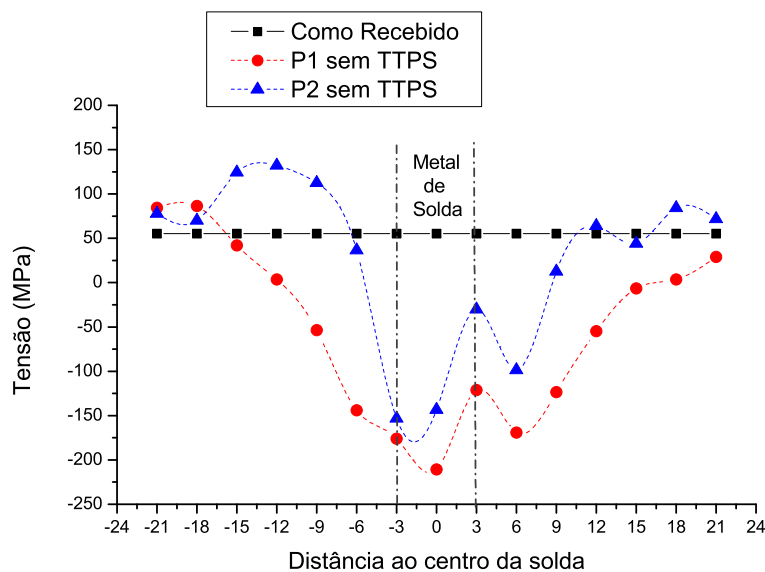


Figura 4.8: Distribuição das tensões residuais para o material como recebido (CR) e tubos soldados com corrente pulsada para os níveis de energia $E_{P1} = 6,3 \text{ kJ/cm}$ e $E_{P2} = 3,3 \text{ kJ/cm}$.

ocorreu em $x = 9 \text{ mm}$ à direita do cordão de solda e $x = -6 \text{ mm}$ à esquerda do cordão. Para P1, a transição do perfil compressivo para o trativo ocorreu em $x = 18 \text{ mm}$ à direita do cordão e $x = -12 \text{ mm}$ à esquerda.

Observa-se que a velocidade influi de maneira significativa nos níveis de tensões residuais. Então pode-se concluir, observando os perfis de tensões para material soldado nas condições apresentadas neste trabalho (P_1 e P_2), que uma maior velocidade (P_2) resulta em um menor energia e menor quantidade de calor fornecida a junta. Logo os níveis de tensões residuais são menores para esta condição.

Comparação dos Níveis de Tensões para os Processos de Soldagem utilizados

Comparando todas as condições de soldagem utilizadas nestes trabalho (C_1 , C_2 , P_1 , P_2), observa-se que as curvas de nível P_2 apresentaram níveis de tensões compressivas ligeiramente inferiores aos demais, conforme ilustra a Figura 4.9. De acordo com Modenesi (2001), o nível de tensões residuais em uma junta soldada pode ser diminuído reduzindo-se a quantidade de calor fornecido à junta ou o peso de metal depositado. Neste caso, a menor quantidade de calor fornecida à junta e

maior velocidade de soldagem ocorre em P_2 que possui menor aporte térmico. Não só o aporte térmico é analisado para esta curva como também o efeito benéfico nos níveis de tensões para a pulsação empregada neste processo de soldagem.

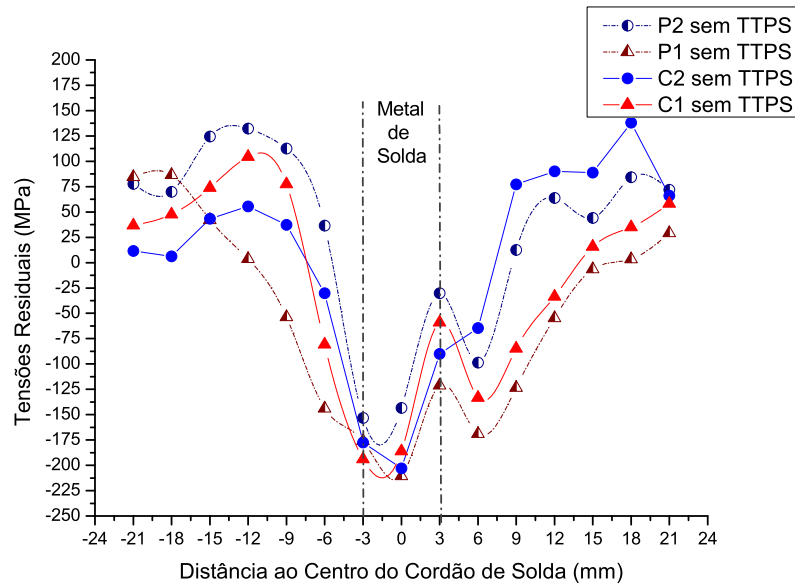


Figura 4.9: Distribuição das tensões residuais para as condições de soldagem sem tratamento térmico (C_1 , C_2 , P_1 e P_2).

4.1.2 Análise de Tensões Residuais para Tubos Soldados com TTPS

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 com diversos tratamentos térmicos pós-soldagem para alívio das tensões residuais. Os tratamentos empregados foram a temperatura de 630°C, durante 96 min, com diversas formas de resfriamento: ao forno com velocidades de 150°C/h e 25°C/h, ao ar e em água.

Tubos Resfriados à Taxa de 150°C/h

A Figura 4.10 ilustra o perfil de distribuição das tensões residuais na superfície externa dos tubos ASTM 106 Grau B para o material como recebido e soldado com corrente sem pulsação C_1 , com energia $E_{C1} = 5,7 \text{ kJ/cm}$ sem TTPS e soldado nesta mesma condição com TTPS (630°C, durante 96min e resfriado em forno a uma taxa

de 150°C/h). Este tratamento é utilizado nas unidades de refino da Petrobras para alívio das tensões residuais (PETROBRAS, 1999).

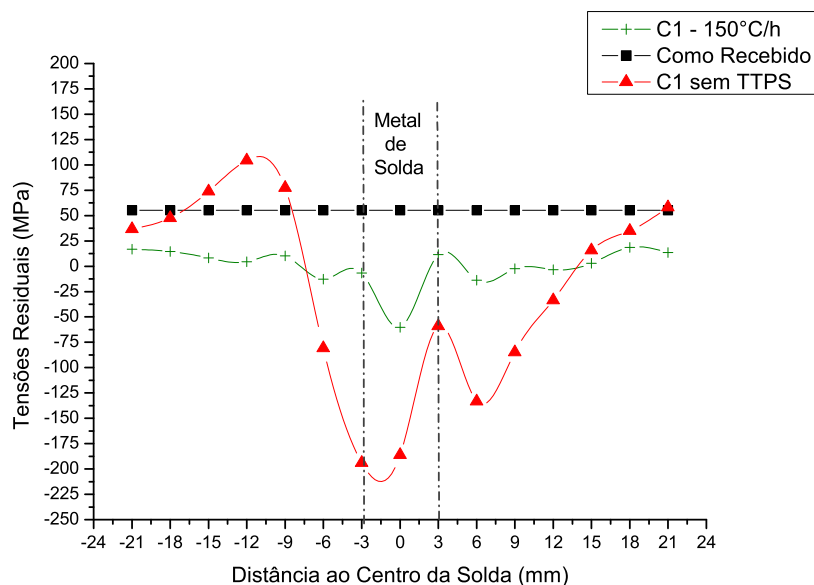


Figura 4.10: Distribuição das tensões residuais para o material como recebido (CR), soldados com a condição C_1 ($E_{C_1} = 3,4 \text{ kJ/cm}$) sem TTPS e com TTPS (resfriado a uma taxa de 150°C/h).

Comparando-se as duas curvas para o material soldado sem TTPS e soldado com TTPS, percebe-se que o tratamento permitiu um alívio parcial das tensões. O valor máximo de tensão observado na região da solda para o material sem TTPS foi de $-186,2 \pm 25 \text{ MPa}$, ao passo que o material tratado termicamente apresentou valor de tensão 3 vezes menor ($-60,2 \pm 11 \text{ MPa}$). Na ZAC à esquerda do metal de solda ($x = -3\text{mm}$) observou-se um alívio quase total das tensões, passando de $-194 \pm 11 \text{ MPa}$ para $-6,7 \pm 4 \text{ MPa}$ para o material com TTPS. À direita da ZAC ($x = 3\text{mm}$), observou-se que houve a mudança dos níveis de tensões de $-59,1 \pm 7 \text{ MPa}$ (C_1) para $11,4 \pm 5 \text{ MPa}$ (C_1 com TTPS). Os demais pontos do corpo de prova C_1 com TTPS apresentam um aspecto similar ao material como recebido, com níveis de tensões inferiores à 20MPa , oscilando sutilmente em torno de zero.

A Figura 4.11 ilustra o perfil de distribuição das tensões residuais na superfície externa dos tubos ASTM 106 Grau B para o material como recebido e soldado na condição C_2 , com energia $E_{C_2} = 3,4 \text{ kJ/cm}$ sem TTPS e soldado nesta mesma

condição com TTPS. O tratamento térmico empregado foi a temperatura de 630°C , durante 96min e resfriado em forno a uma taxa de $150^{\circ}\text{C}/\text{h}$.

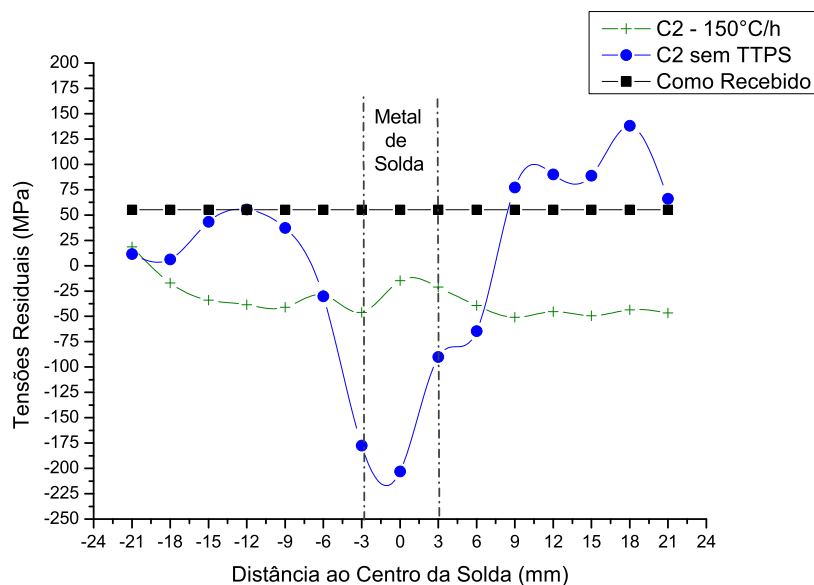


Figura 4.11: Distribuição das tensões residuais para o material como recebido (CR), soldados com a condição C_2 ($E_{C2} = 3,4 \text{ kJ/cm}$) sem TTPS e com TTPS (resfriado a uma taxa de $150^{\circ}\text{C}/\text{h}$).

Comparando-se as duas curvas para o material soldado sem TTPS e soldado com TTPS, percebe-se que o tratamento permitiu um alívio parcial das tensões. O valor máximo de tensão observado na região da solda para o material sem TTPS foi de $-203 \pm 12 \text{ MPa}$, ao passo que o material tratado termicamente apresentou um nível de tensão cerca de 4 vezes menor ($-14,7 \pm 8 \text{ MPa}$). Na ZAC, no ponto adjacente ao metal de solda à esquerda ($x = -3 \text{ mm}$), observou-se uma redução das tensões, passando de $-177,5 \pm 12 \text{ MPa}$ para $-46,5 \pm 7 \text{ MPa}$ para o material com TTPS. À direita da ZAC ($x = 3 \text{ mm}$), observou-se que houve a mudança dos níveis das tensões de $-90,1 \pm 11 \text{ MPa}$ (C_1) para $-21,2 \pm 4 \text{ MPa}$ (C_1 com TTPS). Os demais pontos tanto à direita quanto à esquerda do cordão oscilaram em torno de -50 MPa .

A Figura 4.12 ilustra o perfil de distribuição das tensões residuais na superfície externa dos tubos ASTM 106 Grau B para o material como recebido e soldado com corrente pulsada P_1 , com energia $E_{P1} = 6,3 \text{ kJ/cm}$ sem TTPS e soldado nesta mesma condição com TTPS (630°C , durante 96 min e resfriado em forno a uma taxa de $150^{\circ}\text{C}/\text{h}$).

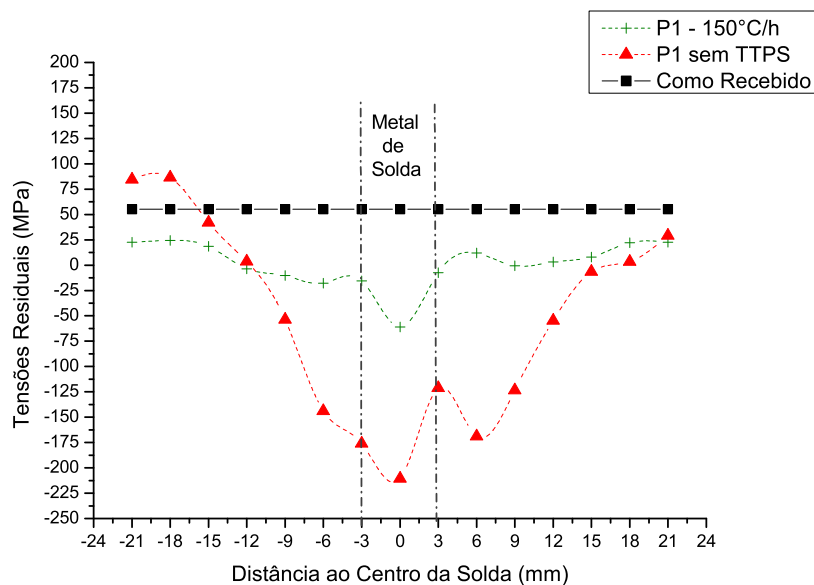


Figura 4.12: Distribuição das tensões residuais para o material como recebido (CR), soldados com a condição P_1 ($E_{P_1} = 6,3 \text{ kJ/cm}$) sem TTPS e com TTPS (resfriado a uma taxa de 150°C/h).

Comparando-se as duas curvas para o material soldado sem TTPS e soldado com TTPS, percebe-se que o tratamento permitiu um alívio parcial das tensões. O pico de tensão observado na região da solda para o material sem TTPS foi de $-210,7 \pm 17$ MPa, ao passo que o material tratado termicamente apresentou um nível de tensão cerca de 3,5 vezes menor (-61 ± 8 MPa). Na ZAC no ponto adjacente ao metal de solda à esquerda ($x = -3 \text{ mm}$) observou-se uma redução nas tensões, passando de -176 ± 17 MPa para $-15,6 \pm 6$ MPa para o material com TTPS. À direita da ZAC ($x = 3 \text{ mm}$), observou-se que houve praticamente o alívio total das tensões, passando de $-121,2 \pm 11$ MPa (P_1) para $-7,5 \pm 6$ MPa (P_1 com TTPS). No metal de base dos aços P_1 com TTPS, o comportamento foi similar ao material como recebido, apresentando valores trativos próximos a 20MPa.

A Figura 4.13 ilustra o perfil de distribuição das tensões residuais na superfície externa dos tubos ASTM 106 Grau B para o material como recebido e soldado com corrente pulsada P_2 , com energia $E_{P_2} = 3,3 \text{ kJ/cm}$ sem TTPS e soldado nesta mesma condição com TTPS (630°C , durante 96min e resfriado em forno a uma taxa de 150°C/h).

Comparando-se as duas curvas para o material soldado sem TTPS e soldado

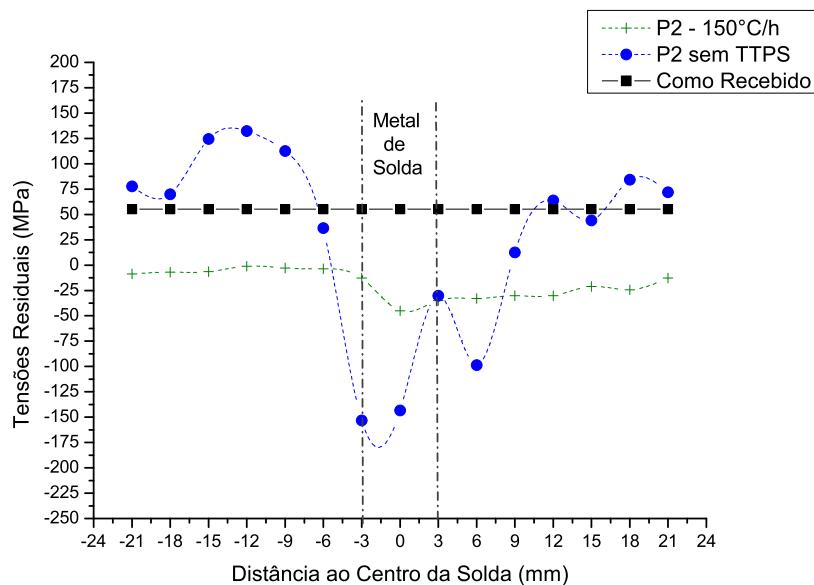


Figura 4.13: Distribuição das tensões residuais para o material como recebido (CR), soldados com a condição P_2 ($E_{P_2} = 3,3 \text{ kJ/cm}$) sem TTPS e com TTPS (resfriado a uma taxa de 150°C/h).

com TTPS, percebe-se que o tratamento permitiu um alívio parcial das tensões. O valor máximo de tensão observado na região da solda para o material sem TTPS foi de $-143,4 \pm 13 \text{ MPa}$, ao passo que o material tratado termicamente apresentou um nível de tensão quase 3 vezes menor ($-45,1 \pm 10 \text{ MPa}$). Na ZAC, no ponto adjacente ao metal de solda à esquerda ($x = -3 \text{ mm}$), observou-se uma redução no nível de tensões, passando de $-153,3 \pm 10 \text{ MPa}$ para $-12,7 \pm 3 \text{ MPa}$ para o material com TTPS. À direita da ZAC ($x = 3 \text{ mm}$), observou-se que praticamente não houve alteração nos valores das tensões, passando de $-30,1 \pm 11 \text{ MPa}$ (P_2) para $-35,5 \pm 9 \text{ MPa}$ (P_2 com TTPS). Os demais pontos para o material tratado termicamente apresentou comportamento praticamente linear, oscilando em torno de -5 MPa à esquerda e -20 MPa à direita.

A Figura 4.14 ilustra o perfil de distribuição das tensões residuais na superfície externa dos tubos ASTM 106 Grau B para o material como recebido e soldado nas condições C_1 , C_2 , P_1 e P_2 com TTPS (resfriado em forno com uma taxa de 150°C/h).

Observa-se que este tratamento reduziu os níveis de tensões residuais para todos os processos de soldagem utilizados neste trabalho. Comparando-se as curvas C_1

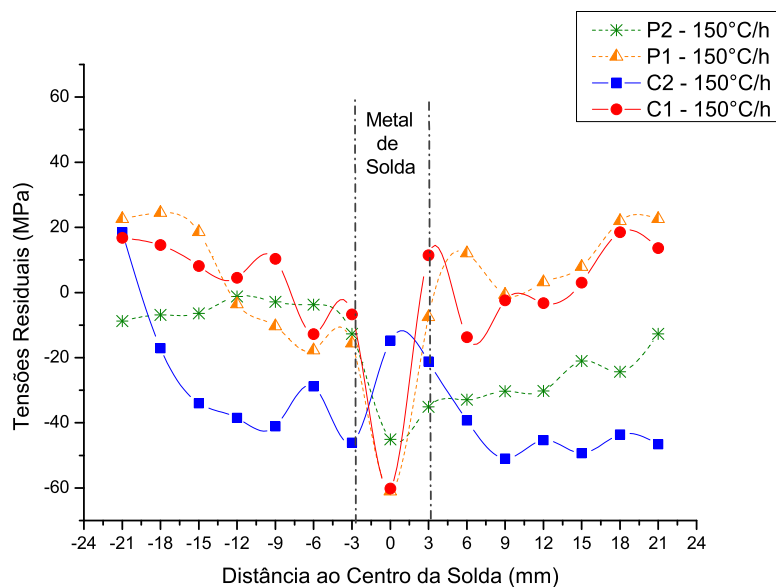


Figura 4.14: Distribuição das tensões residuais para os materiais soldados nas condições C_1 , C_2 , P_1 e P_2 com TTPS (resfriado a uma taxa de 150°C/h).

e C_2 , observa-se que a curva C_2 apresenta menores níveis de tensões que C_1 . Este resultado pode ser explicado pelo fato do processo C_2 apresentar menor corrente e, portanto, gerarem menor aquecimento da junta. Como consequência, tem-se menores níveis de tensões.

Analisando-se a influência do tipo de pulsação (C_2 e P_2), observa-se que P_2 apresenta menores níveis de tensões ao longo do metal de base e da ZAC adjacente ao cordão de solda. No centro do cordão de solda, a diferença entre as duas curvas é cerca de 30MPa, sendo menor para C_2 . A tendência da curva P_2 de apresentar menor níveis de tensões pode ser explicado pelo efeito da pulsação da corrente que gera menor aquecimento da junta.

Analisando-se o efeito da velocidade (P_1 e P_2), observa-se que P_2 apresenta menores níveis de tensões em toda sua extensão. Este resultado pode ser explicado pelo fato desta curva apresentar maior velocidade de soldagem, gerando menor aporte térmico e menor aquecimento da junta soldada.

Tubos Resfriados à Taxa de 25°C/h

A Figura 4.15 ilustra o perfil de distribuição das tensões residuais na superfície externa dos tubos ASTM 106 Grau B para o material como recebido e soldado na

condição C_1 , com energia $E_{C_1} = 5,7 \text{ kJ/cm}$ sem TTPS e soldado nesta mesma condição com TTPS (630°C , durante 96min e resfriado em forno a uma taxa de 25°C/h). Este tratamento corresponde a um dia de resfriamento em forno. Procurou-se deste forma utilizar um tratamento bem lento a fim de investigar sua influência nas tensões residuais. As linhas tracejadas indicam a margem do metal de solda, cobrindo uma faixa de 3mm à direita e 3 mm à esquerda do centro do cordão de solda.

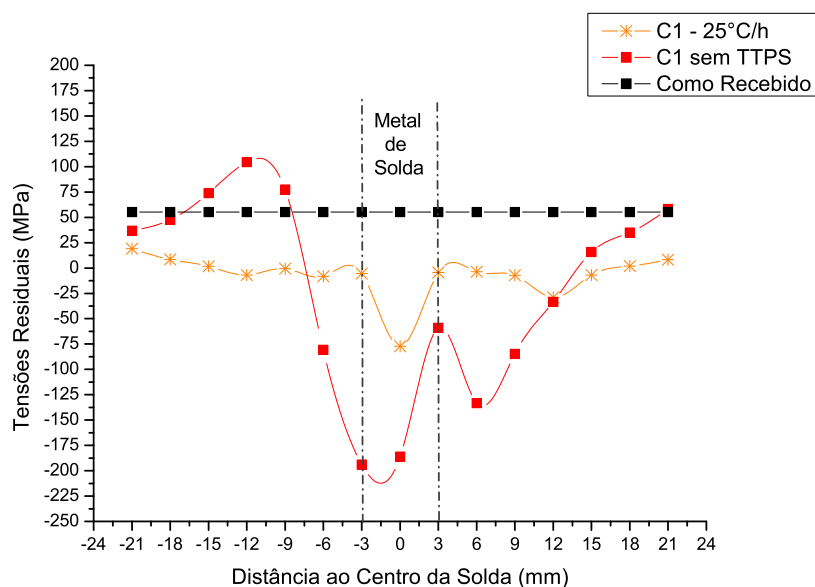


Figura 4.15: Distribuição das tensões residuais para o material como recebido (CR), soldados com a condição C_1 ($E_{C_1} = 5,7 \text{ kJ/cm}$) sem TTPS e com TTPS (resfriado em forno a uma taxa de 25°C/h).

Comparando-se as duas curvas para o material soldado sem TTPS e soldado com TTPS, percebe-se que o tratamento permitiu um alívio parcial das tensões. O valor máximo de tensão observado na região da solda para o material sem TTPS foi de $-186,2 \pm 25 \text{ MPa}$, ao passo que o material tratado termicamente apresentou um nível de tensão menor com o valor de $-77,1 \pm 27,3 \text{ MPa}$. Na ZAC à esquerda do metal de solda ($x = -3 \text{ mm}$), observou-se um alívio quase total das tensões, passando de $-194 \pm 11 \text{ MPa}$ para $-5,4 \pm 11 \text{ MPa}$ para o material com TTPS. À direita da ZAC ($x = 3 \text{ mm}$), observou-se também anulação quase total dos níveis de tensões, passando de $-59,1 \pm 7 \text{ MPa}$ (C_1) para $4,4 \pm 5 \text{ MPa}$ (C_1 com TTPS). A transição do perfil compressivo para o trativo para C_1 com TTPS ocorre em $x = -15 \text{ mm}$

(à esquerda do cordão) e $x = 18$ mm (à direita do cordão). A partir dos pontos de inversão, constata-se que o corpo de prova C_1 com TTPS apresenta um aspecto similar ao material como recebido.

A Figura 4.16 ilustra o perfil de distribuição das tensões residuais na superfície externa dos tubos ASTM 106 Grau B para o material como recebido e soldado com corrente sem pulsação C_2 , com energia $E_{C_2} = 3,4 \text{ kJ/cm}$ sem TTPS e soldado nesta mesma condição com TTPS (630°C , durante 96min e resfriado em forno a uma taxa de 150°C/h).

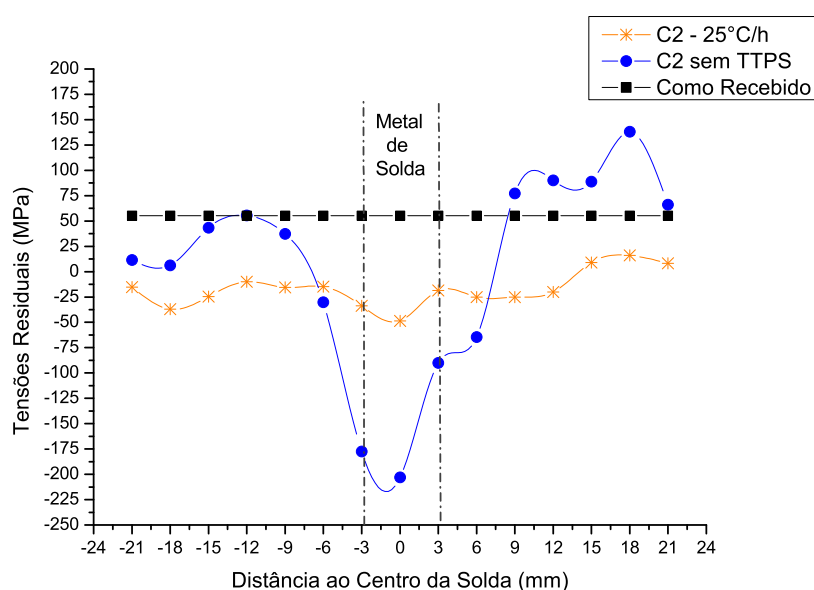


Figura 4.16: Distribuição das tensões residuais para o material como recebido (CR), soldados com a condição C_2 ($E_{C_2} = 3,4 \text{ kJ/cm}$) sem TTPS e com TTPS (resfriado a uma taxa de 25°C/h).

Comparando-se as duas curvas para o material soldado sem TTPS e soldado com TTPS, percebe-se que o tratamento permitiu um alívio parcial das tensões. O valor máximo de tensão medido na região da solda para o material sem TTPS foi de $-203 \pm 12 \text{ MPa}$, ao passo que o material tratado termicamente apresentou um nível de tensão cerca de 4 vezes menor ($-48,5 \pm 23 \text{ MPa}$). Na ZAC, no ponto adjacente ao metal de solda à esquerda ($x = -3 \text{ mm}$) observou-se uma redução as tensões, passando de $-177,5 \pm 12 \text{ MPa}$ para $-33,6 \pm 8 \text{ MPa}$ para o material com TTPS. À direita da ZAC ($x = 3 \text{ mm}$), observou-se que houve uma redução no nível de tensões

de quase 6 vezes o valor obtido para condição soldada sem TTPS. Os valores obtidos para este ponto foram -90.1 ± 11 MPa (C_1) para $-18,5 \pm 4$ MPa (C_2 com TTPS). Os demais pontos à esquerda do cordão apresentaram comportamento compressivo e praticamente linear, oscilando entre valores de -10 a -40 MPa. Para os pontos à direita do cordão, houve a transição do perfil compressivo para trativo em $x = 15$ mm.

A Figura 4.17 ilustra o perfil de distribuição das tensões residuais na superfície externa dos tubos ASTM 106 Grau B para o material como recebido e soldado com corrente pulsada P_1 , com energia $E_{P_1} = 6,25$ kJ/cm sem TTPS e soldado nesta mesma condição com TTPS (630°C , durante 96min e resfriado em forno a uma taxa de 150°C/h).

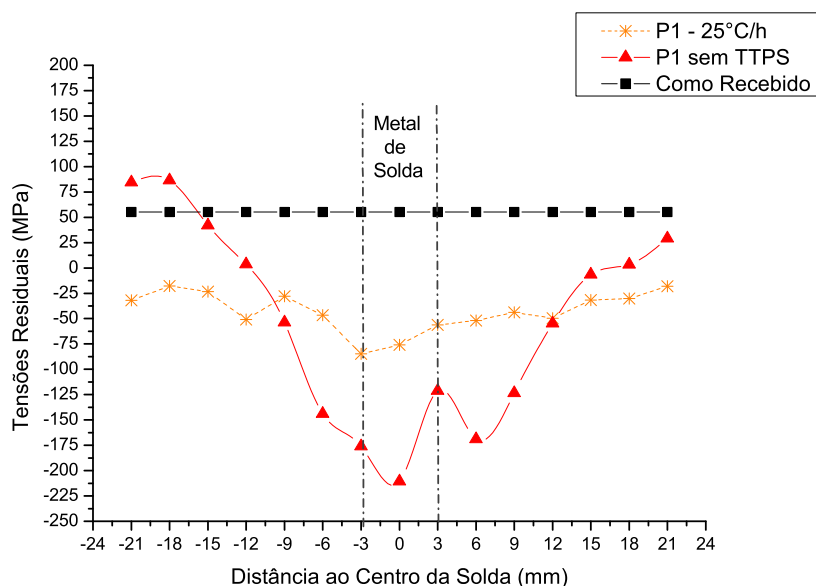


Figura 4.17: Distribuição das tensões residuais para o material como recebido (CR), soldados com a condição P_1 ($E_{P_1} = 6,25$ kJ/cm) sem TTPS e com TTPS (resfriado em forno a um taxa de 25°C/h).

