



UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA
"JÚLIO DE MESQUITA FILHO"
Campus de Bauru



**EFEITO DA TEMPERATURA DE PRÉ-AQUECIMENTO E
CARACTERÍSTICAS DO PULSO NA MICROESTRUTURA DE AÇO
ESTRUTURAL DE ALTA RESISTÊNCIA E BAIXA LIGA SOLDADO COM
ARCO ELÉTRICO E PROTEÇÃO GASOSA.**

WAGNER LOPES DE GODOY

**Dissertação apresentada à
Faculdade de Engenharia da
UNESP – Campus de Bauru,
para obtenção do título de
Mestre em Engenharia
Mecânica.**

**BAURU – SP
NOVEMBRO – 2008**



UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA
"JÚLIO DE MESQUITA FILHO"
Campus de Bauru



**EFEITO DA TEMPERATURA DE PRÉ-AQUECIMENTO E
CARACTERÍSTICAS DO PULSO NA MICROESTRUTURA DE AÇO
ESTRUTURAL DE ALTA RESISTÊNCIA E BAIXA LIGA SOLDADO COM
ARCO ELÉTRICO E PROTEÇÃO GASOSA.**

WAGNER LOPES DE GODOY

Orientador: Prof. Dr. Yukio Kobayashi

Dissertação apresentada à
Faculdade de Engenharia da
UNESP – Campus de Bauru,
para obtenção do título de
Mestre em Engenharia
Mecânica.

**BAURU – SP
NOVEMBRO – 2008**

Divisão Técnica de Biblioteca e Documentação
UNESP - Campus de Bauru

Godoy, Wagner Lopes de.

Efeito da temperatura de pré-aquecimento e características do pulso na microestrutura de aço estrutural de alta resistência e baixa liga soldado com arco elétrico e proteção gasosa / Wagner Lopes de Godoy. Bauru, 2008.
159 f.

Orientador: Yukio Kobayashi

Dissertação (Mestrado)-Universidade Estadual Paulista. Faculdade de Engenharia, Bauru, 2008

1. Ferrita acicular. 2. Microfases. 3. Temperatura de pré-aquecimento. 4. Soldagem a arco elétrico com arame tubular. I. Universidade Estadual Paulista. Faculdade de Engenharia. II. Título.

DEDICATÓRIA

*À minha esposa Geisa e aos nossos filhos,
Gustavo e Caroline.*

AGRADECIMENTOS

À Deus, primeiramente, por ter-me guiado para a conquista deste objetivo; e, por fazer-Se sempre próximo e presente em todos os momentos da minha vida.

Aos meus pais, que sempre prezaram em proporcionar aos filhos uma boa educação e formação de vida.

À minha esposa e filhos pelo apoio, compreensão, paciência e orações durante toda esta caminhada que vencemos juntos.

Ao Prof. Dr. Yukio Kobayashi, pela oportunidade e pelos valiosos conhecimentos e experiências na orientação deste trabalho. Em especial, pela sua presteza de uma forma sempre amiga e acolhedora em toda a nossa convivência.

Agradeço a todas as pessoas que contribuíram direta ou indiretamente para a realização deste trabalho. Que Deus as abençoe em seus objetivos e realizações.

*“Que teu coração deposite toda a sua
confiança no Senhor! Não te firmes
em tua própria sabedoria! Sejam quais
forem os teus caminhos, pensa Nele, e
Ele aplinará tuas sendas.”*

Provérbios 3,5-6

RESUMO

A identificação e a quantificação dos constituintes microestruturais de uma junta soldada são de grande importância pela relação que existe entre a microestrutura do cordão e as propriedades mecânicas, particularmente a tenacidade. Trabalhando com variações nos parâmetros de pulso, corrente de pico e tempo de pico, e também na temperatura de pré-aquecimento, foram quantificados os constituintes ferrita acicular e microfases presentes no metal de solda; sendo ambos considerados controladores da tenacidade. Os resultados deste trabalho demonstraram que aumentou a quantidade de ferrita acicular para os menores níveis dos parâmetros de pulso e da temperatura de pré-aquecimento. Quanto às microfases, ocorreu uma redução na quantidade à medida que se elevaram os níveis dos parâmetros de pulso e da temperatura de pré-aquecimento. Observou-se, também, qual foi a influência da velocidade de resfriamento na microestrutura final do metal de solda. Foi utilizado o processo de soldagem a arco elétrico com proteção gasosa, no modo pulsado e arame tubular. A soldagem foi realizada em chapa de aço estrutural de alta resistência e baixa liga (COS-AR 50), com chanfro em “X” e ângulo de 30°. Como metal de adição foi utilizado o arame tubular de fluxo metálico E70C-6M, com diâmetro de 1,2 mm.

Palavras-chave: ferrita acicular, microfases, temperatura de pré-aquecimento, Soldagem a Arco Elétrico com Arame Tubular, arco pulsado, arame com fluxo metálico.

ABSTRACT

The identification and quantification of the microstructural constituents present in the welded joint are very important for the relationship between the microstructure of the weld beads with the mechanical properties, particularly toughness. Working with variations of pulse parameters, peak current and peak time, and also preheating temperature, had been quantified the constituents acicular ferrite and microphases present in weld metal; being both considered controllers of toughness. The results of this work demonstrated that greater amounts of acicular ferrite had been occurred in the lowest levels of pulse parameters and preheating temperature. As for microphases, it had a reduction of the amount with the increase of pulse parameters and preheating temperature. It was observed, also, the influence of the cooling speed in the final microstructure of the weld metal. The samples were welded by the metal gas arc welding, using pulsed arc and tubular wire. As metal base was used HSLA structural steel plate (COS-AR 50), with “X”-groove and bevel angle 30°. The addition metal was the tubular metal-cored wire “E70C-6M” with diameter of 1.2 mm.

Key-Words: acicular ferrite, microphases, preheating temperature, Flux Cored Arc Welding, pulsed arc, metal-cored.

Sumário

Índice de Figuras	iv
Índice de Tabelas	ix
Lista de Abreviaturas e Siglas	x
1. Introdução.....	1
2. Objetivo.....	3
3. Revisão Bibliográfica.....	4
3.1. Aços de alta resistência e baixa liga (ARBL).....	4
3.2. Evolução dos processos de soldagem.....	6
3.2.1. Soldagem a arco elétrico com proteção gasosa.....	7
3.2.2. Soldagem a arco elétrico com arame tubular	9
3.2.2.1. Aplicações da Soldagem com Arame Tubular.....	13
3.2.2.2. Vantagens e limitações da Soldagem com Arame Tubular.....	14
3.2.2.3. Geometria dos arames tubulares.....	17
3.2.2.3.1. Arames tubulares com fluxo metálico.....	20
3.2.2.3.1.1. Classificação dos arames tubulares com fluxo metálico.....	22
3.2.3. Parâmetros de soldagem.....	23
3.3. Transferência metálica do eletrodo para a poça de fusão.....	32
3.3.1. Transferência de gotas por arco pulsado.....	35
3.3.1.1. Influência dos parâmetros de pulso no cordão de solda.....	39
3.4. Microestrutura da solda.....	42
3.4.1. Classificação dos microconstituintes do metal de solda.....	42
3.4.2. Caracterização dos principais microconstituintes do metal de solda.....	44
3.4.3. Efeito da velocidade de resfriamento e da composição química sobre a microestrutura do metal de solda.....	48

3.4.3.1. Influência da velocidade de resfriamento.....	49
3.4.3.2. Influência da composição química.....	52
3.4.3.3. Efeito da microestrutura na tenacidade.....	63
3.4.3.4. Influência da temperatura de pré-aquecimento.....	66
3.4.3.5. O microconstituente A-M (Austenita-Martensita).....	70
3.4.3.6. Microestrutura das soldas de múltiplos passes.....	74
3.4.3.7. Energia de soldagem.....	76
3.4.3.8. Ciclo térmico de soldagem.....	78
3.4.3.9. Diluição.....	81
4. Metodologia Experimental.....	84
4.1. Materiais.....	84
4.2. Métodos.....	85
4.2.1. Procedimentos de soldagem.....	85
4.2.2. Metalografia.....	93
4.2.2.1. Macrografia.....	93
4.2.2.2. Micrografia.....	93
4.2.2.2.1. Identificação e quantificação das fases.....	93
4.2.2.2.2. Quantificação das microfases.....	95
5. Resultados e Discussão.....	97
5.1. Energia de soldagem.....	97
5.2. Cordões de solda.....	98
5.3. Análise macrográfica.....	100
5.4. Análise qualitativa e quantitativa da microestrutura do metal de solda.....	102
5.4.1. Identificação e quantificação das microestruturas nos cordões de solda.....	110
5.4.1.1. Influência do pré-aquecimento nas microestruturas dos cordões de solda...	112

5.4.1.2. Influência do tempo de pico nas microestruturas dos cordões de solda.....	115
5.4.1.3. Influência da corrente de pico nas microestruturas dos cordões de solda, com pré-aquecimento de 100 °C.....	118
5.4.1.4. Influência da corrente de pico nas microestruturas dos cordões de solda, com pré-aquecimento de 150 °C.....	121
5.4.2. Identificação e quantificação das microestruturas na zona recristalizada dos metais de solda.....	123
5.4.2.1. Influência do pré-aquecimento na microestrutura da zona recristalizada dos metais de solda.....	124
5.4.2.2. Influência do tempo de pico na microestrutura da zona recristalizada dos metais de solda.....	125
5.4.2.3. Influência da corrente de pico na microestrutura da zona recristalizada dos metais de solda, com pré-aquecimento de 100 °C.....	126
5.4.2.4. Influência da corrente de pico na microestrutura da zona recristalizada dos metais de solda, com pré-aquecimento de 150 °C.....	127
5.5. Quantificação das microfases no metal de solda.....	128
5.5.1. Influência do pré-aquecimento na quantificação das microfases.....	136
5.5.2. Influência do tempo de pico na quantificação das microfases.....	138
5.5.3. Influência da corrente de pico na quantificação das microfases, com pré-aquecimento de 100 °C.....	140
5.5.4. Influência da corrente de pico na quantificação das microfases, com pré-aquecimento de 150 °C.....	142
6. Conclusões.....	145
7. Referências Bibliográficas.....	147

Índice de Figuras

Figura 3.1 – Ilustração da diferença nos perfis do metal de solda (a) arame sólido (b) arame tubular.....	9
Figura 3.2 – Esquema do processo Arame Tubular Autoprottegido.....	10
Figura 3.3 – Esquema do processo Arame Tubular com Proteção Gasosa.....	11
Figura 3.4 – Representação esquemática do equipamento para Soldagem a Arco com Arame Tubular.....	13
Figura 3.5 – Geometria de seções transversais típicas de arames tubulares.....	18
Figura 3.6 – Distância do ponto de tomada de corrente à peça (h), <i>stickout</i> (s) e comprimento do arco (la).....	27
Figura 3.7 – Extensão do eletrodo e taxa de deposição.....	29
Figura 3.8 – Efeito do gás de proteção no perfil do cordão de solda.....	31
Figura 3.9 – Esquemática do ângulo de deslocamento positivo (puxando).....	32
Figura 3.10 – Condições de corrente e tensão para as diferentes formas de transferência para a soldagem GMAW com um gás de proteção a base de argônio.	35
Figura 3.11 – (a) Representação esquemática da pulsação de corrente: I_p -corrente de pico, I_b -corrente de base, t_p -tempo de pico e t_b -tempo de base (b) Oscilograma de corrente de um teste com transferência pulsada.....	37
Figura 3.12 – Representação esquemática de constituintes microestruturais.....	43
Figura 3.13 – Microestrutura do metal depositado com indicação dos diferentes constituintes – microscópio ótico.....	48
Figura 3.14 – Resistência à clivagem (a) em função do teor de ferrita acicular e da tensão de escoamento (b) em função do teor de elementos de liga.....	65
Figura 3.15 – MEV, 10.000x, aço 0,4%C-1,5%Mn. Ferrita (regiões escuras em baixo relevo) e o constituinte A-M sob a forma poligonal (pontos claros em alto relevo).....	70
Figura 3.16 – MEV, 4.000x, aço 0,09%C-2,17%Mn. Ferrita acicular (regiões escuras em baixo relevo) e o constituinte A-M (regiões claras em alto relevo). Ataque nital 2% e picral 2%.....	72
Figura 3.17 – Curva da variação do ciclo térmico de soldagem em função da posição dos termopares: S, B e R.....	79

Figura 3.18 – Esquema de repartição térmica para uma junta de aço ao carbono. (a) zona de transição sólido-líquido; (b) zona de recristalização do grão; (c) zona recristalizada; (d) zona parcialmente transformada; (e) zona revenida.....	81
Figura 3.19 – Esquema de medição da diluição na seção transversal de um cordão (a) junta de topo (b) junta com chanfro “V”	82
Figura 4.1 – Detalhe ilustrativo do chanfro.....	86
Figura 4.2 – Detalhe ilustrativo das chapas soldadas.....	86
Figura 4.3 – (a) Fonte utilizada para os ensaios (b) cabeçote de alimentação do arame.....	87
Figura 4.4 – Esquema ilustrativo dos cordões de solda (a) 1º cordão (com cobre-junta) (b) 2º cordão (após goivagem).....	88
Figura 4.5 – Esquema ilustrativo do posicionamento da tocha com deslocamento no sentido positivo (puxando).....	89
Figura 4.6 – Detalhe da tocha e do equipamento de translação.....	89
Figura 4.7 – Microestrutura do cordão de solda com sobreposição da malha quadriculada.....	94
Figura 4.8 – Esquema ilustrativo das regiões de mapeamento (a) 1º cordão (b) 2º cordão (c) zona recristalizada.....	94
Figura 5.1 – Apresentação de uma peça após soldagem.....	98
Figura 5.2 – Detalhe visual dos 1ºs cordões das juntas soldadas.....	99
Figura 5.3 – Detalhe visual dos 2ºs cordões das juntas soldadas.....	99
Figura 5.4 – Macrografia da solda S-1. $I_p=435$ A, $t_p=2,1$ ms, $T=\text{ambiente}$ (29 °C)....	100
Figura 5.5 – Macrografia da solda S-2. $I_p=435$ A, $t_p=2,1$ ms, $T=100$ °C.....	100
Figura 5.6 – Macrografia da solda S-3. $I_p=435$ A, $t_p=2,1$ ms, $T=150$ °C.....	101
Figura 5.7 – Macrografia da solda S-4. $I_p=470$ A, $t_p=2,1$ ms, $T=100$ °C.....	101
Figura 5.8 – Macrografia da solda S-5. $I_p=470$ A, $t_p=2,1$ ms, $T=150$ °C.....	101
Figura 5.9 – Macrografia da solda S-6. $I_p=435$ A, $t_p=2,3$ ms, $T=100$ °C.....	102
Figura 5.10 – Macrografia da solda S-7. $I_p=435$ A, $t_p=1,9$ ms, $T=100$ °C.....	102

Figura 5.11 – Micrografias do metal de solda na condição S-1: $I_p=435$ A, $t_p=2,1$ ms, $T=\text{ambiente}$ (29 °C). Ataque com nital 5%. (a) 1º cordão (b) 2º cordão (c) zona recristalizada.....	103
Figura 5.12 – Micrografias do metal de solda na condição S-2: $I_p=435$ A, $t_p=2,1$ ms, $T=100$ °C. Ataque com nital 5%. (a) 1º cordão (b) 2º cordão (c) zona recristalizada.....	104
Figura 5.13 – Micrografias do metal de solda na condição S-3: $I_p=435$ A, $t_p=2,1$ ms, $T=150$ °C. Ataque com nital 5%. (a) 1º cordão (b) 2º cordão (c) zona recristalizada.....	105
Figura 5.14 – Micrografias do metal de solda na condição S-4: $I_p=470$ A, $t_p=2,1$ ms, $T=100$ °C. Ataque com nital 5%. (a) 1º cordão (b) 2º cordão (c) zona recristalizada.....	106
Figura 5.15 – Micrografias do metal de solda na condição S-5: $I_p=470$ A, $t_p=2,1$ ms, $T=150$ °C. Ataque com nital 5%. (a) 1º cordão (b) 2º cordão (c) zona recristalizada.....	107
Figura 5.16 – Micrografias do metal de solda na condição S-6: $I_p=435$ A, $t_p=2,3$ ms, $T=100$ °C. Ataque com nital 5%. (a) 1º cordão (b) 2º cordão (c) zona recristalizada.....	108
Figura 5.17 – Micrografias do metal de solda na condição S-7: $I_p=435$ A, $t_p=1,9$ ms, $T=100$ °C. Ataque com nital 5%. (a) 1º cordão (b) 2º cordão (c) zona recristalizada.....	109
Figura 5.18 – Variação percentual dos microconstituintes no 1º cordão pela variação da temperatura de pré-aquecimento (obs: $FC<1,2\%$).....	112
Figura 5.19 – Variação percentual dos microconstituintes no 2º cordão pela variação da temperatura de pré-aquecimento (obs: $FC<1,2\%$).....	113
Figura 5.20 – Variação percentual média dos microconstituintes para os 1º e 2º cordões pela variação da temperatura de pré-aquecimento (obs: $FC<1,2\%$).....	113
Figura 5.21 – Variação percentual dos microconstituintes no 1º cordão pela variação do tempo de pico (obs: $FC<0,8\%$).....	115
Figura 5.22 – Variação percentual dos microconstituintes no 2º cordão pela variação do tempo de pico (obs: $FC<0,5\%$).....	116
Figura 5.23 – Variação percentual média dos microconstituintes para os 1º e 2º cordões pela variação do tempo de pico (obs: $FC<0,6\%$).....	116
Figura 5.24 – Variação percentual dos microconstituintes no 1º cordão pela variação da corrente de pico, com pré-aquecimento de 100 °C (obs: $FC<0,5\%$).....	119

Figura 5.25 – Variação percentual dos microconstituintes no 2º cordão pela variação da corrente de pico, com pré-aquecimento de 100 °C (obs: FC<0,4%).....	119
Figura 5.26 – Variação percentual dos microconstituintes para os 1º e 2º cordões pela variação da corrente de pico, com pré-aquecimento de 100 °C (obs:FC<0,4%)	120
Figura 5.27 – Variação percentual dos microconstituintes no 1º cordão pela variação da corrente de pico, com pré-aquecimento de 150 °C (obs: FC<1,5%).....	121
Figura 5.28 – Variação percentual dos microconstituintes no 2º cordão pela variação da corrente de pico, com pré-aquecimento de 150 °C (obs: FC<1,2%).....	122
Figura 5.29 – Variação percentual média dos microconstituintes para os 1º e 2º cordões pela variação da corrente de pico, com pré-aquecimento de 150 °C (obs:FC<1,3%).....	122
Figura 5.30 – Variação percentual dos microconstituintes ferrita e perlita na região recristalizada, pela influência da temperatura de pré-aquecimento.....	125
Figura 5.31 – Variação percentual dos microconstituintes ferrita e perlita na região recristalizada, pela influência do tempo de pico.....	126
Figura 5.32 – Variação percentual dos microconstituintes ferrita e perlita na região recristalizada, pela influência da corrente de pico, com pré-aquecimento de 100 °C.....	127
Figura 5.33 – Variação percentual dos microconstituintes ferrita e perlita na região recristalizada, pela influência da corrente de pico, com pré-aquecimento de 150 °C.....	128
Figura 5.34 – Micrografia do metal de solda – condição S-1. Ataque com nital 2% e tingimento com Klemm II. (a) 1º cordão (b) 2º cordão (c) zona recristalizada.....	129
Figura 5.35 – Micrografia do metal de solda – condição S-2. Ataque com nital 2% e tingimento com Klemm II. (a) 1º cordão (b) 2º cordão (c) zona recristalizada.....	130
Figura 5.36 – Micrografia do metal de solda – condição S-3. Ataque com nital 2% e tingimento com Klemm II. (a) 1º cordão (b) 2º cordão (c) zona recristalizada.....	131
Figura 5.37 – Micrografia do metal de solda – condição S-4. Ataque com nital 2% e tingimento com Klemm II. (a) 1º cordão (b) 2º cordão (c) zona recristalizada.....	132
Figura 5.38 – Micrografia do metal de solda – condição S-5. Ataque com nital 2% e tingimento com Klemm II. (a) 1º cordão (b) 2º cordão (c) zona recristalizada.....	133
Figura 5.39 – Micrografia do metal de solda – condição S-6. Ataque com nital 2% e tingimento com Klemm II. (a) 1º cordão (b) 2º cordão (c) zona recristalizada.....	134
Figura 5.40 – Micrografia do metal de solda – condição S-7. Ataque com nital 2% e tingimento com Klemm II. (a) 1º cordão (b) 2º cordão (c) zona recristalizada.....	135

Figura 5.41 – Representação da quantificação de microfases no 1º cordão pela variação da temperatura de pré-aquecimento.....	137
Figura 5.42 – Representação da quantificação de microfases na zona recristalizada pela variação da temperatura de pré-aquecimento.....	137
Figura 5.43 – Representação da quantificação de microfases no 2º cordão pela variação da temperatura de pré-aquecimento.....	138
Figura 5.44 – Representação da quantificação de microfases no 1º cordão pela variação do tempo de pico.....	139
Figura 5.45 – Representação da quantificação de microfases na zona recristalizada pela variação do tempo de pico.....	139
Figura 5.46 – Representação da quantificação de microfases no 2º cordão pela variação do tempo de pico.....	140
Figura 5.47 – Representação da quantificação de microfases no 1º cordão pela variação da corrente de pico, com pré-aquecimento de 100 °C.....	141
Figura 5.48 – Representação da quantificação de microfases na zona recristalizada pela variação da corrente de pico, com pré-aquecimento de 100 °C..	141
Figura 5.49 – Representação da quantificação de microfases no 2º cordão pela variação da corrente de pico, com pré-aquecimento de 100 °C.....	142
Figura 5.50 – Representação da quantificação de microfases no 1º cordão pela variação da corrente de pico, com pré-aquecimento de 150 °C.....	143
Figura 5.51 – Representação da quantificação de microfases na zona recristalizada pela variação da corrente de pico, com pré-aquecimento de 150 °C..	143
Figura 5.52 – Representação da quantificação de microfases no 2º cordão pela variação da corrente de pico, com pré-aquecimento de 150 °C.....	144

Índice de Tabelas

Tabela 3.1 - Comparação entre processos de soldagem.....	16
Tabela 3.2 - Temperatura de pré-aquecimento recomendada x C_{eq}	69
Tabela 3.3 - Exemplos de rendimentos térmicos típicos.....	77
Tabela 4.1 - Composição química do metal de base.....	84
Tabela 4.2 - Propriedades mecânicas do metal de base.....	84
Tabela 4.3 - Composição química do arame tubular com fluxo metálico E70C-6M...	85
Tabela 4.4 - Propriedades mecânicas do aporte puro do eletrodo.....	85
Tabela 4.5 - Parâmetros de pulso por peça soldada.....	90
Tabela 4.6 - Grupos de combinação de parâmetros de pulso e temperatura.....	91
Tabela 4.7 - Grupos utilizados para analisar a influência dos parâmetros variáveis sobre a microestrutura do metal de solda.....	91
Tabela 4.8 - Valores médios de corrente e tensão para cada condição de soldagem.....	92
Tabela 4.9 - Quantidade de pontos analisados para quantificação das fases.....	95
Tabela 4.10 - Quantidade de micrografias analisadas para a quantificação de microfases.....	96
Tabela 5.1 - Energia de soldagem obtida para cada condição de soldagem para os 1ºs cordões e 2ºs cordões.....	98
Tabela 5.2 - Quantificação dos microconstituintes das soldas – 1º cordão.....	110
Tabela 5.3 - Quantificação dos microconstituintes das soldas – 2º cordão.....	110
Tabela 5.4 - Quantificação média dos microconstituintes das soldas – 1º e 2º cordões.....	111
Tabela 5.5 - Quantificação dos microconstituintes ferrita e perlita nas zonas de recristalização	124
Tabela 5.6 - Quantificação das microfases.....	136

Lista de Abreviaturas e Siglas

Letras latinas

A	Ampères
AF	Acicular ferrite
A-M	Microconstituente austenita-martensita
Ar	Argônio
ARBL	Alta resistência e baixa liga
AS	Soldagem por arco submerso
B	Bainita
C	Carbono
C25	Mistura gasosa composta de 25%CO ₂ + 75% Ar
Ceq	Carbono equivalente
CO ₂	Dióxido de carbono
Cu	Cobre
DBCP	Distância do bico de contato à peça [mm]
E	Energia de soldagem ou aporte térmico
ER	Soldagem com eletrodo revestido
ET	Soldagem com eletrodo tubular
F	Frequência de pulso [Hz]
FA	Ferrita acicular
FC	Agregados ferrita carboneto
FC (P)	Perlita
FCAW	Flux Cored Arc Welding
FP	Ferrita primária
FP (G)	Ferrita primária de contorno de grão
FP (I)	Ferrita poligonal intragranular
FS	Ferrita com segunda fase
FS (A)	Ferrita com segunda fase alinhada
FS (NA)	Ferrita com segunda fase não-alinhada
GMAW	Gas Metal Arc Welding
I	Corrente elétrica [A]
I _b	Corrente de base [A]
I _m	Corrente média [A]
I _p	Corrente de pico [A]
l/min	Litros por minuto
M	Martensita
m	Metro
M-A	Martensite-austenite constituent
M-A-C	Martensita-austenita-carbetos
MAG	Metal Active Gas
MB	Metal de base
MEV	Microscópio eletrônico de varredura
MIG	Metal Inert Gas
mm	Milímetro
Mn	Manganês
MO	Microscópio ótico

ms	Milisegundos
MS	Metal de solda
N	Nitrogênio
Nb	Nióbio
Ni	Níquel
P	Fósforo
PF	Primary ferrite
PF (G)	Grain boundary ferrite
PF (I)	Intragranular polygonal ferrite
PL	Soldagem plasma
pps	Pulsos por segundo
S	Enxôfre
SAW	Submerged Arc Welding
Si	Silício
SMAW	Shielded Metal Arc Welding
T	Temperatura [°C]
t_b	Tempo de base [ms]
Ti	Titânio
TIG	Tungsten Inert Gas
t_p	Tempo de pico [ms]
TRIM	Controle do comprimento do arco na fonte de energia
V	Volts
V_a	Velocidade de alimentação do arame [m/min]
V_m	Tensão média [V]
V_s	Velocidade de soldagem [mm/min]
ZTA	Zona termicamente afetada pelo calor

Letras gregas

η	Rendimento térmico
$\Delta t_{8/5}$	Taxa de resfriamento entre 800 °C e 500 °C

Siglas

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
API	American Petroleum Institute
ASTM	American Society for Testing Materials
AWS	American Welding Society
IIW	International Institute of Welding

1. INTRODUÇÃO

A necessidade de se conhecer os materiais, sobretudo os metálicos, torna-se um dos principais requisitos para as indústrias modernas, pois a globalização tem exigido das empresas especial atenção a fatores como qualidade, produtividade e obtenção de produtos a preços competitivos. Neste sentido, as empresas, em escala crescente, buscam a utilização de ligas metálicas com propriedades específicas à sua aplicação, como materiais com elevados níveis de resistência mecânica, tenacidade e trabalhabilidade, sem comprometimento do custo e disponibilidade de aquisição.

O aprimoramento dos processos produtivos tem envolvido investigações e avaliações nos processos de soldagem empregados. A soldagem destaca-se por ser, mundialmente, o processo de união de metais mais utilizado na construção de peças e estruturas.

O processo de soldagem com arco elétrico e proteção gasosa alia produtividade e versatilidade e neste contexto destaca-se o processo de soldagem com arame tubular. Este processo apresenta uma relevante importância tecnológica, uma vez que reúne as vantagens do eletrodo revestido com as dos processos a arco elétrico com proteção gasosa (MIG e MAG), que empregam o arame sólido como material de adição. Os benefícios da Soldagem a Arco Elétrico com Arame Tubular (*Flux Cored Arc Welding* - FCAW) têm relação com sua maior produtividade por tratar-se de arames contínuos, enquanto os benefícios metalúrgicos são provenientes da decomposição do fluxo interno. Particularmente, os arames tubulares com fluxo metálico creditam inúmeras qualidades ao processo de soldagem, destacando-se pela elevada taxa de deposição, pequena formação de escória sobre o cordão de solda, baixa geração de respingos, boa aparência do perfil do cordão de solda, ótima estabilidade do arco, entre outros.

A utilização da corrente pulsada na Soldagem com Arame Tubular apresenta vantagens em relação ao modo convencional, permitindo uma redução no aporte térmico e isto possibilita utilizar o modo de transferência por *spray*, mesmo em chapas finas e fora da posição plana.

As variáveis do processo de soldagem, bem como a composição do gás de proteção e composição química do metal de adição, influenciam nas microestruturas e propriedades do

metal de solda. Desta forma, a utilização da soldagem por arco elétrico com proteção gasosa e corrente pulsada, proporciona um melhor controle dos parâmetros de soldagem, resultando num melhor controle da penetração e diluição do metal de base.

A microestrutura final do metal de solda depende da interação de alguns fatores, tais como: o conteúdo total dos elementos de liga; da concentração, composição química e distribuição de inclusões não metálicas; da microestrutura de solidificação; do tamanho de grão da austenita prévia e do ciclo de resfriamento.

O estudo da microestrutura do metal de solda é bastante importante com o intuito de melhorar a qualidade da solda e conseqüentemente as propriedades mecânicas dos materiais. A ferrita acicular demonstra-se como o constituinte que melhora a tenacidade do material; enquanto que, a presença das microfases na microestrutura final do metal de solda é um fator preocupante para os especialistas no desenvolvimento de novos produtos siderúrgicos, uma vez que este constituinte pode implicar na perda de tenacidade.

O conhecimento dos efeitos da soldagem sobre a microestrutura dos materiais metálicos é de grande importância no sentido de se avaliar a formação dos microconstituintes, uma vez que os mesmos têm influência direta nas propriedades mecânicas finais na junta soldada.

Em geral, a tenacidade é influenciada pelas presenças de ferrita acicular e microfases na microestrutura do metal de solda.

2. OBJETIVO

O presente trabalho tem como objetivo quantificar as porcentagens de ferrita acicular e microfases na microestrutura do metal de solda; variando-se as condições de soldagem:

1. temperatura de pré-aquecimento; e
2. parâmetros de pulso: corrente de pico e tempo de pico.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. Aços de alta resistência e baixa liga (ARBL)

São aços estruturais que, apesar do baixo teor de carbono, destacam-se em suas propriedades mecânicas e soldabilidade, quando comparados aos aços carbono comuns, em função dos elementos de liga presentes (MENEZES, 2005).

Os aços ARBL apresentam um limite de escoamento no mínimo em 294 MPa (30 kgf/mm²) (LIU e BRACARENSE, 1994). Desenvolvidos a partir dos aços C-Mn laminados a quente, a maioria destes aços adquire resistência mecânica, tenacidade, conformabilidade, soldabilidade e resistência a corrosão atmosférica através de uma ação conjunta de adequadas adições de elementos de liga e tratamentos térmicos ou tratamentos mecânicos (GRONG e MATLOCK, 1986).

Até os anos 70, os aços ARBL eram produzidos pelo processo de laminação a quente, seguido de normalização. Nos anos 70, desenvolveu-se o processo de conformação termomecânica, com reduzidos teores de carbono e adição de elementos de liga como o nióbio e o vanádio. Nos anos 80, esta tecnologia foi aperfeiçoada, com a introdução do processo de resfriamento controlado à laminação termomecânica, com teores de carbono ainda mais reduzidos. Nos últimos anos, tem sido testada com sucesso a inserção de elementos de liga como o molibdênio, o cobre e o níquel, além de processos modificados de resfriamento controlado (SANTOS NETO, 2003).

O teor de carbono destes aços é, normalmente, inferior a 0,15% (GONÇALVES, 1991). Elementos de liga como manganês, níquel, cromo, molibdênio e cobre, são utilizados para fornecerem resistência à corrosão e refinamento na microestrutura, proporcionando tensão de escoamento acima de 686 MPa (70 kgf/mm²). Também, o manganês e o níquel provocam diminuição na temperatura de transição frágil-dúctil (HONEYCOMBE, 1982). Outros elementos microligantes formadores de carbeto, nitreto e carbonitretos, tais como nióbio, vanádio, alumínio e zircônio em pequenas porcentagens (não superiores a 0,15% em

peso) normalmente combinados com o processo de laminação controlada, têm possibilitado aos modernos aços ARBL obterem uma estrutura ferrítica de tamanho de grão muito fino, controlando com isto a tenacidade (EASTERLING, 1983; GONÇALVES, 1991; LIU e BRACARENSE, 1994). Devido a grande afinidade dos elementos microligantes por nitrogênio e oxigênio, o controle desses gases é muito importante no processamento do aço.

Segundo MEESTER (1997), esses tipos de aço foram inicialmente projetados para atender às necessidades da indústria de gás e petróleo, embora o bom desempenho industrial tenha incrementado seu uso em outros tipos de indústria como a automotiva e a de estruturas.

Os esforços ao desenvolvimento dos aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) foram movidos pelo interesse comercial em materiais que pudessem aliar a obtenção de resistência estrutural com baixo peso. Esses aços podem ser considerados como uma evolução dos aços carbono comuns, com predominante aplicação estrutural.

A necessidade de aços estruturais com elevada relação resistência mecânica/peso, porém sem significativa redução da soldabilidade ou trabalhabilidade, levou ao desenvolvimento de aços estruturais com classe de tratamento térmico. Os elementos microligantes, como Ti, V ou Nb, permitiram grande desenvolvimento dos aços estruturais, substituindo antigos aços estruturais de alta resistência à base de elevados teores de carbono e manganês, com ou sem tratamento térmico. Os aços estruturais microligados constituíram-se, então, numa classe específica, que contém baixos teores de carbono e de elementos de liga como Mn, Si, V, Ti, N, Nb. Os elevados limites de escoamento, também constituem uma característica dos aços ARBL, quando comparados aos aços carbono comuns. Com a possibilidade de redução da espessura de chapas e tiras laminadas, outras vantagens econômicas vieram a somar-se; decorreu a redução dos ciclos de fabricação associada ao menor tempo de manipulação, menor espaço de estocagem, menor peso das estruturas, menor capacidade de carga dos equipamentos e ferramentas

Outras características como elevada deformabilidade e soldabilidade também se associam aos aços estruturais tipo ARBL; sendo que, a soldabilidade normalmente é melhorada com a redução do teor de carbono. Nos aços ARBL, a perda de resistência

mecânica em função do teor de carbono pode ser compensada por adição de elementos que favoreçam o carbono equivalente (ou efeito similar ao carbono) como o manganês, elementos microligantes e também por processos de refino de grão (morfologia microestrutural).

Dentre as diversas aplicações dos aços estruturais, tipo ARBL, destacam-se nas tubulações de oleodutos e gasodutos, construção naval, vasos de pressão, embutimento de chapas para componentes da indústria automotiva, máquinas industriais, equipamentos de transporte e manuseio de carga, pontes e construção civil.

Os aços ARBL são utilizados toda vez que se deseja:

- aumentar a resistência mecânica, permitindo um acréscimo da carga unitária da estrutura ou tornando possível uma diminuição proporcional da seção, ou seja, o emprego de seções mais leves;
- melhor resistência à corrosão atmosférica;
- melhorar a resistência ao choque e o limite de fadiga; e
- elevar a relação entre o limite de escoamento e o limite de resistência à tração, sem perda apreciável da ductilidade.

3.2. Evolução dos processos de soldagem

A grande evolução do processo de soldagem deu-se a partir da Segunda Guerra Mundial e, desde então vem passando por avanços tecnológicos, com o desenvolvimento de novas fontes de soldagem, novos materiais utilizados como metal de adição, entre outros. A própria necessidade de se acompanhar as descobertas na área de metalurgia tem alavancado pesquisas envolvendo técnicas para a soldagem de novos tipos de aço e de outras ligas metálicas, sempre em busca de melhor qualidade, maior produtividade e custos reduzidos.

A relativa simplicidade operacional tem feito da soldagem o mais importante processo industrial de recuperação e fabricação de peças, equipamentos e estruturas. No entanto, deve-se estar atento a algumas conseqüências que se pode ter no material, pela aplicação de uma elevada densidade de energia em um pequeno volume do mesmo. Dentre as quais se destacam

as possíveis alterações microestruturais dentro e próximo da região da solda e, conseqüentemente, a deterioração de importantes propriedades mecânicas (resistência mecânica, tenacidade, ductilidade, etc.); além de outros efeitos indesejáveis como: tensões residuais e distorção; formação de trincas; deterioração de propriedades físicas e químicas; entre outros (MARQUES et al., 2004). Tais implicações devem ser prévia e criteriosamente analisadas para que não resulte em problemas inesperados e, eventualmente, de gravíssimas conseqüências.

3.2.1. Soldagem a arco elétrico com proteção gasosa

A maioria dos processos de soldagem por fusão de materiais metálicos emprega o arco elétrico para o aquecimento do metal. A vantagem de se utilizar o arco elétrico como fonte de calor é a alta concentração de energia, a qual possibilita a obtenção de elevadas temperaturas em espaços reduzidos, limitando a zona de influência calorífica no metal de base. Sobressai-se, também, pela facilidade de controle, baixo custo relativo do equipamento e um nível aceitável de riscos à saúde dos seus operadores. Desta forma, os processos de soldagem a arco destacam-se pela utilização na fabricação dos mais variados componentes e estruturas metálicas e na recuperação de peças danificadas ou desgastadas (MODENESI, 2002).

Pode-se definir o arco elétrico como “a descarga elétrica mantida por meio de um gás ionizado, a alta temperatura, chamado plasma, produzindo energia térmica suficiente para se usado em soldagem, através da fusão localizada das peças a serem unidas”. Em soldagem, o arco elétrico ocorre entre um eletrodo cilíndrico e um plano (a peça), dando a esse um formato típico de tronco de cone. O eletrodo pode ser de um material refratário como o tungstênio (não consumível) ou metal de menor ponto de fusão como o aço (consumível). No caso dos eletrodos consumíveis, o processo é mais complicado, pois se tem:

- a) passagem de metal fundido, e às vezes escória, através do arco;
- b) geometria variável da ponta do eletrodo; e
- c) comprimento do arco variável e dependente do balanço entre as velocidades de alimentação e fusão do eletrodo.

No processo de soldagem a arco elétrico com proteção gasosa, um fluxo de gás envolve a região de soldagem, exercendo a função de proteção da poça de fusão, contra elementos contaminantes existentes no ar atmosférico e responsáveis pela formação de óxidos. A formação de óxidos na solda pode trazer vários inconvenientes, tais como, porosidade e fragilização. A contaminação é causada, principalmente, pelo nitrogênio (N_2), oxigênio (O_2) e hidrogênio (H_2), presente no vapor d'água. Tais elementos trazem conseqüências danosas ao aço solidificado, reduzindo a ductilidade e a tenacidade da solda; podendo, também, causar a porosidade e a fissuração sob o cordão de solda. Desta forma, os gases de proteção surgem com a função primária de evitar que os efeitos nocivos do ar atmosférico atinjam o arame, a poça de fusão e o arco. São três os principais gases utilizados como proteção: argônio (Ar), Hélio (He) e dióxido de carbono (CO_2). Além desses, pequenas quantidades de oxigênio (O_2), nitrogênio (N_2) e hidrogênio (H_2) provaram ser benéficas em algumas aplicações. O argônio, o hélio e o dióxido de carbono podem ser empregados puros, em combinações ou misturados com outros gases para proporcionar soldas livres de defeitos numa variedade de aplicações e processos de soldagem (CARY, 1979).

A vazão e o tipo de gás de proteção têm um pronunciado efeito sobre os seguintes itens de importância na soldagem a arco elétrico (IRVING, 1994):

- características do arco;
- modo de penetração metálica;
- penetração e perfil do cordão de solda;
- velocidade de soldagem;
- tendência à mordedura;
- ação de limpeza; e
- propriedades mecânicas do metal de solda.

Um arco estável é a chave principal para a realização de soldas com boa qualidade. A estabilidade é dependente das características do equipamento, das propriedades físicas e químicas do eletrodo da atmosfera ionizante e do material de base. Estes fatores interagem de forma complexa e, mesmo fixando a característica do equipamento, uma boa estabilidade somente será alcançada, com base no conhecimento das propriedades do arco. O ajuste mais apropriado das variáveis elétricas para a obtenção de uma boa estabilidade do arco não é fácil,

e deve ser realizado com base nas necessidades de ionização do gás, nas dimensões do eletrodo, no tipo de metal de base e do eletrodo, na posição de soldagem e nas exigências de qualidade (SILVA, 2006).

3.2.2. Soldagem a arco elétrico com arame tubular

No processo de Soldagem a Arco Elétrico com Arame Tubular (*Flux Cored Arc Welding* - FCAW), o arco elétrico é estabelecido entre a peça e o eletrodo alimentado continuamente, sendo protegido pela ação de um gás externo (ou não) e pela decomposição do fluxo alojado no interior do arame (WELDING HANDBOOK, 1991). O eletrodo é um arame tubular, cujo interior é preenchido por um fluxo fusível que pode conter minerais, ferros-liga e materiais que forneçam gases de proteção, desoxidantes e materiais formadores de escória (FORTES, 2004). Basicamente, os ingredientes do fluxo melhoram a estabilidade do arco elétrico, influenciam as características das propriedades mecânicas do metal de solda e no perfil da solda. A Figura 3.1 ilustra a diferença nos perfis do metal de solda depositado por arame sólido e por arame tubular.

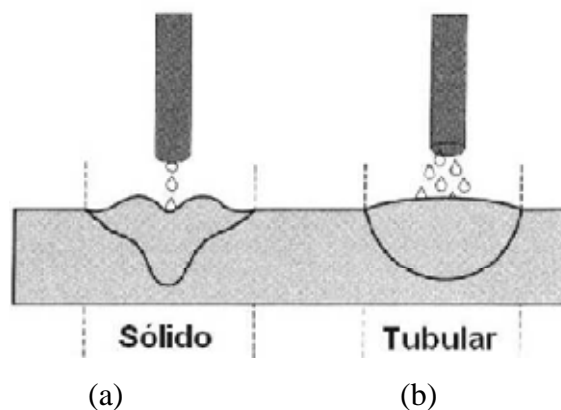


Figura 3.1 – Ilustração da diferença nos perfis do metal de solda.
(a) arame sólido (b) arame tubular OK – ESAB (FORTES, 2004).

O processo de Soldagem a Arco com Arame Tubular apresenta uma relevante importância tecnológica, visto que reúne as vantagens de dois outros processos, bastante utilizados e difundidos, que são o Eletrodo Revestido (*Shielded Metal Arc Welding* - SMAW) e o Processo a Arco Elétrico com Proteção Gasosa (*Gas Metal Arc Welding* - GMAW).

Assim, a soldagem com arames tubulares é um processo que acumula as principais vantagens da soldagem GMAW, como alto fator de trabalho do soldador, alta taxa de deposição e alto rendimento, que resultam em grande produtividade; e as vantagens da soldagem com eletrodos revestidos, como a alta versatilidade, possibilidade de ajustes de composição química do metal de solda e facilidade de operação em campo (BRACARENSE, 2000). O eletrodo, na Soldagem a Arco Elétrico com Arame Tubular, é um arame tubular e a proteção da região da solda pode ser realizada por meio de um fluxo adicional de gás, como ocorre no processo GMAW, ou através de um arco autoprotégido, como no processo utilizando o eletrodo revestido.

Existem, portanto, duas variações para o processo de Soldagem a Arco com Arame Tubular quando se trata da proteção por gás da poça de fusão contra a contaminação atmosférica. A primeira conta com a proteção adicional de um gás externo (Arame Tubular com Proteção Gasosa) e a outra sem a proteção externa de gás (Arame Tubular Autoprotégido), onde a fusão do fluxo gera seus próprios gases protetores.

A Figura 3.2 mostra, esquematicamente, uma soldagem realizada pelo processo a Arco com Arame Tubular Autoprotégido. A popularidade deste processo destaca-se pela maior facilidade de operação, necessitando apenas de uma fonte de energia e de um adequado sistema de alimentação de arame e por não requerer equipamento externo para gás de proteção.



Figura 3.2 – Esquema de Soldagem com Arame Tubular Autoprotégido (WELDING HANDBOOK, 1991).

O processo Arame Tubular com Proteção Gasosa utiliza gás auxiliar para a proteção do metal depositado. Esse gás, fornecido externamente ao equipamento de soldagem, flui, pelo bocal da tocha, até a região onde ocorre a fusão do arame tubular e do seu fluxo, pelo arco elétrico, para a formação do metal fundido e da escória. A alta velocidade de deposição e baixos níveis de hidrogênio introduzido, além da possibilidade de soldagem em todas as posições com pequeno diâmetro do arame, têm tornado este processo bastante atrativo à indústria (SAITO, 2001). O processo de soldagem com gás de proteção é amplamente utilizado na soldagem de aços de baixo carbono e de baixa liga. A Figura 3.3 mostra, esquematicamente, a soldagem por este processo. Os arames tubulares para este processo existem em duas versões: com fluxo interno metálico e com fluxo interno não-metálico.



Figura 3.3 – Esquema do processo Arame Tubular com Proteção Gasosa (WELDING HANDBOOK, 1991).

O gás de proteção tem uma significativa influência no desempenho da soldagem com eletrodo tubular. Sua função principal é garantir que, durante o processo de soldagem, não haja o contato da região que está sendo soldada com o ar atmosférico para que o metal fundido esteja protegido de oxidação. Também, promove a estabilidade do arco e a uniformidade da transferência metálica; afetando, por conseguinte, a qualidade, as propriedades da solda, determina a geometria e a penetração do cordão de solda. Durante a soldagem, ocorre a interação do gás de proteção com o arame eletrodo, produzindo melhorias

nas propriedades mecânicas do metal depositado, controlando a transferência eficiente dos componentes químicos do arame e alterando a microestrutura da solda. O gás de proteção pode, também, afetar o conteúdo residual de hidrogênio, oxigênio e nitrogênio dissolvido no metal de solda (LYTTLE e STAPON, 1990).

Normalmente, para a soldagem de matérias em aço carbono e em aços de baixa ou média liga, o dióxido de carbono (CO_2) ou misturas deste gás com o argônio (Ar) são empregados como gás de proteção, sendo a mais utilizada a que se apresenta com 75% de argônio e 25% de CO_2 . As vantagens na utilização do CO_2 puro, como gás de proteção, devem-se ao aspecto de menor custo, baixo calor irradiado, destacável razão penetração/largura do cordão e menores níveis de hidrogênio difusível no metal de solda. Quando se faz uma análise das desvantagens, destaca-se a maior quantidade de respingos com o CO_2 puro do que com a mistura Ar + CO_2 , a qual reduz a quantidade de respingos pela ação de um arco mais suave (FORTES, 2003). A elevada condutividade térmica do CO_2 resulta num arco mais constricto, o que provoca uma maior pressão do arco sobre a poça de fusão, promovendo uma influência marcante na geometria do cordão, aumentando não somente a penetração, mas também o reforço do cordão e reduzindo a sua largura (SILVA, 2006).

