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

"EFEITOS DO FLUXO ATIVADO COMO REBIDO NA SOLDAGEM
A ARCO SUBMERSO COM ADIÇÃO DE PÓ DE FERRO"

ISABEL CRISTINA BUTTIGNON

Tese apresentada à Área Interunidades
em Ciência e Engenharia de Materiais
da EESC, IFSC e IQSC, da
Universidade de São Paulo, como parte
dos requisitos para obtenção do Título
de Doutor em Ciência e Engenharia de
Materiais.

DEDALUS - Acervo - EESC

31100036731

Orientador: Prof. Assoc. Samuel Irati Novaes Gomes

São Carlos

2001

Class.	TESE
Cott.	1020
Tombo	T021201

st 1199086

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

B988e Buttignon, Isabel Cristina
Efeitos do fluxo ativado como recebido na soldagem a arco submerso com adição de pó de ferro / Isabel Cristina Buttignon. -- São Carlos, 2001.

Tese (Doutorado) -- Escola de Engenharia de São Carlos/Instituto de Física de São Carlos/Instituto de Química de São Carlos-Universidade de São Paulo, 2001.
Área Interunidades: Ciência e Engenharia de Materiais.
Orientador: Prof. Dr. Samuel Irati Novaes Gomes.

1. Arco submerso. 2. Microestruturas. 3. Propriedades mecânicas. 4. Adição de pó de ferro. I. Título.

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO

Ciência e Engenharia de Materiais

Caixa Postal 369 – CEP 13560-970 - São Carlos-SP – Brasil

Tel: (0xx16) 2739589/ Fax: (0xx16) 2739777

e-mail: wladerez@if.sc.usp.br

MEMBROS DA COMISSÃO JULGADORA DA TESE DE DOUTORADO DE
ISABEL CRISTINA BUTTIGNON, APRESENTADA AO
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO INTERUNIDADES EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS, DA UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO, EM
19/07/2001.

COMISSÃO JULGADORA:

Prof. Dr. SAMUEL IRATI NOVAES GOMES – EESC-USP (Orientador e Presidente)

Prof. Dr. YUKIO KOBAYASHI – UNESP/Bauru

Prof. Dr. PAULO CEZAR RIOLI DUARTE DE SOUZA – UNIP

Prof. Dr. TOMAZ TOSHIMI ISHIKAWA – UFSCar

Prof. Dr. WALDEK WLADIMIR BOSE FILHO – EESC-USP

“SE

EU PUDESSE DEIXAR ALGUM PRESENTE A VOCÊ,
DEIXARIA ACESO O SENTIMENTO DE AMOR À VIDA
DOS SERES HUMANOS.

A CONSCIÊNCIA DE APRENDER TUDO QUE NOS
FORA ENSINADO PELO TEMPO AFORA.

LEMBRARIA OS ERROS QUE FORAM COMETIDOS,
COMO SINAIS PARA QUE NÃO MAIS SE REPETISSEM.

A CAPACIDADE DE ESCOLHER NOVOS RUMOS.

DEIXARIA PARA VOCÊ, SE PUDESSE, O RESPEITO
ÀQUILO QUE É INDISPENSÁVEL: ALÉM DO PÃO,
O TRABALHO, A AÇÃO.

E, QUANDO TUDO MAIS FALTASSE, PARA VOCÊ,
EU DEIXARIA, SE PUDESSE UM SEGREDO: O DE
BUSCAR O INTERIOR DE SI MESMO A RESPOSTA E
A FORÇA PARA ENCONTRAR A SAÍDA”.

GANDHI.

Dedico este trabalho aos meus pais,
Agenor e Shirley, e aos meus
irmãos, Elisete e Carlos.