Comparando-se as duas curvas para o material soldado sem TTPS e soldado com TTPS, percebe-se que o tratamento permitiu um alívio parcial das tensões. O pico de tensão observado na região da solda para o material sem TTPS foi de $-210,7 \pm 17$ MPa, ao passo que o material tratado termicamente apresentou um nível de tensão quase 3 vezes menor (-76 ± 14 MPa). Na ZAC no ponto adjacente ao metal de

solda à esquerda ($x = -3$ mm) observou-se uma redução nas tensões, passando de -176 ± 17 MPa para $-84,7 \pm 9$ MPa para o material com TTPS. À direita da ZAC ($x = 3$ mm), observou-se que houve a redução de um pouco superior a metade do nível encontrado para tubos soldados sem tratamento. Os valores obtidos foram de $-121,2 \pm 11$ MPa para P_1 sem TTPS e de $-56,2 \pm 15$ MPa para P_1 com TTPS. No metal de base dos aços P_1 com TTPS, o comportamento foi similar ao material como recebido, apresentando valores compressivos inferiores a 50 MPa. Não foi observado para este corpo de prova transição do perfil compressivo para o trativo.

A Figura 4.18 ilustra o perfil de distribuição das tensões residuais na superfície externa dos tubos ASTM 106 Grau B para o material como recebido e soldado com corrente *low pulse* P_2 , com energia $E_{P_2} = 3,31$ kJ/cm sem TTPS e soldado nesta mesma condição com TTPS (630°C , durante 96min e resfriado em forno a uma taxa

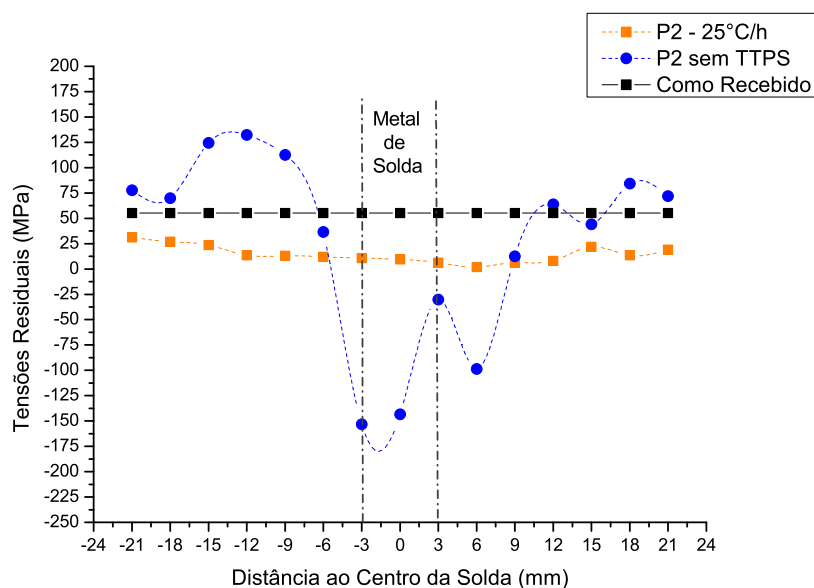


Figura 4.18: Distribuição das tensões residuais para o material como recebido (CR), soldados com a condição P_2 ($E_{P_2} = 3,3$ kJ/cm) sem TTPS e com TTPS (resfriado a uma taxa de 25°C/h).

de 25°C/h).

Comparando-se as duas curvas para o material soldado sem TTPS e soldado com TTPS, percebe-se que o tratamento permitiu um alívio parcial das tensões. O valor máximo de tensão medido na região da solda para o material sem TTPS foi de

$-143,4 \pm 13$ MPa, ao passo que o material tratado termicamente apresentou uma mudança brusca no nível de tensões, passando para trativo com valor de $9,61 \pm 6$ MPa. Na ZAC, no ponto adjacente ao metal de solda à esquerda ($x = -3$ mm), observou-se uma redução das tensões, passando de $-153,3 \pm 10$ MPa para $10,8 \pm 7$ MPa para o material com TTPS. À direita da ZAC ($x = 3$ mm), observou-se que houve alteração nos valores das tensões, passando de $-30,1 \pm 11$ MPa (P_2) para $6,3 \pm 9$ MPa (P_2 com TTPS). A curva para o material tratado termicamente apresentou comportamento praticamente linear e trativo, análogo ao material com recebido.

A Figura 4.19 ilustra o perfil de distribuição das tensões residuais na superfície externa dos tubos ASTM 106 Grau B para o material como recebido e soldado nas condições C_1 , C_2 , P_1 e P_2 ; tratados termicamente e resfriado em forno com uma taxa de 25°C/h .

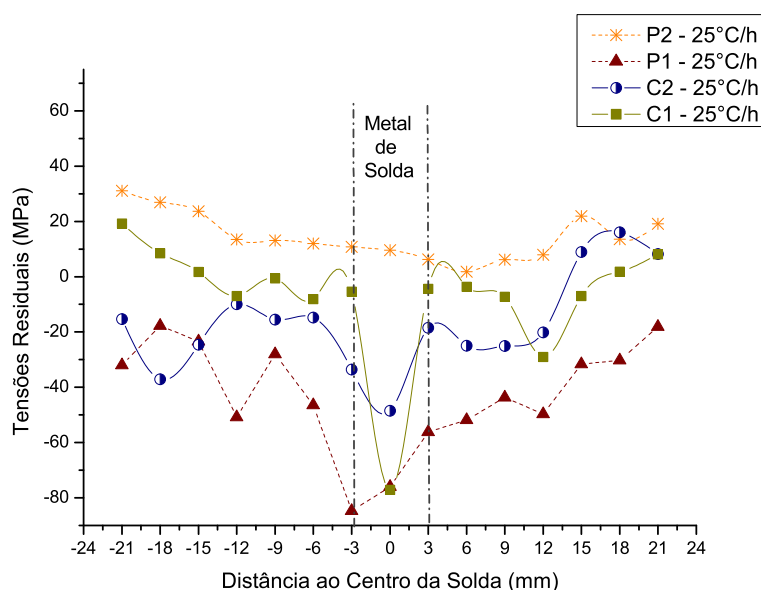


Figura 4.19: Distribuição das tensões residuais para os materiais soldados nas condições C_1 , C_2 , P_1 e P_2 com TTPS (resfriado a uma taxa de 25°C/h).

Observa-se que este tratamento reduziu os níveis de tensões residuais para todos os processos de soldagem utilizados neste trabalho. As curvas C_1 e C_2 tiveram uma tendência a formar picos de tensões compressivas no metal de solda. O processo P_1 foi o que apresentou menor percentagem na redução dos níveis de tensões. Entretanto, a condição de soldagem P_2 apresentou perfis e valores mais próximo

do material como recebido.

Comparando-se as curvas C_1 e C_2 , observa-se que a curva C_2 apresenta menores níveis de tensões que C_1 . Este resultado pode ser explicado pelo fato do processo C_2 apresentar menor corrente e, portanto, gerar menor aquecimento da junta. Como consequência, tem-se menores níveis de tensões.

Analisando-se a influência do tipo de pulsação (C_2 e P_2), observa-se que P_2 apresenta menores níveis de tensões ao longo do metal de base e da ZAC adjacente ao cordão de solda. No centro do cordão de solda, a diferença entre as duas curvas é cerca de 40MPa, sendo menor para P_2 . A tendência da curva P_2 de apresentar menor níveis de tensões pode ser explicado pelo efeito da pulsação da corrente que gera menor aquecimento da junta.

Analisando-se o efeito da velocidade (P_1 e P_2), observa-se que P_2 apresenta níveis bem menores de tensões em toda sua extensão. Este resultado pode ser explicado pelo fato desta curva apresentar maior velocidade de soldagem, gerando menor aporte térmico e menor aquecimento da junta soldada. De fato, a curva P_2 para este tratamento apresentou melhor desempenho que os demais processo de soldagem. Este comportamento deve-se a junção de maior velocidade, pulsação da corrente e menor aporte térmico, resultando num menor aquecimento da junta e menor indução de tensões residuais.

Tubos Resfriados ao Ar

A Figura 4.20 ilustra o perfil de distribuição das tensões residuais na superfície externa dos tubos ASTM 106 Grau B para o material como recebido e soldado com corrente sem pulsação C_1 , com energia $E_{C1} = 5,7 \text{ kJ/cm}$ sem TTPS e soldado nesta mesma condição com TTPS (630°C , durante 96 min e resfriado ao ar). Buscou-se com este tratamento aplicar um resfriamento mais rápido do que os resfriamento em forno (150°C/h e 25°C/h) e avaliar a velocidade de resfriamento com os níveis de tensões residuais.

Comparando-se as duas curvas para o material soldado sem TTPS e soldado com TTPS, percebe-se que o tratamento permitiu o alívio das tensões compressivas, tornando-as trativas ao longo de toda a extensão do material. O valor máximo de tensão medido na região da solda para o material sem TTPS foi de $-186,2 \pm 25 \text{ MPa}$, ao passo que o material tratado termicamente apresentou um nível de tensão menor com o valor de $1 \pm 4 \text{ MPa}$. Na ZAC à esquerda do metal de solda ($x = -3 \text{ mm}$),

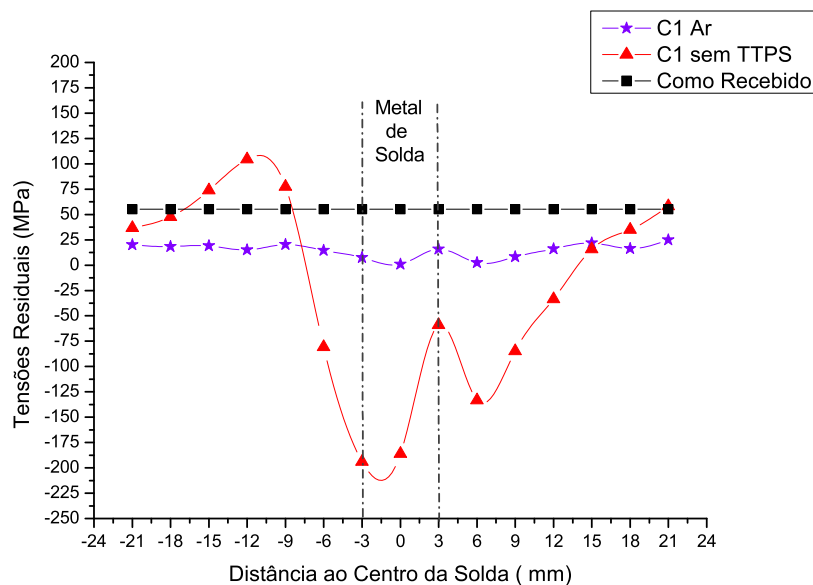


Figura 4.20: Distribuição das tensões residuais para o material como recebido (CR), soldados com a condição C_1 ($E_{C_1} = 5,69 \text{ kJ/cm}$) sem TTPS e com TTPS (resfriado ao ar).

observou-se um alívio quase total das tensões, passando de $-194 \pm 11 \text{ MPa}$ para $7,4 \pm 5 \text{ MPa}$ para o material com TTPS. À direita da ZAC ($x = 3 \text{ mm}$), observou-se também anulação quase total dos níveis de tensões, passando de $-59,1 \pm 7 \text{ MPa}$ (condição de soldagem C_1) para $15,9 \pm 14 \text{ MPa}$ (condição de soldagem C_1 com TTPS). O perfil da curva C_1 com TTPS foi aproximadamente linear, com valores próximos a 20 MPa e aspecto similar ao material como recebido.

A Figura 4.21 ilustra o perfil de distribuição das tensões residuais na superfície externa dos tubos ASTM 106 Grau B para o material como recebido e soldado com corrente sem pulsação C_2 , com energia $E_{C_2} = 3,4 \text{ kJ/cm}$ sem TTPS e soldado nesta mesma condição com TTPS (630°C , durante 96 min e resfriado ao ar). As linhas tracejadas indicam a margem do metal de solda, cobrindo uma faixa de 3 mm à direita e 3 mm à esquerda do centro do cordão de solda.

De forma análoga aos tubos soldados com os parâmetros C_1 , o tratamento térmico com resfriamento ao ar possibilitou uma completa dissolução das tensões compressivas. As tensões tornaram-se trativas no cordão de solda, ZAC e no metal base, adquirindo um aspecto semelhante ao material como recebido. O valor máximo de tensão medido na região da solda para o material sem TTPS foi de -203 ± 12

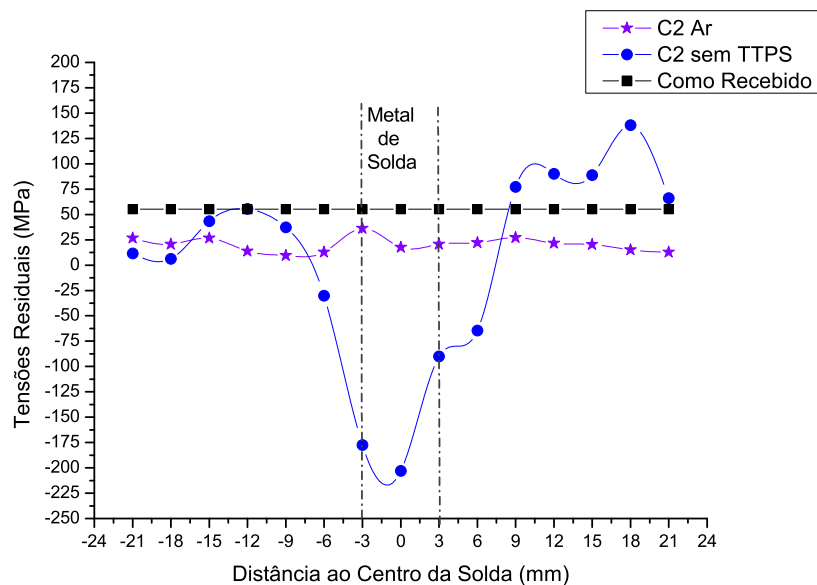


Figura 4.21: Distribuição das tensões residuais para o material como recebido (CR), soldados com a condição C_2 ($E_{C2} = 3,4 \text{ kJ/cm}$) sem TTPS e com TTPS (resfriado ao ar).

MPa, ao passo que o material tratado termicamente apresentou um nível de tensão cerca de 11 vezes menor ($17,7 \pm 8 \text{ MPa}$). Na ZAC, no ponto adjacente ao metal de solda à esquerda ($x = -3 \text{ mm}$) observou-se uma redução das tensões, passando de $-177,5 \pm 12 \text{ MPa}$ para $36,3 \pm 4 \text{ MPa}$ para o material com TTPS. À direita da ZAC ($x = 3 \text{ mm}$), observou-se que houve a mudança dos níveis de tensões de $-90,1 \pm 11 \text{ MPa}$ (C_1) para $20,7 \pm 10 \text{ MPa}$ (C_1 com TTPS).

A Figura 4.22 ilustra o perfil de distribuição das tensões residuais na superfície externa dos tubos ASTM 106 Grau B para o material como recebido e soldado com corrente pulsada P_1 , com energia $E_{P1} = 6,3 \text{ kJ/cm}$ sem TTPS e soldado nesta mesma condição com TTPS (630°C , durante 96 min e resfriado ao ar).

Comparando-se as duas curvas para o material soldado sem TTPS e soldado com TTPS, percebe-se que o tratamento permitiu um alívio parcial das tensões no metal de solda. O valor de tensão observado na região da solda para o material sem TTPS foi de $-210,7 \pm 17 \text{ MPa}$, ao passo que o material tratado termicamente apresentou um nível de tensão quase 3 vezes menor ($-10,1 \pm 13 \text{ MPa}$). Na ZAC, no ponto adjacente ao metal de solda à esquerda ($x = -3 \text{ mm}$) observou-se uma redução das tensões, passando de $-176 \pm 17 \text{ MPa}$ para $-10,6 \pm 7 \text{ MPa}$ para o material com

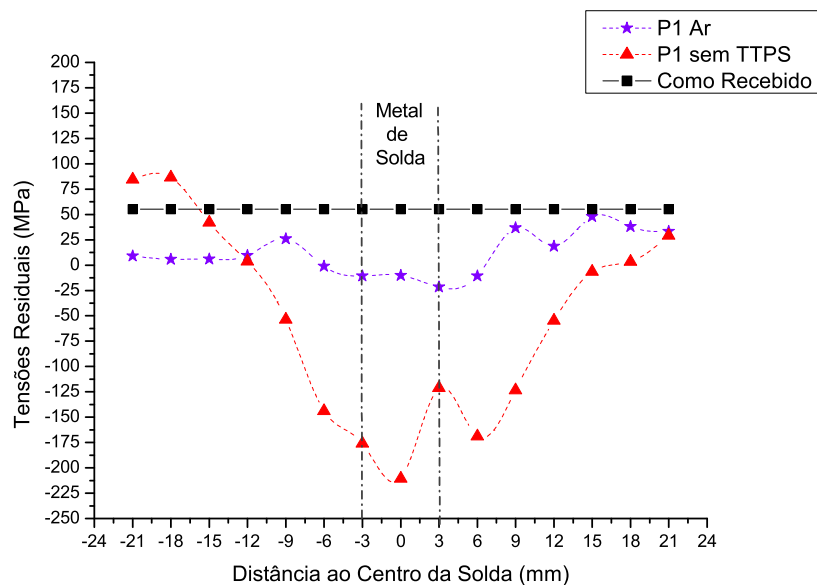


Figura 4.22: Distribuição das tensões residuais para o material como recebido (CR), soldados com a condição P_1 ($E_{P_1} = 6,3 \text{ kJ/cm}$) sem TTPS e com TTPS (resfriado ao ar).

TTPS. À direita da ZAC ($x = 3 \text{ mm}$), observou-se que houve a redução de um pouco superior a metade do nível encontrado para tubos soldados sem tratamento. Os valores obtidos foram de $-121,2 \pm 11 \text{ MPa}$ para P_1 sem TTPS e de $-21,5 \pm 6 \text{ MPa}$ para P_1 com TTPS. A transição do perfil compressivo para trativo do material soldado com tratamento térmico posterior ocorre em $x = 9 \text{ mm}$ tanto à direita quanto à esquerda do cordão. Os demais pontos apresentam perfis trativos; com valores próximos à 50 MPa à direita e à 10 MPa à esquerda.

A Figura 4.23 ilustra o perfil de distribuição das tensões residuais na superfície externa dos tubos ASTM 106 Grau B para o material como recebido e soldado com corrente pulsada P_2 , com energia $E_{P_2} = 3,3 \text{ kJ/cm}$ sem TTPS e soldado nesta mesma condição com TTPS (630°C , durante 96 min e resfriado ao Ar).

Comparando-se as duas curvas para o material soldado sem TTPS e soldado com TTPS, percebe-se que o tratamento permitiu um alívio parcial das tensões. O valor de tensão observado na região da solda para o material sem TTPS foi de $-143,4 \pm 13 \text{ MPa}$, ao passo que o material tratado termicamente apresentou um nível de tensão quase 50 vezes menor ($-2,7 \pm 10 \text{ MPa}$). Na ZAC no ponto adjacente ao metal de solda à esquerda ($x = -3 \text{ mm}$), observou-se uma redução das tensões, passando de

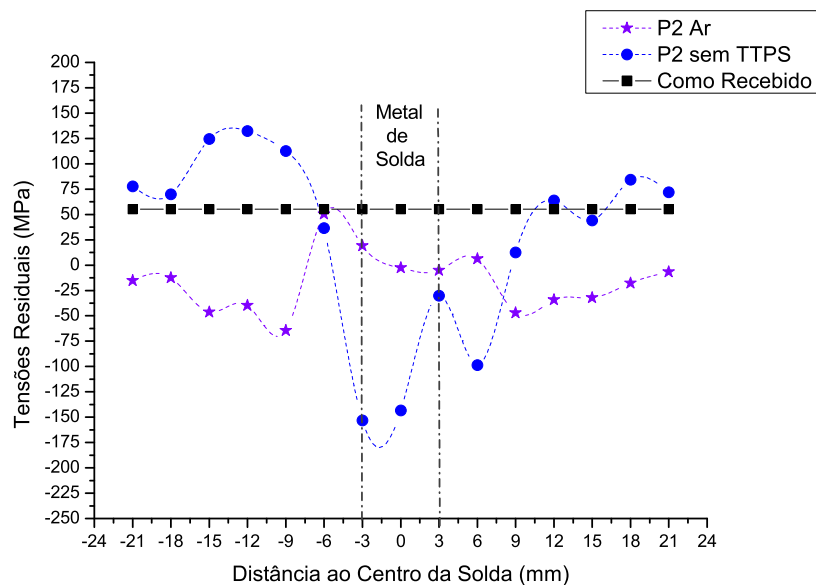


Figura 4.23: Distribuição das tensões residuais para o material como recebido (CR), soldados com a condição P_2 ($E_{P_2} = 3,3 \text{ kJ/cm}$) sem TTPS e com TTPS (resfriado ao ar).

$-153,3 \pm 10 \text{ MPa}$ para $19,1 \pm 3 \text{ MPa}$ para o material com TTPS. À direita da ZAC ($x = 3 \text{ mm}$), observou-se que houve alteração nos valores das tensões, passando de $-30,1 \pm 11 \text{ MPa}$ (P_2) para $-5,2 \pm 8 \text{ MPa}$ (P_2 com TTPS). A região tratativa da curva P_2 sem TTPS tornou-se compressiva com aplicação do tratamento térmico pós-soldagem. Observou-se que os pontos da curva P_2 com TTPS tornaram-se mais compressivos, dando a impressão de que o tratamento térmico modificou o perfil das tensões de forma simétrica.

A Figura 4.24 ilustra o perfil de distribuição das tensões residuais na superfície externa dos tubos ASTM 106 Grau B para o material como recebido e soldado nas condições C_1 , C_2 , P_1 e P_2 tratados termicamente e resfriado ao ar.

Observa-se que este tratamento reduziu os níveis de tensões residuais para todos os processos de soldagem utilizados neste trabalho. As curvas C_1 e C_2 apresentaram perfis linear e trativos ao longo de toda a extensão do corpo de prova. A curva P_1 apresentou ligeiramente compressivo no metal de solda, tornando-se trativo no metal de base. A curva P_2 foi a que apresentou perfil mais irregular, apresentando tensões compressivas no metal de solda e trativas no metal de base. As curvas C_1 e C_2 são as que mais se aproximam do comportamento do material como recebido.

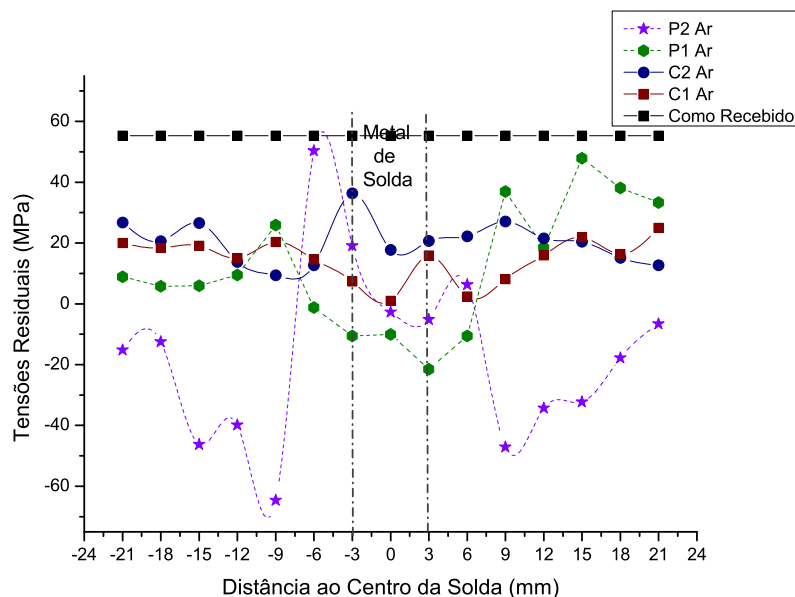


Figura 4.24: Distribuição das tensões residuais para os materiais soldados nas condições C_1 , C_2 , P_1 e P_2 com TTPS (resfriado a uma taxa de 25°C/h).

Tubos Resfriados em Água

A Figura 4.25 ilustra o perfil de distribuição das tensões residuais na superfície externa dos tubos ASTM 106 Grau B para o material como recebido e soldado na condição C_1 , com energia $E_{C_1} = 5,7 \text{ kJ/cm}$ sem TTPS e soldado nesta mesma condição com TTPS (630°C , durante 96 min e resfriado em água). Buscou-se com este tratamento aplicar um resfriamento mais rápido do que os resfriamentos ao ar ou em forno (150°C/h e 25°C/h) e avaliar a velocidade de resfriamento com os níveis de tensões residuais.

Comparando-se as duas curvas para o material soldado sem TTPS e soldado com TTPS, percebe-se que o tratamento não propiciou o alívio das tensões ao longo de toda a extensão do corpo de prova. Ao contrário, transformou as tensões trativas no metal de base em compressivas. O valor de tensão observado na região da solda para o material sem TTPS foi de $-186,2 \pm 25 \text{ MPa}$, ao passo que o material tratado termicamente apresentou um nível de tensão ligeiramente menor com o valor de $-164,4 \pm 7 \text{ MPa}$. Na ZAC, à esquerda do metal de solda ($x = -3 \text{ mm}$), observou-se a mudança dos níveis de tensões de $-194 \pm 11 \text{ MPa}$ para o material soldado sem TTPS para $-183,8 \pm 10 \text{ MPa}$ (material com TTPS). À direita da ZAC ($x = 3 \text{ mm}$),

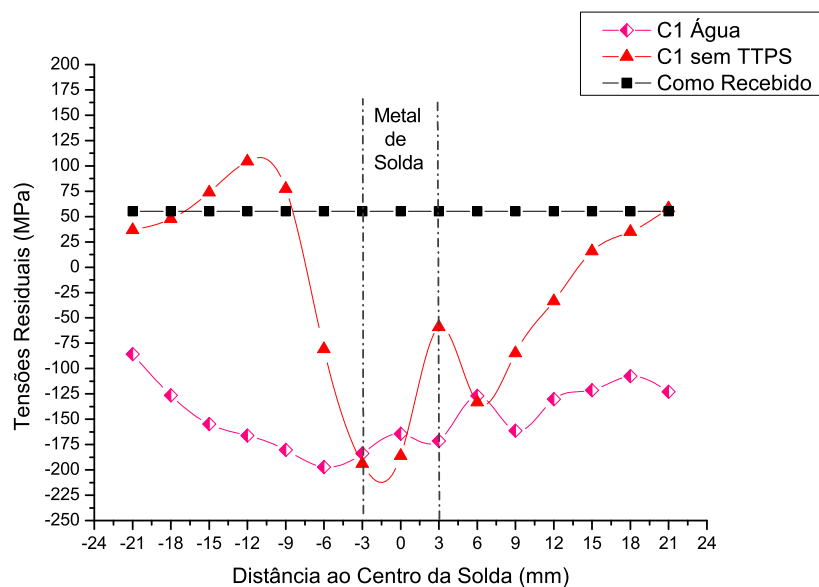


Figura 4.25: Distribuição das tensões residuais para o material como recebido (CR), soldados com a condição C_1 ($E_{C_1} = 5,7 \text{ kJ/cm}$) sem TTPS e com TTPS (resfriado em água).

os níveis de tensões passaram de $-59,1 \pm 7 \text{ MPa}$ (C_1) para $-171,5 \pm 14 \text{ MPa}$ (C_1 com TTPS). Considerando-se os erros da medida, verifica-se que na verdade não houve alívio nos níveis de tensões.

A Figura 4.26 ilustra o perfil de distribuição das tensões residuais na superfície externa dos tubos ASTM 106 Grau B para o material como recebido e soldado na condição C_2 , com energia $E_{C_2} = 3,4 \text{ kJ/cm}$ sem TTPS e soldado nesta mesma condição com TTPS (630°C , durante 96 min e resfriado em água).

De forma análoga aos tubos soldados com os parâmetros C_1 , o tratamento térmico com resfriamento ao ar não induziu a eliminação ou diminuição dos níveis de tensões. O perfil da curva tratada termicamente foi compressiva ao longo de toda a extensão do corpo de prova. O valor de tensão observado na região da solda para o material sem TTPS foi de $-203 \pm 12 \text{ MPa}$, para o material tratado termicamente os níveis foram de $-130 \pm 7 \text{ MPa}$. Na ZAC no ponto adjacente ao metal de solda à esquerda ($x = -3 \text{ mm}$) observou-se uma redução das tensões, passando de $-177,5 \pm 12 \text{ MPa}$ para $-174,9 \pm 10 \text{ MPa}$ para o material com TTPS. À direita da ZAC ($x = 3 \text{ mm}$), observou-se que houve um aumento nos níveis de tensões. Os valores obtidos foram de $-90,1 \pm 11 \text{ MPa}$ (C_1) para o tubo soldado sem

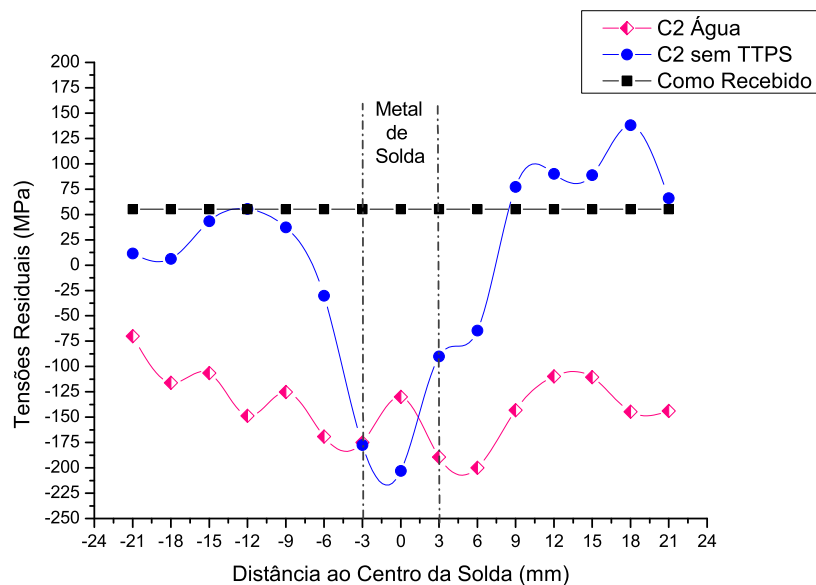


Figura 4.26: Distribuição das tensões residuais para o material como recebido (CR), soldados com a condição C_2 ($E_{C_2} = 3,4 \text{ kJ/cm}$) sem TTPS e com TTPS (resfriado em água).

