Campus de São Carlos

***EFEITOS MICROESTRUTURAIS DO
REAQUECIMENTO E
RESFRIAMENTO DE METAIS DE
SOLDA OBTIDOS PELA SOLDAGEM
A ARCO SUBMERSO COM ADIÇÃO
DE PÓ METÁLICO***

GILBERTO M. B. GONÇALVES

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO

**ÁREA INTERUNIDADES EM
"CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS"**

0024/99

**UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE SÃO CARLOS
INSTITUTO DE FÍSICA DE SÃO CARLOS
INSTITUTO DE QUÍMICA DE SÃO CARLOS**

**EFEITOS MICROESTRUTURAIS DO REAQUECIMENTO E
RESFRIAMENTO DE METAIS DE SOLDA OBTIDOS PELA
SOLDAGEM A ARCO SUBMERSO COM ADIÇÃO DE PÓ
METÁLICO**

M. Sc. Gilberto de Magalhães Bento Gonçalves

Tese apresentada à área Interunidades em
Ciência e Engenharia de Materiais para obtenção
do Título de Doutor em Ciência e Engenharia de
Materiais

ORIENTADOR: Prof. Assoc. Samuel Irati Novaes Gomes

**São Carlos
1998**

Classe.	TECE-EEESC
Curr.	2552
Tombo	0024199

5/5 1012151

Ficha catalográfica preparada pela Seção de Tratamento
da Informação do Serviço de Biblioteca – EESC/USP

G635e Gonçalves, Gilberto de Magalhães Bento

Efeitos microestruturais do reaquecimento e resfriamento de metais de solda obtidos pela soldagem a arco submerso com adição de pó metálico / Gilberto de Magalhães Bento Gonçalves. -- São Carlos, 1998.

Tese (Doutorado) -- Escola de Engenharia de São Carlos/Instituto de Física de São Carlos/Instituto de Química de São Carlos-Universidade de São Paulo, 1998.

Área Interunidades: Ciência e Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Samuel Irati Novaes Gomes.

1. Metal de solda. 2. Soldagem a arco submerso. 3. Adição de pó metálico. 4. Microfases M-A 5. Análise dilatométrica. I. Título.

Área Interunidades

Ciência e Engenharia de Materiais

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO

Escola de Engenharia de São Carlos

Instituto de Física de São Carlos

Instituto de Química de São Carlos

CAIXA POSTAL - 369

CEP 13560-970 - São Carlos/SP - Brasil

Tel/Fax: (016) 273-9777

E-mail: erica@if.sc.usp.br

MEMBROS DA COMISSÃO JULGADORA DA TESE DE DOUTORADO DE GILBERTO DE MAGALHÃES BENTO GONÇALVES, APRESENTADA A ÁREA INTERUNIDADES EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS, DA EESC-IFSC-IQSC, UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO, EM 22/10/1998.

COMISSÃO JULGADORA:

Prof. Dr. Samuel Irati Novaes Gomes (EESC-USP)

Profa. Dra. Laura Alice de Campos Franceschini Canale (EESC-USP)

Prof. Dr. Waldek Wladimir Bose Filho (EESC-USP)

Prof. Dr. Valtair Antonio Ferraresi (UFUberlândia)

Prof. Dr. Antonio Tallarico Vicente Adorno (UNESP/Araraquara)

Dedico este trabalho à minha esposa Sandra, aos meus filhos Gil e Victor e a meu irmão Mauro (in memoriam).

AGRADECIMENTOS

- Aos Prof. Assoc. Samuel Irati Novaes Gomes e João Manuel Domingos de Almeida Rollo pela atenção e orientação no decorrer deste trabalho;
- Aos colegas Professores. Dr. Yukio Kobayashi e M. Sc. Carlos Alberto Soufen pelas valiosas sugestões dadas;
- Aos demais colegas Professores e Funcionários do Departamento de Engenharia Mecânica da Faculdade de Engenharia – UNESP – Bauru, em especial ao Técnico Hamilton José de Mello pelo auxílio direto na parte experimental;
- Aos Funcionários e demais colegas do Departamento de Engenharia de Materiais da Escola de Engenharia de São Carlos – USP – São Carlos, em especial ao Técnico Pedro Luiz Di Lorenzo;
- Às Sra. Regina, Eliete, Érica e Vladerez pela assistência técnica acadêmica;
- Ao Sr. Luis Adalberto Penazzi, Chefe da Oficina Mecânica da Escola de Engenharia de São Carlos – USP – São Carlos.

A CONCRETIZAÇÃO DESTE TRABALHO FOI POSSÍVEL COM O APOIO:

- Universidade de São Paulo – Escola de Engenharia de São Carlos
Departamento de Engenharia de Materiais;
- Universidade Estadual Paulista – Faculdade de Engenharia
Departamento de Engenharia Mecânica;
- Usinas Siderúrgicas de Minas Gerais S/A – Usiminas;
- Aços Cital – Villares S/A;
- Centro de Pesquisa da Petrobrás – Cenpe;
- Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo (FAPESP)
processo 959788/0;
- Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico (CNPq) – processo
524456/96-8 (NV) (MM) (AL).

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	i
LISTA DE TABELAS	iv
LISTA ABREVIATURAS	vi
RESUMO	vii
ABSTRACT	viii
1- INTRODUÇÃO	1
2- OBJETIVO	3
3- REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	4
3.1- Soldagem a arco submerso com adição de pó metálico.....	4
3.1.1- Processo convencional	4
3.1.2- Adição de pó metálico.....	6
3.2- Aços estruturais de alta resistência e baixa liga	10
3.3- Soldagem de aços estruturais: desenvolvimento microestrutural no metal de solda.....	12
3.3.1- Classificação e caracterização dos principais constituintes microestruturais	14
3.3.1.1- Terminologia clássica	14
3.3.1.2- Terminologia proposta pelo International Institute of Welding Doc. IIW-999-88	23
3.3.1.3- Algumas relações entre microestrutura do metal de solda propriedades mecânicas.....	27
3.3.2- Influência da velocidade de resfriamento.....	33
3.3.3- Influência da composição química	46
3.3.3.1- Influência do Mn, C, Si, Mo, Cr, Ni, Al e Cu.....	46
3.3.3.2- Influência do Oxigênio	60
3.3.4- Tratamento térmico pós-soldagem	64

4- MATERIAIS E MÉTODOS	72
4.1- Materiais	72
4.2- Métodos	73
4.2.1- Procedimento de soldagem	73
4.2.2- Análises químicas	77
4.2.3- Análises metalográficas – metais de solda na condição como soldados	78
4.2.4- Análise dilatométrica – metais de solda reaquecidos e resfriados	80
5- RESULTADOS	86
5.1- Análises químicas	86
5.2- Avaliações macro e micrográfica dos metais de solda na condição como soldados	88
5.2.1- Avaliação macrográfica.....	88
5.2.2- Avaliação micrográfica.....	90
5.3- Análise dilatométrica.....	93
6- DISCUSSÃO.....	99
6.1- Forma geral das curvas CCT	99
6.2- Diferenças entre as curvas CCT	101
6.3- Comportamento das microfases M-A.....	104
7- CONCLUSÕES.....	106
8- SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	107
9- REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	118
ANEXO A.....	128
ANEXO B.....	129
ANEXO C.....	131

ANEXO D.....	132
ANEXO E.....	133
ANEXO F	145
ANEXO G	149
ANEXO H.....	155
ANEXO I	158

LISTA DE FIGURA

Figura 3.1 - Soldagem a arco submerso com adição de pó metálico	8
Figura 3.2- Morfologia dos principais constituintes microestruturais em metal de solda ferrítico segundo a terminologia clássica.....	15
Figura 3.3- Feixe e subunidade de bainita.....	22
Figura 3.4- Morfologia dos principais constituintes microestruturais em metais de solda ferrítico segundo a terminologia proposta pelo IIW	25
Figura 3.5- Resistência a clivagem em função da quantidade de ferrita acicular e resistência mecânica	30
Figura 3.6- Variação do comprimento em função da temperatura durante ensaio dilatométrico.....	44
Figura 3.7- Curva de transformação em condições de resfriamento contínuo CCT.....	45
Figura 3.8- Influência do teor de O ₂ na curva CCT	63
Figura 4.1- Geometria da junta adotada	74
Figura 4.2- Equipamento convencional e acessórios para soldagem a arco submerso com adição de pó metálico.....	75
Figura 4.3- Vazão de pó metálico em função do diâmetro dosador do pó metálico	76
Figura 4.4- Regiões onde foram feitas a análise metalográfica nos metais de solda na condição como soldados	78
Figura 4.5- Geometria da amostra utilizada no ensaio de dilatométrica....	82
Figura 4.6- Local da retirada das amostras dos metais de solda para o ensaio de dilatométrica e medida do tamanho de grão da austenita anterior	82
Figura 4.7- Geometria da amostra utilizada na avaliação do tamanho de grão da austenita anterior	85
Figura 5.1- Curvas CCT – metais de solda M(SP) e M(CP)	97
Figura 5.2- Curvas CCT – metais de solda B(SP) e B(CP).....	98

Figura 8.1- Registros da expansão linear e sua derivada primeira em função da temperatura.....	112
Figura 8.2- (a)- Determinação da temperatura do ponto de inflexão através da derivada primeira da expansão linear com a temperatura, e (b)- variação da temperatura do ponto de inflexão com a taxa de aquecimento	113
Figura 8.3- Relação linear entre $\ln(T_i^2/\phi)$ e $(1/T_i)$	114
Figura 8.4- Diagrama da derivada primeira da expansão linear em função da temperatura para a amostra B(CP) ensaiada com taxa de aquecimento de 5 °C/min	116
Figura 8.5- Diagrama da derivada primeira da expansão linear em função da temperatura para a amostra B(CP) ensaiada com taxa de aquecimento de 30 °C/min	117
Figura 8.6- Relação linear entre $\ln(T_i^2/\phi)$ e $(1/T_i)$ obtida experimentalmente para a amostra B(CP)	117
Figura A.1- Morfologias dos constituintes microestruturais definidos por Harrison (1979).....	128
Figura B.1- Macroestrutura dos cordões de solda M(SP) e M(CP).....	129
Figura B.2- Macroestrutura dos cordões de solda B(SP) e B(CP).....	130
Figura C.1- Microestrutura de todos os metais de solda obtidos condição como soldados	131
Figura D.1- Incidência das microfases M-A em todos os metais de solda obtidos – condição como soldados	132
Figura E.1- Diagramas da expansão linear em função da temperatura para as amostras retiradas do metal de solda M(SP)	133
Figura E.2- Diagramas da expansão linear em função da temperatura para as amostras retiradas do metal de solda M(CP).....	136
Figura E.3- Diagramas da expansão linear em função da temperatura para as amostras retiradas do metal de solda B(SP)	139
Figura E.4- Diagramas da expansão linear em função da temperatura para as amostras retiradas do metal de solda B(CP)	142
Figura F.1- Microestrutura das amostras retiradas do metal de solda M(SP) submetidas ao ensaio de dilatométrica	145

Figura F.2- Microestrutura das amostras retiradas do metal de solda M(CP) submetidas ao ensaio de dilatomatria	146
Figura F.3- Microestrutura das amostras retiradas do metal de solda B(SP) submetidas ao ensaio de dilatomatria	147
Figura F.4- Microestrutura das amostras retiradas do metal de solda B(CP) submetidas ao ensaio de dilatomatria.....	148
Figura G.1- Incidência das microfases M-A nas amostras retiradas dos metais de solda M(SP) e M(CP) submetidas ao ensaio de dilatomatria	149
Figura G.2- Incidência das microfases M-A nas amostras retiradas dos metais de solda B(SP) e B(CP) submetidas ao ensaio de dilatomatria	152
Figura I.1- Estrutura granular da austenita anterior de amostras retiradas de todos os metais de solda obtidos.....	158

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1- Característica dos constituintes microestruturais definidos por Harrison (1979).....	27
Tabela 4.1- Propriedades mecânicas do metal de base	72
Tabela 4.2- Teores dos principais elementos químicos presentes no metal de base, eletrodos e pó metálico	73
Tabela 5.1- Teores dos principais elementos químicos presentes nos metais de solda obtidos	87
Tabela 5.2- Medidas da largura, penetração e extensão da ZTA dos cordões de solda obtidos.....	88
Tabela 5.3- Quantificação dos constituintes microestruturais nos metais de solda obtidos.....	90
Tabela 5.4- Medidas de dureza Vickers em todos os metais de solda obtidos e velocidade de resfriamento somente para os metais de solda M(SP) e M(CP)	91
Tabela 5.5- Quantificação das microfases em todos os metais de solda obtidos	91
Tabela 5.6- Quantificação dos constituintes microestruturais nas amostras do metal de solda M(SP) - ensaio de dilatométrica	94
Tabela 5.7- Quantificação dos constituintes microestruturais nas amostras do metal de solda M(CP) - ensaio de dilatométrica	94
Tabela 5.8- Quantificação dos constituintes microestruturais nas amostras do metal de solda B(SP) - ensaio de dilatométrica	95
Tabela 5.9- Quantificação dos constituintes microestruturais nas amostras do metal de solda B(CP) - ensaio de dilatométrica	95
Tabela 5.10- Medidas de dureza Vickers em todas as amostras dos metais de solda submetidas ao ensaio de dilatométrica	96
Tabela 8.1- Parâmetros obtidos - tratamento isocronal realizado na amostra B(CP).....	115

Tabela H.1-	Temperatura e tempo de início das transformações detectadas para as amostras do metal de solda M(SP) ensaiadas por dilatometria.....	155
Tabela H.2-	Temperatura e tempo de fim das transformações detectadas para as amostras do metal de solda M(SP) ensaiadas por dilatometria.....	155
Tabela H.3-	Temperatura e tempo de início das transformações detectadas para as amostras do metal de solda M(CP) ensaiadas por dilatometria.....	155
Tabela H.4-	Temperatura e tempo de fim das transformações detectadas para as amostras do metal de solda M(CP) ensaiadas por dilatometria.....	156
Tabela H.5-	Temperatura e tempo de início das transformações detectadas para as amostras do metal de solda B(SP) ensaiadas por dilatometria.....	156
Tabela H.6-	Temperatura e tempo de fim das transformações detectadas para as amostras do metal de solda B(SP) ensaiadas por dilatometria.....	156
Tabela H.7-	Temperatura e tempo de início das transformações detectadas para as amostras do metal de solda B(CP) ensaiadas por dilatometria.....	157
Tabela H.8-	Temperatura e tempo de fim das transformações detectadas para as amostras do metal de solda B(CP) ensaiadas por dilatometria.....	157

LISTA DE ABREVIATURAS

- CCT = Continuous cooling transformation (“Transformação em condições de resfriamento contínuo”);
- ZTA = Zona termicamente afetada;
- IIW = International Institute of Welding;
- AWS = American Welding Society;
- ASTM = American Society for Testing and Materials;
- BS = British Standards Institution;
- TIG = Tungsten inert gas (“Soldagem a arco tungstênio com atmosfera gasosa”);
- MIG/MAG = Metal inert gas/Metal active gas (Soldagem a arco metálico com atmosfera gasosa – inerte ou ativa”);
- PF = Ferrita primária ou poligonal;
- PF(G) = Ferrita primária de contorno de grão;
- PF(I) = Ferrita primária intragranular;
- AF = Ferrita acicular;
- FS = Ferrita com segunda fase;
- FS(A) = Ferrita com segunda fase alinhada;
- FS(NA) = Ferrita com segunda fase não alinhada;
- FC = Agregado ferrita – carboneto;
- FC(P) e (P) = Perlita;
- M = Martensita;
- FSP = Ferrita de placas laterais;
- LF = Ferrita em ripas;
- CAF = Ferrita acicular grosseira;
- M-A = Martensita – austenita retida.

RESUMO

Análise dilatométrica e medidas de dureza Vickers foram utilizadas para avaliar os efeitos microestruturais do reaquecimento e resfriamento em amostras retiradas de metais de solda obtidos pela soldagem a arco submerso com e sem a adição de pó metálico, sendo inicialmente caracterizada a macro e microestruturas originais desses metais de solda. O procedimento de soldagem envolveu a utilização dos eletrodos AWS EM12K e EB2 para um mesmo aporte de calor teórico de 4,8 kJ/mm. As juntas foram preparadas com chanfro em ângulo de 50° e a deposição do pó metálico, caracterizado como de médio teor de Mn, foi realizada na quantidade de 260 g/m. Em relação aos efeitos na macroestrutura dos cordões de solda, conclui-se que a adição do pó metálico interferiu na diluição do metal de base e na distribuição da energia disponível de soldagem. Com respeito às consequências da adição do pó metálico no desenvolvimento microestrutural desses metais de solda, os resultados da quantificação dos constituintes microestruturais permitiram concluir que a incidência da ferrita acicular nos metais de solda obtidos foi dependente apenas do efeito da composição química participante, nominalmente os teores de Cr e Mn, enquanto que a presença das microfases M-A foi dependente do efeito competitivo entre a composição química participante e velocidade de resfriamento. As curvas CCT, construídas a partir da análise dilatométrica, mostraram que as composições químicas participantes dos metais de solda obtidos com o eletrodo EB2 são mais propensas ao favorecimento na incidência da ferrita acicular em relação aos obtidos com o eletrodo EM12K, independente da participação do pó metálico, quando do reaquecimento e resfriamento dos mesmos na faixa de velocidades de resfriamento entre 8 °C/s e 25°C/s. Em todos os metais de solda reaquecidos e resfriados as microfases M-A diminuíram com o aumento da velocidade de resfriamento.

ABSTRACT

Dilatometric analysis and Vickers hardness measurements were utilized in order to evaluate the microstructural effects of reheating and re-cooling in samples collected from weld metals obtained by submerged arc welding with and without the addition of metallic powder, initially being characterized the original macro and microstructures of these weld metals. The welding procedure made use of the AWS EM12K and EB2 electrodes for the same theoretical heat input of 4,8 kJ/mm. The joints were prepared with groove angle at an 50° and the deposition of metallic powder, characterized as medium content of Mn, was carried out at the rate of 260 g/m. Concerning the effects at the macrostructure of weld beads, after welded, it has been concluded that the addition of metallic powder has interfered at the dilution of base metal and at the distribution of the available energy for welding. Concerning the results of the metallic powder addition over the microstructural development of these weld metals, the quantification of the microstructural constituents allowed to conclude that the incidence of the acicular ferrite in the obtained weld metals was only based on the effect of the participating chemical composition, mainly of Cr and Mn contents, while the presence of the M-A microphases was dependent upon the competitive effect between the participating chemical composition and the cooling rate. The CCT curves, built using the dilatometric analysis, showed that the participating chemical composition of the weld metals obtained with the EB2 electrode, are more inclined to help the incidence of acicular ferrite when compared to those obtained with the EM12K electrode, independent of the metallic powder addition, when reheating and cooling them at the cooling rate range between 8 °C/s and 25 °C/s. In all of the weld metals reheated and cooled the incidence of the microphases M-A has decreased with the cooling rate increase.

1. INTRODUÇÃO

A metalurgia da soldagem aplicada na rotina de fabricação de estruturas em aço é uma ciência bastante instigante porque ampara a proposição de técnicas e métodos que possam reduzir custos sem que ocorra o comprometimento com respeito a integridade mecânica da junta soldada.

A soldagem a arco submerso com a adição de pó metálico é uma dessas técnicas e apesar de sua grande aceitação, no âmbito da metalurgia da soldagem sempre desperta o interesse de se compreender melhor a relação microestrutura - propriedades mecânicas no metal de solda, procurando-se estabelecer também a melhor combinação entre a quantidade adicionada do pó e sua compatibilidade química com os consumíveis e metal de base disponíveis, ambos, evidentemente, com credibilidade já assegurada no processo convencional.

Nessa linha de propósito, o Laboratório de Soldagem do Departamento de Engenharia de Materiais da Escola de Engenharia de São Carlos vem há um bom tempo desenvolvendo um amplo programa de pesquisa sobre o tema onde vários trabalhos foram realizados, produzindo-se inúmeras conclusões de ordem tanto operacional, quanto metalúrgica envolvidas no uso dessa técnica.

Ainda assim, foi constatada a necessidade de um estudo complementar sobre desenvolvimento microestrutural nesse tipo de metal de solda para praticamente fechar a continuidade desses trabalhos, através de uma racionalização fundamentada em dados relativos as transformações de fases que ocorrem com o reaquecimento – resfriamento de amostras retiradas do próprio metal de solda.

Resguardas as limitações da simulação feita com o reaquecimento do metal de solda frente a situação real de soldagem, tal avaliação pode contribuir significativamente no sentido de se ajustar as variáveis envolvidas no uso da técnica da adição de pó metálico, a fim de se

produzir metais de solda com microestruturas e propriedades mecânicas melhores, particularmente nas regiões reaquecidas em soldas múltiplos passes ou, ainda, se submetido à prática de tratamento térmico pós-soldagem.

De fato, o procedimento de soldagem e os fatores ligados a temperabilidade intrínseca do metal de solda, por exemplo, poderiam ser ajustados para permitir que as regiões reaustenitizadas desenvolvessem, no subsequente resfriamento, uma microestrutura com predomínio do constituinte ferrita acicular e com pouca ou nenhuma incidência das microfases M-A (martensita – austenita retida); condição reconhecidamente aceita como a maneira mais eficaz de se aumentar simultaneamente a tenacidade e a resistência mecânica do metal de solda.

2. OBJETIVO

Reafirmando o que foi salientado na introdução, esse trabalho tem como objetivo principal a busca de dados relativos aos efeitos do reaquecimento – resfriamento na microestrutura original de metais de solda obtidos pela soldagem a arco submerso, com e sem a adição extra de pó metálico.

Em termos da cinética global da decomposição da austenita, a abrangência da pesquisa fundamentou-se na construção de curvas CCT (“Continuous Cooling Transformation”) a partir de uma ampla análise dilatométrica, possibilitando o conhecimento de todo o espectro dos constituintes microestruturais que podem se desenvolver em função das interações entre a composição química participante dos metais de solda e a velocidade de resfriamento.

No que concerne a situação real de soldagem, caracterizou-se as microestruturas originais dos metais de solda, avaliando-se a tendência da composição química participante dos mesmos em favorecer ou não a formação do constituinte microestrutural ferrita acicular e das microfases do tipo M-A.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Soldagem a arco submerso com adição de pó metálico: características e aplicações da técnica

Os trabalhos apresentados a seguir tratam basicamente da divulgação de alguns dos aspectos relacionados a operacionalidade, vantagens e limitações do processo convencional de soldagem a arco submerso e a sua variante da adição de pó metálico. As considerações pertinentes à microestrutura e propriedades mecânicas dos metais de solda serão convenientemente comentadas ao longo do item sobre desenvolvimento microestrutural (item 3.3).

3.1.1 Processo convencional

Entre os processos de soldagem por fusão, o arco submerso produz a união dos metais pela ação térmica de um arco elétrico desenvolvido entre o eletrodo e o metal de base. Esse arco encontra-se submerso em uma camada de fluxo granular e fusível, depositado sobre a área da solda. O metal de adição é fornecido continuamente pelo eletrodo e, em algumas variações do processo, também pode ser obtido a partir de eletrodos extras, ou outra adição metálica (HORSFIELD (1978)).

O processo é facilmente automatizável, e a maioria dos equipamentos utilizam fontes de energia com característica estática do tipo planar, o que permite a auto-regulagem do comprimento do arco e também da taxa de fusão do eletrodo.

Como em qualquer outro processo de soldagem a arco aberto, o correto estabelecimento e controle das condições de soldagem são fundamentais para se conseguir soldas de boa qualidade. As variáveis mais importantes são: polaridade, corrente de soldagem, tensão de arco, velocidade de soldagem, e diâmetro e extensão do eletrodo. As interações

entre essas variáveis influem na largura e forma do cordão, penetração e, em menor grau, na composição química e nos defeitos metalúrgicos como trincas, porosidade, etc. ←

Em termos de produtividade e qualidade, o processo a arco submerso oferece vantagens que o tornam bastante atrativo em relação aos outros processos de soldagem. Algumas dessas vantagens são inerentes à própria atuação do fluxo, ou seja:

- Efeitos de estabilização do arco elétrico e isolamento térmica; permitem o uso de altas correntes de soldagem (de 300 a 2000 A), resultando em altas taxas de deposição (de 7 a 30 kg/h), elevados aportes de calor²(de 3 a 20 kJ/mm) e grande eficiência na transmissão da energia térmica.

- Ação desoxidante e formadora de escória; remove ou limita a presença de contaminantes indesejáveis na poça de fusão, produzindo soldas com boas propriedades mecânicas.

- Segurança; a não ocorrência de faísca, fagulha, fumos e arco elétrico exposto, minimiza os riscos de acidentes.

- Adição de elementos de ligas; o fluxo pode fornecer elementos de liga para o metal de solda, com o objetivo de melhorar as propriedades mecânicas.

Entretanto, o próprio processo induz a certas limitações, como por exemplo:

- A escória deve ser removida após cada passe, a fim de que não ocorra o seu aprisionamento no metal de solda.

- Exceto em aplicações especiais, a soldagem é somente possível nas posições plana e horizontal, evitando o escorrimento do fluxo.

² O aporte de calor , ou em outros termos a energia disponível para a soldagem, é comumente determinado pela relação $H = \frac{(I) \times (V)}{V_s} \times \eta$; onde (I) é a corrente de soldagem, (V) a tensão do arco elétrico, (V_s) a velocidade de soldagem e η a eficiência na transmissão da energia térmica.

- Apesar de soldar todas as classes de aços estruturais, o processo é inconveniente para espessuras menores que 5 mm, devido a possibilidade de haver perfuração.

As características de soldas com boa qualidade, alcance de elevadas taxas de deposição e adaptabilidade as operações automáticas, têm intensificado a aplicação do processo na fabricação de grandes estruturas metálicas. Exemplos de utilização podem ser encontrados na fabricação de navios, vagões ferroviários, tanques de armazenamentos, pontes, plataformas marítimas de produção de gás e petróleo, entre outras.

3.1.2 Adição de pó metálico

Uma das vantagens oferecidas pelo processo de soldagem a arco submerso convencional consiste no possível ganho em produtividade, devido principalmente ao alcance de consideráveis taxas de deposição. Em função dessa peculiaridade, vários procedimentos e técnicas foram desenvolvidos com o objetivo de aumentar ainda mais a taxa de deposição. Atualmente, destacam-se a utilização de múltiplos eletrodos, adição de arame extra, e a adição de pó metálico.

Com relação às duas primeiras opções, há acentuadas restrições quanto suas aplicabilidades, em razão das limitações nos aportes de calor, de modo a não comprometer os critérios de tenacidade exigidos. A adição de pó metálico no processo a arco submerso constitui-se, por sua vez, no recurso mais atrativo, pois a sua simples adição na poça fundida permite alcançar altas taxas de deposição sem a necessidade de aumentos significativos no aporte de calor (ELLIS (1990) e CHANDEL et alii (1998)).

O princípio da técnica não é recente, e teria sido introduzida na década de 50 nos Estados Unidos da América, onde tornou-se conhecida pelas denominações de "Bulkweld" e "Arcmetal" .

REYNOLDS e KACHELMEIR (1978) em considerações a respeito da origem e aplicações dessa técnica, citam que o primeiro

resultado obtido com sucesso restringiu-se na aplicação de revestimento superficial do tipo Fe-Cr-C (liga de adição) para melhorar a resistência ao desgaste em equipamentos utilizados na indústria petroquímica, sendo constatado, além do aumento na taxa de deposição, um menor consumo de fluxo e um decréscimo no aporte de calor transferido para o metal de base, o que reduziu significativamente a zona termicamente afetada (ZTA). A diminuição no aporte de calor foi atribuída a absorção de parte da energia do arco elétrico para fundir o pó metálico.

A primeira justificativa teórica ampla quanto a interferência de qualquer tipo de adição na distribuição da energia de soldagem e seus efeitos na geometria da região soldada foi dada por CAMPEBELL e JOHNSON (1967), quando utilizaram essa característica para reduzir o aporte de calor em procedimentos envolvendo a soldagem de juntas tanto por arco submerso, como por arco aberto com proteção gasosa exterior de CO_2 . Desta forma, foi proposto que em consequência da própria forma com que o arco elétrico incide sobre a junta, grande parte da energia do arco é concentrada principalmente para fundir as bordas do metal de base, sendo o restante da energia usada para fundir os consumíveis (eletrodo e fluxo de soldagem). Como resultado, ocorre uma penetração excessiva e também uma elevada diluição do metal de base. A presença do consumível extra na poça fundida faz com que o excesso de energia disponível do arco elétrico ao invés de somente fundir o metal de base, seja também expendido para fundir o metal adicional, resultando em uma menor penetração e diluição do metal de base.

TROYER e MIKURAK (1974) mostraram que o ganho em produtividade decorre do fato do pó metálico ser totalmente fundido no metal de solda, aumentando a quantidade de material depositado. Adicionalmente, esses pesquisadores também mostraram que se a intenção for manter a mesma penetração obtida sem a adição do pó metálico, uma corrente mais elevada é requerida para fundir o pó metálico, e um aumento a taxa de deposição também deve ser esperado.

A prática de soldagem basicamente utiliza o mesmo equipamento do processo convencional e a nível industrial RODGERS e LOCHHEAD (1987) citam, na época da publicação do artigo, dois métodos para adicionar o pó metálico; a saber: a adição à frente do fluxo ou também através do próprio eletrodo. No primeiro método, um dispositivo automático adapta o equipamento deposita o pó à frente do fluxo, de maneira que o mesmo é consumido à medida que a poça de fusão avança (figura 3.1-a). Na segunda opção (figura 3.1-b), o campo magnético gerado ao redor do eletrodo atrai e segura o pó metálico, fazendo com que o mesmo seja conduzido através do fluxo para alimentar diretamente a poça de fusão. Devido a sua simplicidade, o primeiro método foi admitido como o mais utilizado. Uma terceira opção foi citada por BISCHOFF e MACHADO (1989), na qual o fluxo é preparado previamente com a mistura do pó metálico.

Figura 3.1- Ilustração esquemática mostrando as duas formas de adicionar o pó metálico na soldagem a arco submerso citadas por Rodgers e Lochhead (1987): (a) adição à frente do fluxo e (b) utilizando o campo magnético do eletrodo.