AGRADECIMENTOS

Ao Professor Dr. Samuel Irati Novaes Gomes pelo apoio, pela orientação deste trabalho e empenho para que o mesmo pudesse se concluir;

Ao colega Alessandro Farah pela colaboração prestada durante o processo de soldagem;

Aos técnicos, funcionários do Departamento de Materiais que direta ou indiretamente colaboraram na realização deste trabalho;

As amigas Lorena Valenzuela. Reyes e Rosamel Melita. Muñoz Riofano;

Ao Sr. Luis Alberto Penazi chefe da Oficina Mecânica da EESC/USP;

Ao responsável pelo Laboratório de Microscopia Eletrônica e Micro – Análise do Instituto de Física de São Carlos;

Ao Departamento de Materiais da UFSCar em especial ao Prof. Dr. Tomaz Thoshimi Ishikawa;

A empresa ENGEMASA – Engenharia de Materiais S/A;

À Fundação de Apoio à Pesquisa do Estado de São Paulo (FAPESP), processo número 95 – 9788 – 0;

Às Usinas Siderúrgicas de Minas Gerais S/A (USIMINAS);

Aços Citral – Villares S/A;

ESAB – Indústria e Comércio.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	v
LISTA DE TABELAS	viii
LISTA DE ABREVIATURAS	ix
LISTA DE SIMBOLOS	xi
RESUMO	xii
ABSTRACT	xiii
1 INTRODUÇÃO	1
1.1 OBJETIVO DO TRABALHO	3
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	4
2.1 SOLDAGEM POR ARCO SUBMERSO	4
2.11 Variáveis da Soldagem com Arco Submerso	8
2.2 ADIÇÃO DO PÓ DE FERRO	11
2.3 AÇOS ESTRUTURAIS DE ALTA RESISTÊNCIA E BAIXA LIGA (ARBL)	15
2.4 CARACTERIZAÇÃO DE FLUXOS	19
2.5 . MICROCONSTITUINTES DO METAL DE SOLDA DE AÇOS FERRÍTICOS.....	22
2.5.1 Classificação dos principais microconstituintes do metal de solda segundo o INTERNATIONAL INSTITUTE OF WELDING	22

2.5.2	Caracterização dos principais microconstituintes	26
2.6	FATORES QUE CONTROLAM A MICROESTRUTURA DO METAL DE SOLDA	27
2.6.1	Microestrutura de Solidificação	27
2.6.2	Ciclo de Resfriamento da Solda	29
2.6.3	Composição Química do Metal de Solda	31
2.6.3.1	Influência do Carbono	31
2.6.3.2	Influência do Manganês	33
2.6.3.3	Influência Silício	35
2.6.3.4	Influência do Molibdênio	36
2.6.3.5	Influência do Cromo	37
2.6.3.6	Influência do Cobre	38
2.6.3.7	Influência do Alumínio	39
2.6.3.8	Influência Enxofre e Fósforo	41
2.6.3.9	Influência do Níquel	42
2.6.3.10	Influência do Nióbio e Vanádio	42
2.6.3.11	Influência do Nitrogênio	44
2.6.3.12	Influência do Titânio	45
2.6.3.13	Influência do Oxigênio	46
2.6.4	Tamanho do Grão da Austenita Anterior	48
2.7	EFEITO DA MICROESTRUTURA NA TENACIDADE	49
2.7.1	Inclusões	49
2.7.1.1	Inclusões não Metálicas	51
2.7.2	Tamanho de Grão	54
2.7.3	Produtos de Transformação	55
3	MATERIAIS E MÉTODOS	60
3.1	MATERIAIS	60
3.1.1	Chapa Base	60
3.1.2	Consumíveis	61
3.1.2.1	Eletrodo	61
3.1.2.2	Fluxo	61
3.1.2.3	Pó de Ferro	62

3.2 MÉTODOS	62
3.2.1 Preparação do Chanfro	62
3.2.2 Equipamento de Soldagem	63
3.2.3 Procedimento de Soldagem	63
3.2.4 Adição do Pó de Ferro	64
3.2.5 Adição do Fluxo	66
3.2.6 Análise Química	66
3.2.7 Metalografia	66
3.2.7.1 Macrografia	67
3.2.7.2 Micrografia	67
3.2.8 Diluição da Chapa Base	67
3.2.9 Identificação e Quantificação das Microestruturas	68
3.2.10 Microanálise EDX (Energy Dispersive X Ray)	68
3.2.11 Ensaios Mecânicos	69
3.2.11.1 Ensaio de Dureza	69
3.2.11.2 Ensaio de Tração	70
3.2.11.3 Ensaio de Impacto	71
4 RESULTADOS	73
4.1 COMPOSIÇÃO QUÍMICA	73
4.2 ANÁLISE METALOGRAFICA	75
4.2.1 Macrografias	75
4.2.2 Micrografias	78
4.3 ENSAIOS MECÂNICOS	82
4.3.1 Ensaio de Dureza	82
4.3.2 Ensaio de Tração	82
4.3.3 Ensaio de Impacto	83
4.4 MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA E ANÁLISE POR EDX (Energy Dispersive X Ray)	89
5 DISCUSSÕES	96
5.1 COMPOSIÇÃO QUÍMICA	96