O dióxido de carbono quando aquecido a altas temperaturas, a exemplo do que ocorre na soldagem pelo arco elétrico, dissocia formando o monóxido de carbono e o oxigênio. O oxigênio dissociado irá reagir com elementos do metal fundido, oxidando-os. Portanto, faz-se necessário que, ao fluxo do eletrodo, estejam adicionados materiais desoxidantes para compensar os efeitos oxidantes do CO_2 (BRACARENSE, 2000).

A soldagem com arames tubulares pode ser automática ou semi-automática. Os equipamentos são muito semelhante àqueles utilizados no processo GMAW, basicamente constituídos por fonte de energia, sistema de alimentação de arame e tocha. Na soldagem com gás de proteção faz-se uso de equipamentos auxiliares (BRACARENSE, 2000). A Figura 3.4 apresenta um esquema representativo do equipamento de soldagem a arame tubular com proteção gasosa.

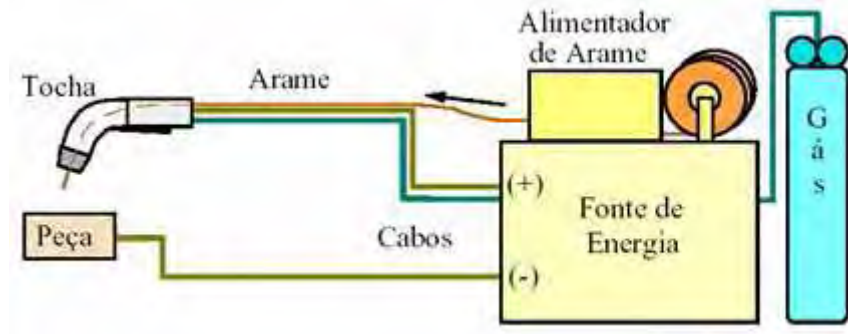


Figura 3.4 – Representação esquemática do equipamento para Soldagem a Arco com Arame Tubular (NASCIMENTO, 2005).

No entanto, apesar da semelhança, algumas ressalvas devem ser feitas quando se compara os equipamentos para a soldagem pelo processo a Arco com Arame Tubular àqueles utilizados no processo GMAW:

- a fonte tem capacidade de gerar maiores intensidades de corrente;
- as pistolas, em casos onde a intensidade de corrente é elevada, são usualmente refrigeradas com água ou ar; e
- no processo autoprotégido o sistema de gás de proteção é inexistente.

3.2.2.1. Aplicações da Soldagem com Arame Tubular

O processo de Soldagem a Arco com Arame Tubular é amplamente empregado nos processos de fabricação, em reparos e manutenção. Entre os metais bases soldáveis por este processo, pode-se citar: aços baixo carbono, aços estruturais resistentes à corrosão atmosférica, aços cromo-molibdênio resistentes a altas temperaturas, aços ligados ao níquel, aços temperados, aços médio carbono tratados termicamente, aços baixa liga, aços inoxidáveis e ligas de níquel (CARY, 2002).

Dentre os campos de aplicação destaca-se na construção de vasos de pressão e tubulações para as indústrias química, petrolífera e a de geração de energia; também, na indústria automotiva e de equipamentos pesados, o processo de Soldagem a Arco com Arame

Tubular vem sendo usado na fabricação de partes de chassi, eixo diferencial, cambagem de rodas, componentes de suspensão, entre outras diversas (BRACARENSE, 2000).

3.2.2.2. Vantagens e limitações da Soldagem com Arame Tubular

O processo de Soldagem a Arco com Arame Tubular proporciona muitas vantagens sobre o processo manual de soldagem com Eletrodo Revestido (*Shielded Metal Arc Welding - SMAW*) e, também, sobre os processos de soldagem a Arco Submerso (*Submerged Arc Welding - SAW*) e a Arco Elétrico com Proteção Gasosa (*Gas Metal Arc Welding - GMAW*). Sendo que a proteção gasosa no Processo GMAW pode ser por um gás inerte (*Metal Inert Gas - MIG*) ou por um gás ativo (*Metal Active Gas - MAG*).

BRACARENSE (2000) e CARY (2002) relacionam diversas vantagens deste processo:

- alta qualidade do metal depositado;
- excelente aparência visual da solda (uniformes);
- excelente perfil em cordões de solda horizontal;
- solda vários tipos de aços e em grandes faixas de espessura;
- facilidade de mecanização;
- alta taxa de deposição, devido a alta densidade de corrente empregada;
- alta produtividade;
- relativamente alta eficiência de deposição;
- economiza engenharia para projeto de juntas;
- arco visível;
- requer menores cuidados com limpeza do que no GMAW;
- distorção reduzida sobre o processo Eletrodo Revestido;
- alta tolerância em relação a contaminantes que podem originar trincas;
- resistente a trincas do cordão; e
- opção por eletrodos autoprotetidos que elimina a necessidade do uso de aparelhos de gás, além de ser mais tolerante para condições ao ar livre.

BRACARENSE (2000) apresenta algumas limitações da Soldagem com Arame Tubular:

- limitado a soldagem de metais ferrosos e liga a base de níquel;
- necessidade de remoção de escória;
- o arame tubular é mais caro, na base de peso, do que o arame de eletrodo sólido; entretanto, à medida que aumentam os elementos de liga, há uma queda nesta relação;
- maior custo de equipamentos se comparado àqueles utilizados para a soldagem pelo processo Eletrodo Revestido; no entanto, há a compensação pela produtividade;
- restrição da soldagem ao ar livre, quando se está utilizando o processo Arame Tubular com Proteção Gasosa;
- o alimentador de arame e a fonte de energia devem estar próximos ao local de trabalho; e
- são gerados mais fumos do que nos processos GMAW e Arco Submerso.

Vários trabalhos de pesquisa têm proporcionado uma análise comparativa entre os processos de soldagem disponíveis e compatíveis a um mesmo trabalho de solda a ser executado. A Tabela 3.1 apresenta os resultados de uma análise entre processos levando em consideração os seguintes pontos: custo da mão de obra, encargos, custo do consumível, gases, manutenção e equipamentos, taxa de deposição, rendimento e ciclo de trabalho. Trata-se de um trabalho no qual se discutiu a seleção do processo de soldagem mais viável a ser aplicado nas soldas em condutos forçados, que alimentam as turbinas, e nas caixas espirais; no canteiro de obras da Usina de Tucuruí, situada no Rio Tocantins-PA. O processo Arame Tubular com Proteção Gasosa mostrou o melhor custo-benefício (custo / produtividade / qualidade), resultando em uma redução em custo de cerca de 30% e em uma produtividade 220% maior, quando se tem por base a comparação com o processo Eletrodo Revestido (FRANÇA, DOMINGUES e FORTES, 2002).

O eletrodo tubular possibilita melhor penetração do que com o eletrodo sólido, devido às altas densidades de correntes utilizadas. Também, a aplicação de correntes de soldagem elevadas, proporciona um aumento na taxa de deposição e possibilita trabalhar com maiores

velocidades de soldagem e, com isso, a melhora o rendimento do processo; ou manter a mesma velocidade de soldagem, reduzindo-se a quantidade de passes necessários para completar o enchimento da junta, traduzindo-se em uma economia na soldagem por este processo (FIGUEIREDO, 2004).

Processo de Soldagem	% Custos – baseados no eletrodo revestido	Taxa de deposição (kg/h)	Taxa de deposição líquida (kg/h)	Ciclo de trabalho (%)	Produtividade (m/h)
Eletrodo Revestido	100%	1,40	0,35	25	0,10
Arame Sólido	95%	1,60	0,64	40	0,19
Arame Tubular com Gás de Proteção	74%	2,70	1,08	40	0,32
Arame Tubular Autoprottegido	140%	1,50	0,60	40	0,18

Tabela 3.1 – Comparação entre processos de soldagem (FRANÇA et al., 2002)

A taxa de deposição do processo com Arame Tubular é superior quando comparado aos processos de soldagem Eletrodo Revestido e GMAW; esta superioridade deve-se aos maiores valores de corrente de soldagem utilizados neste processo e, também, pela presença de uma capa metálica, formadora do arame tubular, conduzir esta corrente, elevando a sua densidade.

Podem-se obter taxas de deposição 30 a 35% superiores na soldagem com arame tubular, em comparação ao arame sólido. Credita-se esta superioridade à maior resistividade apresentada pelo arame tubular, devido à sua alma de fluxo (MEDEIROS et al., 1989).

BRAGA (1997) e MOTA (1998) afirmam que, comparando o processo de soldagem a arame tubular em relação aos processos com eletrodo revestido e arame sólido, o mesmo apresenta uma maior taxa de deposição e a possibilidade de redução nos chanfros, com a conseqüente vantagem econômica de redução no volume da massa de metal de adição necessário para o preenchimento total do chanfro.

3.2.2.3. Geometria dos arames tubulares

Os arames tubulares têm características próprias e concepções diferentes dos tradicionais arames maciços, empregados no processo GMAW, e dos eletrodos utilizados no processo Eletrodo Revestido. Um arame tubular para a soldagem pelo processo de Soldagem a Arco com Arame Tubular constitui-se por uma capa metálica, produzida a partir de um aço de baixo carbono ou outro material similar àquele que será soldado, a qual protege e acomoda no seu interior um fluxo de composição química bastante complexa.

A fusão de um arame tubular apresenta diferenças em relação aos arames maciços, pois a condutibilidade térmica do fluxo depende das composições químicas da parte metálica e da parte mineral, sendo menor com o aumento da temperatura e maior com o aumento do tamanho de suas partículas (MOTA, 1998). Isto ocorre porque o fluxo reduz o grau de aquecimento ôhmico (efeito Joule) do arame durante a passagem de corrente. Então, devido ao consumo de calor requerido para a fusão do fluxo, a taxa de aquecimento da capa metálica é menor. A área do fluxo adjacente à capa metálica fundida é um sistema não homogêneo com uma resistência térmica adicional, dependente dos parâmetros geométricos e das propriedades térmicas desta camada superficial, da distribuição e do tamanho das partículas, da concentração dos componentes e de suas interações. Desta forma, a condutibilidade térmica de um arame tubular aumenta com o incremento da transferência de calor através do fluxo e da capa metálica, afetando o seu consumo durante o processo de soldagem (MOTA, 1998).

Os arames comumente utilizados neste processo de soldagem, geralmente são produzidos em diâmetros que variam de 1,0 a 3,2 mm e a configuração geométrica metal/fluxo, em sua seção transversal, pode apresentar-se como tubular simples ou com dobras. A Figura 3.5 ilustra as seções transversais típicas para arames tubulares. Normalmente, as formas mais simples, Figura 3.5 (e), são de mais fácil fabricação e de menor custo. Nas demais seções, mais complexas, Figura 3.5 (a,b,c,d), projetadas para arames de maior diâmetro, as características operacionais (estabilidade) do arco são superiores e propiciam melhor soldabilidade; no entanto, têm dificuldades para a soldagem fora da posição plana (DIAS, 2003).

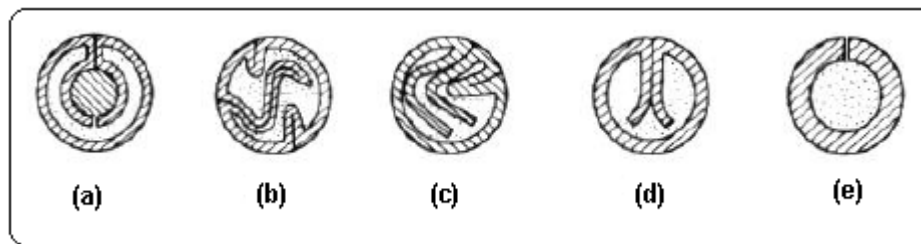


Figura 3.5 – Geometria de seções transversais típicas de arames tubulares (DIAS, 2003).

O fluxo é formado por uma mistura de materiais, cuja composição química deve garantir a melhoria das características do arco elétrico e da transferência do metal de solda, a proteção do banho de fusão e, em alguns casos, a adição de elementos de liga, além de atuar como formador de escória (MOTA, 1998).

A quantidade de fluxo, presente no interior do arame, corresponde a 15~30% do peso do arame (SAITO, 2001).

As funções básicas dos componentes do fluxo são (FORTES, 2004):

- desoxidantes e desnitrificantes - são adicionados desoxidantes como o manganês e o silício e formadores de nitretos como o alumínio para auxiliar na purificação do metal de solda;
- formadores de escória - compostos formadores de escória como óxidos de cálcio, potássio, silício, ou sódio, são adicionados para proteger a poça de fusão da atmosfera. A escória ajuda a melhorar o perfil do cordão de solda, e escórias de rápida solidificação ajudam a suportar a poça de fusão na soldagem fora de posição. Também, reduz a taxa de resfriamento, ação especialmente importante quando se soldam aços de baixa liga;
- estabilizadores do arco - o potássio e o sódio são os elementos que auxiliam na obtenção de um arco suave e reduzem a quantidade de respingos;

- elementos de liga - para aumentar a resistência, a ductilidade, a dureza e a tenacidade são empregados elementos de liga como o molibdênio, cromo, carbono, manganês, níquel e vanádio; e
- geradores de gases.

A mistura que compõe o fluxo pode apresentar-se principalmente com pó de ferro, além de elementos de liga e alguns desoxidantes, caracterizando um eletrodo tubular metálico (*metal-cored wire*); ou, então, apresentar-se com minerais similares àqueles usados para o revestimento de eletrodos revestidos, caracterizando um eletrodo tubular com fluxo não-metálico (*flux-cored wire*). Dentre os eletrodos com fluxo não-metálico destacam-se dois tipos: rutílico e básico.

Os arames tubulares com fluxo rutílico são os mais comumente utilizados, apresentam como características: excelente soldabilidade, arco elétrico mais estável, soldagem em todas as posições, baixo nível de respingos, fácil remoção da escória gerada, além da ótima qualidade superficial do cordão. Entretanto, não produzem soldas com boas propriedades de impacto a baixa temperatura ou baixos níveis de hidrogênio (FRENCH e BOSWORTH, 1995).

Os arames tubulares com fluxo básico são utilizados quando se requer depósito com boas propriedades mecânicas e baixos níveis de hidrogênio depositados na solda. Comparados com o rutílico, possuem arco menos estável, cordão de solda com maior convexidade e geram maior nível de salpicagem. Não são aconselháveis para soldagens fora da posição plana, pois com baixas correntes a transferência metálica envolve grandes gotas de material fundido e, assim, necessita de gravidade para um formato satisfatório de cordão mesmo para pequenos diâmetros de arame (SAITO, 2001).

Numa síntese comparativa entre características dos arames tubulares, temos que o arame rutílico oferece alta facilidade de execução, podendo soldar em todas as posições, porém para a soldagem com baixa responsabilidade; enquanto que o arame básico e o arame tubular com fluxo metálico oferecem vantagens potenciais quanto às propriedades mecânicas, nível de hidrogênio difusível, taxa de deposição e eficiência.

3.2.2.3.1. Arames tubulares com fluxo metálico

Genericamente, os elementos contidos no fluxo de um arame tubular, melhoram a estabilidade do arco, as propriedades mecânicas do metal base, bem como influenciam no acabamento do perfil da solda.

O arame tubular com fluxo metálico ou arame tubular com alma metálica (*metal cored*) é um tipo especial de arame tubular com proteção gasosa e que tem, em destaque, o pó metálico na composição do fluxo. Apresenta algumas características similares ao arame sólido e outras similares ao arame tubular não-metálico (LYTTLE, 1996). Nestas similaridades, busca-se combinar as melhores propriedades que se destacam em cada um destes eletrodos. Assim, de forma geral, ALTEMUHL (1998), BARHORST (2000) e BLOME (2000) creditam inúmeras qualidades ao arame tubular com pó metálico na composição do fluxo, dentre as quais: elevada taxa de deposição, resultando em maior velocidade de soldagem para uma mesma aplicação; pequena formação de escória sobre o cordão de solda; baixa geração de respingos; boa aparência do perfil do cordão de solda; baixa geração de fumos de soldagem; baixa probabilidade da ocorrência de porosidade, devido ao baixo teor de hidrogênio difusível e uma alta resistência à reabsorção de umidade; ótima estabilidade do arco; como exemplos. Em relação à taxa de deposição, o arame tubular metálico pode apresentá-la cerca de 10-30% maior do que os arames sólidos ou os arames tubulares não-metálicos (LYTTLE, 1996).

O fluxo metálico representa uma evolução tecnológica em relação ao fluxo não-metálico e, tem como principal vantagem a baixa quantidade de escória gerada por estes arames, quase inexistente; e, desta forma, reduzindo a possibilidade de descontinuidades geradas pela retenção de escória na poça fundida (DIAS, 2003).

Outro benefício da ausência de escória em soldas dos arames metálicos é o potencial para uso em chanfros estreitos e, por conseguinte, poucos passes de solda são requeridos em metais de base espessos. Visto que, são poucas as chances da camada de escória vir a ficar presa nas paredes da junta soldada, torna-se possível a redução de ângulo de juntas de um simples 60°, usados nos processos com arame sólido ou tubular não-metálico, para 45°. Isto reduz o volume do metal de solda requerido para preencher a junta em, até aproximadamente,

60%. Este fato reflete numa redução considerável dos custos com a mão de obra e com o tempo de execução da obra (NASCIMENTO, 2005).

Os arames tubulares com fluxo metálico, a exemplo do que também ocorre com os arames sólidos, apresentam inclusões de óxidos que contribuem para a nucleação da fase ferrítica acicular na solidificação do metal líquido. No entanto, essa porcentagem de óxidos é maior nos arames tubulares com fluxo metálico, que nos arames sólidos; devido às camadas de óxidos nas superfícies dos pós-metálicos que estão presentes no fluxo interior (ARAÚJO, 2004).

Comparativamente com o arame sólido, o arame tubular com fluxo metálico proporciona, devido ao seu arco estável e a sua forma de transferência, uma solda isenta de falta de fusão, mantendo uma boa penetração, sendo possível um menor volume de solda para garantir as mesmas propriedades da junta (ARAÚJO, 2004).

ALTEMUHL (1998), BARHORST (2000) e BLOME (2000) em seus trabalhos ilustram aplicações do arame tubular com fluxo metálico em sistemas robotizados substituindo arames sólidos. Estas aplicações incluem ganhos de produtividade (velocidade de soldagem 30-40% maiores que as obtidas com arames sólidos) e qualidade. Devido a menor densidade de corrente observada nos arames tubulares com fluxo metálico em relação aos arames sólidos e pelo seu arco ser mais difuso, permite-se o uso de arames com diâmetros maiores; ficando registrado nestes trabalhos a possibilidade de utilização de uma única bitola para diversas espessuras a serem soldadas, conseguindo-se uma redução de paradas para mudanças (aumento produtividade) e nos custos de inventário. Aliado a esta possibilidade de utilização de diâmetros maiores, os arames tubulares com fluxo metálico mostram-se mais tolerantes às irregularidades nas preparações de juntas e menos sensíveis a ocorrência de furos durante a soldagem de chapas finas.

Maior custo inicial dos arames tubulares com fluxo metálico tem sido o fator limitante para sua maior participação no mercado. No entanto, ocorre que a maioria das empresas, pela falta de controles mais criteriosos, não identificam os reais ganhos de qualidade e produtividade obtidas com a utilização deste consumível. Também, normalmente, na maioria

das empresas, as dificuldades de parada de uma linha de produção para testes e de pessoas para execução e acompanhamento dos mesmos, impossibilitam avaliar-se a viabilização de novos processos de soldagem (ARAÚJO, DOMINGUES, CARMO e BRACARENSE, 2001).

Segundo STRIDH (2000), o custo total da produção de um componente de carro, utilizando-se a soldagem robotizada, é menor quando se aplica um arame tubular com fluxo metálico com diâmetro de 1,4 mm do que com o uso de um arame sólido de 1,0 mm de diâmetro. Deve-ser salientar que não foram informados os parâmetros de soldagem e nem as composições dos gases de proteção ternários utilizados.

3.2.2.3.1.1. Classificação dos arames tubulares com fluxo metálico

Os arames tubulares com fluxo metálico, designados também como arames compostos, para soldagem de aço carbono foram, inicialmente, descritos na classificação de consumíveis da Sociedade Americana de Soldagem (*American Welding Society – AWS*) como arames tubulares (AWS 5.20-79). Apesar de sua construção se assemelhar a dos arames tubulares com fluxo não-metálico ou *flux-cored*, os arames tubulares com fluxo metálico são muito parecidos com arames maciços em matéria de performance e usabilidade. Em reconhecimento a essas similaridades, esses arames foram reclassificados e enquadrados dentro das especificações relacionadas com os arames maciços para soldagem MIG (AWS 5.18-94, E70C-3X(C ou M) e E70C-6X(C ou M)). Estes arames apresentam algumas características similares aos arames tubulares e outras aos arames maciços (LYTTLE, 1996).

A identificação e a classificação de eletrodos com fluxo metálico seguem o modelo padrão usado em outras especificações AWS para metal de adição. A especificação é dividida de acordo com o tipo de metal base a ser soldado: aço baixa liga (Norma AWS A5.28-96: Especificação de eletrodos e varetas de Soldagem a Arco Protegido por Gás para aço baixa liga) e aço carbono (Norma AWS A5.18/A5.18M-2001: Especificação de eletrodos e varetas de Soldagem a Arco Protegido por Gás para aço carbono).

3.2.3 Parâmetros de soldagem

Qualidade, produtividade e a confiabilidade da soldagem estão diretamente relacionadas aos parâmetros de soldagem envolvidos durante a execução do processo com arame tubular.

O processo de Soldagem a Arco com Arame Tubular se caracteriza por um grande número de parâmetros operacionais, cujos valores devem ser definidos dentro de faixas que possibilitem a otimização do rendimento do processo e da qualidade desejada ao cordão de solda. O conhecimento dos efeitos destas variáveis, no comportamento do processo de soldagem, possibilita o ajuste mais efetivo e o controle de seus valores de forma a se obter uma melhor utilização do mesmo. Os parâmetros interferem diretamente nas características da junta soldada e são responsáveis pela forma de transferência metálica, nível de respingos gerados e estabilidade do arco.

MODENESI (2002) destaca que a seleção das variáveis de soldagem para uma dada aplicação depende de inúmeros fatores, incluindo:

- a) disponibilidade de equipamentos e materiais;
- b) considerações geométricas (espessura do componente, desenho da junta, posição de soldagem, etc.);
- c) metalúrgicas (tipo de material de base, considerando-se sua sensibilidade ao ciclo térmico e às deformações associadas ao processo de soldagem);
- d) econômicas (produtividade); e
- e) buscar reduzir a chance de formação de descontinuidades (mordeduras, inclusões de escória, falta de fusão, etc.) no cordão de solda.

A determinação das condições ótimas de soldagem para uma dada aplicação é, em geral, uma tarefa bastante complicada. Esta dificuldade traduz-se pelo elevado número de variáveis envolvidas para cada um dos inúmeros parâmetros a serem ajustados. Frequentemente, as condições de soldagem são selecionadas de uma forma empírica, com base em experiências práticas, podendo utilizar-se de testes preliminares.

A corrente de soldagem e a tensão do arco elétrico, a velocidade de soldagem, a extensão livre do eletrodo (*stick-out*), o ângulo de deslocamento da tocha, a taxa de deposição e a eficiência, a vazão e o tipo de gás estão entre os principais parâmetros de soldagem.

Alguns pesquisadores têm voltado seus trabalhos à influência dos parâmetros de soldagem sobre as características dos metais de solda; e, embora ainda reduzidas, essas pesquisas têm sido de muita utilidade na adequabilidade dos parâmetros à aplicação desejada. A análise dos fatores que influenciam esses parâmetros tem possibilitado atingir os níveis adequados de qualidade na geometria do cordão de solda, a qual pode ser definida através dos parâmetros: largura, reforço e penetração.

A seguir será abordada a influência dos parâmetros, anteriormente citados, na morfologia dos cordões de solda, baseando-se em resultados de pesquisas desenvolvidas sobre o assunto:

a) Corrente de soldagem.

A corrente de soldagem é diretamente proporcional à velocidade de alimentação do arame. Quanto maior a velocidade de alimentação, maior será a corrente fornecida pela fonte de modo a fundir o arame alimentado à poça de fusão (FORTES, 2004).

Para um determinado diâmetro do eletrodo, mantendo-se constantes a composição e a extensão do mesmo, o aumento da corrente de soldagem irá provocar: aumento da taxa de deposição do eletrodo e o aumento da penetração (BRACARENSE, 2000).

Um acréscimo na intensidade de corrente, além do aumento na velocidade de alimentação do arame, taxa de deposição e penetração; causa, também, uma diminuição na quantidade de salpicos, porosidades e diâmetro da gota, bem como, a formação excessiva de nitretos e má aparência do cordão (SAITO, 2001).

MOTA (1998) expõe, em seu trabalho, que a transferência metálica e a proteção do metal fundido são afetadas pela corrente de soldagem. O aumento da corrente acelera a transferência metálica, reduz o tamanho das gotas, intensifica a vaporização dos ingredientes

do fluxo e a proteção gasosa do arco. Isto leva a uma menor contaminação, no metal depositado, por nitrogênio; minimizando a formação de porosidade e o prejuízo às propriedades mecânicas.

Para a soldagem pelo processo a Arco com Arame Tubular, o aumento da corrente acelera a transferência e influencia no tamanho da gota, reduzindo-a; determinando, desta forma, o modo de transferência (SANTOS NETO, 2003).

Arares tubulares com fluxo metálico dispensam a necessidade de variações da corrente relativamente à espessura das peças, já que um ajuste de corrente para um dado diâmetro de arame atenderá a 90% das aplicações nas posições plana e horizontal em ângulo. A seção reta do cordão de solda é controlada pela velocidade de soldagem, enquanto que arames sólidos exigiram ajustes consideráveis para alcançar a mesma flexibilidade (FORTES, 2004).

BRANDI (1995) apresenta que a potência do arco, obtida pelo produto da tensão (V) de soldagem com a corrente elétrica (I), é responsável pela largura do cordão. Dessa forma, para uma corrente constante, aumentando-se a tensão, aumenta-se a largura do cordão e vice-versa. Deve ser observado que a tensão do arco está diretamente relacionada ao seu comprimento.

O cordão de solda torna-se convexo e de morfologia deteriorada quando a corrente de solda aplicada é excessivamente alta; enquanto que, uma corrente insuficiente irá produzir respingos excessivos (BRACARENSE, 2000).

b) Tensão do arco.

A tensão do arco tem uma relação direta com o comprimento do arco, o qual controla o perfil do cordão, a profundidade da penetração e a quantidade de respingos (FORTES, 2004). Valores elevados de tensões de soldagem (comprimento de arco maior) podem promover excesso de respingos, aumento na incidência de porosidade e irregularidades no contorno do cordão de solda (SAITO, 2001). Baixos valores de tensões (comprimento de arco

menor) há uma diminuição na tensão superficial da poça de fusão, pois a área de contato entre o arco e o metal base é menor, então a poça receberá menos calor irradiado do arco, originando um cordão convexo de pouca penetração (GOMES, 2006). BRACARENSE (2000) posiciona que baixos níveis de tensões resultarão numa superfície estreita, excesso de respingos e redução na penetração.

Arcos excessivamente longos podem facilitar a contaminação da poça de fusão por nitrogênio e oxigênio, reduzindo a tenacidade da junta e aumentando a incidência de porosidades. O aumento da tensão resulta em um cordão de solda mais largo e uma excessiva diminuição deste parâmetro pode causar a extinção do arco (NETO, 2003).

A tensão do arco tem maior efeito sobre a largura do cordão que a velocidade do arame, a velocidade de soldagem, a extensão do eletrodo e ângulo de deslocamento da tocha (SANTOS NETO, 2003).

c) Velocidade de soldagem.

A velocidade de soldagem tem uma expressiva influência na geometria do cordão de solda, sendo inversamente proporcional à área da seção do cordão. Valores elevados da velocidade de soldagem tornam o cordão estreito e convexo, com bordas irregulares, diminuindo a penetração. Enquanto que velocidades de soldagem muito lentas podem causar inclusão de escórias e o cordão de solda tornar-se irregular (SANTOS NETO, 2003).

A penetração é inversamente proporcional à velocidade de soldagem, quando mantidas as outras variáveis constantes. Quando a velocidade é muito baixa, a quantidade de material depositado por unidade de comprimento de solda aumenta, a poça de fusão fica com dimensões elevadas e o calor do arco atua diretamente na poça e não no metal de base, fazendo com que a penetração seja baixa. Por outro lado, para velocidades de soldagem muito altas, a quantidade de calor transferida por unidade de comprimento é reduzida e a penetração também diminui, podendo ocorrer ainda mordeduras ao longo do cordão (GOMES, 2006).

O cordão de solda é mais largo quanto maior for o diâmetro do arco e menor a viscosidade e tensão superficial da escória. Ele é inversamente proporcional à velocidade de

soldagem e diretamente proporcional à tensão de soldagem e ao diâmetro do eletrodo, os quais afetam a área sobre a qual a força do arco é dissipada (McGLONE, 1982).

d) Extensão livre do eletrodo (*Stick-out*).

Extensão do eletrodo é o seu comprimento, não fundido, a partir do bico de contato . A Figura 3.6 apresenta uma esquematização das distâncias envolvidas desde o bico de contato até a peça, incluindo-se o *stick-out*. Quanto maior o comprimento, maior será a temperatura do eletrodo, devido ao calor gerado pelo efeito Joule, influenciando na fusão do arame e no aquecimento do fluxo interno. Grande extensão do eletrodo pode causar salpicos, cordões convexos, falta de penetração e aumento na taxa de fusão; enquanto que, uma extensão muito pequena pode ocasionar porosidades, excesso de salpicos e oxidação da poça de fusão (SAITO, 2001).

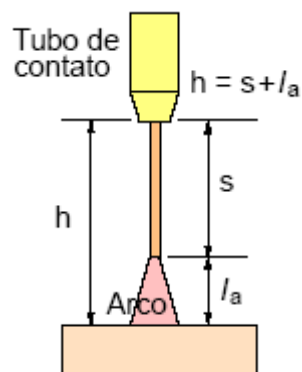


Figura 3.6 - Distância do ponto de tomada de corrente à peça (h), *stickout* (s) e comprimento do arco (l_a) (MODENESI, 2002).

Mantendo-se as demais condições, a redução na extensão do eletrodo terá o efeito de aumentar a corrente de soldagem. Um excessivo comprimento contribui para a redução da tensão no arco voltaico, o aumento da instabilidade do arco, a intensificação da salpicagem e para a geração de porosidade no metal depositado. A possibilidade de soldagem com grandes valores de comprimento do eletrodo, por outro lado, facilita a visibilidade na soldagem em juntas de difícil acesso (MOTA, 1998).

Para uma dada taxa de alimentação de arame, qualquer aumento na extensão do eletrodo tem o efeito de reduzir a corrente fornecida pela fonte. Aumentando-se a velocidade de alimentação do arame para compensar a queda de corrente resultará em um significativo aumento na taxa de deposição do metal de solda, conforme Figura 3.7 (FORTES, 2004).

A temperatura do eletrodo afetará a taxa de deposição e a penetração. Os fabricantes recomendam a extensão de 19 a 38 mm para eletrodos com proteção gasosa e 19 a 95 mm para eletrodos autoprotetidos, dependendo da aplicação (BRACARENSE, 2000).

Quando se opera no modo transferência por curto-circuito, uma extensão do eletrodo de 12 mm será suficiente para a maioria das aplicações, enquanto que a transferência por spray produz uma quantidade maior de calor irradiado e deve ter uma extensão do eletrodo de aproximadamente 20~30 mm. Durante a operação de soldagem, qualquer grande variação na extensão, produzirá uma deposição inconsistente; sendo que, uma extensão do eletrodo excessivamente grande reduzirá a eficiência da proteção do gás (FORTES, 2004).

SALES et al. (2001) encontrou que a variação da extensão do eletrodo afeta a largura e o reforço do cordão. O aumento da extensão tende a provocar uma redução na largura e um aumento no reforço.

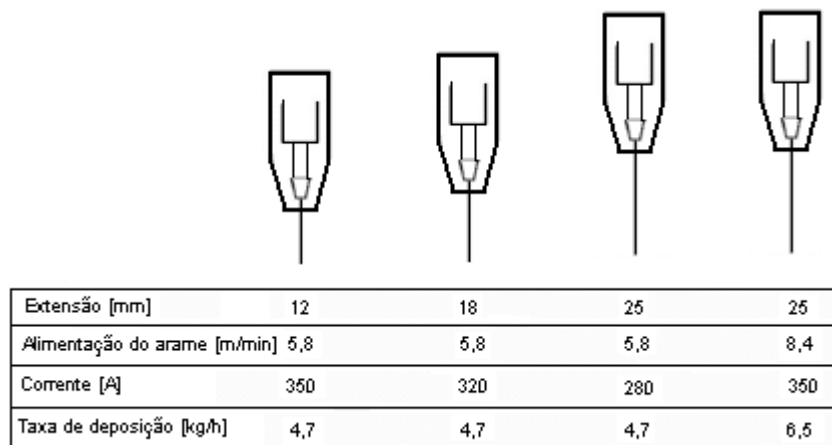


Figura 3.7 - Extensão do eletrodo e taxa de deposição (FORTES, 2004).

e) Vazão e tipo do gás de proteção.

A utilização do gás de proteção adequado é de importância fundamental para que se tenha uma solda de qualidade. Visto que o gás externo à operação tem como principal função promover condições favoráveis à ionização e à estabilidade do arco elétrico, proteger a poça de fusão de contaminantes do meio ambiente e garantir níveis de propriedades do cordão de solda adequados a resistência esperada. Dentre os elementos contaminantes do metal de solda, destaca-se o hidrogênio que provoca a formação de trincas, o nitrogênio considerado responsável pela diminuição da tenacidade e o oxigênio como elemento formador de óxidos (DIAS, 2003).

A vazão do gás é uma variável que afeta diretamente na qualidade do metal depositado, quando se trata da soldagem com proteção gasosa. Caso a vazão seja inadequada implicará num comprometimento da proteção da poça de fusão e, conseqüentemente, a ocorrência de efeitos indesejáveis como porosidade e oxidação. Uma vazão excessiva de gás resultará em turbulência e aumento de impurezas no metal depositado.

A definição pela escolha correta da vazão do gás dependerá do tipo e diâmetro do bocal da tocha, distância do bocal até o metal base e corrente de ar durante a soldagem (BRACARENSE, 2000).

SAITO (2001) destaca que a largura do cordão de solda é aumentada com o incremento do diâmetro do cone do arco elétrico e, ainda, com a diminuição da viscosidade e tensão superficial da escória. Também, apresenta a influência que o tipo de gás de proteção tem sobre a largura do cordão. Pois, gases com maior condutibilidade térmica necessitam de um maior potencial elétrico para manter o arco elétrico e promovem maior troca de calor com o ambiente, promovendo uma região ionizada de menor seção, resultando em arcos elétricos de pequeno diâmetro.

FORTES (2004) expõe que os níveis adequados da vazão do gás de proteção devem estar na faixa de 15~20 l/min para soldagem com arames tubulares com fluxo não-metálicos e 18~20 l/min para arames tubulares com fluxo metálico. Esses valores podem ser modificados em função de condições externas especiais.

O dióxido de carbono (CO_2) é muito usado para proteção durante a soldagem com arames tubulares. Destaca-se pelo seu baixo custo e a alta penetração proporcionada. A alta penetração obtida se dá porque o CO_2 apresenta uma maior condutibilidade térmica, provocando arcos mais estreitos e uma transferência de calor maior para a peça. Além da alta penetração, o arco elétrico sob a proteção de CO_2 promove uma influência marcante no aumento do reforço e diminuição na largura do cordão de solda (SALES et al., 2001).

A utilização da mistura de gases na soldagem com arames tubulares pode combinar as vantagens separadas de dois ou mais gases. O aumento de gás inerte aumenta a eficiência de transferência dos desoxidantes que estão no fluxo do arame. Por outro lado, a penetração será reduzida. O argônio é capaz de proteger a poça de fusão em todas as temperaturas de soldagem. Sua presença em quantidade suficiente resulta na redução da oxidação comparativamente a proteção com 100% CO_2 (OLIVEIRA, 2005).

A Figura 3.8 apresenta um comparativo do efeito do gás de proteção no perfil do cordão de solda em soldagem com eletrodo tubular.

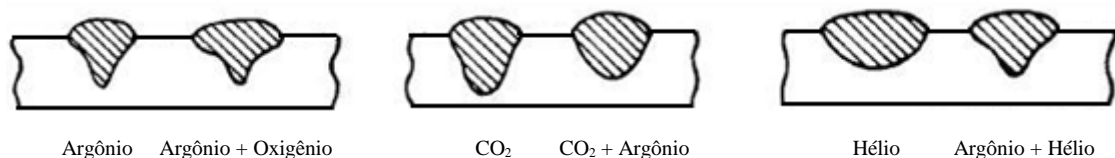


Figura 3.8 - Efeito do gás de proteção no perfil do cordão de solda (BRACARENSE, 2000)

Na soldagem no modo pulsado, SALES et al. (2001) observaram que as soldas realizadas com $\text{Ar} + \text{CO}_2$, no lugar do CO_2 puro, tendem a possuir um menor reforço e uma maior largura. As soldas com a mistura $\text{Ar} + \text{CO}_2$ apresentaram um aspecto mais tênue, com uma melhor conformação do cordão, reduzindo a formação de pontos de concentração de tensão e melhorando o aspecto do depósito.

f) Taxa de deposição e eficiência.

A taxa de deposição e a eficiência possibilitam uma avaliação das características de desempenho do processo de soldagem, analisando-o sob o aspecto do comportamento produtivo do mesmo.

Taxa de deposição é a quantidade de eletrodo (em massa ou peso) depositado por unidade de tempo. As principais variáveis de soldagem que influenciam a taxa de deposição são: diâmetro, composição e extensão do eletrodo e a corrente de soldagem (BRACARENSE, 2000).

O tipo de transferência metálica determina a quantidade de material levado à peça para um determinado período de tempo, sendo o tipo spray o que promove melhores resultados e é a corrente elétrica o principal parâmetro de soldagem que determina o tipo de transferência do metal fundido (SAITO, 2001).

Para uma taxa de alimentação de arame fixa, qualquer aumento na distância bico de contato-peça (DBPC) tem o efeito de reduzir a corrente fornecida pela fonte. Se a velocidade de alimentação do arame é aumentada para compensar a queda de corrente resultará em um significativo aumento na taxa de deposição do metal de solda (GOMES, 2006).

Eficiência ou rendimento da deposição é a quantidade de metal que efetivamente foi depositado por quantidade de eletrodo consumido. Trata-se de uma característica importante na análise de um processo de soldagem, pois influencia diretamente no aporte de calor e nos custos de soldagem. Os fatores que levam ao decréscimo no rendimento são, normalmente, as perdas na formação de salpicos ou respingos (SAITO, 2001).

g) Ângulo de deslocamento da tocha.

Para o correto posicionamento da tocha de soldagem, é necessária a definição do plano e ângulo de deslocamento. O plano de deslocamento forma-se perpendicular ao plano do metal base, passando pelo eixo do cordão de solda. O ângulo de deslocamento da tocha (ou do eletrodo) é formado neste plano e pode ser positivo ou negativo. Diz-se que o ângulo de deslocamento é positivo (puxando) se sua inclinação é concordante com o sentido de deslocamento da soldagem; e negativo (empurrando) se a inclinação é discordante deste

sentido. A Figura 3.9 traz a esquematização de um ângulo de deslocamento positivo, sendo o plano da figura o mesmo do plano de deslocamento.

O ângulo de deslocamento determina a direção na qual a força do arco é aplicada na poça de fusão. Este deslocamento da força é utilizado para auxiliar na configuração desejada do cordão de solda, empregando arames tubulares, impedindo que a escória forme-se à frente da poça. Usualmente, emprega-se um ângulo de deslocamento entre 2° a 15° no sentido puxando, quando se utiliza gás de proteção em soldas planas, o que auxilia em uma maior penetração do cordão de solda e na formação de um reforço convexo (SANTOS NETO, 2003).

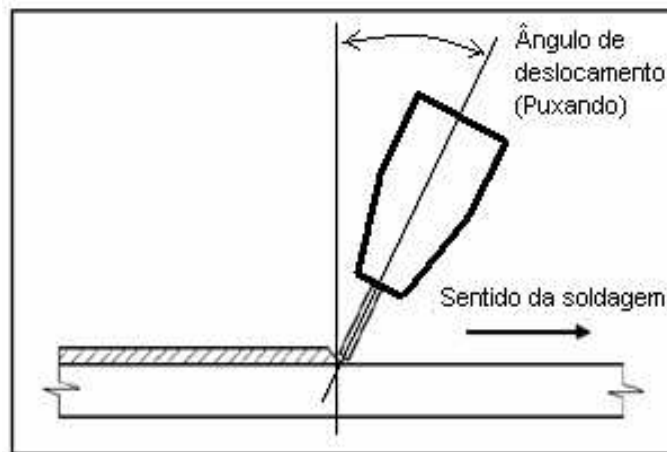


Figura 3.9 – Esquematização do ângulo de deslocamento positivo (puxando) (WELDING HANDBOOK, 1991).

3.3. Transferência metálica do eletrodo para a poça de fusão

A transferência metálica num processo de soldagem pode ser descrita como o transporte de gotas fundidas da ponta do metal de adição (ou eletrodo) para a poça de fusão (WANG et al., 1995).

A forma em que ocorre essa transferência acarreta efeitos importantes nos aspectos operacionais da soldagem, dentre os quais, o índice de respingos e fumos, a possibilidade do

processo ser utilizado fora da posição plana, o formato do cordão, a estabilidade do arco, o grau de penetração da solda e o desempenho operacional do processo. Destaca-se que um arco estável é a chave principal para a realização de soldas com boa qualidade.

Os modos de transferências metálicas dependem de ajustes das variáveis operacionais, tais como: corrente, tensão, polaridade, diâmetro e composição do metal de adição utilizado, gás de proteção, comprimento energizado do eletrodo, do modo como interagem as forças atuantes no processo, por exemplo (MODENESI, 2002).

KIM e EAGAR (1993) mostraram que entre os modos de transferência metálica há diferenças na estabilidade do arco, poça de fusão, penetração, produção de salpicos, porosidade e nível de gás aprisionado.

Diversas formas de transferência de metal podem ser observadas nos diferentes processos de soldagem. O Instituto Internacional de Soldagem (*International Institute of Welding - IIW*) propõe um sistema de classificação baseado em aspectos fenomenológicos da transferência de metal. Dentre os tipos de transferências estão o globular, globular repelida, *spray* projetado, *spray* em fluxo, *spray* rotacional, explosiva, curto-circuito e guiada por parede de fluxo.

A transferência metálica tem sido extensivamente estudada para o processo GMAW, sendo ainda hoje um tema de interesse e, portanto, bastante investigada. Deve-se considerar que este processo oferece ótimas características para a observação da transferência de metal, dentre as quais estão: possibilidade de operar um arco aberto, sem escória e com um menor nível de fumos ou fumaças. No entanto, para o processo a Arco com Arame Tubular, observa-se que o volume de estudos, particularmente aqueles que envolvam seus aspectos mais fundamentais, tem sido ainda pouco explorado (STARLING e MODENESI, 2006).

No processo de Soldagem a Arco com Arame Tubular, a exemplo do que acontece no GMAW, a deposição do metal de solda é realizada pela transferência de gotas de metal fundido através da coluna do arco; sendo que o tamanho, a forma e a frequência desta deposição caracterizam o tipo da transferência metálica (WANG et al., 1995).

O modo de transferência do metal no processo a Arco com Arame Tubular varia com o tipo de arame utilizado, proteção gasosa ou ausência desta, polaridade e intensidade da corrente (SILVA, 2006).

Arames tubulares metálicos comportam-se de forma similar aos arames sólidos relativamente aos modos de transferência (FORTES, 2004).

LIMA e FERRARESI (2006) avaliam que existe a dificuldade em classificar os modos de transferência do processo arame tubular, em função das interações fluxo/metal que ocorrem durante a soldagem. Além disso, a área metálica da seção transversal do arame tubular é menor que a de um arame sólido de mesmo diâmetro, levando a uma maior densidade de corrente para as mesmas condições de soldagem, dificultando a determinação dos modos de transferência.

Na soldagem com arames tubulares as variações dos fatores como gás de proteção, fontes de energia e tipos de arames têm efeitos significativos que podem produzir diferentes modos de transferência de metal através do arco. Entretanto, há uma predominância dos modos típicos de transferências dependendo das condições de soldagem, ou seja, curto-circuito, globular e *spray*; porém variável entre os tipos de arames tubulares (FORTES, 2004).

As transferências por *spray* e a globular requerem correntes relativamente altas para que ocorram, enquanto a transferência por curto-circuito requer correntes médias e baixas. A Figura 3.10 mostra, esquematicamente, os campos operacionais das formas principais de transferência em função da corrente e da tensão na soldagem GMAW com eletrodo positivo e um gás de proteção a base de argônio.

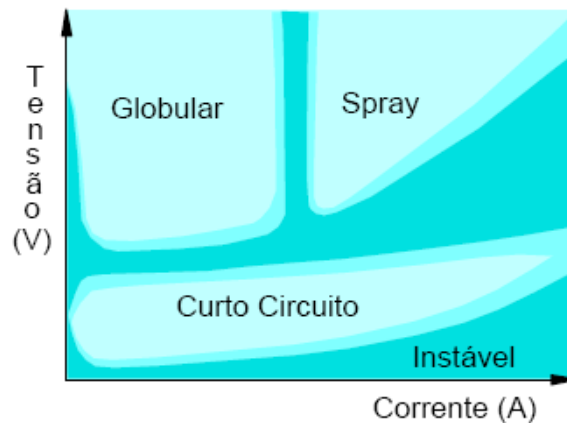


Figura 3.10 - Condições de corrente e tensão para as diferentes formas de transferência para a soldagem GMAW com um gás de proteção a base de argônio (MODENESI, 2002).

3.3.1. Transferência de gotas por arco pulsado

O modo de transferência por *spray* apresenta excelentes características operacionais em termos de sua estabilidade e independência da posição de soldagem; no entanto, necessita de um nível alto de corrente, o que torna inviável sua aplicação fora da posição plana e impossibilita a soldagem de chapas finas, devido a seu grande aporte de calor. Estas limitações motivaram pesquisas para assegurar a soldagem com a transferência do tipo *spray* através da utilização de uma corrente cujo valor médio era inferior a corrente de transição, mas que passava por picos acima desta corrente. Deste modo, desenvolveu-se o controle da transferência metálica utilizando-se de uma corrente pulsada, possível a partir da concepção de fontes eletrônicas para a soldagem a arco voltaico (MODENESI, 2002).