TTPS e $-189,4 \pm 10 \text{ MPa}$ (C_1 com TTPS) para o tubo soldado com TTPS.

A Figura 4.27 ilustra o perfil de distribuição das tensões residuais na superfície externa dos tubos ASTM 106 Grau B para o material como recebido e soldado na condição P_1 , com energia $E_{P_1} = 6,3 \text{ kJ/cm}$ sem TTPS e soldado nesta mesma condição com TTPS (630°C , durante 96 min e resfriado em água).

Comparando-se as duas curvas para o material soldado sem TTPS e soldado com TTPS, percebe-se que o tratamento não foi satisfatório, visto que não houve redução dos níveis de tensões. O valor de tensão observado na região da solda para o material sem TTPS foi de $-210,7 \pm 17 \text{ MPa}$, ao passo que o material tratado termicamente apresentou um nível de tensão menor ($-115,6 \pm 11 \text{ MPa}$). Na ZAC, no ponto adjacente ao metal de solda à esquerda ($x = -3 \text{ mm}$) observou-se uma redução nas tensões, passando de $-176 \pm 17 \text{ MPa}$ para $-81,1 \pm 7 \text{ MPa}$ para o material com TTPS. À direita da ZAC ($x = 3 \text{ mm}$), observou-se que houve o aumento dos níveis encontrados em tubos soldados sem tratamento. Os valores obtidos foram de $-121,2 \pm 11 \text{ MPa}$ para P_1 sem TTPS e de $-127,1 \pm 8 \text{ MPa}$ para P_1 com TTPS. O perfil dos tubos tratados com este tratamento térmico foi compressivo ao longo de toda sua extensão.

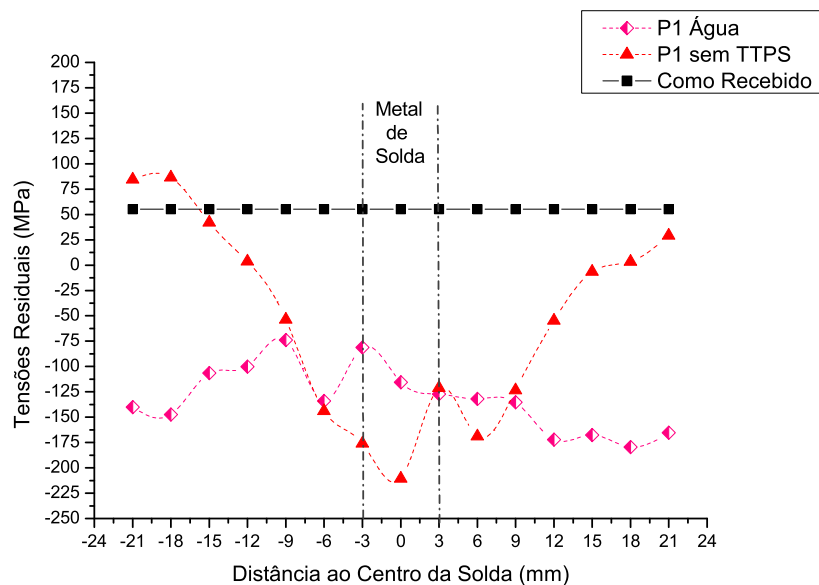


Figura 4.27: Distribuição das tensões residuais para o material como recebido (CR), soldados com a condição P_1 ($E_{P_1} = 6,3 \text{ kJ/cm}$) sem TTPS e com TTPS (resfriado em água).

A Figura 4.28 ilustra o perfil de distribuição das tensões residuais na superfície externa dos tubos ASTM 106 Grau B para o material como recebido e soldado na condição P_2 , com energia $E_{P_2} = 3,3 \text{ kJ/cm}$ sem TTPS e soldado nesta mesma condição com TTPS (630°C , durante 96min e resfriado em água).

Comparando-se as duas curvas para o material soldado sem TTPS e soldado com TTPS, percebe-se que o tratamento manteve os mesmos níveis de tensões residuais na região do metal de solda. Outro aspecto, foi a inversão ocorrida nos pontos de caracter trativo para P_2 sem TTPS, os quais transformaram-se em um perfil compressivo para P_2 com TTPS. O valor de tensão observado na região da solda para o material sem TTPS foi de $-143,4 \pm 13 \text{ MPa}$, ao passo que o material tratado termicamente apresentou-se um pouco menor ($-116 \pm 6 \text{ MPa}$). Na ZAC no ponto adjacente ao metal de solda à esquerda ($x = -3 \text{ mm}$), observou-se uma redução das tensões, passando de $-153,3 \pm 10 \text{ MPa}$ para $-97,9 \pm 11 \text{ MPa}$ para o material com TTPS. À direita da ZAC ($x = 3 \text{ mm}$), observou-se que houve um aumento nos valores das tensões, passando de $-30,1 \pm 11 \text{ MPa}$ (P_2) para $-43,8 \pm 8 \text{ MPa}$ (P_2 com TTPS). A região trativa da curva P_2 sem TTPS tornou-se compressiva com a aplicação do tratamento térmico pós-soldagem, observou-se que os pontos da

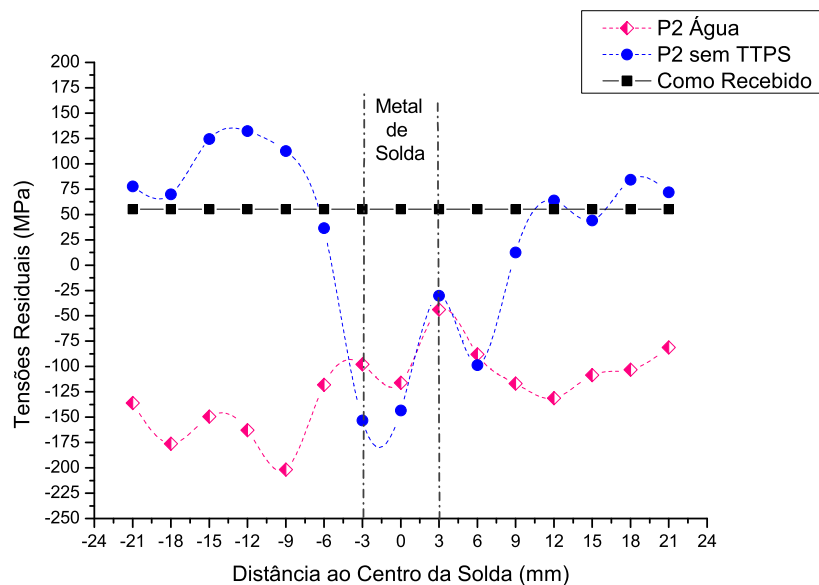


Figura 4.28: Distribuição das tensões residuais para o material como recebido (CR), soldados com a condição P_2 ($E_{P_2} = 3,3 \text{ kJ/cm}$) sem TTPS e com TTPS (resfriado em água).

curva P_2 com TTPS tornaram-se mais compressivos. Dando a impressão de que o tratamento térmico modificou o perfil das tensões de forma simétrica.

Para todos os procedimentos de soldagem (C_1 , C_2 , P_1 e P_2) tratados termicamente e resfriados em água, constatou-se que não houve alívio nos níveis de tensões e induziu tensões compressivas no metal de base. Este tratamento portanto não é indicado para alívio das tensões induzidas pelos processos de soldagem analisados neste trabalho.

Comparação entre as Formas de Resfriamento

Os tratamentos térmicos pós-soldagem visam eliminar ou aliviar os níveis de tensões residuais oriundas de processos de soldagem. Espera-se com estes tratamentos, reduzir a valores bem baixos, próximos a zero; visto que a eliminação total das tensões seria impraticável. Outra forma de avaliar a melhoria das condições do material seria obter níveis de tensões próximos ao do material como recebido. O material como recebido apresentou um perfil linear de tensões trativas ao longo de toda sua extensão, tendo um valor médio de 50MPa. De acordo com Campos, Machado e Hirsh (2006), o valor de 50MPa (em módulo) é um valor bastante baixo

para tensões residuais em aços.

A Figura 4.29 ilustra o perfil de distribuição das tensões residuais na superfície externa dos tubos ASTM 106 Grau B para material como recebido, soldado na condição C_1 e seus respectivos tratamentos térmicos para alívio das tensões (630°C , durante 96 min e resfriados em água, ar ou em forno). As linhas tracejadas indicam a margem do metal de solda, abrangendo uma extensão de aproximadamente 6mm. O material como recebido está representado por uma linha contínua preta, com o valor de tensão residual de 50MPa.

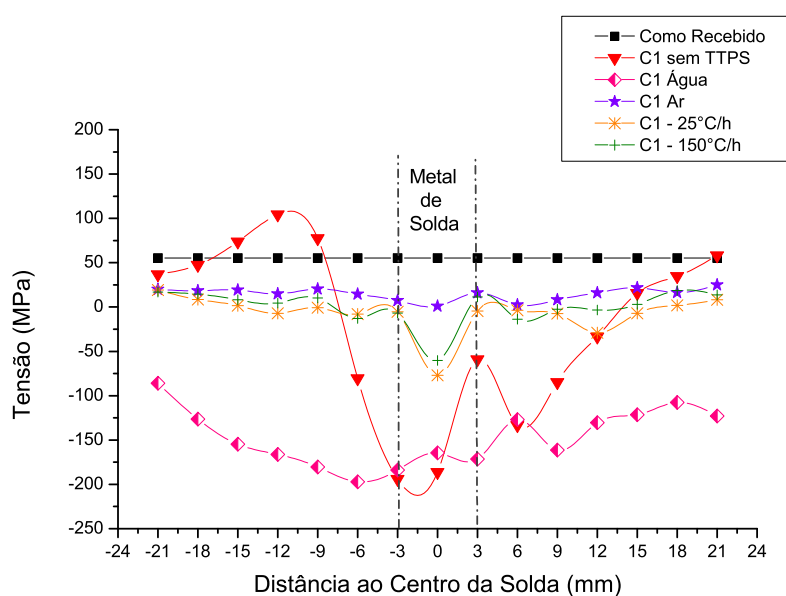


Figura 4.29: Distribuição das tensões residuais para o material como recebido (CR) e tubos soldados na condição C_1 ($E_{C1} = 5,7 \text{ kJ/cm}$) e tratados termicamente para alívio de tensões.

Comparando-se os perfis de tensões das amostras soldadas com e sem tratamento térmico posterior, percebe-se que os tratamentos térmicos ao ar e em forno para ambas as taxas de resfriamento mostraram-se satisfatórias no intuito da redução dos níveis de tensões. O tratamento térmico com resfriamento em água gerou mais tensões residuais ao longo de toda a tubulação, sendo portanto não indicado para minimizar os efeitos das tensões em tubos soldados com os parâmetros C_1 . Dentre os tratamentos térmicos, o resfriamento ao ar foi o que mais se aproximou do perfil do material como recebido. Este tratamento possibilitou uma maior redução dos

níveis de tensões no metal de solda. Os tratamentos com resfriamento em forno, com taxas de 150°C/h e 25°C/h) apresentaram comportamento praticamente linear e com valores próximos ao do material sem nenhum processo de soldagem. Contudo, percebe-se que ambas as curvas formaram picos de tensões compressivas no metal de solda, os quais foram menores do que para o material soldado sem TTPS.

A Figura 4.30 ilustra o perfil de distribuição das tensões residuais na superfície externa dos tubos ASTM 106 Grau B para material como recebido, soldado na condição C_2 e seus respectivos tratamentos térmicos para alívio das tensões (630°C , durante 96 min e resfriados em água, ar ou em forno).

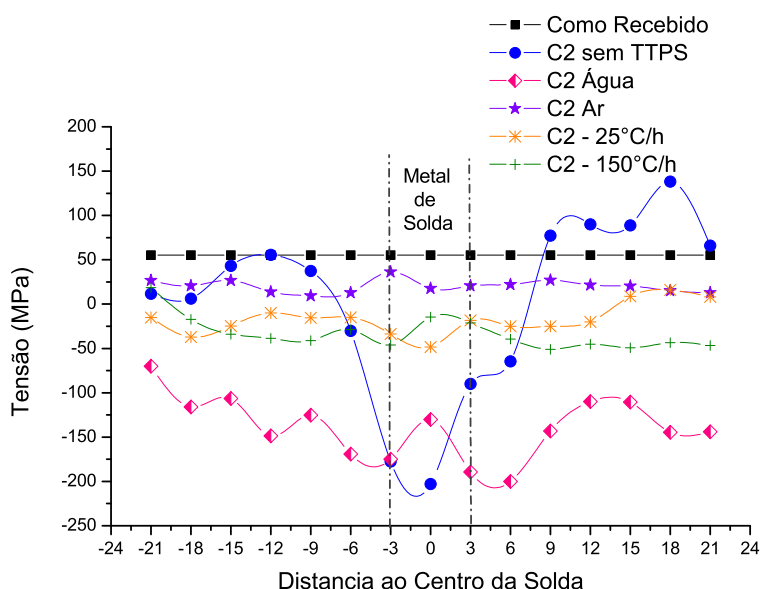


Figura 4.30: Distribuição das tensões residuais para o material como recebido (CR) e tubos soldados na condição C_2 ($E_{C_2} = 3,4 \text{ kJ/cm}$) e tratados termicamente para alívio das tensões.

De forma análoga ao gráfico da Figura 4.29, os tratamentos térmicos ao ar e em forno para ambas as taxas de resfriamento mostraram-se satisfatórias na temática de redução dos níveis de tensões. O tratamento térmico com resfriamento em água gerou mais tensões residuais ao longo de toda a tubulação, sendo portanto não indicado para minimizar os efeitos das tensões em tubos soldados com os parâmetros C_2 . Apenas no cordão de solda, o pico de tensão observado foi ligeiramente inferior ao do material soldado sem TTPS. Entretanto, a ZAC não apresentou diferenças

significativas, o que já é suficiente para reprovar este procedimento para o alívio das tensões.

O material resfriado ao ar apresentou ao longo de todo material um perfil próximo ao do material como recebido e a anulação quase completa dos níveis de tensões no metal de base. Os tratamentos com resfriamento em forno, com taxas de $150^{\circ}\text{C}/\text{h}$ e $25^{\circ}\text{C}/\text{h}$ apresentaram um bom nível de redução dos valores de tensões em toda a extensão do tubo. O seu comportamento, porém, não foi tão linear como os tubos soldados com C_1 . Outra diferença relevante, foi a não formação de pico de tensões compressivas no metal de base.

A Figura 4.31 ilustra o perfil de distribuição das tensões residuais na superfície externa dos tubos ASTM 106 Grau B para material como recebido, soldado na condição P_1 e seus respectivos tratamentos térmicos para alívio das tensões (630°C , durante 96 min e resfriados em água, ar ou em forno).

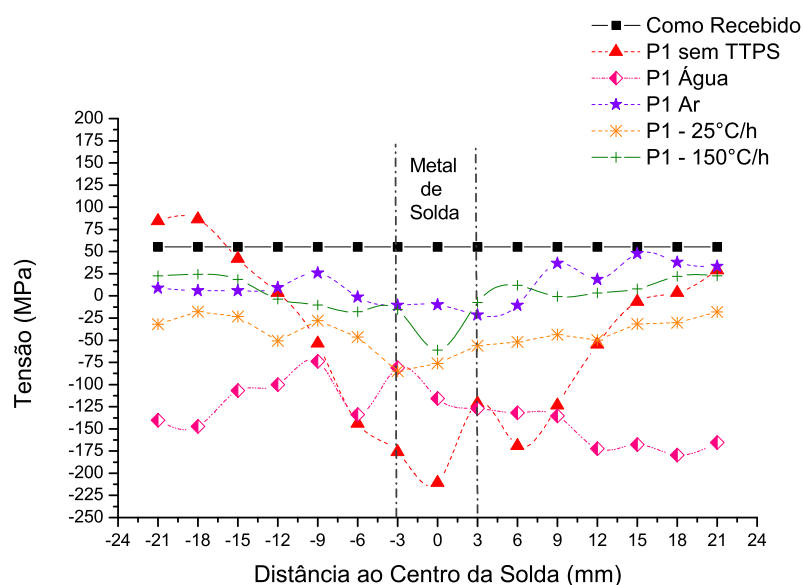


Figura 4.31: Distribuição das tensões residuais para o material como recebido (CR) e tubos soldados na condição P_1 ($E_{P_1} = 6,7 \text{ kJ/cm}$) e tratados termicamente para alívio das tensões.

De forma análoga aos gráficos das Figuras 4.29 e 4.30, os tratamentos térmicos ao ar e em forno (com taxa de $150^{\circ}\text{C}/\text{h}$) para ambas as taxas de resfriamento mostraram-se satisfatórios na temática de redução dos níveis de tensões. O

tratamento térmico com resfriamento em água gerou mais tensões residuais. Apenas no cordão de solda e na ZAC adjacente à direita do cordão apresentaram tensões um pouco menores que as tensões observadas no material soldado sem TTPS. A ZAC à esquerda não mostrou diminuição dos níveis de tensões, o que já é suficiente para reprovar o tratamento; uma vez que esta região é uma região crítica e pode formar trincas ou sofrer CST.

O material resfriado ao ar apresentou ao longo de todo material um perfil não linear. Os valores para o metal de base e estas regiões foram próximos a zero, estando o metal de base com valores compressivos próximo ao do material como recebido. Os tratamentos com resfriamento em forno com taxas de $150^{\circ}\text{C}/\text{h}$ e $25^{\circ}\text{C}/\text{h}$ apresentaram perfis dissimilares. Para resfriamentos com taxa de $150^{\circ}\text{C}/\text{h}$ observou-se a formação de pico compressivo no centro do cordão, estando os demais pontos oscilando de 20MPa entre tensões compressivas e trativas. Ao passo que, para os corpos de prova soldados P_2 e resfriados a taxa de $25^{\circ}\text{C}/\text{h}$, observou-se um perfil compressivo em toda a extensão do tubo e os menores índices de redução. Embora tenha apresentado redução nos níveis de tensões, este tratamento resultou num pico de tensão na ZAC com valor próximo ao do material resfriado em água. Portanto, este tratamento não é indicado para alívio de tensões para o processo de soldagem P_2 .

A Figura 4.32 ilustra o perfil de distribuição das tensões residuais na superfície externa dos tubos ASTM 106 Grau B para material como recebido, soldado na condição P_2 e seus respectivos tratamentos térmicos para alívio das tensões (630°C , durante 96 min resfriados em água, ar ou em forno).

Os tratamentos térmicos ao ar e em forno para ambas as taxas de resfriamento ($150^{\circ}\text{C}/\text{h}$ e $25^{\circ}\text{C}/\text{h}$) mostraram-se eficazes no ensejo de reduzir os níveis de tensões. O tratamento térmico com resfriamento em água não propiciou o alívio das tensões tanto no metal de solda como na ZAC. Portanto, pode-se concluir que este tratamento não é indicado para alívio das tensões em processos de soldagem com parâmetros P_2 .

O material resfriado ao ar apresentou característica similar ao perfil ilustrado na Figura 4.31. O alívio das tensões no metal de base foi similar ao da curva resfriada a uma taxa de $25^{\circ}\text{C}/\text{h}$ e superior a taxa de $150^{\circ}\text{C}/\text{h}$. Este mesmo comportamento pode ser observado na ZAC adjacente ao cordão de solda. No metal de base, os perfis de tensões ficaram mais próximas ao resfriamento em forno a uma taxa de $150^{\circ}\text{C}/\text{h}$.

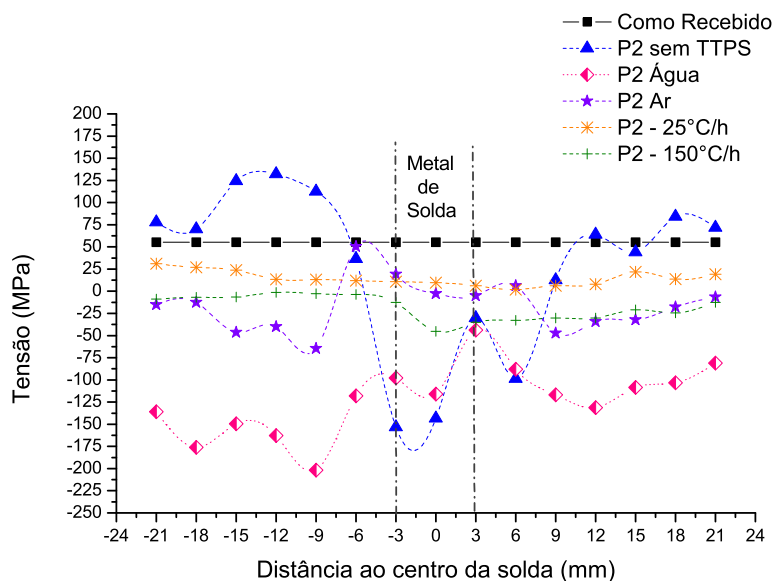


Figura 4.32: Distribuição das tensões residuais para o material como recebido (CR) e tubos soldados na condição P_2 ($E_{P_2} = 3,3 \text{ kJ/cm}$) e tratados termicamente para alívio das tensões.

O tratamento com resfriamento em forno com taxas de 150°C/h apresentou comportamento praticamente linear na região do metal de base e na ZAC adjacente ao cordão. Entretanto, no centro do cordão de solda constatou-se um pequeno pico de tensão compressivo. Os níveis de tensões foram praticamente nulos à esquerda do cordão de solda, ao passo que à direita os valores foram compressivos e próximos ao pico de tensão observado no centro do cordão. A curva para os tratamentos resfriados a uma taxa de 25°C/h apresentaram perfil praticamente linear e com aspecto similar ao perfil exibido pelo material como recebido. Este tratamento foi o que apresentou os menores índices de tensões ao longo de toda a extensão do material.

4.1.3 Considerações sobre os Níveis de Tensões na Superfície Interna do Tubo

Os resultados apresentados para os tubos soldados nas condições C_1 , C_2 , P_1 e P_2 (sem TTPS) apresentaram valores de tensões compressivas no metal de solda e trativos na região mais afastada do cordão. A literatura apresenta o perfil oposto ao encontrado neste trabalho (MODENESI, 2001; ANDRINO, 2003; GUROVA, 1997).

Segundo (SILVA, 2007), este comportamento é devido a soldagem ser feita em tubulações e dutos, a qual possui um campo de tensões residuais bem mais complexos e com comportamento adverso do perfil de tensões residuais para soldagens feitas em chapas planas. O autor assume que a geometria cilíndrica promove 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 compressivas.

Rodeiro (2002) fez análise de tensões residuais em soldas do tipo *ring-weld* de aços AISI 301L para o metal de base e AISI 308L para metal de adição por elementos finitos. Ele obteve em seus resultados que as regiões próximas ao cordão de solda valores de tensões residuais de tração no centro do furo, invertendo o perfil para compressivo na extremidade externa do furo. Masubuchi (1980) trabalhando com o mesmo tipo de solda também observou uma distribuição de tensões trativas no centro do anel e compressivas na região mais externa do cordão.

Rogge, Root e Donaberger (2006) analisaram o perfil das tensões residuais por difração de neutrons nas superfícies internas, externa e o centro da parede de um tubo trocador de calor. Foi observado que as tensões nas paredes externas do tubo eram trativas, tornavam-se praticamente nulas no centro do cordão e passavam a compressivas na superfície interna do tubo torcido. O autor também verificou o comportamento do material com um tratamento de recozimento para aliviar as tensões. Para os materiais tratados, observou-se os mesmos perfis de tensões para o material não tratado. Contudo os níveis de tensões foram bastante reduzidos com o tratamento, chegando a níveis próximos a zero.

Com base nestas observações, pode-se concluir que os níveis de tensões compressivas medidas na superfície externa passam a tensões trativas na superfície interna. Este resultado é preocupante, pois as tensões residuais na tração tem um efeito negativo na resistência à fadiga ou iniciação de trincas. Outro aspecto importante é que a parede interna do tubo está em contato com fluidos corrosivos. Sabe-se que na presença de um ambiente agressivo, trincas de corrosão podem desenvolver-se de forma acelerada devido a presença de tensões. No caso de aços estruturais ao carbono ou de baixa liga, esse fenômeno é desencadeado pelo contato com hidróxidos ou com sulfeto de hidrogênio. Em estruturas soldadas, esta situação é mais crítica (MODENESI, 2001).

Para materiais soldados nas condições (C_1 e C_2) com TTPS ao ar, observa-se

tensões trativas com valores inferiores ao material como recebido. Considerando a simetria das tensões ao longo da espessura do tubo, pode-se esperar que existam tensões compressivas com valores relativamente baixos na superfície interna. A presença de tensões residuais de compressão na superfície de um componente é um fator para redução da chance de iniciação de trincas de fadiga (MODENESI, 2001). No caso das soldagens P_1 e P_2 com TTPS ao ar observa-se a existência de tensões trativas no metal de solda e na ZAC, que são as zonas mais críticas e compressivas na região mais distante do cordão. Logo, na região interna tem-se tensões compressivas no metal de solda e na ZAC, que favorecem o fechamento de eventuais trincas de fadiga.

Para materiais soldados nas condições (C_1 , C_2 , P_1 e P_2) em água observam-se tensões compressivas com valores próximo ao do material soldado sem TTPS (cerca de -210.7 MPa) que passariam a trativas na superfície interna do tubo. Como já foi dito, a presença de tensões trativas é prejudicial ao material. Gurova (1997) explica este fenômeno através de um amostra cilíndrica, com têmpera em água. Observa-se que a temperatura do volume interno é maior que a temperatura da superfície. Então o volume específico dentro do cilindro é maior que o da superfície. A parte superficial com temperatura mais baixa não permite mudança de dimensões do volume interno. Desta maneira, na superfície surgem tensões trativas e no interior da amostra surgem as tensões compressivas. Depois de um certo tempo, o centro da peça resfria-se mais rápido que a superfície e as tensões reduzem-se. As tensões ficam praticamente nulas, enquanto o resfriamento prossegue, de forma que o volume específico da parte central fica menor e continua reduzindo até o resfriamento completo. No final surgem na superfície as tensões compressivas e no interior as trativas.

Os tratamentos com resfriamento em forno apresentam valores bastante baixos de tensões compressivas na superfície externa, ao longo da ZAC e do metal de base. Na superfície interna, os valores indicativos seriam de tração. Contudo, os níveis apresentam-se suficientemente baixos para não oferecerem sérios riscos de danos ao material. De acordo com Campos, Machado e Hirsh (2006), valores de tensões inferiores a 50 MPa (em módulo) são considerados baixos para tensões residuais em aços.

4.2 Análise de Microdureza

Nesta seção foram levantados os perfis de microdureza da junta soldada nas superfícies interna e externa 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 por norma é de 248 HV (SILVA, 2007).

A Figura 4.33 ilustra o perfil de dureza do material como recebido para as suas superfícies internas e externas. Observa-se que o perfil foi praticamente linear, com valor médio de 160 HV. Não foi observado diferenças entre as superfícies interna e externa. O valor máximo permitido por norma também não foi ultrapassado.

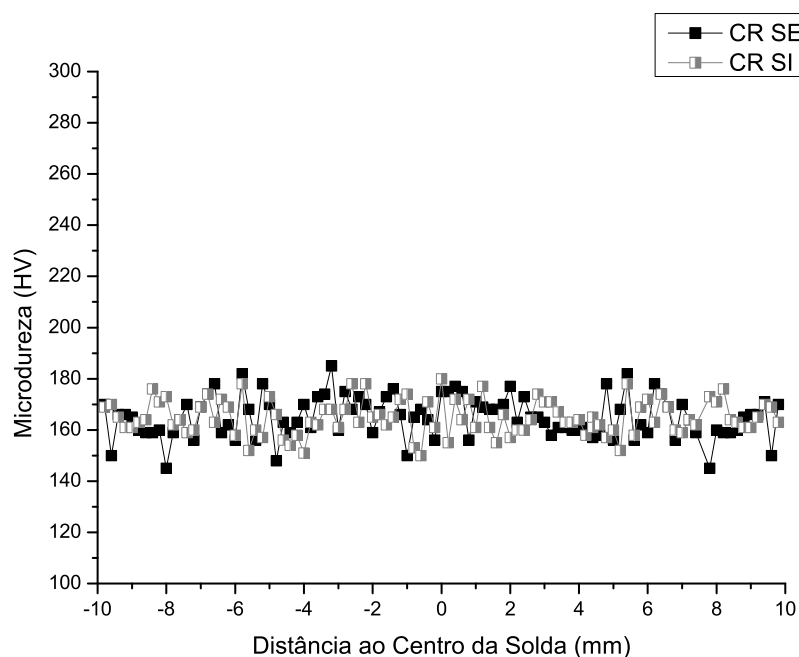


Figura 4.33: Microdureza das superfícies interna e externa do material como recebido.