5.2 MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA E ANÁLISE POR EDX	97
5.3 MACROGRAFIAS E DILUIÇÃO DA CHAPA BASE	98
5.4 MICROESTRUTURAS DO METAL COMO SOLDADO	102
5.5 ENSAIOS MECÂNICOS	106
5.5.1 Dureza	106
5.5.2 Tração	107
5.5.3 Impacto	109
6 CONCLUSÕES	116
7 TRABALHOS FUTUROS	118
8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	119

LISTA DE FIGURAS

2.1	Esquema do processo de soldagem com arco submerso (<i>WAINER et al., 1992</i>)	5
2.2	Ilustração esquemática mostrando as duas formas de adicionar o pó metálico na soldagem a arco submerso: a) a frente do fluxo, b) através do arame citadas por RODGERS & LOCHHEAD (1987).	12
2.3	a) Fronteira imaginária entre a FP(G) e a FS / b) FA – Ferrita sob o retículo < 3 X a largura média das ripas de ferrita que a circundam; FP – Ferrita sob o retículo > 3 X a largura média das ripas de ferrita que a circundam / c) FS – duas ou mais ripas paralelas e relação de comprimento: largura > 4:1; FA – duas ripas com relação comprimento: largura < 4:1 ou não alinhadas ou ripas isoladas de alta relação comprimento: largura / d) FA – área da colônia FC sob o retículo menor que a área individual da ripa e ferrita; FC- área da colônia sob o retículo maior que a área individual da ripa de ferrita. (extraídas do I. I. W. 1988).	24
2.4	FA-Ferrita acicular; FS(A)-Ferrita com fase secundária alinhada; FS(NA)-Ferrita com fase secundária não alinhada; FP(G)-Ferrita de contorno de grão; FP(I)-Ferrita poligonal intragranular; M-Martensita; FC-Ferrita com agregados de carbeto. (extraída do I. I. W. (1988)).	25
2.5	Resistência à clivagem DOLBY (1979) a)em função do teor de ferrita acicular e da tensão de escoamento; b)em função do teor de elementos de liga.	59
3.1	Forma e dimensões do chanfro das chapas base	63
3.2	Dispositivo de alimentação do pó de ferro e fluxo	65
3.3	Distribuição das impressões de dureza no metal de solda	69
3.4	Posicionamento e dimensões do corpo de prova para ensaio de tração .	71
3.5	Posicionamento e dimensões do corpo de prova para ensaio de impacto	72
4.1	Macrografia do cordão de solda da chapa 1. Ataque 15ml de HNO ₃ , 5ml de álcool etílico e 85 ml de água destilada. 2,5X	75