Vários pesquisadores apontam a quantidade de pó metálico adicionada e a compatibilidade de composição química com os consumíveis

como os principais fatores que podem influenciar as propriedades mecânicas a serem obtidas e, por conseguinte, a qualidade final do metal de solda.

FRASER et alii (1982) mostraram que para adição à frente do fluxo a quantidade adicionada de 5 kg/h para a soldagem com um eletrodo, e 7,5 kg/h para dois eletrodos em linha, ao mesmo tempo em que forneceram um aumento na taxa de deposição, contribuíram significativamente para que as propriedades mecânicas dos metais de solda, depositados por uma combinação particular de consumíveis e pó metálico, excedessem os critérios exigidos em aplicações críticas, tal como as verificadas em plataformas marítimas de produção de gás e petróleo que operam no Mar do Norte. A técnica da adição de pó metálico é usada nesta área principalmente na fabricação de seções tubulares de aços BS 4360 classe 50.

TOHRNTON (1986) em investigação sobre a influência da quantidade adicionada de pó de ferro na geometria da solda, observou que o aumento de 0 a 15 kg/h diminuiu a penetração e a largura do cordão, assim como aumentou o reforço da solda. A largura da ZTA foi pouco alterada. Esses resultados, segundo ressalva do pesquisador, podem ser diferentes quando do preenchimento de uma junta. As soldas foram realizadas por arco submerso com dois eletrodos, e em deposição sobre tiras de aço sem preparação de junta.

Defeitos do tipo falta de fusão nos bordos do chanfro e porosidade foram observados por SCHLICK (1987) para a quantidade adicionada de 760 g/m de pó de ferro, indicando que o limite admissível para as condições de soldagem usadas foi atingido. A quantidade adicionada de 375 g/m apresentou melhores propriedades mecânicas.

De procedimento simples, a técnica de adição de pó metálico no processo a arco submerso oferece outras vantagens, além dos efeitos de aumentar a taxa de deposição e reduzir o aporte de calor para o metal de base: a)- relativamente baixo custo, decorrente de sua simplicidade e

facilidade de instalação no equipamento a arco submerso; b)- efetivo controle da quantidade adicionada, e consequentemente boa reprodutibilidade; c)- a soldagem com passe único é possível na maioria das aplicações, reduzindo as distorções associadas a soldagem.

Na literatura revisada não foi encontrada nenhuma citação quanto a uma limitação específica da técnica. Evidentemente que as limitações induzidas pelo processo a arco submerso convencional devem ser consideradas quando da adição do pó metálico.

Praticamente em todas as aplicações onde o arco submerso por si mostra-se atrativo, o uso da técnica da adição do pó metálico também é possível e, devido às suas vantagens, pode ajudar a reduzir custos e aumentar a produtividade.

Uma aplicação específica dessa técnica, bastante citada na literatura consultada, consiste na soldagem de juntas não apoiadas. Nesse procedimento o depósito do metal de solda se faz na forma de uma espécie de “ponte” entre os bordos da junta, separados por uma certa abertura. Em razão das inevitáveis variações dessa abertura ao longo da junta, introduzidas durante a preparação, é muito difícil controlar a penetração. A deposição de uma camada fina de pó metálico ajudaria a minimizar as possíveis variações na penetração, fornecendo também material adicional para o enchimento da junta.

3.2 Aços estruturais de alta resistência e baixa liga (ARBL)

Desenvolvidos a partir dos aços C-Mn laminados a quente, a maioria dos aços que se enquadram nessa classe não adquirem boas características de resistência mecânica unicamente pelos tratamentos térmicos convencionais, como por exemplo os aços temperados e revenidos. Níveis satisfatórios de resistência mecânica, tenacidade, conformabilidade, soldabilidade e resistência a corrosão atmosférica, são obtidos através de uma ação conjunta de adições adequadas de elementos

de liga e tratamentos térmicos convencionais, como por exemplo normalização, ou ainda, tratamentos termo-mecânicos, como por exemplo a laminação controlada (PORTER e REPAS (1982)).

O teor de carbono nesses aços é normalmente mantido na faixa de 0,03 a 0,25%. Elementos de liga convencionais como Si, Cu, Mn, Ni e Cr, fundamentais no caso dos aços normalizados, são utilizados para fornecerem efeitos de endurecimento por solução sólida da ferrita, melhora na resistência a corrosão atmosférica e refinamento da microestrutura. Esse último, como um resultado do aumento da temperabilidade. Por outro lado, a adição de elementos microligantes como Nb, V, Ti, Al, entre outros, em teores não muito superior a 0,15%, combinada com o processo de laminação controlada, tem possibilitado aos modernos aços ARBL obterem uma estrutura ferrítica de tamanho de grão muito fino (entre 5 e 10 μm). O refinamento de grão é reconhecidamente o meio mais apropriado de se aumentar a resistência mecânica para esses aços, devido as considerações de tenacidade (PICKERING (1978)).

Melhora adicional na tenacidade, particularmente através da espessura, também pode ser alcançada pela redução do número de inclusões do aço (aços limpos) e pela modificação da forma das remanescentes, fazendo com que sejam globulares. Esse último efeito é normalmente conseguido através da adição de terras raras (KONING (1985)).

Atualmente, dentre as numerosas aplicações, os aços ARBL têm encontrado boa aceitação no campo das grandes construções metálicas envolvendo os mesmos exemplos fornecidos para ilustrar as aplicações do processo a arco submerso.

3.3 Soldagem de aços estruturais: desenvolvimento microestrutural no metal de solda

Em juntas soldadas por processos de fusão a arco elétrico e não autogênico, como por exemplo o arco submerso, o metal de solda corresponde a região fundida e, por conseguinte, é formado pela deposição de material tanto dos consumíveis, quanto pela parte do metal de base também fundida.

A partir de um entendimento amplo, na condição como soldada sua microestrutura pode ser considerada como uma consequência de reações químicas que ocorrem na poça de fusão, seguida do processo de solidificação e transformações de fases no estado sólido (COCHRANE (1983); GRONG e MATLOCK (1986); DAVID e VITEK (1989).

As reações químicas que predominam na etapa de fusão abrangem o sistema escória - metal - gás e são responsáveis pela presença inevitável das inclusões não metálicas, como resultado da oxidação e desoxidação do metal de solda fundido. Será visto mais adiante que essas inclusões influenciam sobremaneira as transformações no estado sólido, uma vez que intervêm na temperabilidade intrínseca do metal de solda.

No processo de solidificação a ocorrência de crescimento epitaxial de grãos a partir do metal de base adjacente à linha de fusão, altas taxas de solidificação, grande turbulência na poça de fusão, entre outras singularidades, contribui na formação da microestrutura pela imposição da morfologia típica de grãos colunares, com os espaços interdendríticos da subestrutura basicamente ocupados por impurezas, inclusões não metálicas, ou mesmo, fases metaestáveis associadas às microsegregações de soluto.

Embora em circunstâncias especiais, envolvendo condições de soldagem e consumíveis utilizados, os grãos colunares possam ser formados diretamente com a fase austenítica, em condições normais da prática de soldagem tratam-se de ferrita delta que, por efeito do

resfriamento contínuo, logo em seguida transforma-se em austenita, dando origem às transformações de fases no estado sólido.

Em termos de importância microestrutural para o metal de solda é a subsequente decomposição da austenita na faixa de temperatura crítica que caracteriza as transformações de fases no estado sólido. Desta forma, dependendo da composição química participante e da velocidade de resfriamento imposta pelo ciclo térmico de soldagem, essa austenita pode se decompor em uma variedade de constituintes microestruturais, sendo cada um deles particular no que concerne a cinética de transformação e, até certo ponto, em sua morfologia.

A composição química participante compreende a mistura entre os elementos químicos transferidos dos consumíveis e diluídos do metal de base (carbono, manganês, silício, cromo, etc...), além daqueles que podem ser absorvidos do ambiente sob a forma gasosa como o oxigênio, nitrogênio e hidrogênio.

A velocidade de resfriamento, por sua vez, é uma característica do processo e procedimento de soldagem adotados e também tem ação efetiva nas duas primeiras etapas referidas anteriormente. Mais especificamente, na etapa de fusão determina a quantidade de inclusões não metálicas que são capazes de aglomerar e flotar no metal de solda no estado líquido, enquanto que no processo de solidificação controla o tamanho dos grãos colunares (TAYLOR e FARRAR (1975)).

Dentro deste contexto, na apresentação dos trabalhos revisados sobre desenvolvimento microestrutural no metal de solda, optou-se pelo formalismo básico de agrupar em um item os trabalhos concernentes a influência da velocidade de resfriamento e em outro item aqueles referentes aos efeitos da composição química. Entretanto, inicialmente são feitas importantes considerações a respeito da caracterização e classificação dos principais constituintes microestruturais. Da mesma forma, dada a importância prática dos tratamentos térmicos pós-

soldagem, foi reservado um item para apresentação de alguns trabalhos relacionados aos efeitos dessa prática na microestrutura.

3.3.1 Classificação e caracterização dos principais constituintes microestruturais

Na condição como soldada a classificação dos constituintes microestruturais em metais de solda acompanhada de uma caracterização envolvendo morfologia, mecanismo de formação e influência nas propriedades mecânicas não é uma tarefa fácil, em razão de divergências nas terminologias utilizadas em importantes trabalhos.

Uma maneira de contornar essa dificuldade, e que será seguida neste item da revisão, consiste em se fazer primeiro uma abordagem fundamentada na terminologia derivada principalmente dos clássicos estudos dos mecanismos de decomposição da austenita em condições de resfriamento contínuo, para em seguida, considerar a terminologia proposta pelo International Institute of Welding (IIW) e a influência da microestrutura nas propriedades mecânicas.

3.3.1.1 Terminologia clássica

Termos como ferrita alotriomórfica, ferrita poligonal, ferrita de Widmanstätten, ferrita acicular e as bainitas superior e inferior, têm sido utilizados para designar, em ordem aproximadamente decrescente de temperaturas de transformação, a sequência total de constituintes microestruturais em que a austenita pode ser decomposta durante o resfriamento final do metal de solda (BHADESHIA e SVENSSON (1993); ALÉ et alii (1993 (a) e(b)); SVENSSON (1994); GRONG (1994)). O termo microfases também aparece com bastante frequência, porém seu posicionamento nessa sequência não está bem estabelecido. A figura 3.2

mostra, esquematicamente, as morfologias típicas de alguns desses constituintes.

Figura 3.2- Ilustração esquemática mostrando a incidência de alguns dos principais constituintes microestruturais que podem se desenvolver em metais de solda depositados em aços estruturais ferríticos. Adaptado a partir de Bhadeshia e Svensson (1993).

Do conjunto das bibliografias referenciadas no parágrafo anterior, bem como algumas no âmbito da metalurgia convencional (PORTER e EASTERLING (1981); HONEYCOMBE (1985)), é possível extrair grande parte das considerações que serão feitas a seguir, assumindo que a sequência de transformações de fases, referida também no parágrafo anterior, seja representativa dos efeitos de uma determinada composição química e velocidade de resfriamento.

Em assim procedendo-se, a primeira morfologia que se forma com pequeno grau de superesfriamento é, então, a ferrita alotriomórfica. Essa transformação é essencialmente difusional e tem o caráter reconstrutivo, assegurando que a mudança da estrutura cristalina se processa com o mínimo de deformação.

A nucleação da ferrita alotriomórfica realiza-se nos contornos dos grãos colunares da austenita sob a forma coerente ou semi-coerente e apresenta uma relação de orientação do tipo Kurdjumov-Sachs, ou seja: os planos compactos e as direções compactas são paralelas. Esses núcleos rapidamente preenchem os contornos dos grãos colunares, formando veios contínuos de ferrita ao longo desses contornos. Desta forma, o evento de crescimento propriamente dito ocorre perpendicularmente aos referidos contornos de grãos e quase que totalmente nas interfaces coerente ou semi-coerente, através do movimento de pequenos degraus.

Apesar de ser reconhecida a existência da ferrita idiomórfica nos estudos sobre decomposição da austenita em aços, quando associada às microestruturas de metais de solda sob a denominação de ferrita poligonal, entretanto, essa morfologia não tem sido convenientemente explorada e as poucas informações disponíveis dão conta de que trata-se de uma morfologia grosseira, do tipo equiaxial, e que nucleia preferencialmente no interior dos grãos colunares da austenita em inclusões ou outros locais de nucleação heterogênea. Semelhante a ferrita alotriomórfica, esse tipo de ferrita também é formada pelo mecanismo de difusão reconstrutiva e necessita de pequeno grau de superesfriamento.

Aumentando um pouco mais o grau do superesfriamento o espessamento da ferrita alotriomórfica tende a diminuir, propiciando o surgimento da ferrita de Widmanstätten. A sua morfologia é prontamente caracterizada como placas de ferrita com elevada relação de aspecto (entre 10:1 e 20:1), justapostas lateralmente.

Na literatura consultada são feitos comentários sobre às duas hipóteses utilizadas para explicar a sua formação: uma que considera o mecanismo difusional e outra que considera a formação das placas laterais como resultado de um mecanismo que envolve deformação com plano invariante, similar ao constatado no desenvolvimento da martensita em aços, porém com alguma difusão de átomos de carbono durante o crescimento.

Pelo mecanismo difusional a origem das placas laterais de ferrita é atribuída a condição predominante de rápido crescimento lateral de degraus, incoerentes, ao longo de uma interface de baixa energia. O motivo para esse crescimento lateral é creditado ao efeito do aumento do grau de superesfriamento em limitar a redistribuição de carbono necessário para manter o crescimento planar da ferrita alotriomórfica.

A formação das placas laterais explicada pelo mecanismo de deformação admite que em decorrência da diminuição da temperatura durante o resfriamento do metal de solda, diminui também a mobilidade atômica para comandar uma transformação difusional de longo alcance, de tal forma que um movimento ou deslocamento coordenado de átomos passa a operar, fazendo com que a ferrita assuma o aspecto de uma placa bastante fina para minimizar a energia de deformação. No subsequente processo de crescimento os átomos de carbono são rejeitados para os lados das placas que crescem simultaneamente, encurtando a distância de difusão.

A ferrita de Widmanstätten apresenta também uma relação de orientação do tipo Kurdjumov-Sachs com o grão adjacente da austenita, o que impede a visualização de um contorno entre as placas laterais de ferrita e a ferrita alotriomórfica.

A ferrita acicular, citada como sendo a próxima morfologia de ferrita na sequência assumida anteriormente, forma-se exclusivamente no interior dos grãos colunares da austenita com graus de superesfriamento intermediários e pode ser definida como ripas de ferrita com relação de aspecto entre 3:1 e 5:1, não alinhadas, separadas por contornos de alto ângulo e com alta densidade de discordância no interior de suas ripas.

Entre os mecanismos que surgiram para elucidar a nucleação da ferrita acicular, a literatura revisada mostra a grande aceitação de que ela inicia-se em locais providos inclusões não metálicas dentro dos grãos colunares da austenita, com evidências de que pode continuar o processo de nucleação de outras ripas a partir daquelas pré-existentes numa forma

denominada “autocatalítica” , uma vez que não há uma correspondência entre o número de inclusões e o número de ripas de ferrita acicular.

Em uma escala anterior de acontecimento, os fatores ligados à temperabilidade intrínseca do metal de solda, ou seja, tamanho de grão da austenita anterior, composição química participante e velocidade de resfriamento, também já foram apontados como fundamentais na formação da ferrita acicular, pois submeteriam o modelo competitivo entre as transformações que ocorrem em contornos de grãos e as intragranulares, como no caso da ferrita acicular (NOVAES GOMES (1985); FARRAR e HARRISON (1987)).

Quanto a maneira como as inclusões colaboram no processo de nucleação, observa-se muita discussão em torno de suposições como a nucleação direta em inclusões, particulares no que diz respeito a tamanho, composição química e relação de orientação, ou a nucleação na vizinhança das inclusões, estimulada quer pelas tensões térmicas originadas das diferenças entre os módulos de elasticidade das inclusões e a austenita circundante, quer pela heterogeneidade química na interface inclusão-austenita como, por exemplo, uma menor presença de elementos químicos considerados estabilizadores da austenita.

A mesma tendência de muita discussão também é verificada nos mecanismos propostos para explicar o crescimento da ferrita acicular, gerando dúvidas quanto à existência própria da ferrita acicular, e conduzindo alguns pesquisadores a considerá-la, nas datas de suas publicações, como uma morfologia intragranular, particular, de outros constituintes, nominalmente a bainita e a ferrita de Widmanstätten (RICKS et alii (1982); SUGDEN e BHADESHIA (1989)).

Em um destes mecanismos é admitido que o crescimento da ferrita acicular é bastante semelhante ao mecanismo de deformação também proposto para explicar o crescimento da bainita, incluindo às morfologias superior e inferior, pois, além da ausência de difusão e a evidência de que a transformação da ferrita acicular possa ter o caráter de

um fenômeno de reação incompleta, apresenta outras características em comum, como a ocorrência de deformação com plano invariante de elevada componente de cisalhamento, indicação experimental de que não há redistribuição volumétrica de elementos de liga substitucional, e a constatação de que a relação de orientação dos grãos de ferrita acicular com a austenita está dentro da região de Bain, isto é, próxima da relação do tipo Kurdjumov-Sachs.

A explicação para a diferença na morfologia de ripas separadas da ferrita acicular e a de feixe como vista nas duas morfologias da bainita é dada em termos do efeito da nucleação intragranular simultânea em inclusões adjacentes em impedir fisicamente o crescimento, também simultâneo, entre todas as ripas. As bainitas, antecipando parte de suas descrições morfológicas, pelo contrário, nucleiam nos contornos de grão da austenita e crescem para dentro desses grãos, por meio da geração de subunidades de ferrita na forma de ripas ou placas, separadas por contornos de baixo ângulo.

Um outro mecanismo proposto sugere que o crescimento da ferrita acicular está associado à uma certa partição de átomos de carbono, tratando-se portanto de uma reação pró-eutetóide que se processa pelo avanço rápido de degraus, numa forma idêntica ao comentado para a ferrita de Widmanstätten. Além dessa similaridade, a ausência de precipitação de carbonetos, tanto dentro das ripas de ferrita acicular, quanto nos seus contornos, foi atribuída como uma forte evidência de que a ferrita acicular poderia ser interpretada como uma ferrita de Widmanstätten.

Evidentemente que a partir de todas as considerações feitas sobre a nucleação e crescimento da ferrita acicular é possível inferir que os mecanismos envolvidos nesses processos não estão completamente estabelecidos. Desta forma, apesar dessas incertezas serem extremamente relevantes para uma possível racionalização na terminologia dos constituintes microestruturais do metal de solda, sob o ponto de vista da importância da ferrita acicular no controle das propriedades mecânicas do

metal de solda, conforme será enfatizado ao longo deste item da revisão, parece bastante razoável ainda aceitar o termo ferrita acicular como representativo de um diferente constituinte microestrutural.

De acordo ainda com a sequência de transformações de fases da austenita assumida anteriormente, as últimas considerações são concernentes às bainitas superior e inferior, bem como as denominadas microfases.

Tradicionalmente as bainitas superior e inferior são bem estudadas em aços para beneficiamento, onde muitas de suas características morfológicas foram originalmente observadas e documentadas (HEHEMANN et alii (1972); BHADESHIA e EDMONDS (1979)).

Assim, conforme salientado anteriormente, ambas bainitas surgem na faixa de graus de superesfriamento intermediários e mais elevados, e suas típicas morfologias de feixe geralmente nucleiam nos contornos de grãos da austenita e propagam para o interior dos mesmos através da nucleação e crescimento sequenciais de subunidades de ferrita. O grão de austenita no qual uma subunidade de ferrita cresce é aquele com que apresenta uma orientação dentro da região de Bain, como anteriormente também salientado.

Em condições de transformação isotérmica a bainita superior é distinguida da inferior pela marcante distribuição de carbonetos entre os feixes. A bainita inferior apresenta tal distribuição de carbonetos predominantemente dentro das subunidades de ferrita contida em cada feixe. Acrescenta-se a essa diferenciação a observação de que as subunidades de ferrita na bainita superior apresentam uma morfologia de ripas, enquanto que na bainita inferior são frequentemente observadas uma morfologia de placas. Entretanto, em condições de resfriamento contínuo, inúmeras outras morfologias já foram relatadas, e conseqüentemente, sugeridos tanto outros termos para designarem essas morfologias (BRAMFITT e SPEER (1990)).

Semelhante ao verificado para a ferrita de Widmanstätten e ferrita acicular, historicamente a literatura revisada mostra muita discussão em relação ao mecanismo responsável pelo crescimento das subunidades de ferrita. Novamente, a polêmica recai entre os mecanismos reconstutivo e por deformação.

O mecanismo reconstutivo considera que a ferrita da bainita cresce na forma de degraus, idêntico ao sugerido para a ferrita de Widmanstätten, resultando, macroscopicamente, nas subunidades de ferrita (AARONSON et alii (1990)).

O mecanismo de deformação propõe que a subunidade de ferrita cresce devido à ocorrência de plano invariante de deformação, acompanhada de supersaturação de carbono na ferrita. No caso da bainita superior, imediatamente após a deformação, o carbono é redistribuído na austenita remanescente. Na bainita inferior, devido a maior força motriz, em consequência de um maior grau de superesfriamento necessário na reação, as subunidades são capazes de nuclearem rapidamente e de forma adjacente, o que dificulta a redistribuição do carbono na austenita remanescente, fornecendo tempo suficiente para a precipitação de carbonetos dentro das subunidades de ferrita. Quanto a continuidade do processo, é sugerido que as novas subunidades de ferrita são nucleadas de uma forma "autocatalítica" nas extremidades das subunidades previamente existentes, ou adjacentes às mesmas, sendo novamente submetidas ao processo de deformação (BHADESHIA e CHRISTIAN (1990)). A figura 3.3 mostra esquematicamente a morfologia de um feixe de bainita.

Com relação as microfases, de uma forma geral, ou seja, incluindo a microestrutura de certos aços estruturais tratados termicamente, e as microestruturas da ZTA e metal de solda em juntas soldadas, observa-se que esse termo é muito utilizado para designar pequenas frações volumétricas de qualquer combinação entre martensita (nas formas tanto de ripas, quanto de placas) e austenita retida, assim como em alguns casos também a cementita precipitada a partir da própria austenita, ou como uma

consequência do auto-revenimento da martensita em placas (BHADESHIA et alii (1985); HRIVNAK et alii (1992); HANZAKI et alii (1997)).

Figura 3.3- Ilustração esquemática de um feixe de bainita, segundo Bhadeshia e Christian (1990).

Na ocorrência da combinação de martensita e austenita retida, faz-se a ressalva de que as microfases são frequentemente referidas através da abreviatura M-A, e que a sua caracterização por microscopia ótica é vista com muita subjetividade devido à sua granulação bastante fina, sendo sempre recomendado o auxílio da microscopia eletrônica de varredura ou transmissão (BOLD e GARBARZ (1980); JORGE e REBELLO (1989)).

No caso de metais de solda, a formação das microfases do tipo M-A está intimamente associada as regiões de austenita não transformada, enriquecida de carbono, e normalmente situadas entre as ripas de ferrita acicular, ou feixes das bainitas de uma forma geral, ou, ainda, entre as placas laterais da ferrita de Widmanstätten. Dependendo da velocidade de resfriamento e da temperabilidade intrínseca do metal de solda, durante o resfriamento final do metal de solda essas regiões de austenita retida podem ser transformadas parcialmente ou totalmente em martensita.

Morfologicamente, as microfases do tipo M-A observadas principalmente ao microscópio ótico com grandes aumentos, apesar das

restrições comentadas anteriormente, têm sido distinguidas em massiva (ou de granulação equiaxial) e alongada, dependendo da velocidade de resfriamento do metal de solda (MATSUDA et alii (1996)).

3.3.1.2 Terminologia proposta pelo International Institute of Welding - Doc. IIW-999 (1988)

Ao nível de padronização o IIW atualmente dispõe de um conjunto de definições, baseadas na análise morfológica realizada por microscopia ótica, que permite classificar os principais constituintes microestruturais de metais de solda ferríticos, na condição como soldada, com a seguinte terminologia: ferrita primária, ferrita acicular, ferrita com segunda fase, agregado ferrita-carboneto e martensita.

Com a exceção da martensita, a distinção entre os outros constituintes microestruturais pode ser esquematicamente visualizada através das ilustrações contidas na figura 3.4, com as correspondentes características morfológicas transcritas como segue:

- Ferrita primária (PF)

Engloba as morfologias de contorno de grão e a intragranular. A primeira, PF(G), é caracterizada como veios, ou também grãos equiaxiais, associados aos contornos dos grãos colunares da austenita anterior, enquanto que a segunda, PF(I), compreende aos grãos poligonais de ferrita contidos no interior dos referidos grãos colunares.

- Ferrita acicular (AF)

A morfologia desse constituinte é tipicamente caracterizada como pequenos grãos de ferrita, não alinhados, isolados ou não, e encerrados dentro dos grãos colunares da austenita anterior. Os grãos isolados normalmente apresentam elevada relação de aspecto.

- Ferrita com segunda fase (FS)

Em função do posicionamento da fase secundária em relação à ferrita, as morfologias alinhada e não alinhada são possíveis de

identificação. A morfologia alinhada, FS(A), é caracterizada pela incidência da fase secundária entre ripas paralelas de ferrita. Particularizações em termos de ferrita de placas laterais (FS(SP)), bainita (FS(B)), ou mais específico ainda, as bainitas superior (FS(UB)) e inferior (FS(LB)), também são previstas. A morfologia não alinhada, FS(NA), caracteriza-se pela presença de grãos de ferrita circundados tanto por microfases, quanto por ripas isoladas de ferrita acicular de elevada relação de aspecto.

- Agregado ferrita-carboneto (FC)

Esse constituinte pode ser interpretado como uma mistura de ferrita e carbonetos, incluindo a perlita e a ferrita com carboneto interfásico, de tamanho bastante refinado, cuja resolução frequentemente fica abaixo da obtida por microscopia ótica. A especificação única com respeito a perlita (FC(P)) também é prevista. Em relação ao tamanho do agregado, observa-se que no caso de uma incidência bem menor do que as ripas adjacentes de ferrita, esse constituinte pode ser tratado como uma microfase.

- Martensita (M)

Devido também a dificuldade de resolução com a microscopia ótica, a morfologia desse constituinte é interpretada sob a forma de colônias, que devem ser maiores que as ripas adjacentes de ferrita. Em ocorrendo o contrário, as mesmas podem ser consideradas como microfases. A diferenciação da martensita em ripas (M(L)) e martensita maclada (M(T)), também são previstas.

Em relação a terminologia clássica, as equivalências das ferritas alotriomórfica e poligonal com as duas morfologias da ferrita primária na terminologia proposta pelo IIW, são bem aceitas, além, é claro, da ferrita acicular que é comum em ambas terminologias. Dificuldades maiores de equivalências são apontadas entre os outros constituintes.

Diante desta observação, nos trabalhos revisados que não utilizaram a terminologia do IIW procurar-se-à apenas reportar, na forma como foram definidos, os termos usados para classificar os constituintes microestruturais avaliados. Em parte tal procedimento justifica-se, pois

alguns desses trabalhos foram publicados antes da atual proposta de padronização feita pelo IIW.

Figura 3.4- Representações esquemáticas dos constituintes microestruturais que podem ser avaliados em metais de solda ferríticos segundo o IIW (Doc. 999 (1998): (a)- contorno imaginário (linha tracejada) unindo as extremidades das segundas fases; (b_i)- grão considerado como sendo de ferrita acicular (relação de aspecto menor que 3:1); (b_{ii})- grão considerado como sendo de ferrita primária (relação de aspecto maior que 3:1); (c_i)- duas ou mais ripas paralelas consideradas como sendo ferrita com segunda fase alinhada (relação de aspecto maior que 4:1); (c_{ii})- duas ripas paralelas e alinhadas consideradas como sendo de ferrita acicular (relação de aspecto menor que 4:1) ou ainda não alinhadas, ou isolada com elevada relação de aspecto; (d_i) e (d_{ii})- diferenciação entre o que pode ser considerado como sendo ferrita acicular ou agregado ferrita-carboneto nas áreas reveladas enegrecidas devido à falta de resolução.

Uma situação interessante refere-se a classificação dos constituintes microestruturais em amostras retiradas de metais de solda e submetidas a ensaios de dilatométrica para obtenção das curvas de transformações da austenita sob condições de resfriamento contínuo. Desta forma, como uma consequência inerente ao ensaio de dilatométrica realizado com esse propósito, as amostras são reaquecidas a elevadas temperaturas de austenitização, destruindo a microestrutura típica do metal de solda na condição como soldado. A rigor, evidentemente que a terminologia proposta pelo IIW não pode ser empregada integralmente, pois a mesma foi concebida exatamente para classificar os constituintes microestruturais estabelecidos em metais de solda na condição como soldada.

No estudo do desenvolvimento microestrutural em metais de solda as informações que podem ser retiradas de uma curva de transformações da austenita em condições de resfriamento contínuo, concernentes, portanto, aos efeitos da composição química em função da velocidade de resfriamento, são importantes e necessitam de uma correlação, ao menos qualitativa, com a correspondente microestrutura do metal de solda na condição como soldada.

HARRISON (1979), e HARRISON e FARRAR (1987) em pesquisas sobre desenvolvimento microestrutural em metais de solda C-Mn-Nb, e C-Mn / C-Mn-Ni avaliado através de curvas de resfriamento contínuo, contornaram a dificuldade da correlação com as microestruturas dos metais de solda na condição como soldada ao definirem uma terminologia supostamente equivalente à proposta pelo IIW, e cujas características morfológicas principais foram descritas conforme consta na tabela 3.1. Algumas das correspondentes fotomicrografias podem ser vistas na figura A.1 no anexo A.

Nestas circunstâncias, no caso da presente pesquisa, visto que pretende-se estudar também desenvolvimento microestrutural em amostras retiradas de metais de solda, conforme salientado nos objetivos do trabalho, faz-se a ressalva de que na avaliação microestrutural dos metais de solda

na condição como soldada, será aplicada a terminologia proposta pelo IIW. Na condição de pós-ensaio de dilatométrica a análise microestrutural nas amostras retiradas dos metais de solda obtidos, será feita com a aplicação da terminologia definida por Harrison e Farrar. As razões por essa última opção serão esclarecidas na discussão dos resultados obtidos.