A Figura 4.34 ilustra o perfil de dureza do material soldado na condição P_2 ($E_{P2} = 3,3 \text{ kJ/cm}$) sem tratamento térmico pós-soldagem. Avaliando o perfil da superfície externa, observa-se uma elevação da dureza na região central, que compreende o metal de solda. Os valores de dureza na zona fundida foram bastante elevados, com magnitudes chegando a 295 HV, os quais ultrapassam o

valor estabelecido por norma. Este resultado é indesejável e indica a necessidade de tratamento térmico posterior para remoção de dureza. Observa-se que a superfície interna apresenta níveis de dureza inferiores aos apresentados na superfície externa, com magnitudes máximas de 238 HV. Este resultado pode ser explicado pela

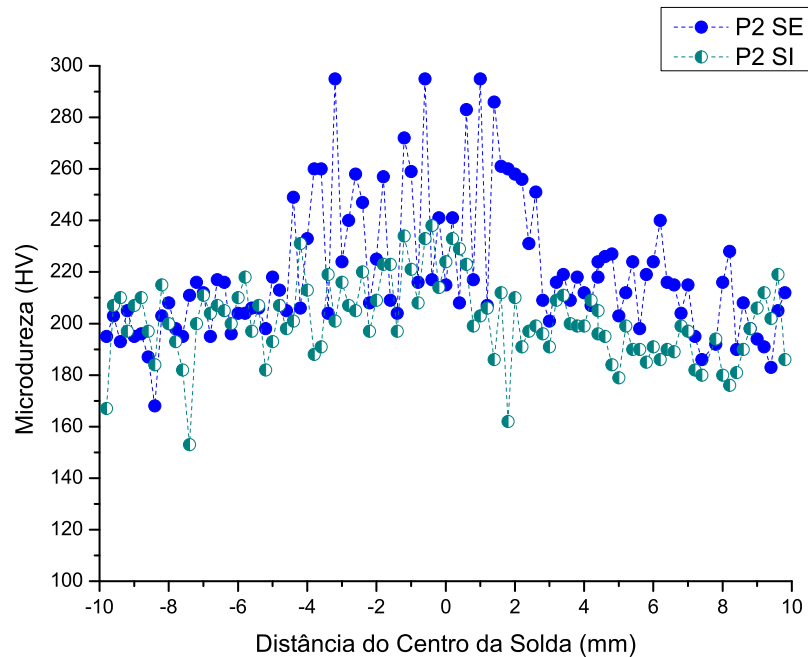


Figura 4.34: Microdureza das superfícies interna e externa do material soldado com a condição P_2 ($E_{P_2} = 3,3 \text{ kJ/cm}$) sem tratamento térmico pós-soldagem.

diferença na velocidade de resfriamento da superfície externa com a interna. Como a superfície externa resfria mais rapidamente, ele possui maior dureza.

A Figura 4.35 ilustra o perfil de dureza do material soldado na condição P_2 ($E_{P_2} = 3,3 \text{ kJ/cm}$) com tratamento térmico pós-soldagem em forno a uma taxa de resfriamento de 150°C/h . Avaliando o perfil da superfície externa, observa-se uma elevação da dureza na região central, que compreende o metal de solda. Os valores de dureza na zona fundida chegaram a magnitudes máximas de 195 HV. Observa-se que o tratamento térmico para alívio de tensões resultou numa diminuição de dureza no metal de solda e na ZAC tanto para a superfície externa como a interna. Observa-se que a superfície interna apresenta níveis de dureza inferiores aos apresentados na superfície externa, com magnitudes máximas de 160 HV. Este resultado pode ser explicado pela diferença nas velocidades de resfriamento entre a superfície interna

e externa, uma vez que a superfície externa esfria mais rapidamente tem-se uma maior dureza nesta região.

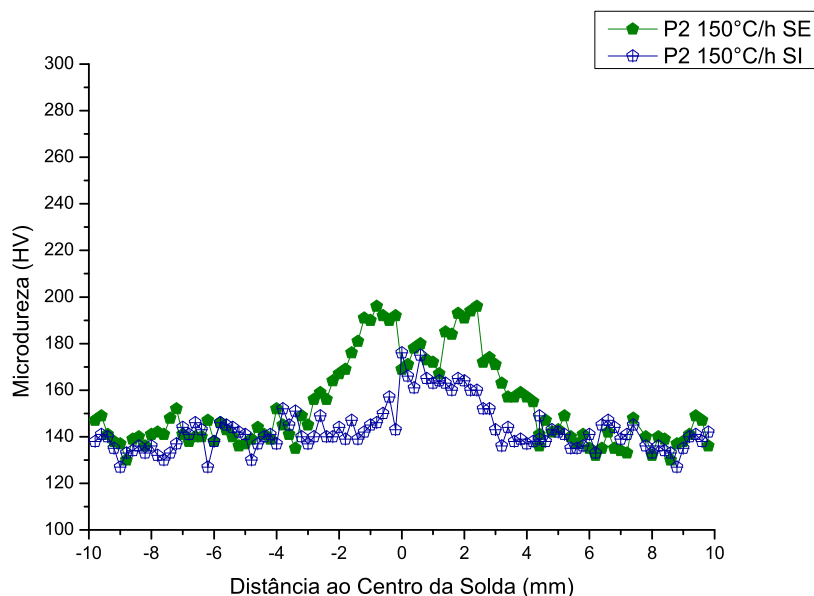


Figura 4.35: Microdureza das superfícies interna e externa do material soldado na condição P_2 ($E_{P_2} = 3,3 \text{ kJ/cm}$) com tratamento térmico pós-soldagem e resfriado em forno a uma taxa de 150°C/h .

A Figura 4.36 ilustra o perfil de dureza do material soldado na condição P_2 ($E_{P_2} = 3,3 \text{ kJ/cm}$) com tratamento térmico pós-soldagem resfriado ao ar. Avaliando o perfil da superfície externa, observa-se uma elevação da dureza na região central, que compreende o metal de solda. Os valores de dureza na zona fundida chegaram a magnitudes máximas de 196 HV. Observa-se que o tratamento térmico para alívio das tensões resultou numa diminuição de dureza no metal de solda e na ZAC tanto para a superfície externa como a interna. Observa-se que a superfície interna apresenta um perfil praticamente linear, com valores oscilando entre 140 e 180 HV.

A Figura 4.37 ilustra o perfil de dureza do material soldado na condição P_2 ($E_{P_2} = 3,3 \text{ kJ/cm}$) com tratamento térmico pós-soldagem resfriado em água. Avaliando o perfil da superfície externa, observa-se uma elevação da dureza na região central, que compreende o metal de solda. Os valores de dureza na zona fundida chegaram a magnitudes máximas de 205 HV. Observa-se que o tratamento térmico

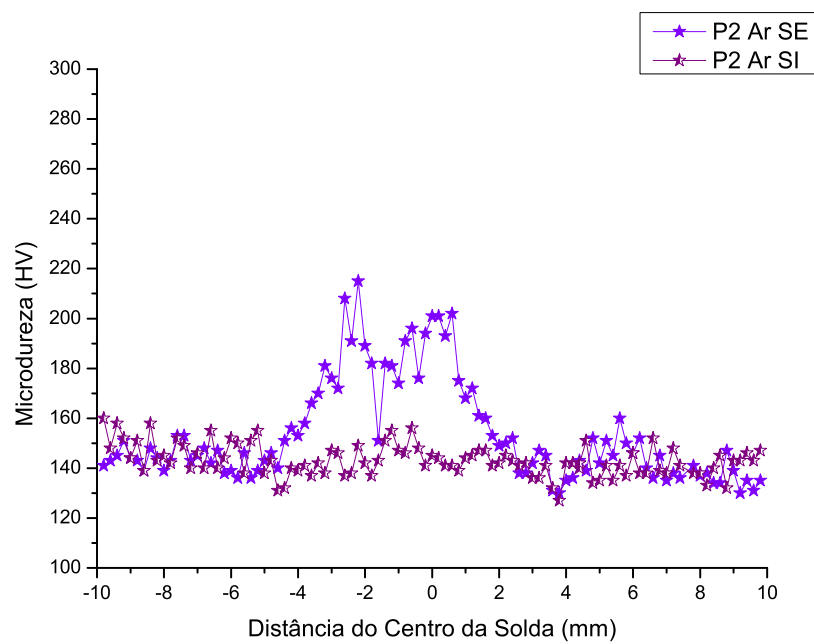


Figura 4.36: Microdureza das superfícies interna e externa do material como soldado na condição P_2 ($E_{P_2} = 3,3 \text{ kJ/cm}$) com tratamento térmico pós-soldagem resfriado ao ar.

pós-soldagem proporcionou uma redução nos níveis de dureza no metal de solda e na ZAC tanto para a superfície externa como interna. Observa-se que a superfície interna apresenta um perfil praticamente linear, com valores oscilando entre 136 e 160 HV.

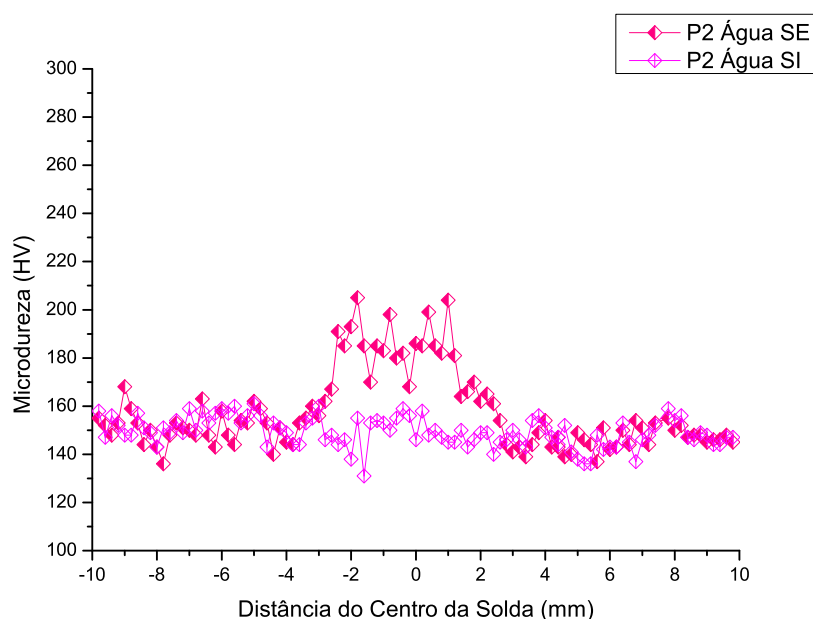


Figura 4.37: Microdureza das superfícies interna e externa do material como recebido soldado na condição P_2 ($E_{P_2} = 3,31 \text{ kJ/cm}$) com tratamento térmico pós-soldagem resfriado em água.

A Figura 4.38 ilustra o perfil de dureza do material soldado na condição P_1 ($E_{P_1} = 6,25 \text{ kJ/cm}$) sem tratamento térmico pós-soldagem. Avaliando o perfil da superfície externa, observa-se uma elevação da dureza na região central, que compreende o metal de solda. Os valores de dureza na zona fundida chegaram a magnitudes máximas de 285 HV, os quais ultrapassam o valor estabelecido por norma. Este resultado é análogo ao observado para a condição de soldagem P_1 e indica a necessidade de tratamento térmico posterior para remoção de dureza. Observa-se que a superfície interna apresenta valores máximos na ordem de 210 HV, que inferior ao limite estabelecido por norma.

A Figura 4.39 ilustra o perfil de dureza do material soldado na condição P_1 ($E_{P_1} = 6,3 \text{ kJ/cm}$) com tratamento térmico pós-soldagem para alívio das tensões residuais com resfriamento em forno a uma taxa de 150°C/h . Avaliando o perfil da

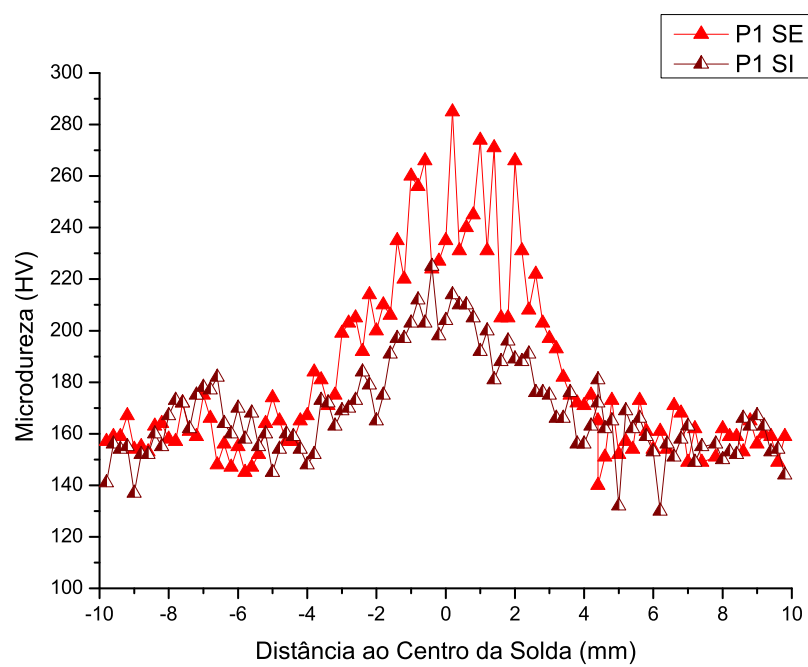


Figura 4.38: Microdureza das superfícies interna e externa do material como soldado na condição P_1 ($E_{P1} = 6,3 \text{ kJ/cm}$) sem tratamento térmico pós-soldagem.

superfície externa, observa-se uma pequena elevação da dureza na região central, que compreende o metal de solda. Os valores de dureza na zona fundida chegaram a magnitudes máximas de 207 HV, nos quais estão abaixo do limite permitido por norma. Observa-se que o tratamento térmico para alívio das tensões resultou numa diminuição de dureza no metal de solda e na ZAC tanto para a superfície externa como a interna. Observa-se que a superfície interna apresenta valores de dureza próximos à externa, com magnitude máximas de 192 HV.

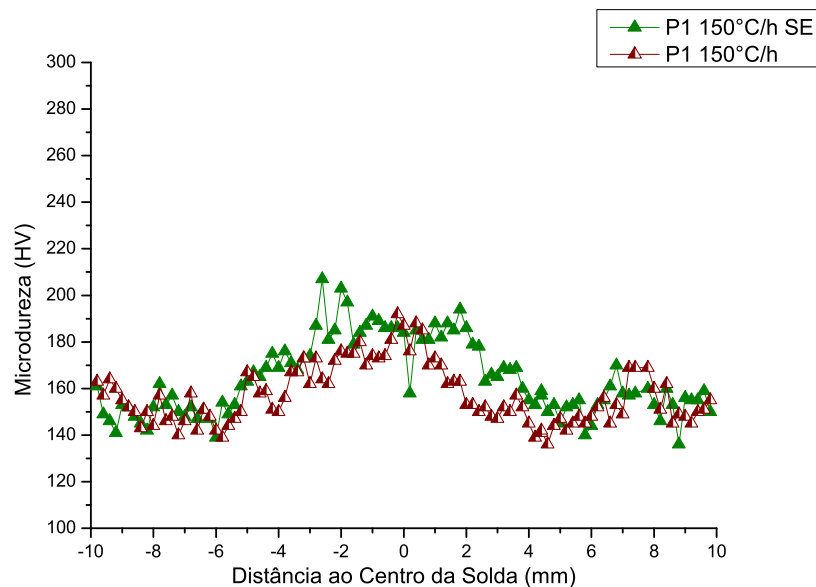


Figura 4.39: Microdureza das superfícies interna e externa do material como soldado na condição P_1 ($E_{P_1} = 6,3 \text{ kJ/cm}$) com tratamento térmico pós-soldagem resfriado em forno a uma taxa de 150°C/h .

A Figura 4.40 ilustra o perfil de dureza do material soldado na condição P_1 ($E_{P_1} = 6,3 \text{ kJ/cm}$) com tratamento térmico pós-soldagem em forno a uma taxa de resfriamento de 25°C/h . Avaliando o perfil da superfície externa, observa-se uma elevação da dureza na região central, que compreende o metal de solda. Os valores de dureza na zona fundida chegaram a magnitudes máximas de 201 HV. Observa-se que o tratamento térmico para alívio de tensões resultou numa redução da dureza no metal de solda e na ZAC tanto para a superfície externa como a interna. Observa-se que a superfície interna apresenta níveis de dureza bem inferiores aos apresentados na superfície externa, apresentando um perfil praticamente linear com valores oscilando entre 130 e 160 HV.

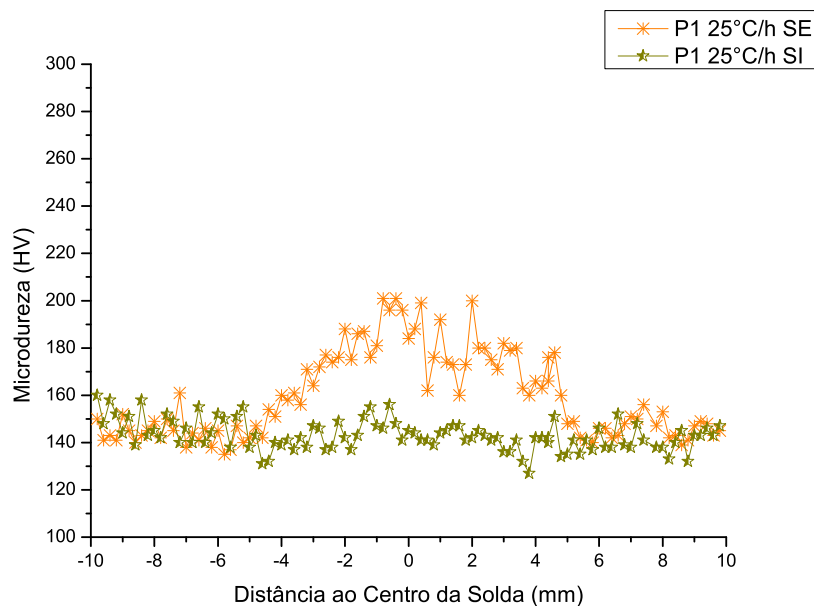


Figura 4.40: Microdureza das superfícies interna e externa do material como soldado na condição P_1 ($E_{P1} = 6,3 \text{ kJ/cm}$) com tratamento térmico pós-soldagem resfriado em forno a uma taxa de 25°C/h .

A Figura 4.41 ilustra o perfil de dureza do material soldado na condição P_1 ($E_{P1} = 6,3 \text{ kJ/cm}$) com tratamento térmico pós-soldagem resfriado ao ar. Avaliando o perfil da superfície externa, observa-se uma elevação da dureza na região central, que compreende o metal de solda. Os valores de dureza na zona fundida chegaram a magnitudes máximas de 238 HV. Observa-se que o tratamento térmico para alívio das tensões resultou numa diminuição de dureza no metal de solda e na ZAC tanto para a superfície externa como a interna. Observa-se que a superfície similar ao da superfície externa, tendo valores máximos na ordem de 190 HV.

A Figura 4.42 ilustra o perfil de dureza do material soldado na condição P_1 ($E_{P1} = 6,3 \text{ kJ/cm}$) com tratamento térmico pós-soldagem resfriado em água. Avaliando o perfil da superfície externa, observa-se uma elevação da dureza na região central, que compreende o metal de solda. Os valores de dureza na zona fundida chegaram a magnitudes máximas de 245 HV, que são valores inferiores, embora próximos ao valor estabelecido por norma. Observa-se que o tratamento térmico pós-soldagem proporcionou uma redução nos níveis de dureza no metal de solda e na ZAC tanto para a superfície externa como a interna. Observa-se que a superfície

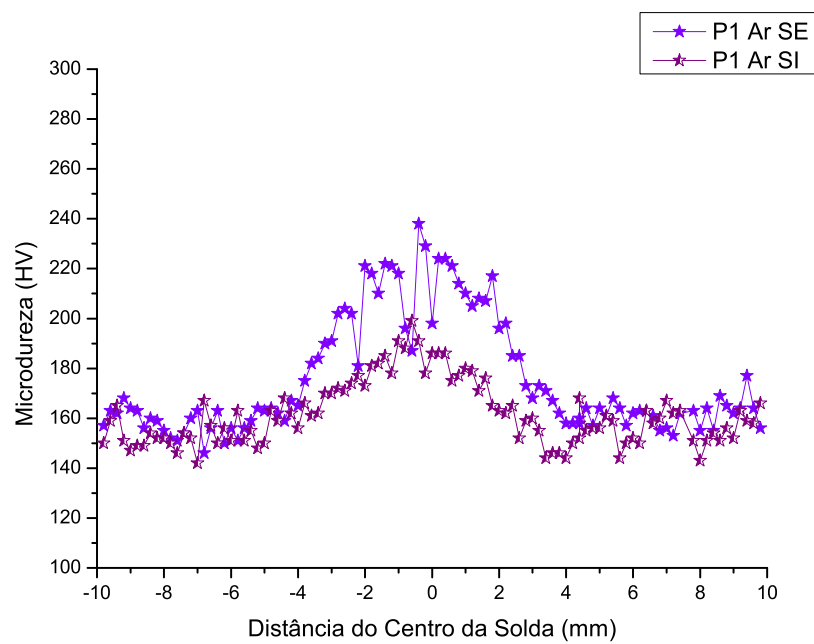


Figura 4.41: Microdureza das superfícies interna e externa do material como soldado na condição P_1 ($E_{P_1} = 6,3 \text{ kJ/cm}$) com tratamento térmico pós-soldagem resfriado ao ar.

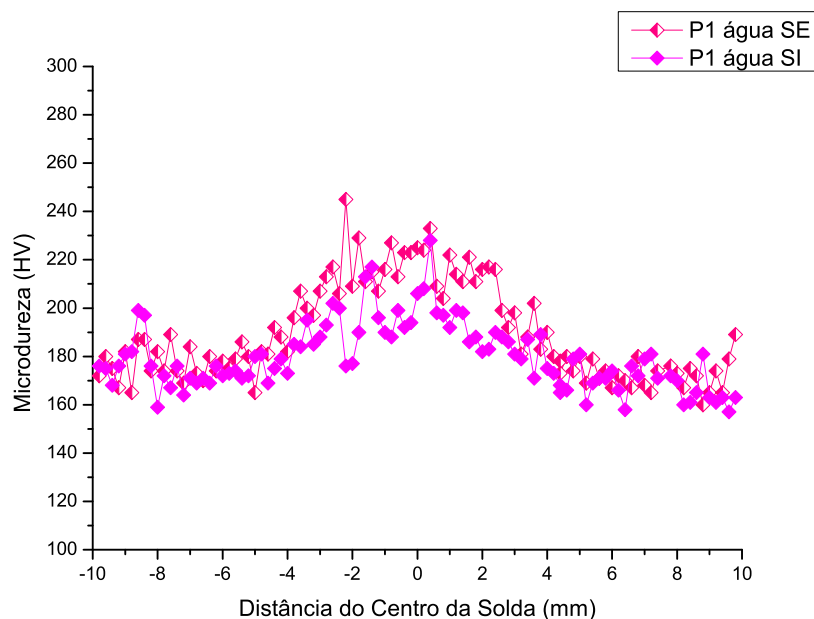


Figura 4.42: Microdureza das superfícies interna e externa do material como recebido soldado na condição P_1 ($E_{P_1} = 6,3 \text{ kJ/cm}$) com tratamento térmico pós-soldagem resfriado em água.

interna apresenta um perfil semelhante à superfície externa, com valores máximos de 206 HV.

A Figura 4.43 mostra a comparação entre as microdurezas do material como recebido e dos dois aportes térmicos utilizados para condição de soldagem com pulsação. Percebe-se que para ambos os aportes térmicos, os níveis de microdureza foram maiores na região do metal de solda. Os valores de microdureza foram maiores que o material como recebido na região do metal de solda para as duas condições de soldagem. Entretanto, observa-se que P_2 destaca-se em toda a sua extensão comparando-se com o material em sua condição original e soldado como P_1 . A energia utilizada no processo de soldagem P_2 foi menor que P_1 , portanto sua velocidade de resfriamento será maior. Com uma maior velocidade de resfriamento tem-se uma maior dureza.

A Figura 4.44(a) mostra a comparação entre as microdurezas do material como recebido e com os vários tratamentos térmicos para a condição de soldagem P_2 . A Figura 4.44(b) mostra a comparação entre as microdurezas do material como recebido e com os vários tratamentos térmicos para a condição de soldagem P_1 .

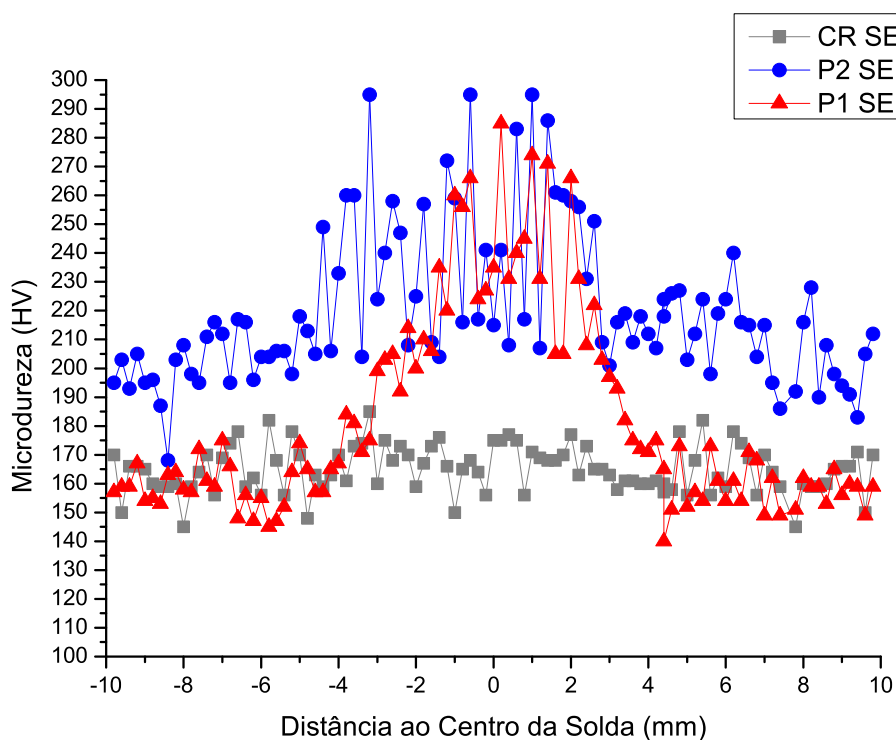
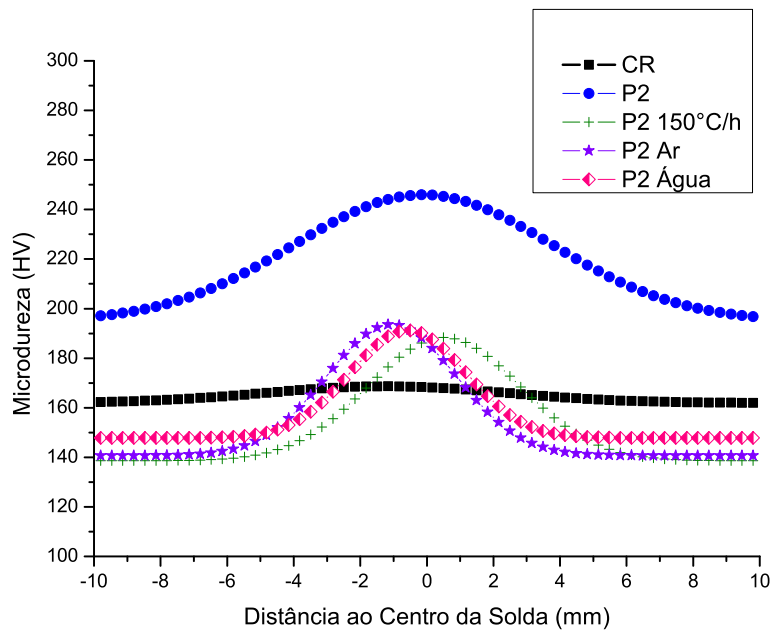
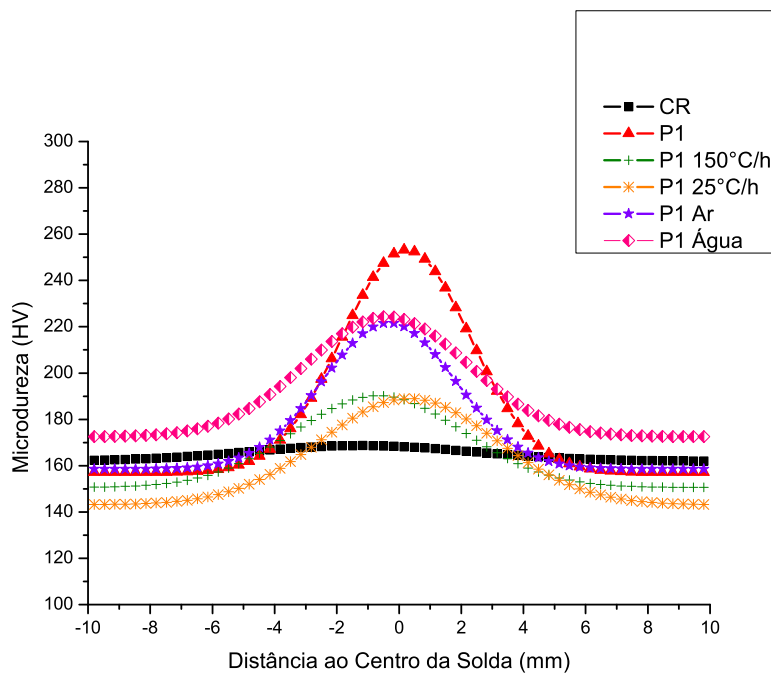


Figura 4.43: Microdureza para o material como recebido e para os dois aportes térmicos P_2 ($E_{P2} = 3,3 \text{ kJ/cm}$) e P_1 ($E_{P1} = 6,3 \text{ kJ/cm}$).

Para a condição de soldagem P_2 , observa-se que todos os tratamentos mostraram-se satisfatórios no intuito de reduzir as microdurezas, principalmente da região da solda; reduzindo a níveis próximos ao material como recebido. Esta redução para todos os tratamentos foram próximos entre si, não permitindo dizer qual dos tratamentos é mais eficaz. Para o gráfico (b) observa-se que houve redução dos níveis de microdureza para todos os tratamentos térmicos empregados. Contudo, estes valores foram mais elevados no metal de base que o material como recebido. Os tratamentos em fornos para este caso proporcionaram maior redução das microdurezas que os tratamentos com resfriamento ao ar e em água.



(a)



(b)

Figura 4.44: Comparação das microdurezas para o material na condição soldada sem TTPS e com TTPS. a) Para a condição de soldagem P_2 ($E_{P_2} = 3,3 \text{ kJ/cm}$). b) Para a condição de soldagem P_1 ($E_{P_1} = 6,3 \text{ kJ/cm}$).