Os modos de transferência curto-circuito, globular e *spray* são considerados como modos de transferência naturais, enquanto que a transferência a arco pulsado é considerada uma forma artificial de transferência; uma vez que necessita de equipamento especial para a sua ocorrência.

As gotas metálicas são transferidas por meio de pulsos de corrente, com frequência e amplitude pré-estabelecidas nas fontes eletrônicas modernas de soldagem que apresentam, em sua saída, formas de onda diferentes da corrente constante.

A forma de onda pulsada possibilita soldar chapas de pequenas espessuras, mais facilmente do que com a corrente convencional, devido ao menor aporte térmico, que possibilita minimizar problemas de deformação e distorção em chapas, principalmente tratando-se daquelas com espessuras menores.

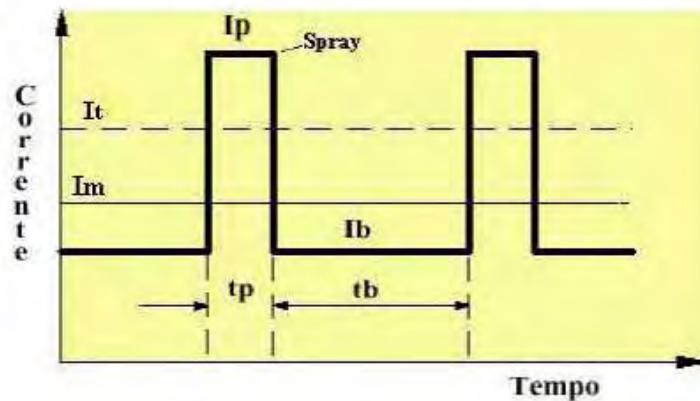
Sendo a transferência da gota por *spray* e mantendo-se o calor de aporte em níveis apropriados, é possível soldar em todas as posições. Os eletrodos usualmente utilizados são de 1,2 a 1,6 mm. No processo convencional a intensidade da corrente de transição é constante durante todo o tempo de aplicação da mesma (CORRÊA, 2000).

Entre as características deste processo alternativo de soldagem está o aumento no número das variáveis em relação ao processo convencional. Conseqüentemente há uma elevação nos parâmetros a serem ajustados antes da operação e monitorados durante a soldagem. Dentre tais parâmetros estão a corrente de pico (I_p), tempo de pico (t_p), corrente de base (I_b) e tempo de base (t_b), além da velocidade de alimentação do arame e da tensão de soldagem.

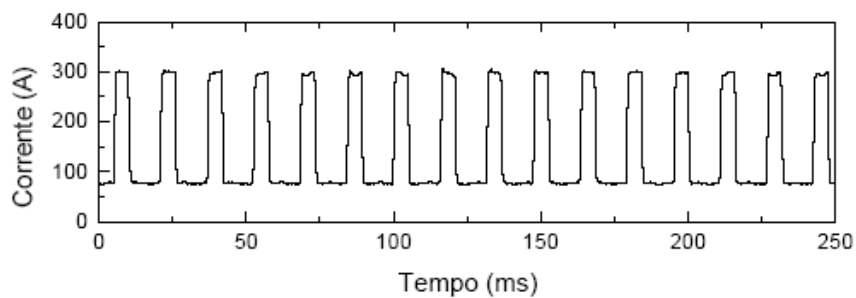
Na Figura 3.11 observa-se graficamente o comportamento de uma onda de corrente pulsada e seus respectivos parâmetros. Notam-se dois níveis extremos de corrente. Um nível inferior, chamado de corrente de base (I_b), no qual haverá a formação da gota e suficiente apenas para manter o arco aberto, mas insuficiente para promover a transferência metálica. O destacamento da gota se dará num outro nível de corrente, superior ao anterior, chamado de corrente de pico (I_p), a qual é estabelecida para exceder o valor crítico, e assim proporcionar a transferência do metal em gotas pequenas. Além disso, o seu valor e tempo de duração são ajustados para que em cada pulso ocorra o destacamento de uma discreta gota de diâmetro igual ou menor que o eletrodo. Então a técnica produz uma série de gotículas que resulta numa transferência do tipo *spray*, que se dá por meio de uma corrente média que normalmente produziria uma transferência do tipo globular, promovendo a formação de cordões de solda uniformes e com mínimos defeitos. Os respectivos tempos de duração destas correntes são o tempo de base (t_b) e o tempo de pico (t_p); sendo que ambos definem a frequência de pulso (F) e o período de ciclo (T) (SAITO, 2001).

Desprezando-se as distorções e as mudanças que ocorrem durante a operação de soldagem, o valor médio da corrente (I_M) é dado pela equação (3.1).

$$I_M = \frac{I_p t_p + I_b t_b}{t_p + t_b} \quad (3.1)$$



(a)



(b)

Figura 3.11 - (a) Representação esquemática da pulsação de corrente: I_p - corrente de pico, I_b - corrente de base, t_p - tempo de pico e t_b - tempo de base. (b) Oscilograma de corrente de um teste com transferência pulsada (MODENESI, 2002).

Na corrente pulsada, a transferência metálica é obtida por uma corrente média de soldagem sempre inferior ao valor da corrente de transição obtida na soldagem convencional. Para que se tenha uma adequada estabilidade no processo de transferência metálica em

corrente pulsada, é necessário satisfazer as três condições apresentadas a seguir (SUBRAMANIAM et al., 1999):

1. necessidade de se ter um equilíbrio entre a velocidade de alimentação do arame e sua taxa de fusão, de forma a manter o comprimento do arco constante. Se a taxa de alimentação do arame for maior do que a taxa de fusão do mesmo, haverá o aumento do comprimento do eletrodo acarretando a ocorrência de curto-circuito. No entanto, se a taxa de alimentação for menor do que a de fusão do arame, o comprimento do eletrodo diminuirá, aumentando a altura do arco e causando a fusão do bico de contato;
2. destacamento de apenas uma gota metálica por pulso de corrente. Durante todo o regime de soldagem deverá ser garantido que a transferência desta gota ocorra na fase final de cada pulso. Esta condição garante uma transferência metálica estável produzindo um cordão com acabamento e penetração uniformes; e
3. manutenção do arco na fase de base. A combinação corrente de base e tempo de base tem simplesmente o objetivo de garantir a manutenção do arco elétrico entre os pulsos, aquecimento resistivo do eletrodo e a limpeza catódica.

De acordo com ALCAN (1992), a determinação dos valores das variáveis envolvidas se dá, normalmente, por tentativa e erro; pois, na prática, não é uma tarefa fácil estabelecer as condições de pulso aplicáveis a um determinado trabalho, de tal forma que as exigências acima sejam satisfeitas. A obtenção do tipo de transferência ideal depende dos ajustes adequados entre os parâmetros de pulso.

Caso não ocorra a concordância entre o destacamento e os pulsos, acarretará instabilidade na transferência e, conseqüentemente, defeitos de solda, tais como penetração irregular, falta de fusão, mordeduras, entre outros. Agora, caso haja algum erro no balanço entre a velocidade de alimentação e a taxa de fusão, provocará a instabilidade do arco, podendo também gerar defeitos de solda (MOSELLI, 2001).

CORRÊA (2000) apresenta, em seu trabalho de pesquisa, algumas vantagens de se aplicar o processo pulsado em relação ao convencional:

- possibilidade de se soldar em qualquer posição e com taxa de fusão maior do que aquela obtida em curto-circuito;
- a corrente média é bem menor do que a utilizada com uma fonte convencional, para um mesmo resultado;
- a produção de respingos é quase nula; há ótima estabilidade do arco e a velocidade de soldagem pode ser bastante elevada;
- a geometria do cordão se mantém praticamente constante;
- o sistema pode ser controlado por um único comando, quando sinérgico, facilitando o estabelecimento das condições operacionais ótimas;
- um mesmo diâmetro de arame pode ser utilizado num amplo intervalo de corrente. Por exemplo, o diâmetro de 1,2 mm (aço) permite valores de corrente média desde 80 a 350 A, com a taxa de deposição equivalente àquela de eletrodos revestidos de diâmetro de 3,2 a 5,0 mm;
- melhor controle da transferência do metal; e
- a solda executada possui melhor qualidade.

BARRA (2003) apresenta como desvantagens do modo pulsado:

- necessidade de mão-de-obra mais qualificada, devido à complexidade na escolha dos parâmetros;
- exige fontes de soldagem mais caras do que no modo convencional; e
- maior emissão de raios ultravioleta pelo arco.

3.3.1.1. Influências dos parâmetros de pulso no cordão de solda

As características de transferência, deposição, fusão e desempenho são determinadas pela combinação dos parâmetros de pulso, influenciando diretamente nas características geométricas do cordão de solda. Conforme mencionado anteriormente, a grande dificuldade está na determinação correta destes parâmetros para uma boa qualidade de solda, devido ao número de variáveis envolvidas.

A MILLER (1994) apresenta algumas influências dos parâmetros de pulso. Em sua análise considera o aumento de um dos parâmetros, enquanto os demais são mantidos constantes. Assim:

- o acréscimo no tempo de pico (t_p), promove um aumento no comprimento do arco, no calor induzido, na penetração, na largura do cone do arco, na corrente média e no comprimento do arco;
- aumentando a frequência de pulso (F), o comprimento do arco torna-se maior, assim como a corrente média e a energia introduzida, ressaltando ainda que a frequência de pulso é um bom elemento para o ajuste do comprimento do arco, tipicamente utilizado para controlar a taxa de fusão;
- elevando a corrente de pico (I_p), provoca-se um acréscimo na taxa de fusão, o que afeta diretamente o comprimento do arco, como também, um ligeiro aumento na corrente média e no calor introduzido; e
- o aumento da corrente de base (I_b), acarreta um incremento no comprimento do arco, na corrente média, no aporte de energia introduzido, na penetração e na fluidez da poça de fusão. Sendo esta última resultado da tensão superficial e viscosidade.

Sobre a penetração, SANTOS et al. (1989) concluíram que, utilizando-se arames tubulares com corrente pulsada, tem-se a penetração elevando-se linearmente com o crescimento da intensidade média de corrente, quando se mantém constante a velocidade de soldagem. Outro aspecto observado é a pequena influência do diâmetro do arame em relação à profundidade de penetração, notando-se contudo uma tendência para a penetração aumentar à medida que o diâmetro do consumível diminuía. Verificaram, experimentalmente que para vários diâmetros e tipos de consumíveis, as áreas de fusão e de depósito aumentam quando a intensidade de corrente aumenta. Também, a diluição assume valores crescentes com o aumento da corrente.

GHOST et al. (1998) apresentaram em seu trabalho sobre corrente pulsada no processo GMAW que, para quaisquer corrente média e frequência de pulso, o aumento na duração do pulso promove uma tendência de acréscimos na largura e na penetração e uma

redução na altura do reforço. Relatam, também, que a utilização de corrente pulsada promove um aumento na altura, penetração e largura do cordão, quando se compara com a aplicação de corrente contínua, mesmo que esteja a níveis similares à corrente média usada durante o processo de soldagem MIG pulsado.

CORRÊA (2000) na conclusão de suas pesquisas sobre processo MIG pulsado verificou que com um aumento da corrente média, há um crescimento da penetração, do reforço e da largura do cordão de solda. O rendimento do processo não foi afetado pela corrente média. Concluiu, também, que a frequência de pulso influenciou na penetração, principalmente em correntes baixas, porém não afetou a área de reforço.

TREVISAN e CORRÊA (2001) concluíram em seu trabalho sobre a soldagem de revestimento no aço ABNT 1020, empregando o processo MIG pulsado, que com o aumento da corrente média, há um crescimento da largura e do reforço cordão.

MEDEIROS et al. (1989) observaram que, tratando-se do modo pulsado, a penetração teve um acréscimo com o aumento da intensidade da corrente média.

SAITO (2001) verificou que, para as condições de soldagem e parâmetros de pulso utilizados, os aumentos mais significativos no rendimento de deposição, largura do cordão e penetração da solda foram proporcionados pelo acréscimo na frequência de pulso. Os maiores crescimentos na taxa de deposição, áreas do reforço e diluição foram provocadas pelo aumento da corrente de base. Observou que a elevação da corrente de pico resultou num aumento da altura do reforço do cordão. O rendimento de deposição, na maioria dos casos, não sofre alteração com a variação dos parâmetros de pulso. Quando utilizou o CO₂ como gás de proteção, comparativamente à mistura de gases com 75% Ar e 25% CO₂, comercialmente conhecido como gás C25, conseguiu os maiores valores de penetração e área de diluição; também, observou que para uma mesma corrente média, na maioria dos casos, obtêm-se maiores valores de taxa de deposição, largura do cordão, penetração da solda, altura do reforço, áreas de reforço e diluição.

3.4. Microestrutura da solda

3.4.1. Classificação dos microconstituintes do metal de solda

As terminologias correntes para a identificação e classificação de fases nos aços C-Mn e baixa liga foram propostas e adotadas pelo Instituto Internacional de Soldagem (*International Institute of Welding - IIW*).

Este sistema de classificação foi desenvolvido pela falta que se observava de uma padronização na terminologia dos constituintes do metal de solda. Pois, até então, diversos autores adotavam terminologias próprias, diferentes e conflitantes para descrever uma mesma microestrutura. Desta forma, em 1988, o IIW desenvolveu um sistema de classificação para normalizar internacionalmente a nomenclatura dos constituintes do metal de solda, baseado na sua observação com o microscópio ótico.

De acordo com o IIW, os microconstituintes mais comuns da zona fundida podem ser classificados conforme abaixo e estão representados no esquema da Figura 3.12.

1. Ferrita primária (FP), que pode ocorrer sob duas formas distintas de constituintes e diferenciados numa análise, somente se o observador tiver convicção da identificação de cada um.
 - 1.1. Ferrita de contorno de grão ou alotriomórfica – FP (G).
 - 1.2. Ferrita poligonal intragranular ou idiomórfica – FP (I).

2. Ferrita com segunda fase (FS), que pode ocorrer sob as formas computadas como constituintes distintos somente se o observador estiver seguro que a distinção é clara.
 - 2.1. Ferrita com segunda fase alinhada – FS (A).
 - 2.2. Ferrita com segunda fase não alinhada – FS (NA).

3. Ferrita acicular (FA).

4. Agregado ferrita-carboneto (FC).

5. Martensita (M).

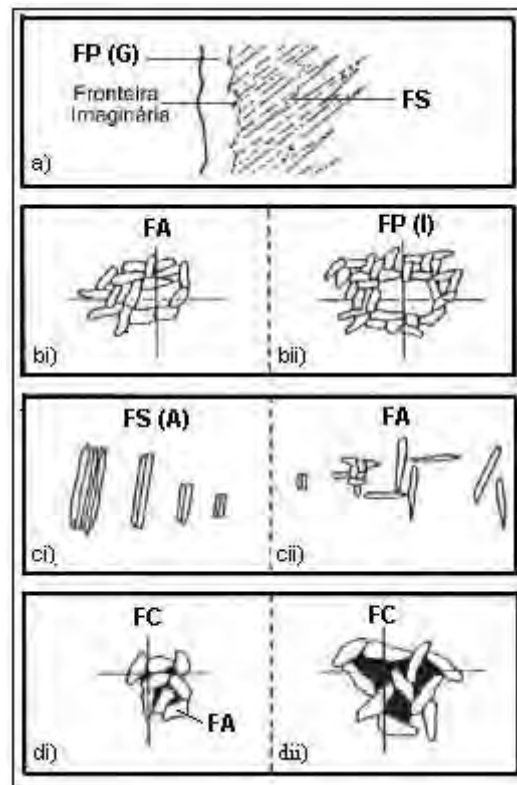


Figura 3.12 - Representação esquemática de constituintes microestruturais (WELDING IN THE WORLD, 1991).

a)- Fronteira imaginária entre FP(G) e FS.

bi)- Ferrita sob o retículo $< 3x$ a largura média das ripas de ferrita que a circundam.

bii)- Ferrita sob o retículo $> 3x$ a largura média das ripas de ferrita que a circundam.

ci)- Duas ou mais ripas paralelas e relação comprimento/largura $> 4/1$.

cii)- Duas ripas com relação comprimento/largura $< 4/1$ ou ripas não alinhadas ou ripas isoladas de alta relação comprimento/largura.

di)- Área da colônia FC sob o retículo $<$ área individual das ripas de ferrita.

dii)- Área da colônia FC sob o retículo $>$ área individual das ripas de ferrita.

3.4.2. Caracterização dos principais microconstituintes do metal de solda

➤ **Ferrita de Contorno de Grão – FP (G)**

(Grain Boundary Ferrite)

A ferrita de contorno de grão é o primeiro constituinte a se formar durante a transformação austenita (γ) \rightarrow ferrita (α). O constituinte FP(G) forma-se, no resfriamento, entre 1000 e 750 °C, nucleando e crescendo nos contornos de grão da austenita anterior (CHOI e HILL, 1978). É o constituinte de mais fácil identificação no metal de solda pelo seu aspecto claro e liso. Apresenta-se na forma de veios finos delineando o contorno de grão colunar da austenita prévia. Sua formação é favorecida por baixa taxa de resfriamento, pelo pequeno tamanho de grão austenítico e por baixo teor de elementos de liga (CORRÊA DE SÁ, 1999), Figuras 3.12-a e 3.13.

➤ **Ferrita Poligonal Intragranular – FP (I)**

(Intragranular Polygonal Ferrite)

Caracterizam-se como grãos de ferrita normalmente na forma poligonal, encontrados no interior dos grãos da austenita anterior, mas com dimensões superiores ao triplo da largura média das ripas da ferrita acicular ou da ferrita com segunda fase, que as circundam. Forma-se a uma temperatura superior a 650 °C (FARRAR e HARRISON, 1987).

Ocorre com menor frequência em metais de solda de baixa liga, podendo nuclear tanto no contorno de grão da austenita prévia quanto no seu interior. A FP (I) requer uma taxa de resfriamento mais lenta do que a da formação da FP (G) (CORRÊA DE SÁ, 1999), Figuras 3.12-bii e 3.13.

➤ **Ferrita com Segunda Fase Alinhada – FS (A)**

(Ferrite with Aligned Second Phase)

Apresenta-se em forma de placas ou agulhas que nucleiam a partir da ferrita de contorno de grão - FP (G) ou diretamente a partir dos contornos de grãos da austenita anterior. O constituinte FS (A) forma-se, no resfriamento, entre 750 e 650 °C (KOBAYASHI, 1994). A relação comprimento/largura da FS (A) é superior a 4:1 e estão orientadas para o interior do grão austenítico (CORRÊA DE SÁ, 1999). Caso tal relação não se verifique, o constituinte deverá ser classificado como ferrita acicular - AF ou ferrita poligonal – FP (I) (NASCIMENTO, 2005), Figuras 3.12-ci e 3.13.

Na terminologia deste constituinte, o IIW está englobando outros constituintes que podem ser identificados, caso o observador esteja confiante de sua análise. Cumpre lembrar que tais distinções, normalmente, não são possibilitadas somente com o uso de microscópio ótico. Dentre estes constituintes estão a ferrita de placas laterais (Widmanstätten para alguns) – FS (SP) e a ferrita bainítica – FS (B), podendo esta ocorrer de duas formas: bainita superior (*Upper Bainit*) – FS (BS) ou bainita inferior (*Lower Bainit*) – FS (BI) (PERDIGÃO, 1987).

➤ **Ferrita com Segunda Fase Não-Alinhada – FS (NA)**

(Ferrite with Non-Aligned Second Phase)

O constituinte FS (NA) aparece circundando completamente as microfases (carbonetos ou o constituinte austenita-martensita - AM) ou as ripas de ferrita acicular (MODENESI, 2004), Figura 3.13.

➤ **Ferrita Acicular – FA**

(Acicular Ferrite)

A ferrita acicular nucleia geralmente em inclusões não-metálicas dentro dos grãos da austenita anterior e na faixa de temperatura entre 650 e 500 °C, simultaneamente ou imediatamente após a formação de FS (A) (CORRÊA DE SÁ, 1999). Constituinte intragranular de grãos finos, com uma morfologia de emaranhado e com grãos se entrecruzando, separados por contornos de alto ângulo e razão de aspecto variando de 3:1 até 10:1 (ALÉ et al., 1993). Uma região de AF freqüentemente apresenta a morfologia de uma estrutura de Widmanstätten, mas também inclui ripas isoladas de comprimento superior à largura (PERDIGÃO, 1987), Figuras 3.12-bi, 3.12-cii, 3.12-di e 3.13.

A FA é normalmente observada em metais de solda de baixa liga, nos quais uma fina dispersão de inclusões de óxidos promove locais favoráveis para sua nucleação heterogênea. Em virtude da baixa temperatura à qual a transformação austenita (γ) \rightarrow ferrita (α) está se processando, o grão da ferrita acicular nucleada não atinge um comprimento muito grande (em geral 1 μ m a 3 μ m) (ZHANG e FARRAR, 1997).

Microconstituintes como a cementita e constituintes A-M também podem ser observados nas interfaces entre grãos de FA adjacentes (CORRÊA DE SÁ, 1999).

➤ **Agregado Ferrita-Carboneto – FC**

(Ferrite Carbide Aggregate)

Apresenta uma estrutura fina de ferrita e carbonetos, incluindo a perlita e a ferrita com carbonetos interfásicos. Constituinte formado fora dos contornos de grão da austenita anterior. Apresenta uma estrutura interna cuja resolução freqüentemente fica abaixo da obtida por microscopia ótica, formando áreas escurecidas (ALÉ et al., 1993), Figuras 3.12-di, 3.12-dii e 3.13.

Caso o agregado seja claramente identificado pelo observador como perlita, então poderá ser distinguido como FC (P).

➤ **Martensita – M**

(*Martensite*)

Devido à dificuldade de resolução com a microscopia ótica, a morfologia desse constituinte é caracterizada se suas colônias dentro do grão austenítico forem maiores que as ripas de ferrita adjacentes. Pequenas colônias devem ser tratadas como microfases. A martensita é o constituinte que se forma como produto final de transformação, podendo ocorrer em soldagem com baixo aporte de calor e/ou em metais de solda com elevados teores de elementos de liga. A transformação da austenita em martensita pode não se dar completamente e ainda existir austenita retida ao final do processo, formando ilhas de austenita com martensita que, apesar de ser uma microfase, é normalmente denominada de constituinte austenita–martensita - A-M (CORRÊA DE SÁ, 1999), Figura 3.13.

Tratando-se de aços com maior teor de carbono ou de outros elementos de liga e em soldagens com maior velocidade de resfriamento, a formação de ferrita pode ser parcial ou completamente suprimida, havendo a formação de uma estrutura predominantemente martensítica na zona fundida. Esta estrutura apresenta geralmente alta resistência mecânica e baixa tenacidade, particularmente para aços com teor de carbono mais alto (MODENESI, 2004).

O observador, caso tenha absoluta certeza de sua distinção, poderá fazer a identificação deste constituinte em duas formas (PERDIGÃO, 1987):

- martensita em ripas (*Lath Martensite*) – M (L);
- martensita maclada (*Twin Martensite*) – M (T).

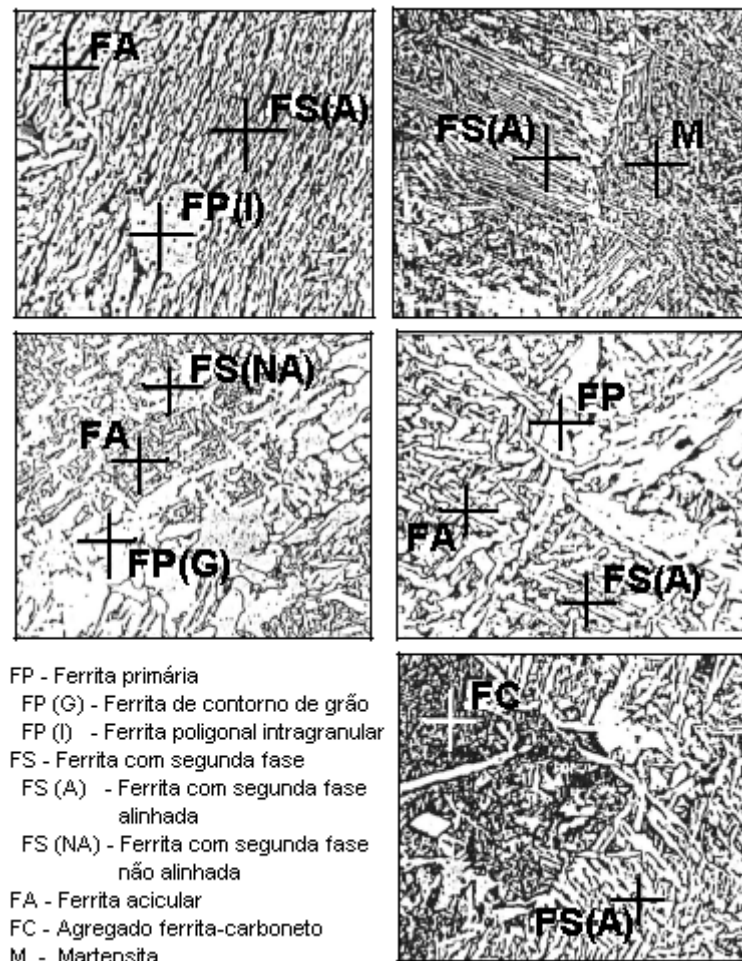


Figura 3.13 - Microestrutura do metal depositado com indicação dos diferentes constituintes – microscópio ótico (WELDING IN THE WORLD, 1991).

3.4.3. Efeito da velocidade de resfriamento e da composição química sobre a microestrutura do metal de solda

A microestrutura do metal de solda está em função da velocidade de resfriamento e da composição química.

SIQUEIRA et al. (2004) apresentam que, independentemente do tipo de processo de soldagem, as propriedades mecânicas dos metais de solda estão diretamente relacionadas à

sua microestrutura, particularmente aos percentuais dos diferentes tipos de microconstituintes presentes nesta região da junta soldada.

3.4.3.1. Influência da velocidade de resfriamento

A velocidade de resfriamento é um parâmetro importante na determinação da microestrutura em materiais como os aços estruturais, que podem sofrer transformações de fase durante o resfriamento. A microestrutura final de uma solda e das regiões vizinhas afetadas pelo calor depende da velocidade de resfriamento. Tem-se, como parâmetro alternativo, o tempo de resfriamento entre duas temperaturas determinadas, comumente entre 800 e 500°C ($\Delta t_{8/5}$) ou 700 e 300°C ($\Delta t_{7/3}$). Sendo que, Δt é inversamente proporcional à velocidade de resfriamento, ou seja, há um acréscimo de Δt para menores velocidades de resfriamento.

Genericamente, tratando-se de velocidade de resfriamento, ZEEMANN e EMYGDIO (2001) apresentam que:

- a temperatura máxima atingida a cada ponto e a velocidade de resfriamento dependem de propriedades físicas do material sendo soldado. Ligas com maior condutibilidade térmica, como ligas a base de cobre e de alumínio, apresentam maiores velocidades de resfriamento, o que pode muitas vezes causar problemas de falta de fusão devido ao rápido escoamento de calor;
- a temperatura máxima atingida varia inversamente com a distância ao centro da solda, isto é, quanto mais afastado da solda estiver o ponto considerado, menor será a temperatura máxima atingida;
- a velocidade de resfriamento varia inversamente com a temperatura inicial da peça sendo soldada, isto é, quanto maior a temperatura de preaquecimento da peça menor será a velocidade de resfriamento. Pode-se notar que a influência da temperatura inicial é mais significativa em peças de pequena espessura;

- a velocidade de resfriamento varia diretamente com a espessura da peça sendo soldada, isto é, quanto maior a espessura maior a velocidade de resfriamento. Entretanto, a variação tem um limite. A partir de uma determinada velocidade de resfriamento, por mais que se aumente a espessura, a velocidade de resfriamento não se altera; e
- a velocidade de resfriamento varia inversamente com a energia de soldagem, isto é, quanto menor a energia de soldagem maior a velocidade de resfriamento. A influência da energia de soldagem na velocidade de resfriamento é maior em espessuras finas.

A temperatura necessária para a decomposição da austenita é inversamente proporcional à velocidade de resfriamento, ou seja, quanto mais elevada esta velocidade, menor será a temperatura para a decomposição do constituinte austenita.

Um estudo sistemático sobre o efeito da velocidade de resfriamento, com metal de solda contendo Mn e Ni, foi realizado por FARRAR e HARRISON (1987). Trabalhando numa faixa de resfriamento entre 800 a 500°C, verificaram que para baixas velocidades de resfriamento (< 1°C/s) obteve-se ferrita poligonal e perlita como produtos dominantes de transformação. Para velocidades intermediárias de resfriamento (15°C/s) obteve-se ferrita acicular fina e grosseira. Em altas velocidades de resfriamento (> 200°C/s) desenvolveu-se uma estrutura ferrítica em ripas, que consistia de ripas paralelas de ferritas separadas por austenita retida, martensita-austenita ou carbeto; além disso, para um metal de solda de alta temperabilidade, a estrutura em forma de ripas foi substituída por martensita (KOBAYASHI, 1994).

Nos metais de solda C-Mn, que apresentam um limite de escoamento entre 350-550 MPa, o processo no qual a austenita se decompõe sob resfriamento contínuo dá origem a diferentes morfologias de ferrita. Estas morfologias consistem em alguma combinação da ferrita alotriomórfica, ferrita de Widmanstätten (conhecida como ferrita de segunda fase ou

ferrita de placas laterais) e ferrita acicular, que normalmente abrange uma distribuição de outras fases finas tais como austenita retida e martensita. Nos metais de solda com alta resistência e baixo carbono, com tensão de escoamento superior a 650 MPa, a decomposição da austenita resulta em ferrita acicular, bainita e martensita de baixo carbono (PARRISH, 1980 apud BRAZ, 1999).

As condições em que o metal de solda se resfria têm particular importância para a formação da microestrutura final; tais condições dependem de vários fatores, como por exemplo, os parâmetros de soldagem, ou seja, a corrente de soldagem, a tensão do arco, a velocidade de soldagem, as propriedades dos consumíveis, a temperatura de pré-aquecimento e a geometria da junta (HOEKSTRA et al., 1986).

GRONG e MATLOCK (1986) apresentaram que uma mudança no aporte de calor não afetará somente a velocidade de resfriamento na faixa de temperatura crítica durante a transformação austenita/ferrita, mas também terá influência sobre a composição química do metal de solda, a distribuição de tamanho de inclusões, a microestrutura de solidificação e o tamanho de grão da austenita anterior.

Apresentado, acima, que enquanto a ferrita acicular participa num efeito positivo à tenacidade no metal depositado, contrariamente tem-se a influência negativa de microfases sobre esta propriedade. A existência de um efeito nocivo do constituinte A-M pode ser mais acentuada quando este é formado em elevada velocidade de resfriamento, quando a sua morfologia é massiva (martensita maclada) ou quando ele se concentra nos contornos de grãos da austenita prévia, em posições preferenciais para a propagação da fratura por clivagem (MOTA, 1998).

No caso de metais de solda de alta resistência e baixa liga, deve-se considerar a decomposição da austenita em produtos de transformação a baixas temperaturas. Dessa forma, a seqüência completa da transformação de fase pode ser ferrita de contorno de grão, ferrita Widmanstätten, ferrita acicular, bainita superior, bainita inferior e martensita de baixo carbono (BRAZ, 1999).

3.4.3.2. Influência da composição química

A microestrutura do metal de solda e, conseqüentemente a tenacidade, são afetadas pela sua composição química. As composições químicas do consumível e do metal de base, de acordo com o resultado da diluição; como também, a absorção de elementos presentes no ambiente circundante à poça de fusão, como o oxigênio, nitrogênio e hidrogênio, determinam a composição final do metal de solda.

A presença de um elemento de liga diminui, em geral, a velocidade de decomposição da austenita, favorecendo a ocorrência desta transformação a uma temperatura mais baixa, ou mesmo suprimindo-a, para uma velocidade de resfriamento suficientemente elevada. Diferentes elementos podem, entretanto, afetar de forma diferente detalhes da reação de decomposição da austenita (MODENESI, 2004).

Os elementos de liga que proporcionam a formação de ferrita acicular, em detrimento da formação de ferrita primária e ferrita com segunda fase, são desejáveis no metal de solda, uma vez que beneficiam a tenacidade (HOEKSTRA et al., 1986).

Pesquisando a influência do Ni e do Mn na tenacidade, nas soldas com arames tubulares auto-protegidos, MOTA (1998) cita trabalhos de OTEGUI e De VEDIA (1985) e RODGES e LOCHHEAD (1987) onde apresentam que os elementos: nitrogênio, alumínio, titânio, carbono, níquel e manganês são os que mais afetam a tenacidade do metal depositado para este processo de soldagem.

Quanto ao teor ótimo de um determinado elemento para chegar-se à tenacidade desejada do metal de solda, observa-se na literatura que é freqüente encontrar grandes diferenças em relação a qual seria esse teor ótimo. Essas diferenças podem ser atribuídas não apenas às diferentes condições experimentais, mas também pelo fato de o teor ótimo de um elemento depender dos teores de outros elementos presentes (CORRÊA DE SÁ, 1999).

KOBAYASHI (1994) apresenta que os elementos químicos presentes no metal de solda podem ser divididos em três categorias:

- a) elementos de liga principais: C, Mn, Si, Mo, Ni, Cr, Cu. Trata-se de elementos predominantes nas composições químicas participantes dos metais de solda.
- b) elementos de liga secundários: Ti, Al, Mg, Ca, Ce, B. Tais elementos são adicionados com o objetivo de desoxidação e desnitretação, que podem estar abaixo do limite de detecção na solda.
- c) impurezas: O, S, P, N. Classificados como impurezas estão os elementos provenientes do ambiente circundante, bem como o enxofre e o fósforo. Destacando-se, nesta categoria, a presença do oxigênio e sua importância na formação das inclusões não-metálicas.

Carbono

O carbono é um dos elementos químicos de grande influência na microestrutura da solda de um aço. O teor deste elemento no metal de solda é, usualmente, mantido baixo para evitar a formação da martensita. Em geral, o seu teor fica entre 0,05 e 0,15%; pois, nesta faixa, o carbono exerce as funções de evitar a precipitação intensa de carbeto e de refinar a microestrutura (FARRAR e HARRISON, 1987). Também, favorece a formação de ferrita acicular em lugar da ferrita primária de contorno de grão (MODENESI, 2004).

SVENSSON e GRETOFT (1984) afirmam que o carbono tem o efeito de limitar a espessura dos veios da ferrita primária de contorno de grão; como, também, influenciar na formação da ferrita com segunda fase.

Na sua pesquisa, EVANS (1981) trabalhando com eletrodo revestido do tipo básico e baixo hidrogênio, AWS E7018, cujo teor de carbono variou de 0,045 a 0,145% e o de manganês variou de 0,60 a 1,80%; observou que, na microestrutura, as proporções de ferrita de contorno de grão e ferrita poligonal diminuem com o aumento do carbono. Essa alteração foi compensada pelo maior aumento da ferrita acicular do que com o aumento da ferrita com M-A-C (martensita-austenita-carbeto). A ferrita com carbeto agrupados também aumentou, mas somente para baixos teores de manganês. Por outro lado, o aumento da proporção de carbono elevou a precipitação de carbeto na ferrita acicular.

SURIAN et al. (1991) analisaram metais de solda com variação nos teores dos elementos carbono, manganês e níquel nas seguintes proporções: carbono de 0,05 a 0,12%, manganês de 1,21 a 1,42% e níquel de 1,84 a 1,92%. O aumento do teor de carbono resultava num aumento de ferrita acicular e uma redução da ferrita de contorno de grão. Para 0,12% de carbono, a microestrutura obtida compunha-se, praticamente, de 100% de ferrita acicular. Também, observaram-se, pequenas proporções de ferrita poligonal e ferritas alinhadas, porém a quantidade desses constituintes não parece ser significativamente afetada pela variação do teor de carbono.

Manganês

O manganês promove um refinamento da microestrutura. A elevação do seu teor até cerca de 1,5% leva à formação de ferrita acicular em detrimento de ferrita primária de contorno de grão e de placas laterais (MODENESI, 2004).

Depois do carbono, o manganês é o elemento de liga mais importante para aumentar a resistência mecânica e a temperabilidade dos aços pelo abaixamento da temperatura de transformação $\gamma \rightarrow \alpha$. Pelo balanceamento dos teores de manganês e de carbono pode-se obter um aumento da tenacidade nas soldas, de modo a favorecer a formação de ferrita acicular e um conseqüente refino da sua microestrutura (MOTA, 1998).

Entretanto EVANS (1980) destaca que os efeitos benéficos pela adição de manganês para o refinamento microestrutural e para a formação de ferrita acicular, podem ser neutralizados e até mesmo superados, pela adição não controlada de níquel. Em sua pesquisa, Evans reforça que com o aumento do teor de níquel a máxima tenacidade foi deslocada de 1,4% Mn para 0,6% Mn.

A presença do oxigênio, desde que com valores inferiores a 500 ppm, não influencia no aumento da quantidade de ferrita acicular promovido pelo manganês, quando este se apresenta em teores ao redor de 1,0%. Também, promove redução no tamanho da ripa da ferrita acicular elevando as propriedades mecânicas. Possui, ainda, o efeito de reduzir a temperatura de decomposição da austenita em ferrita, fazendo com que a temperatura de

formação da ferrita primária de contorno de grão acabe ficando abaixo da temperatura de formação da ferrita acicular (MOSELLI, 2001).

Dentre suas conclusões, KOBAYASHI (1994) apresenta que as variações no teor de manganês juntamente com a velocidade de resfriamento da solda são responsáveis pela variação da porcentagem de ferrita acicular.

EVANS (1980) analisando a variação de manganês entre 0,6 e 1,8%, reportou que em metal de solda produzido por eletrodo revestido do tipo básico com pó de ferro, o tamanho do grão da ferrita acicular diminuiu e a sua proporção aumentou com o manganês. Por outro lado, ocorreu uma redução substancial na quantidade de ferrita de contorno e somente uma pequena diminuição dos componentes lamelares (ferrita com fase secundária).

BHADESHIA (2001) analisou o efeito do manganês em metais de solda e concluiu que aumentando a quantidade deste elemento, na faixa de 0,6 a 1,8% em peso, aumenta-se a quantidade de ferrita acicular e diminui a quantidade de ferrita primária. Verificou, também, que o pico de tenacidade foi alcançado com aproximadamente 1,5% em peso de manganês.

TAYLOR (1982) apud KOBAYASHI (1994) observou que o aumento da quantidade de ferrita acicular com o acréscimo do teor de Mn foi acompanhado pela redução da ferrita primária e da ferrita com segunda fase alinhada.

Para um dado conteúdo de carbono, SVENSSON e GRETOFT (1984) obtiveram um aumento da quantidade de ferrita acicular à custa da ferrita primária e da ferrita com segunda fase com o aumento do teor de manganês.

Níquel

A presença de níquel nos consumíveis de soldagem se torna muito comum, uma vez que este elemento atua na microestrutura refinando os grãos e como gerador de ferrita acicular. Desta forma otimiza os valores de resistência e tenacidade a baixas temperaturas (VIEIRA, 2006).

EVANS (1991) descreve que a quantidade de ferrita primária diminui com o aumento do teor de níquel, havendo uma redução dos veios de ferrita. Isto é acompanhado, principalmente, com aumento do volume de ferrita acicular preponderantemente ao aumento de ferrita com segunda fase.

No entanto, estudos têm condicionado os efeitos do níquel sobre a tenacidade, em função do teor de manganês presente no metal de solda. EVANS (1991) relata que para baixo teor de manganês, usualmente menor que 1% em peso, o aumento do níquel pode progressivamente aumentar o volume de ferrita acicular no metal de solda de aço C-Mn. Entretanto, quando o conteúdo de manganês é alto, a ferrita acicular pode ser progressivamente substituída por martensita e ferrita com segunda fase. Neste trabalho é revelado que quando o teor de manganês está em torno de 1,4% em peso, conhecido como nível ótimo para metal de solda C-Mn, a tenacidade cai quando o nível de níquel excede 2,25%.

O mesmo efeito foi apresentado por KANG et al. (2000), que relatam a influência da inter-relação entre o teor de níquel e o teor de manganês sobre a tenacidade. Para baixo teor de manganês a adição de níquel aumenta a dureza (resistência) sem sacrificar a tenacidade, enquanto que para alto valor de manganês o níquel deteriora seriamente a tenacidade.

Silício

O silício é o principal elemento desoxidante do metal de solda; sendo, o mesmo, cerca de quatro vezes mais efetivo que o manganês na redução do teor de oxigênio. Não é muito efetivo para promover a formação de ferrita acicular, favorecendo mais estruturas de placas laterais (MODENESI, 2004).

TULIANI et al. (1975) apresentaram que a microestrutura, para teores de silício entre 0,1 e 0,2%, apresentou-se composta de ferrita proeutetóide e de placas laterais, sendo que não houve alteração no tamanho do grão colunar. Para um aumento no teor de silício, atingindo 0,4%, ocorreu um acréscimo no tamanho do grão colunar, uma redução da ferrita proeutetóide

e da estrutura de placas laterais, enquanto que uma estrutura acicular ocupava o restante do grão.

Analisando a influência do silício no metal de solda, EVANS (1986) concluiu que o aumento desse elemento, empregado na faixa entre 0,2 e 0,94%, favorece a formação da ferrita acicular à custa da ferrita de contorno e da ferrita com fase secundária, especialmente para teores de manganês abaixo de 1%. Sendo que, para teores maiores de manganês, a influência do Si é menos significativa. Outra conclusão deste trabalho foi que o acréscimo de silício aumentou a relação comprimento/largura da ferrita acicular e ocorreu um aumento na quantidade de austenita retida e martensita-austenita entre as ripas da ferrita acicular.

Molibdênio

O Mo favorece a formação de ferrita acicular, eliminando a ferrita com segunda fase secundária e reduzindo a ferrita de contorno de grãos a finas veias de ferrita. Elimina, também, a formação de martensita massiva, produzindo ilhas finas de martensita maclada afastadas do contorno de grão primário, os quais são menos prejudiciais às propriedades de impacto. A estrutura de solidificação do metal depositado que contém molibdênio é mais fina. A precipitação de carbonetos do tipo Mo_2C , o qual endurece e fragiliza a matriz de ferrita acicular, é o inconveniente que o Mo pode acarretar (GARLAND e KIRKWOOD, 1975).

EVANS (1988) analisou a influência do molibdênio, considerando desde a ausência deste elemento no metal de solda até o teor máximo de 1,10%, passando pelos teores intermediários de 0,26% e 0,52%. Observou, na análise das microestruturas resultantes que a quantidade de ferrita acicular aumentou para teores baixos de Mo, atingindo um máximo para teores intermediários e diminuindo para teores maiores. Esse processo foi acompanhado pelo aumento progressivo na quantidade de ferrita com segunda fase e pela diminuição contínua na quantidade de ferrita primária, incluindo as morfologias de contorno de grão e poligonal intragranular. Também aumentou a incidência de microfases do tipo M-A.

Cromo

EVANS (1989) analisou metais de solda obtidos com eletrodos revestidos com variação de 0 a 2,35% Cr e de 0,6 a 1,8% Mn. Observou que o aumento do cromo reduziu continuamente a ferrita primária, sendo que os veios de ferrita foram totalmente eliminados; no entanto, essa redução foi inicialmente acompanhada pelo aumento da quantidade de ferrita acicular e posteriormente com o acréscimo do conteúdo de ferrita com fase secundária. Até 1,0% Cr, a ferrita acicular tornou-se progressivamente refinada, após esse nível, a temperatura de transformação foi reduzida de tal forma que, para 2,3% Cr, a ferrita acicular foi substituída quase totalmente por colônias de ferritas com fase secundária, estrutura essa que muitas vezes é chamada de bainítica. Também foi observado um refino da ferrita com fase secundária com o aumento do teor de Cr. Os contornos de grãos da austenita anterior, para teores mais elevados de Cr ficaram, parcialmente, delineados devido à precipitação de carbeto. Para 0,25% Cr, as microfases retidas entre as ripas de ferrita acicular eram predominantemente martensita-austenita (M-A). Para os teores mais elevados de Cr, as microfases ficaram finamente dispersas e com formato irregular.

Em relação ao comportamento das propriedades mecânicas, observou-se que a dureza e a resistência mecânica aumentaram linearmente com o aumento do teor de cromo. No entanto, a tenacidade ao impacto foi afetada adversamente, principalmente para teores de Cr superiores a 1,0%, refletindo a alteração microestrutural da ferrita acicular pela ferrita com segunda fase (GONÇALVES, 1998).

Fósforo e enxofre

Metais de solda obtidos com eletrodos revestidos do tipo básico com pó de ferro, cujo teor de enxofre variou de 0,007 a 0,046%, foram analisados por EVANS (1986). Observou que com o acréscimo do enxofre havia um aumento da proporção de ferrita com fase secundária alinhada, atribuindo à presença de uma película de MnS sobre a superfície das inclusões não-metálicas o impedimento da nucleação da ferrita acicular. Também, concluiu que o fósforo não afeta a microestrutura do metal de solda.

Cobre

ES-SOUNI et al. (1991) analisaram o efeito do cobre em metais de solda, considerando-o com teores variando entre 0,02 a 1,4%, e com os teores de C, Mn e Si mantidos quase que inalterados, em 0,07%, 1,5% e 0,34%, respectivamente. Em relação aos efeitos nas microestruturas, observou-se um refinamento geral com o aumento do teor de cobre no metal de solda, atribuído à tendência desse elemento químico, como também o carbono, manganês, níquel, entre outros, em suprimir a transformação austenita-ferrita. Com exceção do limite inferior de presença de cobre no metal de solda (0,02%), que apresentou a maior quantidade de ferrita acicular (89%), teores maiores foram associados a uma diminuição na quantidade de ferrita acicular, embora mantendo, ainda, o predomínio de microestruturas contendo grandes quantidades desse constituinte. A ferrita primária de contorno de grão e a ferrita com segunda fase alinhada apresentaram um comportamento misto, representando por um pequeno aumento em suas quantidades até teores de cobre intermediários da faixa considerada voltando a diminuir para os teores próximos do limite superior da adição.

Adicionalmente, observou-se que o aumento no teor de cobre não afetou a composição química das inclusões e, conseqüentemente, sua eficiência na nucleação da ferrita acicular.

Sobre as propriedades mecânicas, constatou-se que, em relação às medidas de dureza e resistência mecânica, ambas aumentaram linearmente com o aumento do teor de cobre.