Tabela 3.1- Definições dos constituintes microestruturais segundo Harrison e Farrar (1987).

Produto de Transformação	Descrição Geral	Terminologia (IIW)
Ferrita poligonal (PF)	Morfologia poligonal ou equiaxial com baixas velocidades de resfriamento e alotriomorfo de contorno para velocidades de resfriamento pouco mais elevadas.	PF ou PF(G)
Perlita (P)	Perlita ou carbonetos perlíticos.	FC(P)
Ferrita de placas laterais (FSP)	Apresenta placas laterais que crescem diretamente da ferrita poligonal ou alotriomórfica	FS(SP)
Ferrita acicular (AF)	Constituinte intragranular formado por grãos de ferrita com relação de aspecto entre 3:1 a 10:1, entrelaçados e separados por contornos de alto ângulo.	AF
Ferrita acicular grosseira (CAF)	Constituinte intragranular formado com mais lentas velocidades de resfriamento do que a verificada para a ferrita acicular. Apresenta grande tamanho de grão, que pode estar associado ou não com carbonetos.	—
Ferrita de ripas (LF)	Constituinte também intragranular lembrando a bainita que algumas vezes forma-se entre as regiões de ferrita acicular ou ferrita de placas laterais. Carbonetos podem estar presentes.	FS(B)
Martensita (M)	Martensita em ripas.	M(L)

3.3.1.3 Algumas relações entre microestrutura do metal de solda e propriedades mecânicas

Embora alguns trabalhos em metalurgia da soldagem correlacionam de forma direta o comportamento das propriedades

mecânicas do metal de solda com aspectos da subestrutura de solidificação ou as inclusões não metálicas, como por exemplo os trabalhos de DAVIES e GARLAND (1975), e FARRAR (1976), a grande maioria dos trabalhos em metalurgia da soldagem procuram estabelecer estreitas relações entre as morfologias dos constituintes microestruturais, observadas com o microscópio ótico, e os valores das propriedades mecânicas, principalmente a tenacidade.

HOEKSTRA et alii(1986) em revisão sobre as relações microestrutura - tenacidade ao impacto de metais de solda ferríticos, concluíram que a diminuição dos constituintes ferrita de contorno de grão, ferrita poligonal, ferrita de placas laterais e ferrita em ripas, e aumento da quantidade de ferrita acicular, favorecem essa propriedade, em razão dos trabalhos revisados mostrarem a influência das morfologias desses constituintes em dificultarem ou não o processo de fratura.

A ferrita de contorno de grão e a ferrita poligonal, por exemplo, devido às suas granulação grosseira, facilitariam a propagação de trincas pelos seus contornos. Nas ferritas de placas laterais e em ripas, a existência de contornos de baixo ângulo separando as placas ou as ripas de ferrita também facilitariam a propagação de trincas por esses contornos, num efeito semelhante ao da granulação grosseira observado nas ferritas de contorno de grão e poligonal. Adicionalmente, essa fragilidade seria implementada pela presença de segundas fases (carbonetos precipitados, austenita retida e martensita) ao longo das referidas placas ou ripas. A ferrita acicular foi considerado como o constituinte que promove a tenacidade, uma vez que consistindo de ripas muito finas, não alinhadas, e separadas por contornos de alto ângulo, dificultaria a propagação de trincas. A presença de alta densidade de deslocamentos no interior das ripas contribuiria no sentido de originar deformação plástica, ao invés da fratura puramente por clivagem.

Em artigo pouco mais antigo que o referenciado no parágrafo anterior (HOEKSTRA et alii (1985)) esses mesmos pesquisadores já haviam

concluído que somente uma maior incidência da ferrita acicular, às custas da ferrita de contorno de grão, e o desenvolvimento de uma microestrutura mais refinada, nem sempre traz benefícios à tenacidade ao impacto do metal de solda, uma vez que um possível aumento simultâneo na dureza e resistência mecânica, em consequência do endurecimento por solução sólida, pode anular os efeitos positivos da maior quantidade de ferrita acicular e o menor tamanho dos grãos numa microestrutura refinada.

Conforme pode ser interpretado qualitativamente na figura 3.5, essas conclusões sustentam a proposta pioneira de DOLBY (1979) de que a resistência a clivagem do metal de solda, avaliada através de medidas de CTOD (Crack Tip Opening Displacement), está relacionada com sua resistência mecânica, quantidade de ferrita acicular e a composição química participante.

A título de exemplificação, verifica-se que para uma quantidade muito alta de ferrita acicular, proporção maior que 90%, inicia-se uma redução na resistência a clivagem, devido tanto a formação simultânea de martensita, quanto pelo aumento no limite de escoamento, ou mais adequadamente resistência mecânica, em consequência do endurecimento por solução sólida. A diminuição da resistência a clivagem, verificada na região intermediária da curva mostrada na figura 3.5, foi atribuída ao aumento na resistência mecânica sem uma concomitante melhora na microestrutura. Os aumentos subsequentes na quantidade de ferrita acicular e a correspondente recuperação da resistência a clivagem confirmaram essa última constatação.

Segundo ABSON e PARGETER (1986), entretanto, é necessário distinguir melhor o efeito da microestrutura na tenacidade avaliada por CTOD (tenacidade à fratura) e na tenacidade avaliada por ensaio Charpy (tenacidade ao impacto), pois a primeira avaliação de tenacidade é concernente somente com a iniciação da fratura, enquanto que a tenacidade avaliada por ensaio Charpy é também uma função da energia de propagação. Desta forma, esses pesquisadores sugeriram um possível

efeito benéfico na tenacidade avaliada por CTOD, através do alcance da homogeneidade microestrutural formada com constituintes de morfologia mais grosseira.

A explicação para essa sugestão considera que, no caso da ferrita de contorno de grão, constituinte notadamente considerado bastante dúctil, quando conjugado com a ferrita acicular, constituinte significativamente mais resistente, a concentração de deformação resultante na ferrita de contorno de grão pode conduzir a iniciação de trincas por clivagem.

Figura 3.5- Comportamento da resistência a clivagem de metais de solda com baixo e alto teores de carbono em função dos aumentos na quantidade de ferrita acicular e resistência mecânica, segundo Dolby (1979).

Em metais de solda obtidos com participação extra de pó metálico, adicionado em soldas com um único passe, VILPAS et alii (1990) e BAILEY (1991) utilizando, respectivamente, dois e três eletrodos de soldagem, também verificaram uma melhora significativa na tenacidade ao impacto em relação às soldas sem adição de pó metálico, originada a partir da obtenção de níveis favoráveis de elementos de ligas necessários para produzir uma microestrutura com predominância de ferrita acicular.

Especificamente a respeito da resistência mecânica, é oportuno ressaltar algumas das considerações feitas por SUGDEN e BHADESHIA (1988), quando desenvolveram um modelo para avaliar teoricamente essa propriedade em metais de solda na condição como soldada. Em simples termos, o modelo pressupõe a avaliação da resistência mecânica pelo conhecimento do limite de escoamento teórico (σ_e), determinado através da seguinte expressão:

$$\sigma_e = \sigma_{Fe} + \sum_{i=1}^n \sigma_i + 27v_{\alpha} + 402v_a + 486v_w \quad [MPa] \quad (3.1)$$

onde σ_{Fe} é a contribuição da resistência do ferro puro totalmente recozido e em função da temperatura e taxa de deformação, e $\sum_{i=1}^n \sigma_i$ é a contribuição total da resistência devido ao endurecimento causado pela solução sólida dos elementos químicos presentes. Os três últimos termos são relativos as contribuições individuais dos constituintes microestruturais considerados, onde v_{α} , v_a e v_w , são as frações volumétricas da ferrita alotriomórfica, ferrita acicular e ferrita de Widmanstätten, respectivamente.

Assim, com base na expressão apresentada, a primeira consideração relatada e facilmente percebida, é que, em relação ao ferro puro, a sequência ferrita alotriomórfica, ferrita acicular e ferrita de Widmanstätten contribui de forma crescente para o aumento da resistência mecânica. A segunda consideração feita, atribui a maior resistência da ferrita de Widmanstätten, quando comparada com a ferrita alotriomórfica, a ocorrência de uma maior densidade de deslocamentos, decorrente do mecanismo de crescimento assumido como sendo o de deformação, além

da incidência de carbonetos alinhados ao longo de suas placas. A pouca acuracidade do modelo, verificado na aplicação em metais de solda de elevada resistência mecânica, foi considerado como uma limitação, uma vez que o mesmo não leva em conta o efeito significativo das microfases localizadas principalmente entre as ripas de ferrita acicular.

Ainda que seja fundamental a escolha correta das condições de soldagem e consumíveis, a fim de inibir a formação de outros constituintes mais grosseiros em benefício da ferrita acicular, alguns pesquisadores têm se preocupado também em relacionar a influência da presença das microfases em tal modelo microestrutural.

SVENSSON e GRETOFT (1984) em pesquisa envolvendo várias combinações nos teores de carbono e manganês em metais de solda, detectaram que mesmo com quantidades significativas de ferrita acicular, houve uma diminuição na tenacidade ao impacto nos metais de solda, sob condições de excessiva presença desses elementos. De acordo com esses pesquisadores, a redução na tenacidade foi devido ao efeito da segregação de microfases, observadas como camadas aproximadamente contínuas de austenita retida.

Constatação semelhante também foram feitas por KOBAYASHI et alii (1995) quando investigaram as relações entre as propriedades mecânicas e microestrutura em metais de solda obtidos por soldagem a arco submerso com adição de pó metálico. Entretanto, não houve caracterização física das microfases presentes.

Uma explicação para o efeito deletério da presença de microfases do tipo M-A pode ser encontrada no trabalho realizado por XU et alii (1989) onde, reportando-se a trabalhos anteriores que tratam das relações fratura por clivagem e microestrutura da ZTA, citam que o processo de fratura teria sido atribuído a fissuração do constituinte M-A induzida pelo cisalhamento de deformação, seguida pela propagação de microtrincas na matriz ferrítica adjacente. Ainda, segundo esses pesquisadores, o fenômeno

seria comparável ao processo de clivagem observado em aços com precipitação de carbonetos nos contornos de grãos.

3.3.2 Influência da velocidade de resfriamento

Para uma dada composição química participante, há pelo menos duas maneiras de se verificar a influência da velocidade de resfriamento na formação da microestrutura final do metal de solda: uma que considera a situação real de soldagem, associando a influência dessa variável com a influência do aporte de calor, e a outra que utiliza a técnica da simulação de velocidades de resfriamento em amostras de metal de solda adequadamente preparadas.

A correlação da velocidade de resfriamento com o aporte de calor fundamenta-se teoricamente na bem conhecida relação inversa, determinada a partir dos estudos do fluxo de calor na soldagem (SVENSSON (1986)).

Nessa linha de pesquisa EVANS (1982), utilizando a soldagem manual com diferentes tipos de eletrodos revestido, e aumentando o aporte de calor na faixa entre 0,6 e 4,3 kJ/mm, mostrou que para o último passe de cada um dos metais de solda obtidos e contendo teores diferenciados de manganês entre 0,6 a 1,8%², houve um aumento na quantidade da ferrita proeutetóide com uma correspondente diminuição na quantidade e refinamento da ferrita acicular. Os respectivos tempos de resfriamento medidos no intervalo de temperatura entre 800 e 500 °C ($\Delta t_{8/5}$), aumentaram, o que corresponderia a uma diminuição nas velocidades de resfriamento nesse intervalo de temperatura. O teor de manganês de 1,4% desenvolveu o melhor compromisso entre microestrutura e tenacidade ao impacto na faixa de aportes de calor usados.

Apesar de não ter sido definido explicitamente o termo ferrita proeutetóide, a análise das fotomicrografias apresentadas permitem

² Em todas as citações os teores dos elementos químicos são referidos em porcentagem em peso.

facilmente inferir que trata-se de uma morfologia grosseira de ferrita, semelhante às duas morfologias da ferrita primária na terminologia proposta pelo IIW.

Na soldagem a arco submerso convencional cita-se os trabalhos de HORII et alii (1988) e OLDLAND et alii (1989), que apesar de utilizarem procedimentos de soldagem diferentes, são complementares no que diz respeito a variação do aporte de calor na faixa entre 1 e 11 kJ/mm.

O trabalho realizado por HORII et alii (1988) envolveu o estudo da tenacidade resultante em metais de solda obtidos com elevados aportes de calor e depositados em juntas de aços processados por laminação controlada e de especificação para serviços em baixas temperaturas.

Em uma primeira etapa do referido trabalho, esses pesquisadores associaram à perda significativa da tenacidade ao impacto aos aumentos na quantidade de ferrita de contorno de grão e no tamanho de grão da ferrita acicular remanescente, quando o aporte de calor foi aumentado na faixa entre 4,5 a 11kJ/mm. O aumento na quantidade da ferrita de contorno de grão foi atribuído principalmente ao efeito do aumento do aporte de calor em aumentar a diluição do metal de base, suprimindo o balanço adequado entre Ti, B, Al, N₂ , e O₂ .

Em condições de soldagem de baixos e médios aportes de calor, portanto abaixo da faixa usada na pesquisa, os eletrodos com Mn-Ti-B utilizados garantiriam níveis suficientes de Ti e B nos metais de solda para promover uma microestrutura com grande incidência de ferrita acicular. O aumento no tamanho de grão da ferrita acicular também foi atribuído ao efeito do aumento do aporte de calor, porém em termos das reduções nos locais de nucleação da ferrita acicular, teor de oxigênio e velocidade de resfriamento.

A fim de inibir a formação da ferrita de contorno de grão na soldagem com elevados aportes de calor, condição apontada como a principal responsável pela perda verificada na tenacidade, a continuidade do trabalho foi direcionada para o aumento na temperabilidade intrínseca do

metal de solda, através do desenvolvimento e posterior utilização de eletrodos com teores maiores de elementos de liga (notadamente Mn, Cr, Ni e Cu, mantendo-se virtualmente constante os teores de Ti, B e N₂) que transferidos para o metal de solda, poderiam, de forma isolada ou como resultado de um efeito combinado, retardar a transformação austenita-ferrita. Por exemplo, na condição de soldagem com aporte de calor de 4,5kJ/mm, o aumento no teor de manganês para 1,6% praticamente eliminou a ocorrência da ferrita de contorno de grão, recuperando a tenacidade do metal de solda. Para teores maiores que 2,0%, entretanto, houve a incidência da bainita superior e, conseqüentemente, uma redução na tenacidade. Na condição de soldagem com aporte de calor de 9 kJ/mm, o teor de 1,6% de manganês não foi suficiente para inibir a formação razoável de ferrita de contorno de grão, sugerindo teores ainda maiores desse elemento.

A pesquisa realizada por OLDLAND et alii (1989) também envolveu o estudo do comportamento das propriedades mecânicas em função da variação do aporte calor, porém em metais de solda obtidos com dois tipos diferentes de eletrodos, depositados com passe único em juntas de aço Cr-Ni-Mo, com e sem preparação. Considerando os extremos da faixa de aportes de calor, ou seja, 1 e 4 kJ/mm, foi verificado que em todas as situações experimentais realizadas a microestrutura mudou de martensita autorevenida para uma mistura de martensita, bainita e austenita retida, ocasionando uma correspondente redução na resistência mecânica e aumento na tenacidade ao impacto dos metais de solda.

Em princípio, a referida alteração microestrutural foi admitida como resultado apenas de uma possível redução na velocidade de resfriamento por efeito do aumento no aporte de calor. As evidências para essa suposição foram fornecidas a partir da constatação da variação desprezível na composição química dos metais de solda em relação a variação do aporte de calor. Para todos elementos químicos presentes nos metais de solda, a estabilidade composicional foi avaliada através do

cálculo da quantidade "delta" , definida como a diferença entre o teor do elemento químico determinado analiticamente e aquele predito com base na diluição do eletrodo e metal de base.

Assim, um valor positivo dessa quantidade indica que o elemento químico foi adicionado ao metal de solda pelo fluxo de soldagem. Um valor negativo, pelo contrário, indica que o elemento químico foi extraído do metal de solda em razão das reações químicas com o fluxo de soldagem no estado líquido. A característica de elevada basicidade (baixo teor de sílica) do fluxo de soldagem utilizado, justificou a estabilidade composicional, uma vez que o potencial de oxidação dos metais de solda no estado líquido foi reduzido.

Na soldagem a arco submerso com adição de pó de ferro o trabalho realizado por SOUZA (1991) mostrou, através da comparação das velocidades de resfriamento medidas no intervalo de temperatura entre 800 e 500 °C ($V_{8/5}$), que em relação a solda realizada sem a adição do pó de ferro e com o mesmo aporte de calor teórico, a participação do consumível extra provocou fortes reações exotérmicas na poça de fusão, aumentando sua temperatura e diminuindo a velocidade de resfriamento do metal de solda. A microestrutura resultante foi composta basicamente de ferrita poligonal, com consequente aumento na temperatura de transição dúctil-frágil medida no ensaio de impacto Charpy.

Uma consideração particularmente importante no procedimento de correlação indireta da velocidade de resfriamento com o aporte de calor foi feita por JOARDER et alii (1992), quando detectaram diferenças microestruturais em diferentes regiões do metal de solda, obtidos por arco submerso em passe único e depositados sobre chapas de aço carbono comum sem preparação de junta.

Os resultados da análise microestrutural, feita com microscopia eletrônica de transmissão, mostraram que a parte superior do metal de solda basicamente consistiu de ferrita de contorno de grão com uma grande incidência de inclusões no seu interior, e também distribuídas ao longo dos

seus contornos grãos, aparentemente restringindo o crescimento dos grãos. A região central do metal de solda exibiu bem menos inclusões, com evidências de favorecimento na formação da ferrita acicular. A parte inferior foi caracterizada pela quase ausência de inclusões e predomínio da morfologia de ferrita com placas laterais, com perlita e cementita alojadas nos contornos das placas laterais.

Desta forma, o estabelecimento de tal gradiente microestrutural foi considerado como uma consequência natural do resfriamento heterogêneo de todo o metal de solda, devido a interferência de uma grande quantidade de variáveis operacionais e fenômenos físicos que ocorrem na poça de fusão e no subsequente processo de solidificação.

As variáveis operacionais ligadas ao procedimento de soldagem (tipo e taxa de consumo do fluxo de soldagem, geometria da junta, espessura do metal de base, entre outras) parecem ser mais significativas no sentido de dificultar qualquer associação imediata entre desenvolvimento microestrutural, velocidade de resfriamento e aporte de calor, como evidenciado nos trabalhos realizados por RODRIGUES e ROGERSON (1980) e YANG et alii (1993).

No que concerne à técnica da simulação de velocidades de resfriamento em amostras retiradas do próprio metal de solda, ou representativas da composição química do mesmo, o objetivo principal, evidentemente, é o conhecimento das transformações microestruturais em função da velocidade de resfriamento e, em particular, a produção de um diagrama de transformações de fases em condições de resfriamento contínuo, comumente designado como curva CCT.

Uma aplicação da técnica da simulação de velocidades de resfriamento sem a geração de uma curva CCT, mas com importância fundamental no estudo do desenvolvimento microestrutural em metal de solda ARBL, pode ser apreciado no trabalho realizado por GLOVER et alii (1977).

Nesse trabalho o metal de solda foi obtido pela soldagem a arco submerso convencional em dois passes e utilizando eletrodo e fluxo de soldagem adequados para a deposição em junta de aço ARBL classe X70. As amostras do metal de solda foram retiradas da região central do segundo passe e convenientemente austenitizadas e resfriadas em equipamento apropriado para a simulação de ciclos térmicos. A temperatura e o tempo de austenitização foram de 1350 °C e 2s, para os tempos de resfriamento ($\Delta t_{8/5}$) de 500, 190, 100, 30 e 15s. A partir desse procedimento, foi constatado que diminuindo o tempo de resfriamento de 500 para 15s, a microestrutura das amostras, contendo em destaque 0,07% C, 0,18% Mo, 0,27% Ni e 0,052% Nb, mudou de ferrita poligonal para ferrita acicular, conjugada com bainita superior. Entre 190 e 15s, foi observado também a incidência de microfases do tipo M-A com morfologia tanto alongada, quanto em bloco, além da ausência de qualquer evidente formação de carbonetos.

Com relação a caracterização das microfases, foi utilizado os recursos da microscopia eletrônica de transmissão (MET), que mostrou tratar-se da mistura martensita maclada e austenita retida. A falta de evidências na formação de carbonetos foi admitida pela análise por microscopia ótica em amostras atacadas com picral saturado, uma vez que esse reagente previamente utilizado em outras composições químicas, mostrou ser bastante eficaz em realçar distintamente as regiões de microfases do tipo M-A e aquelas de carbonetos, no caso a cementita.

Importante também é o trabalho de KENNY et alii (1985) na parte relativa a soldagem TIG (Tungsten Inert Gas) autogênica que realizada com a finalidade de descrever os efeitos do aumento dos teores de Mo, Ni e V, além de C e Mn, na transformação austenita - ferrita, produziu diagramas CCT retirando as informações microestruturais pertinentes a partir da condição real de soldagem.

De forma mais detalhada, as soldas TIG foram realizadas sobre cinco tiras de aços, sendo duas delas com teores diferentes de carbono e manganês, ou seja, 0,045% C para 1,45% Mn e 0,11% C para 2,10% Mn, e

as outras três diferenciadas em termos da presença de 0,3% Mo, 1,99% Ni e 0,11% V, para teor de carbono e manganês virtualmente mantidos constantes.

Uma vez que houve apenas a refusão desses metais de base, as alterações em suas composições químicas foram consideradas desprezíveis. As condições de soldagem foram escolhidos de modo a fornecerem tempos de resfriamento ($\Delta t_{8/5}$) entre 1,5 e 183s. O procedimento experimental para a confecção dos referidos diagramas CCT consistiu em se fazer o resfriamento das tiras em água, imediatamente após um certo tempo de soldagem para transformar a austenita remanescente em martensita. Com o conhecimento da variação da temperatura em função da distância ao longo dos cordões de solda, foram feitos seccionamentos transversais das tiras soldadas em várias temperaturas de interesse, anteriores ao resfriamento rápido em água, para posterior exame metalográfico, realizado com o objetivo de se determinar as temperaturas de início de transformação de cada uma das morfologias de ferrita desenvolvidas.

A interpretação dos diagramas CCT obtidos mostrou que para todas as composições químicas a diminuição do tempo de resfriamento ($\Delta t_{8/5}$), ocasionou diminuições nas quantidades da ferrita de contorno de grão e ferrita de placas laterais. Uma correlação linear entre a temperatura de início de transformação da ferrita de contorno de grão e carbono equivalente (CE) foi observada para tempos de resfriamento ($\Delta t_{8/5}$) em torno de 40s. Algumas constatações relacionadas a cinética da transformação da ferrita de contorno de grão e ferrita de placas laterais, foram: na maioria das composições químicas obtidas a ferrita de placas laterais foi observada desenvolver a partir da ferrita de contorno de grão em 650 °C, quando a temperatura de início de transformação da ferrita de contorno de grão foi mais elevada que esse valor. Quando a temperatura de início de transformação da ferrita de contorno de grão foi menor que 650 °C, as

temperaturas de início de transformação da ferrita de contorno de grão e ferrita de placa laterais foram essencialmente idênticas.

Na realização de uma curva CCT a partir de amostras retiradas de metal de solda e adequadamente preparadas, observa-se que a experimentação fundamenta-se no bem estabelecido conceito da metalurgia física de que o transcurso de uma transformação de fase, ou seja, o início e fim da transformação, pode ser acompanhado através do registro da variação do comprimento, ou volume, das amostras com a temperatura, para uma série de velocidades de resfriamento diferentes e impostas de forma independente dos outros parâmetros do ciclo térmico, tais como velocidade de aquecimento, temperatura de austenitização e respectivo tempo de permanência nessa temperatura.

Com o auxílio da prática metalográfica convencional é possível então, após o resfriamento de cada amostra ensaiada, identificar e quantificar os constituintes microestruturais desenvolvidos. O aquecimento das amostras normalmente é feito por indução em ambiente sob vácuo, e o resfriamento controlado sendo realizado por fluxo de gás inerte até próximo à temperatura ambiente.

Como é sabido, o equipamento que executa as operações de aquecimento e resfriamento, fazendo o registro simultâneo da variação do comprimento das amostras é denominado dilatômetro, e o conjunto de dados fornecidos, isto é, diagramas da expansão linear em função da temperatura, ou tempo, e de sua derivada primeira em relação também aos mesmos parâmetros, temperatura ou tempo, constitui-se na análise dilatométrica.

Informações complementares da análise dilatométrica, bem como dos outros métodos também disponíveis para acompanhar o processo de decomposição da austenita em metais de solda, podem ser encontrados na excelente revisão realizada por AKSELSEN e SIMONSEN (1987) e mais recentemente no trabalho de ZAO e NOTIS (1995).

Na sequência serão considerados os trabalhos realizados por Harrison e Farrar, relevantes na aplicação de diagramas CCT obtidos a partir de amostras retiradas do metal de solda, e no sentido de apontar algumas das limitações desse tipo de diagrama CCT em avaliar o desenvolvimento microestrutural em metais de solda.

Desta forma, com relação ao primeiro trabalho de HARRISON e FARRAR (1987), embora o objetivo principal tenha sido a avaliação do desenvolvimento microestrutural em função da variação dos teores de manganês e níquel em metais de solda C-Mn e C-Mn-Ni, foram feitas várias interessantes constatações sobre a influência da velocidade de resfriamento.

Antes de considerá-las é importante fazer uma descrição sucinta de todo o procedimento experimental envolvido. Assim, considerando as soldas realizadas, as mesmas foram feitas por soldagem manual com eletrodos revestidos e contendo teores diferenciados de manganês e níquel, produzindo três metais de solda com teor de manganês variando entre 0,5% e 2%, e outros quatro com teor de níquel variando desde sua ausência até 3,5%. Os teores de manganês nos metais de solda C-Mn-Ni foram praticamente mantidos constantes, além do carbono em ambos metais de solda.

Os depósitos de soldas foram feitos em passe único e em juntas de aço médio carbono preparadas com chanfro de 60°, usinado sobre metais de solda previamente depositados para minimizar os efeitos da diluição do metal de base. Todas as condições de soldagem usadas representaram um aporte de calor teórico mantido em torno de 1,4 kJ/mm.

Quanto à análise dilatométrica, as amostras foram retiradas do centro dos metais de solda obtidos e convenientemente usinadas na forma de pequenos cilindros vazados para produzirem dados de transformação correspondente a velocidades de resfriamento ($v_{8/5}$) entre 1 e 50 °C/s. Velocidades resfriamento maiores foram conseguidas através da redução da espessura da parede dos cilindros e também pela realização de têmpera em

hélio; este último procedimento necessário para gerar velocidades de resfriamento da ordem de 1000 °C/s.

As amostras foram austenitizadas a 1400 °C, durante 10s, produzindo um tamanho de grão da austenita anterior ASTM (American Society for Testing Materials) 5-6. As temperaturas de início e fim das transformações dos constituintes microestruturais estabelecidos foram obtidas a partir da verificação das alterações no coeficiente angular do diagrama da força eletromotriz do termopar (convertida em valores de temperatura) com a dilatação de cada uma das amostras, bem como pelo exame metalográfico das mesmas.

Voltando ao relato da influência da velocidade de resfriamento, foi constatado que o aumento da velocidade resfriamento teria os seguintes maiores efeito: a) abaixamento das temperaturas de transformação dos constituintes microestruturais considerados, conforme definição já abordada no item 3.3.1.2; b) diminuição nas quantidades dos produtos de transformação nucleados em contorno de grão; c) refinamento da ferrita acicular; d) supressão da reação perlítica; e) formação de martensita e ferrita de ripas, principalmente em metais de solda de alta temperabilidade.

A título de verificação da influência do tamanho de grão da austenita anterior na temperatura de sua subsequente transformação, algumas amostras foram austenitizadas entre 1050 e 1440 °C, permanecidas nessa temperatura entre 10 e 100s e resfriadas com velocidade ($v_{8/5}$) de 22 °C/s. Nessa investigação adicional foi constatado que, além da influência nas temperaturas das transformações, através do controle dos locais disponíveis para a nucleação de contorno de grão, o tamanho de grão da austenita também determinou o tipo e a variedade dos produtos das transformações desenvolvidas por efeito de sua influência no superesfriamento intragranular.

Por fim, salienta-se que as constatações que dizem respeito ao efeito da composição química no comportamento da transformação

austenita - ferrita e nas propriedades mecânicas serão apropriadamente considerados no item "Influência da composição química" desta revisão.

O segundo trabalho realizado por HARRISON e FARRAR (1989) citado anteriormente, trata-se de uma revisão das aplicações dos diagramas CCT em juntas soldadas. Basicamente os trabalhos revisados foram divididos entre aqueles que produziram diagramas CCT procurando estabelecer uma correlação com o comportamento de transformação da ZTA e aqueles relacionados com as transformações em metais de solda.

Criticamente, esses pesquisadores afirmaram que entre as duas aplicações referidas acima, a associação das transformações de fases verificadas em diagramas CCT com aquelas que podem ocorrer em metais de solda são bastante limitadas, em virtude de pelo menos dois fatores apontados.

Um primeiro fator está relacionado ao fato de que na condição como soldado o metal apresenta a morfologia de grãos colunares, desenvolvida no processo de solidificação da poça de fusão, o que evidentemente não pode ser prontamente simulado no dilatometro.

O segundo fator apontado, relaciona-se com a falta de reprodutibilidade das condições em que ocorrem a nucleação da ferrita acicular, característica marcante de uma microestrutura de metal de solda na condição como soldado.

Nessas circunstâncias, essas limitações seriam minimizadas se tal associação fosse relativa as regiões reaquecidas em metal de solda obtido com múltiplos passes. Em contra partida, esses pesquisadores chamaram a atenção para o fato de que se o objetivo for a obtenção de um grande detalhamento de informações microestruturais para desenvolvimentos, por exemplo, de consumíveis, ou adequação de procedimentos de soldagem, os diagramas CCT produzidos com amostras retiradas do metal de solda são bastantes interessantes.