4.2	Macrografia do cordão de solda da chapa 2. Ataque 15ml de HNO_3 , 5ml de álcool etílico e 85 ml de água destilada. 2,5X	76
4.3	Macrografia do cordão de solda da chapa 3. Ataque 15ml de HNO_3 , 5ml de álcool etílico e 85 ml de água destilada. 2,5X	76
4.4	Macrografia do cordão de solda da chapa 4. Ataque 15ml de HNO_3 , 5ml de álcool etílico e 85 ml de água destilada. 2,5X	77
4.5	Macrografia do cordão de solda da chapa 5. Ataque 15ml de HNO_3 , 5ml de álcool etílico e 85 ml de água destilada. 2,5X	77
4.6	Micrografia do cordão solda da chapa 1: Observa-se uma microestrutura constituída de ferrita acicular e ferrita poligonal de contorno de grão. Ataque Nital 2%. 200X.	79
4.7	Micrografia do cordão solda da chapa 2: Observa-se uma microestrutura constituída de ferrita acicular e ferrita poligonal de contorno de grão. Ataque Nital 2%. 200X.	79
4.8	Micrografia do cordão solda da chapa 3: Observa-se uma microestrutura constituída de ferrita acicular e ferrita poligonal de contorno de grão. Ataque Nital 2%. 200X.	80
4.9	Micrografia do cordão solda da chapa 4: Observa-se uma microestrutura constituída de ferrita acicular e ferrita poligonal de contorno de grão. Ataque Nital 2%. 200X.	80
4.10	Micrografia do cordão solda da chapa 5: Observa-se uma microestrutura constituída de ferrita acicular e ferrita poligonal de contorno de grão. Ataque Nital 2%. 200X.	81
4.11	Gráfico da energia absorvida e fratura frágil em função da temperatura para o cordão de solda 1. Temperatura de transição (50% AFTT) de 1,6 °C.	84
4.12	Gráfico da energia absorvida e fratura frágil em função da temperatura para o cordão de solda 2. Temperatura de transição (50% AFTT) de -9,5 °C.	85
4.13	Gráfico da energia absorvida e fratura frágil em função da temperatura para o cordão de solda 3. Temperatura de transição (50% AFTT) de 14,5 °C.	86
4.14	Gráfico da energia absorvida e fratura frágil em função da temperatura para o cordão de solda 4. Temperatura de transição (50% AFTT) de 11,1 °C.	87

4.15	Gráfico da energia absorvida e fratura frágil em função da temperatura para o cordão de solda 5. Temperatura de transição (50% AFTT) de 17 °C.	88
4.16	Microscopia eletrônica de varredura do cordão de solda chapa 1 - (a) matriz; (b) inclusão. Ataque Nital 3%.	91
4.17	Microscopia eletrônica de varredura do cordão de solda chapa 2 - inclusão. Ataque Nital 3%.	92
4.18	Microscopia eletrônica de varredura do cordão de solda chapa 3 - (a) matriz; (b) inclusão. Ataque Nital 3%.	93
4.19	Microscopia eletrônica de varredura do cordão de solda chapa 4 - (a) matriz; (b) inclusão. Ataque Nital 3%.	94
4.20	Microscopia eletrônica de varredura do cordão de solda chapa 5 - (a) matriz; (b) inclusão. Ataque Nital 3%.	95
5.1	Diluição da chapa base dos cinco cordões de solda	99
5.2	Relação entre diluição e teor de oxigênio	101
5.3	Diagrama CCT do metal como soldado com 1,35 Mn, 0,52 Si, HARRISON & FARRAR (1987a)	104
5.4	Diagrama CCT do metal como soldado com 2,12 Mn, 0,33 Si, HARRISON & FARRAR (1987a)	105
5.5	Dureza dos cordões de solda em relação a porcentagem da ferrita acicular	106
5.6	Limite de escoamento (σ_e) em função da ferrita acicular	108
5.7	Relação entre o patamar de energia dúctil (J) a 80 °C com o teor de oxigênio no metal como soldado sobreposto nas curvas de FARRAR (1976)	110
5.8	Variação da AFTT com a proporção de ferrita acicular para metal de solda de aços C-Mn-Nb, DOLBY (1979)	112
5.9	Relação entre limite de escoamento (σ_e) e temperatura de transição AFTT	113
5.10	Relação entre limite de escoamento (σ_e) e temperatura de transição AFTT comparado com os resultados de TOSCANO (1997)	114

LISTA DE TABELAS

I	Composição química em porcentagem em peso (%) das chapas base ...	61
II	Composição química em porcentagem em peso do arame e pó de ferro	62
III	Parâmetros de soldagem	65
IV	Composição química dos metais como soldado (%) em peso	74
V	Diluição da chapa base	78
VI	Quantificação dos microconstituintes dos metais como soldado em %	81
VII	Resultado do ensaio de dureza do metal como soldado	82
VIII	Resultados dos ensaios de tração do metal como soldado	83
IX	Resultados obtidos no ensaio de impacto	83
X	Temperatura de transição dúctil e frágil	89
XI	Composição química da matriz e das inclusões obtidas por EDX e (%) em peso	90