Para 1,4% Cu, o aumento na temperatura de transição e o abaixamento do patamar de energia dúctil, observados nas curvas energia absorvida-temperatura obtidas por ensaio Charpy, foram atribuídos aos efeitos da grande incidência de segundas fases contendo altas proporções de martensita maclada, aumento na quantidade de ferrita com segunda fase alinhada e, numa menor extensão, os efeitos de endurecimento por precipitação de partículas ricas em cobre. Para teores de cobre entre 0,02 e 0,66%, o comportamento quase inalterado nas referidas características das curvas energia absorvida-temperatura foi considerado como uma possível conseqüência da alta quantidade de ferrita acicular, moderado aumento na incidência das segundas fases e refinamento global da microestrutura.

Alumínio

Pesquisa realizada por EVANS (1991), com eletrodo revestido, analisou a influência do alumínio sobre a composição química, microestrutura e propriedades mecânicas do metal de solda. Verificou-se que com a variação do teor de Al, a fração volumétrica de ferrita acicular diminui até aproximadamente 80 ppm, depois aumentou por volta de 200 ppm e finalmente diminuiu até 610 ppm. Tais variações foram acompanhadas por maiores mudanças no teor de ferrita com fase secundária, do que no teor de ferrita primária. Observou-se, também, a ocorrência de mudanças no tipo de inclusão, sendo que produtos como MnO e SiO₂ foram progressivamente substituídos por Al₂O₃ à medida que se aumentou o teor de alumínio.

Utilizando um aporte de calor de 2,1 kJ/mm na soldagem a arco submerso em uma chapa de aço microligado com espessura de 12 mm, YOSHINO E STOUT (1979) relataram que o efeito do alumínio sobre a tenacidade do metal de solda era função do tipo de fluxo. Para fluxo ácido, com índice de basicidade (IB = 0,74), o acréscimo de alumínio aumentou a tenacidade; entretanto, para fluxo mais básico (IB = 1,30), a tenacidade diminuiu rapidamente. A causa desse comportamento foi creditada à ação de desoxidação do alumínio nas soldas com alto teor de oxigênio produzidas com fluxo ácido e para fluxo básico, ao aumento da granulação da microestrutura causada pela permanência do alumínio na forma dissolvida.

A ação desoxidante e desnitretante do alumínio, na soldagem a arame tubular autoprotetido, combate a elevada oxidação inicial da solda pelo ar atmosférico, resultando num metal de solda mais limpo, comparativamente a outros processos de soldagem a arco voltaico. No entanto, isto leva a uma pobre quantidade de inclusões óxidas, insuficientes para a nucleação da ferrita acicular em teores adequados à obtenção de bons requisitos de tenacidade. Desta forma, o metal de solda a arame tubular autoprotetido, na condição como soldado, apresenta uma microestrutura típica de grãos colunares, formada por alguns grãos de ferrita poligonal, colônias de ferrita em placas paralelas e alinhadas além de feixes de bainita superior (BONISZEWSKY, 1992).

Oxigênio

Os efeitos dos óxidos, formados durante as reações metal-escória ou metal-gás, sobre as transformações em estado sólido manifestam a influência do oxigênio sobre a microestrutura. O tipo, distribuição e morfologia dos óxidos são determinados pelas reações de desoxidação e pelo ciclo de solidificação, já que as inclusões tem alto ponto de fusão e baixa solubilidade em ligas de ferro, o qual não sofrerá modificações durante o resfriamento (KOBAYASHI, 1994).

O oxigênio, em teores específicos, é de particular interesse na composição microestrutural, visto que um alto número de inclusões de óxidos influencia a transformação da austenita em ferrita, tanto pela restrição do crescimento de grãos de austenita, como pelo fornecimento de locais favoráveis à nucleação de vários tipos de constituintes microestruturais, tais como ferrita acicular e de placas laterais (GRONG e MATLOCK, 1986).

A nucleação da ferrita acicular depende da formação e da distribuição de partículas de óxidos, cuja formação depende muito do teor ótimo de oxigênio no metal de solda (250 a 350 ppm) (MOTA, 1998).

Segundo ABSON et al. (1978), as inclusões atuam como sítios de nucleações das ferritas não somente no contorno da austenita, mas também na nucleação da ferrita acicular no interior do grão da austenita anterior. Para baixo teor de oxigênio (aprox. 100 ppm) a nucleação da ferrita acicular se torna praticamente impossível e formam-se estruturas bainíticas. Com altos teores de oxigênio (aprox. 600 ppm), obtidos pela utilização do fluxo de silicato de cálcio, produziu-se uma estrutura composta basicamente de ferritas com fases secundárias alinhadas e pouca ou nenhuma ferrita acicular. Em contraste, para 600 ppm de oxigênio no metal de solda produzido com um fluxo rico em alumina, a estrutura era predominantemente de ferrita acicular. Segundo esses pesquisadores, existe uma faixa ótima de oxigênio que favorece a formação de ferrita onde os limites dependem do tipo de fluxo utilizado.

Metais de solda obtidos pelo processo MIG (*metal inert gas*) foram analisados por ITO et al. (1982) e concluíram que para altos teores de oxigênio a estrutura é formada de ferritas grosseiras composta de ferrita de contorno de grão e ferrita com fase secundária alinhada, produtos estes formados a alta temperatura. Para baixos níveis de oxigênio (< 200 ppm) ocorreu uma tendência de formação de bainita superior.

Nitrogênio

O meio ambiente, através da atmosfera circundante à solda, é a principal fonte de introdução do nitrogênio no metal de solda. Outros meios de processamento deste elemento na solda seriam através das reações envolvendo os consumíveis e/ou pela diluição da chapa base.

Segundo BLAKE (1979), o maior ou menor arraste de nitrogênio para a atmosfera do arco elétrico depende do processo e das condições de soldagem. No arco, ele se dissocia formando o N atômico e o íon N^+ , e devido à afinidade com o oxigênio ocorre também a formação de NO. Portanto, o nitrogênio pode se dissolver no metal de solda de quatro formas: como moléculas, como átomos, como íons e como gases de NO.

O nitrogênio livre, presente na rede cristalina como intersticial, tem um efeito prejudicial sobre a resistência ao impacto. De acordo com este mesmo pesquisador, quando não for possível evitar a absorção de nitrogênio, adiciona-se no metal de solda elementos de liga que fixam o nitrogênio na forma de nitretos. Estes nitretos irão aumentar a fração volumétrica de inclusões, que poderá afetar as características de ductilidade e de fratura do metal de solda. Os principais elementos fixadores de nitrogênio, em ordem crescente de afinidade, são: Mn, Nb, Cr, V, Al, Ti, Zr. Os nitretos, durante o resfriamento, impedem o crescimento do grão austenítico e aceleram a formação da ferrita, pois atuam como sítios de nucleação produzindo uma estrutura refinada de ferrita acicular.

O nitrogênio pode ser combinado com Ti para formar nitretos, ao invés de óxidos de titânio, que são nucleantes efetivos da ferrita acicular (HORRI et al., 1986).

Em suas pesquisas, LAU et al. (1988), concluíram que a porcentagem de ferrita acicular diminui com o aumento de nitrogênio, ocasionando um acréscimo da porcentagem de ferrita poligonal. As soldas com maiores teores de titânio apresentam um maior conteúdo de ferrita acicular. Estes pesquisadores observaram que acima de 70 ppm, aumentou o nível de nitrogênio solúvel.

3.4.3.3. Efeito da microestrutura na tenacidade

A relação entre as microestruturas do metal de solda e seu comportamento mecânico tem motivado a realização de inúmeras pesquisas, especialmente em relação à tenacidade. Busca-se, desta forma, estabelecer o entendimento da resistência ao impacto na região da solda pelo conhecimento da microestrutura existente. Entretanto, apesar deste relacionamento direto entre tenacidade e microestrutura do metal de solda, devem-se analisar criteriosamente outros fatores como a ocorrência de defeitos durante a solidificação e que podem afetar negativamente a tenacidade.

Uma baixa tenacidade indica a possibilidade de fratura frágil (com pouca deformação plástica visível) e instável, a qual, pela possibilidade de ocorrer de forma inesperada e praticamente instantânea com baixos níveis de tensão (inferiores ao limite de escoamento do material) é uma importante consideração na fabricação de estruturas soldadas. A tenacidade depende de fatores como temperatura, velocidade de deformação, estado de tensões, meio ambiente e, obviamente, da microestrutura do material (MODENESI, 2004).

Dentre os diferentes aspectos da microestrutura que podem afetar a tenacidade, segundo ALMQVIST et al. (1972) apud KOBAYASHI (1994), destacam-se a natureza e distribuição dos produtos de transformações microestruturais.

HOEKSTRA et al. (1986) concluem na revisão apresentada sobre as relações entre microestrutura e tenacidade de metais de solda ferríticos, que a diminuição dos constituintes ferrita de contorno de grão, ferrita poligonal, ferrita de placas laterais e ferritas em ripas, e o aumento da quantidade de ferrita acicular, favorecem essa propriedade. Os trabalhos revisados

mostravam a influência das morfologias desses constituintes em dificultarem ou não o processo de fratura.

A propagação de trincas pelos contornos dos constituintes ferrita de contorno de grão e ferrita poligonal é facilitada devido às granulações grosseiras dos mesmos, sendo que ambos são normalmente considerados prejudiciais à tenacidade. Inúmeras pesquisas mostram que as trincas no metal de solda de aço ferrítico normalmente se propagam ao longo da ferrita de contorno de grão (LEVINE et al., 1977). A presença da perlita ao longo dos contornos de grãos pode intensificar esta propagação de trincas (FARRAR et al., 1974).

Também, a ferrita com segunda fase alinhada, é considerada um constituinte adverso quando se trata da tenacidade. Isto está relacionado com a presença de carbeto, austenita retida e martensita ao longo das placas de ferrita. GLOVER et al. (1977) apresentam que a martensita e a austenita influem negativamente na tenacidade.

A presença da perlita é sempre considerada prejudicial à tenacidade, especificamente quando as lamelas de cementita estão alinhadas na direção da trinca. Observou-se que uma diminuição da espessura da lamela de cementita é benéfica à tenacidade porque os carbeto mais finos são mais adequados para deformar do que promover a trinca sob tensão (TAYLOR et al., 1975).

Usualmente a bainita é descrita como tendo duas morfologias com diferenças microestruturais. A primeira trata-se da bainita superior, cuja temperatura de transição dúctil-frágil é elevada, porque a fratura por clivagem pode propagar nas películas de cementita. Já com relação a bainita inferior, a mesma possui uma fina dispersão de carbeto que impedem a propagação da fratura, deformando plasticamente ao invés de fraturarem (KOBAYASHI, 1994).

Assim, conforme apresentado, no metal de solda existe uma tendência para iniciação da fratura por clivagem nas ferritas de contorno de grão, na ferrita de placas laterais e nas regiões de bainita superior devido à concentração de tensão e do tamanho dessas fases. No entanto, quando ocorre o aumento da quantidade de ferrita acicular com redução das fases

acima mencionadas, pode resultar em um aumento da tenacidade. Isso pode ser obtido pela redução do aporte de calor e/ou pelo aumento de elementos de liga, tais como: Mn, Mo e Ni, resultando numa melhor resistência à clivagem, conforme apresentado na Figura 3.14. Observa-se que para uma proporção muito alta de ferrita acicular (superior a 90%) existe uma tendência de redução da tenacidade devido à formação de martensita e a um aumento da tensão de escoamento causado pelo endurecimento por solução sólida (DOLBY, 1979 apud KOBAYASHI, 1994).

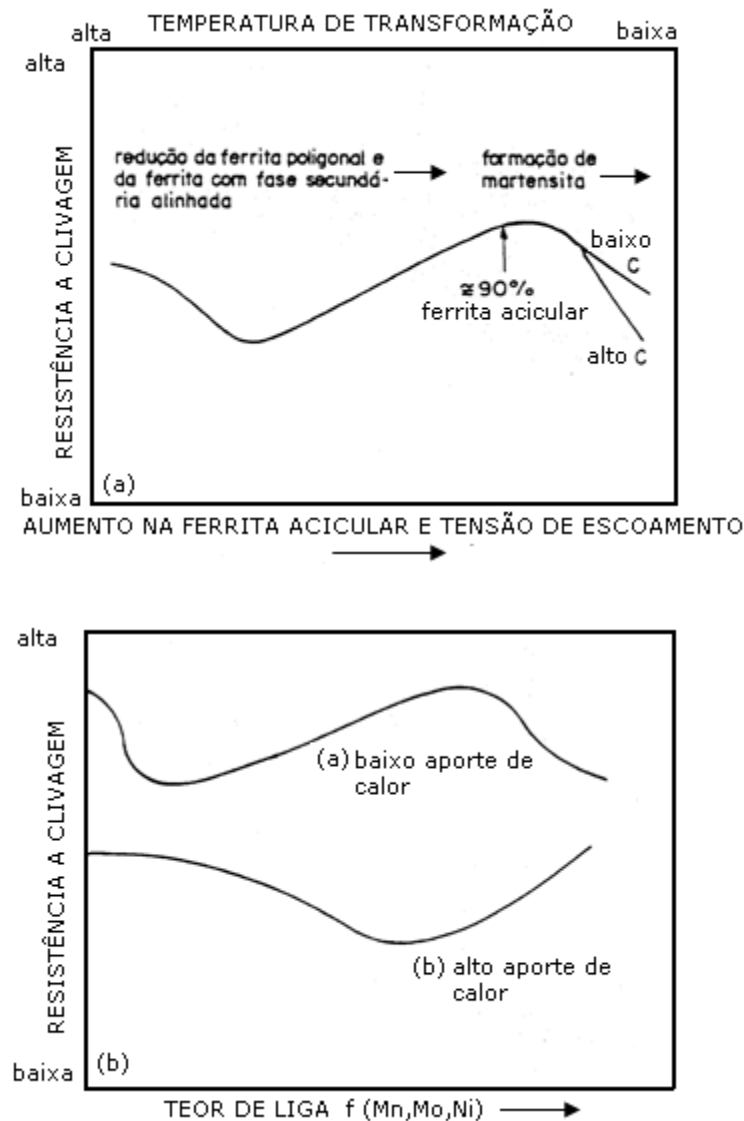


Figura 3.14 - Resistência à clivagem (Dolby, 1979).

- a) Em função do teor de ferrita acicular e da tensão de escoamento.
- (b) Em função do teor de elementos de liga

A ferrita acicular pode ser considerada o constituinte que mais promove a tenacidade. Em geral, a temperatura de transição diminui linearmente com a quantidade de ferrita acicular. Sendo constituída de ripas muito finas, não alinhadas, e separadas por contornos de alto ângulo, dificultam a propagação de trincas (STRANGWOOD, 1987). A ferrita acicular é caracterizada por elevada densidade de discordâncias livres e ausência de formação de maclas, o que favorece a deformação plástica ao invés de fraturar por clivagem (GOMES, 1996). O risco de fratura por clivagem é reduzido pela presença de contornos de alto ângulo que, conforme já citado, trata-se de uma característica da ferrita acicular (HOEKSTRA et al., 1986). Enquanto que, os constituintes restantes proporcionam caminho fácil para a propagação de trincas, possuindo baixa resistência à fratura por clivagem e prejudiciais à tenacidade.

Analisando metais de solda de aços C-Mn, TRINDADE et al. (2005) concluíram que a microestrutura que contém maior proporção de ferrita acicular resulta no metal de solda com ótimos valores de resistência e tenacidade. Isto é atribuído ao pequeno tamanho de grão (1 a 3 μm).

A nucleação da ferrita acicular depende da formação e da distribuição de partículas de óxidos, cuja formação depende muito de um teor ótimo de oxigênio no metal de solda (250 a 350 ppm) (WARD, 1985).

O segundo fator em importância que controla a tenacidade do metal de solda é a ocorrência, a distribuição e a morfologia de microfases fragilizantes, especialmente do constituinte austenita-martensita A-M. Como regra geral, a tenacidade à fratura é reduzida com a presença do constituinte A-M (SANT'ANNA, 2006).

3.4.3.4. Influência da temperatura de pré-aquecimento

A temperatura de pré-aquecimento é definida como a temperatura inicial na qual toda a peça ou somente a região a ser soldada é submetida antes da operação de soldagem. A utilização do pré-aquecimento proporciona uma diminuição na velocidade de resfriamento e

nos gradientes térmicos. Isto é muito importante pois a seleção de uma determinada temperatura de pré-aquecimento permite certo controle sobre a velocidade de resfriamento da região da solda e, conseqüentemente, sobre a sua microestrutura e propriedades. A velocidade de resfriamento é muito importante na determinação da microestrutura da solda de ligas que sofrem transformação microestrutural no estado sólido, particularmente os aços (MARQUES et al., 2004).

Em alguns metais um resfriamento rápido pode contribuir para a formação de microestruturas prejudiciais na região de soldagem. O pré-aquecimento da junta a ser soldada é uma maneira de reduzir a taxa de resfriamento do metal (FORTES, 2004).

A redução da velocidade de resfriamento possibilita a formação de uma estrutura mais macia na ZTA e propicia um maior tempo para que o hidrogênio escape da peça antes que se atinjam as temperaturas de fragilização. Este procedimento também diminui a umidade superficial da peça, que pode ser uma fonte de hidrogênio (MODENESI, 2004).

Altos percentuais de martensita, um constituinte duro do aço, podem surgir durante a soldagem de aços de alto carbono ou de alta liga. Tais soldas apresentarão alta dureza e baixa ductilidade e podem estar sujeitas ao surgimento de trincas durante o resfriamento. A martensita forma-se durante o resfriamento da solda e da zona termicamente afetada. A redução da taxa de resfriamento da solda poderá limitar a quantidade de martensita formada. O pré-aquecimento aumenta a temperatura do metal vizinho à solda, de tal modo que o gradiente de temperatura (isto é, a diferença de temperatura) entre a zona de soldagem aquecida resfria-se mais lentamente, uma vez que a taxa de resfriamento é diretamente proporcional ao gradiente de temperatura entre as massas quente e fria (FORTES, 2004).

Assim, o pré-aquecimento possibilitará manter o teor de martensita da solda a um nível mínimo; resultando, desta forma, melhor ductilidade, baixa dureza e menor probabilidade de fissuração durante o resfriamento.

A necessidade de pré-aquecer ou não o metal a ser soldado depende do teor de carbono e de outros elementos de liga presentes. Além da composição química, influenciam

também a realização de um pré-aquecimento: a rigidez da junta a ser soldada e o processo de soldagem. Se os corpos de prova soldados sem tratamento térmico apresentarem baixa ductilidade ou dureza muito alta, é indicativo da necessidade de um pré-aquecimento ou pós-aquecimento. FORTES (2004) apresenta que necessidade do pré-aquecimento aumenta com os seguintes fatores: teores de carbono e ligas do material de base, tamanho da peça, temperatura inicial, velocidade de soldagem e diâmetro do consumível.

JONES e LUO (1990) apresentam que a temperatura de pré-aquecimento depende de vários fatores: composição química e propriedades físicas do metal de base, energia de soldagem, tipo de eletrodo e espessura do metal de base.

A determinação da temperatura correta de pré-aquecimento depende de fatores importantes como a composição do material, bem como, da sua espessura e tamanho. Basicamente quanto maior for o teor de carbono do material de base, maior será a temperatura de pré-aquecimento requerida. O mesmo raciocínio se aplica ao teor de ligas, mas num grau levemente menor. Também se aumenta a temperatura de pré-aquecimento com o tamanho e a espessura do componente.

O carbono equivalente (Ceq) é um método simples para determinar a necessidade de pré-aquecimento de uma solda. A temperabilidade de um aço está relacionada ao seu teor de carbono acrescido dos teores de certos elementos de liga. Quanto maior for o carbono equivalente maior será a temperatura de pré-aquecimento requerida.

A equação (3.2) para o cálculo do carbono equivalente, largamente utilizada, é dada pelo IIW (*International Institute of Welding*):

$$Ceq = \% C + \frac{\% Mn}{6} + \frac{\% Cr + \% Mo + \% V}{5} + \frac{\% Ni + \% Cu}{15} \quad (3.2)$$

A Tabela 3.2 sugere temperaturas de pré-aquecimento para diferentes valores de carbono equivalente (FORTES, 2004).

Carbono equivalente Ceq [%]	Temperatura de pré-aquecimento recomendada
< 0,30	opcional
0,31 - 0,45	100°C - 200°C
0,45 - 0,60	200°C - 250°C
> 0,60	250°C - 300°C
Aços ferramenta, aços mola, aços de composição desconhecida	~ 300°C

Tabela 3.2 – Temperatura de pré-aquecimento recomendada x Ceq

A soldabilidade dos aços ao carbono e dos aços de baixa liga pode ser avaliada com base no carbono equivalente (Ceq) (QUITES, 2002).

Caso o carbono equivalente (Ceq) obtido seja menor que 0,40%, a soldagem pode ser realizada por qualquer processo de soldagem a arco, sem qualquer pré-aquecimento e usando qualquer dos consumíveis especificados de acordo com a Sociedade Americana de Soldagem (*American Welding Society - AWS*) ou ABNT NBR (QUITES, 2002).

Para Ceq entre 0,40 e 0,45%, para materiais cuja espessura seja inferior a 30 mm, a soldagem poderá ser feita sem pré-aquecimento com o uso de eletrodo revestido de baixo hidrogênio ou com processos protegidos por atmosfera gasosa (QUITES, 2002).

Além do pré-aquecimento, em alguns aços, particularmente aqueles possuindo carbono equivalente maior que 0,45%, pode ser necessário também um tratamento de pós-aquecimento. Sendo que este tratamento é recomendado para a soldagem de materiais com seções espessas. No entanto, para a maioria dos aços carbono e de baixa liga, somente o pré-aquecimento é necessário de um modo geral (FORTES, 2004).

A temperatura de pré-aquecimento definida como a adequada deve ser medida e acompanhada durante a operação de soldagem. Geralmente as aplicações que requerem pré-aquecimento requerem também resfriamento lento (FORTES, 2004).

3.4.3.5. O microconstituente A-M (Austenita-Martensita)

Define-se como microconstituente A-M, ou microfase A-M, às regiões de dimensões microscópicas presentes nos aços carbono (C-Mn) e baixa liga, constituídas de células de austenita estabilizada. Devido à freqüente presença, e em teores elevados, de martensitas nestas “ilhas” de austenita, decorre sua denominação austenita-martensita. Este constituinte apresenta-se, frequentemente, na forma poligonal, conforme ilustra a Figura 3.15 (SAUER e REBELLO, 1996).

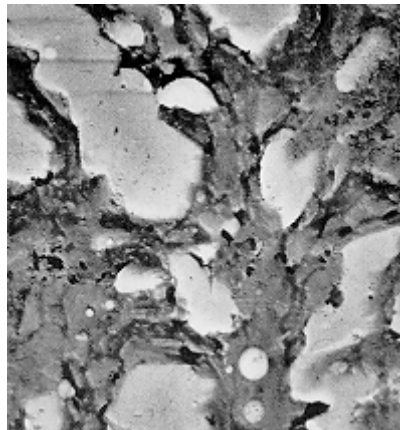


Figura 3.15 - MEV, 10.000x, aço 0,4%C-1,5%Mn. Ferrita (regiões escuras em baixo relevo) e o constituinte A-M sob forma poligonal (pontos claros em alto relevo).
(SAUER e REBELLO,1996).

Na soldagem de aços de alta resistência, especialmente sob altos aportes térmicos, é quase impossível eliminar a formação do constituinte A-M. Sendo que o seu aparecimento também está relacionado à presença de elementos de liga como C, Si, Mn, Mo, Ni, e com

altas taxas de resfriamento após a soldagem (HARRISON et al., 1989 apud SAAVEDRA, 2006).

Os cordões de solda são constituídos de regiões com microestruturas no estado bruto de solidificação, onde a ocorrência do constituinte A-M é, muitas vezes, o fator controlador da tenacidade. Nas regiões dos cordões de solda que tenham sido reaquecidas quando da deposição dos passes de soldagem, é possível que o constituinte venha a sofrer algum tipo de decomposição total ou parcial (SAUER e REBELLO, 1996).

A ocorrência do constituinte A-M é bastante freqüente nos cordões de solda, pois os mesmos são constituídos de regiões com microfases no estado bruto de solidificação. PARANHOS (1984) analisou a influência da composição química (elementos: C, Mn, Ni e Mo) e do revenimento provocado pela deposição dos passes de soldagem na microestrutura e na tenacidade de cordões de solda de aços C-Mn baixa liga. Concluiu que a presença do constituinte A-M, preponderantemente sob a forma de lamelas, confere baixa tenacidade ao cordão de solda; uma vez que, em altos teores, promove uma drástica redução na tenacidade da ferrita acicular. Neste caso, demonstrou que o revenimento causado pela deposição dos passes de soldagem tem como efeito decompor o constituinte A-M em ferritas e carbeto, recuperando, desta maneira, a tenacidade da ferrita acicular.

Analisando a influência da composição química (elementos C, Mn, Ni, Mo) e do revenimento provocado pela deposição dos passes de soldagem na tenacidade de cordões de solda de aços C-Mn baixa liga, PARANHOS (1984) apud SAUER e REBELLO (1996) concluiu pela importante influência exercida pelo constituinte A-M sobre a tenacidade; uma vez que, quando presente preponderantemente sob a forma de lamelas confere baixa tenacidade ao cordão de solda. Também, mostrou que o revenimento causado pela deposição dos passes de soldagem tem como efeito decompor o constituinte A-M em ferrita e carbeto e, desta maneira, recuperando a tenacidade da ferrita acicular.

A influência do elemento Cr em metal de solda de aço C-Mn foi estudada por SOUZA et al. (1993) apud SAUER e REBELLO (1996), e verificaram que o aumento do teor de cromo propiciou um refino da ferrita acicular até 1,18%, sendo que a partir deste teor observa-se a formação de A-M, prejudicando a tenacidade.

A ferrita acicular é uma microestrutura reconhecidamente tenaz. Sua granulação fina, aliada a um aspecto entrelaçado, com contornos de grãos de alto ângulo e com elevada densidade de discordâncias, lhe conferem alta resistência e boa tenacidade. Entretanto, a presença do constituinte A-M, pelo seu alto poder fragilizante mesmo em baixos teores, pode reduzir a tenacidade da ferrita acicular (SAUER e REBELLO, 1996). A existência de um efeito nocivo deste constituinte pode ser mais acentuada quando este é formado em alta velocidade de resfriamento, quando sua morfologia é massiva (martensita maclada) ou quando ele se concentra nos contornos de grão da austenita prévia, em posições preferenciais para a propagação da fratura por clivagem (MOTA, 1998). A Figura 3.16 representa a fotomicrografia de um aço C-Mn apresentando a ferrita acicular e grande quantidade do constituinte A-M.

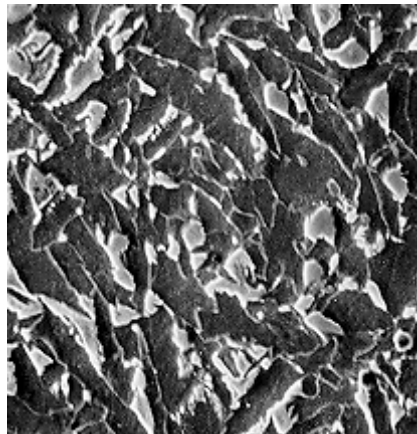


Figura 3.16 - MEV, 4.000x, aço 0,09%C-2,17%Mn. Ferrita acicular (regiões escuras em baixo relevo) e o constituinte A-M (regiões claras em alto relevo). Ataque: nital 2% e picral 2%. (SAUER e REBELLO, 1996).

KAPLAN e LAMBERT (2001) destacam que nos casos em que a velocidade de resfriamento é muito rápida (microestrutura predominantemente martensítica) ou muito lenta (microestrutura formada por ferrita-perlita), não é pertinente levar em consideração o constituinte A-M. Alegam que as análises envolvendo A-M devem ser levadas em

consideração nos casos em que a velocidade de resfriamento é moderada (conduz a uma microestrutura bainítica). No entanto, REBELLO e SAUER (1996) afirmam que o constituinte A-M, apesar de ter a sua formação freqüentemente associada à da bainita, pode se formar isoladamente em presença de outras fases, como a ferrita.

MATSUDA et al. (1991) simularam condições de resfriamento $\Delta t_{8,5}$ para aços de alta resistência e baixa liga, concluindo que um incremento na porcentagem de constituinte A-M massivo promove a redução da tenacidade. Também, HIKAWA et al (1978) analisando aços ARBL, verificaram a queda da tenacidade com o aumento da fração volumétrica do microconstituinte A-M.

HARRISON e FARRAR (1989), trabalhando com eletrodo revestido em aços C-Mn e C-Mn-Ni, observaram que uma alta porcentagem de ferrita acicular é favorável para a tenacidade. Verificaram que a presença de uma quantidade substancial de regiões com microfases martensita e ou perlita entre as ripas de ferrita acicular foi prejudicial à tenacidade, pois estas microfases podem atuar como sítios para iniciação da fratura por clivagem. Também, concluíram que a melhor combinação de propriedades mecânicas pode ser obtida quando a quantidade de ferrita acicular for maior do que 65% e seu tamanho médio de aproximadamente 1 μm .

A presença da microestrutura ferrita acicular, em cordões de solda, sempre desejável em virtude de sua alta tenacidade, é assegurada pela presença de elementos de liga como Mn, Ni, Mo, entre outros. No entanto, estes mesmos elementos, conferindo maior temperabilidade aos cordões de solda, também favorecem a formação do constituinte A-M, o que poderá vir a anular o efeito benéfico da ferrita acicular. Desta forma, a dosagem em teores ideais destes elementos é fundamental, no sentido de que sua presença deverá apenas conferir melhor tenacidade sem acarretar fragilização do material (SAUER e REBELLO, 1996).

Para reduzir o constituinte A-M, é necessário reduzir o teor dos elementos de liga que favorecem à sua formação. De acordo com MATSUDA et al. (1996), o constituinte A-M forma-se, facilmente, pela adição de boro, nitrogênio, carbono e elementos formadores de carboneto, tais como molibdênio, nióbio e vanádio, pois eles retardam a difusão do carbono durante a transformação da austenita em ferrita e, portanto, a decomposição do constituinte A-M. Também, a redução do teor de silício do aço promoverá a precipitação de cementita e a

largura das agulhas de ferrita torna-se estreita. Isto leva a redução da formação do constituinte A-M, e melhora a tenacidade.

As dimensões reduzidas são um fator agravante que dificulta a sua detecção nos cordões de solda. Neste aspecto, a primeira técnica de detecção empregada foi a de microscopia eletrônica de transmissão e posteriormente a microscopia eletrônica de varredura. No entanto, visando agilizar e reduzir os custos do procedimento de detecção do constituinte A-M, tem-se utilizado da microscopia ótica mediante ataques metalográficos específicos (SAUER e REBELLO, 1996).

3.4.3.6. Microestrutura das soldas de múltiplos passes

A soldagem em vários passes promove a superposição de novos ciclos térmicos ao metal de solda já solidificado. Assim, o metal depositado é formado por sucessivas zonas reaquecidas pelos passes subseqüentes. Zonas reaquecidas são as regiões do metal depositado que sofreram variações microestruturais relevantes, provocadas pelo aquecimento de passes subseqüentes acima ou abaixo da linha de transformação A_1 do diagrama de transformação das ligas Fe-C. A zona reaquecida é constituída de um região recristalizada propriamente dita ($T > A_1$) e outra região apenas revenida ($T < A_1$). A região recristalizada é normalmente constituída por uma faixa de grãos grosseiros, onde o reaquecimento atinge temperaturas elevadas dentro do campo austenítico, acima de A_3 , e uma faixa de grãos refinados onde a temperatura não passa do limite A_1 - A_3 . A extensão da zona reaquecida aumenta com os incrementos do aporte térmico e da temperatura de interpasses. Isto promove um refinamento da microestrutura colunar e realça a tenacidade do metal de solda (MIRANDA, 1999 apud DIAS, 2003).

EASTERLING (1983) apud SANTOS NETO (2003) afirma que a soldagem multipasse pode resultar em um refinamento de grãos da microestrutura, melhorando a tenacidade e reduzindo as tensões residuais. As razões apresentadas para estes fatos são:

- o ciclo térmico imposto pelo passe subseqüente realiza um refinamento de grão ou pode promover um tratamento térmico de normalizado sobre o passe anterior;

- a quantidade total de energia imposta para a soldagem por múltiplos passes é inferior, em comparação à soldagem com passe único, causando uma menor formação de grãos grosseiros;
- o passe anterior providencia a cada novo passe um tipo de pré-aquecimento, o que tende a aumentar o tempo de resfriamento (Δt_{8-5}); e
- os cordões de solda subseqüentes tendem a tratar termicamente os passes de solda anteriores, reduzindo as tensões residuais.

Analisando soldagens por múltiplos passes em aços ARBL, DAVIS e KING (1993) afirmam que regiões de um passe anterior são austenitizadas pelo passe subseqüente e a natureza dos microconstituintes formados, assim como a dureza desta região, dependem de sua taxa de resfriamento.

Nas soldas de múltiplos passes, regiões da microestrutura são reaquecidas em temperaturas ligeiramente maiores que a temperatura de recristalização, durante a deposição de passes subseqüentes. Sendo que estas regiões são submetidas a processos de transformação de fase no estado sólido e o resfriamento dessas regiões causa o refinamento de grãos. Como conseqüência, ocorre um aumento da heterogeneidade microestrutural e das propriedades mecânicas resultantes. A microestrutura final será composta por passes contendo regiões de como depositada seguidas de regiões reaquecidas. Próximo à linha de fusão, uma alta temperatura de recristalização será alcançada, os grãos de austenita equiaxial transformados crescerão rapidamente por difusão nos contornos dos grãos e, conseqüentemente, será formada uma granulometria grosseira. A decomposição da austenita conduz a uma região de ferrita acicular rodeada por ferrita de contorno de grão. Com a diminuição da temperatura de recristalização, o crescimento da ferrita de contorno de grão é relativamente facilitado devido à grande quantidade de contorno da austenita anterior e, então, esta microestrutura consiste quase que inteiramente de ferrita equiaxial de granulação fina com uma pequena quantidade de microfases (BRAZ, 1999).

A temperatura de interpasses é tão importante quanto a temperatura de pré-aquecimento, já que levam em consideração as propriedades mecânicas e microestruturais da

junta soldada. Por exemplo, os limites de escoamento e de resistência são funções da temperatura de interpasses.

A temperatura de interpasses refere-se à temperatura do material na área imediatamente soldada antes do segundo passe subsequente ou seus múltiplos passes de solda. Na prática, o mínimo especificado para a temperatura de interpasses é igual ao mínimo especificado para a temperatura de pré-aquecimento. Segundo FUNDERBURK (1997), altas temperaturas de interpasses geralmente provocam afinamento da estrutura dos grãos, tendem a reduzir a resistência da solda e melhora da temperatura de transição do ensaio de impacto Charpy; contudo, quando a temperatura de interpasses excede aproximadamente 260 °C este fato pode ser revertido.

A American Welding Society (AWS) Position Statement on the Northridge Earthquake recomenda que a temperatura de interpasses não exceda 290 °C quando se deseja boa tenacidade no cordão de solda. É necessário especificar uma temperatura máxima de interpasses quando se deseja obter boas propriedades mecânicas. A máxima temperatura de interpasses é também necessária para aços temperados e revenidos tal como ASTM A514.

FUNDERBURK (1997) apresenta que nos metais de base de alta temperabilidade, a mínima temperatura de interpasses deve ser suficiente para prevenir trincas, enquanto que a máxima temperatura deve ser controlada para produzir propriedades mecânicas adequadas. Para manter este balanço, as seguintes variáveis devem ser consideradas: tempo entre interpasses, espessura do metal de base, temperatura de pré-aquecimento, condições ambientais, características da transferência de calor introduzido à solda.

3.4.3.7. Energia de soldagem

A energia de soldagem ou aporte térmico (E) trata-se de um parâmetro alternativo, de uso comum, para se chegar a quantidade de energia gerada pela fonte de calor por unidade de comprimento da junta (MARQUES et al., 2004).

Esta energia é calculada com base nos parâmetros de corrente, tensão e velocidade de soldagem. Para soldagens a arco elétrico o valor de E, em kJ/mm, é dado pela equação (3.3) (FORTES e ARAÚJO, 2004).

$$E = \eta \frac{V \cdot I \cdot 60}{v \cdot 1000} \quad (3.3)$$

Onde:

E – energia de soldagem ou aporte térmico [kJ/mm].

η – eficiência de transferência ou rendimento térmico do processo [adimensional].

V – tensão em Volts [V].

I – corrente elétrica em Ampères [A].

v – velocidade linear de soldagem [mm/min].

A eficiência ou rendimento térmico do processo η é adimensional e varia entre 0 e 1, dependendo do processo e das condições de soldagem. Indica a proporção de energia que de fato é transferida para a poça de fusão e efetivamente absorvida pela peça (MARQUES et al., 2004). A Tabela 3.3 apresenta alguns valores típicos de η para diferentes processos de soldagem (QUITES, 2002).

Tabela 3.3 - Exemplos de rendimentos térmicos típicos.

PROCESSOS	TIG	Eletrodo Revestido	MIG	MAG	Arco Submerso	Eletrodo Tubular	Plasma
RENDIMENTO TÉRMICO (η)	0,55	0,78	0,72	0,78	0,95	0,80	0,66

A energia de soldagem (E) é de grande importância para o estudo da soldagem, pois influencia nas propriedades mecânicas dos conjuntos soldados, devido às variações que podem provocar, dependendo da sua intensidade, na morfologia do cordão de solda (penetração, largura e altura do reforço) e, também, pode afetar as transformações de fase

durante a soldagem, influenciando na microestrutura e nas propriedades resultantes do metal de solda (SANTOS NETO, 2003).

Alterações nesse fator são, normalmente, acompanhadas por variações na velocidade de resfriamento com efeitos na microestrutura da solda. Crescentes valores de aporte térmico tornam a poça de fusão progressivamente maior, diminuem a velocidade de resfriamento da junta e aumentam o tempo de reações metalúrgicas no metal de solda. Um excessivo aporte térmico pode ocasionar o crescimento de grãos e reduzir a tenacidade da solda (MOTA, 1998).

WAINER et al. (1992) apresentam que a velocidade de resfriamento é alterada pela variação do aporte térmico, isto é, quanto menor o aporte de calor, maior a velocidade de resfriamento.

EVANS (1982) apresentou que um aumento no aporte de calor, devido às baixas velocidades de soldagem, causa uma elevação no tempo de resfriamento e tem como consequência um aumento no teor de ferrita alotriomórfica com a redução no teor de ferrita acicular. Nos metais de solda, devido à poça permanecer, por um tempo maior, no estado líquido, os grãos colunares da austenita primária tornam-se grosseiros, diminuindo o grau de acicularidade. A redução na fração volumétrica da ferrita acicular pode ser explicada pela desoxidação e diminuição do teor de manganês e silício. Isto também pode levar a uma diminuição nos níveis de oxigênio do metal de solda e no volume de inclusões.

3.4.3.8. Ciclo térmico de soldagem

O ciclo térmico de soldagem descreve a variação de temperatura, durante a soldagem, em um ponto da peça. Cada ponto da peça fica, portanto, submetido a um ciclo térmico particular, o qual está em função direta da sua distância em relação à solda (MARQUES et al., 2004).

A curva da Figura 3.17 apresenta os ciclos térmicos de três pontos distintos da junta soldada (SANT'ANNA, 2006).

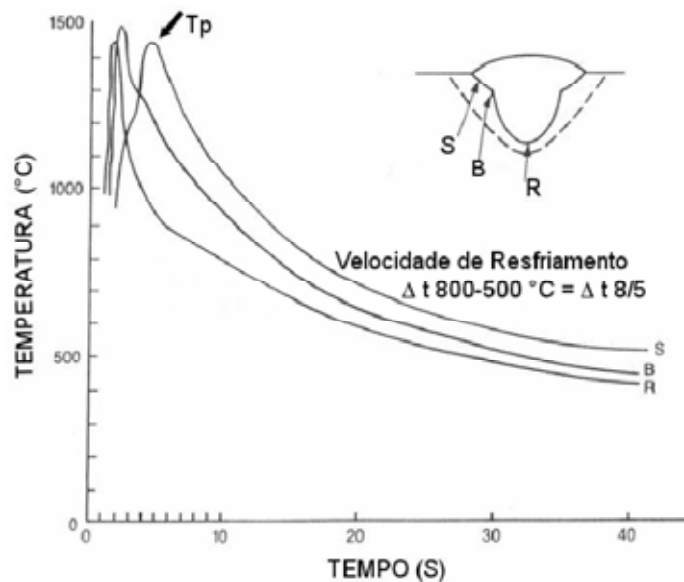


Figura 3.17 - Curva da variação do ciclo térmico de soldagem em função da posição dos termopares: S, B e R. (LINNERT, 2004 apud SANT'ANNA, 2006).

O ciclo térmico descreve, num dado ponto da peça soldada, a variação da temperatura com o tempo; auxiliando, no entendimento do efeito térmico da soldagem sobre a região do ponto analisado. O registro do ciclo térmico se faz por meio de termopares.

Os ciclos térmicos sofridos a cada ponto do material soldado determinam as transformações microestruturais e, conseqüentemente, as propriedades esperadas para uma junta (ZEEMANN e EMYGDIO, 2001).

SANTOS NETO (2003) e SANT'ANNA (2006) descrevem que os parâmetros mais importantes do ciclo térmico são:

- temperatura de pico (T_p): é a máxima temperatura atingida, indicando a possibilidade de ocorrência de transformações microestruturais. Esta temperatura depende das

condições de soldagem, da geometria e propriedades físicas da peça, da temperatura inicial e da distância do ponto considerado à fonte de calor;

- tempo de permanência acima de uma dada temperatura crítica: é importante para avaliar, por exemplo o crescimento de grãos;
- taxa de resfriamento: é importante na determinação da microestrutura em materiais que sofrem transformações de fase durante o resfriamento como, por exemplo, os aços estruturais comuns. A velocidade de resfriamento numa dada temperatura é igual à inclinação da curva do ciclo térmico nesta temperatura; e
- tempo de resfriamento entre 800 e 500 °C: neste intervalo de temperaturas podem ocorrer as mais importantes transformações de fase nos aços, um maior período para este resfriamento pode ampliar estas transformações.

Taxas de resfriamento muito baixas devem ser evitadas porque elas aumentam o tempo de austenitização do material e, conseqüentemente, promovem a formação de grãos grosseiros. Uma taxa de resfriamento muito elevada poderá, devido ao processo de têmpera, promover microestruturas de menor tenacidade (RADAJ, 1992 apud SANT'ANNA, 2006).

A partir das curvas de ciclo térmico, para todos os pontos ao longo da solda, é possível obter as temperaturas máximas atingidas em função da distância ao centro da junta. Esta função é chamada de repartição térmica e a partir desta pode-se avaliar as transformações ocorridas no aquecimento, pois esta pode ser associada ao diagrama de equilíbrio do material (ZEEMANN e EMYGDIO, 2001).

A Figura 3.18 apresenta uma ilustração de uma curva de repartição térmica levantada para um aço carbono. De acordo com GRONG e AKSELSEN (1984), a zona afetada pelo calor pode ser dividida em várias subzonas. Elas recebem nomes específicos e dependem do pico de temperatura que o material experimentou.

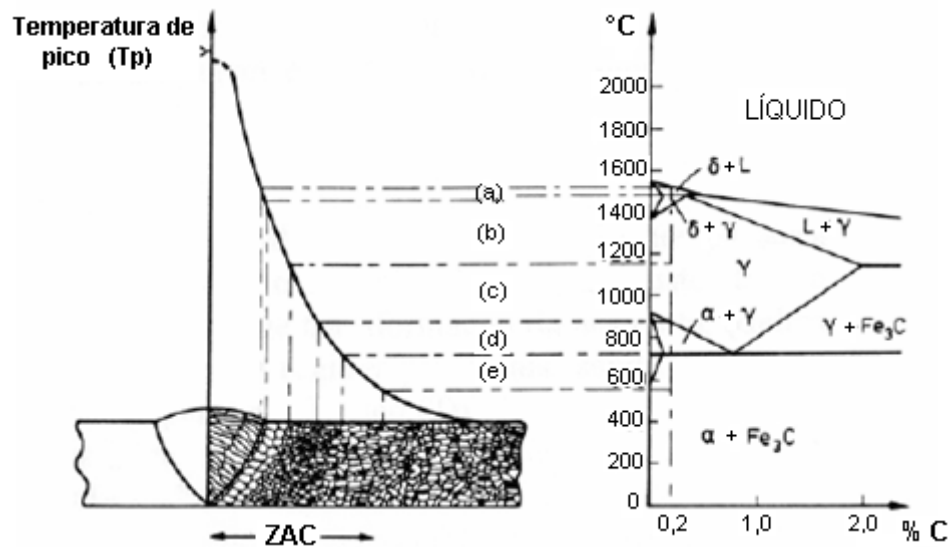


Figura 3.18 - Esquema de repartição térmica para uma junta de aço ao carbono.

(a) zona de transição sólido-líquido; (b) zona de crescimento de grão; (c) zona recristalizada; (d) zona parcialmente transformada; (e) zona revenida (GRONG, 1984).

Através das duas funções, ciclo térmico e repartição térmica, viabiliza-se o estudo das transformações metalúrgicas no estado sólido para uma junta soldada. O ciclo térmico possibilita a interpretação ou previsão das transformações no resfriamento, enquanto que a repartição térmica permite determinar a extensão das zonas onde se passam tais fenômenos (ZEEMANN e EMYGDIO, 2001).

3.4.3.9. Diluição

A composição química final do metal de solda é resultado das interações do metal de base e do metal de adição, que são misturados, no estado líquido, na poça de fusão. Esta participação relativa é o que define a diluição como sendo a relação entre a quantidade de material de base que se incorporou à solda e a quantidade total de metal de solda, proveniente do metal de base e também do metal de adição.

Trata-se de um conceito muito importante, pois permite que se calcule a composição química da solda a partir do conhecimento das composições químicas do material de adição e do material de base (QUITES, 2002).

O coeficiente de diluição ou, simplesmente, diluição representa, em síntese, a proporção com que o metal de base participa da zona fundida (ZEEMANN, 2003).