Uma consideração de ordem didática ainda tratada nesse trabalho de Harrison e Farrar diz respeito a construção de uma curva CCT hipotética e que pelo seu valor instrutivo será retratada a seguir.

Assim, conforme já foi salientado, durante o resfriamento a dilatação da amostra ensaiada pode ser continuamente monitorada e plotada em função da temperatura, produzindo traçados como mostrados esquematicamente na figura 3.6, para amostras de um aço resfriadas em quatro diferentes velocidades.

M_i e M_f = Temperaturas de início e fim de formação da martensita
 B_i e B_f = Temperaturas de início e fim de formação da bainita
 P_i e P_f = Temperaturas de início e fim de formação da perlita
 F_i e F_f = Temperaturas de início e fim de formação da ferrita

Figura 3.6- Diagrama esquemático da variação do comprimento em função da temperatura para quatro diferentes velocidades de resfriamento, admitidas com intensidade decrescentes conforme a seguinte ordem: $a > b > c > d$ (Harrison e Farrar (1989)).

A amostra (a), a qual foi imposta a maior velocidade de resfriamento, transformou completamente em martensita e mostra um traçado contínuo bem suave. As temperaturas de início e fim da martensita, M_s e M_f , podem ser obtidas pela localização da temperatura onde o traçado começa a desviar-se da linearidade. Os próximos três traçados, (b), (c) e (d), são representativos das amostras resfriadas com velocidades cada vez mais lentas. Nos seus respectivos traçados pode ser facilmente visualizado que as temperaturas das transformações aumentam progressivamente com a diminuição das velocidades de resfriamento. Esses traçados também mostram curvas mais complexas durante as transformações devido a presença de uma mistura de martensita, ferrita e perlita na microestrutura desenvolvida.

A curva CCT hipotética poderia, então, ser construída com os dados retirados dos traçados anteriores, de acordo com o mostrado na figura 3.7. Nota-se também na figura 3.7 a possibilidade de se plotar as curvas de resfriamento para as amostras de (a) à (d).

Figura 3.7- Curva CCT esquemática produzida a partir dos dados retirados da figura 3.6 (Harrison e Farrar (1989)).

3.3.3 Influência da composição química

Conforme já foi salientado, os elementos químicos presentes no metal de solda são transferidos pelos consumíveis utilizados, pela diluição do metal de base, e no caso do oxigênio, nitrogênio e hidrogênio, pelo ambiente circundante à poça de fusão. Com a exceção do enxofre e fósforo, os elementos químicos oriundos das duas primeiras formas de transferência são convenientemente categorizados como elementos de liga principais.

Aqueles provenientes do ambiente circundante, bem como o enxofre e fósforo, são frequentemente classificados como impurezas. Dentre os elementos químicos que podem ser considerados como principais, serão apresentados apenas os trabalhos que abordam às influências do C, Mn, Si, Al, Cr, Cu, Mo, e Ni, uma vez que tais elementos são predominantes nas composições químicas participantes dos metais de solda analisados no presente trabalho.

Da mesma forma, entre os elementos considerados como impurezas apenas o oxigênio será tratado, devido a sua importância na formação das inclusões não metálicas.

3.3.3.1 Influência do manganês, carbono, silício, molibdênio, cromo, níquel, alumínio e cobre

A influência do Mn, C, Si, Mo, Cr, Ni e Al na microestrutura e propriedades mecânicas de metais de solda ferríticos foram sistematicamente estudados por Evans entre 1980 e 1991, e devido a importância das constatações reportadas, ainda hoje são citadas na grande maioria dos trabalhos que tratam do desenvolvimento microestrutural em metal de solda.

Esses trabalhos que serão apresentados na sequência, foram realizados como parte de um grande programa de pesquisa, e como tal,

fundamentalmente, envolveram um mesmo procedimento de soldagem, consistindo de depósitos múltiplos passes realizados com eletrodo revestido e soldagem manual, aporte de calor de 1 kJ/mm e preparação da junta de acordo com a ISO (International Standard Organisation) 2560-1973.

Além dessas similaridades no procedimento de soldagem, também em todos os trabalhos as análises metalográficas, verificação da composição química participante e as medidas da resistência mecânica e tenacidade ao impacto dos metais de solda na condição como soldados, foram feitas na região central do último passe. Ainda para essa região do metal de solda, as variações nos teores de Mn, C, Si, Mo, Cr, e Ni investigados, foram conseguidas através da utilização de eletrodos do tipo básico e de baixo hidrogênio, com os revestimentos formulados adequadamente com relação aos citados elementos químicos.

O primeiro desta série de trabalhos investigou a influência do aumento no manganês (EVANS (1980)) segundo os teores de 0,6; 1,0; 1,4; e 1,8%, com o teor de carbono aumentando de 0,035 a 0,051% e do oxigênio diminuindo de 490 a 390 ppm, conforme o aumento no manganês. O teor de silício apresentou uma pequena dispersão em torno do valor médio de 0,32%.

Foi constatado o favorecimento na formação da ferrita acicular, às custas da ferrita pró-eutetóide, além do refino no seu tamanho de grão. O termo produtos lamelares intermediários foi utilizado de forma genérica para se referir tanto a ferrita de placas de laterais, como a bainita superior. Um efeito constatado através do uso de MET em réplicas de carbono foi o aumento na incidência de pequenas e bem dispersas áreas de austenita retida. Entretanto, somente no caso do teor de manganês de 1,8% a quantidade de austenita retida, cerca de 1%, foi suficiente para ser detectada por difração de raios X.

O aumento na quantidade da ferrita acicular justificou o aumento verificado na resistência mecânica. Sobre a tenacidade ao impacto, avaliada por ensaio Charpy, foi observado que a melhor situação

em termos de energia absorvida seria alcançado com 1,5% de manganês, apesar do melhoramento progressivo na microestrutura até o valor máximo de aumento no teor de manganês. Nessas condições, o efeito do endurecimento por solução sólida explicou tal comportamento.

A influência do carbono (EVANS (1983)) foi verificada através do aumento do teor em quatro níveis, ou seja, 0,05; 0,07; 0,1 e 0,15%, para cada um dos teores de manganês correspondente a faixa entre 0,6 a 1,8%, utilizada no trabalho anterior. O teor de silício foi balanceado, variando na faixa entre 0,30 e 0,41%.

Os resultados com relação às microestruturas mostraram que houve um aumento na quantidade da ferrita acicular, com correspondente diminuição nas ferritas de contorno de grão e poligonal. Dois outros efeitos também observados foram o aumento na quantidade de microfases do tipo M-A e a alteração na relação de aspecto das ripas de ferrita acicular. Esse último efeito foi acompanhado do aumento na precipitação de carbonetos entre as ripas de ferrita acicular.

Com respeito as propriedades mecânicas, foram verificados aumentos na dureza e na resistência mecânica, enquanto que para a tenacidade ao impacto, avaliada por ensaio Charpy, foi observado que o aumento no teor de carbono teve o efeito de inclinar as curvas da energia absorvida em função da temperatura no sentido de aumento da temperatura de transição dúctil - frágil, consequentemente abaixando os patamares de energia dúctil e energia frágil.

A melhor condição de energia absorvida em todas as temperaturas ensaiadas foi conseguido com teor de 1,4% de manganês, independente dos teores de carbono investigados. Segundo o autor, em termos práticos esse resultado é importante, pois indica que a diluição em metais de base de alto teor de carbono não pode ser compensada pela diminuição do teor de manganês. Para o nível de energia absorvida de 100 J, entretanto, a previsão da menor temperatura de fratura foi feita para o

teor de carbono entre 0,07 e 0,09% com o teor de manganês em torno de 1,4%.

Na avaliação da influência do silício (EVANS (1986)) foram utilizados os níveis de teores de 0,2; 0,4; 0,6; e 0,9%, para cada um dos teores de manganês na faixa entre 0,6 e 1,8%. O teor de carbono foi balanceado e variou entre 0,06% a 0,07%.

Uma primeira constatação associada ao efeito do aumento do teor de silício foi a diminuição no teor de oxigênio, porém não foi possível fazer uma correlação direta entre teor de oxigênio e a razão $[\%Mn]/[\%Si]$. Uma outra constatação relacionada às microestruturas obtidas foi que o aumento no teor de silício ocasionou uma diminuição na quantidade de ferrita com M-A-C (martenesita, austenita retida e carbonetos) alinhada, e aumentos na incidência de microfases do tipo M-A e na quantidade de ferrita acicular. A verificação do refinamento da ferrita acicular foi visto com muita subjetividade, prevalecendo a tendência de não considerar a ocorrência desse efeito.

Quanto a influência do aumento do teor de silício nas propriedades mecânicas, contrário ao observado na influência do carbono, a dureza e a resistência mecânica aumentaram de uma forma não linear. A tenacidade ao impacto deteriorou-se num grau dependente do teor de manganês. A explicação para essa constatação foi dada em função do endurecimento por solução sólida e o aumento na quantidade de microfases não serem contrabalanceados pelo efeito positivo do refinamento do tamanho de grão. Ainda assim, foi concluído que um teor de até 0,5% poderia ser tolerado, desde que o teor de manganês seja otimizado, ou seja, fixe-se em torno de 1,4%.

A Influência do molibdênio (EVANS (1988)) foi investigada desde sua ausência no metal de solda até o teor máximo de 1,1%, passando pelos teores intermediários de 0,26% e 0,52%. Para cada um desses teores de molibdênio, o manganês foi variado entre os teores de 0,6 a 1,8%, verificando-se a ocorrência de pequenas variações nos teores de

carbono e silício em relação aos valores médios de 0,04% e 0,33%, respectivamente.

A análise das microestruturas resultantes mostraram que a quantidade de ferrita acicular aumentou para teores baixos de molibdênio, 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. A incidência de microfases do tipo M-A também aumentou.

As constatações quanto as medidas de dureza e resistência mecânica foram reportadas como aumentos nos valores dessas propriedades. Sobre o comportamento da tenacidade ao impacto, avaliada por ensaio Charpy, as curvas da energia absorvida - temperatura mostraram que a faixa da transição dúctil - frágil, com características de mais baixas temperaturas, ocorreu para o teor de 0,24% de molibdênio. Entretanto, para esse teor de molibdênio a condição ótima de energia absorvida em função das temperaturas ensaiadas foi alcançada com teores de manganês abaixo de 1,4%.

Da mesma forma como foi feita a variação do molibdênio, a influências do aumento do teor de cromo (EVANS (1989)) e aumento no teor de níquel (EVANS (1990)) e alumínio (EVANS, 1991) também foram investigadas a partir da ausência desses elementos, porém com seus teores adicionais apropriados a cada caso estudado. Em consentimento com a metodologia adotada pelo autor, o teor de manganês foi variado de 0,6 a 1,8% para cada um dos teores de cromo e níquel considerados.

No caso do cromo (EVANS (1989)) os teores adicionais de 0,25; 0,5; 1,0 e 1,2% foram considerados, com o teor de carbono mantido praticamente próximo do valor médio de 0,05%, assim como o silício em 0,32%. As alterações nas microestruturas foram marcadas pela diminuição contínua da ferrita primária, até à sua completa eliminação. A ferrita

acicular, inicialmente, além no refino do seu tamanho de grão, aumentou em quantidade, atingindo um valor máximo para teores médios de cromo. Para teores maiores de cromo a ferrita acicular foi progressivamente substituída pela ferrita com segunda fase.

No caso extremo do teor de cromo investigado, a ferrita acicular foi quase que totalmente substituída pela ferrita com segunda fase alinhadas e não alinhadas. A maior ou menor ocorrência de todo esse processo foi atribuído ao teor de manganês conjugado. A incidência das microfases do tipo M-A também foi crescente com o aumento do teor de cromo.

Com respeito ao comportamento das propriedades mecânicas, a dureza e a resistência mecânica aumentaram linearmente com o aumento do teor de cromo. A tenacidade ao impacto, por sua vez, foi afetada adversamente, principalmente para teores de cromo acima de 1%, refletindo a alteração microestrutural da ferrita acicular pela ferrita com segunda fase. Com relação ao teor de manganês, o melhor comportamento das propriedades mecânicas como um todo, ocorreu com aproximadamente 1,0%.

Para o estudo da influência do níquel (EVANS (1990)), os teores adicionais corresponderam aos valores de 0,5; 1,0; 2,25 e 3,5%, com o teor de silício fixando-se também em torno do valor médio de 0,32 e o teor de carbono tendo uma pequena variação na faixa entre 0,04 a 0,05%. As constatações relacionadas a alteração microestrutural foram reportadas como uma redução progressiva na quantidade de ferrita primária e aumentos na quantidades da ferrita com segunda fase e ferrita acicular, excetuando a combinação extrema de teores de manganês e níquel, onde ocorreu a incidência da martensita em detrimento da ferrita acicular. Quanto as partículas de segundas fases, foi reportado o efeito do aumento do teor de níquel em suprimir a formação de perlita e camadas finas de cementita, consequentemente aumentando a incidência das microfases do tipo M-A.

Com relação as propriedades mecânicas, o aumento no teor de níquel provocou aumentos na dureza e resistência mecânica. Já o comportamento da tenacidade, como avaliada pela curva da energia absorvida em função da temperatura e obtida em ensaio de impacto Charpy, foi caracterizado, primeiro, pelo efeito do aumento do teor de níquel em abaixar o patamar de energia dúctil e, segundo, pela dependência do aumento ou diminuição da temperatura de transição dúctil - frágil com o teor de manganês, ou seja, a adição de níquel foi benéfica com baixos teores de manganês e prejudicial com teores mais elevado de manganês.

Em relação ao nível ótimo de teor de manganês, foi detectada a mudança de 1,4%, correspondente a baixos teores de níquel, para 0,6% com teores maiores de níquel. Evidentemente que esse comportamento refletiu precisamente a alteração microestrutural observada.

Um pouco diferente do estudo do Mo, Cr e Ni, no alumínio (EVANS, (1991)) sua ausência foi considerada como sendo o teor residual de 5 ppm e os teores adicionais foram variados entre 20 e 610 ppm. No ajuste da composição química dos metais de solda os teores obtidos de manganês e silício não foram convenientemente balanceados e variaram de 1,36% a 1,42% e de 0,32 a 0,57%, respectivamente. O teor de carbono, pelo contrário, fixou-se em torno do valor médio de 0,08%, enquanto que o oxigênio permaneceu praticamente constante em 430 ppm. O teor de titânio foi bem balanceado, variando entre 36 e 43 ppm. Quanto ao nitrogênio, o seu teor diminuiu de 67 para 48 ppm com o aumento no teor do alumínio.

O exame metalográfico realizado mostrou que a quantidade de ferrita acicular teve um comportamento irregular em relação ao aumento do teor de alumínio, diminuindo para pequenos teores, aumentando para teores intermediários e voltando a diminuir para teores maiores. Paralelamente, um comportamento contrário foi observado na quantidade de ferrita com segunda fase e praticamente inalterado com respeito a quantidade da ferrita primária. Basicamente, a explicação para tais observações foi dada em termos de uma possível mudança progressiva das inclusões não metálicas

nucleantes $\text{MnO} \cdot \text{SiO}_2$ com compostos na superfície contendo Mn, Cu, S e Ti para a inerte Al_2O_3 com muito pouco Ti na camada superficial. Essa alteração provavelmente influenciou de uma maneira competitiva na potencialidade de nucleação intragranular através das inclusões não metálica e aquela decorrente do efeito do tamanho de grão da austenita anterior.

Uma confirmação adicional foi a constatação de que as modificações no tamanho de grão da austenita anterior correspondeu exatamente com o comportamento da quantidade da ferrita com segunda fase.

O comportamento observado nas propriedades mecânicas representou com quase total fidelidade o efeito microestrutural comentado. Por exemplo, na faixa a partir do teor residual de alumínio até cerca 200 ppm, os valores das medidas de dureza realizadas diminuíram até próximo de 100 ppm, voltando a apresentar pequenos aumentos para teores maiores. A resistência mecânica mostrou um pequeno aumento até 100 ppm seguida também de uma pequena diminuição até 200 ppm e manteve-se praticamente constante para teores maiores de alumínio adicionado.

A tenacidade ao impacto, interpretada através da relação temperatura de fratura para 100 J de energia absorvida com o aumento do teor de alumínio, mostrou um aumento significativo na temperatura para teores próximo de 100 ppm. Ainda a respeito da tenacidade, foi concluído que o comportamento ótimo dessa propriedade ocorreu com o teor residual de alumínio.

A respeito da influência do cobre, ES-SOUNI et alii (1991) em metodologia idêntica aos trabalhos realizados por Evans sobre a influência do Mn, C, Mo, Cr e Ni, portanto dispensando maiores detalhes a esse respeito, estudou o seu efeito em metais de solda 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, foi observado 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 foi associado 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, representado por um pequeno aumento em suas quantidades até teores de cobre intermediários da faixa considerada, voltando a diminuir para os teores próximo do limite superior da adição.

Uma vez que foi detectado um acentuado refino do tamanho de grão da austenita anterior, o que implicaria em um aumento nos locais potenciais para a nucleação da ferrita primária de contorno de grão e ferrita com segunda fase alinhada, e portanto também um efeito negativo no sentido de diminuir a quantidade de ferrita acicular, a manutenção de elevadas quantidades de ferrita acicular foi, então, admitida como uma possível consequência do aumento da temperabilidade dos metais de solda no sentido de aumentar a temperabilidade dos mesmos.

Adicionalmente, foi feita a observação de que o aumento no teor de cobre não afetou a composição química das inclusões e consequentemente sua eficiência na nucleação da ferrita acicular.

No que concerne ao comportamento das medidas de dureza e resistência mecânica, foi constatado que ambas propriedades mecânicas aumentaram linearmente com o aumento do teor de cobre.

Para o teor de 1,4%, o aumento na temperatura de transição e o abaixamento do patamar de energia dúctil, observados nas curvas energia absorvida - temperatura obtidas por ensaio Charpy, foi atribuído 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 característica das curvas energia absorvida - temperatura foi considerado como uma possível consequência da alta quantidade de ferrita acicular, moderado aumento na incidência das segundas fases, e refinamento global da microestrutura.

Em um senso de comparação é primordial também considerar as constatações feitas em outros importantes trabalhos sobre as influências de alguns dos elementos pesquisados por Evans.

Este é o caso, por exemplo, do trabalho realizado por HARRISON e FARRAR (1987) sobre os efeitos da variação do manganês (de 0,5% a 2%) e níquel (de 0% a 3,5%) no desenvolvimento microestrutural de metais de solda C-Mn e C-Mn-Ni, e cuja a descrição de todo o procedimento experimental foi feita anteriormente no item 3.3.2, concernente a influência da velocidade de resfriamento.

No que diz respeito à influência da composição química, foi constatado que tanto o manganês, quanto o níquel abaixaram as temperaturas das transformações em todas as regiões dos diagramas CCT obtidos.

De uma forma mais específica, para uma mesma velocidade de resfriamento, a sobreposição dos diagramas CCT obtidos mostrou que os aumentos dos teores desses elementos abaixou a temperatura de início de transformação da ferrita poligonal numa amplitude maior do que a temperatura de início de transformação da ferrita acicular, consequentemente resultando em uma maior quantidade da ferrita acicular.

Em termos relativos, foi sugerido que em tal efeito a influência do manganês é maior do que a influência do níquel. Também, em ambas adições de manganês e níquel, a formação da perlita foi gradativamente suprimida. Particularmente com respeito ao manganês, apesar de ter sido observada a tendência de não alterar a quantidade máxima de ferrita de

placas laterais presentes, foi comentado o efeito da alteração da velocidade de resfriamento necessária para removê-la da microestrutura final.

LEE et alii (1989) utilizando também a construção de curvas CCT investigaram o efeito do manganês na microestrutura de aços C-Mn, diferenciados nos teores de 1,33; 1,58; 1,73 e 1,99% e com teores de carbono e silício mantidos em torno de 0,11% e 0,29%, respectivamente. A principal constatação com respeito ao efeito do aumento do teor de manganês na faixa considerada foi a supressão gradual da ferrita poligonal, promovendo a formação da ferrita acicular e da bainita, além da alteração das segundas fases passando de perlita para pseudoperlita e, em seguida, para martensita maclada.

Contrário a disposição lamelar da ferrita e cementita da perlita tradicional, a pseudoperlita foi definida como resultado do crescimento independente da cementita e ferrita a partir da austenita.

Embora esse trabalho trate do desenvolvimento microestrutural em metal de base, as explicações fornecidas para as constatações reportadas são importantes porque qualitativamente podem ser associadas às zonas reaquecidas em metal de solda obtido por múltiplos passes. Assim, admitindo que o crescimento da ferrita poligonal é controlado pela difusão do manganês na austenita, um aumento no teor desse elemento aumenta o tempo de incubação para a formação desse constituinte, deslocando para a direita a sua correspondente região na curva CCT.

A alteração das segundas fases foi atribuída ao aumento da temperabilidade da austenita (residual) enriquecida de carbono e, conseqüentemente, abaixando a temperatura de sua transformação. Isto teria feito com que, no caso do surgimento da pseudoperlita, o crescimento cooperativo da ferrita e cementita não se procedesse. Um decréscimo ainda maior na temperatura de transformação, por efeito de um aumento maior no teor de manganês, suprimiu de tal forma a difusão de átomos de carbono que propiciou a transformação sem difusão, isto é, o surgimento da martensita como uma segunda fase.

Na mesma época do trabalho realizado por Evans sobre o efeito da adição de cromo, SNIEDER e KERR (1989) estudaram o efeito do aumento desse elemento na microestrutura e propriedades mecânicas em metais de solda obtidos por soldagem a arco submerso. As soldas foram realizadas em passe único sobre tiras de aço ARBL sem preparação de junta e utilizando consumíveis convencionais na soldagem a arco submerso. O aporte de calor teórico foi calculado em aproximadamente 3,1 kJ/mm.

Os teores de carbono, manganês, silício, cobre, molibdênio e nióbio, praticamente não se alteraram. Com o níquel, ocorreram pequenas variações nos teores e foram assumidas como propositais. A variação no teor de cromo de 0,032% a 1,84% foi conseguida pela deposição de diferentes quantidades de pó de cromo, feitas antes das operações de soldagem e sobre pequenos chanfros usinados nas tiras de aço.

Os resultados das medidas metalográficas realizadas, reportados apenas para teores de no máximo 0,73%, mostraram que até o referido teor as microestruturas foram compostas de aproximadamente 90% de ferrita acicular, enquanto que a quantidade de ferrita pró-eutetóide diminuiu continuamente. A incidência de microfases do tipo M-A também foi constatada aumentar.

Para teores mais elevados de cromo foi verificado certa dificuldade em delinear os contornos dos grãos dos constituintes presentes com o uso do reagente nital. Através da utilização de tingimento colorido foi possível revelar melhor as microestruturas que consistiram de grãos com elevada relação de aspecto, porém de natureza indefinida entre ferrita e bainita. A tendência de apresentação dessa característica morfológica foi relatada como proporcional aos elevados teores de cromo.

Com respeito as propriedades mecânicas, até o teor de 0,73%, apesar de níveis similares de oxigênio e valores das medidas de microdureza e resistência mecânica, foi observado a tendência de abaixamento no patamar de energia dúctil nas curvas da energia absorvidas em função da temperatura, obtidas por ensaio de impacto Charpy

instrumentado em corpos de provas previamente trincados por fadiga, além do deslocamento da região de transição dúctil - frágil no sentido de temperaturas maiores. Para explicar esse comportamento, foi sugerido os efeitos combinados da distribuição no tamanho das inclusões e uma alteração na resistência interfacial matriz - inclusão, causadas por mudanças nas formas e possivelmente nas composições das inclusões. Com teores maiores que 0,73%, as diferenças nessas características mecânicas apontadas foram bem mais significativas.

RAITER e GONZALEZ (1989) utilizando uma metodologia também bastante semelhante ao trabalho realizado por Evans sobre a influência do molibdênio, considerado anteriormente, investigou os efeitos desse elemento químico para os teores de 0,01%; 0,3% e 0,5% em relação a cada um dos seguintes teores de manganês: 1,0%; 1,6% e 2,0%. Para essas variações nos teores de molibdênio e manganês, o carbono variou de 0,05% a 0,06%. As soldas foram múltiplos passes, com dois cordões por camada e realizadas com eletrodo revestido depositados em juntas de aço C-Mn preparadas de acordo com a AWS (American Welding Society) A5.5 - 81. O aporte de calor utilizado foi de 1,8 kJ/mm.

As variações nos teores de molibdênio foram conseguidas através da alteração na formulação do revestimento do eletrodo. As avaliações das microestruturas, bem como às análises químicas, medidas da resistência mecânica e tenacidade ao impacto, foram feitas no topo do cordão de solda.

Em todas as condições investigadas de aumentos no teor de molibdênio, foi constatado aumentos significativos na quantidade de ferrita acicular, às custas da ferrita primária e ferrita com segunda fase, além do refinamento geral da microestrutura.

Também, os aumentos constatado na resistência mecânica foi quase que linear em todas as condições investigadas de teores de molibdênio. A tenacidade ao impacto, avaliada por ensaio Charpy, mostrou um decréscimo no patamar de energia dúctil das curvas da energia

absorvida em função da temperatura, acompanhado de pouca alteração na temperatura de transição dúctil - frágil determinada pelo critério de 50 J de energia absorvida. Independente do teor de molibdênio, a melhor condição de temperatura de transição dúctil - frágil foi obtida para o teor de 1,6% de manganês.

Considerando somente as microfases do tipo M-A, observa-se que todos os trabalhos apresentados neste item da revisão foram praticamente unânimes na constatação de que os aumentos nos teores dos elementos de liga considerados promoveram a formação desse constituinte, ainda que as razões para essa ocorrência não tenham sido prontamente explicitadas.

A esse respeito, é oportuno reconsiderar a revisão realizada por MATSUDA (1996), abrangendo artigos publicados principalmente no Japão, entre 1981 a 1994, e relacionados ao estudo da natureza física, incidência e decomposição do constituinte M-A em juntas soldadas.

Na parte dos efeitos da composição química na formação do constituinte M-A, foi admitido, no caso do Mn, Cr e Mo, que a maior incidência desse constituinte em aços contendo teores elevados dos referidos elementos é decorrente do efeito da diminuição da temperatura de início de transformação da bainita (B_s) para além de 600 °C, uma vez que em torno dessa temperatura a austenita rica em carbono se decompõe numa mistura de ferrita - cementita.

Como pode ser facilmente deduzido, tal explicação é concernente a ZTA. De fato, embora seja bastante vaga a informação quanto ao local da incidência do constituinte M-A nas citações dos artigos revisados, ou seja, se no metal de solda ou na ZTA, percebe-se que a maioria deles tratam da ZTA, real ou obtida por simulação. De qualquer modo, essa não é uma limitação fundamental, pois a formação do constituinte M-A em metais de solda parece estar muito relacionado apenas com o fenômeno da transformação de fases no estado sólido; nesse caso, bem semelhante à sua incidência na ZTA.

A partir dessa consideração, torna-se viável reportar também as explicações dadas nos trabalhos citados sobre os efeitos do silício, níquel e cobre. Assim, em aços de alta resistência mecânica ($500 < \sigma_e < 600$ Mpa), adquirida por teores elevados de silício, a grande incidência do constituinte M-A foi atribuída ao efeito desse elemento em retardar a precipitação da cementita durante a transformação banítica, tornando a austenita remanescente saturada de carbono, facilitando o surgimento das microfases.

Ainda para aços de alta resistência, porém conseguida pelo alto conteúdo de níquel ou cobre, foi aceito que a grande incidência das microfases do tipo M-A, decorreu simplesmente dos efeitos desses elementos em aumentar a temperabilidade do material.

3.3.3.2 Influência do oxigênio

De acordo com os trabalhos revisados e apresentados a seguir, a influência do oxigênio no desenvolvimento microestrutural em metal de solda tem sido investigada sob duas vertentes com interferências diretas na temperabilidade intrínseca do metal de solda. A primeira delas refere-se ao controle do tamanho de grão da austenita anterior, enquanto que a segunda diz respeito ao auxílio na nucleação intragranular de morfologias de ferrita. Entretanto, observa-se que nas duas situações não é propriamente o oxigênio livre o agente ativo, mas sim as inclusões não metálicas ricas nesse elemento químico.

Na investigação sobre o controle do tamanho de grão da austenita anterior, faz-se referência ao acentuado posicionamento de muita discussão sobre o assunto, como é evidenciado nos trabalhos de FLECK et alii (1986), e BHADESHIA et alii (1986), ambos realizados na mesma época.

No trabalho de FLECK et alii (1986) as soldas foram realizadas pelo processo a arco submerso em juntas de aço ARBL do tipo temperado e revenido, e usando várias combinações de eletrodos e fluxos de soldagem.

A variabilidade nesses consumíveis, evidentemente que produziu grandes alterações nos teores dos elementos de ligas, particularizando cada caso em termos da composição química participante. Nessas circunstâncias, o oxigênio variou desde 90 ppm até níveis da ordem de 500 ppm.

Técnicas metalográficas padronizadas foram utilizadas para avaliar as quantidades dos constituintes microestruturais presentes, o espaçamento das ripas de ferrita e o tamanho de grão médio da austenita anterior. Na avaliação dessa última característica, a secção de interesse foi tomada como perpendicular a direção de crescimento dos grãos colunares e o tamanho de grão foi então determinado por medidas de intercepto linear.

O conjunto dos resultados apresentados mostraram uma redução no tamanho de grão da austenita anterior quando o teor de oxigênio foi aumentado, acompanhada por um aumento na quantidade da ferrita de contorno de grão. Essa constatação foi interpretada como um resultado da maior presença de partículas finas de óxidos que eficientemente fixaram os contornos de grãos da austenita anterior, produzindo uma maior área superficial para a nucleação da ferrita de contorno de grão.

O trabalho realizado por BHADSHIA et alii (1986) também envolveu a soldagem a arco submerso e avaliação do tamanho de grão da austenita anterior. As soldas foram realizadas em múltiplos passes com condições de soldagem e consumíveis escolhidos de modo a produzir o último passe dos cordões com aproximadamente os mesmos teores de carbono, manganês e silício, porém diferentes teores de oxigênio (418 ppm e 121 ppm), titânio (0,020% e 0,005%) e enxofre (0,015% e 0,010%).