LISTA DE ABREVIATURAS

AF	Ferrita Acicular
AFTT	Aparência da Fratura na Temperatura de transição
ARBL	Aços de Alta Resistência e Baixa Liga
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
AWS	<i>American Welding Society</i>
EDX	<i>Energy Dispersive X Ray</i>
EA	Energia Absorvida
FF	Fatura Frágil
FC	Agregado de Ferrita / Carboneto
FC(P)	Perlita
FS	Ferrita com Segunda Fase Secundária
FS(A)	Ferrita com Fase Secundária Alinhada
FS(B)	Bainita
FS(NA)	Ferrita com Fase Secundária não Alinhada
FS(LB)	Bainita Inferior
FS(SP)	Ferrita de Widemanstatätten
FS(UB)	Bainita Superior
HV ₁₀	Dureza Vickers com 10 kgf
IIW	<i>International Institute of Welding</i>
M	Martensita

M(L)	Martensita com ripas
M(T)	Martensita Maclada
FP	Ferrita Primária
FP(G)	Ferrita de Contorno de Grão
FP(I)	Ferrita Poligonal intragranular
M/A.	Martensita / Austenita
SAE	<i>Society os Automotive Engineers</i>
ZTA	Zona Termicamente Afetada pelo Calor

LISTA DE SÍMBOLOS

α	Campo ferrítico do diagrama Fe-C
γ	Campo austenítico do diagrama Fe-C
σ_e	Tensão de escoamento
σ_R	Tensão de resistência
σ_j	Tensão de atrito que se opõe ao movimento de discordâncias
$\Delta t_{8/5}$	Tempo de resfriamento de 800 a 500 °C
R.A.	Redução de Área
AL	Alongamento
Ac	Área do cordão de solda
Ach	Área do chanfro
Ar	Área do reforço
D	Diluição
d	Diâmetro médio do grão
K	Constante que representa uma medida da extensão do empilhamento de discordância nas barreiras
Ht	Aporte de calor
I	Corrente de soldagem
V	Tensão do arco
v	Velocidade do arco
VR _{8/5}	Velocidade de resfriamento de 800 a 500 °C

RESUMO

O objetivo deste trabalho foi estudar as propriedades mecânicas do metal como soldado usando fluxo ativado na condição como recebido. Foram utilizadas cinco chapas base, sendo quatro delas de aço do tipo alta resistência e baixa liga (ARBL) e uma de aço carbono comum SAE 1020, que foram soldadas usando um único passe. O eletrodo utilizado foi o arame EM 12K, diâmetro de 4 mm e pó de ferro 400. As condições de soldagem utilizadas foram: tensão de 34V, corrente de 660A, velocidade de soldagem de 30 cm/min e uma adição de pó metálico de 373 g/m. Estas condições produziram um aporte de calor de 4,5 kJ/mm e uma diluição da chapa base em torno de 43%. Os ensaios mecânicos realizados foram de dureza, de tração e de impacto. A natureza das inclusões não metálicas foi investigada por microscopia eletrônica de varredura e análise por Energy Dispersive X Ray (EDS). Os resultados mostraram que as condições do fluxo e a diluição da chapa base alteraram a composição química nos metais como soldados, principalmente o oxigênio, isto permitiu mudanças significativas na temperabilidade. Como resultado as percentagens das microestruturas foram bastante alteradas principalmente na ferrita acicular, ocasionando mudanças nas propriedades mecânicas da dureza, tração e impacto.

ABSTRACT

The objective of this work was to study the properties of the metal as welded using activated flux in the condition as received. Five base plates, four of which were HSLA steel and one SAE 1020, that were welded using a single pass. EM 12K electrode and 400 metallic powder were used. The conditions for welding were: voltage 34V, current 660A, welding speed 30 cm/min and addition of metallic powder 373 Kg/m. These conditions produced a heat input of 4,5kJ/mm and dilution in the base plate around 43%. Mechanical tests of hardness, impact resistance and tensile strength were carried out. The nature of non-metallic inclusions was investigated by scanning electron microscopy and analysis by Energy Dispersive X-Ray (EDS). The results showed that the conditions of the flux and the dilution of the base plate changed the chemical compositions in the metal as welded, mainly oxygen, which altered significantly the hardenability. As a result, the percentage of the microstructures changed, especially for acicular ferrite, allowing for changes in mechanical properties of hardness, impact resistance and tensile strength.