A diluição pode ser obtida pela medida, em uma macrografia da seção transversal da solda, das áreas proporcionais às quantidades de metal de base (B) e de metal de adição (A), conforme apresentado na Figura 3.19. A equação (3.4) apresenta a fórmula de cálculo deste coeficiente. Na soldagem multipasse, a diluição assim obtida é apenas um valor médio, pois a mesma varia com os passes, tendendo a ser maior no passe de raiz e menor nos passes de acabamento (MARQUES et al., 2004).

$$D = \frac{B}{A + B} \times 100 \quad [\%] \quad (3.4)$$

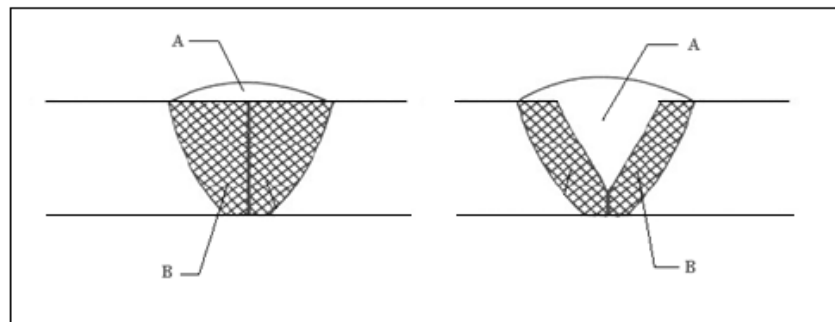


Figura 3.19 - Esquema de medição da diluição na seção transversal de um cordão.

(a) junta de topo (b) junta com chanfro “V”.

A diluição depende do tipo de junta, tipo de processo e parâmetros utilizados; sendo que pode variar desde baixos percentuais, como para a soldagem de revestimento, até 100%, para soldagem autógena (sem adição de consumível). Para os processos usuais de união, o percentual fica na faixa de 20 a 40% (ZEEMANN e EMYGDIO, 2001).

FARIAS (1993) apud CORRÊA (2000) mostra em seu trabalho que a área da solda aumenta com a tensão de soldagem. A diluição do cordão de solda é diretamente proporcional à corrente e inversamente proporcional à velocidade de soldagem e ao diâmetro do eletrodo (CORRÊA, 2000).

BLACKMAN e NORRISH (1988) apud OLIVEIRA (2005) apresentam que o efeito da corrente média sobre a geometria do cordão, para a soldagem com eletrodo tubular é a mesma que para a soldagem com arame sólido. Assim, com o aumento da corrente média, o reforço e a penetração aumentam linearmente, e a diluição também aumenta.

SAITO (2001) utilizando a mistura gasosa Ar + 25% CO₂ e CO₂ puro no processo eletrodo tubular pulsado, observou que o aumento da corrente média provocou um incremento na penetração e na área de diluição do cordão de solda e nas taxas de fusão e deposição.

4. METODOLOGIA EXPERIMENTAL

4.1. Materiais

O material de base empregado, neste experimento, foi uma chapa de aço estrutural de alta resistência e baixa liga – ARBL, denominado COS-AR 50, com 16 mm de espessura. As Tabelas 4.1 e 4.2 apresentam, respectivamente, a composição química e as propriedades mecânicas do material, sendo que estes dados foram fornecidos pelo fabricante.

Tabela 4.1 – Composição química do metal de base.

Elementos	C máx.	Mn	P máx.	S máx.	Si	(Nb + V) máx.	Ceq máx. (C+Mn/6)
%	0,20	1,00/1,60	0,030	0,025	0,10/0,55	0,12	0,45

Fonte: Cosipa

Tabela 4.2 - Propriedades mecânicas do metal de base.

Propriedades Mecânicas	Limite de Escoamento mín. [MPa]	Limite de Resistência [MPa]	Alongamento [%] mín.
COS-AR 50	330	500 / 630	22

Fonte: Cosipa

O material de adição utilizado foi um arame tubular de fluxo metálico E70C-6M, com 1,2 mm de diâmetro, fabricado pela ESAB e comercialmente conhecido por OK Tubrod 70 MC. Nas Tabelas 4.3 e 4.4 estão a composição química e as propriedades mecânicas deste arame.

Tabela 4.3 - Composição química do arame tubular com fluxo metálico E70C-6M.

Elementos	C	Si	Mn
%	0,04	0,55	1,30

Fonte: ESAB

Tabela 4.4 - Propriedades mecânicas do aporte puro do eletrodo.

Propriedades Mecânicas	Limite de Escoamento [MPa]	Limite de Resistência [MPa]	Alongamento [%]	Impacto Charpy V
E70C-6M	500	575	28	50 J (-30°C)

Fonte: ESAB

O arame consumível utilizado requer um gás auxiliar para melhor proteção ao arco voltaico e ao metal fundido. O gás de proteção aplicado foi o CO₂, com vazão de 18 l/min. A ESAB, fabricante do arame, recomenda, em seu catálogo, a utilização da mistura balanceada de 75-80% Ar e CO₂ como gás de proteção e numa vazão de 16 a 22 l/min. Entretanto, nos parâmetros de pulso definidos para este trabalho, os testes preliminares de soldagem detectaram problemas de falta de penetração do cordão de solda, o que não aconteceu com o CO₂, daí a opção por este gás.

4.2. Métodos

4.2.1. Procedimentos de soldagem

Preliminarmente, várias soldas foram executadas para caracterização das condições de soldagem e definição dos parâmetros de pulso, visando garantir certa estabilidade do arco elétrico durante a soldagem, bem como evitar a incidência de defeitos nos cordões, dentre os quais se destacam : falta de fusão, falta de penetração, poros, entre outros.

As chapas de espessura 16 mm, cortadas pelo processo oxi-corte e depois aplainadas nas faces laterais, foram deixadas nas dimensões: 330x75x16 mm. Para deposição da solda foi usinado entre cada par de chapas, posteriormente soldadas, um chanfro em X na proporção 2/3 e 1/3. As Figuras 4.1 e 4.2 mostram, respectivamente, os esquemas ilustrativos das dimensões do chanfro e da peça soldada.

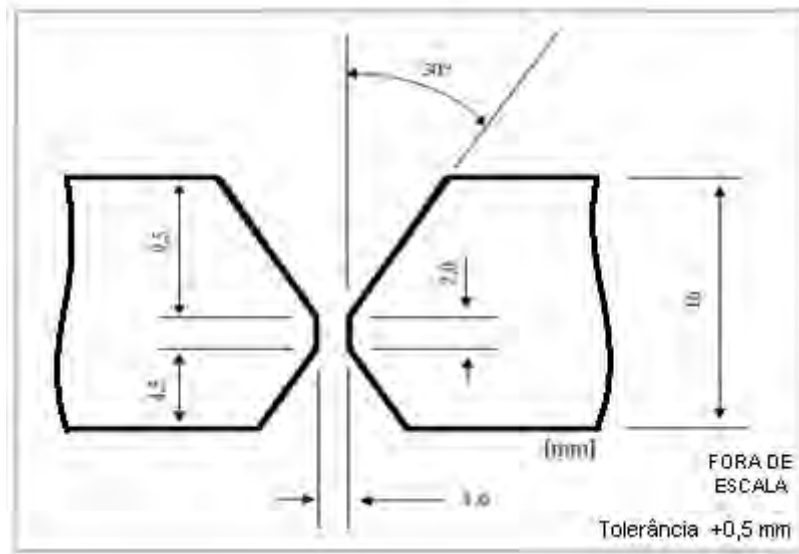


Figura 4.1 - Detalhe ilustrativo do chanfro.

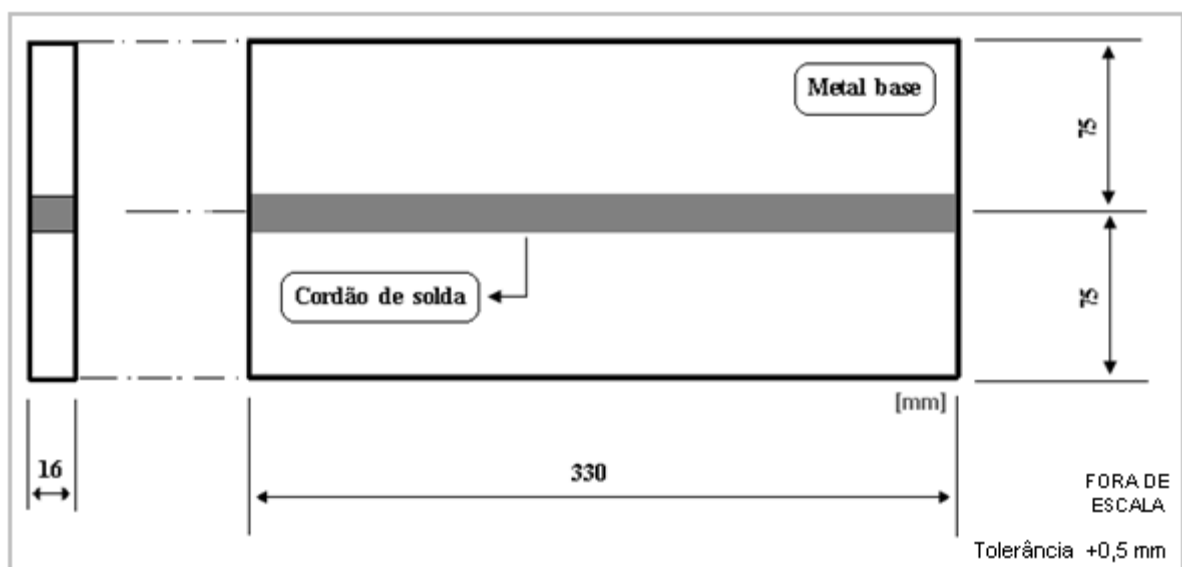


Figura 4.2 - Detalhe ilustrativo das chapas soldadas.

Os equipamentos utilizados para as soldagens podem ser observados na Figura 4.3, sendo uma fonte de energia multiprocessos, microprocessada, fabricada pela Miller, modelo MAXTRON 450 (a) e um cabeçote de alimentação do arame, fabricado pela Miller, modelo S-64M (b).



(a)



(b)

Figura 4.3 - (a) Fonte utilizada para os ensaios. (b) Cabeçote de alimentação do arame.

As soldagens foram executadas em corrente contínua, no modo pulsado, e a polaridade positiva. A velocidade de alimentação do arame foi ajustada em 7,6 m/min (metros por minuto) e a frequência de pulso em 100 pps (pulsos por segundo). Quanto à corrente de base (I_b), a mesma foi mantida em 115 A e o controle do comprimento do arco na fonte de energia do equipamento (TRIM) permaneceu ajustado ao nível 50. Este parâmetro está relacionado ao comprimento do arco e, conseqüentemente, à tensão média do processo. Testes preliminares demonstraram que alterações no TRIM influenciavam nos resultados da tensão média do processo. Observou-se que a influência ocorria de forma direta, ou seja, elevando o TRIM tinha-se também o aumento nos resultados obtidos para a tensão média.

Manteve-se constante, em 6,0 mm, a distância entre o bico de contato e a superfície da peça.

A junta soldada compõe-se de dois cordões de solda (um em cada lado da peça), cada qual realizado num único passe; sendo que para o primeiro cordão foi utilizado um cobre-junta. Considerou-se sempre como 1º cordão àquele depositado na proporção 2/3 do chanfro em X (profundidade 9,5 mm); e, antes da deposição do 2º cordão, na proporção 1/3 do chanfro, foi realizada a operação de goivagem para retirada de possível excesso de material de solda do 1º cordão e para uniformizar a profundidade do chanfro em 8,0 mm, ficando, portanto, na espessura média da peça. O detalhe do posicionamento dos cordões está demonstrado na Figura 4.4.

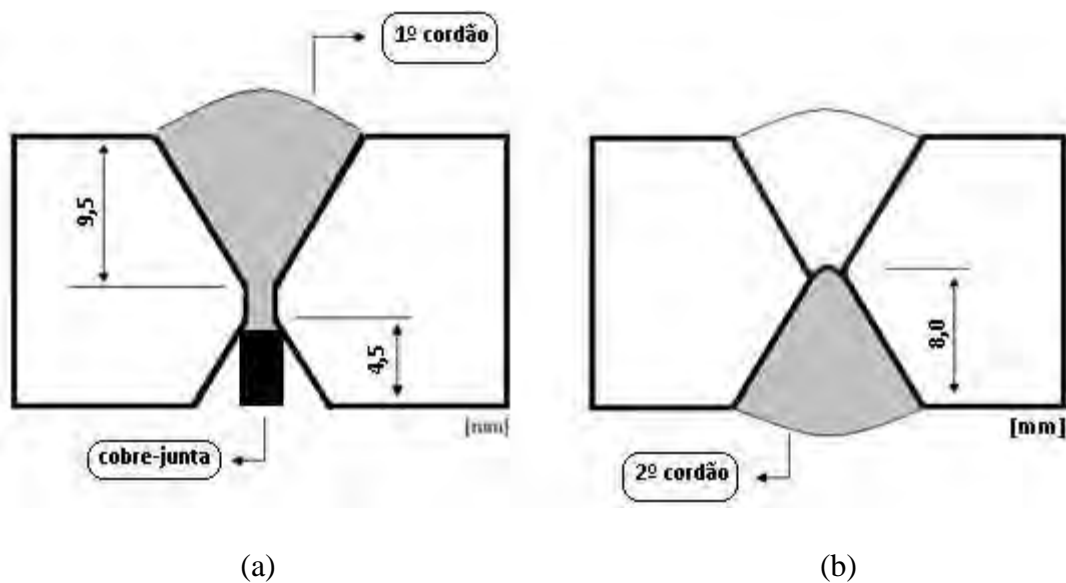


Figura 4.4 – Esquema ilustrativo dos cordões de solda.

a) 1º cordão (com cobre-junta) b) 2º cordão (após goivagem).

As soldas foram realizadas na posição plana, com posicionamento da tocha conforme Figura 4.5, sentido puxando o cordão. Para a confecção do cordão de solda, as chapas estavam alinhadas e presas por grampos na bancada, enquanto a tocha era movimentada, numa velocidade de avanço constante (V_s) de 150 mm/min, por meio de um equipamento de translação para corte oxi-gás, da White Martins, modelo MC-46, devidamente adaptado para este fim. A Figura 4.6 mostra o equipamento.

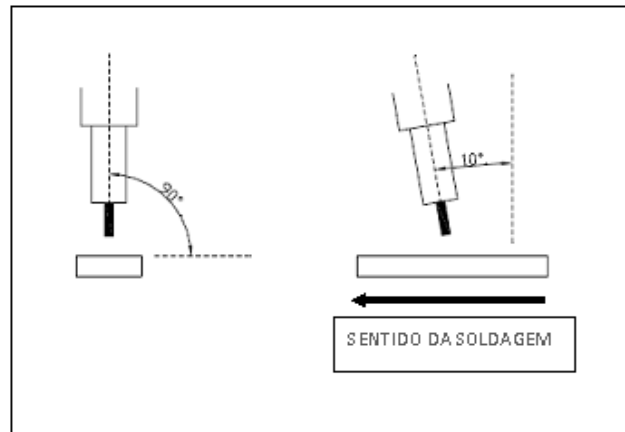


Figura 4.5 - Esquema ilustrativo do posicionamento da tocha com deslocamento no sentido positivo (puxando).



Figura 4.6 - Detalhe da tocha e do equipamento de translação.

Os ensaios foram realizados sem pré-aquecimento (temperatura ambiente) e com pré-aquecimento de 100°C e 150°C, sendo o processo de soldagem iniciado quando as temperaturas das peças atingiam os valores estabelecidos. O aquecimento das peças foi realizado no forno elétrico com controle automático de temperatura, pertencente ao Laboratório de Soldagem. A temperatura do forno era ajustada em 20°C acima da temperatura

de pré-aquecimento desejada, o objetivo deste incremento de temperatura era para compensar o resfriamento das peças durante o trajeto do forno até a bancada de soldagem. Na bancada, as peças eram devidamente posicionadas e aguardava-se atingirem a temperatura de pré-aquecimento estabelecida para depois iniciar a soldagem. A medição das temperaturas era feita através de um termômetro digital. Para os testes sem pré-aquecimento, a temperatura ambiente indicava 29°C.

Após a confecção do 1º cordão, a peça era deixada resfriar lentamente no ambiente antes de retornar ao forno para ser novamente pré-aquecida para a confecção do 2º cordão.

Os parâmetros de pulso utilizados nas soldas realizadas em cada peça estão apresentados na Tabela 4.5.

Tabela 4.5 - Parâmetros de pulso por peça soldada.

Peça	Corrente de pico I_p [A]	Corrente de base I_b [A]	Frequência de pulso F [Hz]	Tempo de pico t_p [ms]
1	435	115	100	2,1
2	435	115	100	2,1
3	435	115	100	2,1
5	435	115	100	2,1
6	435	115	100	2,1
7	435	115	100	2,1
8	435	115	100	2,1
9	470	115	100	2,1
10	470	115	100	2,1
11	470	115	100	2,1
12	470	115	100	2,1
14	435	115	100	2,3
15	435	115	100	2,3
16	435	115	100	1,9
17	435	115	100	1,9

A Tabela 4.6 mostra sete grupos de combinações relacionando parâmetros de pulso e temperaturas de pré-aquecimento. Após a realização dos ensaios iniciais, a formação das combinações foi direcionada com o objetivo de analisar a influência das variações da corrente de pico (I_p) e do tempo de pico (t_p) na microestrutura do cordão de solda e conseqüentemente

nas propriedades mecânicas. Para as análises combinou-se, também, a influência da temperatura (T) das peças no momento da soldagem, ou seja, à temperatura ambiente (29 °C) ou pré-aquecidas (100 °C ou 150 °C).

Tabela 4.6 - Grupos de combinações de parâmetros de pulso e temperatura.

Grupo	Peças	Parâmetros de pulso		Temperatura da peça (T) [°C]	
		I_p [A]	t_p [ms]	Sem pré-aquec. (ambiente)	Com pré-aquec. (forno)
S-1	1,2,3	435	2,1	29	-
S-2	5,6	435	2,1	-	100
S-3	7,8	435	2,1	-	150
S-4	9,10	470	2,1	-	100
S-5	11,12	470	2,1	-	150
S-6	14,15	435	2,3	-	100
S-7	16,17	435	1,9	-	100

Dependendo do parâmetro que seria analisado foram selecionados grupos distintos de combinações. A Tabela 4.7 apresenta a separação dos grupos para a análise das influências dos parâmetros: corrente de pico e tempo de pico, e também da temperatura de pré-aquecimento, sobre a microestrutura final do cordão de solda.

Tabela 4.7 - Grupos utilizados para analisar a influência dos parâmetros variáveis sobre a microestrutura do metal de solda.

Parâmetro analisado	Influência da corrente de pico (I_p)	Influência do tempo de pico (t_p)	Influência da temperatura (T)
GRUPOS	S-2, S-4 ou* S-3, S-5	S-2, S-6, S-7	S-1, S-2, S-3

*diferem na temperatura de pré-aquecimento: S-2 e S-4 (100°C), S-3 e S-5 (150°C).

Os resultados dos ensaios foram registrados através de uma placa de aquisição de dados, denominada Interdata 2, com interface para microcomputador e analisados com o software denominado MIGMAG. A placa e o software foram desenvolvidos pela Universidade Federal de Santa Catarina. Os resultados obtidos sobre os valores médios de corrente e tensão, por grupo de peças soldadas, estão apresentados na Tabela 4.8.

Tabela 4.8 - Valores médios de corrente e tensão para cada condição de soldagem.

Grupo	Peça	Corrente média – I_m [A]				Tensão média – V_m [V]			
		1º cordão		2º cordão		1º cordão		2º cordão	
		Ensaio	Média grupo	Ensaio	Média grupo	Ensaio	Média grupo	Ensaio	Média grupo
S-1	1	205,00		230,00		23,60		20,70	
	2	208,00	205,00	232,00	230,70	23,40	23,83	21,60	21,17
	3	202,00		230,00		24,50		21,20	
S-2	5	212,00	208,50	214,00	210,50	23,30	23,35	23,00	23,20
	6	205,00		207,00		23,40		23,40	
S-3	7	202,00	202,50	205,00	207,50	23,80	23,80	23,60	23,40
	8	203,00		210,00		23,80		23,20	
S-4	9	224,00	213,00	226,00	234,00	22,10	23,10	21,90	21,40
	10	202,00		242,00		24,10		20,50	
S-5	11	213,00	219,50	216,00	227,00	22,80	22,40	23,10	22,10
	12	226,00		238,00		22,00		21,10	
S-6	14	219,00	212,00	213,00	213,00	23,20	23,60	23,50	23,60
	15	205,00		213,00		24,00		23,70	
S-7	16	214,00	217,00	223,00	217,00	21,90	21,60	21,20	21,65
	17	220,00		211,00		21,30		22,10	

4.2.2. Metalografia

O exame metalográfico consistiu na realização de análises em macrografias e micrografias. Foram retiradas duas amostras de cada junta soldada, mediante um corte transversal em relação ao cordão de solda.

4.2.2.1. Macrografia

A macrografia foi realizada com o objetivo de caracterizar o perfil da microestrutura na seção transversal do cordão de solda. Avaliou-se a ocorrência de porosidades, a falta de penetração e de fusão, entre outros possíveis defeitos de soldagem. A preparação das amostras deu-se com o lixamento, com granulometria até 600, da superfície e posterior polimento com alumina 1 μ m. O ataque químico foi feito com uma mistura de 15 ml de ácido nítrico, 85 ml de etanol 96GL e 5 ml de água destilada, aplicada com 20 segundos de imersão.

4.2.2.2. Micrografia

4.2.2.2.1. Identificação e quantificação das fases

As amostras para as análises micrográficas foram lixadas até a lixa de grana 1200 e, posteriormente, a superfície foi polida com pasta de diamante de 1 μ m. O ataque para revelação foi realizado com Nital 5% aplicado na superfície, com algodão, por um tempo de 25 segundos. O Nital 5% tem em sua composição 5 ml de ácido nítrico (HNO₃) e 95 ml de álcool etílico, sendo utilizado para revelar os contornos dos grãos de ferrita em aços de baixo carbono e contrastar ferrita e perlita (CARVALHO E SILVA, 1978).

Para a identificação e quantificação dos microconstituintes foi utilizada a terminologia de padronização proposta pelo IIW - Instituto Internacional de Soldagem, Doc. 999-88.

Para a quantificação de fases aplicou-se um aumento de 500 vezes em microscópio ótico, marca CARL ZEISS, modelo NEOPHOT 32. Foi utilizado o Método da Contagem de Pontos, como mostra a Figura 4.7. A malha, com quadros de 10x10 mm, foi desenhada em material transparente e sobreposta à tela de um microcomputador que projetava as

micrografias fotografadas por uma câmera digital com resolução de 5 megapixels, acoplada ao microscópio. Foram analisadas dezesseis regiões na parte central de cada corpo de prova, sendo seis regiões contíguas do 1º cordão (a), outras seis regiões contíguas do 2º cordão (b) e mais quatro regiões contíguas na parte da solda que sofreu a ação dos dois cordões de solda, chamada de zona recristalizada (c), conforme mostrado na Figura 4.8. A quantidade total de pontos analisados para a quantificação das fases está demonstrada na Tabela 4.9.

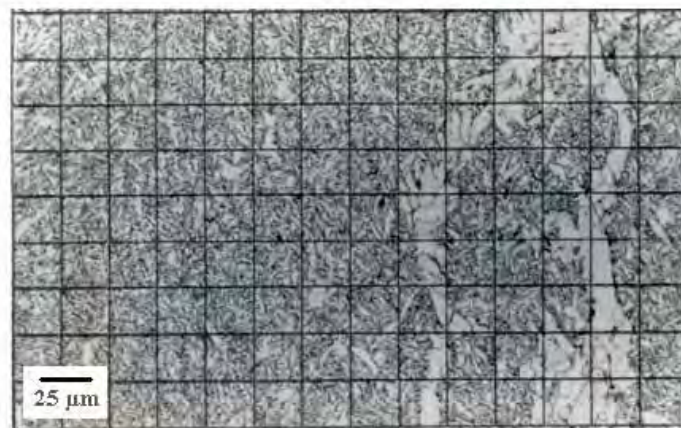


Figura 4.7- Microestrutura do cordão de solda com a sobreposição da malha quadriculada.

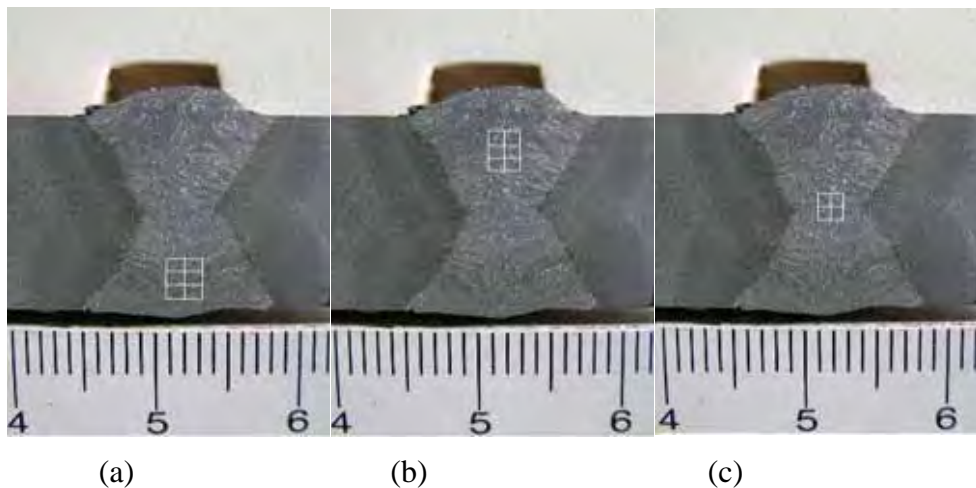


Figura 4.8- Esquema ilustrativo das regiões de mapeamento.

(a) 1º cordão (b) 2º cordão (c) zona recristalizada.

Tabela 4.9 – Quantidade de pontos analisados para quantificação das fases.

Grupos	Quantidade de pontos analisados por grupo de solda		
	1º cordão	Zona recristalizada	2º cordão
S-1	4032	1728	4032
S-2	2592	1152	2592
S-3	2592	1152	2592
S-4	2592	1152	2592
S-5	2592	1152	2592
S-6	2592	1152	2592
S-7	2592	1152	2592

4.2.2.2.2. Quantificação das microfases

Para a análise de quantificação das microfases foram utilizadas as mesmas amostras submetidas à identificação e quantificação de fases, após novo processo de preparação das peças. Amostras lixadas até a lixa de grana 1200 e, posteriormente, polidas com pasta de diamante 1µm. O ataque químico foi feito com Nital 2%, aplicado com algodão por 45 segundos; e, posteriormente, feito um tingimento colorido com o reagente Klemm II, aplicado por imersão durante 1 minuto. O Nital 2% é composto por 2 ml de ácido nítrico (HNO₃) e 98 ml de álcool etílico, utilizado para contrastar ferrita e perlita e revelar contorno de grão. O Klemm II é composto de 1g de metabissulfito de potássio dissolvido em 10 ml de solução aquosa saturada de tiosulfato de sódio (50 g de tiosulfato de sódio dissolvido em 100 ml de

água destilada), sendo este reagente utilizado para revelar o constituinte A-M (VANDER VOORT, 1985).

As fotomicrografias foram tiradas com aumento entre 800 a 1000 vezes em microscópio ótico, NEOPHOT 32, através de câmera digital de 5 megapixels.

Para cada amostra preparada, foram fotografadas seis regiões contíguas no 1º cordão, outras seis regiões no 2º cordão e mais quatro regiões na zona recristalizada. A Figura 4.9 apresenta um esquema ilustrativo das regiões analisadas. A quantidade total de micrografias analisadas está demonstrada na Tabela 4.10.

Tabela 4.10 – Quantidade de micrografias analisadas para quantificação de microfases.

Grupos	Quantidade de micrografias analisadas por grupo de solda		
	1º cordão	Zona recristalizada	2º cordão
S-1	36	24	36
S-2	24	16	24
S-3	24	16	24
S-4	24	16	24
S-5	24	16	24
S-6	24	16	24
S-7	24	16	24

Para a quantificação das microfases, por meio das fotomicrografias, foi utilizado um programa de computador para análise de imagem, desenvolvido por Jandel Corporation, denominado Mocha Image Analysis Software versão 1.2. Este programa possibilita obter o percentual que as microfases representam em relação a área total da microestrutura.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste capítulo são apresentados e discutidos os resultados dos ensaios realizados para a análise da influência dos parâmetros de pulso: corrente de pico (I_p) e tempo de pico (t_p) e da temperatura de pré-aquecimento (T) nas características microestruturais do metal de solda.

As análises objetivaram a quantificação de fases, nas combinações de parâmetros propostas, avaliando-se a presença da ferrita acicular, bem como a quantificação do microconstituente austenita-martensita (A-M) nas microestruturas dos cordões. Visto que, de uma forma geral, ferrita acicular e microconstituente A-M têm influências opostas na tenacidade do cordão de solda. A tenacidade é favorecida pela presença da ferrita acicular e comprometida pelo A-M.

No decorrer deste capítulo são apresentadas algumas fotomicrografias das secções transversais dos metais de solda, bem como fotomicrografias dos dois cordões que formam a solda e da zona recristalizada, retiradas em regiões contíguas conforme esquema apresentado na Figura 5.1.

5.1. Energia de soldagem

A energia de soldagem foi calculada utilizando a equação (3.3), considerando a eficiência do processo de soldagem $\eta = 0,80$, conforme Tabela 3.3. Os valores referentes a corrente e tensão médias estão discriminados na Tabela 4.8 e a velocidade de soldagem aplicada nas soldagens foi de 150 mm/min. Os valores da energia para cada um dos dois cordões estão calculados por grupo de soldas e apresentados na Tabela 5.1. Observa-se que a solda S-6 apresentou os maiores valores para o aporte térmico, enquanto que os menores valores foram registrados para a solda S-7. No entanto, de forma geral, não ocorreram situações com valores discrepantes para a energia de soldagem e que motivassem alguma análise mais criteriosa.

Tabela 5.1 – Energia de soldagem obtida para cada condição de soldagem para os 1ºs cordões e 2ºs cordões.

Solda	Energia de soldagem - E [kJ/mm]		
	1º cordão	2º cordão	Média entre 1º e 2º cordões
S-1	1,57	1,56	1,57
S-2	1,56	1,57	1,57
S-3	1,54	1,56	1,55
S-4	1,58	1,58	1,58
S-5	1,58	1,60	1,59
S-6	1,60	1,61	1,61
S-7	1,51	1,51	1,51

5.2. Cordões de solda

As macrografias mostraram cordões de solda isentos de discontinuidades. Variações nos aspectos morfológicos dos cordões de solda não eram objetivos deste trabalho e, portanto, não foram analisados. A Figura 5.1 apresenta o aspecto visual final do cordão de solda em uma das peças de teste.



Figura 5.1 – Apresentação de uma peça após soldagem.

As Figuras 5.2 e 5.3 apresentam, em detalhes, os 1º e 2º cordões de algumas peças soldadas.

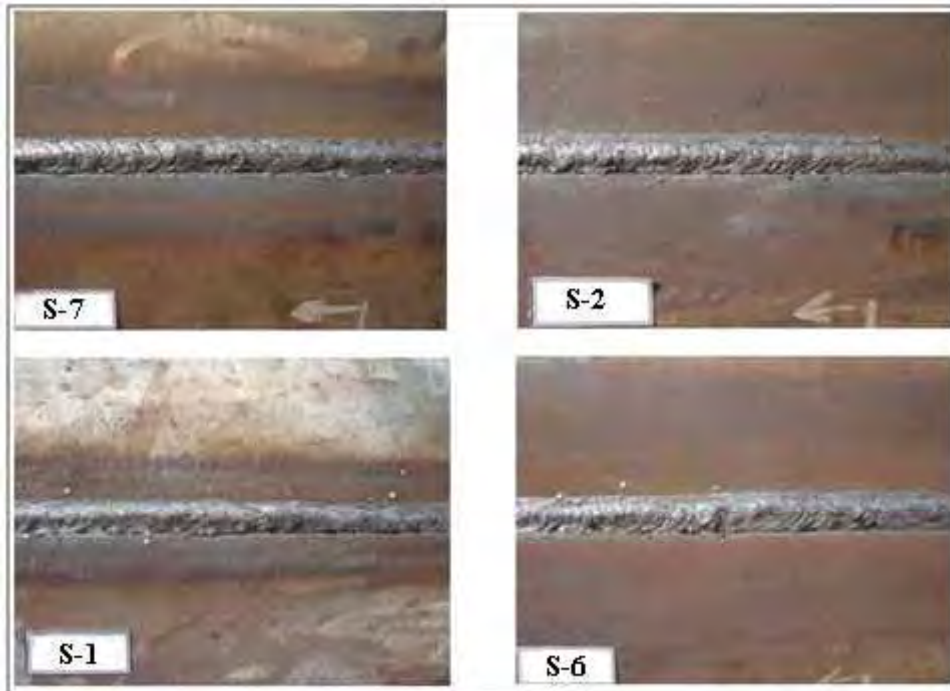


Figura 5.2 – Detalhe visual dos 1ºs cordões das juntas soldadas.

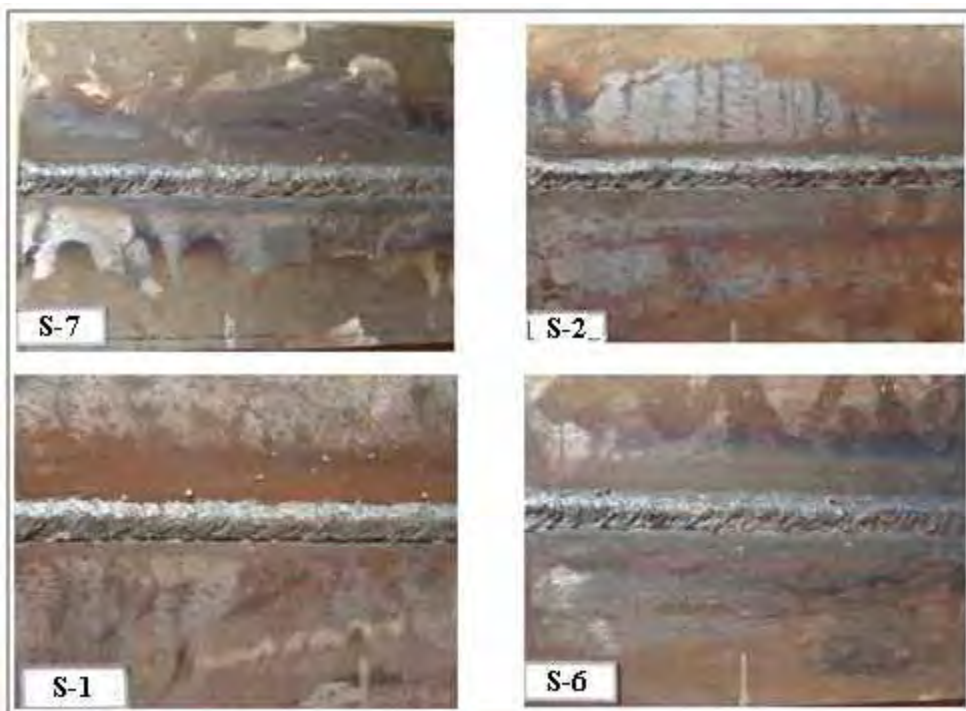


Figura 5.3– Detalhe visual dos 2ºs cordões das juntas soldadas.

5.3. Análise macrográfica

As Figuras 5.4 a 5.10 ilustram as macrografias das seções transversais de algumas juntas soldadas, evidenciando os perfis dos dois cordões e a qualidade interna do metal de solda. O ataque químico possibilitou, também, a visualização da região termicamente afetada do metal de base.

Observa-se que as soldas apresentam-se com boas características visuais de deposição, evidenciadas pela ausência de irregularidades como inclusões e falta de fusão ou penetração; caracterizando-se, portanto, num aspecto geral bastante satisfatório.

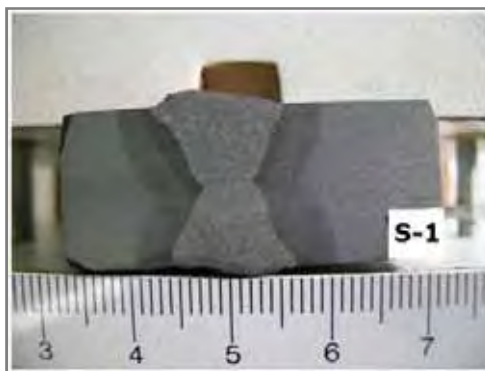


Figura 5.4 – Macrografia da solda S-1.

$I_p = 435 \text{ A}$, $t_p = 2,1 \text{ ms}$, $T = \text{ambiente } (29 \text{ }^\circ\text{C})$



Figura 5.5 – Macrografia da solda S-2.

$I_p = 435 \text{ A}$, $t_p = 2,1 \text{ ms}$, $T = 100 \text{ }^\circ\text{C}$



Figura 5.6 – Macrografia da solda S-3.
 $I_p = 435 \text{ A}$, $t_p = 2,1 \text{ ms}$, $T = 150 \text{ }^\circ\text{C}$

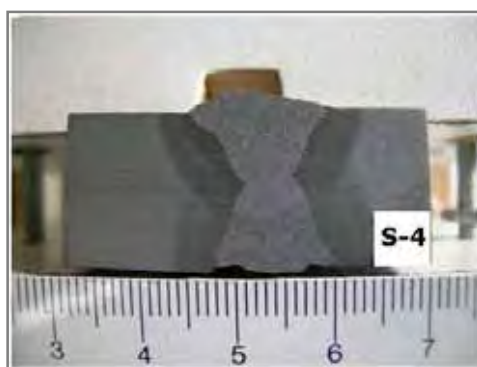


Figura 5.7– Macrografia da solda S-4.
 $I_p = 470 \text{ A}$, $t_p = 2,1 \text{ ms}$, $T = 100 \text{ }^\circ\text{C}$

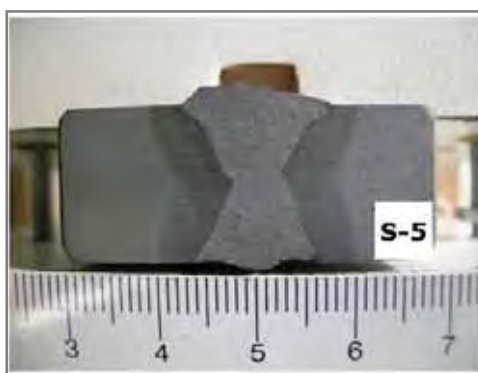


Figura 5.8– Macrografia da solda S-5.
 $I_p = 470 \text{ A}$, $t_p = 2,1 \text{ ms}$, $T = 150 \text{ }^\circ\text{C}$

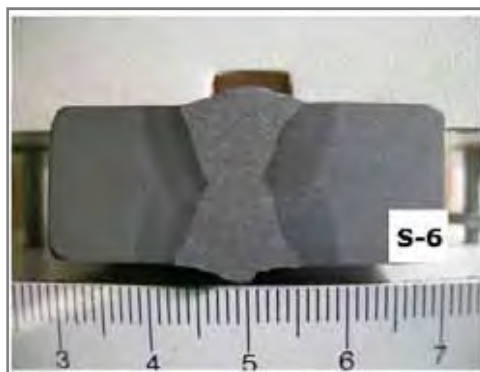


Figura 5.9– Macrografia da solda S-6.

$I_p = 435 \text{ A}$, $t_p = 2,3 \text{ ms}$, $T = 100 \text{ }^\circ\text{C}$



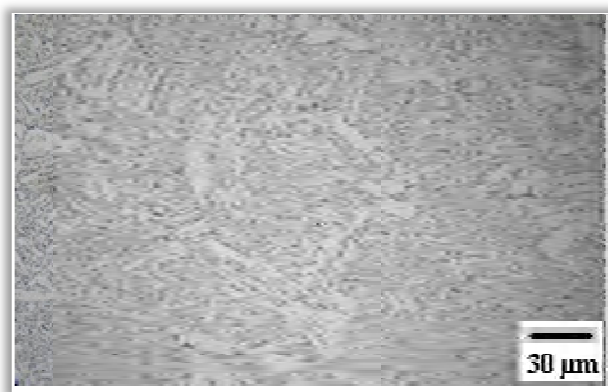
Figura 5.10 – Macrografia da solda S-7.

$I_p = 435 \text{ A}$, $t_p = 1,9 \text{ ms}$, $T = 100 \text{ }^\circ\text{C}$

5.4. Análise qualitativa e quantitativa da microestrutura do metal de solda

A microestrutura do metal de solda existente nas amostras analisadas foi observada sob uma ampliação da imagem de 500 vezes, em microscópio ótico, após o ataque químico feito com nital 5%. De acordo com as recomendações estabelecidas pelo Instituto Internacional de Soldagem (*International Institute of Welding - IIW*) foram definidos os diferentes microconstituintes presentes nos cordões e na zona de recristalização da junta soldada.

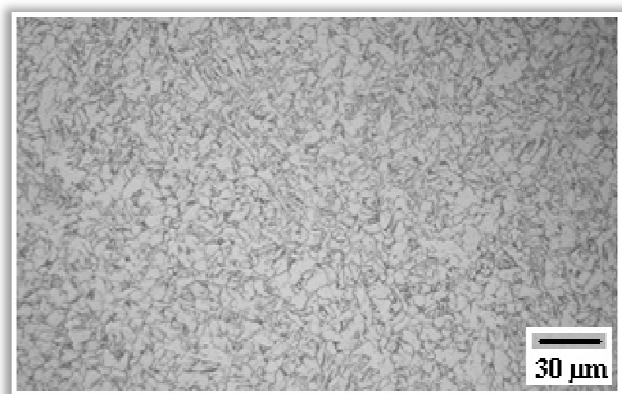
Assim, as Figuras 5.11 a 5.17 apresentam as micrografias dos metais de solda obtidos nas condições propostas dos parâmetros de pulso, corrente de pico (I_p) e tempo de pico (t_p), e nas diferentes temperaturas de pré-aquecimento, estabelecidas para este trabalho.



(a)



(b)



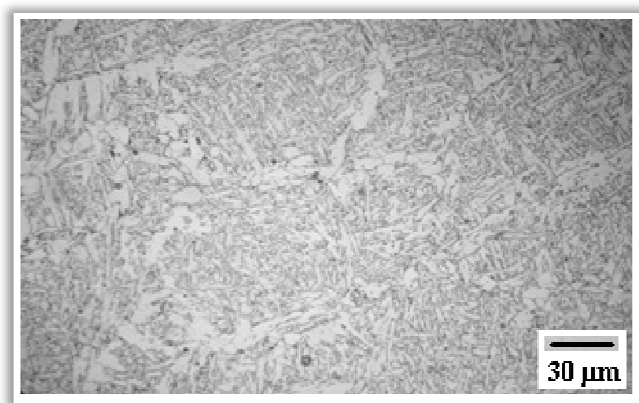
(c)

Figura 5.11 – Micrografias do metal de solda na condição S-1:
 $I_p = 435$ A, $t_p = 2,1$ ms, $T =$ ambiente (29 °C). Ataque com nital 5%.

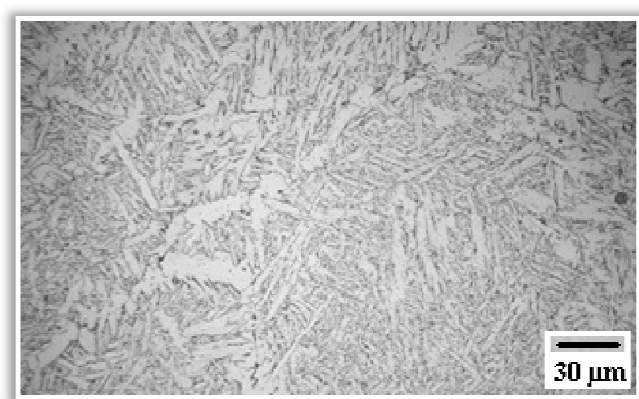
(a) 1° cordão

(b) 2° cordão

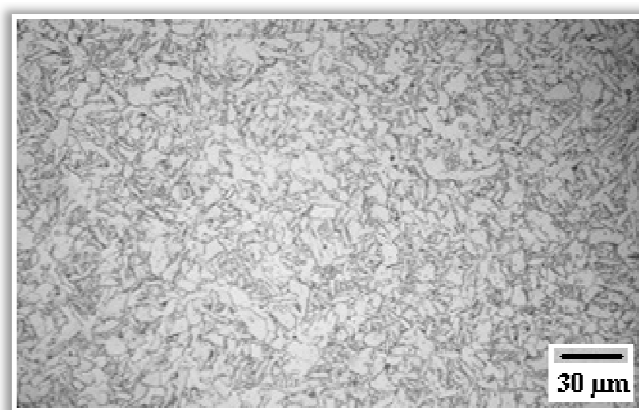
(c) zona recristalizada



(a)



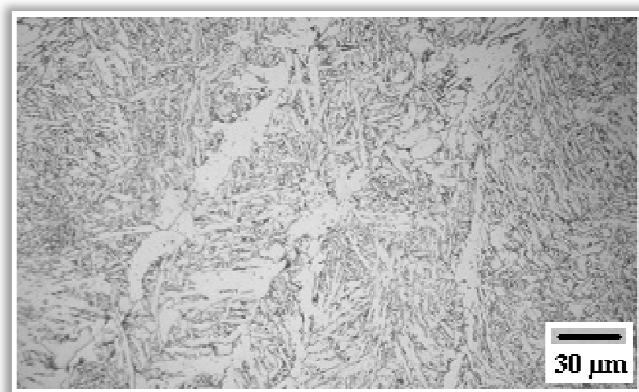
(b)



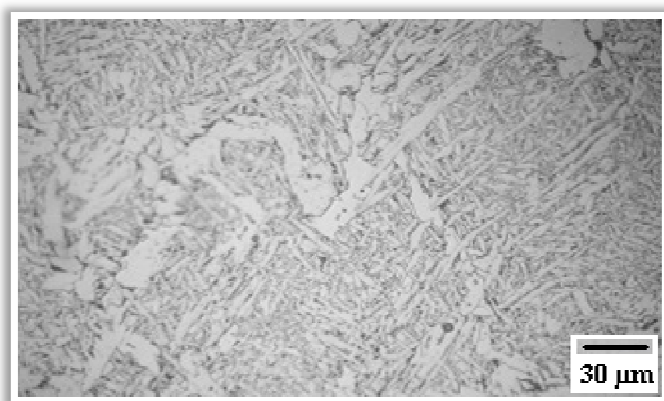
(c)

Figura 5.12 – Micrografias do metal de solda na condição S-2:
 $I_p = 435$ A, $t_p = 2,1$ ms, $T = 100$ °C. Ataque com nital 5%.