4.3 Análise de EBSD

O EBSD atualmente, tornou-se uma ferramenta importante na análise microestrutural. Esta técnica permite desde a análise de fases em aços (como a austenita, ferrita e a cementita) até o projeto do contorno de grão (CHEN, 2001). Na engenharia do contorno de grão, a verificação permite correlacionar problemas mecânicos como por exemplo, a resistência à corrosão intergranular, com a densidade planar de sítios de coincidência (Σ) (RANDLE, 2004). Esta parte do trabalho tentou averiguar a influência dos níveis de tensões residuais através da análise da engenharia do contorno de grão ou seja, do estudo dos CSL, das misorientações existentes para os diversos processos de soldagem e seus tratamentos térmicos. Outro aspecto abordado foram as diferenças entre as medições na superfície externa e interna do tubo.

4.3.1 Análise de Textura

Muitas fontes de erros devem ser controladas visto que a determinação da tensão residual requer precisão na medida da posição angular do pico difratado. Os erros podem ser de três categorias: erros provenientes das amostras, erros analíticos e erros instrumentais (PREVÉY, 1996). Os provenientes das amostras incidem em grãos grossos, textura severa ou interferência da geometria da peça (PREVÉY, 1996). Cullity e Stock (2001) afirmam que se os grãos são grossos, a linha de difração e sua posição não são bem definidas. Esta condição é óbvia para o método fotográfico, mas não para a técnica de difratométrica.

Para o caso de materiais texturados observa-se que não há dependência linear entre $\sin^2 \psi$ com a distância interplanar, o que resulta em pseudo-deformações para cada direção analisada (LU; JAMES; ROY, 1996). A fim de verificar o comportamento anisotrópico do material, foi feita análise de textura por EBSD para as condições de soldagem C_2 sem e com tratamento térmico para alívio das tensões.

A Figura 4.45 ilustra os mapas de qualidade e de orientação da superfície externa da amostra como recebida. Ao lado dos mapas de orientação está o triângulo unitário de referência correspondente.

A primeira análise é feita em cima do mapa de qualidade, o qual em escala de cinza é atribuída a cor branca para o melhor índice e preto para o pior. Segundo Pinto e Lopes (2001), este mapa pode não só revelar eventuais problemas durante a coleta de dados, tais como oscilações da corrente do feixe, mas por si próprio revela

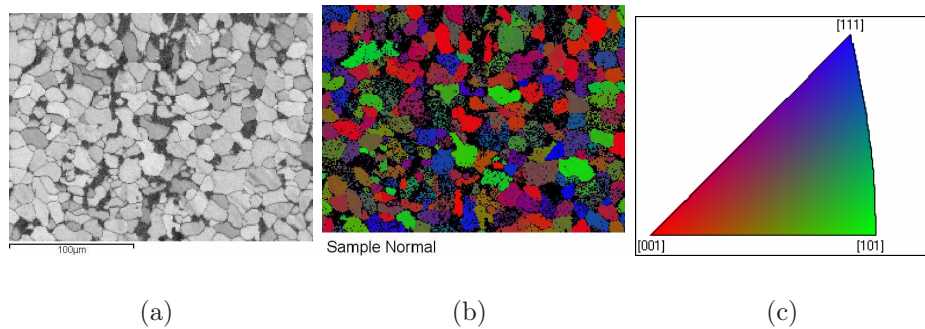


Figura 4.45: Material como recebido (superfície externa). a) Mapa de qualidade b) Mapa de orientação. c) Figura de pólo inversa.

o nível de distorção da rede.

Analisando o mapa de qualidade percebe-se que o material apresenta elevados índices de qualidade e encontram-se claramente destacados em tons de cinza claro. A cementita é facilmente destacada pela cor cinza escuro do mapa. Pela análise do mapa de orientação percebe-se que os grãos apresentam comportamento aleatório. A análise de textura para várias direções, como $\langle 001 \rangle$, $\langle 101 \rangle$, $\langle 111 \rangle$, dentre outras, apresentaram intensidades de textura inferiores a 1. Logo, identifica-se que o material não está texturado.

A Figura 4.46 ilustra a curva $\sin^2 \psi$ versus a distância interplanar para o material como recebido. Esta curva foi retirado do software XPERT STRESS que faz os cálculos das tensões residuais, a partir das distâncias interplanares medidas. Observa-se que o perfil da curva é linear, ratificando a condição apresentada nos resultados de textura por EBSD ou seja, o material não está texturado. Outra informação que podemos obter deste gráfico é com relação ao sinal das tensões presentes. A reta crescente caracteriza um perfil trativo para o material, como pode ser confirmado pelo valor das tensões calculadas pelo programa ($55,3 \pm 11,7$ MPa).

A Figura 4.47 ilustra os mapas de qualidade e de orientação da superfície externa da amostra soldada com a condição C_2 sem tratamento térmico para alívio das tensões. Ao lado dos mapas de orientação está o triângulo unitário de referência correspondente. Analisando o mapa de qualidade percebe-se que o material apresenta elevados índices de qualidade mais baixa que o material como recebido, pois o mapa está apresentado em escala cinza escuro. Pela análise do mapa de orientação percebe-se que os grãos apresentam comportamento aleatório.

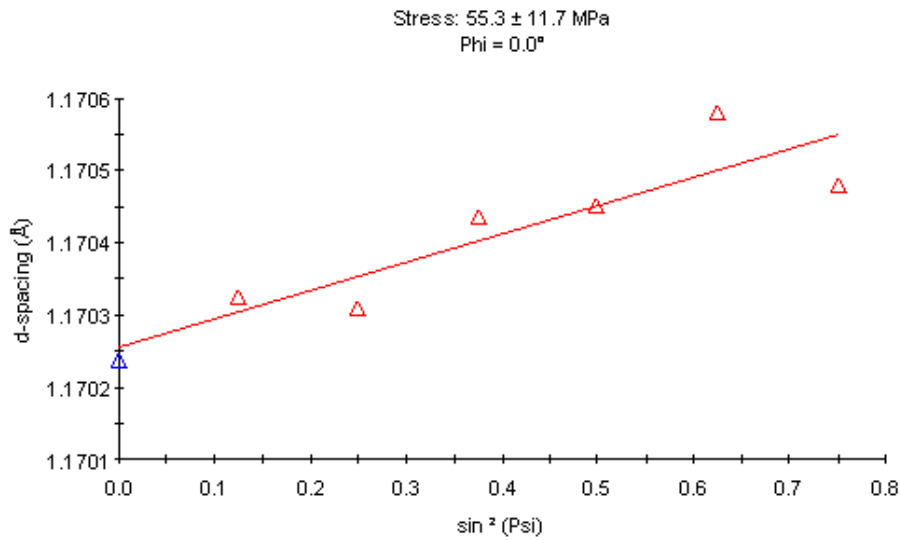


Figura 4.46: Curva $\sin^2 \psi$ versus a distância interplanar para o material soldado como recebido.

A análise de textura para várias direções, como $\langle 001 \rangle$, $\langle 101 \rangle$, $\langle 111 \rangle$ e outras, apresentaram intensidades de textura inferiores a 1. Logo, identifica-se que o material não está texturado.

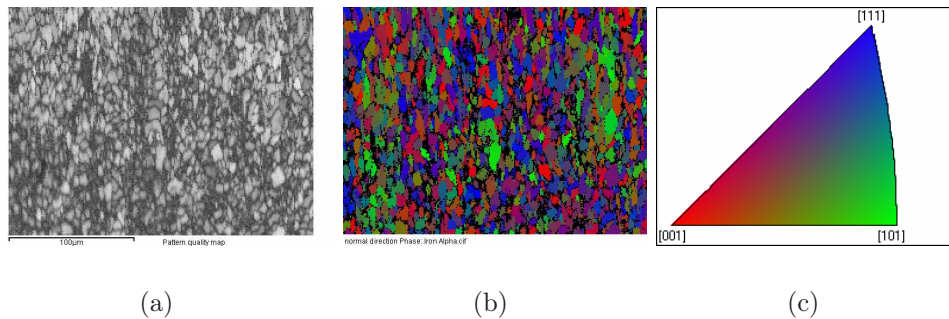


Figura 4.47: Material soldado com a condição C_2 sem tratamento térmico pós-soldagem. a) Mapa de qualidade b) Mapa de orientação. c) Figura de pólo inversa.

A Figura 4.48 ilustra a curva $\sin^2 \psi$ versus a distância interplanar para o material soldado com a condição C_2 sem tratamento térmico pós-soldagem. Observa-se que o perfil da curva é linear, caracterizando o material como não texturado. Outra informação que podemos obter deste gráfico é com relação ao sinal das tensões presentes. A reta decrescente caracteriza um perfil compressivo para o material, como pode ser confirmado pelo valor das tensões calculadas pelo programa ($-64,5 \pm 4,7$ MPa).

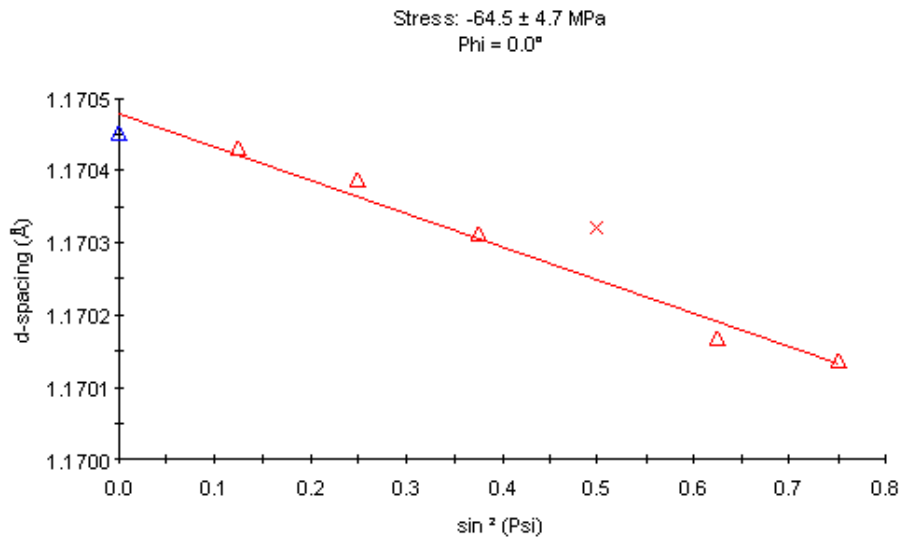


Figura 4.48: Curva $\sin^2 \psi$ versus a distância interplanar C_2 sem tratamento térmico pós-soldagem.

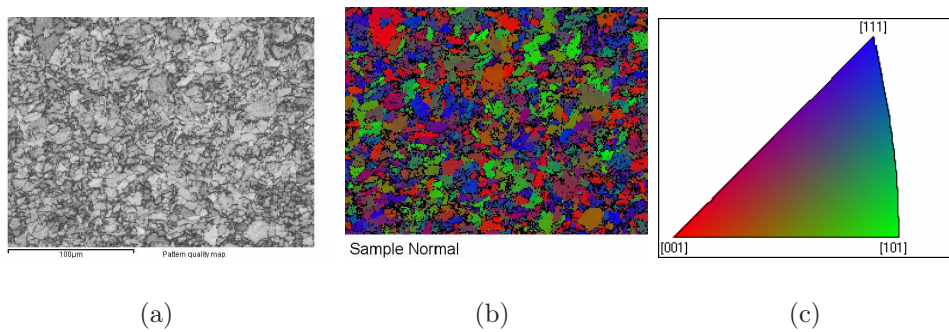


Figura 4.49: Material soldado com a condição C_2 com tratamento térmico pós-soldagem resfriado em forno a uma taxa de $150^\circ\text{C}/\text{h}$. a) Mapa de qualidade b) Mapa de orientação. c) Figura de pólo inversa.

A Figura 4.49 ilustra os mapas de qualidade e de orientação da superfície externa da amostra soldada com a condição C_2 , tratada termicamente e resfriado em forno a uma velocidade de $150^\circ\text{C}/\text{h}$. Ao lado dos mapas de orientação está o triângulo unitário de referência correspondente. Analisando o mapa de qualidade percebe-se que o material apresenta elevados índices de qualidade mais baixa que o material como recebido, pois o mapa está apresentado em escala cinza escuro. Pela análise do mapa de orientação percebe-se que os grãos apresentam comportamento aleatório. A análise de textura de forma análoga as outras medidas não apresentou nenhuma textura para diversas orientações analisadas.

A Figura 4.50 ilustra a curva $\sin^2 \psi$ versus a distância interplanar para o material

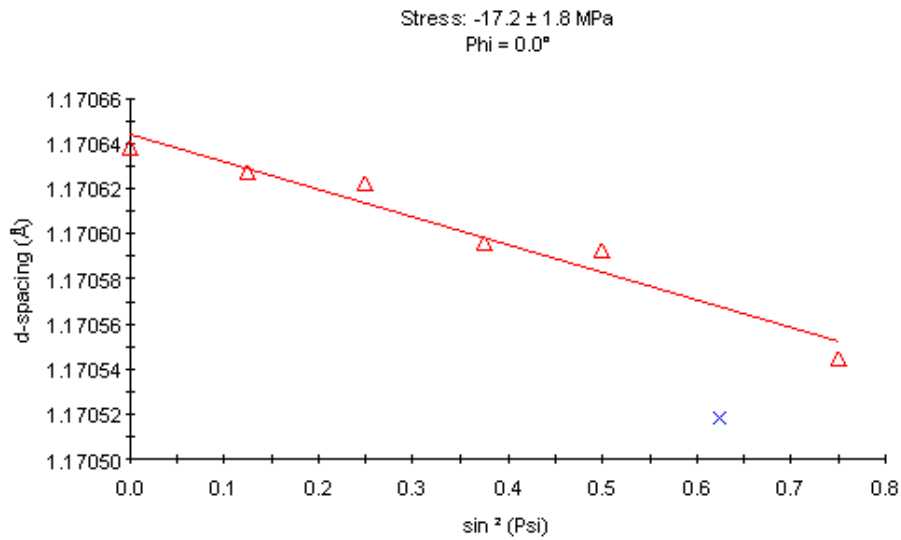


Figura 4.50: Curva $\sin^2 \psi$ versus a distância interplanar C_2 com tratamento térmico pós-soldagem resfriado em forno a uma velocidade de $150^\circ\text{C}/\text{h}$.

soldado com a condição C_2 e tratada termicamente com resfriamento em forno a uma velocidade de $150^\circ\text{C}/\text{h}$. Observa-se que o perfil da curva é linear, caracterizando o material como não texturado. Outra informação que podemos obter deste gráfico é com relação ao sinal das tensões presentes. A reta decrescente caracteriza um perfil compressivo para o material, como pode ser confirmado pelo valor das tensões calculadas pelo programa ($-17,2 \pm 1,8 \text{ MPa}$).

A Figura 4.51 ilustra os mapas de qualidade e de orientação da superfície externa da amostra soldada com a condição C_2 para o material soldado com a condição C_2 e tratada termicamente com resfriamento em forno a uma velocidade de $25^\circ\text{C}/\text{h}$. Ao lado dos mapas de orientação está o triângulo unitário de referência correspondente. Analisando o mapa de qualidade percebe-se que o material apresenta elevados índices de qualidade mais baixa que o material como recebido, pois o mapa está apresentado em escala cinza escuro. Analisando o mapa de orientação percebe-se a aleatoriedade dos grãos, não tendo a tendência de grãos orientados em nenhuma direção.

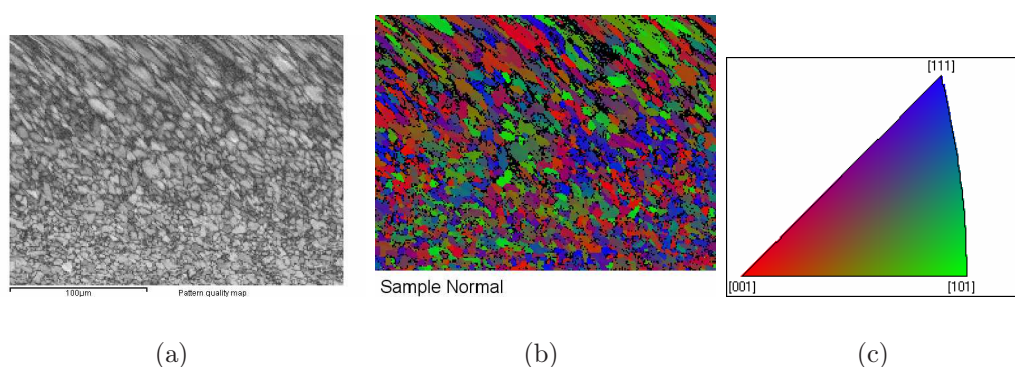


Figura 4.51: Material soldado com a condição C_2 com tratamento térmico pós-soldagem resfriado em forno a uma taxa de $25^\circ\text{C}/\text{h}$. a) Mapa de qualidade b) Mapa de orientação. c) Figura de pólo inversa.

A Figura 4.52 ilustra a curva $\sin^2 \psi$ versus a distância interplanar para o material soldado com a condição C_2 como tratamento térmico pós-soldagem com resfriamento em forno a uma velocidade de $25^\circ\text{C}/\text{h}$. Observa-se que o perfil da curva é linear, caracterizando o material como não texturado. Outra informação que podemos obter deste gráfico é com relação ao sinal das tensões presentes. A reta decrescente caracteriza um perfil compressivo para o material, como pode ser confirmado pelo valor das tensões calculadas pelo programa ($-15,7 \pm 2,1$ MPa).

A Figura 4.53 ilustra os mapas de qualidade e de orientação da superfície externa da amostra soldada com a condição C_2 com TTPS ao Ar. Ao lado dos mapas de orientação está o triângulo unitário de referência correspondente. Analisando o mapa de qualidade percebe-se que o material apresenta elevados índices de qualidade pela cor cinza clara apresentada. Analisando o mapa de orientação percebe-se que há uma tendência a não aleatoriedade dos grãos. Pela análise de textura, observa-se que não há direção preferencial, sendo a aleatoriedade presente no material.

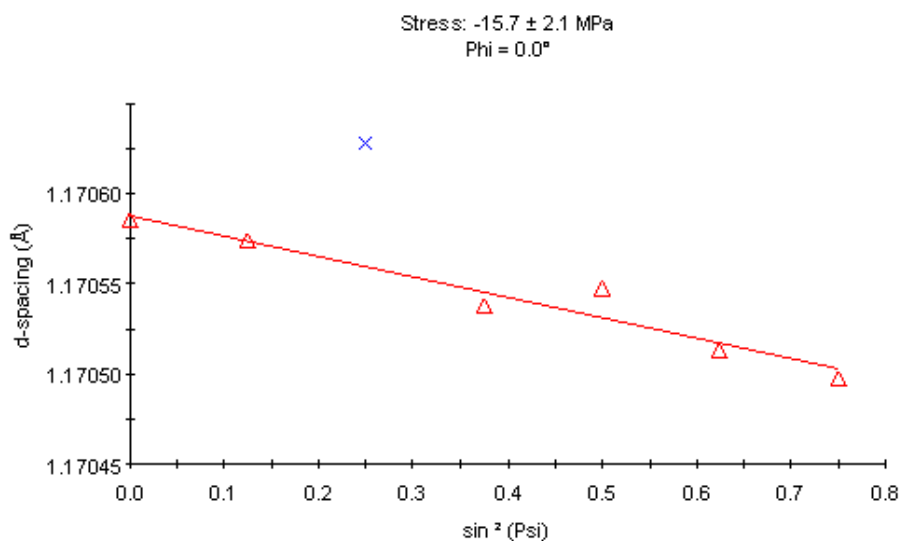


Figura 4.52: Curva $\sin^2 \psi$ versus a distância interplanar C_2 com tratamento térmico pós-soldagem resfriado em forno a uma velocidade de $25^\circ\text{C}/\text{h}$.

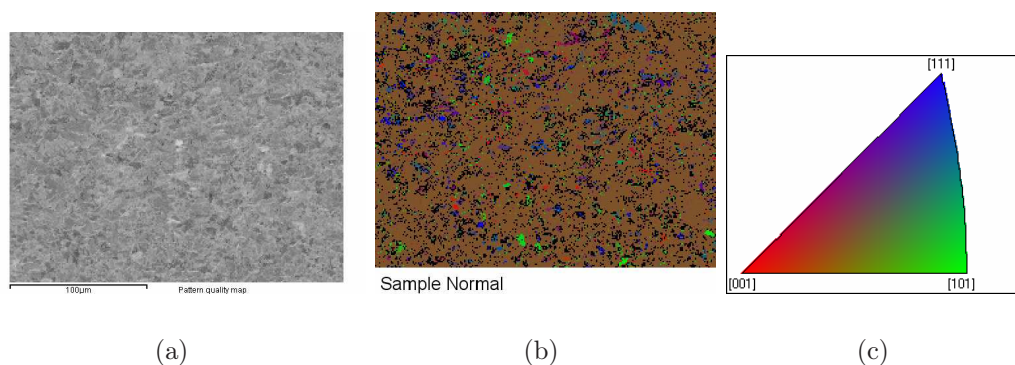


Figura 4.53: Material soldado com a condição C_2 com tratamento térmico pós-soldagem resfriado ao Ar. a) Mapa de qualidade b) Mapa de orientação. c) Figura de pólo inversa.

A Figura 4.54 ilustra a curva $\sin^2 \psi$ versus a distância interplanar para o material soldado com a condição C_2 com TTPS resfriado ao ar. Observa-se que o perfil da curva é linear, caracterizando o material como não texturado. Outra informação que podemos obter deste gráfico é com relação ao sinal das tensões presentes. A reta crescente caracteriza um perfil trativo para o material, como pode ser confirmado pelo valor das tensões calculadas pelo programa ($28, 2 \pm 3, 3$ MPa).

A Figura 4.55 ilustra os mapas de qualidade e de orientação da superfície externa da amostra soldada com a condição C_2 com tratamento térmico para alívio das tensões com resfriamento em água. Ao lado dos mapas de orientação está o triângulo

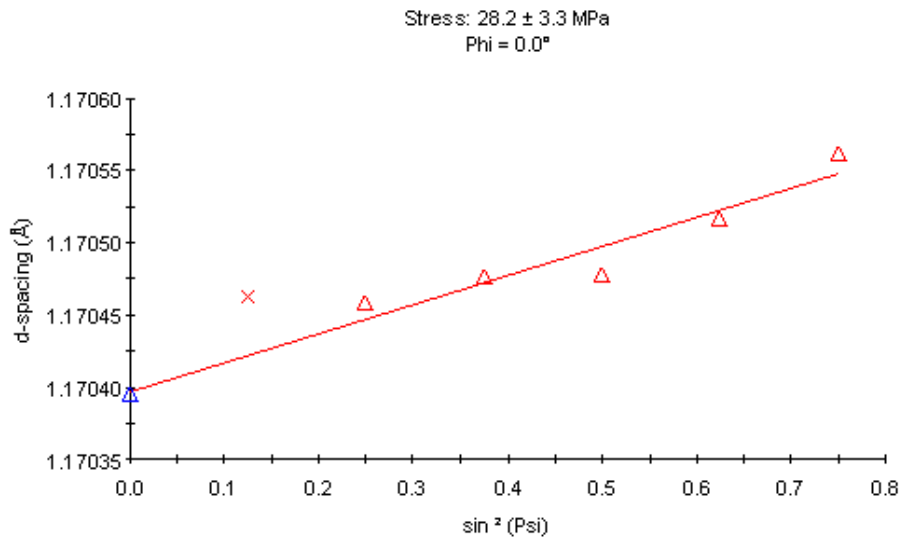


Figura 4.54: Curva $\sin^2 \psi$ versus a distância interplanar C_2 com tratamento térmico pós-soldagem resfriado ao Ar.

unitário de referência correspondente. Analisando o mapa de qualidade percebe-se que o material apresenta elevados índices de qualidade mais baixa que o material como recebido, pois o mapa está apresentado em escala cinza escuro. Analisando o mapa de orientação percebe-se a aleatoriedade dos grãos, não tendo a tendência de grãos orientados em nenhuma direção.

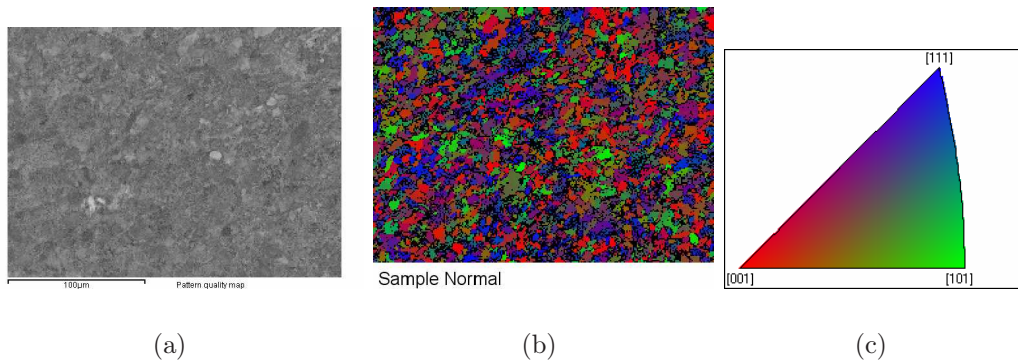


Figura 4.55: Material soldado com a condição C_2 com tratamento térmico pós-soldagem resfriado em água. a) Mapa de qualidade b) Mapa de orientação. c) Figura de pólo inversa.

A Figura 4.56 ilustra a curva $\sin^2 \psi$ versus a distância interplanar para o material soldado na condição C_2 com TTPS resfriado em água. Observa-se que o perfil da curva é linear, caracterizando o material como não texturado. Outra informação que podemos obter deste gráfico é com relação ao sinal das tensões presentes. A reta decrescente caracteriza um perfil compressivo para o material, como pode ser confirmado pelo valor das tensões calculadas pelo programa ($-189,4 \pm 10,6$ MPa).

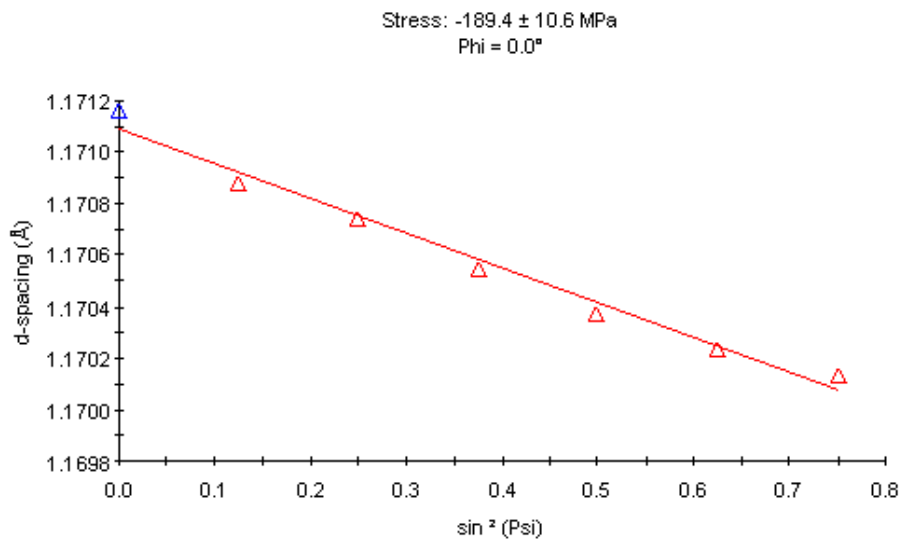


Figura 4.56: Curva $\sin^2 \psi$ versus a distância interplanar C_2 com tratamento térmico pós-soldagem resfriado em água.

4.3.2 Análise de CSL

Numerosos estudos usando materiais com alta pureza mostram claramente que muitas propriedades dos contornos de grãos (como por exemplo: energia, suscetibilidade à corrosão e suscetibilidade à segregação do soluto) são dependentes da estrutura caracterizada pelo modelo de CSL. Trata-se de uma rede tridimensional que pode ser construída por uma rede de pontos em comum a dois grãos adjacentes numa certa misorientação cristalográfica. O grau de coincidência ou periodicidade entre grãos adjacentes é representado pelo parâmetro Σ , o qual representa a fração inversa de sites coincidentes (KURBAN, 2006).

Contornos de grãos caracterizados como contornos com baixos valores de Σ (periodicidade elevada), em geral $\Sigma \leq 29$ que são também conhecidos como contornos de grãos especiais, mostram melhorias em propriedades físicas e químicas. Estas propriedades incluem baixa energia, aumento da resistência localizada a

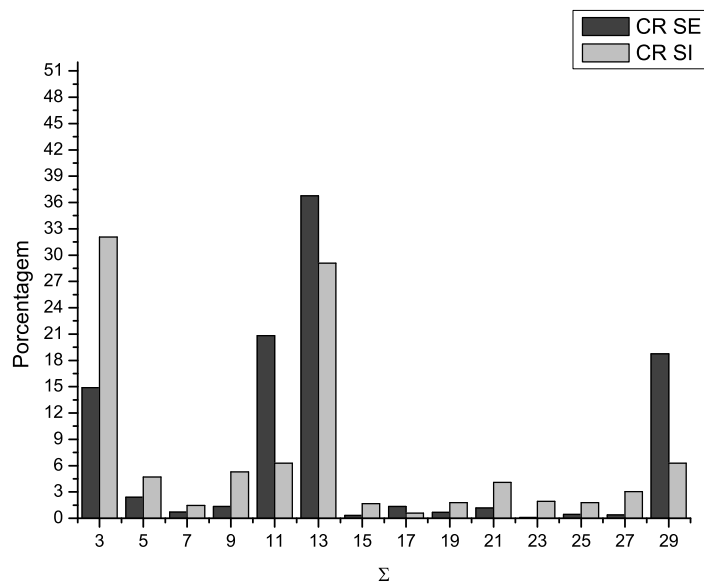


Figura 4.57: Densidade volumétrica de sítios de coincidência versus a percentagem para a superfície externa (CR SE) e interna (CR SI) do material como recebido.

corrosão e aumento à resistência e à segregação de soluto (KURBAN, 2006; RANDLE; OWEN, 2006).