1 INTRODUÇÃO

Os aços de alta resistência e baixa liga, ARBL, constituem uma bem sucedida inovação metalúrgica, na qual as adições de elementos de liga e os processos termomecânicos utilizados em conjunto apresentam efetivamente uma melhoria na combinação das propriedades mecânicas através do controle da microestrutura. Foram desenvolvidos a partir dos aços C-Mn e muitas vezes definidos como os aços que tem limite de escoamento acima de 275 MPa e adição controlada de elementos de liga projetada para fornecer combinações adequadas de propriedades tais como: resistência, tenacidade, conformabilidade, soldabilidade e resistência atmosférica.

O campo de utilização dos aços ARBL com características de resistência atmosférica aliada a boa soldabilidade e alta resistência mecânica, é bastante diversificada, pode-se ressaltar: edifícios, pontes, tanques, plataformas marítimas de produção de petróleo, equipamentos industriais, veículos automotores, etc.

Arco Submerso é um processo de soldagem a arco elétrico protegido por um fluxo granulado que é adicionado na região do arco estabelecido entre o arame e o material a ser soldado, cobrindo completamente o arco e a poça de solda. Teve início em 1935, mas seu uso foi intensificado no período de 1939 – 1945, com a

automatização do processo, permitindo a construção rápida de equipamentos pesados durante a II Guerra mundial. No Brasil, a soldagem a arco submerso é utilizada amplamente na indústria de equipamentos metálicos como tubos, navios, plataformas marítimas, trocadores de calor e toda série de equipamentos pesados.

O fluxo, na forma de grânulos, age como fundente, formando escória que protege a poça fundida da contaminação atmosférica. O fluxo ainda atua como isolante térmico, aumentando a eficiência do processo, purifica o metal de solda através de reações metal/escória, melhora o acabamento do cordão e, pode adicionar elementos de liga à solda.

A adição do pó de ferro é um fator preponderante em aumentar a produtividade do metal como soldado, estabelecendo uma microestrutura final favorável no metal como soldado a fim de produzir um bom desempenho no mesmo, para isto deverá ocorrer interação complexa de vários fatores, tais como: teor dos elementos de liga na composição química, distribuição e tamanho das inclusões não metálicas, tamanho de grão da austenita anterior e condições do ciclo térmico durante a soldagem.

1.1 Objetivo do trabalho

Das referências bibliográficas estudadas com relação à soldagem a arco submerso com adição de pó de ferro não foram encontrados trabalhos sobre utilização de fluxos sem a realização de secagem, isto é, utilização do fluxo como recebido, prática que normalmente é utilizada nas indústrias.

O objetivo principal do trabalho é de estudar o efeito do fluxo ativado 10.71P como recebido com adição de pó de ferro, na composição química, nas

microestruturas e nas propriedades mecânicas do metal como soldado obtido por soldagem a arco submerso.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Soldagem por Arco Submerso

Em vários processos de solda existente, a solda por arco submerso ocupa uma posição de destaque pelo fato da perfeita caracterização do campo de uso, sendo que parte desse campo não é coberto por nenhum outro processo conhecido, principalmente do ponto de vista econômico, FLORES (1980).

Neste processo de soldagem, um arco elétrico é estabelecido entre o arame-eletrodo e o material a ser soldado, com a diferença que o arco permanece totalmente submerso em uma camada de fluxo, não sendo, pois visível. Dessa forma, a solda se desenvolve sem faíscas, luminosidades ou respingos, características dos demais processos de soldagem com arco aberto, WAINER et al. (1992).

Os consumíveis são um eletrodo contínuo sem revestimento e um fluxo granulado, que pode ser fundido ou aglomerado, alimentado por gravidade na direção da região da solda por meio de uma mangueira proveniente do depósito de fluxo. O fluxo nunca é totalmente consumido durante a soldagem, sendo que, o fluxo não fundido pode ser coletado manualmente ou automaticamente e enviado ao depósito para reutilização, KOBAYASHI (1994).

O fluxo, na forma de grânulo, age como fundente, protegendo de contaminações o metal de solda líquido, atua ainda como isolante térmico, concentrando o calor, na parte sólida do metal de solda.

Durante a soldagem, o calor produzido pelo arco elétrico funde uma parte do fluxo juntamente com a ponta do eletrodo, como mostra a Figura 2.1.