Para essas duas condições, diferenciadas nos teores de O_2 , Ti e S, a avaliação do tamanho de grão da austenita anterior foi feita através da determinação do intercepto linear médio relativo as secções transversal, longitudinal e inclinada (45°) do metal de solda correspondente ao último passe. A opção para realizar essa medida em três planos diferentes foi

justificada pela necessidade estatística de se levar em conta a morfologia extremamente anisotrópica dos grãos colunares do metal de solda.

Ainda assim, na utilização das relações estereológicas pertinentes foi convenientemente considerado que a morfologia dos grãos dos colunares pode ser representada como prismas hexagonais com seu eixo maior estando completamente alinhado na direção de crescimento dos grãos colunares.

Tendo sido feita a confirmação da validade dessa suposição, foi constatado que o teor de oxigênio não interferiu no tamanho de grão da austenita anterior. Na interpretação dessa constatação foi admitido que em ocorrendo a solidificação com a ferrita delta a força motriz para a formação posterior da austenita seria bem maior do que a força motriz necessária para fixar os contornos austenita-austenita pelas inclusões e, nessas circunstâncias, se a taxa de nucleação nos contornos da ferrita delta for alta, os grãos de austenita podem ser mais finos do que os grãos da ferrita delta original.

Segundo ressalva dos autores, as condições de soldagem utilizadas, bem como as composições químicas participantes dos metais de soldas, garantiram que a solidificação ocorreu inicialmente com a ferrita delta.

Embora observa-se certa dificuldade experimental em separar os efeitos do oxigênio em relação às duas linhas de investigações comentadas ao início deste item, algumas das informações contidas na parte introdutória do trabalho realizado por LIU e OLSON (1986) são bastantes colaborativas no sentido de se entender de que forma o oxigênio, ou mais apropriadamente a distribuição das inclusões, pode influir no comportamento da transformação austenita - ferrita.

Então, de forma mais detalhada, esses autores, fundamentados em propostas contidas em trabalhos anteriores, bem como levando em conta as transformações preditas em diagramas CCT, explicaram a influência do oxigênio no desenvolvimento microestrutural, fazendo as

seguintes considerações: tomando-se por base o nível de oxigênio que pode estar presente em metais de solda, foram definidas três condições de comportamento de transformação da austenita, conforme mostrado esquematicamente na figura 3.8.

Figura 3.8- Curvas CCT esquemáticas mostrando a influência do teor de oxigênio nas transformações de fases do metal de solda. (a)- regime com baixo teor de oxigênio; (b)- regime com médio teor de oxigênio e (c)- regime com alto teor de oxigênio. O símbolo VR indica uma velocidade de resfriamento hipotética.

Em condições de baixos teores de oxigênio (figura 3.8-a), a nucleação da ferrita acicular seria suprimida, devido à insuficiência de agentes nucleantes intragranulares. Como consequência, a ferrita de placas laterais e também a bainita seriam predominantes na microestrutura final do metal de solda. A nucleação da ferrita provavelmente ocorria em inclusões associada aos contornos de grãos da austenita.

Na faixa intermediária de teores de oxigênio (figura 3.8-b), a ferrita acicular se tornaria predominante na microestrutura, porém as ferritas

de contorno de grão e de placas laterais, e uma pequena quantidade de bainita, também se desenvolveriam. Nesse caso, a nucleação provavelmente deve ocorrer em inclusões situadas nos contornos de grãos da austenita, resultando na presença da ferrita de contorno de grão. A ferrita acicular, por sua vez, nuclearia em inclusões intragranulares numa etapa subsequente.

Em condições de altos teores de oxigênio, o possível comportamento apresentado na figura 3.8-c seria explicado em termos das inclusões situadas dentro dos contornos de grãos da austenita se constituírem em locais preferenciais para a nucleação da ferrita. A ferrita de contorno de grão nuclearia e se tornaria espessa na direção perpendicular ao contorno de grão. A ferrita de placas laterais, por sua vez, cresceria através dos contornos de grão. Algumas ripas intragranulares e grosseiras de ferrita também seriam observadas.

3.3.4 Tratamento térmico pós-soldagem

Ao nível de propósitos o tratamento térmico pós-soldagem pode ser distinguido entre a aplicação realizada com a finalidade de reaustenetizar o metal de solda e aquela que visa somente revení-lo ou, de uma forma mais ampla, diminuir a intensidade das tensões residuais desenvolvidas na junta soldada como um todo. Na primeira aplicação o tratamento térmico pós-soldagem tem sido denominado de intercrítico, enquanto que na segunda a designação de tratamento térmico de alívio de tensões é também comumente usada.

Independentemente do propósito da aplicação, efeitos microestruturais são produzidos no metal de solda e a magnitude desses efeitos variam acentuadamente com os parâmetros operacionais utilizados no tratamento (velocidades de aquecimento e resfriamento, temperatura de tratamento e o tempo de exposição à temperatura de tratamento), além da

composição química participante do metal de solda (JARMAN et alii (1985); STOUT (1985)).

Sem dúvida que a maior parte dos trabalhos sobre tratamento térmico pós-soldagem se concentram na averiguação dos efeitos do alívio de tensões nas propriedades mecânicas e entre eles são também relevantes para os objetivos do presente trabalho aqueles que associam as constatações com a decomposição das microfases ou, ainda, a formação de outras segundas fases. Alguns desses trabalhos serão considerados a seguir.

Embora quase todos os trabalhos de Evans apresentados no item precedente contenham também informações sobre os efeitos microestruturais do tratamento térmico de alívio de tensões, constatações mais completas em termos da decomposição das microfases do tipo M-A, ou mesmo a formação de outras segundas fases, foram fornecidas em outros dois trabalhos feitos por esse pesquisador, ambos constituindo-se em uma total continuidade com respeito aos materiais e métodos que os anteriores, particularmente em relação às influências do manganês e do carbono no desenvolvimento microestrutural do metal de solda.

O primeiro desses dois trabalhos (EVANS, 1985) envolveu em seu objetivo principal o estudo dos efeitos da normalização a 930 °C por 30 minutos, seguida ou não do revenimento a 580 °C por 2 horas, na microestrutura e tenacidade ao impacto de metais de solda com composições químicas correspondente ao último passe idênticas as obtidas no estudo já relatado da influência do aumento no teor de manganês no desenvolvimento microestrutural em metais de solda apenas na condição como soldado.

Os exames metalográficos realizados mostraram que nas duas condições de tratamentos térmicos pós-soldagem a microestrutura dos metais de solda consistiu de grãos de ferrita primária poligonal com a incidência de segundas fases. De uma forma mais específica, foi observado que nos metais de solda somente normalizados a quantidade total de

segundas fases, distinguidas como camadas contínuas e finas de cementita localizadas nos contornos de grãos, perlita e as microfases martensita - austenita retida - bainita (M-A-B), aumentou com o aumento no teor de manganês.

Além disso, em termos de quantidade relativa, foi constatada a sua dependência com o teor de manganês, sendo predominante os filmes de cementita nos contornos de grãos para teores de 0,6% de manganês, mudando para uma maior quantidade de perlita para teores maiores desse elemento e culminando com a grande incidência das microfases (M-A-B) para o teor de 1,8% de manganês. Após o revenimento dos metais de solda, até teores intermediários de manganês foi observada a degenerescência parcial da perlita e a tendência dos filmes de cementita em se globalizarem. Com o teor de mais elevado de manganês foi observada a decomposição das microfases (M-A-B) formando partículas finas de carbonetos dentro das próprias regiões que as continham.

No comportamento da tenacidade ao impacto dos metais de solda somente normalizados, avaliada por ensaio Charpy, os resultados alcançados em termos da energia absorvida máxima para várias temperaturas de ensaio foram associados ao teor de manganês em torno de 1,5%; presumivelmente atribuído aos efeitos combinados do refinamento microestrutural causado pelo manganês e a eliminação dos filmes de cementita posicionados nos contornos de grãos. Para o teor de 1,8%, entretanto, o comportamento foi interpretado como uma consequência da compensação de tal refinamento microestrutural pela maior incidência das microfases (M-A-B).

Com o subsequente revenimento dos metais de solda foi detectada uma melhora geral na tenacidade ao impacto, porém também dependente do teor de manganês, isto é, significativa para o teor de 1,8% de manganês e limitada para teores mais baixos. Essa diferença foi explicada pelo fato da formação dos glóbulos de cementita nos contornos de

grãos serem menos benéficos do que a presença da perlita degenerada e a decomposição das microfases (M-A-B).

No outro trabalho citado (EVANS, 1986 (b)) observa-se também que a idéia fundamental foi a busca de informações complementares a respeito do tratamento térmico pós-soldagem (no caso convenientemente denominado de alívio de tensões) na incidência de segundas fases em metais de solda com as mesmas composições químicas do último passe que às obtidas no trabalho que investigou a influência do aumento do teor de carbono relatado anteriormente. Os principais parâmetros operacionais utilizados no tratamento térmico foram a temperatura de 580 °C e o tempo de exposição de 2 horas nessa temperatura.

As análises metalográficas realizadas mostraram que de uma forma geral ocorreu a decomposição das microfases M-A em ferrita e carbonetos, além da esferoidização dos filmes de cementita nos contornos de grãos e das colônias de perlita.

A resposta dessa alteração microestrutural considerando a resistência mecânica, foi refletida pelo acentuado decréscimo nessa propriedade, atribuído principalmente ao amolecimento da matriz ferrítica. A tenacidade ao impacto melhorou com baixos teores de carbono e manganês, e deteriorou-se com a combinação de teores elevados de ambos. Esse comportamento foi explicado simplesmente pela maior ocorrência de partículas de cementita precipitadas nos contornos de grãos para essa última condição de composição química.

Observações microestruturais bem semelhantes as feitas por Evans nos dois trabalhos relatados nos parágrafos anteriores também foram feitas por KONKOL (1988) quando investigou os efeitos da temperatura e tempo do tratamento térmico de pós-soldagem na microestrutura do último passe em metal de solda obtido pelo processo a arco submerso convencional e depositado em junta de aço estrutural ASTM A 36. As temperaturas utilizadas foram de 593 e 648 °C para os tempos de tratamento de 5 e 100 horas.

Na condição como soldada a microestrutura resultante no metal de solda foi identificada como ferrítica em natureza, englobando a ferrita proeutetóide, ferrita acicular e a ferrita com a incidência de segundas fases alinhadas (martensita, austenita retida ou carbonetos).

Com a aplicação do tratamento térmico pós-soldagem, particularmente na combinação de maior temperatura e maior tempo, foi observada a esferoidização dos carbonetos presentes. Em termos experimentais, essa observação foi feita por microscopia ótica em amostras preparadas com reativo superpicral.

NOVAES GOMES et alii (1993) estudaram os efeitos do tratamento térmico de alívio de tensões nas propriedades mecânicas de metais de solda com diferentes temperabilidades. As soldas foram realizadas pelo processo a arco submerso em passe único e envolveram a adição de pó metálico. A variação na temperabilidade dos metais de solda foi alcançada pela utilização de dois eletrodos diferenciados com respeito aos teores de cromo e manganês, assim como pela adição de duas diferentes quantidades de pó metálico para cada um dos eletrodos usados. O aporte de calor utilizado foi ajustado de acordo com as quantidades adicionadas de pó metálico. Como parâmetros operacionais do tratamento térmico de alívio de tensões foram utilizados a temperatura de 580 °C, tempo de permanência de 1 hora, com o resfriamento sendo realizado em duas etapas: ao forno até a temperatura de 400 °C e ao ar até a temperatura ambiente.

As propriedades mecânicas investigadas foram a dureza, a resistência mecânica e a tenacidade ao impacto, avaliada através da determinação da temperatura de transição 50% dúctil - 50% frágil. A partir da comparação dos valores obtidos dessas propriedades para os metais de solda na condição como soldados e na condição como tratados termicamente, verificou-se que nos metais de solda de alta temperabilidade a dureza aumentou, enquanto que nos de baixa temperabilidade houve uma redução nos valores das medidas de dureza.

O aumento nos valores das medidas de dureza foi atribuído a sobreposição do efeito do endurecimento por solução sólida com o elemento cromo, oriundo de uma possível decomposição de carbonetos, em relação ao efeito da acomodação do reticulado causado pelo alívio das tensões residuais.

A resistência mecânica aumentou em todos os metais de solda tratados, detectando-se aumentos maiores nos metais de solda com temperabilidades maiores. O referido efeito do endurecimento por solução sólida também explicou o aumento na resistência mecânica.

A tenacidade ao impacto aumentou em todos os metais de solda tratados, porém nos metais de solda de mais baixas temperabilidades os aumentos foram mais significativos. Para o comportamento global da tenacidade, além da redução nas tensões internas, a discussão envolveu outros efeitos microestruturais causados pelo tratamento térmico realizado, como a ocorrência da esferoidização dos carbonetos remanescentes e a decomposição das microfases.

Uma interessante investigação foi feita por COSTA et alii (1995) relativa à influência da aplicação de múltiplos tratamentos térmicos de alívio de tensões na tenacidade ao impacto de metal de solda obtido em múltiplos passes, confeccionado por soldagem manual com eletrodo revestido e depositado sobre juntas de aço ARBL temperado e revenido.

Em linhas gerais, o procedimento para a realização dos referidos tratamentos seguiu a norma AWS D1.1/91 e consistiu da aplicação sucessiva de vários ciclos térmicos com duração de 2 horas a temperatura de 590 °C. A partir da análise dos resultados apresentados da energia absorvida nas temperaturas de ensaio de -30 e -40 °C e em função do número de ciclos aplicados, constatou-se uma redução de até 40% nos valores da energia absorvida após sete aplicações sucessivas do ciclo térmico. Essa fragilidade foi creditada tanto ao aumento na precipitação de cementita, a partir da decomposição da austenita retida, quanto pelo

coalescimento da mesma, nesse caso, como uma consequência da temperatura de tratamento utilizada.

A análise dos trabalhos sobre os efeitos do tratamento térmico pós-soldagem apresentados até então, reafirmaram, conforme comentado inicialmente, a dependência da intensidade dos efeitos microestruturais com a composição química participante do metal de solda e de alguns dos valores típicos dos parâmetros operacionais do tratamento, nominalmente a temperatura e o tempo.

Também é aparente que esses efeitos são praticamente restritos principalmente a possível decomposição da austenita retida, ou de outra forma, as microfases do tipo M-A, em ferrita e carbonetos, mais a própria acomodação do reticulado cristalino por efeito da relaxação das tensões residuais.

Uma outra consequência que pode influir negativamente na tenacidade do metal de solda tratado termicamente é a fragilização de revenido. Tal ocorrência foi recentemente abordada por SHIGA et alii (1996) quando consideraram o trabalho de WATANABE e KOJIMA (1981) como parte da revisão sobre os efeitos do tratamento térmico pós-soldagem nas propriedades mecânicas de metais de solda depositados em uma grande variedade de aços.

Mais especificamente, nesse trabalho revisado, concernente as relações entre a variação do teor de nióbio e a tenacidade ao impacto em metais de solda obtidos pela soldagem MIG (Metal Inert Gas), em passe único e aporte de calor de 2,4 kJ/mm, foi relatado que a tenacidade ao impacto dos metais de solda apresentaram a tendência de redução não somente pelo aumento do teor de nióbio, mas também pelas duas velocidades de resfriamento usadas no tratamento, ao ar e no ambiente do forno. Essa degradação da tenacidade ao impacto após o tratamento térmico foi explicada pela ocorrência da fragilização de revenido, principalmente para o resfriamento mais lento, ou seja, ao forno.

Como é sabido a ocorrência desse fenômeno está intimamente relacionado com a segregação de átomos de impurezas nos contornos de grãos e, portanto, também concernente com teor de manganês do metal de solda. Sob esse ponto de vista, o autor comenta ainda em relação ao trabalho revisado o fato de que para metais de solda com teor de nióbio de 0,03% e variados teores de manganês, a tenacidade após o tratamento térmico com resfriamento tanto ao ar, quanto ao forno, diminuiu com o aumento do teor de manganês.

4. MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Materiais

Para realizar experimentalmente a proposta do trabalho apresentada no item 2, utilizou-se como metal de base um aço estrutural ARBL de elevada resistência à corrosão ambiental, comercialmente disponível no mercado nacional sob a designação USI-SAC-50³ e fornecido na forma de chapas laminadas com 38 mm de espessura. Alguns dos parâmetros indicativos de sua resistência mecânica, ductilidade e tenacidade estão apresentados na tabela 4.1.

Tabela 4.1- Propriedades mecânicas do metal de base^(*).

$\sigma_e^{(**)}$ (MPa)	σ_t (MPa)	A_f (%)	CVN (0 °C-long.) (J)
389	559	23	56

(*)- Os parâmetros indicativos da resistência mecânica e ductilidade foram determinados segundo Kobayashi (1994), enquanto que o indicativo da tenacidade foi tomado segundo especificação Usiminas;

(**)- Os símbolos (σ_e), (σ_t), (A_f) e CVN (0 °C-long.), significam, respectivamente: limite de escoamento, limite de resistência a tração, alongamento de fratura e energia absorvida em ensaio de impacto Charpy V, realizado a 0 °C e com o entalhe posicionado longitudinalmente a direção de laminação.

Como metais de adição ou consumíveis foram utilizados dois eletrodos de 4 mm de diâmetro nominal, designados segundo a AWS como EM12K e EB2, em conjunção com o fluxo Oerlikon OP121-TT⁴, totalmente

³Normas Técnicas Usiminas (NTU);

⁴ Formulação comercial contendo (% em peso): SiO₂ + TiO = 15%; CaO + MgO = 35%; Al₂O₃ + MnO = 20%; CaF₂ = 25% ;outros 5%.

básico (índice de basicidade de 3,1), e pó metálico com médio teor de manganês.

Os teores dos elementos químicos mais importantes do metal de base, eletrodo e pó metálico estão mostrados na tabela 4.2.

Tabela 4.2- Teores dos principais elementos químicos presentes no metal de base, eletrodos e pó metálico^(*).

Elementos	Metal base	Eletrodos		Pó metálico
		EM12K	EB2	
C	0,140	0,110	0,094	0,150
Mn	1,325	1,110	0,587	1,940
Si	0,439	0,270	0,224	0,080
P	0,029	0,020	0,045	0,003
S	0,008	0,010	0,005	0,010
Cr	0,523	0,020	1,280	0,040
Ni	0,172	0,012	0,128	-----
Mo	-----	-----	0,492	0,003
Al	0,043	-----	0,054	-----
Cu	0,374	0,020	0,090	-----
O ₂	40	250	44	-----
N ₂	33	53	130	-----

(*)- Os teores de O₂ e N₂ estão em ppm, enquanto que os demais em (%) em peso.

4.2 Métodos

4.2.1 Procedimentos de soldagem

A partir das chapas como recebidas, procedeu-se o corte de tiras com dimensões de 164 mm de largura e 560 mm de comprimento,

sendo essa última dimensão cortada no sentido paralelo ao da laminação da chapa. A preparação dessas tiras consistiu-se na usinagem de um chanfro em "V" com ângulo de 50° ao longo do comprimento. O vértice do chanfro foi substituído por uma base plana de 3 mm de largura, usinada a 10 mm de profundidade. A figura 4.1 mostra a geometria da junta adotada.

Figura 4.1- Geometria da junta adotada (unidades em mm - sem escala).

Para uma mesma condição de soldagem as soldas foram realizadas em passe único, com e sem a adição de pó metálico e variando-se apenas o tipo de eletrodo. A deposição do pó metálico foi realizada na frente do fluxo, através de um escoamento por gravidade com um dispositivo adaptado para o controle da vazão do pó metálico. Em todas as operações de soldagem utilizou-se uma máquina automática Bambozzi transformador-retificador com característica estática do tipo planar, modelo TRR-3600, 600 A, 40 V e 36 KVA a 100% do ciclo de trabalho. A figura 4.2 fornece uma visualização do que foi escrito acima.

Figura 4.2- Unidade utilizada na soldagem a arco submerso com adição de pó metálico. (1)- equipamento convencional de soldagem a arco submerso; (2)- dispositivo adaptado para a deposição do pó metálico e (3)- metal de base preparado para a soldagem.

Em trabalhos anteriores (GONÇALVES (1991) e KOBAYASHI (1994)), quando foi desenvolvido o dispositivo de deposição do pó metálico mostrado na figura 4.2 e estabelecida a curva da vazão de pó metálico em função do diâmetro do bico regulador mostrada na figura 4.3, foi também intensivamente estudada as condições de soldagem mais adequadas para que se conseguisse soldas livres de defeitos e com boa penetração.

Desta forma, as condições nominais de soldagem adotadas foram: intensidade de corrente de 660 A, tensão de arco de 35 V e velocidade de soldagem de 4,8 mm/s, representando um aporte de calor

teórico de 4,8 kJ/mm. A extensão do eletrodo em todas as soldas foi mantida em torno de 38 mm.

Figura 4.3- Relação entre a vazão de pó metálico e diâmetro do bico regulador do sistema de deposição do pó.

A quantidade adicionada de pó metálico foi referida em termos da massa linear média de (260 ± 4) g/m, determinada experimentalmente pela pesagem da massa efetivamente depositada ao longo do comprimento da junta antes das realizações das soldas e utilizando o bico regulador com diâmetro de 2,55 mm e velocidade de translação do carro porta eletrodo igual a velocidade de soldagem adotada, ou seja, 4,8 mm/s.

Somente para as soldas realizadas com o eletrodo EM12K foram medidas as velocidades de resfriamento no intervalo de temperatura entre 800 e 500 °C. Para tanto, utilizou-se um termopar de Pt/Pt-Rd (6%-

30%) e um registrador potenciométrico de três canais ECB, modelo RB 103, possibilitando a medida dessa variável em três locais diferentes ao longo do cordão de solda. Nesses locais o termopar foi inserido manualmente no metal de solda ainda líquido, logo após a passagem do arco elétrico, e mantido com firmeza para permitir uma penetração satisfatória do mesmo. Faz-se a ressalva de que o motivo da opção pela medida da velocidade de resfriamento apenas para um tipo de eletrodo foi creditada à uma esperada variação insignificante dessa variável, pois seria utilizado na solda com o outro eletrodo o mesmo fluxo e aporte de calor, além da mesma quantidade de pó metálico adicionado.

Por último, cabe enfatizar alguns dos cuidados tomados nas realizações das soldas. Assim, antes de qualquer operação de soldagem as tiras preparadas eram limpas para se retirar do interior dos chanfros todo o óleo e ferrugem que estivessem presentes, evitando uma possível contaminação dos metais de solda. Também, o alinhamento do eletrodo em relação ao eixo de simetria do chanfro foi sistematicamente verificado, bem como as tiras foram fixadas por grampos para minimizar a ocorrência de empenamentos e soldas desalinhadas. O fluxo foi secado para a retirada da umidade durante pelo menos 15 horas à temperatura de 180 °C e deixado resfriar lentamente no interior do forno.

4.2.2 Análises químicas

Os teores de carbono e enxofre presentes nos metais de solda obtidos, metal de base, eletrodos e pó metálico, foram determinados através do processo de fusão em atmosfera de oxigênio, enquanto que, com a exceção do pó metálico, os teores de nitrogênio e oxigênio foram determinados pelo processo de fusão a vácuo. Da mesma forma, excetuando o pó metálico, os demais elementos químicos foram analisados por espectrometria de emissão por plasma em amostras adequadamente

preparadas. Para o pó metálico a determinação dos outros elementos químicos foram feitas por via úmida.

4.2.3 Análises metalográficas - metais de solda na condição como soldados

As análises metalográficas envolveram a realização de exames macro e micrográfico em amostras retiradas transversalmente ao eixo longitudinal dos cordões de solda, de acordo com o mostrado na figura 4.4.

Com relação ao exame macrográfico, foram avaliadas qualitativamente algumas das características geométricas das juntas soldadas, como o reforço, largura e penetração dos cordões, assim como a extensão da ZTA. As medidas lineares tomadas como representativas dessas variáveis foram feitas como indicadas também na figura 4.4 e realizadas nas fotomacrografias obtidas.

Figura 4.4- Representação esquemática mostrando as regiões onde foram feitos os exames macro e micrográfico nas amostras dos metais de solda na condição como soldados. As variáveis (L), (P) e (X) significam respectivamente a largura e penetração dos cordões, e a extensão da ZTA.

No exame micrográfico o objetivo foi o de caracterizar e quantificar os constituintes microestruturais desenvolvidos na região central dos metais de solda obtidos, além da realização de medidas de dureza nessa região. O processo de quantificação desses constituintes foi realizado sobre fotomicrografias tiradas com resolução de 500 vezes em microscópio ótico Leica, modelo Metallovert, onde foi possível imprimir nas mesmas uma malha quadrada de 100 pontos e 8 mm de aresta na ampliação utilizada, sendo contados os constituintes localizados nos pontos de interseção da malha. Uma vez que dez regiões foram analisadas e escolhidas de modo que não houvesse sobreposição dos campos de visão, computou-se um total de 1000 pontos em cada amostra examinada. Em uma etapa anterior ao processo de quantificação, as amostras também foram criteriosamente observadas por microscopia ótica com resoluções maiores (1000 e 2000 vezes) para auxiliar na identificação dos constituintes presentes. Nas medidas de dureza o método utilizado foi o Vickers com carga de 5 kgf, realizando-se seis penetrações e procurando distribuí-las em torno dos eixos de simetria do metal de solda.

A preparação das amostras utilizadas nos exames macro e micrográfico foi aquela convencional em prática metalográfica, diferenciando-se apenas na parte concernente ao polimento final e na revelação microestrutural por ataque químico. Nas macrografias o polimento final foi realizado com alumina de granulação 1 μm e o ataque químico feito com a solução aquosa composta de 15 ml de ácido clorídrico, 10 ml de ácido acético e 10 ml de ácido nítrico. Para as micrografias o polimento final foi alcançado através do uso sequencial de pastas de diamante com granulações de 6, 3, 1 e 0,25 μm . O ataque químico foi realizado com nital 2%.

Uma derivação do exame micrográfico realizado foi a quantificação das microfases do tipo M-A. Nessa atividade esse constituinte foi assumido como a mistura entre martensita maclada e austenita retida, suposição feita a partir de uma exaustiva utilização de reagentes químicos,

preferenciais no sentido de revelá-las oticamente, combinada com a realização de tratamentos térmicos pós-soldagem feitos em algumas amostras com o objetivo de propiciar a decomposição parcial dessas microfases para facilitar a avaliação da eficiência dos reagentes em distinguí-las de outras partículas de segundas fases, principalmente os carbonetos. Dentre os reagentes verificados, o uso de picral saturado, conforme citado no trabalho de GLOVER et alii (1977), foi o que mostrou melhores resultados, sendo, portanto, utilizado no transcurso dessa atividade. Na quantificação propriamente dita, o método utilizado também foi o da contagem de pontos, porém agora realizada na própria ocular de um microscópio ótico Carls-Zeiss, modelo Neophot 32, através da inserção no eixo ótico de uma malha quadrada de 400 pontos e aresta de 5 mm na resolução de 2000 vezes, computando-se um total de 4000 pontos nas dez regiões analisadas em cada amostra de metal de solda.

4.2.4 Análise dilatométrica - metais de solda reaquecidos e resfriados

De uma forma geral essa etapa englobou a realização de ensaios de dilatometria, seguido por uma avaliação micrográfica e do comportamento da dureza, para assim permitir a posterior construção das curvas CCT relativas as composições químicas participantes dos metais de solda.

As amostras utilizadas nessa análise foram retiradas da região central dos metais de solda e usinadas na forma de um pequeno cilindro com seu comprimento coincidente com a direção do eixo longitudinal dos cordões, conforme ilustrado nas figuras 4.5 e 4.6.

Nos ensaios de dilatometria realizados nas amostras convenientemente preparadas, o ciclo térmico aplicado consistiu do aquecimento indutivo com uma taxa de 0,5 °C/s e sob vácuo na faixa entre 10^{-2} a 10^{-3} mbar até a temperatura de austenitização de 1100 °C. O tempo de permanência nessa temperatura foi de 5 minutos, porém mantendo-se o

vácuo durante apenas os quatros primeiros minutos. O resfriamento subsequente foi realizado com as velocidades de 1, 4, 8, 15, 20, 25, 32, 50, 80 e 200 °C/s, impostas pela entrada controlada de hélio na câmara de aquecimento.

O equipamento utilizado nesses ensaios foi um dilatometro automático Adamel-Lhomargy, modelo DT 1000, dotado com sistema de aquisição de dados para a geração, via computador, das curvas dilatométricas, isto é, diagrama da expansão linear (dL/L_0) em função da temperatura, ou tempo, e de sua derivada primeira ($d(dL/L_0)$) em função também da temperatura ou tempo.

Na análise dos dados retirados do ensaio dilatométrico comentados no parágrafo anterior, optou-se pela referência sempre com a temperatura, procurando-se o valor dessa variável no início e fim de cada transformação de fase detectada. O tempo correspondente foi tomado como o tempo teórico e, desta forma, determinado pelo quociente entre o intervalo de temperatura considerado, a partir de 1100 °C, e a velocidade resfriamento usada.

Além da possibilidade delineada no trabalho de HARRISON e FARRAR (1989), possibilidade tal precisamente executada com as funções disponíveis no "software" instalado no equipamento e responsável por toda a aquisição e tratamentos dos dados, a extração das temperaturas de início e fim das transformações de fases detectadas foi auxiliada também pela verificação gráfica e tabular do comportamento da derivada primeira da expansão linear em função da temperatura, ou mais apropriadamente coeficiente de expansão linear (α), pois, como é sabido, a ocorrência de uma transformação de fase impõe uma variação acentuada nos valores desse coeficiente no intervalo de temperatura concernente a transformação.

Figura 4.5- Geometria da amostra utilizada no ensaio de dilatométrica (unidades em mm - sem escala).

Figura 4.6- Ilustração esquemática mostrando a forma como foram retiradas as amostras para o ensaio de dilatométrica.

Todas as amostras ensaiadas foram submetidas a avaliação da dureza Vickers e a uma análise microestrutural por microscopia ótica. A quantificação dos constituintes microestruturais foi feita apenas nas amostras resfriadas com velocidades de 1, 8, 20, 32 e 80 °C/s, pois à análise microestrutural anterior mostrou, em termos relativos, que para essas velocidades de resfriamento as alterações microestruturais foram mais significativas.