Hoje em dia é possível analisar a evolução da distribuição do contorno de grão que descrevem as proporções de grãos especiais como os CSL durante o processo de crescimento de grão e recristalização através do uso de novas tecnologias como a difração de elétrons retroespalhados - EBSD (PINTO; VIANA, 2006; KURBAN, 2006).

4.3.2.1 Análise dos CSL ao longo da espessura dos tubos

A Figura 4.57 ilustra o comportamento da densidade volumétrica recíproca de sítios de coincidência (Σ) com sua frequência para o material como recebido. Neste gráfico são contrastados os perfis de CSL para as superfícies internas e externas do material, permitindo uma melhor visualização das diferenças entre as magnitudes de cada Σ . Observa-se que para a superfície externa o valor de $\Sigma 3$ foi de 14.88, $\Sigma 9$ de 1.33 e $\Sigma 27$ foi de 0.39.

Segundo Randle e Owen (2006), os $\Sigma 3^n$ são responsáveis pela baixa ocorrência de falha de empilhamento em metais e ligas, sendo portanto responsável pelo melhoramento de propriedades estruturais, como a resistência à corrosão. Para a superfície interna observa-se que os valores de $\Sigma 3$, $\Sigma 9$ e $\Sigma 27$ são 32.06, 5.29 e

3.04, respectivamente. Percebe-se, então, que os valores para a superfície interna são maiores que a superfície externa do material como recebido. Somando os percentuais de cada contorno de grão especial presente no material, tem-se 63.24% para superfície externa e 99.9% para superfície interna.

Comparando o comportamento das tensões residuais medidas na superfície externa do material como recebido, percebe-se que os níveis mais baixos de CSL para esta superfície estão associados às tensões trativas. Tomando a teoria de Silva (2007), no qual o perfil de tensões na superfície externa é simétrico ao perfil na superfície interna, pode-se supor que a superfície interna apresenta tensões compressivas ao longo de toda a sua extensão. De tal maneira que podemos associar valores mais altos de $\Sigma 3^n$ a tensões compressivas.

A Figura 4.58 ilustra o comportamento da densidade volumétrica recíproca de sítios de coincidência (Σ) com suas respectivas frequências para o material soldado na condição C_2 com TTPS em forno a uma taxa de resfriamento de 150°C/h. Observa-se que para a superfície externa o valor de $\Sigma 3$ foi de 26.02, $\Sigma 9$ de 3.85 e $\Sigma 27$ foi de 1.43. Para a superfície interna observa-se que os valores de $\Sigma 3$, $\Sigma 9$ e $\Sigma 27$ são 30.85, 2.28 e 1.16, respectivamente. Percebe-se, então, que os valores de $\Sigma 3$ para a superfície interna são ligeiramente maiores que a superfície externa do material. Somando os percentuais de cada contorno de grão especial presente no material, tem-se 93.99% para superfície externa e 100% para superfície interna. Logo, percebe-se que a superfície interna apresenta um perfil de contornos especiais $\Sigma \leq 29$ um pouco maior que a superfície externa.

Comparando os resultados de CSL com o perfil das tensões na superfície externa do material, percebe-se que há uma tendência de correlacionar elevados valores de $\Sigma 3$ com a presença de tensões compressivas.

A Figura 4.59 ilustra o comportamento da densidade volumétrica recíproca de sítios de coincidência (Σ) com suas respectivas frequências para o material soldado com C_2 com TTPS resfriado em forno a uma taxa de resfriamento de 25°C/h. Observa-se que para a superfície externa o valor de $\Sigma 3$ foi de 31.45, $\Sigma 9$ de 3.00 e $\Sigma 27$ foi de 7.05. Para a superfície interna observa-se que os valores de $\Sigma 3$, $\Sigma 9$ e $\Sigma 27$ são 28.85, 5.55 e 2.91, respectivamente. Percebe-se, então, que os valores de $\Sigma 3$ e $\Sigma 9$ para a superfície interna são ligeiramente maiores que a superfície externa do material. Somando os percentuais de cada contorno de grão especial presente no material, tem-se 100% para superfície externa e 99.47% para superfície interna. Os

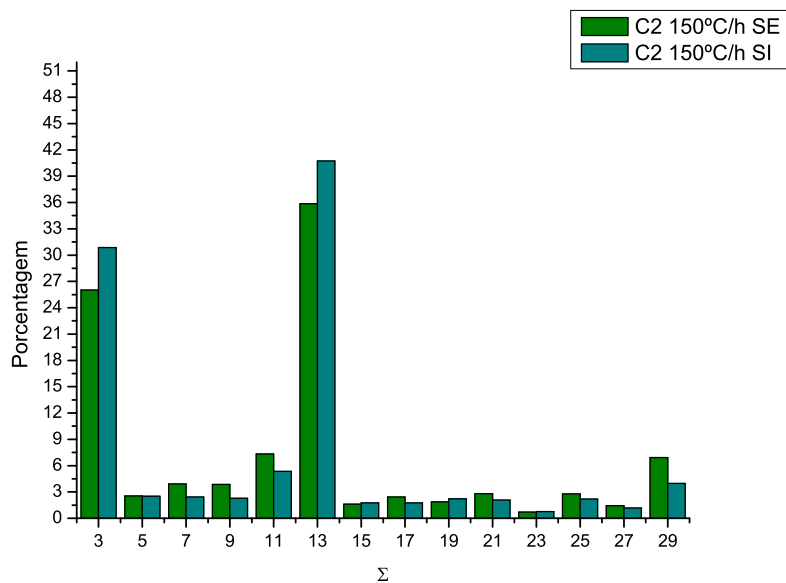


Figura 4.58: Densidade volumétrica de sítios de coincidência versus a porcentagem para o material como recebido, para a superfície externa e interna do material soldado na condição C_2 com TTPS a uma taxa de $150^\circ\text{C}/\text{h}$.

valores de Σ para ambas as superfícies foram bem próximos entre si e próximo aos valores do material como recebido em sua superfície interna.

De forma análoga ao material soldado na condição C_2 com TTPS resfriado a taxa de $150^\circ\text{C}/\text{h}$, observa-se que os elevados valores de $\Sigma 3$ estão associados à presença de tensões compressivas. Como os valores de Σ para superfície interna são próximos ao da superfície externa, não se pode aferir a situação dos níveis de tensões nesta região.

A Figura 4.60 ilustra o comportamento da densidade volumétrica recíproca de sítios de coincidência (Σ) com suas respectivas frequências para o material soldado com C_2 com TTPS resfriada ao Ar. Fazendo uma avaliação das superfícies internas e externas, observamos que os maiores valores de $\Sigma 3^n$ são observados na superfície interna. Os valores observados na superfície externa de $\Sigma 3$, $\Sigma 9$ e $\Sigma 27$ são 15.97, 2.86 e 2.14 respectivamente. Já para a superfície interna estes valores são 28.72, 5.94 e 2.45 para $\Sigma 3$, $\Sigma 9$ e $\Sigma 27$, respectivamente. O valor de $\Sigma 7$, representado pela cor vermelha no gráfico da Figura 4.60, foi de 2.67 para a superfície externa; ao passo que a superfície interna dobrou este resultado com $\Sigma 3 = 5.36$.

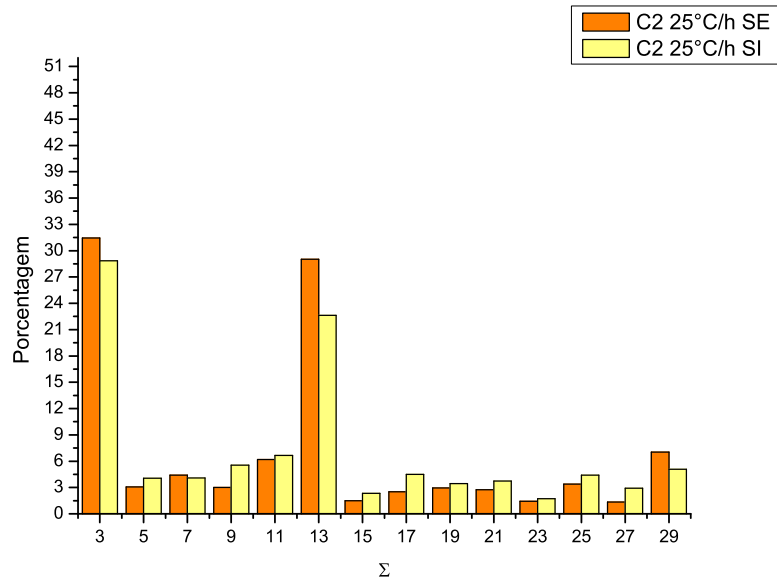


Figura 4.59: Densidade volumétrica de sítios de coincidência versus a percentagem para o material como recebido, para a superfície externa e interna do material soldado na condição C_2 com TTPS a uma taxa de 25°C/h.

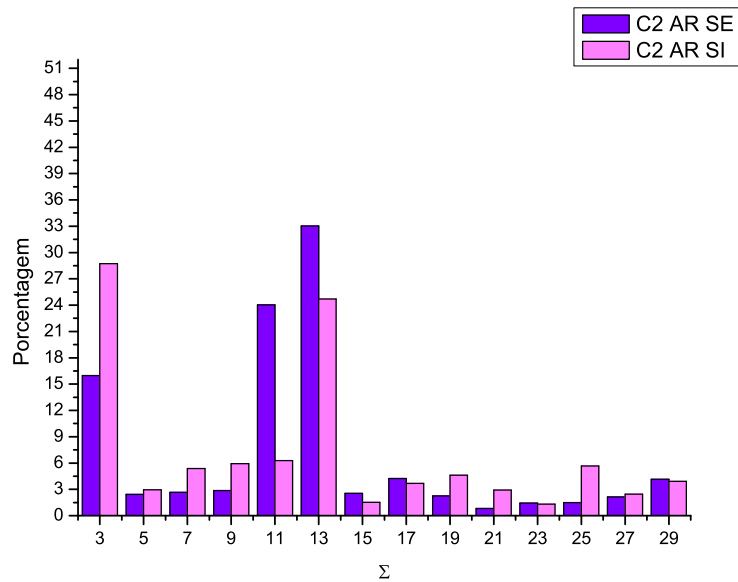


Figura 4.60: Densidade volumétrica de sítios de coincidência versus a percentagem para a superfície externa (C2 Ar SE) e interna (C2 Ar SI) do material soldado com C_2 e resfriado ao Ar.

Pelo gráfico da Figura 4.60, observamos que a superfície externa apresenta tensões trativas ao longo de toda a sua superfície. Mais uma vez, houve uma tendência de correlacionar as tensões trativas com valores mais baixos de CSL. Percebe-se então, que os valores de $\Sigma 3$, $\Sigma 9$ e $\Sigma 27$ para a superfície interna são bem maiores que a superfície externa do material. De forma análoga ao material como recebido, podemos aferir que os melhores resultados de CSL na superfície interna estão relacionados com a existência de tensões compressivas. Estes resultados, leva a crer que a superfície interna apresenta melhores propriedades físicas e químicas que a superfície externa.

A Figura 4.61 ilustra o comportamento da densidade volumétrica recíproca de sítios de coincidência (Σ) com suas respectivas frequências para o material soldado com C_1 com TTPS resfriada ao ar.

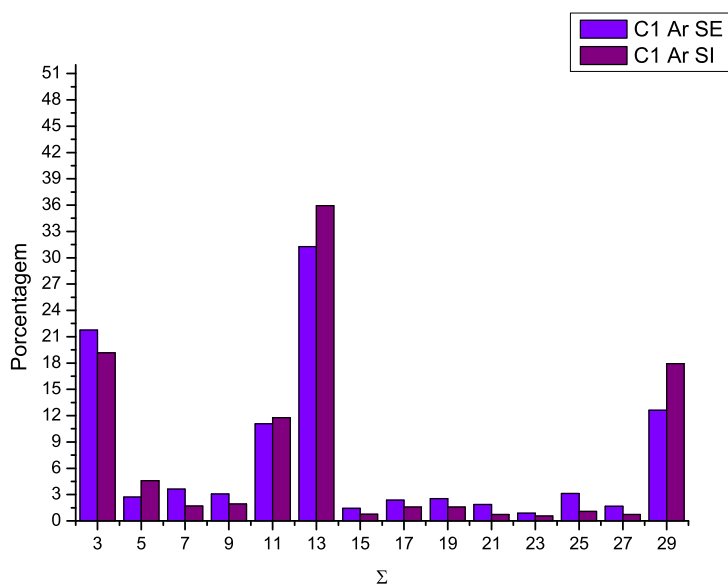


Figura 4.61: Densidade volumétrica de sítios de coincidência versus a porcentagem para a superfície externa e interna do material soldado com C_1 e resfriado ao Ar.

Fazendo uma avaliação das superfícies internas e externas, observa-se que os valores de $\Sigma 3^n$ são ligeiramente maiores na superfície externa. Os valores observados na superfície externa de $\Sigma 3$, $\Sigma 9$ e $\Sigma 27$ são 21.76, 3.06 e 1.66 respectivamente. Já para a superfície interna estes valores são 19.16, 1.92 e 0.72 para $\Sigma 3$, $\Sigma 9$ e $\Sigma 27$, respectivamente. Somando os percentuais de cada contorno de grão especial presente

no material, tem-se 99.98% para superfície externa e 99.95% para superfície interna. Os valores de Σ para ambas as superfícies foram bem próximos entre si e próximo aos valores do material como recebido em sua superfície interna.

Pelo gráfico da Figura 4.20, observamos que a superfície externa apresenta tensões trativas com valores relativamente próximos a zero. De forma que podemos considerar o material com o nível das tensões bastante reduzido, o que poderia explicar o elevado percentual de $\Sigma \leq 29$. Como os valores de Σ para superfície interna são próximos ao da superfície externa, não se pode aferir a situação dos níveis das tensões nesta região.

A Figura 4.62 ilustra o comportamento da densidade volumétrica recíproca de sítios de coincidência (Σ) com suas respectivas freqüências para o material soldado com C_2 com TTPS resfriada em Água.

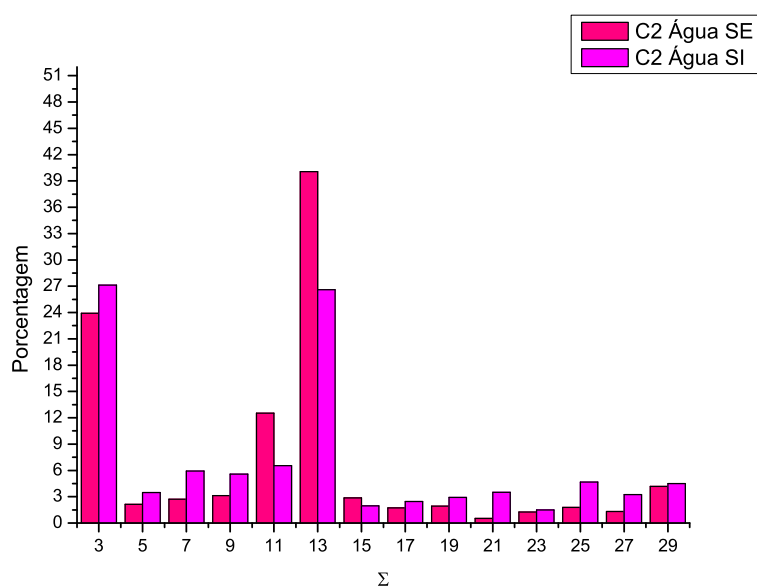


Figura 4.62: Densidade volumétrica de sítios de coincidência versus a percentagem para o material como recebido, para a superfície externa e interna do material soldado na condição C_2 com TTPS em Água.

Fazendo uma avaliação das superfícies internas e externas, observamos que os valores de $\Sigma 3^n$ são um pouco maiores na superfície interna. Os valores observados na superfície externa de $\Sigma 3$, $\Sigma 9$ e $\Sigma 27$ são 24.47, 3.60 e 1.14 respectivamente. Já para a superfície interna estes valores são 27.13, 5.57 e 3.24 para $\Sigma 3$, $\Sigma 9$ e $\Sigma 27$,

respectivamente. Somando os percentuais de cada contorno de grão especial presente no material, tem-se 99.91% para superfície externa e 100% para superfície interna. Os valores de Σ para ambas as superfícies foram bem próximos entre si e próximo aos valores do material como recebido em sua superfície interna.

Pelo gráfico da Figura 4.26, observamos que a superfície externa apresenta tensões compressivas com valores próximos ao do material soldado sem TTPS. Estes resultados compressivos permite explicar os elevados valores de CSL. Como os valores de Σ para superfície interna são próximos ao da superfície externa, não se pode aferir a situação dos níveis de tensões na região interna.

4.3.2.2 Análise dos CSL para diferentes aportes térmicos

A Figura 4.63 ilustra a densidade volumétrica de sítios de coincidência versus a porcentagem para o material como recebido e para o material soldado na condição C_2 .

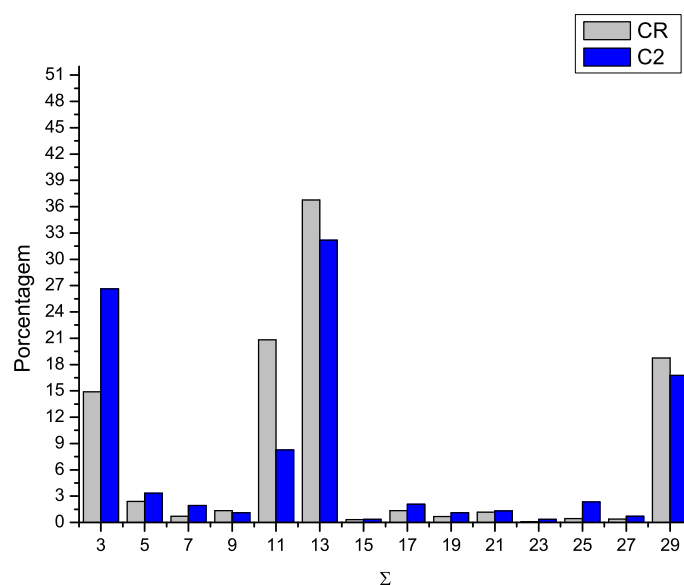


Figura 4.63: Densidade volumétrica de sítios de coincidência versus a porcentagem para o material como recebido e para o material soldado na condição C_2 sem TTPS.

Fazendo uma avaliação das superfícies externas do material como recebido e do material soldado na condição C_2 , observamos que os valores de $\Sigma 3^n$ são maiores na superfície externa. Os valores observados para o material como recebido na

superfície externa de $\Sigma 3$, $\Sigma 9$ e $\Sigma 27$ são 14.88, 1.33 e 0.39 respectivamente. Já para a superfície externa do material soldado sem TTPS na condição C_2 temos valores de 26.64, 1.12 e 0.71 para $\Sigma 3$, $\Sigma 9$ e $\Sigma 27$, respectivamente. O material como recebido apresenta valores bem maiores de contornos CSL para $\Sigma 11$, sendo 20.81% contra 8.25% do material soldado. Para os $\Sigma 13$ e $\Sigma 29$, a diferença do material soldado para o material recebido é relativamente pequena; apresentando valores de 36.25 e 18.73 para o material como recebido e 32.18 e 16.76 para o material soldado.

Somando os percentuais de cada contorno de grão especial presente no material, tem-se 63.24% para a superfície externa do material como recebido e 98.46% para a superfície externa do material soldado. Os valores de Σ para o material soldado foi maior que o material como recebido.

Observa-se que os valores de tensões para C_2 são compressivos na região da ZAC, apresentando valores de contornos de grãos especiais mais elevados. O material como recebido por sua vez apresenta valores trativos e menores valores de CSL. Estes resultados levam a crer que porcentagem de contornos de grãos especiais na superfície externa do material soldado está relacionado com melhores propriedades mecânicas e químicas.

A Figura 4.64 ilustra a densidade volumétrica de sítios de coincidência versus a porcentagem do material como recebido e para o material soldado na condição C_1 sem tratamento térmico pós-soldagem (TTPS).

Fazendo uma avaliação das superfícies externas do material como recebido e soldado na condição C_1 , observa-se que os valores de $\Sigma 3^n$ são maiores para o material soldado. Os valores observados para o material como recebido na superfície externa de $\Sigma 3$, $\Sigma 9$ e $\Sigma 27$ são 14.88, 1.33 e 0.39 respectivamente. Já para a superfície externa do material soldado sem TTPS na condição C_1 temos valores de 26.74, 0.98 e 0.60 para $\Sigma 3$, $\Sigma 9$ e $\Sigma 27$, respectivamente. O material como recebido apresenta valores bem maiores de contornos CSL para $\Sigma 11$, sendo 20.81% contra 6.34% do material soldado. Para os $\Sigma 13$ e $\Sigma 29$, as diferenças do material soldado para o material recebido são significativas; apresentando valores de 36,25 e 18.73 para o material como recebido e 49.54 e 9.57 para o material soldado, respectivamente.

Somando os percentuais de cada contorno de grão especial presente no material, tem-se 63.24% para a superfície externa do material como recebido e 100% para a superfície externa do material soldado. Pode-se perceber que os valores de tensões para C_1 são compressivas na região da ZAC e apresentam valores de contornos de

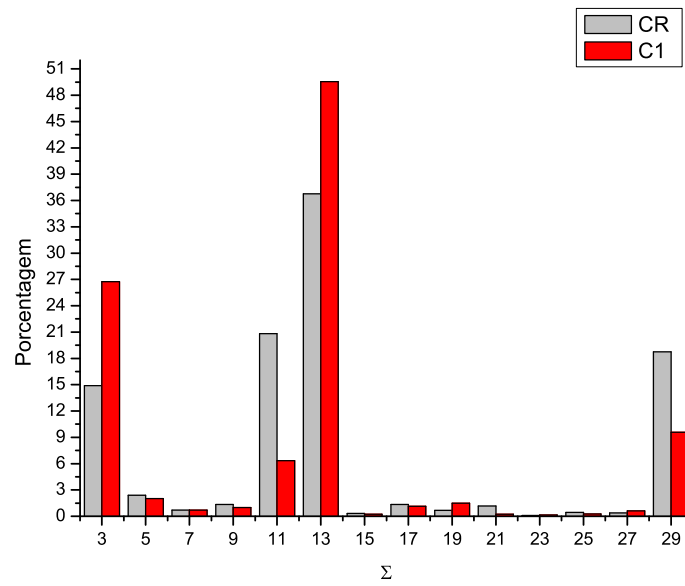


Figura 4.64: Densidade volumétrica de sítios de coincidência versus a percentagem para o material como recebido e para o material soldado na condição C_1 sem TTPS.

grãos especiais mais elevados. O material como recebido por sua vez apresenta valores trativos e menores valores de CSL.

A Figura 4.65 ilustra a densidade volumétrica de sítios de coincidência versus a porcentagem para o material como recebido e para o material soldado nas condições de soldagem C_1 ($E_{C_1} = 5,7 \text{ kJ/cm}$) e C_2 ($E_{C_2} = 3,4 \text{ kJ/cm}$) sem tratamento térmico pós-soldagem (TTPS).

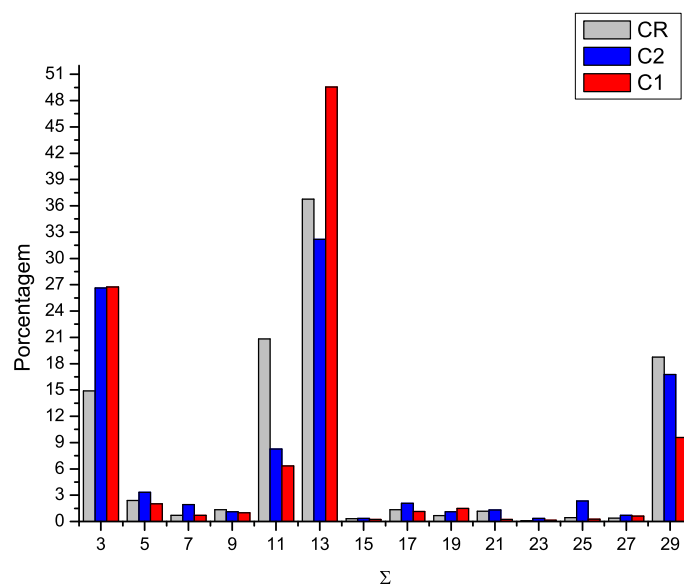


Figura 4.65: Densidade volumétrica de sítios de coincidência versus a porcentagem para o material como recebido, para o material nas condições de soldagem C_1 e C_2 sem TTPS.

Fazendo uma avaliação das superfícies externas do material como recebido e soldados nas condições C_1 e C_2 , observamos que os valores de $\Sigma 3^n$ são maiores para o material soldado. Comparado-se as duas condições de soldagem (C_1 e C_2), percebe-se que os valores de $\Sigma 3^n$ não são significativamente influenciados pela diferença nos aportes térmicos. O menor aporte térmico (C_2) apresenta maior valor de CSL que a condição C_1 para $\Sigma 5$, $\Sigma 7$, $\Sigma 11$, $\Sigma 17$, $\Sigma 21$, $\Sigma 25$ e $\Sigma 29$. O valor de $\Sigma 13$ é maior para o maior aporte térmico (C_1). Os demais valores de CSL apresentam-se próximos para ambos aportes térmicos. Somando os percentuais de cada contorno de grão especial presente no material, tem-se 98.46% para o menor aporte térmico (C_2) e 100% para o maior aporte térmico (C_1) a superfície externa do material soldado. Para os demais valores de CSL, verifica-se que C_2 e C_1 apresentam valores aproximados.

Para ambos aportes térmicos empregados (C_1 e C_2), verifica-se que estes

materiais possuem tensões compressivas ao longo do metal de solda e da ZAC, com magnitudes de tensões relativamente próximos. A existência de tensões compressivas pode explicar os elevados valores de CSL. Em virtude dos valores de CSL serem próximos, não se pode aferir qual dos aportes térmicos resulta em uma melhor qualidade de contorno do grão.

A Figura 4.66 ilustra a densidade volumétrica de sítios de coincidência versus a porcentagem para o material como recebido e para o material soldado nas condições de soldagem C_1 ($E_{C_1} = 5,7 \text{ kJ/cm}$) e C_2 ($E_{C_2} = 3,4 \text{ kJ/cm}$) com tratamento térmico para alívio das tensões com resfriamento ao ar.

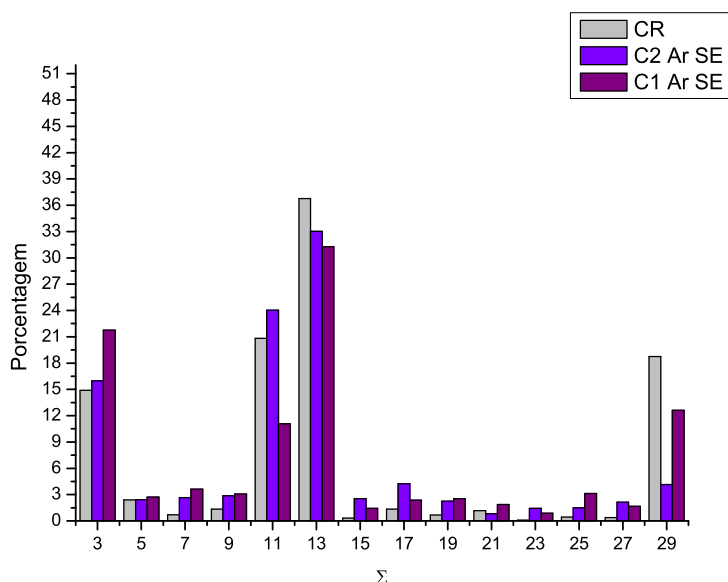


Figura 4.66: Densidade volumétrica de sítios de coincidência versus a porcentagem para o material como recebido, para o material nas condições de soldagem C_1 e C_2 com TTPS resfriado ao Ar.

Fazendo uma avaliação das superfícies externas do material como recebido e soldados nas condições C_1 e C_2 com TTPS ao ar, percebe-se que os valores do material nas condições soldadas mostraram valores de CSL superiores ao material como recebido. A exceção foi para $\Sigma 13$ em que o material como recebido apresentou valores ligeiramente superiores e $\Sigma 29$, cujo percentual foi bem superior as duas condições de soldagem. Observa-se que os valores de $\Sigma 3$ é maior para o maior aporte térmico (C_1). Um comportamento análogo se observa para valores de $\Sigma 21$, $\Sigma 25$ e $\Sigma 29$ são maiores para o material na condição soldada. O menor aporte térmico

(C_1) apresenta maior valor de CSL que a condição C_2 para $\Sigma 7$, $\Sigma 27$ e $\Sigma 29$. O valor de $\Sigma 11$, $\Sigma 13$, $\Sigma 15$ e $\Sigma 17$ é maior para o menor aporte térmico (C_2). Os demais valores de CSL apresentam-se próximos para ambos aportes térmicos. Somando os percentuais de cada contorno de grão especial presente no material, tem-se 98,52% para o menor aporte térmico (C_2) e 99,98% para o maior aporte térmico (C_1) a superfície externa do material soldado.

Para ambos aportes térmicos empregados (C_1 e C_2) com TTPS resfriado ao Ar, verifica-se que estes materiais possuem tensões trativas com magnitudes próximas a zero. Os baixos níveis de tensões encontrados pode explicar os valores elevados de CSL. Apesar dos valores de CSL serem relativamente próximos percebe-se que o maior aporte térmico resulta em uma qualidade relativamente maior de contorno de grão, com valores de CSL mais altos.

A Figura 4.67 ilustra a densidade volumétrica de sítios de coincidência versus a porcentagem para o material como recebido e para o material soldado nas condições de soldagem C_1 ($E_{C1} = 5,7 \text{ kJ/cm}$) e C_2 ($E_{C2} = 3,4 \text{ kJ/cm}$) com tratamento térmico para alívio das tensões em forno a uma taxa de 150°C/h .