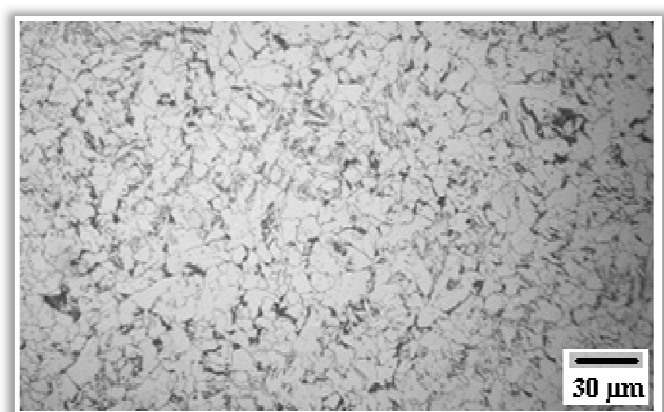
(a) 1° cordão (b) 2° cordão (c) zona recristalizada



(a)



(b)



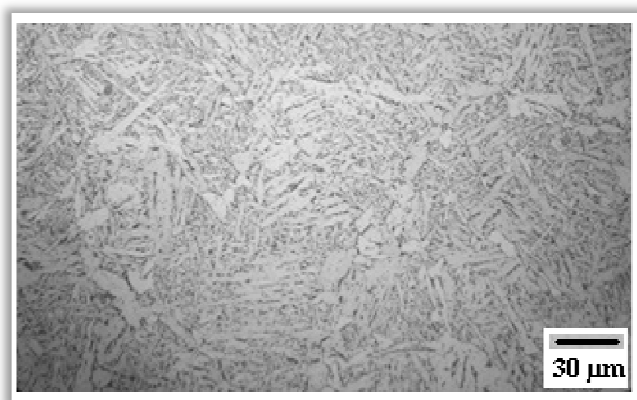
(c)

Figura 5.13 – Micrografias do metal de solda na condição S-3:
 $I_p = 435$ A, $t_p = 2,1$ ms, $T = 150$ °C. Ataque com nital 5%.

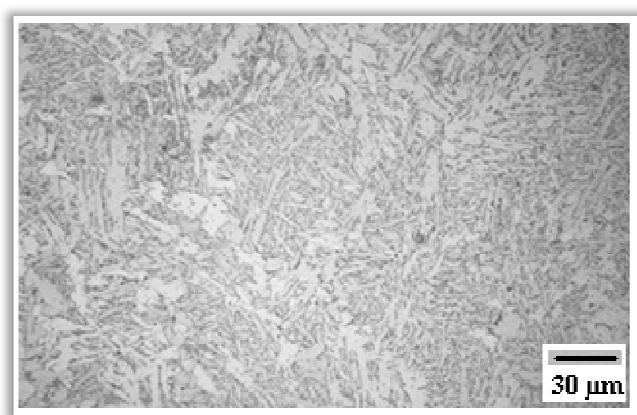
(a) 1° cordão

(b) 2° cordão

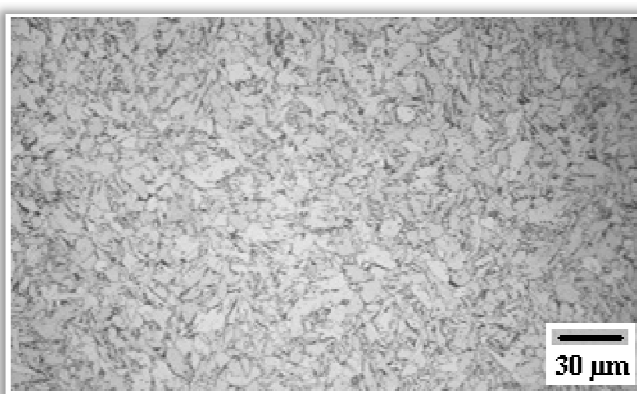
(c) zona recristalizada



(a)



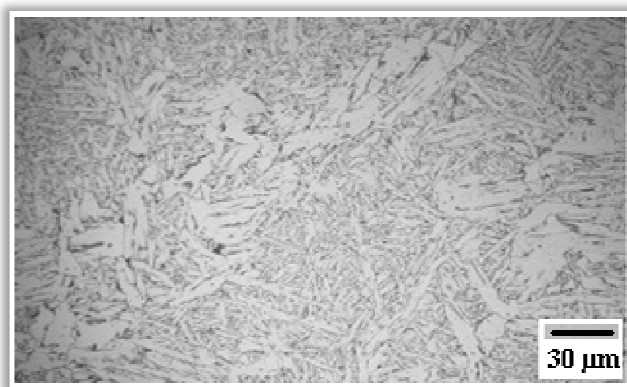
(b)



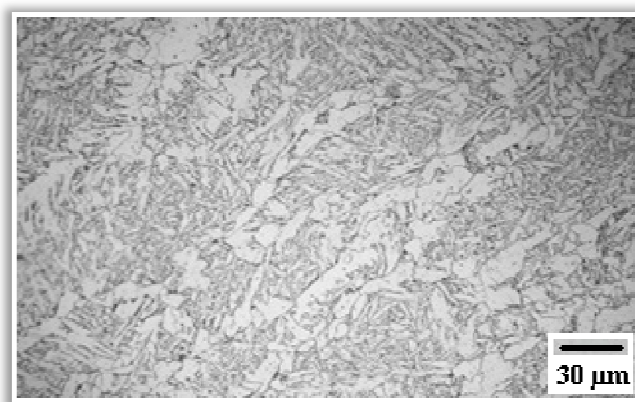
(c)

Figura 5.14 – Micrografia do metal de solda na condição S-4:
 $I_p = 470$ A, $t_p = 2,1$ ms, $T = 100$ °C. Ataque com nital 5%.

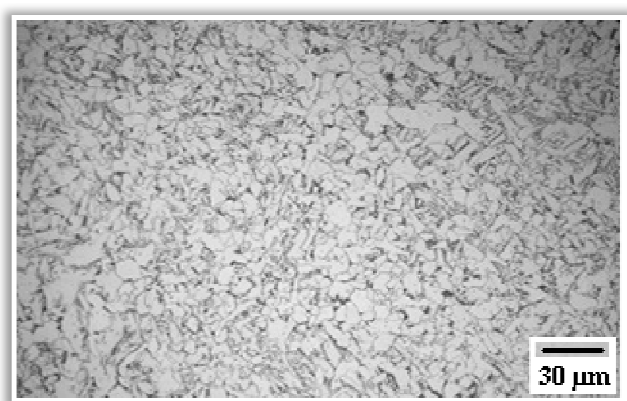
(a) 1º cordão (b) 2º cordão (c) zona recristalizada



(a)



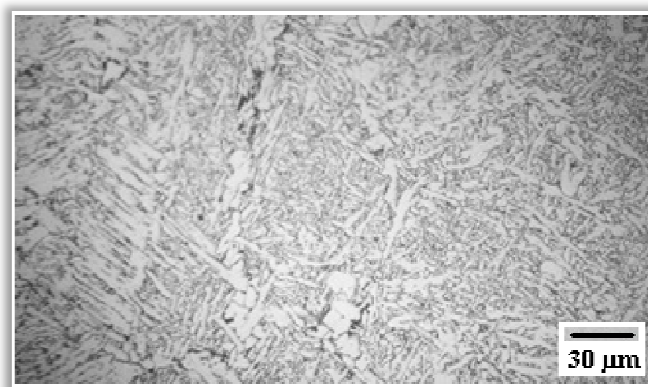
(b)



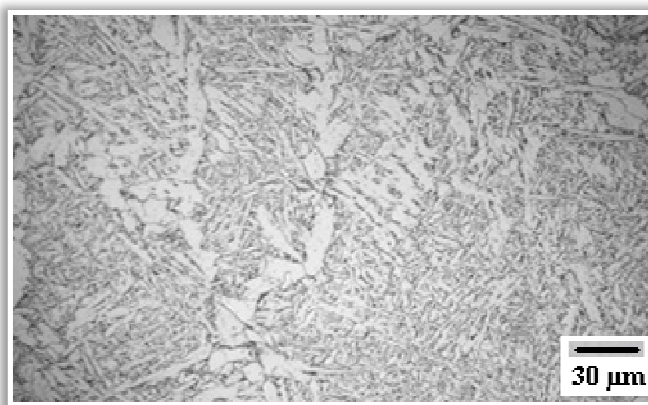
(c)

Figura 5.15 – Micrografia do metal de solda na condição S-5:
 $I_p = 470$ A, $t_p = 2,1$ ms, $T = 150$ °C. Ataque com nital 5%.

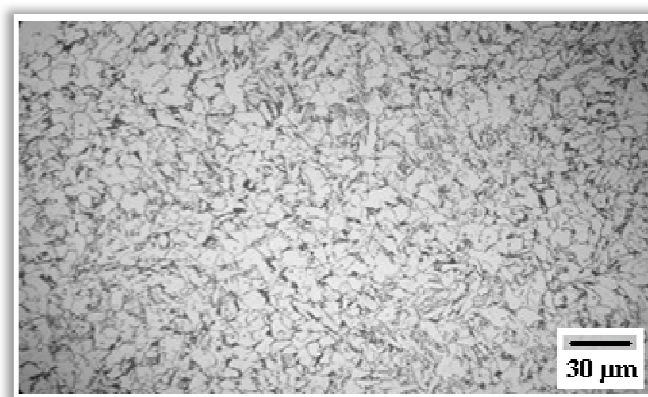
(a) 1° cordão (b) 2° cordão (c) zona recristalizada



(a)



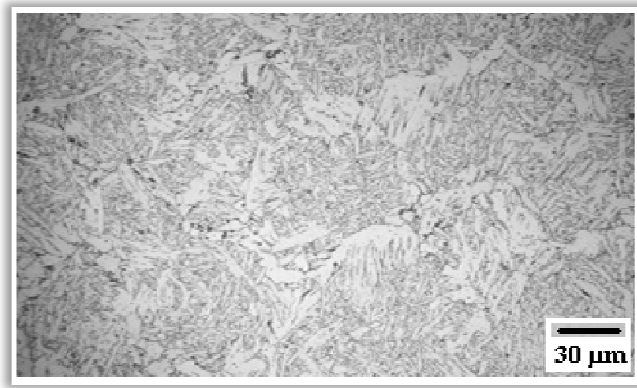
(b)



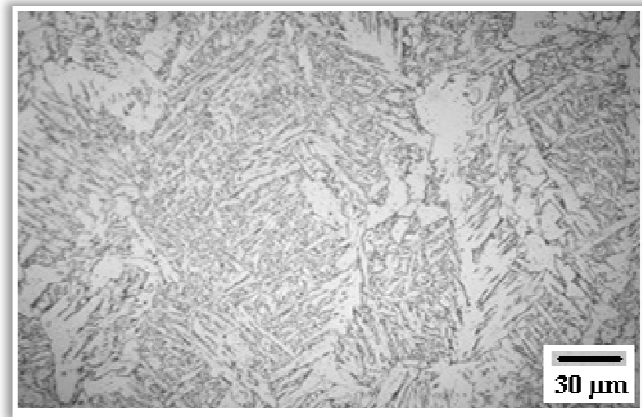
(c)

Figura 5.16 – Micrografia do metal de solda na condição S-6:
 $I_p = 435$ A, $t_p = 2,3$ ms, $T = 100$ °C. Ataque com nital 5%.

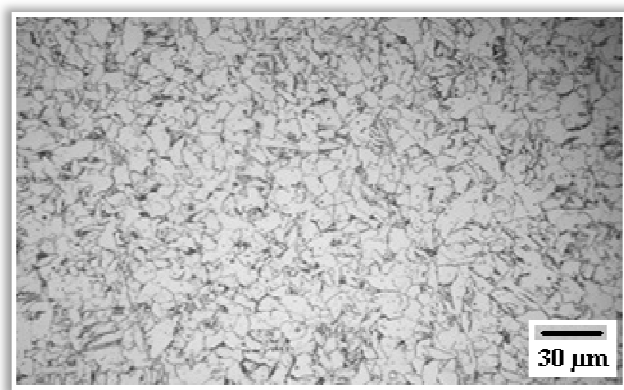
(a) 1° cordão (b) 2° cordão (c) zona recristalizada



(a)



(b)



(c)

Figura 5.17– Micrografia do metal de solda na condição S-7:
 $I_p = 435$ A, $t_p = 1,9$ ms, $T = 100$ °C. Ataque com nital 5%.

(a) 1° cordão (b) 2° cordão (c) zona recristalizada

5.4.1. Identificação e quantificação das microestruturas nos cordões de solda

A quantificação das microestruturas foi feita utilizando-se o Método da Contagem de Pontos. Por este método determinou-se as frações volumétricas das diversas morfologias da ferrita observadas na microestrutura do metal de solda, como a ferrita acicular (FA), a ferrita primária (FP) e as ferritas com segunda fase alinhadas e não-alinhadas, agrupadas como ferrita com segunda fase (FS); observou-se, também, a porcentagem do agregado ferrita-carboneto (FC). As quantificações foram realizadas, individualmente, para cada um dos dois cordões de solda depositados nas condições de soldagem propostas neste trabalho e os resultados são mostrados na Tabela 5.2 para os primeiros cordões das juntas soldadas e na Tabela 5.3 para os segundos cordões. A Tabela 5.4 representa uma média calculada das microestruturas dos dois cordões.

Tabela 5.2 – Quantificação dos microconstituintes das soldas – 1º cordão.

Solda	FP [%]	FA [%]	FS [%]	FC [%]
S-1	20,4	57,6	21,7	0,3
S-2	21,9	55,2	22,5	0,4
S-3	21,7	54,0	23,2	1,1
S-4	22,7	52,8	24,3	0,2
S-5	22,9	50,8	24,8	1,4
S-6	23,4	49,9	26,0	0,7
S-7	18,9	58,1	22,6	0,4

Tabela 5.3 – Quantificação dos microconstituintes das soldas – 2º cordão.

Solda	FP [%]	FA [%]	FS [%]	FC [%]
S-1	21,0	53,6	25,3	0,1
S-2	23,1	51,2	25,4	0,3
S-3	21,8	50,1	27,0	1,1
S-4	23,0	49,1	27,1	0,2
S-5	25,0	46,9	27,2	1,1
S-6	24,9	46,8	27,9	0,4
S-7	21,4	53,6	24,8	0,2

Tabela 5.4 – Quantificação média dos microconstituintes das soldas – 1º e 2º cordões.

Solda	FP [%]	FA [%]	FS [%]	FC [%]
S-1	20,7	55,6	23,5	0,2
S-2	22,5	53,2	24,0	0,3
S-3	21,8	52,1	25,0	1,1
S-4	22,9	51,0	25,9	0,2
S-5	24,0	48,8	26,0	1,2
S-6	24,2	48,4	26,9	0,5
S-7	20,2	55,9	23,6	0,3

Observa-se, pelos resultados, a predominância da ferrita acicular (FA) nas micrografias analisadas. Este microconstituente é o mais desejável para a obtenção de uma boa tenacidade; no entanto, este fato isoladamente não constitui em garantia de obtenção das melhores características mecânicas no metal de solda. Por meio de análises experimentais, JORGE et al. (1993) apud DIAS (2003) sugerem a faixa de ferrita acicular entre 50% e 70% como a mais propícia para se ter condições mais favoráveis em relação à tenacidade. Pelos dados obtidos, em aços C-Mn baixa liga, concluíram que a fora desta faixa a presença de outros microconstituintes como a ferrita com agregados de carbeto (FC) e a microfase A-M podem ser notadamente influentes e, desta forma, provocar uma redução significativa da tenacidade.

Para melhor visualização da influência, na microestrutura do 1º e 2º cordões de solda, das variações dos parâmetros pulso: correntes de pico (435 A e 470 A) e tempos de pico (1,9 ms, 2,1 ms e 2,3 ms), e das temperaturas de pré-aquecimento (29 °C, 100 °C e 150 °C), propostos para este trabalho e discriminados na Tabela 4.6, as frações volumétricas das microestruturas foram compiladas de forma gráfica. Os gráficos, representados nas Figuras 5.18 a 5.29, foram elaborados entre grupos de solda que possibilitassem as análises desejadas, conforme Tabela 4.7.

5.4.1.1. Influência do pré-aquecimento nas microestruturas dos cordões de solda

As Figuras 5.18 a 5.20 apresentam a influência da temperatura de pré-aquecimento nas microestruturas dos cordões de solda, analisando-se as soldas S-1 (temperatura ambiente de 29 °C), S-2 (pré-aquecimento de 100 °C) e S-3 (pré-aquecimento de 150 °C).

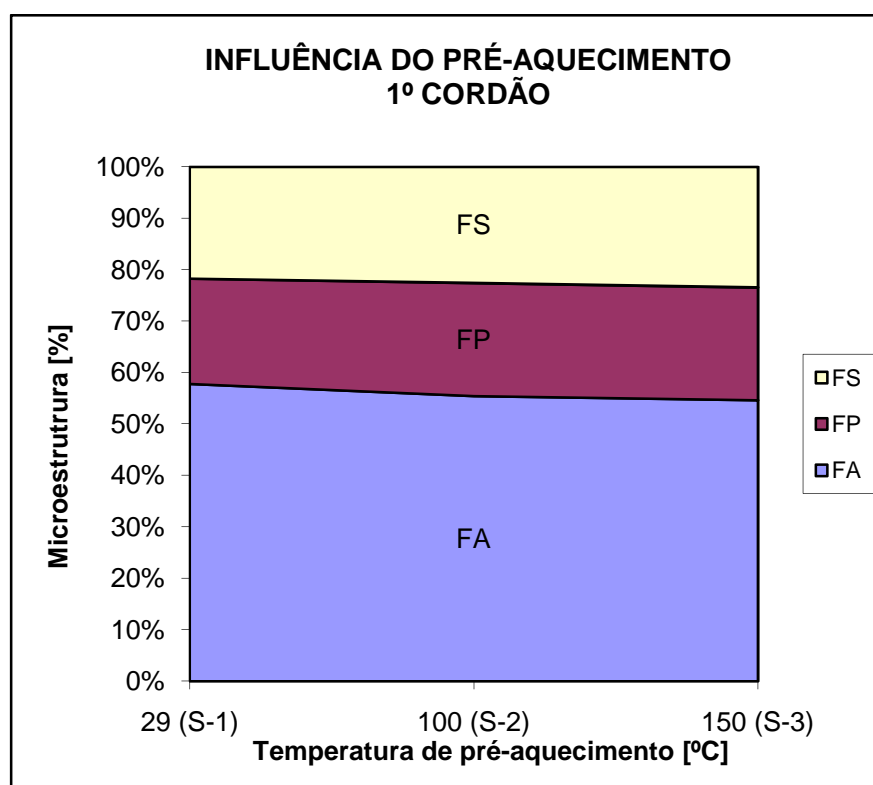


Figura 5.18 – Variação percentual dos microconstituintes no 1º cordão pela variação da temperatura de pré-aquecimento (obs: $FC < 1,2\%$).

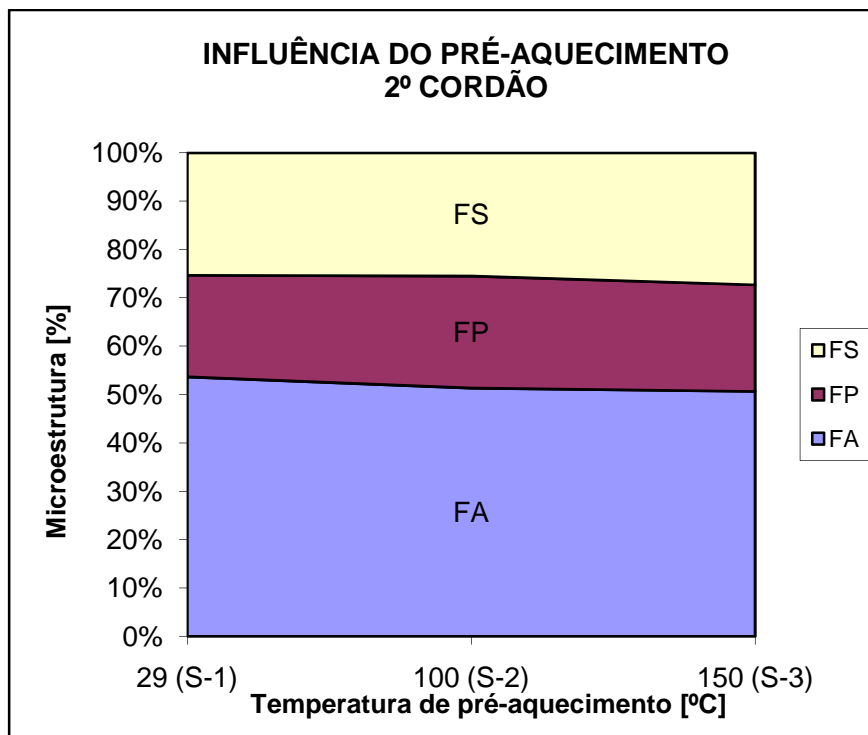


Figura 5.19 – Variação percentual dos microconstituintes no 2º cordão pela variação da temperatura de pré-aquecimento (obs: $FC < 1,2\%$).

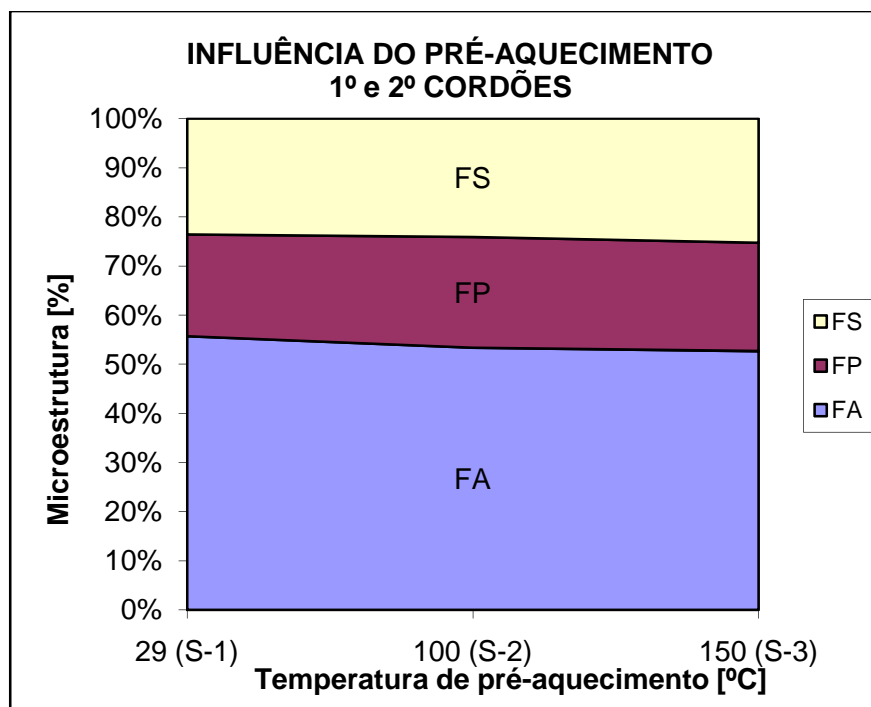


Figura 5.20 – Variação percentual média dos microconstituintes para os 1º e 2º cordões pela variação da temperatura de pré-aquecimento (obs: $FC < 1,2\%$).

Analisando-se a Figura 5.18 observa-se uma redução na quantidade de ferrita acicular com o aumento da temperatura de pré-aquecimento. Este comportamento em relação à ferrita acicular pode ser explicado pela redução da velocidade de resfriamento à medida que se aplica uma maior temperatura de pré-aquecimento. ZEEMANN e EMYGDIO (2001) apresentam que entre os fatores importantes a serem analisados quanto se trata das transformações no material está a velocidade de resfriamento; sendo que, a mesma varia inversamente com a temperatura inicial da peça sendo soldada. Assim, quanto maior a temperatura de pré-aquecimento da peça, menor será a velocidade de resfriamento.

A proporção de ferrita acicular reduziu de 57,6% para 55,2% no metal de solda produzido à temperatura de 29 °C (solda S-1) em relação àquele produzido à temperatura de 100 °C (solda S-2). Esta redução de ferrita acicular foi à custa do aumento da proporção da ferrita primária (de 20,4% para 21,9%) e da proporção de ferrita com segunda fase (de 21,7% para 22,5%).

Elevando-se a temperatura de pré-aquecimento de 100 °C (solda S-2) para 150 °C (solda S-3) nota-se a continuidade na redução da quantidade de ferrita acicular, pois a participação da mesma na formação da microestrutura do metal de solda, passou de 55,2% (solda S-2) para 54,0 % (solda S-3). Nesta fase, em relação às ferritas primárias e às de segunda fase, observa-se que ambas aumentaram suas participações na formação do metal de solda.

HOEKSTRA et al. (1986) concluem, analisando a morfologia dos constituintes de metais de solda ferríticos, que a tenacidade é favorecida pela diminuição dos constituintes ferrita de contorno de grão, ferrita poligonal, ferrita de placas laterais e ferritas em ripas e pelo aumento da quantidade de ferrita acicular.

No 2º cordão, Figura 5.19, observa-se que com o aumento da temperatura de 29 °C (solda S-1) para 100 °C (solda S-2) manteve-se uma redução na quantidade de ferrita acicular de 53,6% para 51,2%, respectivamente. A participação da ferrita primária na formação do 2º cordão aumentou de 21,0% para 23,1%; enquanto que a proporção de ferrita de segunda fase não sofreu alteração.

Quando se analisa a solda produzida à temperatura de 150 °C (solda S-3) nota-se que a presença de ferrita acicular ficou em 50,1%, ou seja, manteve uma redução em relação às

soldas anteriores, cujas temperaturas eram inferiores. O uso de uma maior temperatura de pré-aquecimento diminui as velocidades de resfriamento durante a soldagem (MODENESI, 2004); e, conseqüentemente, pode promover numa redução na formação de ferrita acicular.

A Figura 5.20 trata da microestrutura média dos dois cordões, observa-se que quando atinge a maior temperatura de pré-aquecimento na solda S-3 (150 °C) tem-se o menor volume de ferrita acicular 52,1% em relação às demais temperaturas. A proporção média de ferrita acicular ficou em 55,6% na solda S-1 (29 °C) e reduziu para 53,2% na solda S-2 (100 °C).

Nota-se que o aporte de energia médio teve uma variação muito pequena entre os três níveis de temperatura analisados, ou seja, entre 1,55 a 1,57 kJ/mm, que podem ser considerados constantes. Portanto, o aporte térmico não influencia na proporção de ferrita acicular para a formação da microestrutura média dos dois cordões.

5.4.1.2. Influência do tempo de pico nas microestruturas dos cordões de solda

As Figuras 5.21 a 5.23 apresentam a influência dos tempos de pico nas microestruturas dos cordões de solda, analisando-se as soldas S-7 (1,9 ms), S-2 (2,1 ms) e S-6 (2,3 ms), na temperatura de pré-aquecimento de 100 °C.

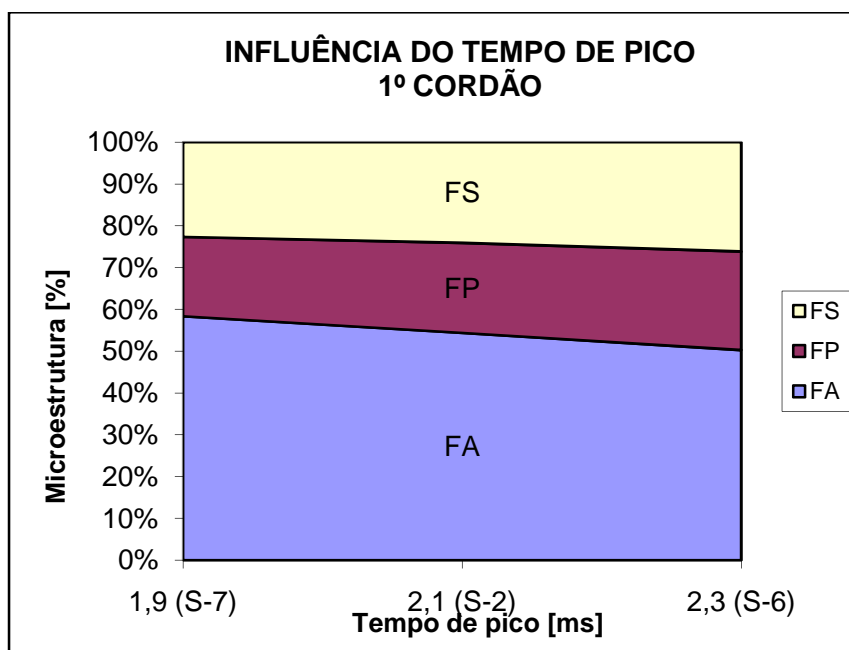


Figura 5.21 – Variação percentual dos microconstituintes no 1º cordão pela variação do tempo de pico (obs: $FC < 0,8\%$).

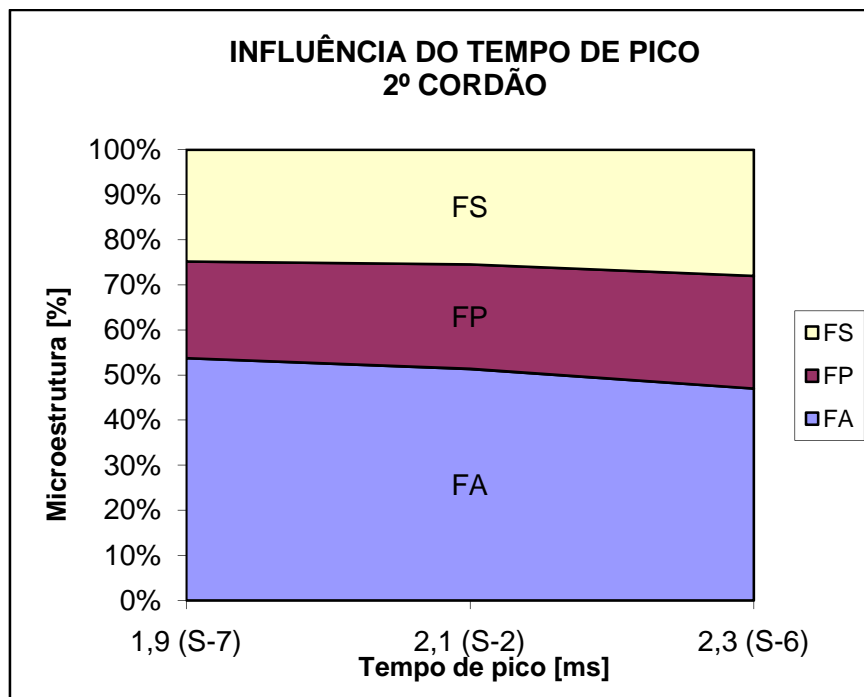


Figura 5.22 – Variação percentual dos microconstituintes no 2º cordão pela variação do tempo de pico (obs: $FC < 0,5\%$).

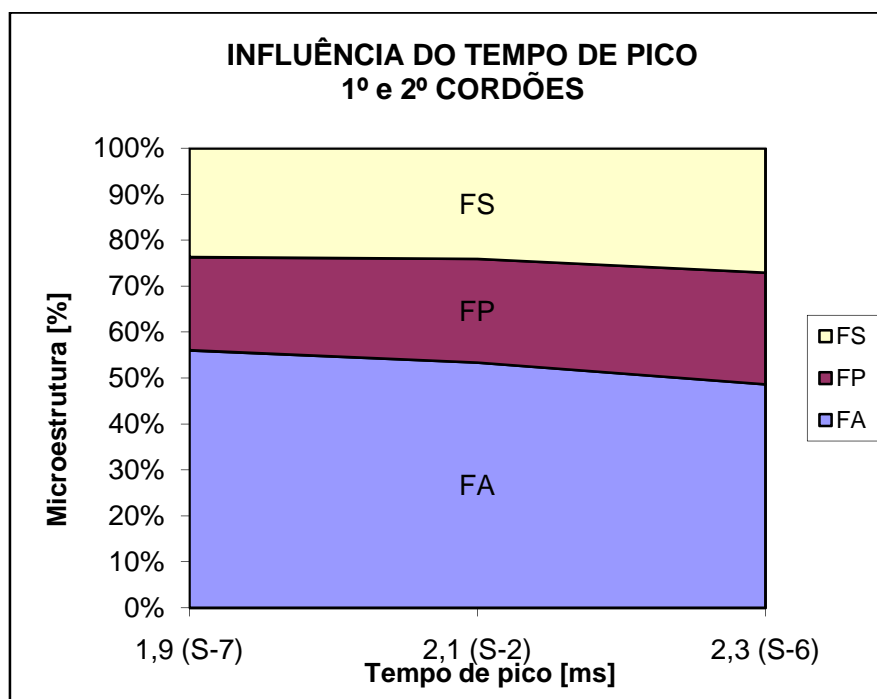


Figura 5.23 – Variação percentual média dos microconstituintes para os 1º e 2º cordões pela variação do tempo de pico (obs: $FC < 0,6\%$).

Elevando-se o tempo de pico da corrente pulsada; observou-se, na Figura 5.21, uma redução da quantidade de ferrita acicular no cordão de solda. O tempo de pico de 1,9 ms foi aplicado para a solda S-7 e resultou numa proporção de 58,1% de ferrita acicular na microestrutura do cordão. Para os demais valores empregados para a corrente de pico 2,1 ms e 2,3 ms, respectivamente para as soldas S-2 e S-6, as porcentagens de ferritas aciculares presentes nas microestruturas foram de 55,2% e 49,9%.

Pode ter influenciado na diminuição da ferrita acicular, a redução ocorrida na velocidade de resfriamento. A velocidade de resfriamento é alterada pela variação do aporte térmico; isto é, quanto menor o aporte térmico maior a velocidade de resfriamento (GRONG e MATLOCK, 1986 apud KOBAYASHI, 1994). Nas soldas em questão constatou-se a redução na proporção de ferrita acicular quando se aumentava o aporte térmico. Assim, a solda S-7 que apresentou o menor aporte térmico ($E = 1,51$ kJ/mm) foi a que o cordão se solda com a maior proporção de ferrita acicular: 58,1%. O aporte térmico das demais soldas foi de $E = 1,56$ kJ/mm (solda S-2) e $E = 1,60$ kJ/mm (solda S-6).

EVANS (1982) apresentou que a elevação do aporte térmico, devido às baixas velocidades de soldagem, causa um aumento no tempo de resfriamento e tem como consequência a redução no teor de ferrita acicular. Nos metais de solda, devido à poça permanecer, por um tempo maior, no estado líquido, os grãos colunares da austenita primária tornam-se grosseiros, diminuindo o grau de acicularidade.

Na Figura 5.22, os aumentos dos tempos de pico de 1,9 ms (solda S-7) para 2,1 ms (solda S-2) e depois para 2,3 ms (solda S-6), podem ter influenciado na redução de ferrita acicular. A proporção deste microconstituente nos 2^{os} cordões passou de 53,6% (solda S-7) para 51,2% (solda S-2) e depois para 46,8% (solda S-6).

Também, observa-se nestes cordões de solda que houve um aumento nos aportes térmicos das soldas à medida que se elevou os tempos de pico. Os aportes térmicos foram para as soldas S-7, S-2 e S-6; respectivamente, 1,51 kJ/mm, 1,57 kJ/mm e 1,61 kJ/mm. Essa ocorrência pode ser justificada porque o aumento do tempo de pico promove uma elevação do calor introduzido (MILLER, 1994).

WAINER et al. (1992) apresentam que a velocidade de resfriamento é alterada pela variação do aporte térmico; sendo que, quanto menor o aporte térmico, maior a velocidade de resfriamento.

Na análise da microestrutura média dos dois cordões, na Figura 5.23, o comportamento da proporção das mesmas não foi alterado em relação às análises individuais de ambos os cordões pelo acréscimo do tempo de pico. Assim, a redução de ferrita acicular observada à medida que se aumentaram os tempos de pico foi à custa dos aumentos proporcionais das ferritas primárias e secundárias. A menor média dos aportes térmicos manteve-se para a solda S-7 ($E = 1,51$ kJ/mm), o que contribuiu para a presença da maior proporção média de ferrita acicular na microestrutura do cordão de solda, ou seja, 55,9 %; contra 53,2% para a solda S-2 e 48,4% para a solda S-6.

5.4.1.3. Influência da corrente de pico nas microestruturas dos cordões de solda, com pré-aquecimento de 100 °C

As Figuras 5.24 a 5.26 apresentam a influência das correntes de pico, com as peças submetidas a um pré-aquecimento de 100 °C, nas microestruturas dos cordões de solda, analisando-se as soldas S-2 (435 A) e S-4 (470 A).

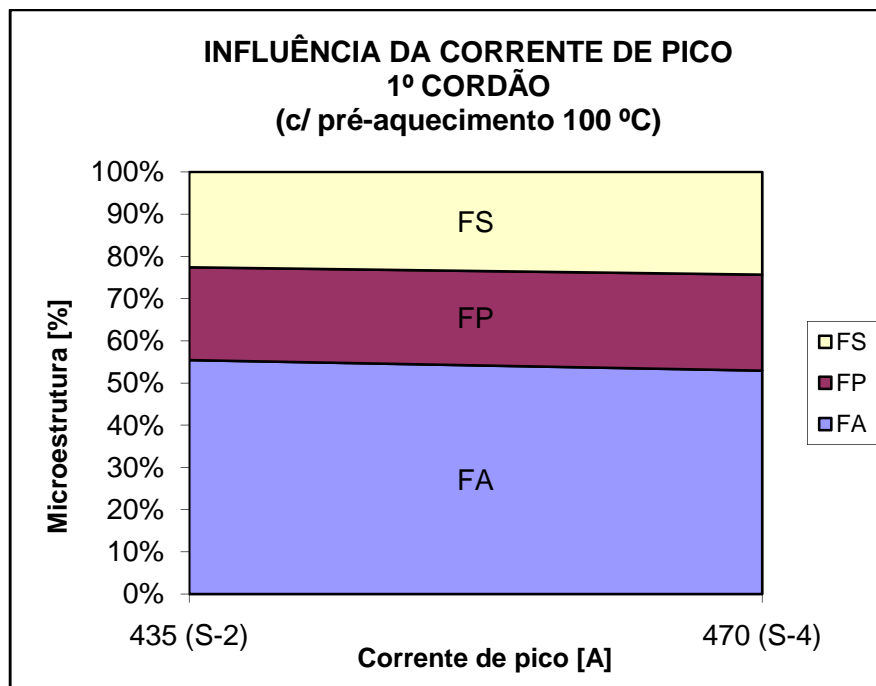


Figura 5.24 – Variação percentual dos microconstituintes no 1º cordão pela variação da corrente de pico, com pré-aquecimento de 100 °C (obs: $FC < 0,5\%$).

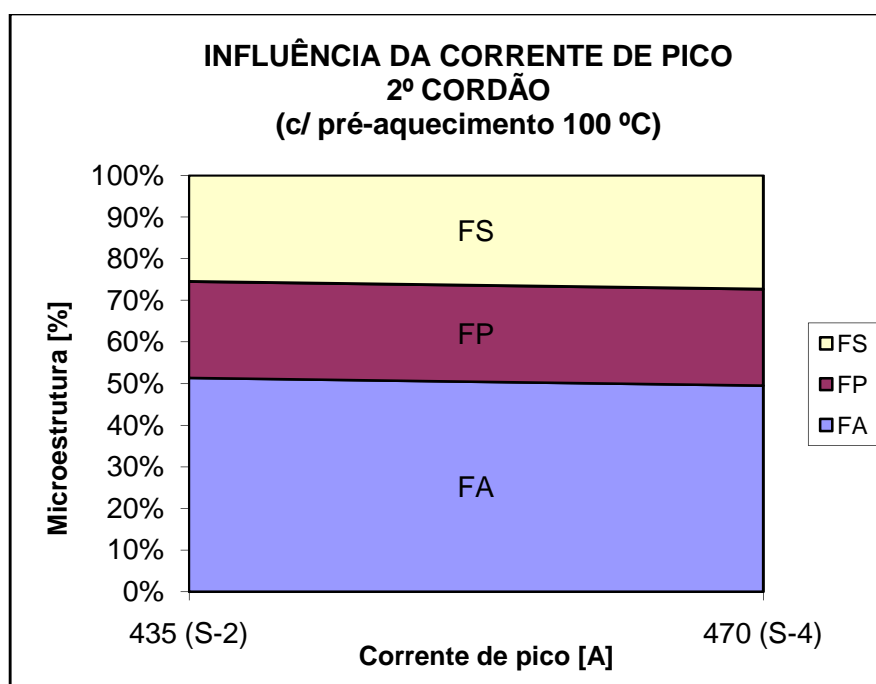


Figura 5.25 – Variação percentual dos microconstituintes no 2º cordão pela variação da corrente de pico, com pré-aquecimento de 100 °C (obs: $FC < 0,4\%$).

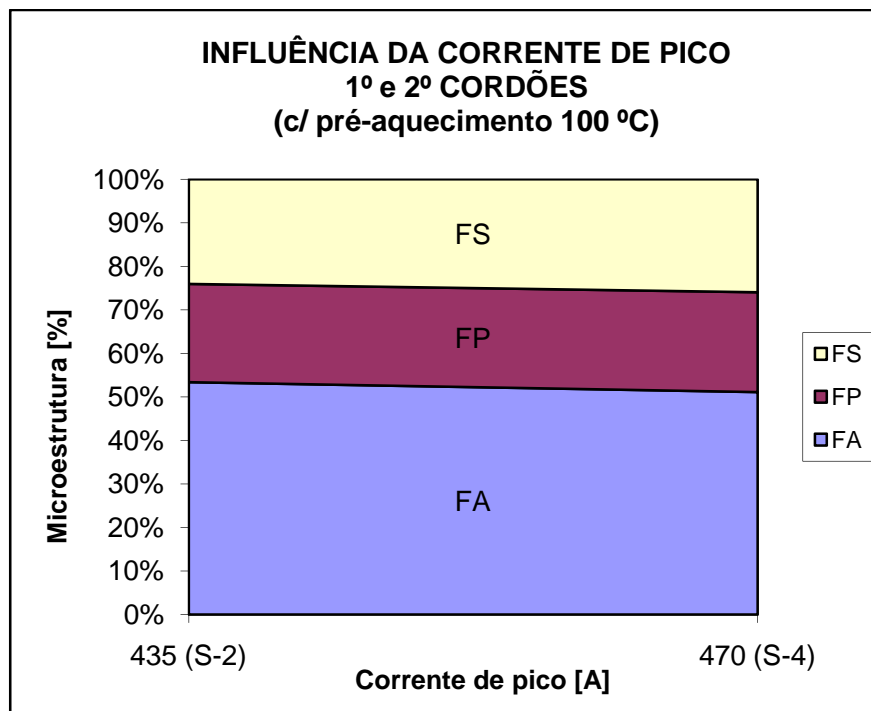


Figura 5.26 – Variação percentual média dos microconstituintes para os 1º e 2º cordões pela variação da corrente de pico, com pré-aquecimento de 100 °C (obs: $FC < 0,4\%$).

Verificou-se, pela Figura 5.24, uma redução da participação da ferrita acicular na microestrutura do 1º cordão quando se elevou a corrente de pico de 435 A (solda S-2) para 470 A (solda S-4). Esta participação reduziu-se de 55,2% para 52,8%.

A elevação da corrente de pico influencia num aumento da energia de soldagem (MILLER, 1994); e, conseqüentemente na redução da velocidade de resfriamento. Essa redução da velocidade de resfriamento estaria promovendo uma redução na formação de ferrita acicular.

Nota-se que os valores das energias de soldagem são respectivamente 1,56 kJ/mm (solda S-2) e 1,58 kJ/mm (solda S-4), ratificando a afirmação apresentada pela MILLER (1994).

Observa-se, na Figura 5.25, que não houve alteração da energia de soldagem do 2º cordão quando se elevou a corrente de pico de 435 A (solda S-2) para 470 A (solda S-4). Esta energia ficou entre 1,57 (solda S-2) e 1,58 kJ/mm (solda S-4). Desta forma, com as energias iguais, as porcentagens de ferrita acicular ficaram praticamente sem alteração; ou seja, a

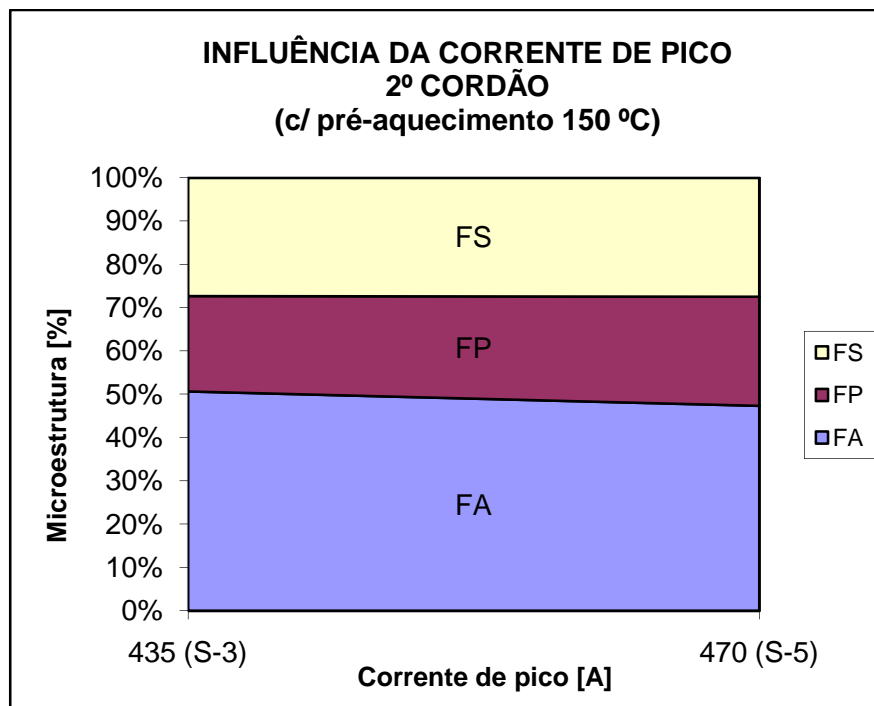


Figura 5.28 – Variação percentual dos microconstituintes no 2º cordão pela variação da corrente de pico, com pré-aquecimento de 150 °C (obs: $FC < 1,2\%$).