Os procedimentos metalográficos e a execução dessas atividades experimentais foram idênticos às realizadas nos metais de solda na condição como soldados, dispensando-se fazer novamente suas descrições a não ser o fato de que a região de interesse agora foi a secção transversal posicionada no meio das amostras ensaiadas, conforme ilustrado também na figura 4.6. No caso específico das medidas de dureza Vickers, devido a ocorrência de uma camada descarbonetada na superfície das amostras quando reaquentadas, aliada ao pequeno diâmetro de sua geometria, o número de penetrações feitas foi de máximo quatro, respeitando-se a distância mínima em torno de duas diagonais e meia entre os quadriláteros impresso.

A observação por microscopia ótica das microfases M-A foi diferenciada com respeito ao ataque químico usado para distingui-las, uma vez que, procurando-se avaliar o seu comportamento em relação as velocidades de resfriamento, a utilização do reagente picral saturado não se mostrou muito eficaz, principalmente para velocidades de resfriamento consideradas altas, por exemplo, igual ou superior a 50 °C/s. Em princípio, isso foi atribuído ao realce simultâneo da martensita primária, além da falha no destaque daquelas supostas microfases situadas entre as ripas ou placas de ferrita. Essa dificuldade foi resolvida pela utilização da técnica metalográfica proposta por ALÉ et alii (1996) para diferenciar oticamente as microfases M-A dos carbonetos na ZTA de aços microligados.

Em muitos aspectos é de se esperar que a microestrutura desenvolvida na ZTA se assemelha bastante com aquelas estabelecidas

nas amostras do metal de solda reaquecidas e resfriadas rapidamente, justificando, portanto, o uso da referida técnica.

Em relação a aplicação dessa técnica, a partir do polimento mecânico fino com alumina de granulação de $0,3\ \mu\text{m}$, observa-se que a mesma consistiu de um pré-ataque com reativo de LePera por aproximadamente 30s, seguido do ataque eletrolítico durante cerca de 120s, com diferença de potencial de 5 V, e usando a solução de (5g) de ácido pícrico e (25g) de hidróxido de sódio em (100 ml) de água destilada,

O critério adotado para a repetibilidade de cada ensaio dilatométrico foi de refaze-lo com outra amostra quando a coerência das informações retiradas tanto do diagrama da expansão linear em função da temperatura, quanto da análise microestrutural não fosse satisfatória se comparadas com os ensaios realizados com velocidades de resfriamento imediatamente inferiores e superiores.

Dada a importância de se conhecer o tamanho de grão da austenita no processo posterior de sua decomposição, o mesmo foi avaliado "in situ" através da utilização de um microscópio ótico Leitz, modelo Aristomet, equipado com câmara de aquecimento por radiação. Nessa realização foram utilizadas amostras retiradas também da região central dos metais de solda, longitudinalmente aos cordões, e usinadas na geometria como apresentada na figura 4.7. O acabamento da superfície observada nas amostras foi correspondente ao polimento fino com alumina de granulação $0,3\ \mu\text{m}$, sem aplicação posterior de reagente químico. Para manter a reprodutibilidade do ciclo térmico aplicado nos ensaios de dilatometria, utilizou-se os mesmos parâmetros das etapas de aquecimento e manutenção na temperatura de austenitização de $1100\ ^\circ\text{C}$, ou seja, velocidade de aquecimento de $0,5\ ^\circ\text{C/s}$ e tempo de permanência de 5 minutos.

A fim de minimizar a ocorrência da oxidação superficial, essas duas etapas foram realizadas sob vácuo da ordem de 10^{-5} mbar. Para todos os ensaios a velocidade de resfriamento usada foi de $1\ ^\circ\text{C/s}$. O método de

avaliação foi o da comparação direta entre o padrão ASTM, segundo norma a E 112, colocado na ocular do microscópio e a imagem fornecida com resolução de 100 vezes, após atingido o referido tempo de permanência a temperatura de 1100 °C. Procurou-se nesse procedimento avaliar três campos diferentes de visão, sendo feito o acompanhamento da dinâmica do processo de crescimento através da transferência da imagem refletida para um monitor de televisão.

Figura 4.7- Geometria da amostra utilizada no ensaio para avaliar o tamanho de grão da austenita anterior (unidades em mm - sem escala).

5. RESULTADOS

Em toda apresentação dos resultados, bem como nos próximos itens do trabalho, as referências aos metais de solda obtidos são feitas pelo uso de dois símbolos: o primeiro indicando o tipo de eletrodo usado, ou seja, M para o eletrodo EM12K e B para o eletrodo EB2, e o segundo, (CP) ou (SP), significando, respectivamente, o procedimento de soldagem com ou sem a adição de pó metálico.

Uma outra consideração diz respeito a preferência de se fazer a apresentação de alguns dos resultados em anexos, particularmente os registros que envolveram fotografias e os diagramas obtidos nos ensaios de dilatométrica. Isto foi motivado pela grande quantidade de figuras, o que poderia interromper com bastante frequência a continuidade do texto.

5.1 Análises químicas

A tabela 5.1 apresenta a composição química participante dos metais de solda.

Com base nos valores mostrados na tabela 5.1, nota-se tanto entre os metais de solda M(SP) e M(CP), como entre o B(SP) e B(CP), que as diferenças mais significativas nos teores dos elementos químicos analisados foram obtidas para o manganês, cromo e cobre.

Inferindo sobre as prováveis origens dessas diferenças, com relação ao cromo e cobre é razoável admitir um efeito maior da diluição do metal de base na condição sem pó metálico adicionado, independente do eletrodo utilizado. Para o manganês, mesmo que ocorrendo o efeito da maior diluição do metal de base nas soldas sem a participação do pó metálico, a quantidade maior desse elemento no pó metálico teria suplantado o efeito da menor diluição, fazendo com que as soldas realizadas com adição de pó metálico tenham uma participação um pouco maior de manganês na composição química dos metais de solda.

Entre os gases analisados é mais relevante observar a ocorrência de teores de oxigênio um pouco maior nos metais de solda obtidos com a adição de pó metálico, o que pode indicar a presença mais efetiva das inclusões não metálicas nesses metais de solda.

Tabela 5.1- Teores dos principais elementos químicos e gases analisados nos metais de solda^(*).

Elementos	Metal de solda			
	M(SP)	M(CP)	B(SP)	B(CP)
C	0,10	0,10	0,09	0,10
Mn	1,25	1,32	1,08	1,17
Si	0,35	0,34	0,33	0,35
P	0,04	0,06	0,07	0,07
S	0,005	0,007	0,005	0,006
Cr	0,34	0,26	0,81	0,70
Ni	0,11	0,09	0,16	0,14
Mo	-----	-----	0,18	0,16
Al	0,02	0,01	0,02	0,02
Cu	0,28	0,21	0,29	0,24
O ₂	200	210	200	230
N ₂	73	72	100	95

(*)- Os teores de O₂ e N₂ estão em ppm, enquanto que os teores dos demais elementos são referidos em (%) em peso.

5.2 Avaliações macro e micrográfica dos metais de solda na condição como soldados

5.2.1 Avaliação macrográfica

A figura B.1 e B.2 do anexo B mostram as fotomicrografias das juntas soldadas e a tabela 5.2 apresenta os valores médios e os desvios padrão das medidas lineares representativas da largura e penetração dos cordões, e a extensão da ZTA.

Tabela 5.2- Valores médios das medidas lineares representativas da largura (L) e penetração (P) dos cordões e a extensão (X) da ZTA.

Metal Solda	(L)	(P) (mm)	(X)
M(SP)	$5,5 \pm 0,7$	$1,9 \pm 0,3$	$3,5 \pm 0,2$
M(CP)	$5,7 \pm 0,4$	$2,0 \pm 0,2$	$2,5 \pm 0,3$
B(SP)	$5,7 \pm 0,5$	$1,9 \pm 0,2$	$3,8 \pm 0,2$
B(CP)	$5,4 \pm 0,5$	$2,1 \pm 0,1$	$3,0 \pm 0,2$

A análise das secções transversal, avaliadas de forma comparativa entre as condições com e sem a adição de pó metálico para os dois tipos de eletrodos usados, não mostrou nenhuma discrepância com relação a largura e penetração dos cordões. Quanto ao reforço, observa-se uma presença pouco maior nas soldas realizadas com a adição do pó metálico, evidentemente devido a maior quantidade de material na poça de fusão. A extensão ou largura da ZTA, pelo contrário, mostrou uma tendência de diminuição nas condições que envolveram o pó metálico adicionado.

Essa tendência de diminuição na largura da ZTA pode ser um dos indícios para aceitar o efeito característico da redução na energia de soldagem que é responsável pela formação da ZTA, mesmo sendo a

velocidade de resfriamento do metal de solda M(CP) menor do que o correspondente M(SP), conforme constatado e apresentados os valores na tabela 5.4, o que, teoricamente, indicaria uma temperatura máxima maior na poça de fusão. De fato, isso tem sido atribuído como resultado da ocorrência de reações de desoxidação fortemente exotérmicas provocada pela presença do pó metálico na poça de fusão. Entretanto, frente a observação da provável diminuição da diluição do metal de base nas soldas realizadas com adição de pó metálico, o aumento na temperatura da poça de fusão, por indicação da diminuição da velocidade de resfriamento, não necessariamente garante que o efeito contrário tenha ocorrido, ou seja, o aumento na energia dissipada para o metal de base no caso das soldas realizadas com a adição do pó metálico.

Para esclarecer essa polêmica, sem dúvida que o ideal seria a medida da eficiência do processo.

Entre os vários métodos disponíveis, um que poderia ser facilmente adaptado para tal estudo foi originalmente proposto por NILES e JACKSON (1975) quando avaliaram a eficiência do processo TIG sob condições de variação do procedimento de soldagem.

Em simples termos, o método consiste em se avaliar a eficiência do processo através do quociente entre a energia por unidade de comprimento responsável pela formação da ZTA e o aporte de calor teórico. Enquanto o aporte de calor teórico é calculado pela relação $H = (I) \times (V)/V_s$, conforme observado anteriormente². A energia que forma a ZTA, por sua vez, poderia ser obtida pela aplicação da conhecida equação de Rosenthal que determina a distribuição de temperatura num ponto localizado na superfície de um corpo considerado semi-infinito e objeto do fluxo de calor da soldagem.

Mesmo reconhecendo a simplicidade do método, se comparado aos métodos computacionais, principalmente pela não consideração dos efeitos do transporte de massa a partir do eletrodo de soldagem, a aplicação feita de forma idêntica para todas as condições de soldagem forneceria valores relativos da eficiência do processo, permitindo fazer apenas uma

avaliação comparativa da ocorrência ou não da diminuição do aporte de calor responsável pela formação da ZTA.

5.2.2 Avaliação micrográfica

A figura C.1 contida no anexo C apresenta as micrografias representativas do desenvolvimento microestrutural de cada um dos metais de solda obtidos. A tabela 5.3 mostra os valores médios e os desvios padrão da quantificação dos constituintes microestruturais.

Os valores máximos, mínimo e médio das medidas de dureza Vickers em todos os metais de solda obtidos e medidas das velocidades de resfriamento apenas para os metais de solda M(SP) e M(CP), estão apresentados na tabela 5.4.

A incidência das microfases M-A nos metais de solda obtidos pode ser vista na figura D.1 do anexo D. Quantitativamente os valores médios dessa incidência com os respectivos desvios padrão estão mostrados na tabela 5.5.

Tabela 5.3- Resultado da metalografia quantitativa.

Metal Solda	Constituintes microestruturais ^(*)					
	PF(G)	PF(I)	AF (%)	FS(A)	FS(NA)	ND
M(SP)	14 ± 2	6 ± 1	59 ± 3	10 ± 2	4 ± 1	6,9
M(CP)	21 ± 3	13 ± 2	49 ± 3	4 ± 1	3 ± 1	9,9
B(SP)	3 ± 1	12 ± 2	65 ± 3	7 ± 2	3 ± 1	9,8
B(CP)	11 ± 2	14 ± 2	53 ± 3	7 ± 2	4 ± 1	11,3

(ND) = não determinado;

(*)- Em todos os metais de solda a incidência do constituinte (FC) foi menor que 1%.

Tabela 5.4- Valores das medidas de dureza Vickers com carga de 5 kgf (HV(5), e velocidade de resfriamentos entre 800 e 500 °C.

Metal de solda	HV(5) kgf/mm ²	V _{8/5} °C/s
M(SP)	216 – 208 ^(*) (212)	10,2
M(CP)	206 – 199 (204)	9,2
B(SP)	252 – 246 (250)	-----
B(CP)	234 – 225 (230)	-----

(*)- valor máximo – valor mínimo. O valor médio está colocado entre parênteses.

Tabela 5.5- Resultado da metalografia quantitativa da incidência das microfases M-A.

Metal de solda			
M(SP)	M(CP)	B(SP)	B(CP)
(%)			
8,8 ± 0,9	6,8 ± 0,8	10 ± 1	13 ± 1

Evidentemente que o aspecto mais relevante refere-se na explicação das incidências do constituinte (AF) e também das microfases do tipo M-A.

Em ambas incidências, fundamentalmente há que se considerar, primeiro, o efeito da composição química, ou mais especificamente, os efeitos das diferenças nos teores dos elementos cromo e manganês e, segundo, o efeito da velocidade de resfriamento.

A partir dos trabalhos revisados sobre a influência desses elementos no desenvolvimento microestrutural, nota-se uma unanimidade na

constatação de que o aumento na faixa intermediária de teores desses elementos, por exemplo, entre 0,7% a 1,4%, favorece a formação do constituinte (AF) e a incidência das microfases. A questão então parece restrita à análise das quantidades relativas da participação desses elementos nos metais de solda e, conseqüentemente, o grau de favorecimento.

Assim, o aumento de aproximadamente 30% no teor de cromo no metal de solda M(SP) em relação ao correspondente M(CP), bem como cerca de 15% no metal de solda B(SP) em relação ao B(CP), justificariam a maior incidência do constituinte (AF) nos metais de solda depositados sem a adição do pó metálico, sobrepondo, portanto, o aumento de cerca de 5% e 8% nos teores do manganês participante, respectivamente, da composição química dos metais de solda M(CP) e B(CP), além da maior velocidade de resfriamento no caso do metal de solda M(SP), conforme mostrado na tabela 5.4, e por hipótese também no caso do metal de solda B(SP). Os valores das medidas de dureza, sendo sempre maiores nos metais de solda obtidos sem a adição do pó metálico dão embasamento a essa consideração.

Com respeito à incidência das microfases M-A, esse mesmo raciocínio em termos das quantidades relativas dos elementos cromo e manganês pode ser feito, além do efeito da velocidade de resfriamento.

Desta forma, o metal de solda B(CP), tendo uma participação maior do manganês em relação ao B(SP) favoreceria a incidência maior das microfases. Como é bem conhecido, o manganês tem um forte efeito de abaixar a temperatura da transformação austenita – ferrita, fazendo com que regiões saturadas de carbono e outros elementos solutos permaneçam totalmente ou parcialmente não transformadas, originando a presença das microfases, conforme comentado no item “Terminologia clássica” da revisão bibliográfica realizada.

A incidência pouco maior dessas microfases no metal de solda M(SP) em relação ao correspondente M(CP), que apresenta uma maior participação de manganês em sua composição química, sugere que nesse caso o efeito também de abaixar a temperatura da transformação austenita –

ferrita, agora devido ao aumento na velocidade de resfriamento, foi mais efetivo impondo o surgimento de uma quantidade maior de microfases no metal de solda M(SP).

5.3 Análise dilatométrica

Os diagramas da expansão linear em função da temperatura para todas as velocidades de resfriamento impostas no ensaio de dilatometria estão mostrados na figura E.1, E.2, E.3, E.4 do anexo E. Algumas das correspondentes micrografias representativas do desenvolvimento microestrutural avaliados são mostradas nas figuras F.1, F.2, F.3 e F.4 contidas ao longo do anexo F. As figuras G.1 e G.2 do anexo G ilustram o comportamento das microfases M-A.

O resultado da quantificação dos constituintes microestruturais desenvolvidos nas amostras dos metais de solda submetidas ao ensaio de dilatometria com variação da velocidade de resfriamento estão apresentadas nas tabelas de 5.6 a 5.9. Os valores médios das medidas de dureza Vickers realizadas nessas amostras estão contidos na tabela 5.10.

As curvas CCT obtidas para os quatros metais de solda estão mostradas nas figuras 5.1 e 5.2. As correspondentes temperaturas de início e fim das transformações dos constituintes microestruturais são apresentadas nas tabelas de H.1 a H.8 do anexo H, onde observa-se o agrupamento dos mesmos em quatro blocos: ferrita poligonal e ferrita de placas laterais; perlita; ferrita acicular grosseira, ferrita acicular e ferrita em ripas; e a martensita. A justificativa para esse tratamento unificado dos constituintes será fornecida na discussão feita no item 6.

Na avaliação do tamanho de grão da austenita anterior feita "in situ" as micrografias ilustrativas de sua estrutura granular são mostradas na figura I.1 do anexo I, sendo determinado a mesma faixa de tamanho de grão ASTM entre 4 e 5 para as condições M(SP) e M(CP), e também a mesma faixa de tamanho entre 5 e 6 para as condições B(SP) e B(CP).

Tabela 5.6- Resultado da metalografia quantitativa realizadas em amostras do metal de solda M(SP) submetidas ao ensaio de dilatométrica.

Veloc.	Constituintes microestruturais ^(*)							
Resf.	(%)							
	PF	P	CAF	AF	FSP	LF	M	ND
1 °C/s	80 ± 3	13 ± 2	5 ± 1	3 ± 1	-----	-----	-----	
8 °C/s	40 ± 3	11 ± 2	15 ± 2	25 ± 3	3 ± 1	-----	-----	6,4
20 °C/s	33 ± 3	5 ± 1	8 ± 2	41 ± 3	7 ± 2	3 ± 1	-----	4,3
32 °C/s	35 ± 3	-----	5 ± 1	48 ± 3	3 ± 1	4 ± 1	-----	5,3
80 °C/s	17 ± 2	-----	< 1%	27 ± 3	3 ± 1	14 ± 2	35 ± 3	4,8

(*)- PF = ferrita poligonal; P = perlita; CAF = ferrita acicular grosseira; AF = ferrita acicular; FSP = ferrita de placas laterais; LF = ferrita em ripas; M = martensita; e ND = não determinado.

Tabela 5.7- Resultado da metalografia quantitativa realizadas em amostras do metal de solda M(CP) submetidas ao ensaio de dilatométrica.

Veloc.	Constituintes microestruturais ^(*)							
Resf.	(%)							
	PF	P	CAF	AF	FSP	LF	M	ND
1 °C/s	72 ± 3	17 ± 2	9 ± 1	3 ± 1	-----	-----	-----	-----
8 °C/s	42 ± 3	11 ± 2	15 ± 2	25 ± 3	2 ± 1	-----	-----	4,5
20 °C/s	27 ± 3	10 ± 2	10 ± 2	41 ± 3	4 ± 1	< 1%	-----	7,1
32 °C/s	20 ± 3	-----	6 ± 1	51 ± 3	5 ± 1	7 ± 2	-----	11,5
80 °C/s	14 ± 2	-----	< 1%	24 ± 3	< 1%	19 ± 2	39 ± 3	3,9

(*)- PF = ferrita poligonal; P = perlita; CAF = ferrita acicular grosseira; AF = ferrita acicular; FSP = ferrita de placas laterais; LF = ferrita em ripas; M = martensita; e ND = não determinado.

Tabela 5.8- Resultado da metalografia quantitativa realizadas em amostras do metal de solda B(SP) submetidas ao ensaio de dilatométrica.

Veloc. Resf.	Constituintes microestruturais ^(*)							
	(%)							
	PF	P	CAF	AF	FSP	LF	M	ND
1 °C/s	60 ± 3	28 ± 3	8 ± 2	4 ± 1	-----	-----	-----	-----
8 °C/s	12 ± 2	14 ± 2	11 ± 2	52 ± 3	3 ± 1	-----	-----	7,9
20 °C/s	12 ± 1	-----	5 ± 1	66 ± 3	4 ± 1	7 ± 2	-----	6,6
32 °C/s	12 ± 2	-----	3 ± 1	55 ± 3	5 ± 1	19 ± 2	-----	6,0
80 °C/s	11 ± 2	-----	< 1%	26 ± 3	< 1%	10 ± 2	48 ± 3	3,4

(*)- PF = ferrita poligonal; P = perlita; CAF = ferrita acicular grosseira; AF = ferrita acicular; FSP = ferrita de placas laterais; LF = ferrita em ripas; M = martensita; e ND = não determinado.

Tabela 5.9- Resultado da metalografia quantitativa realizadas em amostras do metal de solda B(CP) submetidas ao ensaio de dilatométrica.

Veloc. Resf.	Constituintes microestruturais ^(*)							
	(%)							
	PF	P	CAF	AF	FSP	LF	M	ND
1 °C/s	66 ± 3	22 ± 3	7 ± 2	5 ± 1	-----	-----	-----	-----
8 °C/s	26 ± 3	13 ± 2	15 ± 2	32 ± 3	4 ± 1	-----	-----	9,3
20 °C/s	13 ± 2	-----	6 ± 1	62 ± 4	5 ± 1	7 ± 2	-----	7,1
32 °C/s	13 ± 2	-----	3 ± 1	52 ± 3	6 ± 1	20 ± 3	-----	6,7
80 °C/s	14 ± 2	-----	< 1%	27 ± 2	< 1%	14 ± 2	38 ± 3	6,8

(*)- PF = ferrita poligonal; P = perlita; CAF = ferrita acicular grosseira; AF = ferrita acicular; FSP = ferrita de placas laterais; LF = ferrita em ripas; M = martensita; e ND = não determinado.

Tabela 5.10- Valores médios das medidas de dureza Vickers com carga de 5 kgf, (HV(5)), para as amostras dos metais de solda submetidas ao ensaio de dilatometria.

Veloc. Resf.	HV(5)			
	Amostras dos metais de solda			
	M(SP)	M(CP)	B(SP)	B(CP)
1 °C/s	163	148	169	175
4 °C/s	173	174	215	212
8 °C/s	188	185	228	228
15 °C/s	213	206	249	260
20 °C/s	222	218	261	263
25 °C/s	230	226	272	269
32 °C/s	243	240	294	283
50 °C/s	276	259	313	298
80 °C/s	295	303	335	332
200 °C/s	306	330	348	344

(a)

(b)

Figura 5.1- Curvas CCT obtidas a partir de amostras ensaiadas por dilatometria e retiradas dos metais de solda (a)- M(SP) e (b)- M(CP).

(a)

(b)

Figura 5.2- Curvas CCT obtidas a partir de amostras ensaiadas por dilatométrica e retiradas dos metais de solda (a)- B(SP) e (b)- B(CP).

6. DISCUSSÃO

A idéia principal contida neste item é de discutir especificamente os efeitos do reaquecimento – resfriamento na microestrutura original dos metais de solda obtidos subdividida nas considerações a respeito da forma geral das curvas CCT construídas, as diferenças entre elas e o comportamento das microfases M-A.

Os efeitos da adição do pó metálico na macroestrutura e desenvolvimento microestrutural dos metais de solda, também importantes, já foram discutidos quando da apresentação dos resultados pertinentes as avaliações macro e micrográficas dos mesmos.

6.1 Configuração geral das curvas CCT

Generalizando por um momento as morfologias dos constituintes microestruturais, observa-se nas figuras 5.1 e 5.2 que a configuração tradicional, consistindo das regiões de ferrita, perlita, bainita e martensita, é claramente evidente.

Em termos das morfologias assumidas para classificar os constituintes microestruturais dos metais de solda reaquecidos e subsequentemente resfriados, uma descrição fenomenológica, independente do procedimento de obtenção desses metais de solda, faz-se inicialmente essencial.

Assim, considerando a configuração das curvas CCT obtidas e mostradas nas figuras 5.1 e 5.2 e os resultados da quantificação dos constituintes microestruturais contidos nas tabelas de 5.6 a 5.9, nota-se que com velocidades mais lentas, no caso 1 °C/s e 4 °C/s, são significativas as incidências da ferrita poligonal e da perlita.

Na faixa de velocidades de resfriamento que podem ser consideradas intermediárias, de 8 °C/s a 25 °C/s por exemplo, observa-se a tendência de favorecimento das transformações intragranulares como evidenciado principalmente pelo aumento gradual da quantidade de ferrita

acicular e decréscimos nas quantidades da ferrita poligonal e da perlita; essa última tendendo à completa supressão, enquanto que parte do decréscimo na incidência da ferrita poligonal é acompanhado por um pequeno aumento na incidência da ferrita de placas laterais.

Para resfriamentos mais rápidos, ou seja, com velocidade de resfriamento acima de 25 °C/s, a situação se modifica em relação a faixa intermediária de velocidades de resfriamento no sentido de um pequeno favorecimento da ferrita em ripas e o surgimento da martensita para velocidade de resfriamento a partir de 50 °C/s, culminando com o predomínio desse constituinte na condição extrema de velocidade de resfriamento.

Uma vez que na abordagem feita nesse item não está sendo levado em conta a comparação direta entre as curvas CCT obtidas, e portanto não sendo considerado o efeito da composição química participante dos metais de solda, o comportamento implícito nessa descrição fenomenológica reflete, como pontuado por HARRISON e FARRAR (1987), o efeito do aumento do grau de superesfriamento da austenita anterior, por efeito do aumento da velocidade de resfriamento.

Mais dois aspectos são relevantes de discussão ainda nesta parte. O primeiro aspecto refere-se a dificuldade de subdividir as regiões superior e intermediária das curvas CCT em relação as morfologias particulares de ferrita. Na realidade essa dificuldade é uma limitação própria do ensaio de dilatometria realizado em condições não isotérmica que permite apenas tratar a transformação austenita – ferrita de uma forma global.

Um refinamento maior nesse sentido pode ser obtido pela realização de uma série de resfriamento interrompidos em temperaturas dentro da zona crítica de transformação e complementado pela realização de resfriamentos rápidos. Esse procedimento evidentemente é muito semelhante ao utilizado na obtenção de uma curva de transformação em condições isotérmica, porém interessando somente a determinação das temperaturas de início de transformação dos constituintes investigados.

O segundo aspecto refere-se a identificação dos constituintes microestruturais classificados conforme a terminologia definida por HARRISON (1979).

Em relação a isso, observa-se que para os constituintes que foram enquadrados na região superior das curvas CCT, constituintes ferrita poligonal (PF) e ferrita de placas laterais (FSP), e em parte da região intermediária, constituintes ferrita acicular (AF) e ferrita acicular grosseira (CAF), a microscopia ótica resolveu bem a diferenciação dessas morfologias.

Dificuldades maiores naturalmente foram encontradas na distinção entre os constituintes ferrita em ripas (LF) e a martensita (M). É claro que a simples visualização em MEV facilitaria o processo de identificação desses constituintes. Entretanto, mesmo tendo em conta a resolução limitada da microscopia ótica frente a observação por MEV, a análise microestrutural minuciosa como foi realizada permitiu a familiarização dessas morfologias a ponto de distingui-las com um pequeno grau de indeterminação.

Essa constatação do pequeno grau de indeterminação sugere que o sistema classificatório usado foi então eficiente no propósito de identificação dos constituintes microestruturais. Além disso, acrescenta-se o trunfo da diferenciação entre os constituintes (AF) e (CAF), que caracteriza muito bem a singularidade do reaquecimento – resfriamento da microestrutura original do metal de solda.

6.2 Diferenças entre as curvas CCT

A consideração fundamental a respeito da forma geral das curvas CCT levou em conta, basicamente, o efeito da velocidade de resfriamento.

A abordagem das diferenças entre essas curvas feita de maneira comparativa dentro de cada grupo de metal de solda, ou seja, aqueles obtidos com o eletrodo EM12K com e sem a adição do pó metálico

e aqueles em que foi utilizado o eletrodo EB2, também com e sem a participação do pó metálico, teria que ser levado em conta as interações entre a composição química participante de cada metal de solda e o correspondente tamanho de grão da austenita anterior.

Com relação a composição química participante, conforme foi observado na apresentação dos resultados, as diferenças entre os teores de alguns elementos químicos foram significativas e até certo ponto explicaram comparativamente o comportamento microestrutural dos metais de solda na condição como soldados.

Evidentemente que essas diferenças também serviriam para esclarecer o comportamento de transformação das microestruturas originais dos metais de solda quando rea aquecidos e resfriados. Entretanto, a forma como foi avaliada o tamanho de grão da austenita anterior, dando como resultado uma mesma faixa de valor do padrão ASTM para condição de solda com eletrodo EM12K, com e sem a adição de pó metálico, e um mesmo valor também entre as condições com e sem pó metálico para as soldas realizadas com o eletrodo EB2, torna muito difícil fazer uma avaliação comparativa dentro de cada um dos dois grupo de solda.

Desta forma, conforme pode ser observado nas figuras 5.1 e 5.2, o aspecto mais marcante restringe-se na discussão do alargamento das curvas CCT na faixa de velocidades de resfriamento que podem ser consideradas intermediárias, por exemplo de 8 °C/s a 25 °C/s, para as soldas realizadas com o eletrodo EB2 em relação às soldas realizadas com eletrodo EM12K, independente da participação ou não do pó metálico.

Em princípio esse comportamento pode ser atribuído agora ao efeito do maior tamanho de grão da austenita anterior e a maior temperabilidade das amostras retiradas dos metais de solda obtidos com o eletrodo EB2. Raciocinando em termos das quantidades relativas de ferrita acicular, isto representou, conseqüentemente, um favorecimento na quantidade desse constituinte, como mostra a comparação dos resultados contidos nas tabelas de 5.6 a 5.9, bem como os valores médios das medidas da dureza apresentados na tabela 5.10.

A consideração precisa dos efeitos das inclusões não metálica nesse processo também é de difícil entendimento, pois necessitaria da constatação do tipo das inclusões predominantes, além da caracterização do tamanho e distribuição das mesmas. De qualquer forma, como foi discutido na apresentação dos resultados da análise química, a associação da maior incidência de oxigênio nas soldas realizadas com o eletrodo EB2 com a provável maior incidência das inclusões não metálicas pode ter contribuído no favorecimento das transformações intragranulares, como é caso da ferrita acicular.