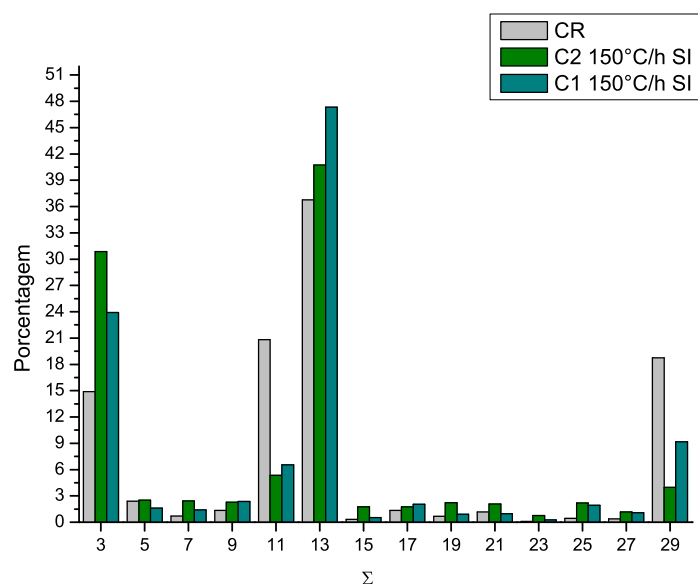


Figura 4.67: Densidade volumétrica de sítios de coincidência versus a porcentagem para o material como recebido, para o material nas condições de soldagem C_1 e C_2 com TTPS a uma taxa de 150°C/h .

Fazendo uma avaliação das superfícies externas do material como recebido e soldados nas condições C_1 e C_2 com TTPS a uma taxa de 150°C/h , percebe-se que os valores do material nas condições soldadas mostraram valores de CSL superiores ao material como recebido. A exceção foi para $\Sigma 11$ e $\Sigma 29$, cujo percentual foi bem superior aos valores apresentados pelas duas condições de soldagem. Observa-se que os valores de $\Sigma 3$ é maior para o menor aporte térmico (C_2). Um comportamento análogo se observa para valores de $\Sigma 15$, $\Sigma 19$ e $\Sigma 21$ são maiores para o material na condição soldada. O menor aporte térmico (C_1) apresenta maior valor de CSL que a condição C_2 para $\Sigma 7$, $\Sigma 13$ e $\Sigma 29$. Os demais valores de CSL apresentam-se próximos para ambos aportes térmicos. Somando os percentuais de cada contorno de grão especial presente no material, tem-se 93.99% para o menor aporte térmico (C_2) e 99.99% para o maior aporte térmico (C_1) a superfície externa do material soldado.

Para ambos aportes térmicos empregados (C_1 e C_2) com TTPS resfriado em forno a uma velocidade de 150°C/h , verifica-se que a existência de tensões compressivas com magnitudes próximas a zero na ZAC. Os baixos níveis das tensões e os valores compressivos encontrados para ambos os processos de soldagem podem explicar os valores elevados de CSL. Considerando-se o valor acumulativo de CSL tem-se que o menor aporte térmico induz menos tensões no materiais, o material menos tensionado, por sua vez, possui melhor qualidade no contorno de grão.

A Figura 4.68 ilustra a densidade volumétrica de sítios de coincidência versus a porcentagem para o material como recebido e para o material soldado nas condições de soldagem C_1 ($E_{C1} = 5,7 \text{ kJ/cm}$) e C_2 ($E_{C2} = 3,4 \text{ kJ/cm}$) com tratamento térmico para alívio das tensões com resfriamento em Água.

Fazendo uma avaliação das superfícies internas do material como recebido e soldados nas condições C_1 e C_2 com TTPS resfriados em água com o material como recebido, percebe-se que os valores do material nas condições soldadas mostraram valores de CSL superiores ao material como recebido. A exceção foi para $\Sigma 11$, $\Sigma 13$ e $\Sigma 29$ que o material como recebido apresentou valores, cujo percentual foi bem superior aos valores apresentados pelas duas condições de soldagem. Observa-se que os valores de $\Sigma 3^n$ é maior para o menor aporte térmico (C_2). Um comportamento análogo se observa para valores de $\Sigma 7$, $\Sigma 15$, $\Sigma 21$ e $\Sigma 25$ que são maiores para o material na condição de soldagem C_2 . O maior aporte térmico (C_1), sem considerar a amostra como recebida, apresenta maior valor de CSL que a condição C_2 para

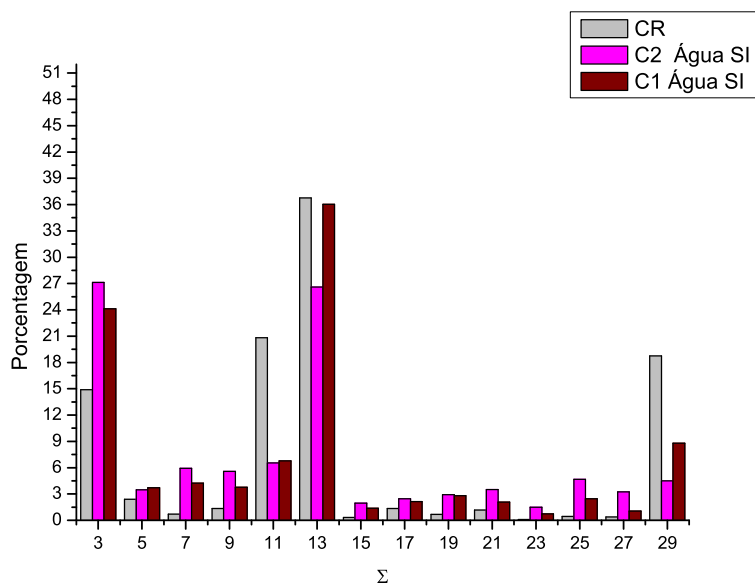


Figura 4.68: Densidade volumétrica de sítios de coincidência versus a percentagem para o material como recebido, para o material nas condições de soldagem C_1 e C_2 com TTPS resfriados em Água.

Σ_{13} e Σ_{29} . Os demais valores de CSL apresentam-se próximos para ambos aportes térmicos. Somando os percentuais de cada contorno de grão especial presente no material, tem-se 100% para o menor aporte térmico (C_2) e 95.43% para o maior aporte térmico (C_1).

Para ambos aportes térmicos empregados (C_1 e C_2) com TTPS resfriada em água, não se sabe ao certo qual o comportamento das tensões residuais. Contudo por apresentar valores de CSL elevados pode-se considerar a existência de tensões compressivas ao invés de trativas. Considerando-se os valores dos contornos especiais Σ_{3^n} e outros contornos especiais ($\Sigma \leq 29$), bem como o valor acumulativo de CSL, tem-se que o menor aporte térmico possui melhor qualidade no contorno de grão que para as outras condições de soldagem.

4.3.2. 3 Análise dos CSL para diferentes TTPS

A Figura 4.69 ilustra a densidade volumétrica de sítios de coincidência versus a percentagem para o material como recebido e para o material soldado nas condições de soldagem C_2 ($E_{C_2} = 3,4 \text{ kJ/cm}$) sem TTPS e com TTPS em forno a uma taxa de 150°C/h .

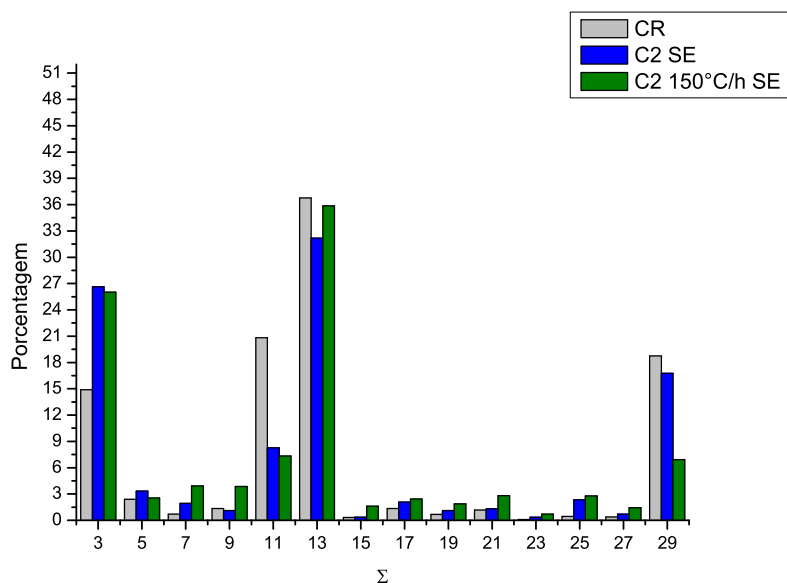


Figura 4.69: Densidade volumétrica de sítios de coincidência versus a percentagem para o material como recebido, para a superfície externa do material soldado na condição C_2 sem TTPS e com TTPS a uma taxa de $150^\circ\text{C}/\text{h}$.

Fazendo uma avaliação das superfícies externas do material como recebido e soldados nas condições C_2 sem TTPS e com TTPS resfriado a uma taxa de $150^\circ\text{C}/\text{h}$, percebe-se que os valores do material nas condições soldadas e tratadas termicamente mostraram valores de CSL superiores ao material como recebido. A exceção foi para $\Sigma 13$ e $\Sigma 29$ em que o material como recebido apresentou valores ligeiramente superiores, e $\Sigma 9$, cujo percentual foi bem superior aos valores apresentados pelas outras duas condições. Observa-se que os valores de $\Sigma 3$ é menor para o material como recebido e não apresenta diferença significativa para ambos C_2 com e sem TTPS. O material tratado termicamente apresenta maiores valores de $\Sigma 7$, $\Sigma 9$, $\Sigma 15$, $\Sigma 19$, $\Sigma 21$ e $\Sigma 27$. Os demais valores de CSL apresentam-se próximos para ambos aportes térmicos. Somando os percentuais de cada contorno de grão especial presente no material, tem-se 98.46% para C_2 sem TTPS e 100% para C_2 com TTPS resfriado em forno a uma taxa de $150^\circ\text{C}/\text{h}$.

Comparando-se os valores de CSL encontrados com as tensões residuais existentes nas superfícies externas para todas as condições analisadas, percebe-se que os valores de tensões tratativas no material como recebido está relacionada com os valores mais baixos de CSL. Para o material soldado sem TTPS e com TTPS possui valores compressivos de tensões na ZAC. Entretanto, o material tratado termicamente

apresenta um perfil quase linear com valores de tensões próximos a zero. Os valores compressivos podem explicar os valores elevados de CSL para o material na condição soldada. Os valores compressivos e de baixa magnitude por sua vez, justificam os maiores resultados de CSL que as demais condições analisadas neste subitem. Portanto, pode-se concluir que o material soldado com a condição C_2 e tratado termicamente em forno a uma taxa de $150^\circ\text{C}/\text{h}$ apresenta maior qualidade no contorno de grão que o material como recebido e soldado sem TTPS.

A Figura 4.70 ilustra a densidade volumétrica de sítios de coincidência versus a porcentagem para o material como recebido e para o material soldado nas condições de soldagem C_2 ($E_{C_2} = 3,41\text{kJ}/\text{cm}$) sem TTPS e com TTPS em forno a uma taxa de $25^\circ\text{C}/\text{h}$.

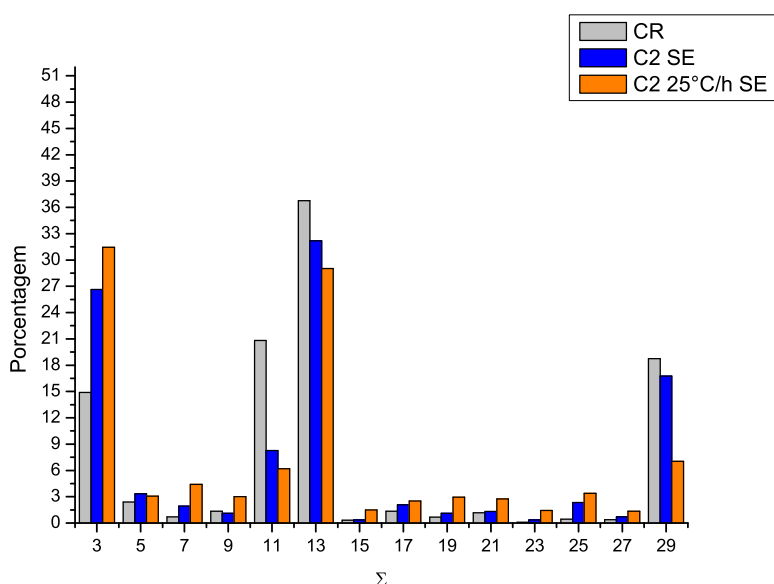


Figura 4.70: Densidade volumétrica de sítios de coincidência versus a porcentagem para o material como recebido, para a superfície externa do material soldado na condição C_2 sem TTPS e com TTPS a uma taxa de $25^\circ\text{C}/\text{h}$.

Fazendo uma avaliação das superfícies externas do material como recebido e soldados nas condições C_2 sem TTPS e com TTPS resfriado a uma taxa de $25^\circ\text{C}/\text{h}$, percebe-se que os valores do material nas condições soldadas e tratadas termicamente mostraram valores de CSL superiores ao material como recebido. A exceção foi para Σ_{11} , Σ_{13} e Σ_{29} , cujo percentual foi bem superior aos valores apresentados pelas

outras duas condições. Observa-se que os valores de $\Sigma 3^n$ é menor para o material como recebido e maior para o material soldado como TTPS. O material tratado termicamente destaca-se também para valores de $\Sigma 7$, $\Sigma 15$, $\Sigma 19$, $\Sigma 21$, $\Sigma 23$ e $\Sigma 25$. Os demais valores de CSL apresentam-se próximos para ambos aportes térmicos. Somando os percentuais de cada contorno de grão especial presente no material, tem-se 98.46% para C_2 sem TTPS e 100% para C_2 com TTPS resfriado em forno a uma taxa de 25°C/h.

Comparando-se os valores de CSL encontrados com as tensões residuais existentes nas superfícies externas para todas as condições analisadas, percebe-se que os valores das tensões trativas no material como recebido está relacionada com os valores mais baixos de CSL. Para o material soldado sem TTPS e com TTPS possui valores compressivos de tensões na ZAC. De forma análoga ao tratamento térmico com resfriamento a um taxa de 25°C/h, o material com TTPS apresenta um perfil quase linear com valores de tensões próximos a zero. Os valores compressivos explicam os valores elevados de CSL para o material na condição soldada. O valores compressivos e de baixa magnitude, por sua vez justificam os maiores resultados de CSL que as demais condições analisadas neste subitem. Portanto, pode-se concluir que o material soldado com a condição C_2 e tratado termicamente em forno a uma taxa de 25°C/h apresenta maior qualidade no contorno de grão que o material como recebido e soldado sem TTPS.

A Figura 4.71 ilustra a densidade volumétrica de sítios de coincidência versus a porcentagem para o material como recebido e para o material soldado nas condições de soldagem C_2 ($E_{C_2} = 3,4 \text{ kJ/cm}$) sem TTPS e com TTPS resfriado ao ar.

Fazendo uma avaliação das superfícies externas do material como recebido e soldados nas condições C_2 sem TTPS e com TTPS resfriado ao ar, percebe-se que os valores do material nas condições soldadas e tratadas termicamente mostraram valores de CSL superiores ao material como recebido. A exceção foi para $\Sigma 11$, $\Sigma 13$ e $\Sigma 29$, cujo percentual foi bem superior aos valores apresentados pelas outras duas condições. Observa-se que os valores de $\Sigma 3^n$ é menor para o material como recebido e maior para o material soldado como TTPS. O material tratado termicamente destaca-se também para valores de $\Sigma 7$, $\Sigma 15$, $\Sigma 19$, $\Sigma 21$, $\Sigma 23$ e $\Sigma 25$. Os demais valores de CSL apresentam-se próximos para ambos aportes térmicos. Somando os percentuais de cada contorno de grão especial presente no material, tem-se 98.34% para C_2 sem TTPS e 100% para C_2 com TTPS resfriado ao ar.

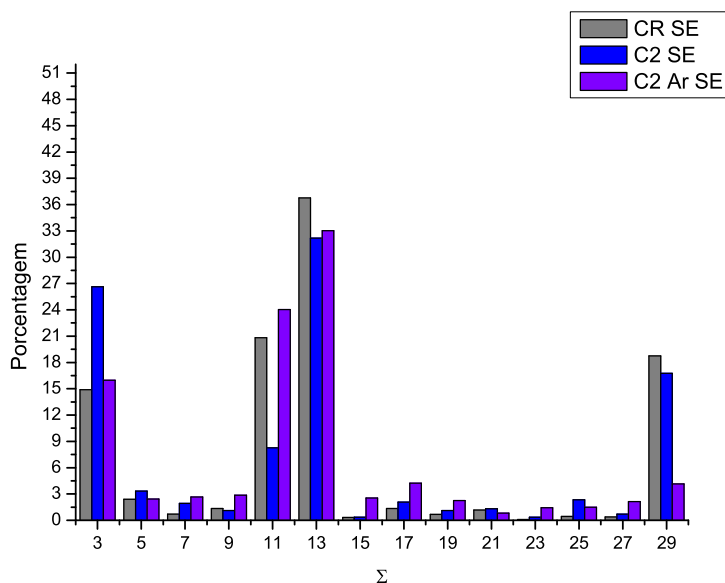


Figura 4.71: Densidade volumétrica de sítios de coincidência versus a percentagem para o material como recebido, para a superfície externa do material soldado na condição C_2 sem TTPS e com TTPS resfriado ao Ar.

Comparando-se os valores de CSL encontrados com as tensões residuais existentes nas superfícies externas para todas as condições analisadas, percebe-se que os valores de tensões tratativas no material como recebido está relacionada com os valores mais baixos de CSL. Para o material soldado sem TTPS e com TTPS possui valores compressivos de tensões na ZAC. De forma análoga ao tratamento térmico com resfriamento ao ar, o material com TTPS apresenta um perfil quase linear com valores de tensões próximos a zero. Os valores compressivos explicam os valores elevados de CSL para o material na condição soldada. O valores compressivos e de baixa magnitude, por sua vez, justificam os maiores resultados de CSL que as demais condições analisadas neste subitem. Portanto, pode-se concluir que o material soldado com a condição C_2 e tratado termicamente e resfriado ao ar apresenta maior qualidade no contorno de grão que o material como recebido e soldado sem TTPS.

A Figura 4.72 ilustra a densidade volumétrica de sítios de coincidência versus a percentagem para o material como recebido e para o material soldado nas condições de soldagem C_1 ($E_{C1} = 5,7 \text{ kJ/cm}$) sem TTPS e com TTPS resfriado ao ar.

Fazendo uma avaliação das superfícies externas do material como recebido e soldados nas condições C_1 sem TTPS e com TTPS resfriado ao ar, percebe-se que

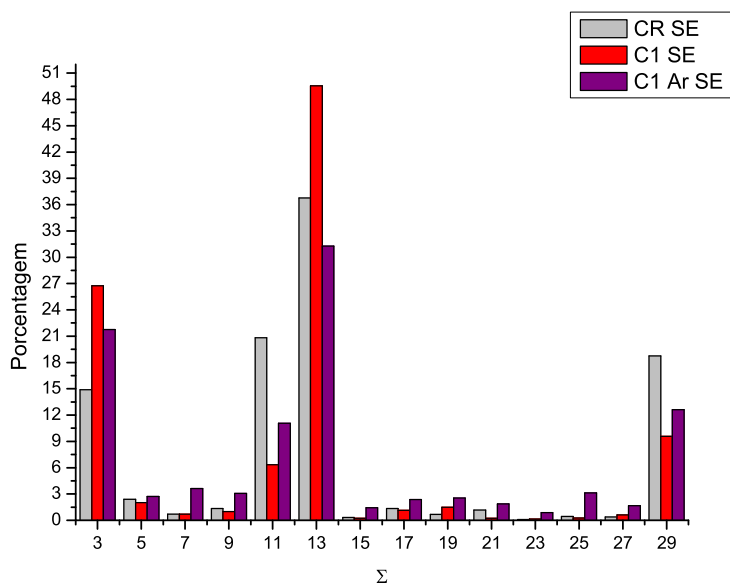


Figura 4.72: Densidade volumétrica de sítios de coincidência versus a percentagem para o material como recebido, para a superfície externa do material soldado na condição C_1 sem TTPS e com TTPS ao Ar.

os valores do material nas condições soldadas e tratadas termicamente mostraram valores de CSL superiores ao material como recebido. A exceção foi para Σ_{11} e Σ_{29} , cujo percentual foi bem superior aos valores apresentados pelas outras duas condições. Observa-se que os valores de Σ_3 é menor para o material como recebido e maior para o material soldado sem TTPS. O material soldado sem TTPS apresenta maiores valores de CSL para Σ_{13} . O material tratado termicamente apresenta maiores valores de CSL em Σ_7 , Σ_9 , Σ_{15} , Σ_{17} , Σ_{21} , Σ_{23} , Σ_{25} e Σ_{27} . Os demais valores de CSL apresentam-se próximos para ambos aportes térmicos. Somando os percentuais de cada contorno de grão especial presente no material, tem-se 100% para C_2 sem TTPS e 99.98% para C_1 com TTPS resfriado ao ar.

Comparando-se os valores de CSL encontrados com as tensões residuais existentes nas superfícies externas para todas as condições analisadas, percebe-se que os valores das tensões tratativas no material como recebido está relacionada com os valores mais baixos de CSL. Para o material soldado sem TTPS e com TTPS possui valores compressivos de tensões na ZAC. De forma análoga ao tratamento térmico com resfriamento ao ar, o material com TTPS apresenta um perfil quase linear com valores de tensões próximos a zero. Os valores compressivos explicam os valores

elevados de CSL para o material na condição soldada. Os valores, embora baixos, apresentam baixa magnitude que por sua vez, justificam os maiores resultados de CSL que as demais condições analisadas neste subitem. Portanto, pode-se concluir que o material soldado com a condição C_1 e tratado termicamente resfriado ao ar apresenta maior qualidade no contorno de grão que o material como recebido e soldado sem TTPS.

A Figura 4.73 ilustra a densidade volumétrica de sítios de coincidência versus a porcentagem para o material como recebido e para o material soldado nas condições de soldagem C_2 ($E_{C_2} = 3,4 \text{ kJ/cm}$) sem TTPS e com TTPS resfriado em água.

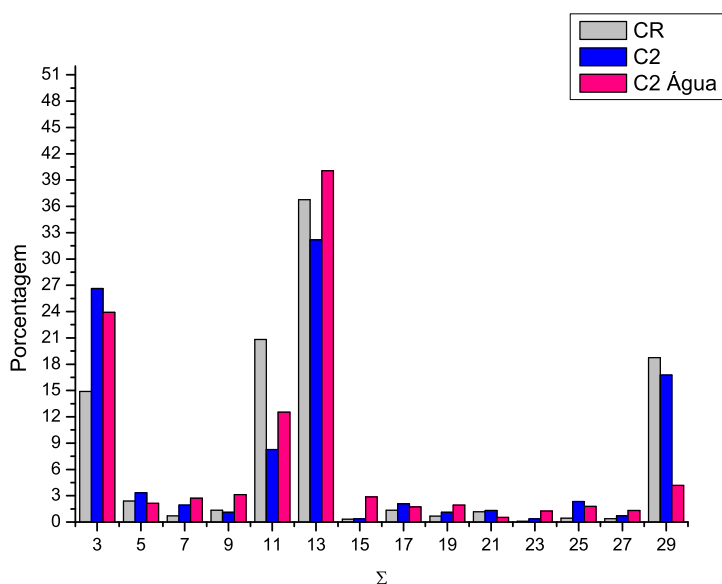


Figura 4.73: Densidade volumétrica de sítios de coincidência versus a porcentagem para o material como recebido, para a superfície externa do material soldado na condição C_2 sem TTPS e com TTPS em Água.

Fazendo uma avaliação das superfícies externas do material como recebido e soldados nas condições C_2 sem TTPS e com TTPS resfriado em água, percebe-se que os valores do material nas condições soldadas e tratadas termicamente mostraram valores de CSL superiores ao material como recebido. A exceção foi para Σ_{11} e Σ_{29} , cujo percentual foi bem superior aos valores apresentados pelas outras duas condições. Observa-se que os valores de Σ_3 e Σ_5 são menores para o material como recebido e maiores para o material soldado sem TTPS. O material tratado termicamente destaca-se também para valores de Σ_9 , Σ_{13} , Σ_{15} e Σ_{23} . A maior

parte dos CSL apresentam-se próximos para o material soldado com e sem TTPS. Este resultado representa o não alívio das tensões, de forma que os valores de CSL foram próximos. Somando os percentuais de cada contorno de grão especial presente no material, tem-se 98.34% para C_2 sem TTPS e 100% para C_2 com TTPS resfriado em água.

Comparando-se os valores de CSL encontrados com as tensões residuais existentes nas superfícies externas para todas as condições analisadas, percebe-se que os valores das tensões trativas no material como recebido está relacionada com os valores mais baixos de CSL. Para o material soldado sem TTPS e com TTPS possui valores compressivos de tensões na ZAC. Os valores compressivos explicam os valores elevados de CSL para o material na condição soldada com e sem TTPS. O fato dos níveis das tensões serem próximos e dos valores de CSL para as condições soldadas com TTPS e sem TTPS ratificam que o tratamento térmico em água não é indicado para aliviar as tensões para as condições de soldagem C_1 , C_2 , P_1 e P_2 .

4.3.3 Análise de Misorientação

Atualmente a engenharia do contorno do grão tem-se concentrado primeiramente na mudança da distribuição da função de misorientação através de tratamentos termomecânicos, a fim de aumentar a fração de contornos de grãos na microestrutura que exibam orientações que caracterizem o modelo de CSL. Ambas a recristalização e aumento do tamanho de grão podem ser usados para aumentar a fração de contornos de grãos especiais (WINNING, 2006). Freitas e Abreu (2003) estudaram o melhoramento das propriedades mecânicas de um aço carbono através de tratamento termomecânico, adequando-o a estampagem profunda. Bruno (2005) analisou a influência do trabalho a frio, seguido no tratamento de recristalização, na textura cristalográfica e nas propriedades mecânicas. Observam-se vários exemplos de estudos envolvendo engenharia do contorno de grão. Para muitas aplicações não só as frações de contornos de grãos especiais são importantes, como também a distribuição espacial do material. Por exemplo, se uma fratura ocorre ao longo de grãos com direções aleatórias, então os contornos de grãos especiais têm de serem situados de forma a interromper a conectividade dos grãos randômicos.

Este item propõe a análise da misorientação para condição soldada e seus diversos tratamentos térmicos. Visto que a variação entre as superfícies interna e externa para cada condição analisada e diferentes aportes térmicos são sutis, neste

item analisaram-se as diferenças existentes nos processos de soldagem e os variados tratamentos térmicos empregados para alívio das tensões.

A Figura 4.74 apresenta o gráfico dos ângulos de misorientação com a frequência para o material como recebido e para o material soldado nas condições de soldagem C_2 ($E_{C_2} = 3,4 \text{ kJ/cm}$) sem TTPS. Observa-se que para baixos ângulos de misorientação ($\theta \leq 15$), houve a tendência do material na condição soldada apresentar maior misorientação do que o material como recebido. O comportamento inverso é observado para altos ângulos, onde o material como recebido apresenta valores de misorientação maiores que o material na condição soldada sem TTPS. Fazendo-se uma comparação entre a misorientação e os níveis de tensões, observa-se

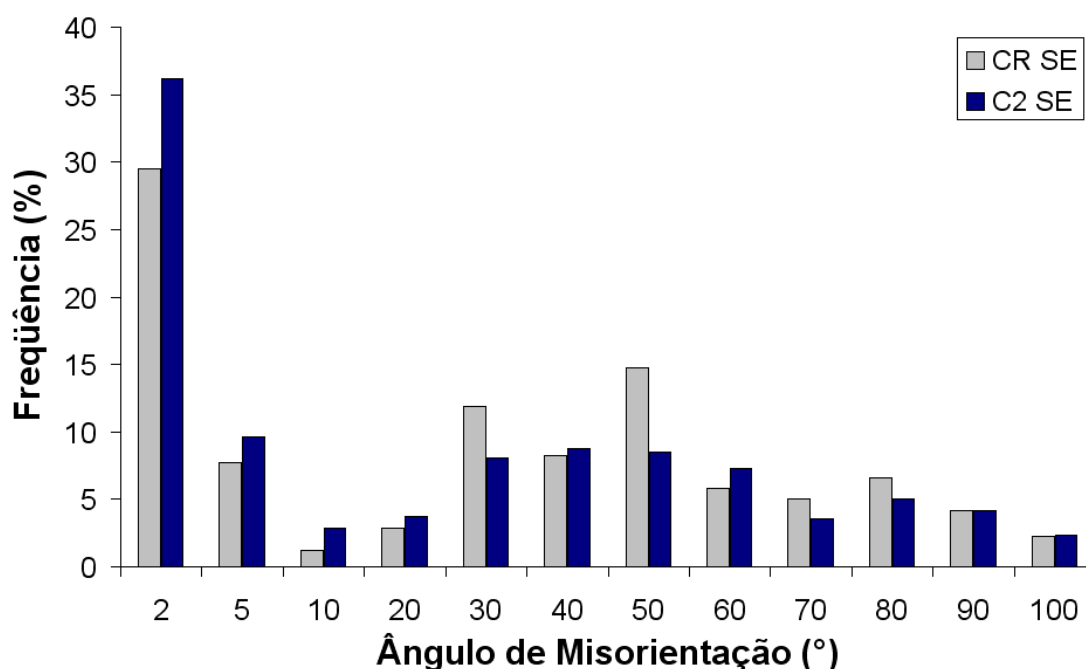


Figura 4.74: Misorientação dos contornos de grãos para amostras como recebidas e soldadas na condição C_2 sem TTPS.

que o material como recebido possui níveis de tensões na faixa de 50 MPa, enquanto que o material soldado nas condições C_2 sem TTPS apresentam níveis de tensões na faixa de -80 MPa. Observa-se então que para maiores níveis de tensão em módulo, tem-se maior misorientação para baixos ângulos. O comportamento inverso é obtido para altos ângulos.

Um estudo análogo foi feito por Winning (2006). O autor observou que para materiais não tensionados e com tensões baixas na ordem de 0,035 MPa obteve-se

baixa frequência de misorientação para baixos ângulos; ao passo que o material submetido a tensões na ordem de 10 MPa, a frequência de misorientação foi bem superior. O autor observou, ainda, que houve uma inversão neste comportamento a medida que se aumentava o ângulo de misorientação. Como resultado em altos ângulos o material com baixos níveis de tensões ou não tensionado é que apresenta maior frequência de misorientação.