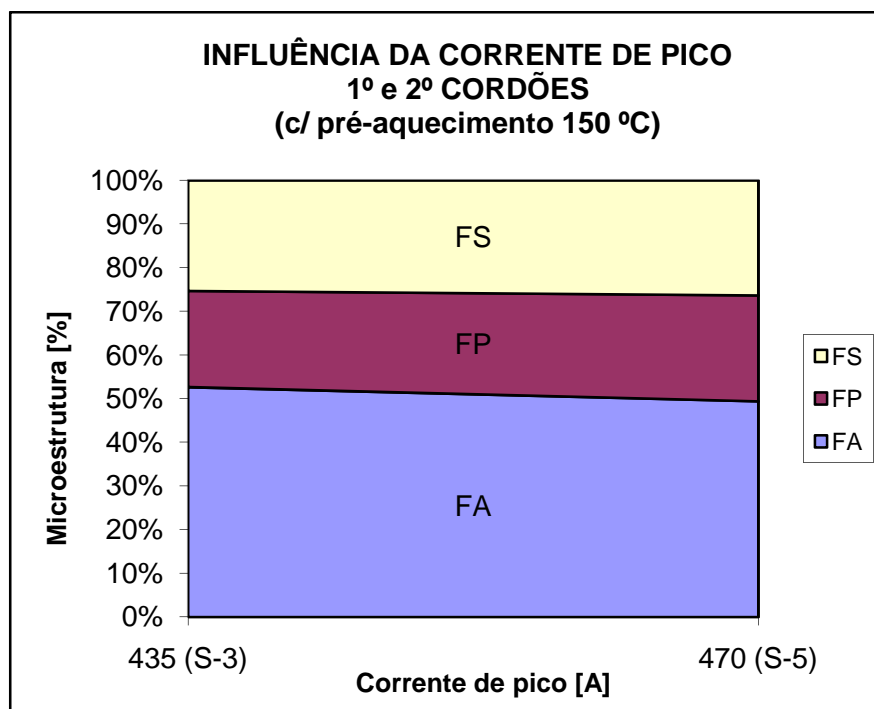


Figura 5.29 – Variação percentual média dos microconstituintes para os 1º e 2º cordões pela variação da corrente de pico, com pré-aquecimento de 150 °C (obs: $FC < 1,3\%$).

Na análise dos 1ºs cordões de solda, conforme Figura 5.27, nota-se à medida que se elevou a corrente de pico de 435 A (solda S-3) para 470 A (solda S-5), ocorreu uma redução na quantidade de ferrita acicular, de 54,0 % para 50,8%, à custa de elevações das ferritas primárias e com segunda fase. Essa redução de ferrita acicular pode estar relacionada a uma elevação do aporte térmico de 1,54 kJ/mm (solda S-3) para 1,58 kJ/mm (solda S-5).

Para as soldas S-3 e S-5, obtidas c/ 150 °C de pré-aquecimento, comparativamente às soldas S-2 e S-4, obtidas sob uma menor temperatura de pré-aquecimento (100 °C), houve para uma redução na quantidade de ferrita acicular. Tal ocorrência pode estar justificada pela influência da temperatura de pré-aquecimento na redução da velocidade de resfriamento e assim favorecendo a formação de ferrita acicular; entretanto, as variações foram pequenas e proporcionais. A velocidade de resfriamento varia inversamente com a temperatura inicial da peça sendo soldada (ZEEMANN e EMYGDIO, 2001)

Na Figura 5.28, analisando-se os 2ºs cordões de solda, observa-se uma maior formação de ferrita acicular na solda S-3 (50,1%) em relação à solda S-5 (46,9%). Pode estar influenciando nesta ocorrência a menor energia de soldagem na solda S-3 (1,56 kJ/mm) em relação à solda S-5 (1,60 kJ/mm), uma vez que a elevação da corrente de pico, de 435 A (S-3) para 470 A (S-5), promove um aumento na energia de soldagem (MILLER, 1994). Maior energia de soldagem, implica na redução da velocidade de resfriamento e, conseqüentemente, na menor formação de ferrita acicular na solda S-5.

No comportamento médio das microestruturas, pela Figura 5.29, conclui-se pela mesma análise feita individualmente dos cordões. Assim, com o aumento da corrente média de pico, o resultado obtido na microestrutura foi a redução de ferrita acicular na formação da microestrutura do metal de solda.

5.4.2. Identificação e quantificação das microestruturas na zona recristalizada dos metais de solda

Para as zonas de recristalização das juntas soldadas foram levantadas, quantitativamente, as proporções de ferrita e perlita presentes na microestrutura destas regiões. A Tabela 5.5 apresenta os resultados obtidos.

Tabela 5.5 – Quantificação dos microconstituintes ferrita e perlita nas zonas de recristalização.

SOLDA	FERRITA [%]	PERLITA [%]
S-1	87,2	12,8
S-2	86,7	13,3
S-3	84,5	15,5
S-4	86,1	13,9
S-5	81,8	18,2
S-6	83,8	16,2
S-7	86,3	13,7

Para a zona de recristalização, também, para uma melhor visualização da influência dos parâmetros analisados na microestrutura desta região, os dados obtidos foram representados graficamente e estão ilustrados nas Figuras 5.30 a 5.34.

5.4.2.1. Influência do pré-aquecimento na microestrutura da zona recristalizada dos metais de solda

A Figura 5.30 apresenta a influência da temperatura de pré-aquecimento nas frações proporcionais de ferrita e perlita presentes na região de recristalização da junta soldada, analisando-se as soldas S-1 (temperatura ambiente de 29 °C), S-2 (temperatura de pré-aquecimento de 100 °C) e S-3 (temperatura de pré-aquecimento de 150 °C).

Observa-se que quando se eleva a temperatura de pré-aquecimento aumenta-se a participação de perlita na região recristalizada da solda. Isto pode ser justificado pela redução que se tem na velocidade de resfriamento o que favorece a formação deste microconstituente.

TAYLOR et al. (1975) apresentam que a presença da perlita é sempre prejudicial à tenacidade, especificamente quando as lamelas de cementita estão alinhadas na direção da trinca.

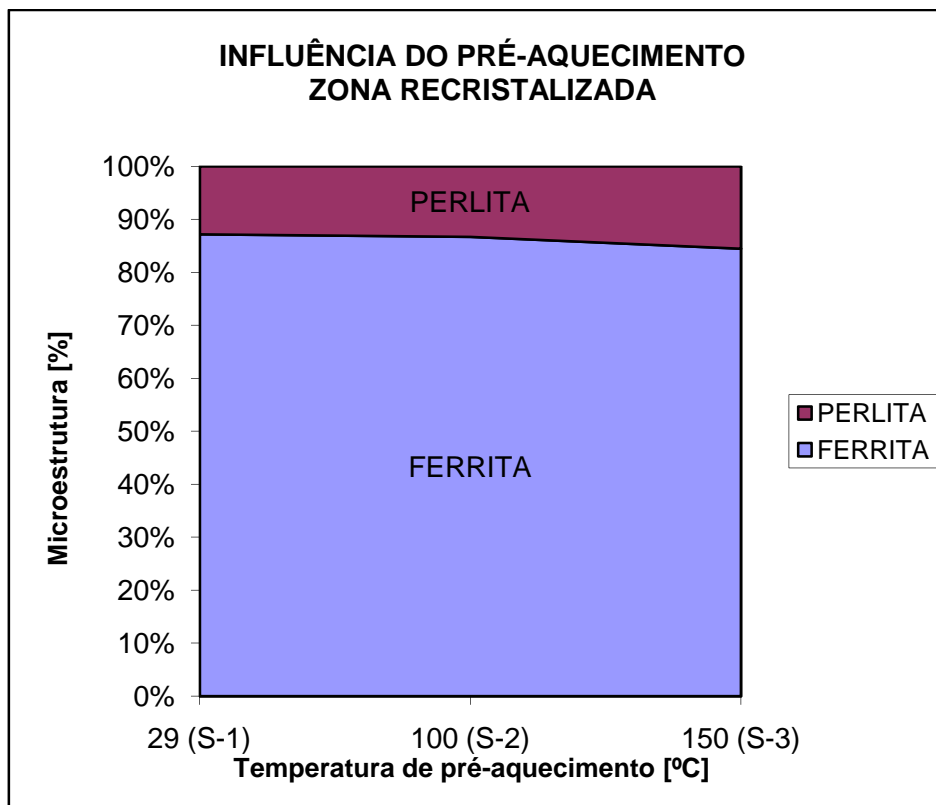


Figura 5.30 – Variação percentual dos microconstituintes ferrita e perlita na região recristalizada, pela influência da temperatura de pré-aquecimento.

5.4.2.2. Influência do tempo de pico na microestrutura da zona recristalizada dos metais de solda

A Figura 5.31 ilustra a influência do tempo de pico nas proporções das microestruturas, ferrita e perlita, nas regiões de recristalização da junta soldada. Para este fim foram consideradas as soldas S-7 (1,9 ms), S-2 (2,1 ms) e S-6 (2,3 ms).

Observa-se um aumento de perlita à medida que se eleva o tempo de pico. Justifica-se que ao aumentar o tempo de pico, aumenta-se a energia de soldagem o que implica numa menor velocidade de resfriamento, favorecendo o aparecimento de perlita.

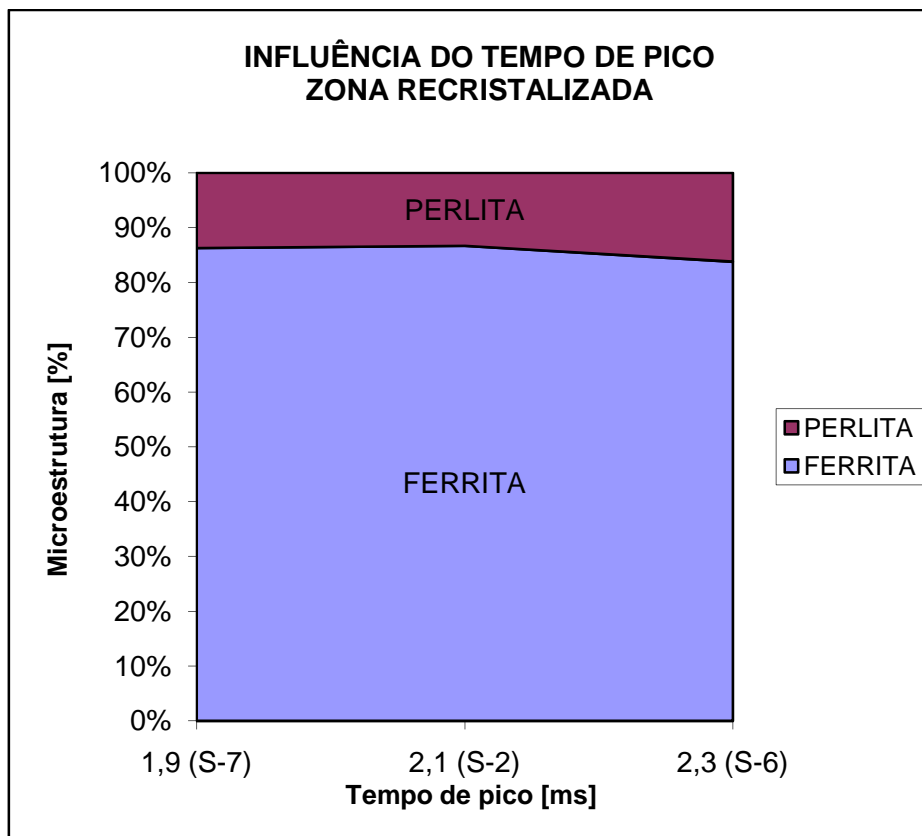


Figura 5.31 – Variação percentual dos microconstituintes ferrita e perlita na região recristalizada, pela influência do tempo de pico.

5.4.2.3. Influência da corrente de pico na microestrutura da zona recristalizada dos metais de solda, com pré-aquecimento de 100 °C

A influência da corrente de pico, em peças pré-aquecidas a 100 °C, sobre as microestruturas (ferrita e perlita) da região de recristalização está apresentada na Figura 5.32. Para as análises, tomaram-se como parâmetros as soldas S-2 (435 A) e S-4 (470 A).

O aumento da corrente de pico implica num aumento da energia de soldagem e numa redução da velocidade de resfriamento. A redução na velocidade de resfriamento favorece o aparecimento da perlita. Tal fato está observado no gráfico obtido.

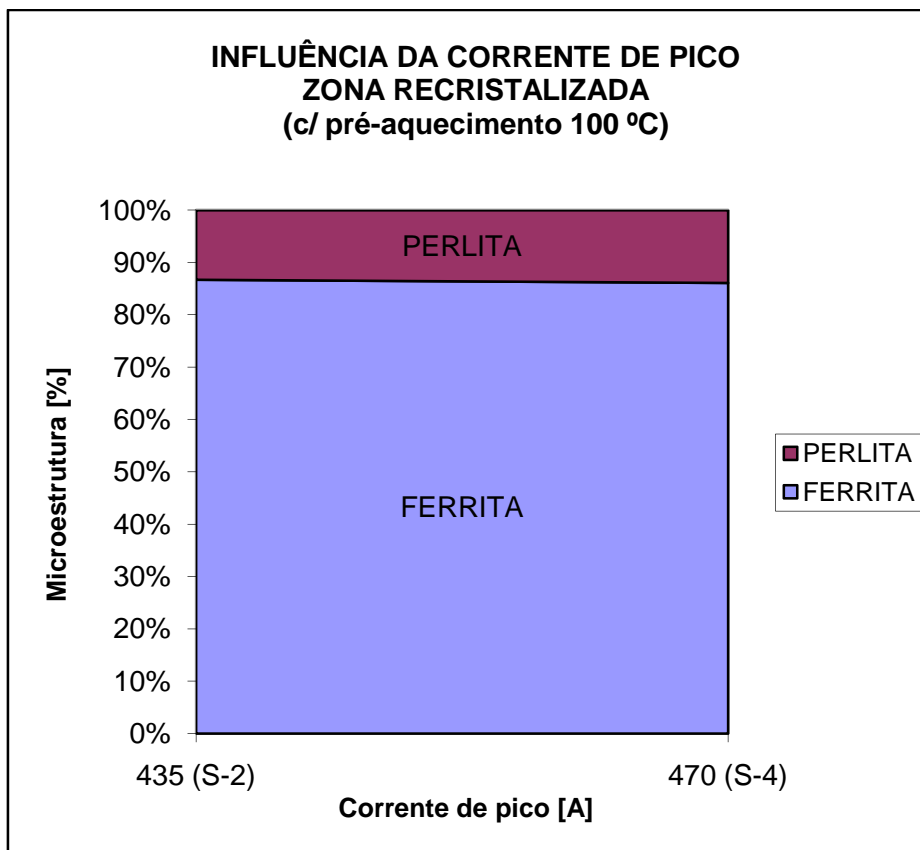


Figura 5.32 – Variação percentual dos microconstituintes ferrita e perlita na região recristalizada, pela influência da corrente de pico, com pré-aquecimento de 100 °C.

5.4.2.4. Influência da corrente de pico na microestrutura da zona recristalizada dos metais de solda, com pré-aquecimento de 150 °C

A Figura 5.33 mostra as porcentagens de ferrita e perlita na região de recristalização. Através das soldas S-3 (435 A) e S-5 (470 A) analisou-se a influência da corrente de pico, em peças pré-aquecidas a 150 °C.

Nesta análise da solda S-3 ($I_p = 435$ A) para a solda S-5 ($I_p = 470$ A) observa-se que pode ter ocorrido um aumento da energia de soldagem, implicando numa redução da velocidade de resfriamento, conforme apresentado pela MILLER (1994). A redução na velocidade de resfriamento favorece o aparecimento da perlita. Também, favoravelmente à formação de perlita nesta análise está no fato de que foram submetidas a uma maior temperatura de pré-aquecimento ($T = 150$ °C).

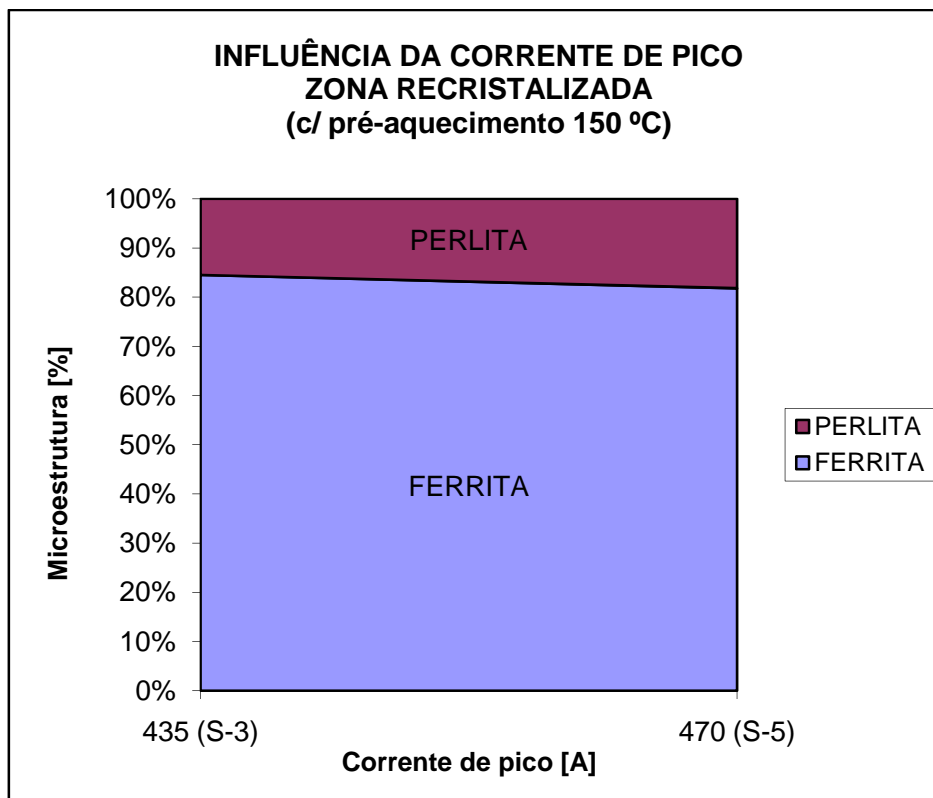


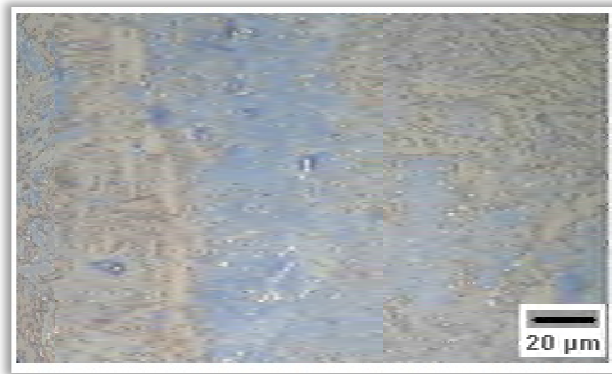
Figura 5.33 – Variação percentual dos microconstituintes ferrita e perlita na região recristalizada, pela influência da corrente de pico, com pré-aquecimento de 150 °C.

5.5. Quantificação das microfases no metal de solda

A quantificação das microfases no metal de solda foi realizada com ampliação da imagem entre 800 a 1000 vezes, em microscópio ótico, após o ataque químico feito com nital 2% e Klemm II. A ação dos reagentes tornou as microfases brilhantes e as ferritas coloridas. As imagens foram fotografadas e posteriormente analisadas, em computador, através do programa Mocha Image Analysis Software versão 1.2.

As análises, pelo programa Mocha 1.2, possibilitaram obter a porcentagem das microfases presentes nas microestruturas dos metais de solda. As quantificações das microfases foram realizadas, individualmente, para cada um dos dois cordões de solda e para a região de recristalização das juntas soldadas nas condições propostas.

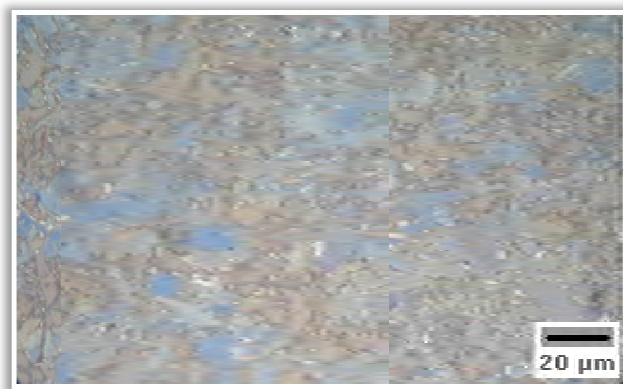
Nas Figuras 5.34 a 5.40 estão apresentadas as fotomicrografias dos metais de solda, nas quais é possível visualizar as microfases em tons claros e brilhantes.



(a)

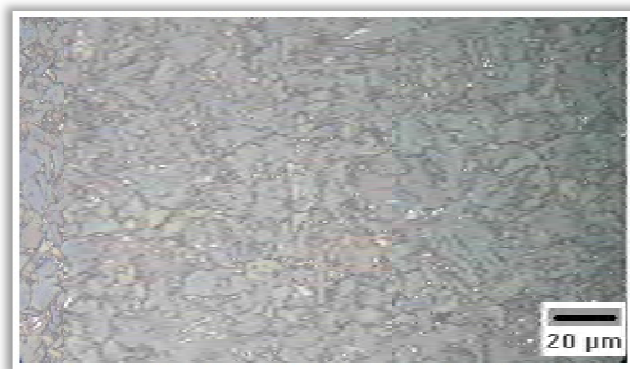


(b)

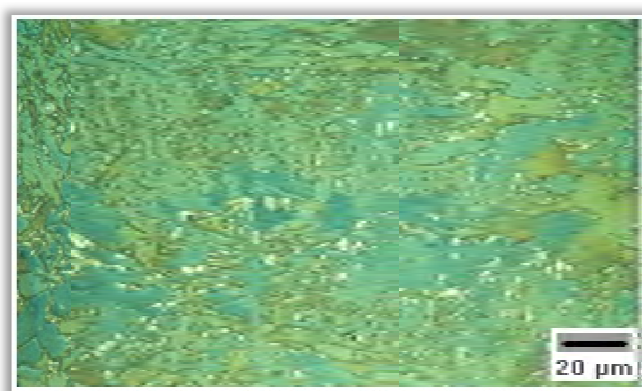


(c)

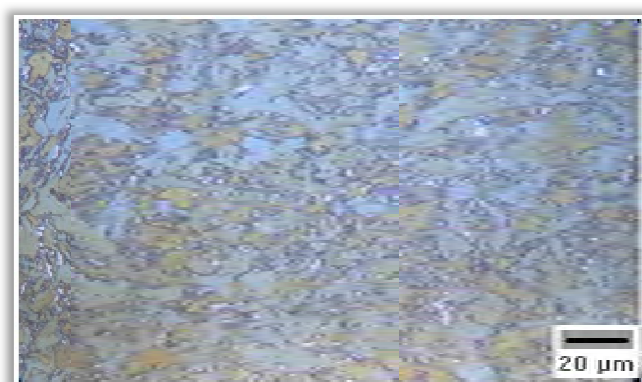
Figura 5.34 – Micrografia do metal de solda – condição S-1. Ataque com nital 2% e tingimento com Klemm II. (a) 1º cordão (b) 2º cordão (c) zona recristalizada



(a)

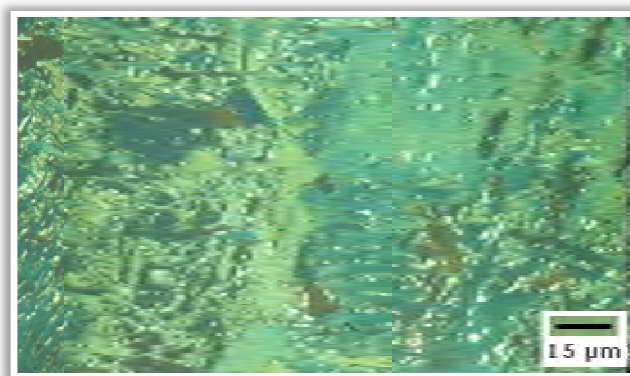


(b)

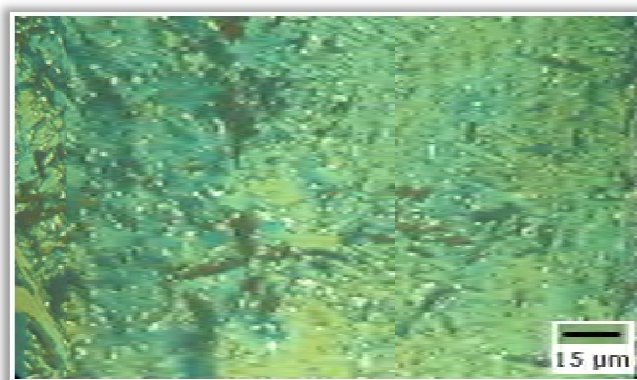


(c)

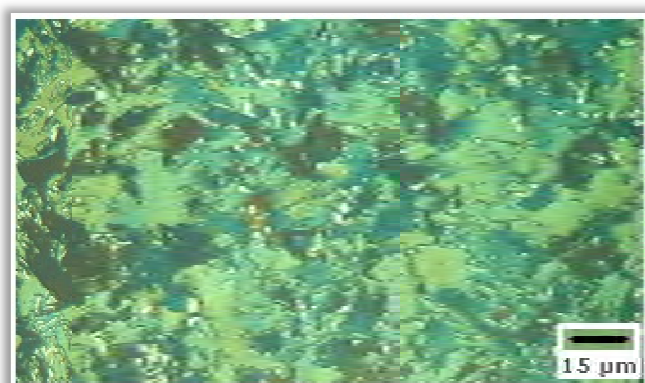
Figura 5.35 – Micrografia do metal de solda – condição S-2. Ataque com nital 2% e tingimento com Klemm II. (a) 1º cordão (b) 2º cordão (c) zona recristalizada



(a)

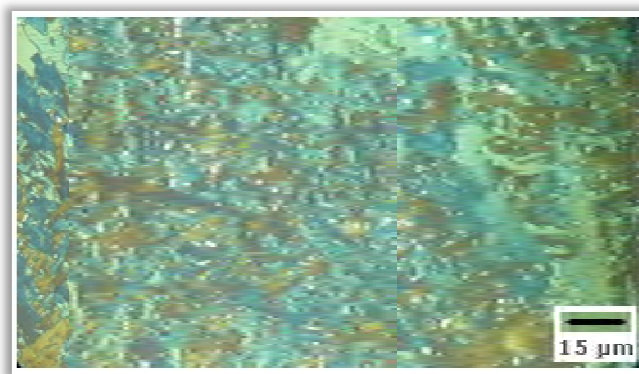


(b)

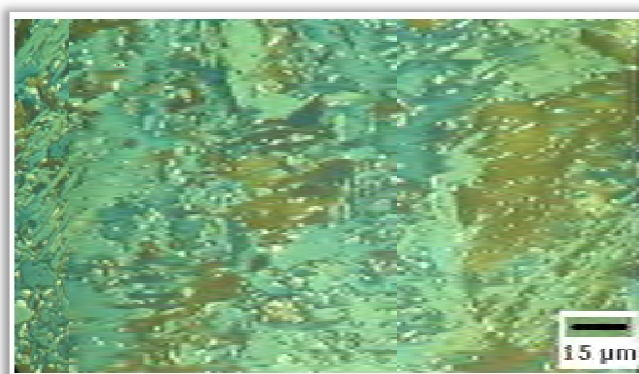


(c)

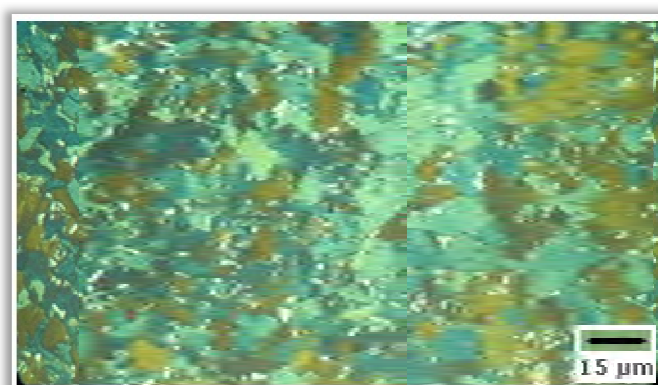
Figura 5.36– Micrografia do metal de solda – condição S-3. Ataque com nital 2% e tingimento com Klemm II. (a) 1º cordão (b) 2º cordão (c) zona recristalizada



(a)

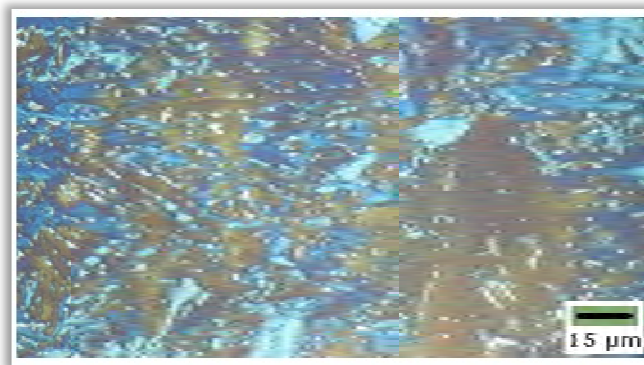


(b)

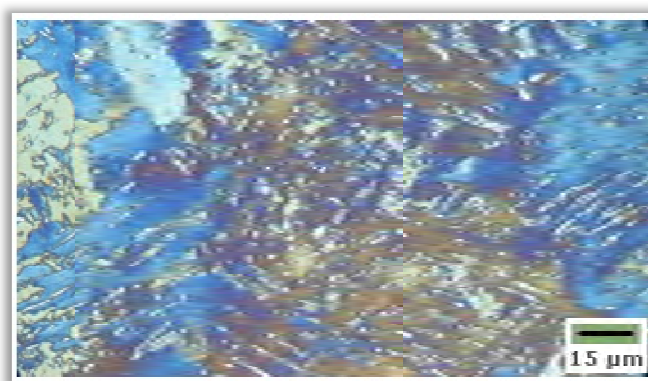


(c)

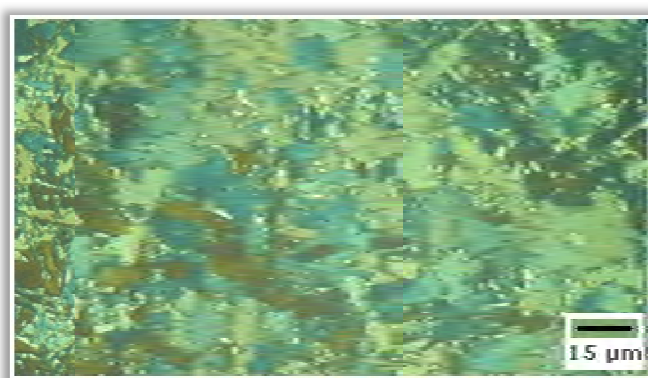
Figura 5.37 – Micrografia do metal de solda – condição S-4. Ataque com nital 2% e tingimento com Klemm II. (a) 1º cordão (b) 2º cordão (c) zona recristalizada



(a)

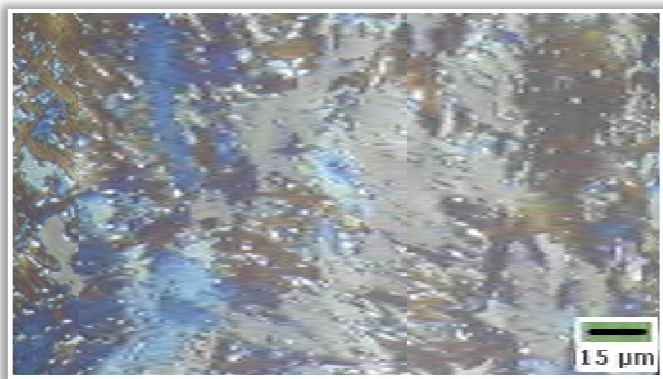


(b)

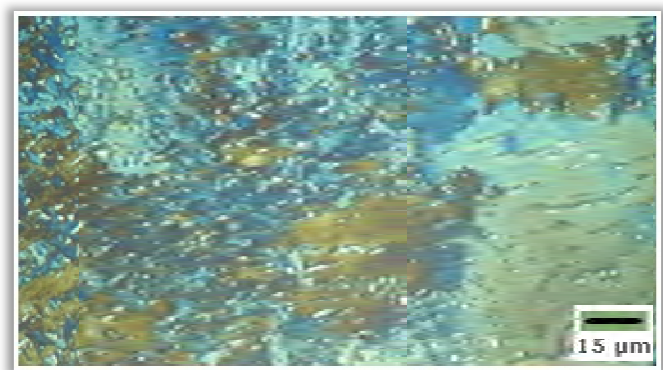


(c)

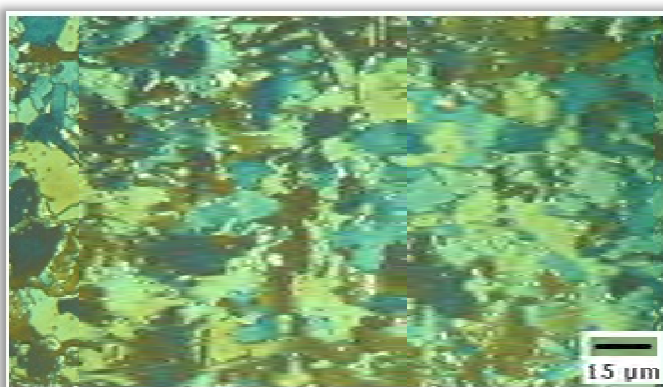
Figura 5.38 – Micrografia do metal de solda – condição S-5. Ataque com nital 2% e tingimento com Klemm II. (a) 1º cordão (b) 2º cordão (c) zona recristalizada



(a)

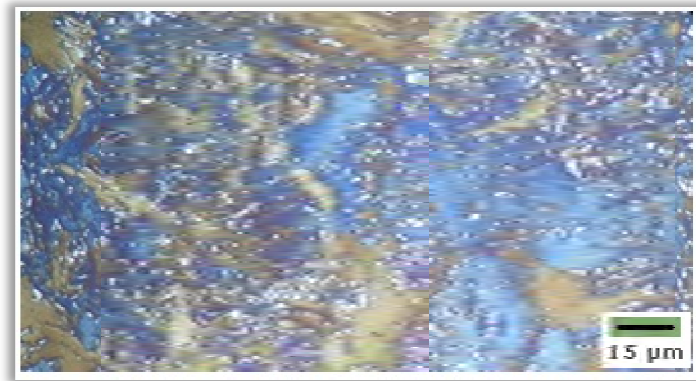


(b)

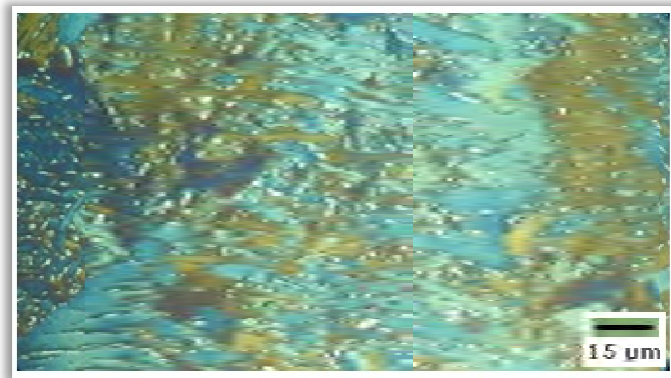


(c)

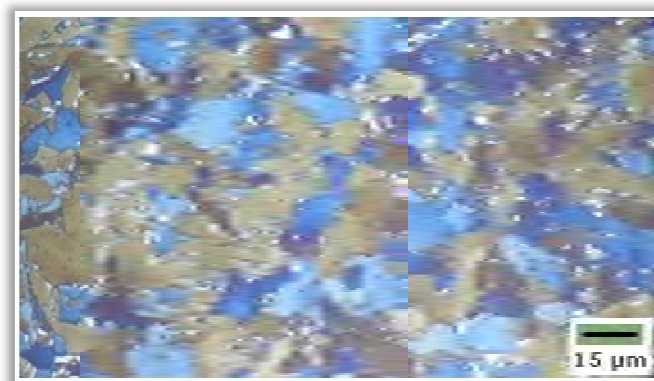
Figura 5.39 – Micrografia do metal de solda – condição S-6. Ataque com nital 2% e tingimento com Klemm II. (a) 1º cordão (b) 2º cordão (c) zona recristalizada



(a)



(b)



(c)

Figura 5.40 – Micrografia do metal de solda – condição S-7. Ataque com nital 2% e tingimento com Klemm II. (a) 1º cordão (b) 2º cordão (c) zona recristalizada

A Tabela 5.6 apresenta, percentualmente, os resultados da quantificação das microfases.

Tabela 5.6 – Quantificação das microfases.

Solda	1º cordão	Zona de recristalização	2º cordão
S-1	1,28 %	0,77 %	1,74 %
S-2	1,20 %	0,70 %	1,63 %
S-3	1,15 %	0,67 %	1,56 %
S-4	0,96 %	0,57 %	1,21 %
S-5	0,81 %	0,53 %	1,19 %
S-6	0,79 %	0,50 %	1,18 %
S-7	1,74 %	1,06 %	2,00 %

As Figuras 5.41 a 5.52 apresentam de forma gráfica a influência, na quantificação das microfases, das variações dos parâmetros de pulso: corrente de pico (435 A e 470 A) e tempo de pico (1,9 ms, 2,1 ms e 2,3 ms), e das temperaturas de pré-aquecimento (29 °C, 100 °C e 150 °C) propostos para este trabalho, conforme discriminado na Tabela 4.6. Os gráficos estão apresentando as proporções de microfases para cada um dos dois cordões, individualmente, bem como para a zona de recristalização.

5.5.1. Influência do pré-aquecimento na quantificação das microfases

Nas Figuras 5.41 a 5.43 estão representadas as quantificações das microfases nas soldas com variação na temperatura de pré-aquecimento, representadas pelos grupos S-1 (29 °C), S-2 (100 °C) e S-3 (150 °C). Observa-se uma redução nas porcentagens das microfases à medida que se aumenta a temperatura de pré-aquecimento e, conseqüentemente, reduz-se a velocidade de resfriamento. A redução da velocidade de resfriamento pode causar uma

diminuição de microfases (HARRISON e FARRAR, 1989). A maior quantidade de microfases ocorreu no 2º cordão e a zona de recristalização foi a que apresentou a menor proporção de microfases.

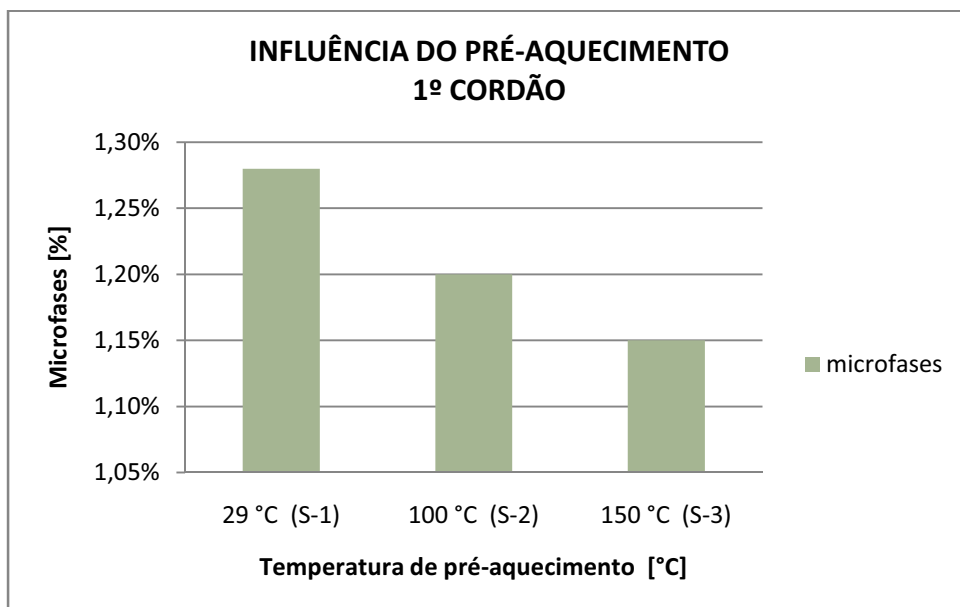


Figura 5.41 – Representação da quantificação de microfases no 1º cordão pela variação da temperatura de pré-aquecimento.

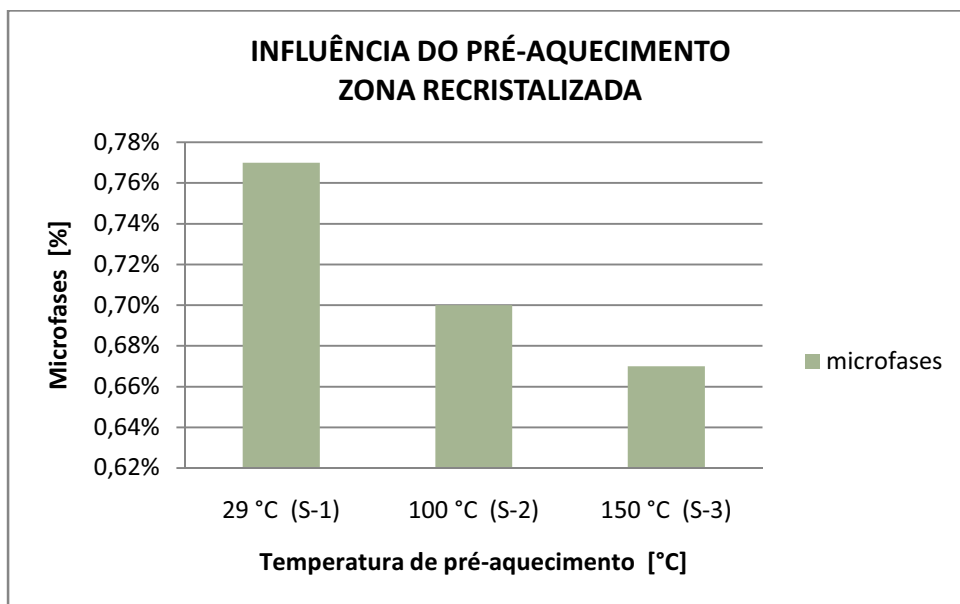


Figura 5.42 – Representação da quantificação de microfases na zona recristalizada pela variação da temperatura de pré-aquecimento.

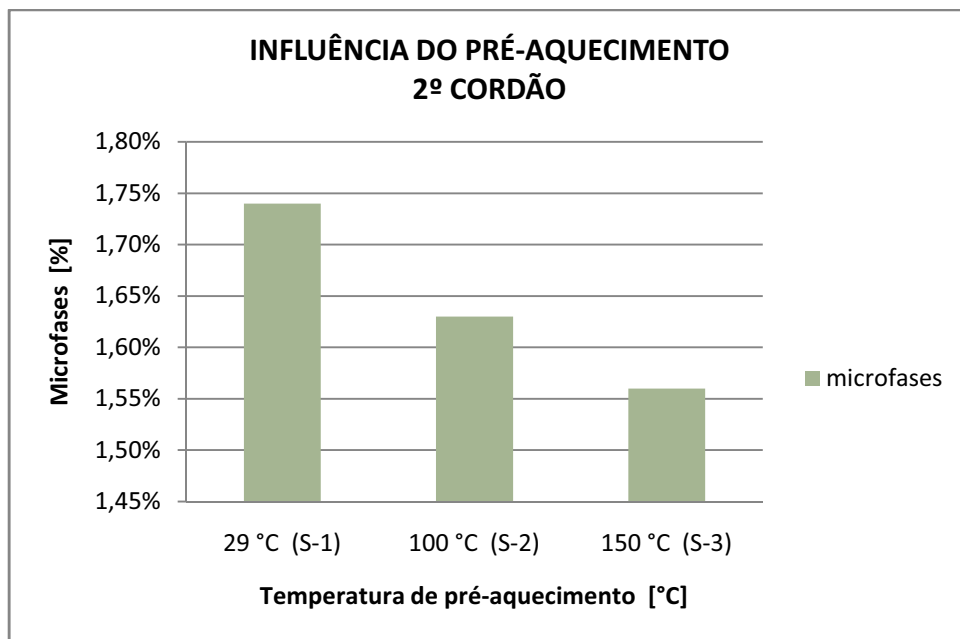


Figura 5.43 – Representação da quantificação de microfases no 2º cordão pela variação da temperatura de pré-aquecimento.

5.5.2. Influência do tempo de pico na quantificação das microfases

Nas Figuras 5.44 a 5.46 estão apresentadas as quantificações das microfases nas soldas com variação no tempo de pico, representadas pelos grupos S-7 (1,9 ms), S-2 (2,1 ms) e S-3 (2,3 ms). Observa-se uma redução nas porcentagens das microfases à medida que se aumenta o parâmetro tempo de pico. A maior quantidade de microfases ocorreu no 2º cordão e a zona de recristalização foi a que apresentou a menor proporção de microfases.

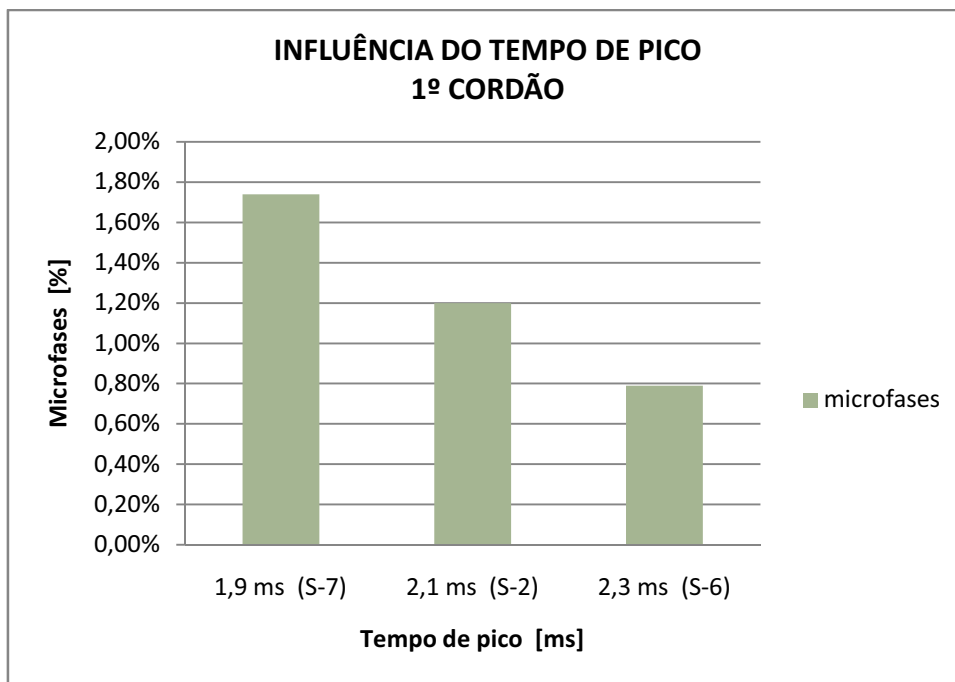


Figura 5.44 – Representação da quantificação de microfases no 1º cordão pela variação do tempo de pico.