Assumindo que as velocidades de resfriamento com intensidades dentro da faixa intermediária, considerada anteriormente podem ocorrer nas regiões reaquecidas em metais de solda múltiplos passes, é possível imaginar então que essas regiões em um metal de solda obtido com o eletrodo EB2 contribuiriam mais no sentido de melhorar suas propriedades mecânicas, particularmente a tenacidade, que as correspondentes regiões no metal de solda obtido com o eletrodo EM12K. O agente efetivo nesse caso seria a maior quantidade de ferrita acicular, alcançada no primeiro procedimento de soldagem.

A condição da participação do pó metálico nessas circunstâncias não alteraria tal implicação mecânica. Vale observar, entretanto, que a partir das constatações fornecidas pelos trabalhos revisados sobre as relações microestrutura – propriedades mecânicas que a predominância da ferrita acicular não garante por si só o melhor desempenho das propriedades mecânicas, nominalmente a resistência mecânica e a tenacidade. Nesse modelo deve ser considerado também a incidência das microfases M-A ou outras partículas de segundas fases.

Interessante também é a comparação da parte das curvas CCT referente à existência da perlita.

A esse respeito, observa-se que os metais de solda reaquecidos e obtidos com o eletrodo EB2 essa parte da curva é menos abrangente em termos de velocidade de resfriamento, porém mais larga que as dos correspondentes metais de solda reaquecidos e obtidos com o

eletrodo EM12K. Conforme pode ser constatado nas tabelas de 5.6 a 5.9, esse alargamento na parte da perlita significa maiores quantidades desse constituinte microestrutural.

Novamente considerando as regiões reaquecidas em soldas múltiplos passes e que podem ser submetidas a resfriamentos subsequentes com velocidades da ordem de 1 °C/s a 8 °C/s, espera-se um comportamento inferior da tenacidade dos metais de solda EB2 em relação aos correspondentes EM12K.

6.3 Comportamento das microfases M-A

De acordo com o que foi revisado e discutido a respeito das microfases M-A, sua presença no metal de solda na condição como soldado está relacionada às regiões de austenita não transformada e enriquecidas de carbono, num grau dependente da velocidade de resfriamento imposta, assim como da sua composição química participante.

No reaquecimento – resfriamento das amostras retiradas dos metais de solda obtidos, a questão que se coloca prioritária refere-se ao comportamento dessas microfases; isto é, aumentando-se a velocidade de resfriamento a incidência das microfases M-A aumentaria ou daria lugar a precipitação de outras partículas de segundas fases?

Apesar das fotomicrografias mostradas nas figuras G.1 e G.2 do anexo G não permitirem qualquer avaliação qualitativa imediata, reporta-se que a análise microestrutural detalhada realizada nessas amostras dão indícios da substituição parcial das microfases M-A por um agregado de ferrita – cementita, ou talvez a própria mudança de sua morfologia de massiva (ou equiaxial) para a forma alongada, como constatado anteriormente por GLOVER et alii (1977).

Diferente do ataque químico realizado por esse último pesquisador (superpicral), onde é delineado somente as fases de alto carbono, observa-se que as fotomicrografias apresentadas nas figuras G.1 e G.2 mostram que as microfases M-A são realçadas de uma tonalidade

variando do branco para o bege, visualização bastante evidente apenas nas velocidades de resfriamento de 1 °C/s e 20 °C/s. Em contraste, os carbonetos tomam a coloração variando entre preto e marrom, bem evidente na microestrutura desenvolvida para a velocidade de resfriamento de 80 °C/s. Nesse ataque eletrolítico proposto por ALÉ et alii (1996) as microfases M-A são destacadas juntamente com os outros constituintes microestruturais, porém tingidos com outra tonalidade.

É interessante notar que o comportamento da substituição referido acima já foi objeto de discussão (BISS e CRYDERMAN (1971)) e observa-se ainda muita polêmica sobre o assunto como claramente mostra o trabalho de MATSUDA et alii (1996).

Na falta de maiores detalhes em termos da resolução alcançada na observação da referida mudança de morfologia, principalmente para velocidades de resfriamento da faixa considerada intermediária em diante, a provável substituição das microfases M-A, como também foi admitida, parece ser o caso.

A explicação comumente aceita é que o aumento da velocidade de resfriamento pode aumentar o teor de carbono da austenita adjacente à interface austenita – ferrita transformada, devido ao limitado tempo para a difusão do carbono para além de uma distância significativa dessa interface, de maneira que a precipitação da cementita a partir da austenita torna-se termodinamicamente favorável.

Dado o caráter limitado da avaliação qualitativa feita, não é possível a comparação dentro de cada grupo. Porém, salienta-se que essas considerações são válidas tanto para as soldas realizadas com o eletrodo EM12K, como com o eletrodo EB2, sem referência particular da condição do pó adicionado ou não.

7. CONCLUSÕES

- A adição do pó metálico diminuiu a diluição do metal de base, com indícios também da redução na energia dissipada e responsável pela formação da ZTA;
- A maior incidência da ferrita acicular nos metais de solda obtidos sem a adição do pó metálico foi decorrente do efeito dos aumentos na velocidade de resfriamento e teor de Cr na composição química desses metais de solda;
- A maior presença das microfases M-A no metal de solda B(CP) em relação ao correspondente B(SP) foi devido ao efeito do aumento no teor de Mn em sua composição química, enquanto que no metal de solda M(SP), foi uma consequência do efeito da maior velocidade de resfriamento imposta ao mesmo;
- Os metais de solda B(SP) e B(CP), por efeito da maior temperabilidade e tamanho de grão da austenita anterior, quando reaquecidos e subsequentemente resfriados, mostraram uma maior propensão em favorecer a incidência da ferrita acicular na faixa de velocidades de resfriamento entre 8 °C/s e 25 °C/s;
- Em todos os metais de soldas reaquecidos e resfriados a incidência das microfases M-A, avaliada por microscopia ótica, foi dependente da velocidade de resfriamento, modificando sua morfologia com o aumento da velocidade de resfriamento.

8. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Ao mesmo tempo em que os trabalhos apresentados no item da revisão bibliográfica abordaram alguns dos efeitos do tratamento térmico pós-soldagem em metais de solda, mostram também que a linha de pesquisa predominante é basicamente direcionada no relacionamento com a decomposição das microfases M-A, porém sem nenhuma avaliação de ordem quantitativa dos parâmetros cinéticos do processo, como as correspondentes energias de ativação.

Embora a avaliação cinética figura-se como secundária se comparada as implicações práticas dos trabalhos que têm sido realizados sobre tratamento térmico pós-soldagem, ela é igualmente importante, pois, conforme pontuado por RÉTI et alii (1987) em pesquisa envolvendo o modelamento matemático de transformações de fases em condições não isotérmica, constitui-se em uma informação fundamental no sentido de estabelecer uma conexão entre a cinética convencional de transformação de fases e a "cinética das propriedades", através da obtenção de funções matemáticas que permitam predizer as alterações nos valores das propriedades mecânicas, como resultado de alterações nas variáveis operacionais do tratamento térmico aplicado, em particular o tempo e a temperatura.

No estudo de alguns fenômenos específicos, como por exemplo aqueles constatados nos estágios do revenimento de microestruturas martensíticas (precipitação e coalescimento de partículas de segundas fases e a decomposição da austenita retida, entre outros) MITTEMEIJER et alii (1986) e CHENG et alii (1988) mostraram que a utilização da análise dilatométrica pode fornecer determinações empíricas dos valores da energia de ativação características de cada um desses fenômenos.

Como foi evidenciado também na revisão bibliográfica sobre tratamento térmico pós-soldagem, a decomposição das microfases M-A em consequência da prática do tratamento térmico pós-soldagem é

caracterizada principalmente pela decomposição da parcela da austenita retida, num processo muito parecido com o chamado segundo estágio do revenimento dos aços temperados.

Sob o ponto vista de tal similaridade e considerando a necessidade de uma avaliação cinética do processo de decomposição das microfases M-A, é bastante apropriado sugerir a continuidade do presente trabalho em termos de se fazer essa avaliação cinética.

A título de complementação de tal sugestão é também oportuno discorrer um pouco mais a respeito do delineamento teórico e experimental contidos nos dois trabalhos citados, e que abordam o referido método dilatométrico. Ao final dessa abordagem também serão feitas algumas considerações de ordem práticas concernentes a resultados preliminares que foram alcançados com a aplicação desse método em amostras retiradas do metal de solda B(CP) no qual foi quantificada a maior proporção das microfases M-A.

Desta forma, considerando uma dada transformação de fase, a quantidade transformada (f) pode ser obtida através da relação:

$$f = \frac{p - p_0}{p_1 - p_0} \quad (8.1)$$

onde (p) é o valor de uma propriedade física (resistividade elétrica, volume e comprimento específico, etc...) objeto de acompanhamento no transcurso da transformação, e (p_0) e (p_1) seus respectivos valores antes (início) e depois (final) da transformação.

Sob condições isotérmica, uma concepção experimental imediata para avaliar a energia de ativação responsável pela transformação de fase, consiste na determinação da quantidade (f) em função do tempo para uma série de temperaturas fixas, seguido da aplicação da expressão de Johnson-Mehl-Avrami (JMA):

$$f = 1 - e^{(-\beta^n)} \quad (8.2)$$

com $\beta = Kt = tK_0 e^{\left(-\frac{E}{RT}\right)} \quad (8.3)$

Nessa última equação, (E) é a energia de ativação, (K_0) é uma constante denominada de fator pré-exponencial, (K) é a taxa de reação, e (R), (T) e (t), tendo o significado usual. Na equação (8.2), (n) é o expoente de JMA.

Entretanto, considerando a variação contínua da temperatura com o tempo, como certamente ocorre na grande maioria dos tratamentos térmicos e na própria soldagem, qualquer investigação da cinética de transformação de fase nesses casos deve ser convenientemente tratada sob condições não isotérmica.

A concepção experimental em condições não isotérmica torna-se bem menos imediata e utiliza-se da aplicação de taxas de aquecimento mantidas essencialmente constantes, procedimento esse proveniente da análise térmica diferencial de varredura, onde foi originalmente denominado de recozimento isocronal.

Será visto mais adiante que na utilização da análise dilatométrica a determinação da energia de ativação pode ser feita com base no conhecimento da variação da temperatura do ponto de inflexão com a taxa de aquecimento. Como pode ser visto na figura 3.6, mostrada anteriormente, em uma curva da expansão linear em função da temperatura, o ponto de inflexão é uma característica singular na indicação da transformação de fase.

O delineamento teórico, por sua vez, também parte da expressão de JMA, porém com um formalismo matemático mais adequado, ou seja, a equação (8.3) é aceita para um lapso de tempo infinitesimal:

$$d\beta = Kdt = K_0 e^{\left(-\frac{E}{RT}\right)} dt \quad (8.4)$$

Considerando a aplicação de uma taxa de aquecimento constante, $\phi = dT/dt$, como usualmente decorre do ensaio de dilatométrica, segue que:

$$\beta = \int_0^t K dt = \frac{K_0}{\phi} \int_{T_0}^T e^{\left(-\frac{E}{RT}\right)} dT \quad (8.5)$$

onde (T_0) indica o estado inicial da transformação ($\beta(T_0)=0$).

Utilizando-se de uma das possíveis soluções aproximadas para a integral exponencial contida na equação (8.5), a variável de estado (β) pode então ser determinada por:

$$\beta = \left(\frac{T^2}{\phi}\right) \left(\frac{R}{E}\right) K \left\{ 1 - 2\left(\frac{RT}{E}\right) + \dots \right\} \quad (8.6)$$

As equações (8.1), (8.2) e (8.6) estabelecem uma relação entre a propriedade (p) a ser medida e alguns dos parâmetros cinéticos da transformação (E , n , K_0).

Para a temperatura do ponto de inflexão (T_i), após certa manipulação matemática da equação (8.6), e incluindo a consideração de que $\left(\frac{RT_i}{E}\right)$ é bem menor do que a unidade, bem como uma análise da dependência de (p) com (T), MITTEMEIJER et alii (1986) mostraram inicialmente que:

$$\ln \frac{T_i^2}{\phi} = \ln \frac{E}{RK_0} + \frac{E}{RT_i} + \text{Res}_1 + \text{Res}_2 \quad (8.7)$$

com:

$$\text{Res}_1 = \left(\frac{c}{n^2}\right) \left(\frac{RT_i^2}{E}\right)$$

onde

$$c = 2 \left(\frac{\alpha_1 L_1 - \alpha_0 L_0}{L_1 - L_0} \right)_{T_i}$$

e

$$\text{Res}_2 = 2 \left\{ 1 - \frac{1}{n^2} + n \ln \left[\left(\frac{T_i^2}{\phi} \right) \left(\frac{RK_{(T_i)}}{E} \right) \right] \right\} \frac{RT_i}{E}$$

Na sequência também foi mostrado que, em se tratando do ensaio de dilatometria em condições não isotérmica, a omissão dos termos residuais na equação (8.7) é sempre justificável e, portanto, a energia de ativação (E) pode ser conhecida através da determinação do coeficiente angular da reta obtida a partir da construção do diagrama $\ln \frac{T_i^2}{\phi}$ em função do recíproco da temperatura do ponto de inflexão $\frac{1}{T_i}$, para diferentes valores da taxa de aquecimento.

As figuras 8.1, 8.2 e 8.3, mostram, esquematicamente, a sequência e o comportamento dos registros experimentais contido no trabalho de Mittemeijer et alii (1986), e concernente ao uso da análise dilatométrica na avaliação da energia de ativação envolvida na precipitação do nitreto de ferro (Fe_{16}N_2) que ocorre no primeiro estágio do revenimento da martensita ferro – nitrogênio (1%).

Com relação aos resultados preliminares alcançados através da utilização dessa técnica, as figuras 8.4 e 8.5 mostram as curvas da derivada primeira da expansão linear ($d(dL/L_0)$) em função da temperatura para a mais baixa e mais alta taxas de aquecimento utilizadas, (5 °C/min) e (30 °C/min), respectivamente. Além dessas taxas de aquecimento, o reaquecimento foi feito também com 15 °C/min e 24 °C/min, até a temperatura de 580 °C. Os resfriamentos foram realizados com a mesma velocidade de 15 °C/s. A tabela 8.1 fornece todos os valores dos parâmetros necessários para obtenção da relação linear como mostrado na figura 8.6.

(a)

(b)

Figura 8.1- Ilustração esquemática mostrando em (a), para a taxa de aquecimento de 5 °C/min, os registros da expansão linear (dL/L_0) e do negativo de sua derivada primeira ($-d(dL/L_0)$) em função da temperatura (T); e em (b) a ampliação da região destacada na curva de dL/L_0 com as correspondente localização da temperatura do ponto de inflexão (T_i) e os estados inicial (L_0) e final (L) da transformação (Mittemeijer et alii (1986)).

(a)

(b)

Figura 8.2- Ilustração esquemática mostrando em (a) a determinação da temperatura do ponto de inflexão pelo do diagrama da derivada primeira da expansão linear com a temperatura, e em (b) a variação da temperatura do ponto de inflexão (T_i) com a taxa de aquecimento (ϕ), onde $\phi_1 < \phi_2 < \phi_3 < \phi_n$ e $T_{i(1)} < T_{i(2)} < T_{i(3)} < T_{i(n)}$ (Mittemeijer et alii (1986)).

Figura 8.3- Ilustração esquemática mostrando a relação linear entre $\ln\left(\frac{T_i^2}{\phi}\right)$ e $\frac{1}{T_i}$ que pode ser obtida desprezando-se os termos residuais da equação (8.7), onde o quociente (E/R) torna-se numericamente igual a $\text{tg } \alpha$ (Mittemeijer et alii (1986)).

Como pode ser facilmente comprovado, a equação (8.7) é dimensionalmente homogênea e a energia de ativação (E) que se procura pode ser obtida pelo produto da $(\text{tg } \alpha)$, obtida a partir do diagrama mostrado na figura 8.7, com a constante universal dos gases (R) com valor igual a 8,32 kJ/mol(K).

No caso da presente verificação, ou seja, o reaquecimento de amostras retiradas do metal de solda B(CP) e realizado com os parâmetros definidos no parágrafo anterior, o valor obtido foi de 142 kJ/mol.

É evidente que o fornecimento de um valor numérico para a energia de ativação não tem qualquer fundamentação física, embora esse valor se desvie em cerca de 11% do valor da energia de ativação do carbono na austenita (128 kJ/mol), segundo consta no trabalho de CHENG et alii (1988).

Por outro lado, é exatamente nesse aspecto que a sugestão de continuidade do trabalho direciona-se. Em outros termos, há necessidade do

acompanhamento experimental do processo de decomposição das microfases M-A, bem como a determinação teórica - empírica da variação do volume ou comprimento específico que ocorrem nesse processo.

Esse foi o procedimento utilizado por CHENG et alii (1988) quando aplicou o método da análise dilatométrica e calorimétrica no estudo das etapas do revenimento da camada cementada a 1,13% de carbono em substrato de um ferro comercialmente puro.

Tabela 8.1- Valores dos parâmetros representativos dos tratamentos isocronais realizados.

ϕ (K/min)	T_i (K)	$\ln(T_i^2/\phi)$ (Kmin)	$1/(T_i) (x10^{-3})$ (K ⁻¹)
5	602,5	11,2	1,65
15	628	10,2	1,59
24	642	9,8	1,56
30	644,6	9,5	1,55

Uma vez que a alteração dimensional global é uma função das transformações das fases individuais que podem ter ocorridos antes da transformação particular analisada, também seria necessário fazer uma análise abrangente da distribuição e quantificação individual das fases martensita e austenita retida. A partir disso seria possível conhecer as contribuições individuais dessas fases no processo da alteração dimensional.

No caso da avaliação preliminar realizada, medidas de difração de raios X detectaram aproximadamente 3,5% em volume de austenita retida na microestrutura original do metal de solda B(CP). Tomando-se por base o valor de 13% da incidência das microfases M-A, quantificada por microscopia ótica (tabela 5.5) e admitindo que a estereologia permite tratar essa quantidade como um índice volumétrico, obtém-se a proporção em

volume de aproximadamente 9,5% para a incidência da martensita. Essa avaliação apresenta-se como um procedimento apenas qualitativo e evidentemente que a análise por MET traria resultados bem mais confiáveis.

Figura 8.4- Diagrama da derivada primeira $dL(dL/l_0)$ em função da temperatura obtido para a amostra retirada do metal de solda B(CP) e reaquecido com a taxa de 5 °C/min.

9. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- AARONSON, H. I. ; REYNOLDS, Jr. W. T. ; SHIFLET, G. J. ; SPANOS, G. (1990) Bainite viewed three diferents ways. *Metallurgical transactions A*, v. 21A, p.1343-80, Jun.
- ABSON, D. J. (1989) Non-metallic inclusions in ferritic steel weld metals - a review. *Welding in the World*, v. 27, n.3/4, p.76-101. Mar./Apr.
- ABSON, D. J. ; PARGETER, R. J. (1986) Factors influencing as-deposited strenght, microstructure, and toughness of manual metal arc welds suitable for C-Mn steel fabrications. *International Metals Reviews*, v.31, n.4, p.141-94.
- AKSELSSEN, O. M. ; SIMONSEN, T. (1987) Techniques for examining transformation behaviour in weld metal and HAZ. *Welding in the World*, v.25, n.1/2, p.26-34.
- ALÉ, R. M. ; JORGE, J. C. F. ; REBELLO, J. M. A. (1993 (a)) Constituintes microestruturais de soldas de aços C-Mn baixa liga. Parte I: conceitos básicos. *Soldagem e Materiais*, v. 5, n.2, Arquivo Técnico, Abr./Jun.
- ALÉ, R. M. ; JORGE, J. C. F. ; REBELLO, J. M. A. (1993 (b)) Constituintes microestruturais de soldas de aços C-Mn baixa liga. Parte II: metal de solda. *Soldagem e Materiais*, v.5, n.3, Arquivo Técnico, Jul./Set.
- ALÉ, R. M. ; REBELLO, J. M. A. ; CHARLIER, J. (1996) A metallographic technique for detecting martensite-austenite in weld heat-affected zone of a micro-alloyed steel. *Materials Charecterization*, v.37, p.89-93.
- BAILEY, N. (1991) Submerged arc welding ferritic steels with alloyed metal powder. *Welding Journal*, v.70, n.8, p.187s-206s, Aug.
- BHADESHIA, H. K. D. H. ; CHRISTIAN, J. W. (1990) Bainite in steels. *Metallurgical Transaction A*, v.21A, p.767-797, Apr.
- BHADESHIA, H. K. D. H. ; EDMONDS, D. V. (1979) The bainite transformation in a silicon steel. *Metallurgical transactions A*, v.10A, p.895-907, Jul.
- BHADESHIA, H. K. D. H. ; EDMONDS, D. V. (1980) The mechanism of

- bainite formation in steels. *Acta Metallurgica*, v. 28, p.1265-73.
- BHADESHIA, H. K. D. H. ; SVENSSON, L-E. (1993) Modelling of evolution of microstructure in steel weld metal. *Mathematical Modelling of Weld Phenomena*. Ed. Cerjak, H. and Easterling, K. E. THE INSTITUTE OF MATERIALS, London, p.109-180.
- BHADESHIA, H. K. D. H. ; SVENSSON, L-E. ; GRETOFT, B. (1985) A model for the development of microstructure in low-alloy steel (Fe-Mn-Si-C) weld deposits. *Acta Metallurgica*, v.33. n.7, p.1271-83.
- BHADESHIA, H. K. D. H. ; SVENSSON, L-E. ; GRETOFT, B. (1986) The austenite grain structure of low-alloy steel weld deposits. *Journal of Materials Science*, v.21, n.11, p.3947-51, Nov.
- BISCHOFF, R. ; MACHADO, I. G. (1989) Propriedades mecânico/metalúrgicas do metal de solda depositado por arco submerso com adição de pó de ferro. In: ENCONTRO NACIONAL DE TECNOLOGIA DE SOLDAGEM, 15., São Paulo, 1989. *Anais*. São Paulo, ABS, v.2, p.585-601.
- BISS, V. ; CRYDERMAN, R. L. (1971) Martensite and retained austenite in hot-rolled, low-carbon bainitic steels. *Metallurgical Transactions*, v.2, p.2267-2276, Aug.
- BOLD, T. ; GARBARZ, B. (1980) The structure of martensite-austenite islands in granular bainite. *Practical Metallography*, v.17, p.338-43.
- BRAMFITT, B. L. ; SPEER, J.G. (1990) A perspective on the morphology of bainite. *Metallurgical transactions A*, v.21A, p.817-29, Apr.
- CAMPBELL, H. C. ; JOHNSON, W. C. (1967) Granular metal filler metals for arc welding. *Welding Journal*, v.46, n.3, p.200-6, Mar.
- CHANDEL, R. S. ; SEOW, H. P. ; CHEONG, F. L. (1998) Using metal powders in submerged arc welding efficiently. *Welding Journal*, v.77, n.4, p.65-68, Apr.
- CHENG, L. ; BRAKMAN, C. M. ; KOREVAAR, B. M. ; MITTEMEIJER, E. J. (1988) The tempering of iron-carbon martensite; dilatometric and calorimetric analysis. *Metallurgical Transactions A*, v.19A, p.2415-2426,

Oct.

- COCHRANE, R. C. (1983) Weld metal microstructures: a state of the art review. *Welding in the World*, v.21, n.1/2, p.16-24, Jan./Feb.
- COSTA, H. R. ; BOTT, I. S. ; OURO, C. R. (1995) Avaliação do efeito de múltiplos tratamentos térmicos de alívio de tensões na microestrutura e propriedades mecânicas de um metal de solda ferrítico. *Metalurgia e Materiais*, v.51, n.442, p.536-540, Jun.
- COURT, S. A. ; POLLARD, G. (1987) The development of microstructure in C-Mn steel weld deposits. *Welding Metallurgy of Structural Steels*. Ed. Koo, J. Y. THE METALLURGICAL SOCIETY, Denver, p.505-517.
- DAVID, S. A. ; VITEK, J. M. (1989) Correlation between solidification parameters and weld microstructures. *International Materials Reviews*, v.34, n.5, p.313-45.
- DAVIES, G. J. ; GARLAND, J. G. (1975) Solidification structures and properties of fusion welds. *International Metallurgical Reviews*, v.20, n.2, p.83-106.
- DOC. IIW-999-88 (1991) INTERNATIONAL INSTITUTE OF WELDING. Guide to the light microscope examination of ferritic steel weld metals. *Welding in the World*, v.29, n.7/8, p.160-76.
- DOLBY, R. E. (1979) Factors controlling HAZ and weld metal toughness in C-Mn steels. In: ENGINEERING APPLICATIONS OF FRACTURE ANALYSIS, South Africa, Nov. 1979. Proceedings of Fracture' 79. Pergamon Press, p.117-34.
- ELLIS, D. J. (1990) Submerged-arc welding - An update. *Welding and Metal Fabrication*, v.58, n.9, p.434-436, Oct.
- ES-SOUNI, M. ; BEAVEN, P. A. ; EVANS, G. M. (1991) Microstructure and mechanical properties of Cu-bearing shielded metal arc C-Mn weld metal. *Welding Journal*, v.70, n.3, p.80s-90s, Mar.
- EVANS, G. M. (1980) The effect of manganese on the microstructure and properties of C-Mn all-weld metals deposits. *Welding Journal*, v.59, n.3, p.67s-75s, Mar.

- EVANS, G. M. (1982) The effect of heat input on the microstructure and properties of C-Mn all-weld-metal deposits. *Welding Journal*, v.61, n.4, p.125s-132s, Apr.
- EVANS, G. M. (1983) The effect of carbon on the microstructure and properties of C-Mn all-weld metals deposits. *Welding Journal*, v.62, n.11, p.313s-320s, Nov.
- EVANS, G. M. (1985) The effect of heat treatment on the microstructure and properties of C-Mn all weld metal deposits. *Metal Construction*, v.17, n.10, p.676R-682R, Oct.
- EVANS, G. M. (1986 (a)) The effect of silicon on the microstructure and properties of C-Mn all-weld metals deposits. *Metal Construction*, v.18, n.7, p.438R-44R, Jul.
- EVANS, G. M. (1986 (b)) The effect of stress-relieving on the microstructure and properties of C-Mn all-weld metal deposits. *Welding Journal*, v.65, n.12, p.326s-334s, Dec.
- EVANS, G. M. (1988) The effect of molybdenum on the microstructure and properties of C-Mn all-weld metals deposits. *Joining et Materials*, v.1, n.5, p.239-46, Nov.
- EVANS, G. M. (1989) The effect of chromium on the microstructure and properties of C-Mn all-weld metals deposits. *Welding and Metal Fabrication*, v.57, n.7, p.346-58, Aug./Sept.
- EVANS, G. M. (1990) The effect of nickel on the microstructure and properties of C-Mn all-weld metals deposits. *Oerlinkon-Schweißmitt*, v.48, p.18-35. Aug./Sept.
- FARRAR, R. A. ; HARRISON, P. L. (1987) Acicular ferrite in carbon-manganese weld metals: an overview. *Journal of Materials Science*, v. 22, n. 11, p.3812-20.
- FLECK, N. A. ; GRONG, O. ; EDWARDS, G. R. ; MATLOCK, D. K.(1986) The role of filler metal wire and flux composition in submerged arc weld metal transformation kinetics. *Welding Journal*, v. 65, n.5, p.113s-121s, May.

- FRASER, R. ; McLEAN, A. ; WEBSTER, D. J. ; TAYLOR, D. S. (1982) High deposition rate submerged-arc welding for critical application. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON OFFSHORE WELDED STRUCTURES, 2., London, 1982. *Proceedings*. London, paper 12, p.1-15.
- GLOVER, A. G. ; McGRATH, J. T. ; TINKLER, M. J. ; WEATHERLY, G. C. (1977) The influence of cooling rate and composition on weld metal microstructures in a C/Mn and a HSLA steel. *Welding Journal*, v.56, n.9, p.267s-273s, Sept.
- GONÇALVES, G. M. B. G. (1991) Estudo comparativo da ZTA de um aço ARBL soldado pelo processo a arco submerso com e sem adição de pó de ferro. São Carlos, SP, 1995, 100p. Dissertação (Mestrado) - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.
- GRONG, O. (1994) Metallurgical modelling of welding. THE INSTITUTE OF MATERIALS. London.
- GRONG, O. ; MATLOCK, D. K. (1986) Microstructural development in mild and low-alloy steel weld metals. *International Metals Reviews*, v.31, n.1, p.27-48, Jan.
- HANZAKI, A. Z. ; HODGSON, P. D. ; YUE, S. (1997) Retained austenite characteristics in thermomechanically processed Si-Mn transformation-induced plasticity steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v.28A, p. 2405-14, Nov.
- HARRISON, P. L. (1979) Continuous cooling transformation (CCT) diagrams for niobium bearing weld metals. An Interim Report. University of Southampton - Engineering Materials Laboratories. Mar.
- HARRISON, P. L. ; FARRAR, R. (1987) Microstructural development and toughness of C-Mn and C-Mn-Ni weld metals. Part 1 - Microstructural development. *Metal Construction*, v.19, n.7, p.392R-399R, Jul.
- HARRISON, P. L. ; FARRAR, R. (1989) Application of continuous cooling transformation diagrams for welding of steels. *International Materials Reviews*, v.34, n.1, p.35-51.