A Figura 4.75 apresenta o gráfico dos ângulos de misorientação com a frequência para o material como recebido, para o material soldado na condição C_2 ($E_{C_2} = 3,4$ kJ/cm) sem TTPS e com TTPS resfriado em forno a uma velocidade de $150^\circ C/h$.

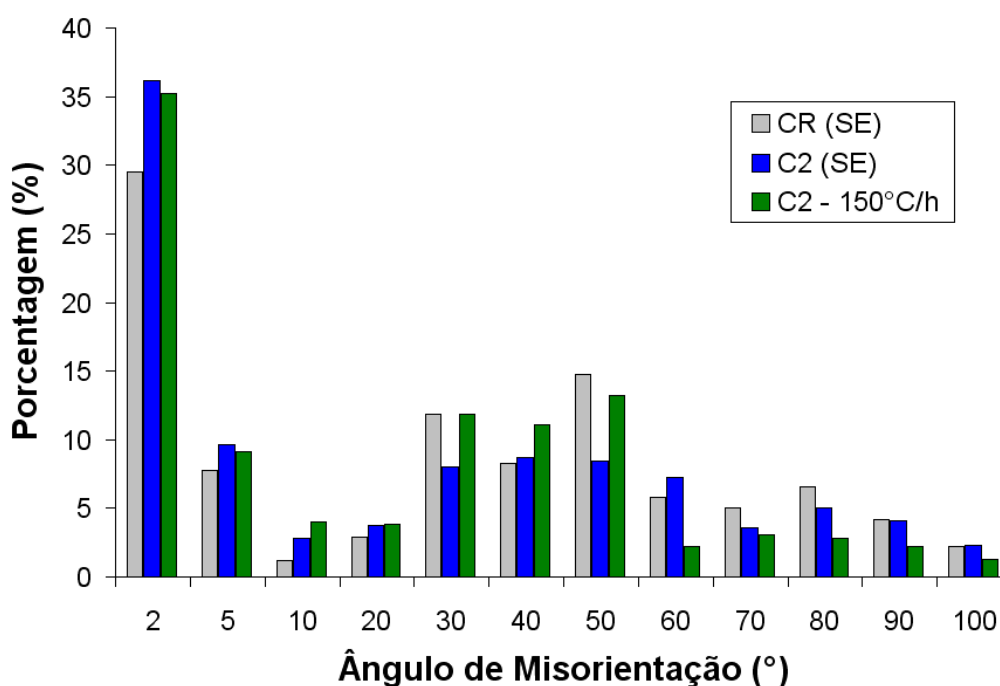


Figura 4.75: Misorientação dos contornos de grãos para amostras como recebidas e soldadas na condição C_2 sem TTPS e com TTPS resfriado em forno a uma velocidade de $150^\circ C/h$.

Observa-se que para baixos ângulos de misorientação ($\theta \leq 15$) houve a tendência do material na condição soldada com e sem tratamento térmico apresentar maior misorientação do que o material como recebido. O comportamento inverso é observado para altos ângulos, onde o material como recebido apresenta valores de misorientação maiores que o material na condição soldada sem TTPS. Para ângulos acima de 84° , observa-se que os valores de misorientação tendem a se igualarem. Comparando-se os valores do material soldado com e sem TTPS, percebe-se que

eles não diferem de forma significativa para baixos ângulos. Entretanto para altos ângulos, com θ variando de 30 a 50°, observa-se que o material soldado com TTPS apresenta maior misorientação que o material apenas soldado. Para ângulos maiores que 60° observa-se uma inversão neste comportamento.

A Figura 4.76 apresenta o gráfico dos ângulos de misorientação com a frequência para o material como recebido, para o material soldado na condição C_2 ($E_{C2} = 3,4$ kJ/cm) sem TTPS e com TTPS resfriado em forno a uma velocidade de 25°C/h.

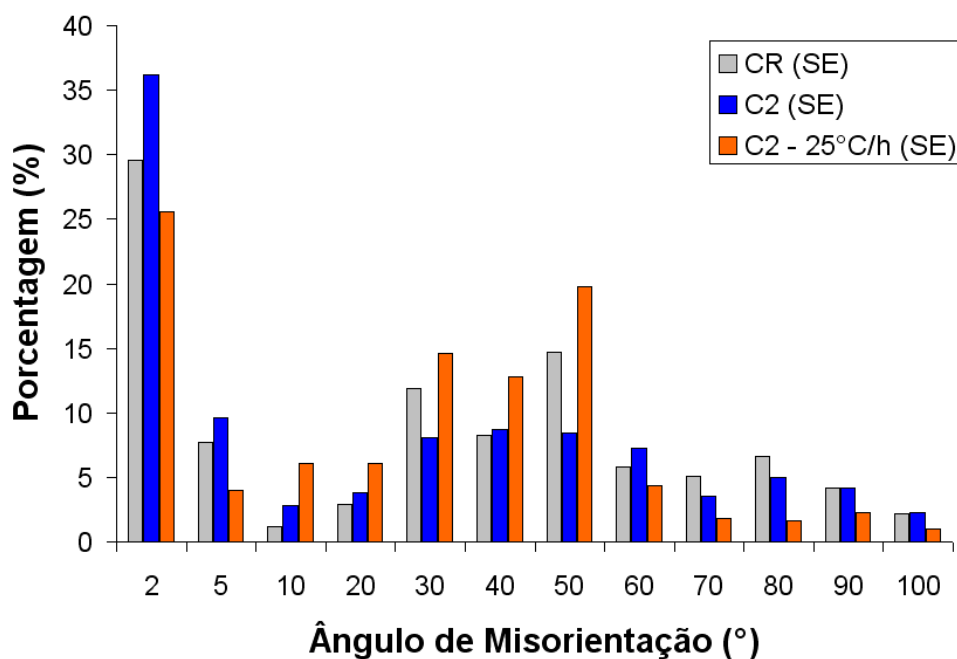


Figura 4.76: Misorientação dos contornos de grãos para amostras como recebidas e soldadas na condição C_2 sem TTPS e com TTPS resfriado em forno a uma taxa de 25°C/h.

De forma análoga aos demais tratamentos térmicos analisados, observou-se para baixos ângulos de misorientação ($\theta \leq 15$) que houve uma tendência do material na condição soldada com e sem tratamento térmico apresentar maior misorientação do que o material como recebido. Para ângulos acima de 84°, observam-se que os valores de misorientação do material como recebido e soldado tendem a se igualar. Comparando-se o material soldado com e sem TTPS percebe-se que para ângulos de 9 e 54° há uma maior misorientação para o material tratado termicamente. Para ângulos superiores a 54°, a misorientação é maior para o material soldado sem TTPS.

Fazendo-se uma comparação entre a misorientação e os níveis de tensões, observa-se que o material como recebido possui níveis de tensões na faixa de 50 MPa, o material soldado nas condições C_2 sem TTPS apresentam níveis de tensões na faixa de -80 MPa e para C_2 com TTPS resfriado em forno com velocidade de $25^\circ\text{C}/\text{h}$ foi de -25 MPa. Observa-se que o material soldado sem TTPS possui maior tensão em módulo que as condições como recebido e soldado com TTPS apresentou maior frequência de misorientação para baixos ângulos. Este fato deve-se aos níveis de tensões residuais a que estão submetidas serem mais severas que a condição como recebida. O tratamento térmico para alívio de tensões possibilitou não só a amenização dos níveis de tensões como também um aumento na misorientação para baixos ângulos. Materiais submetidos a deformações possuem maior frequência de misorientação em baixos ângulos que materiais não deformados (WINNING, 2006). O comportamento inverso é constatado para altos ângulos.

A Figura 4.77 ilustra o gráfico dos ângulos de misorientação com a frequência para o material como recebido, para o material soldado na condição C_2 ($E_{C_2} = 3,4$ kJ/cm) sem TTPS e com TTPS resfriado em forno a uma velocidade de $25^\circ\text{C}/\text{h}$.

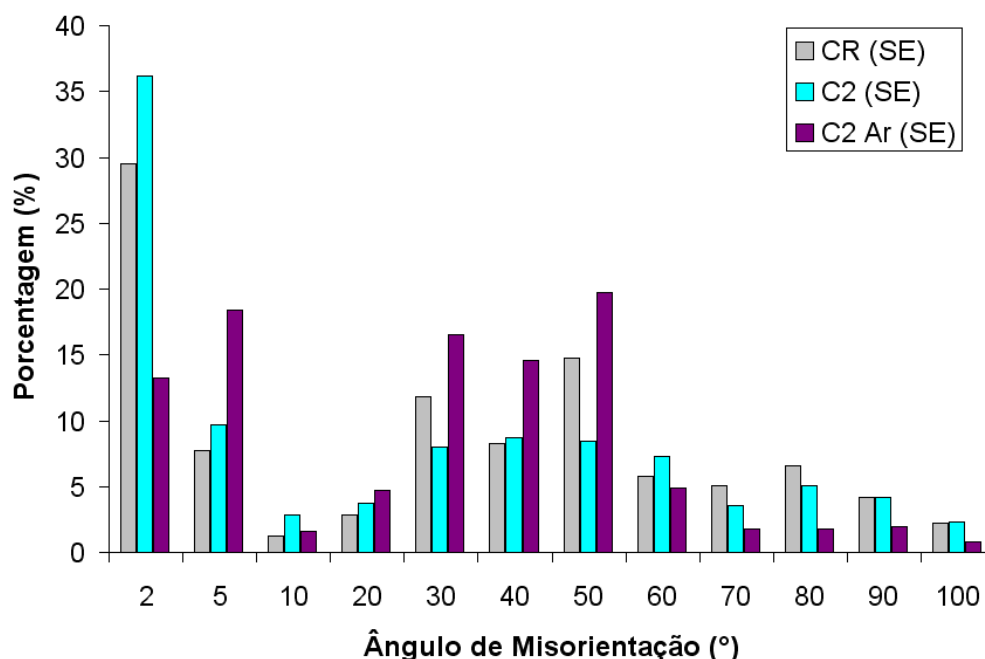


Figura 4.77: Misorientação dos contornos de grãos para amostras como recebidas e soldadas na condição C_2 sem TTPS e com TTPS ao Ar.

Observa-se que para baixos ângulos ($\theta \leq 15$) houve uma tendência do material na

condição soldada sem tratamento térmico apresentar maior misorientação do que o material como recebido. Para ângulos superiores a 12° observa-se uma tendência de igualar o valor de misorientação do material como recebido com o material soldado sem TTPS. Para ângulos acima de 84° , observam-se que os valores de misorientação para o material como recebido e soldado tendem a se igualar. Comparando-se o material soldado sem TTPS com o material soldado com TTPS, observa-se que o material na condição soldada apresenta maior misorientação para ângulos inferiores a 9° . Para ângulos entre 15 e 54° , percebe-se que o tratamento térmico resulta em uma maior misorientação. Para ângulos superiores a 54° , observa-se que o material na condição soldada apresenta maior misorientação que o material soldado com TTPS.

Fazendo-se uma comparação entre a misorientação e os níveis de tensões, observa-se que o material como recebido possui níveis de tensões na faixa de 50 MPa, o material soldado nas condições C_2 sem TTPS apresentam níveis de tensões na faixa de -80 MPa e para C_2 com TTPS resfriado ao Ar foi de 36 MPa na região da ZAC adjacente ao cordão de solda. Observa-se que o material soldado sem TTPS possui maior tensão em módulo que as condições como recebido e soldado com TTPS apresentou maior frequência de misorientação para baixos ângulos. Este fato deve-se aos níveis de tensões residuais a que estão submetidas serem mais severas que a condição como recebida e soldado com TTPS. O tratamento térmico para alívio de tensões possibilitou não só a amenização dos níveis de tensões como também um aumento na misorientação para baixos ângulos. O comportamento inverso é constatado para altos ângulos.

A Figura 4.78 mostra o gráfico dos ângulos de misorientação com a frequência para o material como recebido, para o material soldado na condição C_2 ($E_{C_2} = 3,41kJ/cm$) sem TTPS e com TTPS resfriado em água.

Observa-se que para baixos ângulos ($\theta \leq 15$) houve uma tendência do material na condição soldada sem tratamento térmico apresentar maior misorientação do que o material como recebido. Para ângulos superiores a 24° observa-se uma tendência de igualar o valor de misorientação do material como recebido com o material soldado com TTPS. Para ângulos acima de 84° , observam-se que os valores de misorientação para o material como recebido e soldado tendem a se igualar. Comparando-se o material soldado sem TTPS com o material soldado com TTPS, observa-se que o material na condição soldada apresenta maior misorientação para ângulos inferiores

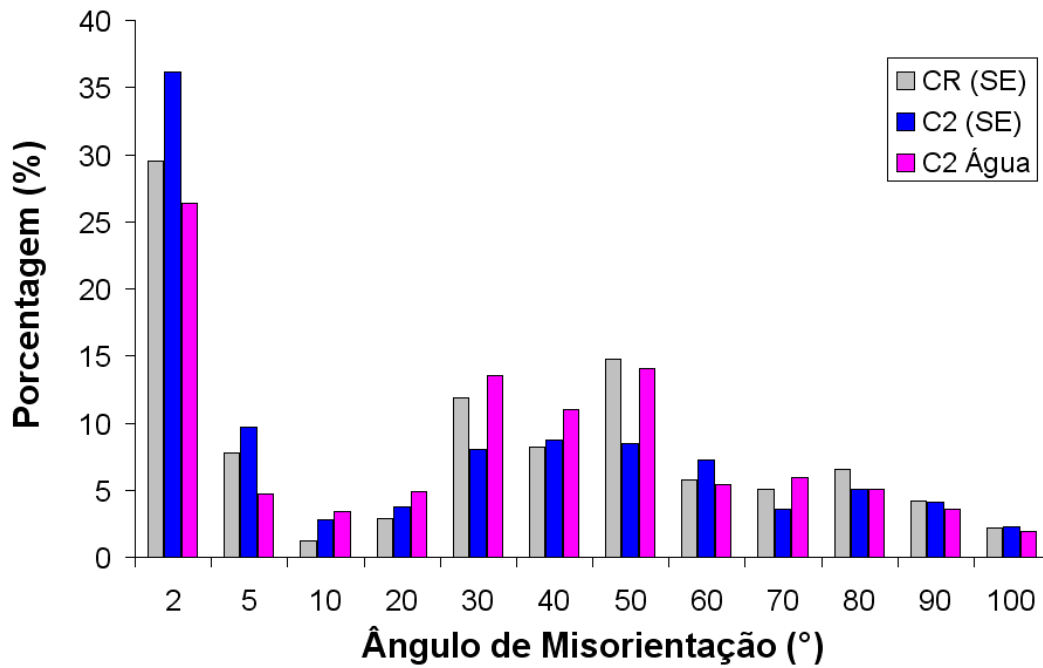


Figura 4.78: Misorientação dos contornos de grãos para amostras como recebidas e soldadas na condição C_2 sem TTPS e com TTPS resfriado em água.

a 9° . Para ângulos entre 12° e 72° , percebe-se que o tratamento térmico resulta em uma maior misorientação. Para ângulos superiores a 72° , observa-se que os valores de misorientações são equiparados para o material na condição soldada com e sem tratamento térmico pós-soldagem.

Conclusões e Perspectivas

5.1 Conclusões

- ▶ A difração de raios-x mostrou-se ser um método eficiente para medições de tensões residuais, apresentando erro nas medidas relativamente pequeno, da ordem de $10MPa$.
- ▶ Os tubos soldados de forma automática com corrente sem pulsação contínua (C_1 e C_2) apresentaram perfis de tensões compressivas na região de solda e trativas no metal de base.
- ▶ Comparando-se os processo de soldagem C_1 e C_2 , pode-se concluir que para uma maior corrente de soldagem e, portanto, uma maior energia de soldagem tem-se valores de tensões residuais são sutilmente mais elevados.
- ▶ Pode-se concluir observando as tensões pulsadas, nas condições de soldagem apresentadas neste trabalho (P_1 e P_2), que um maior aporte térmico resulta em níveis de tensões maiores.
- ▶ Dentre todas as condições de soldagem (C_1 , C_2 , P_1 e P_2), o processo de soldagem P_2 ($E2=3,31$ J/cm) sem aplicação de nenhum tratamento térmico pós-soldagem o que apresenta menor nível de tensões residuais.
- ▶ Comparando-se os processos de soldagem C_2 e P_2 , pode-se concluir que a soldagem com corrente pulsada gera menores níveis de tensões residuais. O efeito da pulsação na corrente gera um menor aquecimento da junta soldada e, portanto, menores níveis de tensões residuais.

- ▶ Observa-se que a velocidade influi de maneira significativa nos níveis de tensões residuais. Então pode-se concluir, observando os perfis de tensões para material soldado nas condições apresentadas neste trabalho (P_1 e P_2), que uma maior velocidade (P_2) resulta em um menor energia e menor quantidade de calor fornecida a junta. Logo os níveis de tensões residuais são menores para esta condição.
- ▶ Os tratamentos térmicos ao ar e em forno para ambas as taxas de resfriamento (150°C/h e 25°C/h) mostraram-se eficazes no ensejo de reduzir os níveis de tensões induzidas pelos processos de soldagem C_1 , C_2 , P_1 e P_2 .
- ▶ Nenhum dos procedimentos para redução de tensões proporcionou o alívio total dos níveis de tensões geradas nos processos C_1 , C_2 , P_1 e P_2 .
- ▶ Para todos os procedimentos de soldagem (C_1 , C_2 , P_1 e P_2) tratados termicamente e resfriados em água, constatou-se que não houve alívio nos níveis de tensões e, ainda, induziu tensões compressivas no metal de base. Este tratamento não é, portanto, indicado para alívio de tensões induzidas pelos processos de soldagem analisados neste trabalho.
- ▶ O tratamentos térmicos à temperatura de 630°C , com intervalo de tempo igual a 96 min, com resfriamento ao ar são os mais indicados para processos de soldagem com corrente sem pulsação contínua (C_1 e C_2), visto que seu comportamento é o que mais se aproxima do perfil do material como recebido e a sua redução dos níveis de tensões foi a mais significativa.
- ▶ Através da análise de EBSD foi possível observar o comportamento do material quanto a textura. Para as condições de soldagens C_1 e C_2 sem TTPS e com TTPS, não foi verificada a presença de textura.
- ▶ A microdureza nas superfícies externas dos corpos de prova soldados nas condições P_1 e P_2 apresentaram valores acima do limite estabelecido por norma no metal de solda e na ZAC, sendo portanto necessário o tratamento térmico pós-soldagem.
- ▶ A microdureza nas superfícies internas dos corpos de prova soldados nas condições P_1 e P_2 foram menores que as medidas nas superfícies externas.

- ▶ Os tratamentos térmicos para alívio de tensões para as condições de soldagem P_1 e P_2 possibilitaram uma redução na microdureza no metal de solda e na ZAC adjacente ao metal de solda.
- ▶ Os altos valores de CSL de baixa densidade Σ para regiões onde a tensão é compressiva sugerem uma influência do nível de tensões na qualidade dos contornos de grãos.
- ▶ Há uma relação entre o nível de tensões presentes no material e os ângulos de misorientação. Para baixos ângulos, os corpos de prova com maior níveis de tensões apresentam maior porcentagem de misorientação. Para altos ângulos, o comportamento observado é o oposto.

5.2 Perspectivas Futuras

- ▶ Fazer medições na superfície interna dos tubos, utilizando outras técnicas como ultrassom, remoção de camadas, dentre outras;
- ▶ Analisar tensões internas utilizando a Difração de Nêutrons, através de parcerias com universidades estrangeiras.
- ▶ Fazer simulação através de métodos computacionais para estimar as tensões na superfície interna.
- ▶ Fazer uma análise mais aprofundada dos resultados de CSL e misorientação com as tensões dos tubos.

Referências Bibliográficas

ANDRINO, M. H. *Avaliação de Tensões Residuais em Soldas de Dutos Utilizando o Efeito Acustoelástico*. Dissertação (Mestrado) — Universidade Estadual de Campinas, Abril 2003.

ASSIS, J. T.; MONIN, V. I.; FILIPPOV, S. Modelagem de tensões na superfície de metais pelo método de difração de raios x. *Anais do VIII Seminário Latino Americano de Análises por Técnicas de Raios X*, XII, n. 1515–1565, p. 135–140, 2002.

ASSIS, J. T. *et al.* Tensometria por difração de raio x aplicada à engenharia e à indústria. *Anais do VIII Seminário Latino Americano de Análises por Técnicas de Raios X*, XII, n. 1515–1565, p. 122–127, 2002.

BAILEY, N. *Weldability of Ferritic Steels*. [S.l.]: ASM International, 1994.

BELLÓ, J. M. *et al.* Fatigue performance and residual stresses in laser treated 50cr v4 steel. *Journal of Materials Science*, v. 29, p. 5213–5218, 1994.

BRUNO, A. D. S. *Influência do Trabalho a Frio na Textura Cristalográfica*. Dissertação (Monografia/Graduação) — Universidade Federal do Ceará, Setembro 2005.

CALLISTER, W. D. J. *Materials Science and Engineering an Introduction*. 6th. ed. New York: John Willey & Sons, 2001.

CAMPOS, C. V. F. *Suscetibilidade à Corrosão sob Tensão dos Aços AISI 321 e 347 em Meio de Ácidos Politiônicos*. Dissertação (Mestrado) — Universidade Federal do Ceará, Maio 2002.

CAMPOS, M. F. de; MACHADO, R.; HIRSH, T. Tensões residuais em aços avaliadas por difração de raios-x: Diferença entre micro e macro tensões residuais. *3º Workshop de Textura*, 2006.

CARVALHO, S. S. de. *Evolução Microestrutural do Cobre Submetido à Alta Deformação por Trefilação em Baixa Temperatura*. Dissertação (Mestrado) — Instituto Militar de Engenharia - IME, Praça General Tibúrcio, No 80 - Praia Vermelha/Rio de Janeiro - RJ/C.E.P.: 22.290-270, Fevereiro 2005.

CHADWICK, G. A.; SMITH, D. A. *Grain Boundary Structure and Properties*. [S.l.]: Academic Press, 1976.

CHEN, C. P. Iii investigation laser beam welded duplex stainless steel. *HKL Technology*, 2001.

COHEN, J. B.; NOYAN, I. C. *Residual Stress - Measurement by Diffraction and Interpretation*. [S.l.]: Springer-Verlag New York Inc., 1987.

CRUZ, R. L. da S. *Avaliação dos Efeitos da Técnica da Dupla Camada na Soldagem do Aço ASTM A516 Grau 60*. Dissertação (Mestrado) — Universidade Federal do Ceará, Novembro 2006.

CULLITY, B.; STOCK, S. *Elements of X-Ray Diffraction*. Third. Upper Saddle River, New Jersey 07458: Prentice Hall Inc, 2001.

EASTERLING, K. *Introduction to the Physical Metallurgy of Welding*. [S.l.]: Butterworths Monographs in Metals, 1983.

FILHO, E. *et al. Conformação Plástica dos Metais*. 4th. ed. [S.l.]: Unicamp, 1991.

FREITAS, F. N. C.; ABREU, H. F. G. de. Adequabilidade das condições de laminação de um aço baixo carbono à estampagem profunda. *Jornada SAM/CONAMET/Simposio Materia*, p. 278–281, 2003.

GURNEY, T. R. Some recent work relating to the influence of residual stresses of fatigue strength. *Proceedings of the International Conference on Residual Stress in Welded Construction and their Effects*, p. 151–163, November 1977.

GUROVA, T. *Variação do Estado de Tensões Residuais Introduzidas por Shot-Peening, durante deformação plástica por tração uniaxial, em aços*.

Dissertação (Tese Doutorado) — Universidade Federal do Rio de Janeiro, Agosto 1997.

GUROVA, T. *et al.* Study of the residual stress state during plastic defromation under uniaxial tesnion in a 5.0 cr and 0.5 mo steel. *Scripta Materialia*, v. 36, p. 1031–1035, May 1997.

GUROVA, T. *et al.* Model for the variation of residual stress during plastic deformation under uniaxial tension. *Journal of Strain Analysis*, v. 33, n. 5, p. 367–372, 1998.

HANNUS, E.; ERICSSON, T. Effect of pressure rolling on the residual stress state of a particulate–reinforced metal matrix composite. *Materials Science and Engineering: A*, v. 190, n. 1, p. 155–163, Jan 1995.

JENKINS, R.; SNYBER, R. L. *Introduction to X ray powder diffractometry*. [S.l.]: Willey Interscience publication, 1999.

JUNIOR, C. M. de S. *Evolução do estado de tensões residuais introduzidas por shot peening durante tração uniaxial e ciclos de fadiga em aço inoxidável austenítico*. Dissertação (Mestrado) — Universidade Federal do Rio de Janeiro, Julho 2003.

KOBAYASHI, A. S. (Ed.). *Handbook on Experimental Mechanics*. 2nd. ed. [S.l.]: Society for Experimental Mechanics, 1993.

KODAMA, S. X-ray study on strenght and deformation of metals. *Japan Society of Materials Science*, p. 43–56, 1971.

KRAUS, I.; TROFIMOV, V. V. *Proceeding of the International conferentce on Residual stress in Welded Construction and their effects*. 1st. ed. [S.l.]: Academia Praha, 1988.

KURBAN, M. *Intergranular Boron Segregation and Grain Boundary Character in Alloy 304 Austenitic Stainless Steel*. Dissertação (Mestrado) — University of Toronto, 2006.

LEIDE, N. G. The significance of residual welding stresses - some experimental results and practical experience in a shipyard. *Proceedings of the International Conference on Residual Stress in Welded Construction and their Effects*, p. 107–118, November 1977.

LIMA, N. B. de; LIMA, L. M. G. de; PADILHA, A. F. Texturas de recristalização. *Instituto Militar de Engenharia*, p. 59–75, 2001.

LU, J.; JAMES, M.; ROY, G. (Ed.). *Handbook of Measurement of Residual Stresses*. [S.l.]: Inc. The Fairmont Press, 1996.

MACHERAUCH, E.; WOHLFAHRT, H. Different sources of residual stress as a result of welding. *Proceedings of the International conference on Residual Stress in Welded Construction and Their Effects*, p. 267–282, November 1977.

MASUBUCHI, K. *Residual Stresses, Distortion, and their Consequences*. First. [S.l.]: Pergamon Press Ltd., 1980.

MCMORROW, J.; MCMORROW, D. *Elements of Modern X-ray Physics*. [S.l.]: Wiley Interscience publication, 2001.

MODENESI, P. J. *Efeitos Mecânicos do Ciclo Térmico*. [S.l.], 2001.

MODENESI, P. J.; SANTOS, M. *Meturgia da Soldagem*. [S.l.], 2001.

OKAMOTO, A.; NAKAMURA, H. The influence of residual stress on fatigue cracking. *Journal of Pressure Vessel Technology*, v. 112, p. 199–203, August 1992.

PADILHA, A. F.; JR., F. S. *Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura*. [S.l.]: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais - ABM, 1996.

PETROBRAS. *Especificação de Procedimento de Soldagem*. E-ac-230-0002. [S.l.], 1999.

PINTO, A. L.; LOPES, A. M. *A utilização da técnica de EBSD em estudos de microtextura e mesotextura*. [S.l.], 2001.

PINTO, A. L.; VIANA, C. S. da C. *Engenharia de Contorno de Grão: Conceitos e Aplicações*. [S.l.], 2006.

PREVÉY, P. S. Current application of x-ray diffraction residual stress measurement. *Developments in Materials Characterization Technologies*, p. 103–110, 1996.

RANDLE, V. Mechanism of twinning-induced grain boundary engineering in low stacking-fault energy materials. *Acta Materialia*, v. 47, n. 15, p. 4187–4196, 1999.

RANDLE, V. Twinning-related grain boundary engineering. *Acta Materialia*, v. 52, p. 4067–4081, 2004.

RANDLE, V.; ENGLER, O. *Texture Analysis - Macrotecture, Microtexture and Orientation Mapping*. [S.l.]: British Library Cataloguing in Publication Data, 2000.

RANDLE, V.; OWEN, G. Mechanisms of grain boundary engineering. *Acta Materialia*, v. 54, p. 1777–1783, Fevereiro 2006.

RODEIRO, P. F. *Análise de Distribuição de Temperaturas e Tensões Residuais em Soldas do Tipo Ring-Weld*. Dissertação (Mestrado) — Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2002.

ROGGE, R. B.; ROOT, J. H.; DONABERGER, R. Applied neutron diffraction for industry (ANDI). *Physica B: Condensed Matter*, v. 385–386 part 2, p. 883–889, Nov 2006.

SASAKI, J. M.; BLEICHER, L. *Introdução a difração de Raio X em Cristais*. Campus do Pici, S/N - Departamento de Física, 2002.

SILVA, C. C. *Avaliação das Tensões Residuais de Soldagem em Tubulações de Pequeno Diâmetro Usadas em Refinaria de Petróleo*. Dissertação (Mestrado) — Universidade Federal do Ceará, Janeiro 2007.

TSCHIPTSCHIN, A. P. Difração de elétrons retroespalhados. *Metalurgia e Materiais*, Fevereiro 2002.

VIANA, C. S. da C.; LOPES, A. M. Texturas de transformação de fases. *Instituto Militar de Engenharia*, p. 131–142, 2001.

VIANA, C. S. da C.; PAULA, A. dos S. Textura de deformação. *Instituto Militar de Engenharia*, p. 23–37, 2001.

WILKS, M. D. B.; NOWELL, D.; HILLS, D. A. The evaluation of stress intensity factors from plane cracks in residual stress fields. *Journal of Strain Analysis*, v. 28, n. 3, p. 145–152, 1993.

WINNING, M. Grain boundary engineering by application of mechanical stresses. *Scripta Materialia*, v. 54, p. 987–992, 2006.

WITHERS, P. J.; BHADESHIA, H. K. D. H. Residual stress- part 2 - nature and origins. *Materials Science and Technology*, v. 17, p. 366–375, April 2001.

WITHERS, P. J.; BHADESHIA, H. K. D. H. Residual stress – part 1 – measurement techniques. *Materials Science and Technology*, v. 17, p. 355–365, April 2001.

ZELLER, R. Influence of stress peening on residual stresses and fatigue limit. *Proceeding of 3rd European Conference on Residual Stress*, p. 907–916, Nov. 1992.