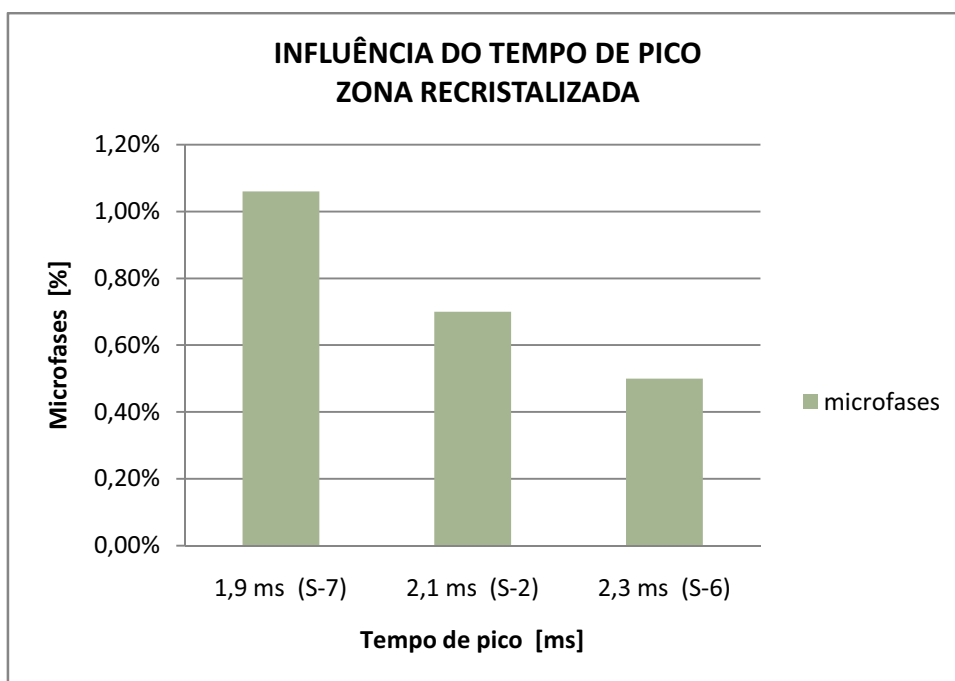


Figura 5.45 – Representação da quantificação de microfases na zona recristalizada pela variação do tempo de pico.

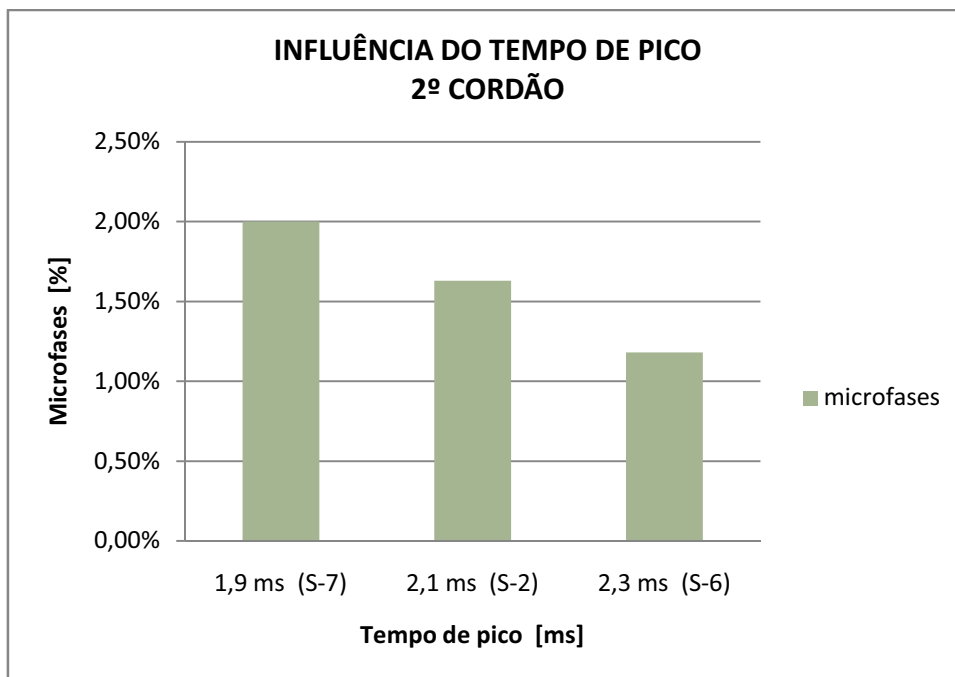


Figura 5.46 – Representação da quantificação de microfases no 2º cordão pela variação do tempo de pico.

5.5.3. Influência da corrente de pico na quantificação das microfases, com pré-aquecimento de 100 °C

As Figuras 5.47 a 5.49 apresentam a influência da corrente de pico, com as peças submetidas à um pré-aquecimento de 100 °C, na quantificação das microfases das soldas, através das soldas S-2 (435 A) e S-4 (470 A). Nota-se a ocorrência da redução nas porcentagens das microfases à medida que se aumenta a corrente de pico. A zona de recristalização foi a que apresentou a menor proporção de microfases.

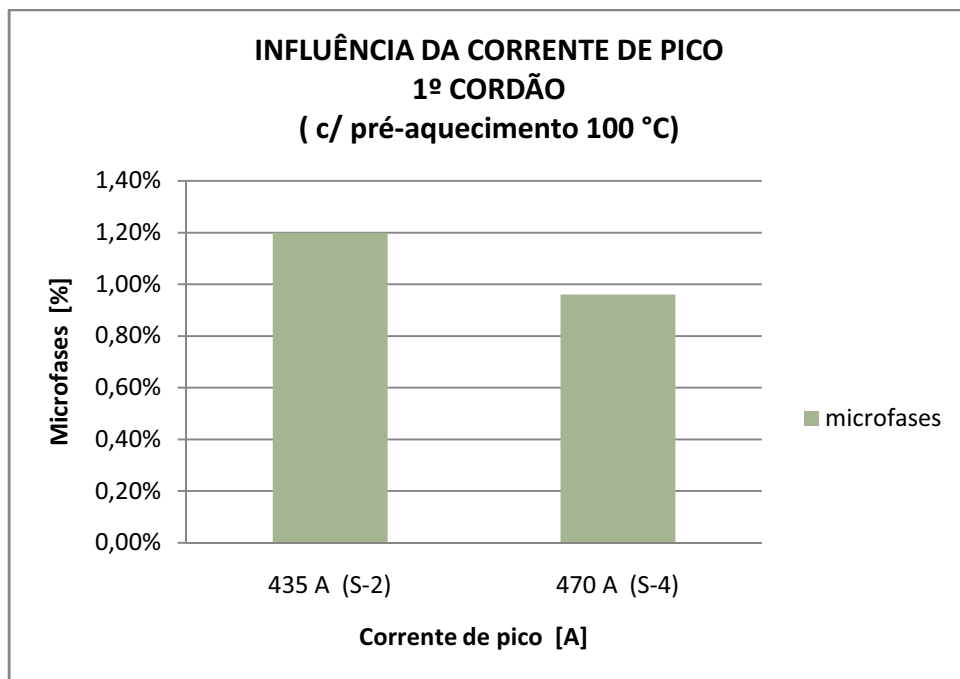


Figura 5.47 – Representação da quantificação de microfases no 1º cordão pela variação da corrente de pico, com pré-aquecimento de 100 °C.

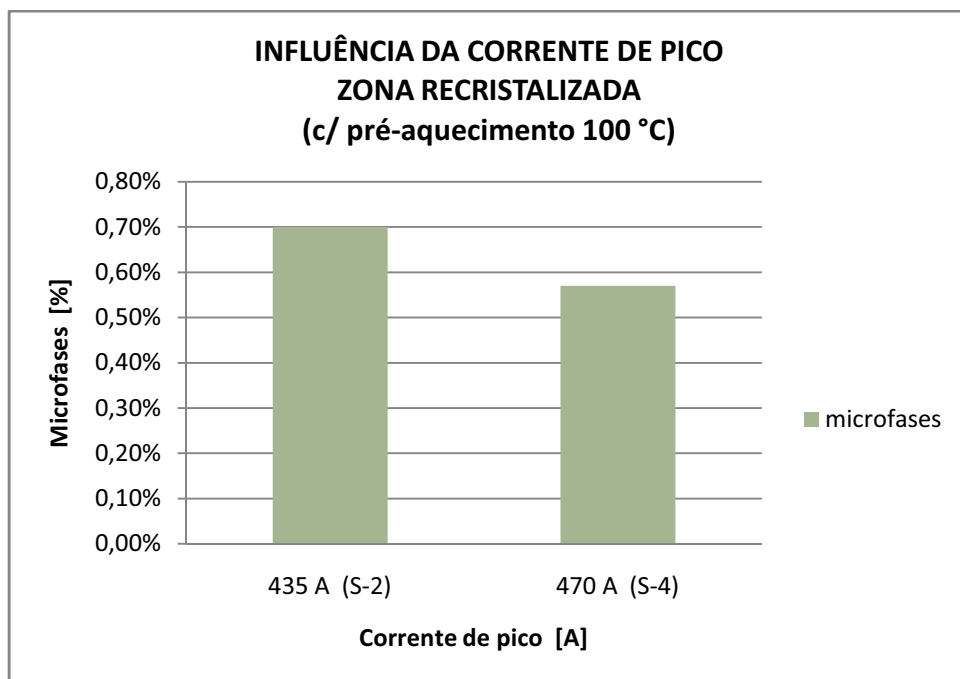


Figura 5.48 – Representação da quantificação de microfases na zona recristalizada pela variação da corrente de pico, com pré-aquecimento de 100 °C.

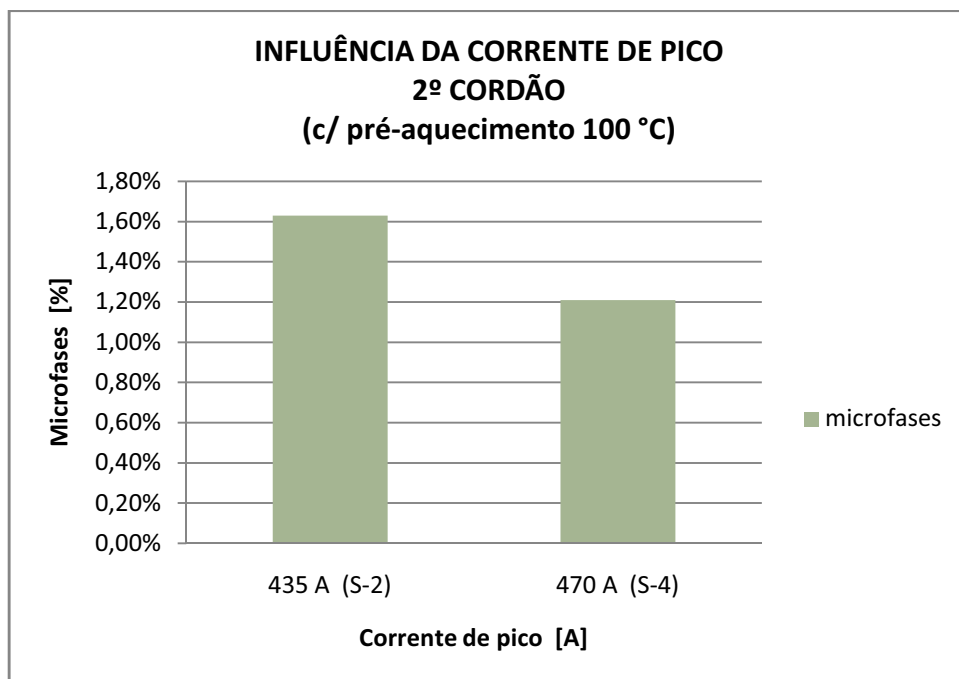


Figura 5.49 – Representação da quantificação de microfases no 2º cordão pela variação da corrente de pico, com pré-aquecimento de 100 °C.

5.5.4. Influência da corrente de pico na quantificação das microfases, com pré-aquecimento de 150 °C

A influência da corrente de pico, com as peças submetidas a um pré-aquecimento de 150 °C, sobre a quantificação das microfases, está apresentada graficamente nas Figuras 5.50 a 5.52. Para esta análise utilizou-se as soldas S-3 (435 A) e S-5 (470 A). Observa-se que à medida que se aumenta a corrente de pico, ocorre uma redução na proporção de microfases. A menor quantidade deste constituinte está na zona de recristalização e a maior quantidade no 2º cordão.

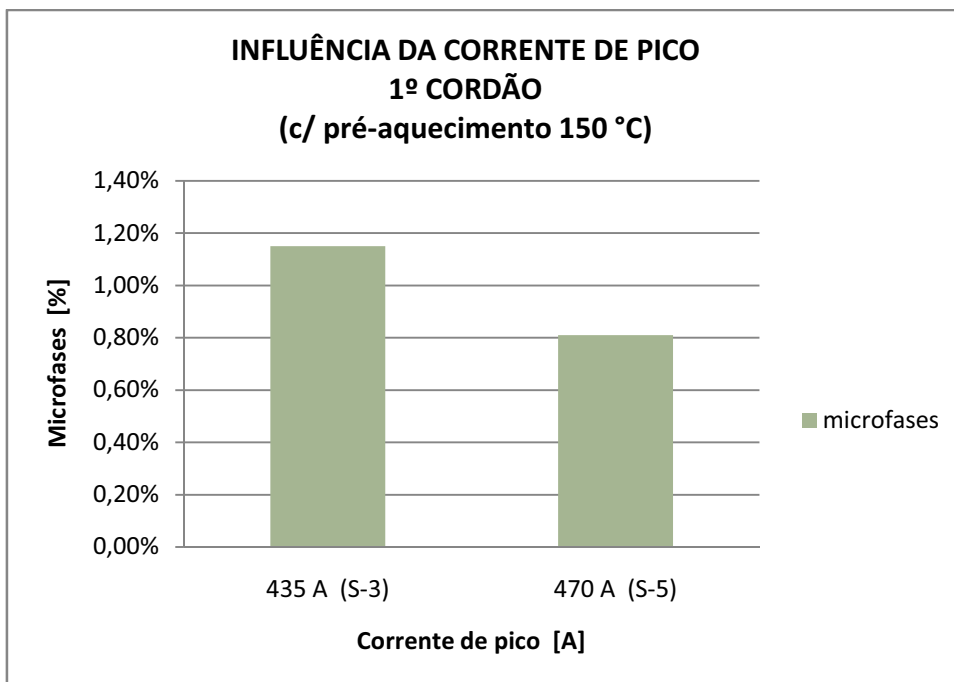


Figura 5.50 – Representação da quantificação de microfases no 1º cordão pela variação da corrente de pico, com pré-aquecimento de 150 °C.

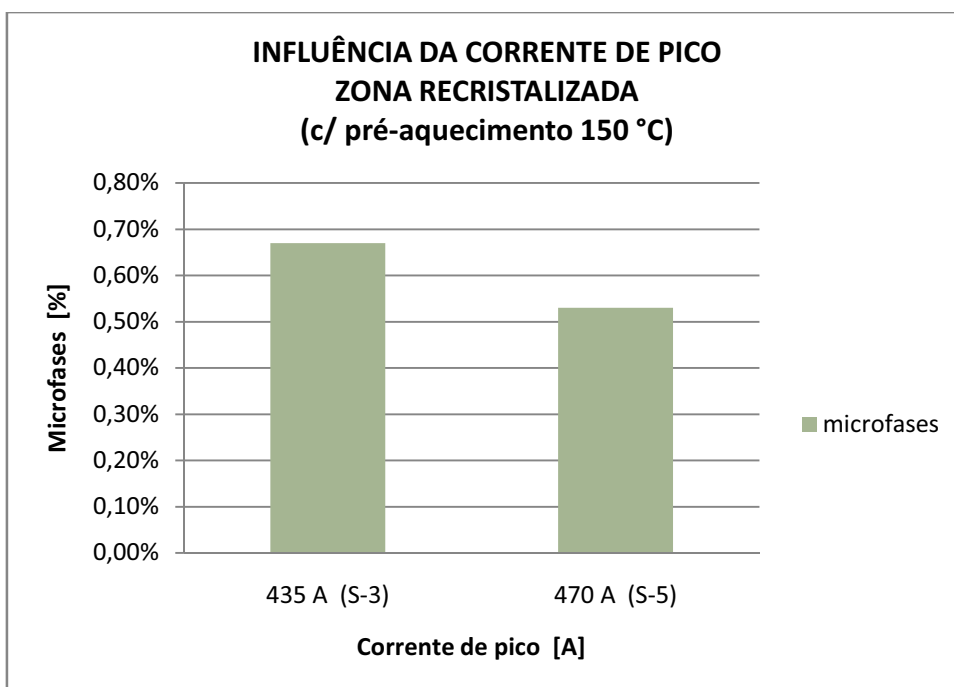


Figura 5.51 – Representação da quantificação de microfases na zona recristalizada pela variação da corrente de pico, com pré-aquecimento de 150 °C.

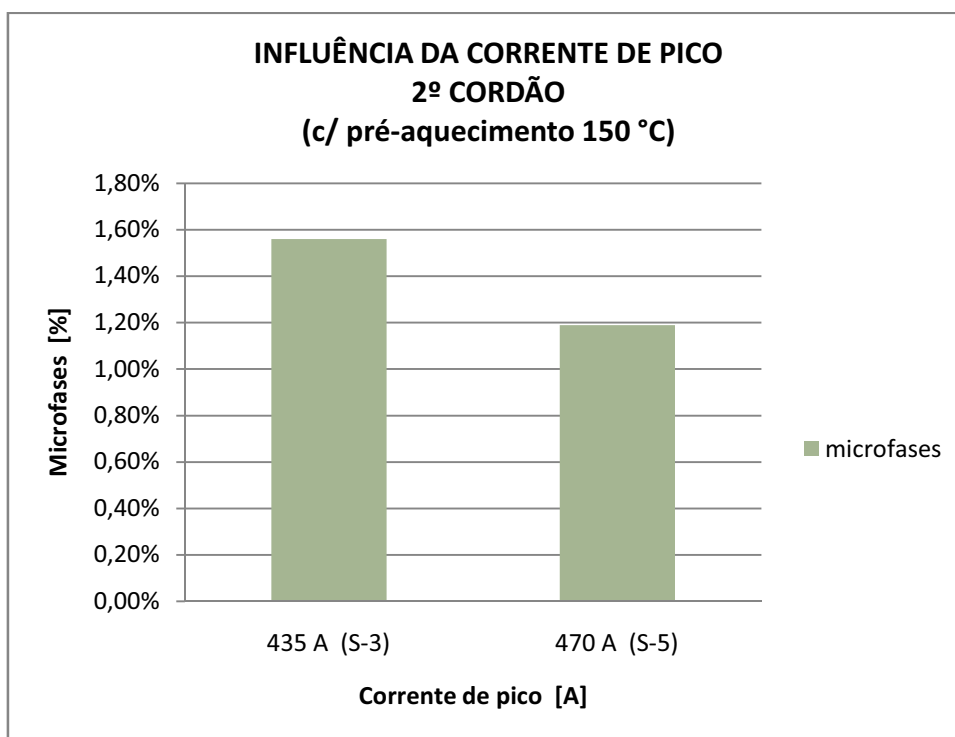


Figura 5.52 – Representação da quantificação de microfases no 2º cordão pela variação da corrente de pico, com pré-aquecimento de 150 °C.

6. CONCLUSÕES

Os resultados obtidos na análise da microestrutura dos cordões de solda, mostraram que a ferrita acicular foi o constituinte de maior presença em todas as condições de soldagem utilizadas neste trabalho.

Na análise da influência da temperatura de pré-aquecimento, concluiu-se que a ocorrência de ferrita acicular é menor quando as chapas foram submetidas à temperatura mais elevada, no caso, à 150 °C . A justificativa pode estar relacionada a uma redução na velocidade de resfriamento do metal de solda à medida que se eleva a temperatura de pré-aquecimento da chapa base.

Em relação aos parâmetros de pulso analisados neste trabalho: tempo de pico e corrente de pico; concluiu-se que a maior proporção de ferrita acicular na microestrutura do cordão de solda ocorreu para os menores valores destes parâmetros. A causa desta ocorrência pode ser pela influência dos aportes térmicos, cujos valores foram sempre mais baixos para os menores níveis dos parâmetros analisados. Desta forma, a maior proporção de ferrita acicular ocorreu devido a um aumento na velocidade de resfriamento durante a soldagem, influenciada pelos valores mais baixos dos aportes térmicos.

Observaram-se nos 1ºs cordões das soldas maior presença de ferrita acicular para todos os testes realizados, quando comparado aos 2ºs cordões. Esta ocorrência pode ter sido pela presença do mata junta de cobre colocado nas raízes das soldas dos 1ºs cordão, o qual teria influenciado no aumento da velocidade de resfriamento destes cordões e conseqüentemente favorecido a formação de ferrita acicular.

Na análise da quantificação das microfases, as menores quantidades deste constituinte, na microestrutura dos cordões de solda, foram observadas nas soldas obtidas com as menores velocidades de resfriamento para todos os parâmetros analisados.

Observou-se a influência da temperatura de pré-aquecimento na quantidade de microfases. Aumentando-se a temperatura ocorreu uma redução das microfases nos 1º e 2º cordões e na região recristalizada.

A variação do tempo de pico, para uma temperatura de pré-aquecimento de 100 °C, também implicou numa alteração no percentual de microfases. Ocorreu uma redução de microfases, quando se aumentou o tempo de pico.

Com relação à corrente de pico, notou-se que o aumento da mesma de 435 A para 470 A, nas temperaturas de pré-aquecimento de 100 °C e 150 °C, propiciou uma redução nas microfases. Sendo esta redução de microfases, um pouco maior, para a temperatura de pré-aquecimento mais elevada (150 °C).

Assim, para os maiores valores de pré-aquecimento (150 °C), tempo de pico (2,3 ms) e corrente de pico (470 A) ocorreram as menores porcentagens de microfases na junta soldada. Tal constatação mostrou ser coerente com a literatura, uma vez que os valores mais altos dos parâmetros analisados, implicam numa redução na velocidade de resfriamento durante a soldagem.

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABSON, D.J.; DOLBY, R.E.; HART, P.H.M. The role of nonmetallic inclusions in ferrite nucleation in carbon steel weld metals. In: Conference on Trends in Steels and Consumables for Welding. London, 1978. Proceedings. Welding Institute, p.75-101, 1978.

ALCAN ALUMÍNIO DO BRASIL S/A – Manual de Soldagem, São Paulo, p. 11-1 a 11-14, 1992.

ALÉ, R.M.; JORGE, J.C.F.; REBELLO, J.M.A. Constituintes microestruturais de soldas de aço C-Mn baixa liga. Parte II: metal de solda. Soldagem & Materiais, ABS, vol.5, nº 3, 1993.

ALMQVIST, G.; POLGARY, S.; ROSENDHAL, C.H.; VALLAND, G. Some basic factors controlling the properties of weld metal. In: International Conference on Welding Research Related to Power Plant, Marchwood, Southampton, England, 1972. Proceedings. CEGB, p. 204-31, 1972.

ALTEMÜHL, B. Svedala Compaction Equipment improves robotic welding performance with new FILARC cored wire. Svetsaren, vol.53, nº3, pp. 32-35, 1998.

ARAÚJO, W.R.; DOMINGUES, J.R.; CARMO, F.B.; BRACARENSE, A.Q. Arames Tubulares Tipo Metal-Cored – Soldagem Robotizada. In: XXVII Congresso Nacional de Soldagem, 2001, Campinas, SP. Consolda, ABS, 2001.

ARAÚJO, W.R. Comparação entre soldagem robotizada com arame sólido e metal cored – a ocorrência de “finger”. Tese de mestrado. UFMG, Belo Horizonte, MG, 2004.

BARHORST, S. Metal Cored Electrode Basics. Welding Journal, pp.13-15, Nov/Dec 2000.

BARRA, R. S. Influência do processo MIG/MAG Térmico sobre a microestrutura e a geometria da zona fundida. Tese de Doutorado, UFSC, Florianópolis, SC, 2003.

BHADESHIA, H.K.D. Bainite of Steels. The Press University, Cambridge, 2nd edition, 2001.

BLACKMAN, S.; NORRISH, J. Pulsed MIG welding with gas-shielded flux cored wires. MIG Synergic Update, Welding & Metal Fabrication, Special Supplement, v.76, n.4, pp.12-14, 1988.

BLAKE, P.D. Oxygen and nitrogen in weld metal. Welding Research International, v.9, n.1, p.23-46, 1979.

BLOME, K. FILARC PZ6105R – The robot-friendly cored wire. Svetsaren, v.54, n.1, pp.22-24, 2000.

BONISZEWSKY, T. Self-shielded arc welding. Woodhead Publishing Ltd. In: Association with the Welding Institute. Cambridge, England, 1992.

BRACARENSE, A.Q. Processo de Soldagem por Arame Tubular – FCAW. Apostila UFMG. Maio/2000.

BRAGA, E.M. Soldagem a arame tubular autoprottegido em corrente pulsada. Tese de mestrado, Univ. Federal do Pará, Belém, PA, 1997.

BRANDI, S.D. – Processo MIG/MAG. In: WAINER, E.; BRANDI, S.D.; MELLO, F.D. Soldagem: processos e metalurgia. São Paulo: Edgard Blücher, Cap.2d, p. 99-132, 1995.

BRAZ, M.H.P. Propriedades de fadiga de soldas de alta resistência e baixa liga com diferentes composições microestruturais. Tese de mestrado. USP, São Carlos, SP, 1999.

CARRY. Modern Welding Technology, Chapter 14: Gases Used in Welding, 5th edition, 2002.

CARVALHO E SILVA, U.M. Técnicas e Procedimentos na Metalografia Prática. Editora: Ivan Rossi, 1978.

CHOI, C.L.; HILL, D.C. A study of microstructural progression in as-deposited metal. Welding Journal, v.57, n.8, p.232-6s.1978.

CORRÊA DE SÁ, A.L. Análise microestrutural e de propriedades mecânicas resultantes da soldagem de um aço do tipo HY-80 com os processos eletrodo revestido e arame tubular. Tese de mestrado, UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, 1999.

CORRÊA, C.A. Aço inoxidável martensítico aplicado em revestimento pelo processo MIG pulsado e convencional. Tese mestrado, UNICAMP, Campinas, SP, 2000.

DAVIS, C.L.; KING, J.E. Effect of cooling rate on intercritically reheated microstructure and toughness in high strength low alloy steel. *Materials Science and Technology*, Cambridge, v.9, p.8-15, Jan. 1993.

DIAS, A.C. Aspectos metalúrgicos da soldagem do aço USI-SAC 350 com arame tubular. Tese de mestrado, Univ. Federal do Pará, Belém, PA, 2003.

DOLBY, R.E. Factors controlling HAZ and weld metal toughness in C-Mn steels. In: *ENGINEERING APLICATIONS OF FRACTURE ANALYSIS*, South Africa, Nov. 1979. *Proceedings of Fracture 79*. s.1.: Pergamon Press, s.d. p.125-34.

EASTERLING, K. *Introduction to the Physical Metallurgy of Welding*. England: Butterworths & Co, Cap. 1: Fusion Welding – Process Variables, p. 1-47, 1983.

ES-SOUNI, M.; BEAVEN, P.A.; EVANS, G.M. Microstructure and mechanical properties of Cu-bearing shielded metal arc C-Mn weld metal. *Welding Journal*, v.70, n.3, p.80s-90s, Mar. 1991.

EVANS, G.M. Effect of manganese on the microstructure and properties of all-weld-metal deposits. *Welding Journal*, v.59, n.3, p.67s-75s, Mar. 1980.

EVANS, G.M. Effect of molybdenum on microstructure and properties of C-Mn all-weld metal deposits. *Joining et Materials*, v.1, n.5, p.239-46, Nov. 1988.

EVANS, G.M. Effect of silicon on the microstructure and properties of C-Mn all-weld-metal deposits. *Metal Construction*, v.18, n.7, p.438R-44R, Jul. 1986.

EVANS, G.M. Effects of sulphur and phosphorus on microstructure and properties of C-Mn all-weld-metal deposits. *Metal Construction*, v.18, n.10, p.631R-6R, Oct. 1986.

EVANS, G.M. The effect of aluminium in shielded metal arc C-Mn steel multipass deposits. *Welding Journal*, v.70, n.1, p.32s-9s, Jan. 1991.

EVANS, G.M. The effect of carbon on the microstructure and properties of C-Mn all-weld metals deposits. IIW. Doc. II-A-546-81. p.1-24, 1981.

EVANS, G.M. The effect of chromium on the microstructure and properties of C-Mn all-weld metal deposits. *Welding and Metal Fabrication*, v.57, n.7, p.346-58, Aug./Sept. 1989.

EVANS, G.M. The effect of nickel on the microstructure and properties of C-Mn all-weld-metal deposits. *Welding Research Abroad*, V. 27, Nº 2,3. Feb-Mar 1991.

EVANS, G.M. Effect of heat input on the microstructure and properties of C-Mn all-welded metal deposits. *Welding Journal*, n. 61, p. 125s-132s, 1982.

FARIAS, J.P. Magnésio metálico como componente do revestimento na soldagem com eletrodo ao C-Mn-Ni. Tese de doutorado, UFSC, Florianópolis, SC, 1993.

FARRAR, R.A.; HARRISON, P.L. Acicular ferrite in carbon manganese weld metals: an overview. *Journal of Materials Science*, v.22, n.11, p.3812-20, 1987.

FARRAR, R.A.; TULIANI, S.S.; NORMAN, S.R. Relationship between fracture toughness and microstructure of mild steel submerged arc metal. *Welding and Metal Fabrication*, v.42, n.2, p.68-73, Feb. 1974.

FIGUEIREDO, K.M. Aplicação de ensaio de impacto Charpy instrumentado no estudo da tenacidade à fratura dinâmica nas soldas a arco submerso em aço para caldeiras. Tese de mestrado, USP, São Carlos, SP, 2004.

FORTES, C. Arames tubulares OK. Apostila ESAB BR, revisão de 07/05/2004.

FORTES, C.; ARAÚJO, W. Metalurgia da Soldagem. Apostila ESAB, 15/04/2004

FRANÇA, J.S.; DOMINGUES, J.R.; FORTES, C. Welding penstocks and coiled boxes for a hydropower plant using ESAB flux-cored wire. *Svetsaren*, vol. 57, nº 1, 2002.

FRENCH, I.E.; BOSWORTH, M.R. A comparison of pulsed and conventional welding with basic flux cored and metal cored welding wires. *Welding Journal*. v.74, n. 6, June, 1995.

FUNDERBURK, R.S. Fundamentals of Preheat. *Welding Innovation*, Cleveland, Ohio, USA, v.X14, n.2, 1997.

GARLAND, J.G.; KIRKWOOD, P.R. Towards improved submerged arc weld metal – Part 1. *Metal Construction*, v.7, n.5, p.275-83, May 1975.

GHOST, P.K., GUPTA, P.C., GOYAL, V.K. Stainless steel cladding of structural steel plate using pulsed current GMAW process. *Welding Journal*, v.77, n.7, 1998.

GLOVER, A.G.; McGRATH, J.T.; TINKLER, M.J.; WETHERLY, G.C. The influence of cooling rate and composition on weld metal microstructures in C-Mn and HSLA steel. *Welding Journal*, v.56, n.9, p.267s-73s, Sep. 1977.

GOMES, C.E.R.S. Influência do Ni na relação tenacidade-microestrutura de metais de solda de aços C-Mn-Ni obtidos por soldagem com arco submerso e tratados termicamente. Tese de M. Sc., COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, 1996.

GOMES, E.B. Análise do comportamento da soldagem por curto-circuito aplicado ao processo eletrodo tubular através da metodologia Taguchi. Tese de mestrado. Univ. Federal de Itajubá, Itajubá, MG, 2005.

GONÇALVES, G.M.B. Efeitos microestruturais do reaquecimento e resfriamento de metais de solda obtidos pela soldagem a arco submerso com adição de pó metálico. Tese de doutorado. USP, São Carlos, SP, 1998.

GONÇALVES, G.M.B. Estudo comparativo da ZAT de aço ARBL soldado pelo processo a arco submerso com e sem adição de pó de ferro. Tese de mestrado. EESC – São Carlos. 1991.

GRONG, O.; AKSELSEN, O.M. HAZ toughness of microalloyed steels for offshore. *Metal Construction*, v.18, n.9, p.608-617, 1984.

GRONG, O.; MATLOCK, D.K. Microstructural development in mild and low-alloy steel weld metals. *International Metals Reviews*, v.31, n.1, p.27-48, Jan. 1986.

HARRISON, P.L.; FARRAR, R.A. Application of continuous cooling transformation diagrams for welding of steels. *International Materials Reviews*, v.34, n.1, p.35-51, 1989.

HOEKSTRA, S.; MUNNIG SCHMIDT-VAN DER BURG, M.A.; DEN OUDEN, G. Microstructure and notch toughness of ferrite weld metal. *Metal Construction*, v.18, n.12, p.771-775, Dec. 1986.

HONEYCOMBE, R.W.K. *Steels microstructure and properties*. 2 ed., London, Edward Arnold (Publishers) Ltd, 348 p., 1982.

HORRI, Y.; OHKITA, S.; WAKABAYASHI, M.; NUMURA, M. *Welding materials for low temperature service*. Nippon Steel Reports. 1986.

INTERNATIONAL INSTITUTE OF WELDING. *Guide to the light microscope examination of ferritic steel weld metals*. Doc. IIW 999-88.

IRVING, B. Trying to Make Some Sense Out of Shielding Gases. *Welding Journal*, May, 1994.

ITO, Y.; NAKANISHI, M.; KOMIZO, Y. Effects of oxygen on low carbon steel weld metal. *Metal Construction*, v.14, n.9, p.472-8, Sept. 1982.

JONES, J.E.; LUO, Y. Pre- and post-Weld Heat Treatment. *Welding: Theory and Practice*, Elsevier, p. 293-323, 1990.

JORGE, J.C.; SOUZA, L.F.; REBELLO, J.M.A. Uma contribuição ao estudo da relação tenacidade-microestrutura de metais de solda C-Mn baixa liga. Trabalho apresentado no XIX Encontro Nacional de Tecnologia de Soldagem, 1993.

KANG, B.Y.; KIM, H.J.; HWANG, S.K.. Effect of Mn and Ni on the Variation of the Microstructure and Mechanical Properties of Low-carbon Weld Metals. ISIJ International, v. 40, n.12, p. 1237-1245, 2000.

KAPLAN, D.; LAMBERT-PERLADE. Influence des composés martensite-austénite résiduelle sur la ténacité des zones affectées par la chaleur lors du soudage des aciers C-Mn. La Revue de Métallurgie, p.889-898, 2001.

KIM, S.; EAGAR, T.W. Analysis of Metal Transfer in Gas Metal Arc Welding. Welding Journal. Welding Research Supplement, June, 1993.

KOBAYASHI, Y. Efeito da adição controlada de pó metálico nas propriedades microestruturais e mecânicas no metal depositado por arco submerso em aço ARBL. Tese de doutorado. USP-São Carlos. Depto de Materiais, 1994.

LAU, T.W.; SADOWSKI, M.M.; NORTH, T.H.; WETHERLY, G.C. Effect of nitrogen on properties of submerged arc weld metal. Materials Science and Technology, v.4, n.1, p.52-61, Jan. 1988.

LEVINE, E.; HILL, D.C. Toughness in HSLA steel weldments. Metal Construction, v.9, n.8, p.346-53, Aug. 1977.

LIMA, A.C.; FERRARESI, V.A. Estudos dos modos de transferência metálica de um arame tubular autoprotégido com variação na distância bico de contato-peça. In: XXXI CONSOLDA, Congresso Nacional de Soldagem, São Paulo, pp.164-172, nov. 2006.

LIU, S.; BRACARENSE, A.Q. Desenvolvimento da soldagem de aços de alta resistência e baixa liga. Soldagem & Materiais, Arquivo técnico, abr/jun.1994.

LYTTLE, K.A. Metal Cored Wires: Where do they fit in your future?, *Welding Journal*, v.75, n.10, 1996.

LYTTLE, K.A.; STAPON, W.F.G. Select the Best shielding gas blend for the application. *Welding Journal*, Nov. 1990.

MATSUDA, F.; FUKADA, Y.; OKADA, H.; SHIGA, C. Review of mechanical and metallurgical investigations of martensite-austenite constituent in welded joints in Japan. *Welding in the World*, v.37, n.3, p.134-154, 1996.

MATSUDA, F.; LI, Z.; BERNASOVSKY, P.; ISHIHARA, K.; OKADA, H. An Investigation on the Behaviour of the M-A Constituent in Simulated HAZ of HSLA Steels. *Welding in the World*, v.29, n.9/10, p.307-313, 1991.

McGLONE, J.C. – Weld bead geometry prediction – a review. *Metal Construction*, v.14, n.7, p.378-384, Jul 1982.

MEDEIROS, R.C.; QUINTINO, L.; OLIVEIRA SANTOS, J.F. Estudo da aptidão dos arames tubulares à soldagem MIG com transferência controlada. *Soldagem & Materiais*, v.66, n.5, pp.44-49, 1989.

MEESTER, B. The weldability of modern structural TMCP steels. *ISIJ International*, v.37, n.6, p.537-551, 1997.

MENEZES, W.M.M. Inter-relações entre tratamento térmico, microestrutura e propriedades mecânicas de um aço ARBL. Tese de mestrado, ITA, São José dos Campos, SP, 2005.

MILLER ELECTRIC Mfg. Co. – GMAW-P (Pulsed MIG) Process Guide. USA: May 1994.

MIRANDA, H.C. Influência da indutância na soldagem MIG-MAG na posição sobrecabeça. Univ. Federal de Uberlândia, Uberlândia, MG, 1999.

MODENESI, P.J. Introdução à física do arco elétrico e sua aplicação na soldagem dos metais. UFMG, Belo Horizonte, MG, jun. 2002.

MODENESI, P.J. Soldabilidade dos aços transformáveis. UFMG, Belo Horizonte, MG, 2004.

MARQUES, P.V.; MODENESI, P.J.; SANTOS, D.B. Introdução à metalurgia da soldagem. UFMG, Belo Horizonte, MG, 2004.

MOSELLI, P.C. Efeito dos parâmetros de pulso nas propriedades mecânicas e microestruturais na soldagem com proteção gasosa com adição de pó metálico. Tese de mestrado. UNESP-Bauru. 2001.

MOTA, C.A.M. Níquel e manganês como controladores da tenacidade na soldagem com arames tubulares autoprotégidos. Tese de doutorado, UFSC, Florianópolis, SC, 1998.

NASCIMENTO, A.S. Aspectos operacionais e metalúrgicos da soldagem com arame tubular metal-cored. Tese de mestrado, Univ. Federal do Pará, Belém, PA, 2005.

OLIVEIRA, L.M.. Uma investigação da influência dos parâmetros de pulso em soldagem com eletrodo tubular com proteção gasosa. Tese de mestrado, Univ. Federal de Itajubá, Itajubá, MG, 2005.

OTEGUI, J.L. ; De VEDIA, L.A. Soldadura com arambres tubulares sin proteccion gaseosa. Boletín Técnico Conarco, n.81, p.2-14/27-29, Jan. 1985.

PARANHOS, R.P.R. Microestrutura, Composição Química e Tenacidade ao Impacto de Soldas Multipasse Obtidas por Arco Submerso. Tese de mestrado. UFRJ. 1984.

PARRISH, G. The influence of microstructure on the properties of case-carburized components. Ohio, ASM. 1980.

PERDIGÃO, S.C., Instrução para classificação dos constituintes microestruturais do metal de solda dos aços ferríticos, utilizando-se microscopia ótica, ABS, nº16, abr/jun. 1987.

QUITES, A.M.. Introdução à Soldagem a Arco Voltaico. Editora Soldasoft, Florianópolis, SC, 2002.

QUITES, A.M.; DUTRA, J.C. Tecnologia da Soldagem a Arco Voltaico. Editora: Edeme Florianópolis, 1979.

RADAJ, D. Heat Effects of Welding. Berlin: Springer-Verlag, 348 p., 1992.

RODGES, K.J. ; LOCHHEAD, J.C. Self-shielded flux cored arc welding – the route to good fracture toughness. *Welding Journal*, p.49-59, July 1987.

SAAVEDRA, P.M.A. Soldagem circunferencial de tubo API 5L X80 empregando processos manual / semi-automático. Tese de mestrado, PUC-RJ, Rio de Janeiro, RJ, 2006.

SAITO, M.S. Análise da influência dos parâmetros de pulso sobre a geometria do cordão de solda e rendimento de deposição, obtidos pelo processo de soldagem com arame tubular utilizando arco pulsado. Tese de mestrado, UNESP, Bauru, SP, 2001.

SALES, J.C.; LUZ, T.S.; FARIAS, J.P.; RODRIGUES, C.E.A.L. Estudo da geometria do cordão de solda usando CO₂ e uma mistura de Ar e CO₂ na soldagem com arame tubular AWS E71T-1. COBEM, Uberlândia, MG, v.4, ref.172, pp.543-551, 2001.

SANT'ANNA, P.C. Influência de Tratamentos Térmicos Intercríticos na Microestrutura e Propriedades Mecânicas do Aço API 5L X65. Tese de doutorado, UNICAMP, Campinas, SP, 2006.

SANTOS NETO, N.F. Caracterização de Soldas em Aços API 5L com Diferentes Arames Tubulares e Temperaturas de Pré-Aquecimento. Tese de mestrado, UNICAMP, Campinas, SP, 2003.

SANTOS, J.F.O.; QUINTINO, L.; MEDEIROS, R.C. Arames Tubulares à Soldagem MIG com Transferência Controlada. *Soldagem & Materiais*, v.1, n.4, p.44-49, 1989.

SAUER, A.; REBELLO, J.M.A. O Constituinte Austenita-Martensita (A-M). *Matéria*, v.1, n.1, p.15-21, jul. 1996. Disponível em: www.materia.coppe.ufrj.br. Acesso em 25/03/2008.

SILVA, E.M. Comparação de características operacionais no processo com eletrodo tubular utilizando as transferências por curto-circuito e pulsado na posição vertical descendente. Tese de mestrado. Univ. Federal de Itajubá, Itajubá, MG, 2006.

SIQUEIRA, K.E.; MACIEL, T.M.; SANTOS, M.A.; ALBUQUERQUE, M.C.S.; ALMEIDA, D.M. Efeito dos parâmetros de soldagem sobre a microestrutura e dureza de metais de solda de aços API 5L X60. In: XXX CONSOLDA, Congresso Nacional de Soldagem, Rio de Janeiro, RJ, 2004.

SOUZA, L.F.G; JORGE, J.C.G.; REBELLO, J.M.A. e SAUER, A.S. Efeito do Elemento Cromo nas Propriedades de Metais de Solda C-Mn Baixa Liga. *Anais do XIX Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem*, pp. 127-142, out. 1993.

STARLING, C.M.D.; MODENESI, P.J. Avaliação da transferência de metal de arames tubulares. *Soldagem & Inspeção*, v.11, n.3, pp.147-155, 2006.

STRANGWOOD, M. The Prediction and Assessment of Weldmetal Microstructure. Dissertation submitted for the degree of Doctor of Philosophy. University of Cambridge, October 1987.

STRIDH, Lars-Erik – Newly-developed consumable makes thin-plate welding more effective. *Svetsaren*, Göteborg, Sweden, vol.55, n.3, pp. 14-16, 2000.

SUBRAMANIAM, S.; WHITE, D.R.; JONES, J.E.; LYONS, D.W. Experimental Approach to Selection of Pulsing Parameters in Pulsed GMAW. *Welding Journal*: p. 166s-172s, May. 1999

SURIAN, E.; TROTTI, J.; HERRERA, R.; VEDIA, L.A. Influence of carbon on mechanical properties and microstructure of weld metal from a high-strength SMA electrode. *Welding Journal*, v.70, n.6, p.133s-40s, Jun. 1991.

SVENSSON, L.E.; GRETOFT, B. Microstructure and impact toughness of C-Mn weld metals. *Welding Journal*, v.69, n.12, p.315-25, Mar.1984.

TAYLOR, D.S. The effect of manganese on the toughness of E-7016 type weld metal. *Welding and Metal Fabrication*, v.50, n.9, p.452-60, Nov. 1982.

TAYLOR, L.G.; FARRAR, R.A. Metallurgical aspects of the mechanical properties of submerged arc weld metal. *Welding and Metal Fabrication*, v.43, n.4, p.305-10, May 1975.

TREVISAN, R.E.; CORRÊA, C.A. Influência dos Parâmetros da Soldagem MIG Pulsada e Convencional na Morfologia do Cordão e da Microestrutura. 1º COBEF. Curitiba-PR. Abril, 2001.

TRINDADE, V.B.; PARANHOS, R.P.R.; PAYÃO, J.C.; SOUZA, L.F.G. Influência da adição de níquel na tenacidade de metais de solda de aços C-Mn antes e após tratamento térmico de alívio de tensões. *Soldagem & Inspeção*, v.10, n.4, p.164-171, out-nov 2005.

TULIANI, S.S.; CERAM, A.L.; FARRAR, R.A. The effect of silicon in submerged arc weld metals at low concentrations. *Welding and Metal Fabrication*, v.43, n.9, p.553-8, Sept. 1975.

VANDER VOORT, G.F. Color Etching. In: *Metals Handbook: Metallography and Microstructures*. 9 ed. Ohio, American Society for Metals, v.9, p.139-42, 1985.

VIEIRA, L.A. Avaliação da tenacidade após tratamento térmico de alívio de tensões em soldas produzidas com arames tubulares rúflicos que contenham níquel. Tese de Mestrado, UFMG, Belo Horizonte, MG, 2006.

WAINER, E.; BRANDI, S.D.; MELLO, F.D.H. *Soldagem: Processos e Metalurgia*. São Paulo, Edgard Blücher, 1992.

WANG, W.; LIU, S.; JONES, J.E. Flux Cored Arc Welding: Arc Signals, Processing and Metal Transfer Characterization. *Welding Journal*, v.74, n.11, Nov. 1995.

WARD, R.F. A study of gas-flux-metal reactions in flux-cored and welding. A thesis of doctor of philosophy. Department of Metallurgy and Materials the University Birmingham, 1985.

WELDING HANDBOOK, v.2, 8^a Ed., American Welding Society, Miami, 1991. Cap.5 – Flux Cored Arc Welding, p. 158-190.

WELDING IN THE WORLD, vol. 29, n^o 7/8, 1991, IIW - International Institute of Welding.
YOSHINO, Y.; STOUT, R.D. Effect of microalloys on the notch toughness of line pipe seam welds. Welding Journal, v.58, n.3, p.59s-68s, Mar. 1979.

ZEEMANN, A. Diluição. Apostila Infosolda, 2003, disponível em www.infosolda.com.br/artigos/metsol106.pdf. Consulta em 25/08/2008.

ZEEMANN, A.; EMYGDIO, P.R.O. Básico de Soldagem. Apostila Tecmetal, abril 2001.

ZHANG, Z., FARRAR, R.A. Influence of Mn and Ni on the microstructure and toughness of C-Mn-Ni weld metals, Welding Journal, v.76, n.5, pp. 183-196s, May 1997.