Figura 2.1 – Esquema do processo de soldagem com arco submerso (WAINER et al., 1992).

Os fluxos têm a função de proteger a poça de solda contra a ação da atmosfera, atuar como desoxidante, limpando o metal de solda e ainda podem modificar a composição química do metal de solda. Por isso, a correta combinação entre as condições de soldagem, arame e fluxo proporciona um metal de solda de boa qualidade e produtividade.

Embora existem equipamentos semi-automáticos, os quais são adequados para várias aplicações, a maioria das soldagens são realizadas com equipamentos totalmente automatizados, sendo o arame-eletrodo continuamente alimentado no cabeçote ou pistola de soldagem a medida que vai sendo fundido, conferindo a esse

tipo de processo rapidez e economia, quando comparado aos demais processos de soldagem com arco elétrico, WAINER et al. (1992).

As fontes de energia são do tipo gerador ou transformador-retificador, para uso em corrente contínua e transformador para o uso de corrente alternada. Estas fontes são conectadas através de pontos de contato no cabeçote e na peça. Para prevenir um super aquecimento do eletrodo devido a uma alta corrente, o ponto de contato para transferência de corrente no eletrodo se localiza bem próximo do arco elétrico.

O cabeçote de solda é composto por um motor-redutor, rolos de pressão e guias para alimentar o eletrodo até a peça a ser soldada, compreende ainda um tubo de contato elétrico que transmite a corrente de solda ao eletrodo.

A alimentação do fluxo é feita por meio de um reservatório acoplado à tocha ou cabeçote, que alimenta continuamente o sistema. O movimento deste sistema pode ser feito de duas formas; ou o cabeçote se movimenta sobre a peça a ser soldada, ou esta se movimenta e o cabeçote permanece fixo, WAINER et al. (1992).

O processo tem baixa perda por salpicos e a perda de calor também é baixa devido ao efeito isolante do fluxo, por isso o rendimento térmico do processo varia na faixa de 85 a 96%, enquanto na soldagem com eletrodo revestido varia de 70 a 85%, QUITES & DUTRA (1979).

A seleção das condições de soldagem mais conveniente, como a espessura da chapa e tipo de junta a soldar, é muito importante para se obter uma solda de boa qualidade. Os principais parâmetros de soldagem são: polaridade do eletrodo, corrente, tensão, diâmetro do arame, velocidade de avanço e extensão, e ângulo do eletrodo. Essas variáveis determinam o tamanho e o formato do cordão, a diluição e,

em alguns casos, efeitos metalúrgicos tais como tendência à fissuração, porosidade e composição do metal de solda.

As principais vantagens da utilização desse processo são, (BOYER et al. (1985)):

- solda uma ampla faixa de espessura (acima de 5 mm);
- altas taxas de deposição (6 a 30 kg/h) e velocidade de deslocamento;
- utiliza altas correntes (de 350 a aproximadamente 2000 A) e altos insumos de calor (2 a 20 kJ/mm);
- diluição entre 50 a 80%;
- soldas com alta qualidade de acabamento;
- nenhum arco elétrico é visível, minimizando os requisitos de proteção;
- depósitos com boa qualidade e tenacidade à fratura;
- pouca fumaça;
- não requer mão de obra altamente especializada.

Apesar desse processo apresentar versatilidade, existem algumas limitações que devem ser consideradas:

- o alinhamento da máquina com a junta a ser soldada deve ser bem ajustado;
- a escória deve ser removida após cada passe;
- a superfície a ser soldada deve estar isenta de irregularidades;
- limitado a soldagem nas posições plana e horizontal;
- necessidade de um controle rígido dos parâmetros de soldagem para obtenção de depósitos com boas propriedades mecânicas.

Devido à alta qualidade das juntas soldadas, elevadas taxas de deposição e automação, o processo de soldagem por arco submerso tem sido muito utilizado na fabricação de grandes estruturas, como por exemplo, plataformas marítimas, navios, pontes, tanques de armazenamento, vagões ferroviários, tubulações, etc.

2.1.1 Variáveis da Soldagem com Arco Submerso

- Preparação da junta

Os chanfros devem estar limpos e livres de contaminações (óleos, graxa, tinta, ferrugem, poeira, etc.), que em contato com a poça fundida e o fluxo podem causar porosidades, bolhas de gás, inclusões de escória e, em casos mais severos, trincas, KOELLHOFER et al. (1988). O ângulo e o tipo de chanfro irão depender da espessura da junta e das normas técnicas.