- HEHEMANN, R. F. ; KINSMAN, K. R. ; AARONSON, H. I. (1972) A debate on the bainite reaction. *Metallurgical Transactions*, v. 3, p.1077-94, May.
- HOEKSTRA, S. ; MUNNIG SCHMIDT-VAN DER BURG, M. A. ; DEN OUDEN, G. (1986) Microstructure and notch toughness of ferritic weld metal. *Metal Construction*, v.18, n.12, p.771-5, Dec.
- HOEKSTRA, S. ; MUNNIG SCHMIDT-VAN DER BURG, M. A. ; DEN OUDEN, G. (1985) Influence of microstruture on mechanical properties of two single-bead ferritic weld metals. *Welding Journal Research Supplement*, v.63, n.3, p.63s-70s, Mar.
- HONEYCOMBE, R. W. K. (1985) Aços: microestrutura e propriedades. Lisboa, Fundação Calouste Gulbenkian.
- HORII, Y. ; OHKITA, S. ; WAKABAYASHI, M. ; NAMURA, M. (1988) Study on the toughness of large-heat input weld metal for low temperature-service TMCP steel. Nippon Steel Technical Report nº 32, Nippon Steel Welding and Engineering Co. Apr.
- HORSFIELD, A. M. (1978) The fundamental principles of submerged arc weld. In: The Welding Institute. Submerged arc welding. Cambridge, 1978. cap.1, p.2-8.
- HRIVNAK, I. ; MATSUDA, F. ; IKEUCHI, K. (1992) Investigation of M-A constituent in high strength steel welds. *Transactions of JWRI*, v. 21, n.2, p.9-13.
- JARMAN, R. A. ; HENRY, G. ; JUDSON, P. (1978) The effect of intercritical heat treatment on the CVN toughness of mild steel weld metal. *Welding and Metal Fabrication*, v.53, n.9, p.299-302, Oct.
- JOARDER, A. ; SAHA, S. C. ; GHOSE, A. K. (1992) Study of submerged arc weld metal and heat-affected zone microstructure of a plain carbon steel. *Journal of Welding Research*. Ed. Weber, J. D. American Welding Society, Miami, p. 141s-146s.
- JORGE, J. C. F. ; REBELLO, J. M. A. (1989) Microscopia eletrônica de varredura de cordões de solda de aços de alta resistência. *Soldagem e Materiais*, v.1, n.3, p.44-49, Jul./Set.

- KENNY, B. G. ; KERR, H. W. ; LAZOR, R. B. ; GRAVILLE, B. (1985) Ferrite transformation characteristics and Cct diagrams in weld metals. *Metal Construction*, v.17, n.6, p.374R-381R, Jun.
- KOBAYASHI, Y. (1995) Efeito da adição controlada de pó metálico nas propriedades microestruturais e mecânicas no metal depositado por arco submerso em aço ARBL. São Carlos, SP, 1995, 125p. Tese (Doutorado) - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.
- KOBAYASHI, Y. ; NOVAES GOMES, S. I. ; SPINELLI, D. (1995) Influência das microfases na tenacidade de metais depositados por arco submerso com adição de pó metálico. *Metallurgia e Materiais*, v.51, n.442, Jun.
- KONING, A. C. (1985) Developments in materials and welding technology for offshore structures. *Metal Construction*, v.17, n.11, Nov.
- KONKOL, P. J. (1988) Effects of long-time postweld heat treatment on the properties of constructional-steel weldments. *WRC Bulletin* 330, Jan.
- LEE, J. L. ; WANG, S. C. ; CHENG, G. H. (1989) Transformation processes and products for C-Mn steels during continuous cooling. *Materials Science and Technology*, v.5, p.674-681, Jul.
- LIAO, F-C. ; LIU, S. (1992) Effect of deoxidation sequence on carbon manganese steel weld metal microstructures. *Welding Journal*, v.71, n.3, p.94s-103s, Mar.
- LIU, S. ; OLSON, D.L. (1986) The role of inclusion in controlling HSLA steel weld microstructure. *Welding Journal*, v. 65, n.6, p.139s-49s, Jan.
- LIU, S. K. ; REYNOLDS, W. T. ; HU, H. ; SHIFLET, G. J. ; AARONSON, H. I. (1985) Discussion of the "bainite transformation in a silicon steel". *Metallurgical Transactions A*, v.16A, p.457-68, Mar.
- MATSUDA, F. ; FUKADA, Y. ; OKADA, H. ; SHIGA, C. ; IKEUCHI, K. ; HORII, Y. ; SHIWAKU, T. ; SUZUKI, S. (1996) 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.
- MITTEMEIJER, E. J. ; VAN GENT, A. ; VAN DER SCHAAF, P. J. (1986)

- Analysis of transformation kinetics by nonisothermal dilatometry. *Metallurgical transactions A*, v. 17^A, p. 1441-1445, Aug.
- NILES, R. W. ; JACKSON, C. E. (1975) Weld thermal efficiency of the GTAW process. *Welding Journal*, v. 54, n.1, p.25s-31s, Jan.
- NOVAES GOMES, S. I. (1985) Influência do Mn e Nb na microestrutura e nas propriedades de tração e impacto de metais de solda obtidos por arco submerso em aço ARBL. São Carlos, 1985. 236p. Tese (Doutorado) - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.
- NOVAES GOMES, S. I. ; SANT'ANNA, P. C. ; KOBAYASHI, Y. (1993) Efeito do tratamento térmico de alívio de tensões na tenacidade ao impacto de metais depositados por arco submerso com adição de pó metálico. In: ENCONTRO NACIONAL DE TECNOLOGIA DE SOLDAGEM, 19. Águas de São Pedro, 1993. *Anais*. Águas de São Pedro, ABS, v.1, p.111-126.
- OLDLAND, P. T. ; RAMSAY, C. W. ; MATLOCK, D. K. ; OLSON, D. L. (1989) Significant features of high-strength steel weld metal microstructures. *Welding Journal*, v.68, n.4, p.158s-168s, Apr.
- PICKERING, G. B. (1987) Physical metallurgy and the design of steels. London, Applied Science.
- PORTER, D. A. ; EASTERLING, K. E. (1981) Phase transformation in metals and alloys. Van Nostrand Reinhold Company, New York.
- PORTER, L. F. ; REPAS, P. E. (1982) The evolution of HSLA steel. *Journal of Metals*, v.34, n.4, p.14-21.
- RAITER, V. ; GONZALEZ, J. C. (1989) Influence of molybdenum on the microstructure and properties of weld with different manganese contents. *Canadian Metallurgical Quarterly*, v.28, n.2, p.179-8525, Feb.
- RÉTI, T. ; GERGELY, M. ; TARDY, P. (1987) Mathematical treatment of non-isothermal transformations. *Materials Science and Technology*, v.3, p.365-371, May.
- REYNOLDS, G. H. ; KACHELMEIR, E. J. (1978) Adding powdered metal

- filler speeds deposition rate. *Metal Construction*, v.10, n.9, p.427-30.
- RICKS, R. A. ; HOWELL, P. R. ; BARRITE, G. S. (1982). The nature of acicular ferrite in HSLA steel weld metals. *Journal of Materials Science*, v. 17, n.3, p.732-40, Mar.
- RODGERS, K. J. ; LOCHHEAD, J. C. (1987) Submerged arc welding metal powder additions, productivity and properties. *Welding Journal*, v.66, n.10, p.21-27, Oct.
- RODRIGUES, P. E. L. B. ; ROGERSON, J. H. (1980) How weld metal thermal cycles determine the toughness of submerged arc welds. *Welding and Metal Fabrication*, v. 48, n.3, p.183-93, Apr.
- SHILICK, R. (1987) Investigação nas propriedades mecânicas de metal de solda depositado por arco submerso com adição de pó-de-ferro. In: REUNIÃO INTERMEDIÁRIA DAS COMISSÕES TÉCNICAS DO IIW, Rio de Janeiro, 1987, p.589-607, Nov.
- SNIEDER, G. ; KERR, H. W. (1984) Effects of chromium additions and flux type on the structure and properties of HSLA steel submerged arc weld metal. *Canadian Metallurgical Quarterly*, v.23, n.3, p.315-25, Mar.
- SOUZA, P. C. R. D. (1991) Efeito da adição do pó de ferro sobre a microestrutura, composição química e propriedades mecânicas em soldas a arco submerso. São Carlos, SP, 1991, 131p. Dissertação (Mestrado) - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.
- STOUT, R. D. ; (1985) Postweld heat treatment of pressure vessel steels. *WRC Bulletin* 302, Feb.
- SUGDEN, A. A. B. ; BHADESHIA, H. K. D. H. (1988) A model for the strength of the as-deposited regions of steel weld metals. *Metallurgical Transactions A*, v.19A, p.1597-1602, Jun.
- SUGDEN, A. A. B. ; BHADESHIA, H. K. D. H. (1989) Lower acicular ferrite. *Metallurgical Transactions A*, v. 20A, n. 9, p.1811-18, Sep.
- SVENSSON, L-E. (1994) Control of microstructures and properties in steel arc welds. Boca Raton, CRC Press.
- SVENSSON, L-E. ; GRETOFT, B. (1984) Microstructure and impact

- toughness of C-Mn weld metals. *Welding Journal*, v.69, n.12, p.315-25, Mar.
- SVENSSON, L-E. ; GRETOFT, B. ; BHADSHIA, H. K. D. H. (1986) An analysis of cooling curves from the fusion zone of steel weld deposits. *Scandinavian Journal of Metallurgy*, n.15, p.97-103.
- TAYLOR, L. G. ; FARRAR, R. A. (1975) Metallurgical aspects of the mechanical properties of submerged-arc weld metal. *Welding and Metal Fabrication*, v.43, n.4, p.305-10, May.
- TOHRNTON, C. E. (1986) Investigation of the influence of iron powder feed rate on bead on plate welds. *Technical Report 32*. Oerlikon Welding, 6p.
- TROYER, W. ; MIKURAK, J. (1974) High deposition submerged arc welding with iron powder joint-fill. *Welding Journal*, v.53, n.8, p.494-504, Aug.
- VILPAS, M. ; NIES, H. ; KREBS, H. ; KARPPI, R. (1990) Mechanical properties of submerged arc welds with metal powder addition. Research Reports 684. Technical Research Center of Finland. Espoo, , p.1-40, May.
- YANG, L. J. ; CHANDEL, R. S. ; BIBBY, M. J. (1993) The effects of process variable on the weld deposit area of submerged arc welds. *Welding Journal*, v.73, n.1, p.11s-18s, Jan.
- ZHAO, J-C. ; NOTIS, M. R. (1995) Continuous cooling transformation kinetics versus isothermal transformation kinetics of steels: a phenomenological of experimental observations. *Materials Science and Engineering*, R15, n.4-5, p.135-208, Nov.

ANEXO A

(a)

(85% PF; 15% P)

(b)

(70% PF; 9% P; 21% CAF)

(c)

(49% PF; 1% P; 50% AF)

(d)

(85% AF; 7% FSP; 3% PF; 2% M
3% LF)

(e)

(80% AF; 14% M; 3% LF; 3% FSP)

(f)

(70% M; 15% LF; 15% AF)

Figura A.1- Fotomicrografias mostrando alguns dos constituintes definidos por Harrison (1979): (a)- 0,15 °C/s; (b)- 0,3 °C/s; (c)- 3 °C/s; (d)- 33 °C/s; (e)- 83 °C/s; e (f)- 270 °C/s. (500 x – red. 30% - reagente: nital 2%).

ANEXO B

Figura B.1- Fotomacrografias dos metais de solda: (a)- M(SP) e (b)- M(CP).
Ampliação 2x – reagente: solução aquosa com 15 ml de ácido clorídrico, 10 ml de ácido acético e 10 ml de ácido nítrico.

(a)

(b)

Figura B.2- Fotomicrografias dos metais de solda: (a)- B(SP) e (b)- B(CP).
Ampliação 2x – reagente: solução aquosa com 15 ml de ácido clorídrico, 10 ml de ácido acético e 10 ml de ácido nítrico.

ANEXO C

(a)

(b)

(c)

(d)

Figura C.1- Fotomicrografias ilustrando as microestruturas dos metais de solda obtidos: (a)- M(SP); (b)- M(CP); (c)- B(SP); (d)- B(CP). (500x - red. 20% - reagente: nital 2%).

AXEXO D

(a)

(b)

(c)

(d)

Figura D.1- Fotomicrografias ilustrando a morfologia das microfases M-A nos metais de solda obtidos: (a)- M(SP); (b)- M(CP); (c)- B(SP); (d)- B(CP). (2000 x – red. 20% - reagente: picral saturado).

ANEXO E

(a)

(b)

(c)

(d)

Figura E.1- Diagramas da expansão linear (dL/L_0) em função da temperatura para o metal de solda M(SP) nas condições de velocidades de resfriamento de: (a)- $1^{\circ}C/s$; (b)- $4^{\circ}C/s$; (c)- $8^{\circ}C/s$; (d)- $15^{\circ}C/s$.

(e)

(f)

(g)

(h)

Figura E.1 (cont.)- Diagramas da expansão linear (dL/L_0) em função da temperatura para o metal de solda M(SP) nas condições de velocidades de resfriamento de: (e)- 20 °C/s; (f)- 25 °C/s; (g)- 32 °C/s; (h)- 50 °C/s.

(i)

(j)

Figura E.1 (cont.)- Diagramas da expansão linear (dL/L_0) em função da temperatura para o metal de solda M(SP) nas condições de velocidades de resfriamento de: (i)- 80 °C/s; (j)- 200 °C/s.

(a)

(b)

(c)

(d)

Figura E.2- Diagramas da expansão linear (dL/L_0) em função da temperatura para o metal de solda M(CP) nas condições de velocidades de resfriamento de: (a)- 1 °C/s; (b)- 4 °C/s; (c)- 8 °C/s; (d)- 15 °C/s.

(e)

(f)

(g)

(h)

Figura E.2 (cont.)- Diagramas da expansão linear (dL/L_0) em função da temperatura para o metal de solda M(CP) nas condições de velocidades de resfriamento de: (e)- 20 °C/s; (f)- 25 °C/s; (g)- 32 °C/s; (h)- 50 °C/s.

(i)

(j)

Figura E.2 (cont.)- Diagramas da expansão linear (dL/L_0) em função da temperatura para o metal de solda M(CP) nas condições de velocidades de resfriamento de: (i)- 80 °C/s; (j)- 200 °C/s.

(a)

(b)

(c)

(d)

Figura E.3- Diagramas da expansão linear (dL/L_0) em função da temperatura para o metal de solda B(SP) nas condições de velocidades de resfriamento de: (a)- 1 °C/s; (b)- 4 °C/s; (c)- 8 °C/s; (d)- 15 °C/s.

(e)

(f)

(g)

(h)

Figura E.3 (cont.)- Diagramas da expansão linear (dL/L_0) em função da temperatura para o metal de solda B(SP) nas condições de velocidades de resfriamento de: (e)- 20 °C/s; (f)- 25 °C/s; (g)- 32 °C/s; (h)- 50 °C/s.

(i)

(j)

Figura E.3 (cont.)- Diagramas da expansão linear (dL/L_0) em função da temperatura para o metal de solda B(SP) nas condições de velocidades de resfriamento de: (i)- 80 °C/s; (j)- 200 °C/s.

(a)

(b)

(c)

(d)

Figura E.4- Diagramas da expansão linear (dL/L_0) em função da temperatura para o metal de solda B(CP) nas condições de velocidades de resfriamento de: (a)- $1\text{ }^{\circ}\text{C/s}$; (b)- $4\text{ }^{\circ}\text{C/s}$; (c)- $8\text{ }^{\circ}\text{C/s}$; (d)- $15\text{ }^{\circ}\text{C/s}$.

(e)

(f)

(g)

(h)

Figura E.4 (cont.)- Diagramas da expansão linear (dL/L_0) em função da temperatura para o metal de solda B(CP) nas condições de velocidades de resfriamento de: (e)- 20 °C/s; (f)- 25 °C/s; (g)- 32 °C/s; (h)- 50 °C/s.

(i)

(j)

Figura E.4 (cont.)- Diagramas da expansão linear (dL/L_0) em função da temperatura para o metal de solda B(CP) nas condições de velocidades de resfriamento de: (i)- 80 °C/s; (j)- 200 °C/s.

ANEXO F

Figura F.1- Fotomicrografias ilustrando as microestruturas desenvolvidas em amostras do metal de solda M(SP) submetidas ao ensaio de dilatométrica com variação da velocidade de resfriamento:

(a)- 1 °C/s; (b)- 8 °C/s; (c)- 20 °C/s; (d)- 32 °C/s; (e)- 80 °C/s. (500 x – red. 20% - reagente: nital 2%).

Figura F.2- Fotomicrografias ilustrando as microestruturas desenvolvidas em amostras do metal de solda M(CP) submetidas ao ensaio de dilatometria com variação da velocidade de resfriamento:

(a)- 1 °C/s; (b)- 8 °C/s; (c)- 20 °C/s; (d)- 32 °C/s; (e)- 80 °C/s. (500 x – red. 20% - reagente: nital 2%).

Figura F.3- Fotomicrografias ilustrando as microestruturas desenvolvidas em amostras do metal de solda B(SP) submetidas ao ensaio de dilatométrica com variação da velocidade de resfriamento:

(a)- 1 °C/s; (b)- 8 °C/s; (c)- 20 °C/s; (d)- 32 °C/s; (e)- 80 °C/s. (500 x – red. 20% - reagente: nital 2%).

Figura F.4- Fotomicrografias ilustrando as microestruturas desenvolvidas em amostras do metal de solda B(CP) submetidas ao ensaio de dilatométrica com variação da velocidade de resfriamento:

(a)- 1 °C/s; (b)- 8 °C/s; (c)- 20 °C/s; (d)- 32 °C/s; (e)- 80 °C/s. (500 x – red. 20% - reagente: nital 2%).

ANEXO G

(a)- M(SP) -1 °C/s

(b)- M(SP) – 20 °C/s

Figura G.1- Fotomicrografias ilustrando a incidência das microfases M-A nas amostras dos metais de solda M(SP) e M(CP) reaquecidas e resfriadas com velocidades de 1 °C/s, 20 °C/s e 80 °C/s. (1000 x – ampl. 30% - reagente: pré-ataque com LePera e posterior ataque eletrolítico com a solução aquosa de 5g de ácido pícrico e 25 g de hidróxido de sódio).

(c)- M(SP) – 80 °C/s

(d)- M(CP) – 1 °C/s

Figura G.1 (cont.)- Fotomicrografias ilustrando a incidência das microfases M-A nas amostras dos metais de solda M(SP) e M(CP) reaquentadas e resfriadas com velocidades de 1 °C/s, 20 °C/s e 80 °C/s. (1000 x – ampl. 30% - reagente: pré-ataque com LePera e posterior ataque eletrolítico com a solução aquosa de 5g de ácido pícrico e 25 g de hidróxido de sódio).

(e)- M(CP) – 20 °C/s

(f)- M(CP) – 80 °C/s

Figura G.1 (cont.)- Fotomicrografias ilustrando a incidência das microfases M-A nas amostras dos metais de solda M(SP) e M(CP) reaquentadas e resfriadas com velocidades de 1 °C/s, 20 °C/s e 80 °C/s. (1000 x – ampl. 30% - reagente: pré-ataque com LePera e posterior ataque eletrolítico com a solução aquosa de 5g de ácido pícrico e 25 g de hidróxido de sódio).

(a)- B(SP) -1 °C/s

(b)- B(SP) – 20 °C/s

Figura G.2- Fotomicrografias ilustrando a incidência das microfases M-A nas amostras dos metais de solda B(SP) e B(CP) reaquecidas e resfriadas com velocidades de 1 °C/s, 20 °C/s e 80 °C/s. (1000 x – ampl. 30% - reagente: pré-ataque com LePera e posterior ataque eletrolítico com a solução aquosa de 5g de ácido pícrico e 25 g de hidróxido de sódio).

(c)- B(SP) – 80 °C/s

(d)- B(CP) – 1 °C/s

Figura G.2 (cont.)- Fotomicrografias ilustrando a incidência das microfases M-A nas amostras dos metais de solda B(SP) e B(CP) reaquentadas e resfriadas com velocidades de 1 °C/s, 20 °C/s e 80 °C/s. (1000 x – ampl. 30% - reagente: pré-ataque com LePera e posterior ataque eletrolítico com a solução aquosa de 5g de ácido pícrico e 25 g de hidróxido de sódio).

(e)- B(CP) – 20 °C/s

(f)- B(CP) – 80 °C/s

Figura G.2 (cont.)- Fotomicrografias ilustrando a incidência das microfases M-A nas amostras dos metais de solda B(SP) e B(CP) reaquecidas e resfriadas com velocidades de 1 °C/s, 20 °C/s e 80 °C/s. (1000 x – ampl. 30% - reagente: pré-ataque com LePera e posterior ataque eletrolítico com a solução aquosa de 5g de ácido pícrico e 25 g de hidróxido de sódio).

ANEXO H

Tabela H.1- Valores da temperatura e tempo de início das transformações detectadas para as amostras do metal de solda M(SP) ensaiadas por dilatometria.

Velocidade Resfriamento	Constituintes microestruturais			
	(PF)/(FSP)	(P)	(CAF)/(AF)/(LF)	(M)
1 °C/s	800 °C / 300 s	690 °C / 410 s	640 °C / 460 s	
4 °C/s	760 °C / 85 s	660 °C / 110 s	630 °C / 117,5 s	
8 °C/s	750 °C / 43,7 s	640 °C / 57,5 s	620 °C / 60 s	
15 °C/s	735 °C / 24,3 s	632 °C / 31,2 s	620 °C / 32 s	
20 °C/s	728 °C / 18,6 s	627 °C / 23,7 s	618 °C / 24,1 s	
25 °C/s	708 °C / 15,7 s		610 °C / 15,6 s	
32 °C/s	705 °C / 12,3 s		600 °C / 15,6 s	
50 °C/s	684 °C / 8,3 s		582 °C / 10,4 s	413 °C / 13,7 s
80 °C/s	610 °C / 6,1 s		550 °C / 6,9 s	432 °C / 8,4 s
200 °C/s			473 °C / 3,1 s	430 °C / 3,4 s

Tabela H.2- Valores da temperatura e tempo de fim das transformações detectadas para as amostras do metal de solda M(SP) ensaiadas por dilatometria.

Velocidade Resfriamento	Constituintes microestruturais			
	(PF)/(FSP)	(P)	(CAF)/(AF)/(LF)	(M)
1 °C/s	690 °C / 410 s	660 °C / 440 s	600 °C / 500 s	
4 °C/s	660 °C / 110 s	630 °C / 117,5 s	570 °C / 132,5 s	
8 °C/s	640 °C / 57,5 s	620 °C / 60 s	550 °C / 68,8 s	
15 °C/s	632 °C / 31,2 s	620 °C / 32 s	510 °C / 39,3 s	
20 °C/s	627 °C / 23,7 s	618 °C / 24,1	490 °C / 30,5 s	
25 °C/s	610 °C / 19,6 s		467 °C / 25,3 s	
32 °C/s	600 °C / 15,6 s		442 °C / 20,6 s	
50 °C/s	582 °C / 10,4 s		413 °C / 13,7 s	350 °C / 15 s
80 °C/s	550 °C / 6,9 s		432 °C / 8,4 s	320 °C / 9,8 s
200 °C/s			430 °C / 3,4 s	270 °C / 4,2 s

Tabela H.3- Valores da temperatura e tempo de início das transformações detectadas para as amostras do metal de solda M(CP) ensaiadas por dilatometria.

Velocidade Resfriamento	Constituintes microestruturais			
	(PF)/(FSP)	(P)	(CAF)/(AF)/(LF)	(M)
1 °C/s	790 °C / 310 s	685 °C / 415 s	640 °C / 460 s	
4 °C/s	760 °C / 85 s	650 °C / 112,5 s	620 °C / 120 s	
8 °C/s	750 °C / 43,7 s	632 °C / 58,5 s	610 °C / 61,3 s	
15 °C/s	730 °C / 24,7 s	623 °C / 31,8 s	600 °C / 33,3 s	
20 °C/s	721 °C / 18,9 s	613 °C / 24,4 s	590 °C / 25,5 s	
25 °C/s	716 °C / 15,4 s	610 °C / 19,6 s	588 °C / 20,5 s	
32 °C/s	710 °C / 12,2 s		600 °C / 15,6 s	
50 °C/s	685 °C / 8,3 s		587 °C / 10,3 s	412 °C / 13,8 s
80 °C/s	630 °C / 5,9 s		567 °C / 6,7 s	430 °C / 8,4 s
200 °C/s			500 °C / 3 s	450 °C / 3,3 s

Tabela H.4- Valores da temperatura e tempo de fim das transformações detectadas para as amostras do metal de solda M(CP) ensaiadas por dilatometria.

Velocidade Resfriamento	Constituintes microestruturais			
	(PF)/(FSP)	(P)	(CAF)/(AF)/(LF)	(M)
1 °C/s	685 °C / 415 s	652 °C / 448 s	596 °C / 504 s	
4 °C/s	650 °C / 112,5 s	620 °C / 120 s	550 °C / 137,5 s	
8 °C/s	632 °C / 58,5 s	610 °C / 61,3 s	528 °C / 71,5 s	
15 °C/s	623 °C / 31,8 s	600 °C / 33,3 s	493 °C / 40,5 s	
20 °C/s	613 °C / 24,4 s	590 °C / 25,5 s	470 °C / 31,5 s	
25 °C/s	610 °C / 19,6 s	588 °C / 20,5 s	450 °C / 26 s	
32 °C/s	600 °C / 15,6 s		421 °C / 21,2 s	
50 °C/s	587 °C / 10,3 s		412 °C / 13,8 s	330 °C / 15,4 s
80 °C/s	567 °C / 6,7 s		430 °C / 8,4 s	290 °C / 10,1 s
200 °C/s			450 °C / 3,3 s	290 °C / 4,1 s

Tabela H.5- Valores da temperatura e tempo de início das transformações detectadas para as amostras do metal de solda B(SP) ensaiadas por dilatometria.

Velocidade Resfriamento	Constituintes microestruturais			
	(PF)/(FSP)	(P)	(CAF)/(AF)/(LF)	(M)
1 °C/s	790 °C / 310 s	656 °C / 444 s	560 °C / 540 s	
4 °C/s	760 °C / 85 s	690 °C / 102,5 s	635 °C / 116,3 s	
8 °C/s	750 °C / 43,8 s	672 °C / 53,5 s	638 °C / 57,8 s	
15 °C/s	720 °C / 25,3 s		640 °C / 30,7 s	
20 °C/s	710 °C / 19,5 s		620 °C / 24 s	
25 °C/s	710 °C / 15,6 s		620 °C / 19,2 s	
32 °C/s	704 °C / 12,4 s		610 °C / 15,3 s	
50 °C/s	680 °C / 8,4 s		608 °C / 9,8 s	402 °C / 14 s
80 °C/s	663 °C / 5,5 s		590 °C / 6,4 s	440 °C / 8,3 s
200 °C/s			512 °C / 2,9 s	470 °C / 3,2 s

Tabela H.6- Valores da temperatura e tempo de fim das transformações detectadas para as amostras do metal de solda B(SP) ensaiadas por dilatometria.

Velocidade Resfriamento	Constituintes microestruturais			
	(PF)/(FSP)	(P)	(CAF)/(AF)/(LF)	(M)
1 °C/s	656 °C / 444 s	589 °C / 511 s	410 °C / 690 s	
4 °C/s	690 °C / 102,5 s	635 °C / 116,3 s	437 °C / 165,8 s	
8 °C/s	672 °C / 53,5 s	638 °C / 57,8 s	418 °C / 85 s	
15 °C/s	640 °C / 30,7 s		410 °C / 46 s	
20 °C/s	620 °C / 24 s		407 °C / 34,6 s	
25 °C/s	620 °C / 19,2 s		386 °C / 28,6 s	
32 °C/s	610 °C / 15,3 s		380 °C / 22,5 s	
50 °C/s	608 °C / 9,8 s		402 °C / 14 s	330 °C / 15,4 s
80 °C/s	590 °C / 6,4 s		440 °C / 8,3 s	281 °C / 10,2 s
200 °C/s			470 °C / 3,2 s	255 °C / 4,2 s

Tabela H.7- Valores da temperatura e tempo de início das transformações detectadas para as amostras do metal de solda B(CP) ensaiadas por dilatometria.

Velocidade Resfriamento	Constituintes microestruturais			
	(PF)/(FSP)	(P)	(CAF)/(AF)/(LF)	(M)
1 °C/s	790 °C / 310 s	650 °C / 450 s	540 °C / 560 s	
4 °C/s	750 °C / 87,5 s	685 °C / 103,8 s	640 °C / 115 s	
8 °C/s	742 °C / 44,8 s	664 °C / 54,5 s	640 °C / 57,5 s	
15 °C/s	720 °C / 25,3 s		640 °C / 30,7 s	
20 °C/s	716 °C / 19,2 s		640 °C / 23 s	
25 °C/s	706 °C / 15,8 s		631 °C / 18,8 s	
32 °C/s	702 °C / 12,4 s		622 °C / 14,9 s	
50 °C/s	676 °C / 8,5 s		600 °C / 10 s	415 °C / 13,7 s
80 °C/s	660 °C / 5,5 s		580 °C / 6,5 s	450 °C / 8,1 s
200 °C/s			517 °C / 2,9 s	460 °C / 3,2 s

Tabela H.8- Valores da temperatura e tempo de fim das transformações detectadas para as amostras do metal de solda B(CP) ensaiadas por dilatometria.

Velocidade Resfriamento	Constituintes microestruturais			
	(PF)/(FSP)	(P)	(CAF)/(AF)/(LF)	(M)
1 °C/s	650 °C / 450 s	592 °C / 508 s	431 °C / 669 s	
4 °C/s	685 °C / 103,8 s	640 °C / 115 s	442 °C / 164,5	
8 °C/s	664 °C / 54,5 s	640 °C / 57,5 s	450 °C / 81,2 s	
15 °C/s	640 °C / 30,7 s		440 °C / 44 s	
20 °C/s	640 °C / 23 s		430 °C / 33,5 s	
25 °C/s	631 °C / 18,8 s		417 °C / 27,3 s	
32 °C/s	622 °C / 14,9 s		383 °C / 22,4 s	
50 °C/s	600 °C / 10 s		415 °C / 13,7 s	357 °C / 14,9 s
80 °C/s	580 °C / 6,5 s		450 °C / 8,1 s	280 °C / 10,2 s
200 °C/s			460 °C / 3,2 s	271 °C / 4,1 s

ANEXO I

(a)

(b)

(c)

(d)

Figura I.1- Fotomicrografia mostrando a estrutura granular da austenita anterior dos metais de solda: (a)- M(SP); (b)- M(CP); (c)- B(SP); (d)- B(CP). (100 x – red. 25% - sem ataque químico).