- Corrente de Soldagem

É a variável de maior influência. Controla a taxa de fusão do eletrodo, a penetração, e a quantidade de metal base fundido. Se a corrente é muito alta, a profundidade de fusão será muito grande e poderá haver furo ou fusão da base de solda.

Também, o alto calor desenvolvido pode estender demais a zona afetada. Correntes muito altas tendem a resultar em cordões com elevada taxa penetração/largura, reforço excessivo e formação de mordeduras, FLORES (1980), MARQUES (1991).

Similarmente, abaixo de um certo valor de corrente, ocorrerá também penetração mínima e haverá instabilidade do arco e um cordão irregular.

O tipo de corrente mais usado é a contínua, com eletrodo positivo, que apresenta maior penetração. O uso de polaridade direta (eletrodo negativo) aumenta a taxa de deposição e reduz a penetração. A corrente alternada pode ser usada e apresenta resultados intermediários em relação aos tipos anteriores, MARQUES (1991).

- Tensão do Arco

Esta variável está diretamente proporcional ao comprimento do arco, é a principal responsável pela largura do cordão de solda mantidas as outras condições inalteradas, um aumento da tensão produz cordão mais largo e plano e, adicionalmente, resultam os seguintes efeitos, MACHADO (1996):

- a) o consumo do fluxo aumenta;
- b) diminui a porosidade causada por oxidação ou carepa sobre a superfície da chapa;
- c) a soldagem de junta mal posicionadas é facilitada;
- d) aumenta a transferência de elementos de liga desde o fluxo para o metal de solda.

A alta tensão pode afetar a composição do metal de solda já que em altas tensões e, portanto, grande comprimento de arco, mais elementos de liga do fluxo podem se transferir para o metal de solda, MARQUES (1991).

- Velocidade de Soldagem

A velocidade de soldagem controla o tamanho do cordão e a penetração. É uma variável interdependente da intensidade da corrente, WAINER et al. (1992).

Mantendo os outros parâmetros constantes, com o aumento da velocidade de soldagem ocorre uma redução geral das dimensões do cordão de solda (pois é diminuída a energia de soldagem) bem como a da penetração.

Grandes velocidades produzem cordões estreitos que tem pouca penetração, o que pode ser vantajoso quando a solda é feita em chapas finas. Entretanto uma velocidade excessiva pode provocar defeitos, como porosidade e mordedura, além de produzir cordões convexos (os quais são mais suscetíveis a trincas), MACHADO (1996). Aumentar a exposição do operador ao arco e promover um cordão irregular com inclusões de escória, MODENESI et al. (1991).

- Diâmetro do Eletrodo

O equipamento de soldagem a arco submerso pode aceitar uma faixa limitada de diâmetros do eletrodo. Os eletrodos normalmente empregados em solda automática têm diâmetro entre 2,4 a 6,4 mm, WAINER et al. (1992).

O diâmetro do eletrodo influencia a largura e a penetração do cordão e a taxa de deposição a um dado nível de corrente. Assim para uma dada condição de soldagem, a largura do cordão aumenta, a penetração e a taxa de deposição tendem a diminuir com os eletrodos de maior diâmetro. A estabilidade do arco e a facilidade de abertura deste também tendem a diminuir com o aumento do diâmetro do eletrodo, KOELLHOFER et al. (1988), MARQUES (1991), OKUMURA et al. (1982).

- Extensão do Eletrodo

O comprimento do eletrodo após o bico de contato afeta a taxa de deposição e a geometria do cordão. Quanto maior for essa extensão, mais aquecido fica o

eletrodo antes de formar o arco, através do “efeito Joule” ($I^2 R$), resultando numa maior taxa de fusão do arame e, conseqüentemente, reduzindo a penetração, KOELLHOFER et al. (1988), MACHADO (1996).

A extensão do eletrodo normalmente utilizada como ponto de partida, é cerca de 8 vezes o seu diâmetro, sendo que não devem ser ultrapassados os seguintes valores:

- a) para diâmetros de arame entre 2,0 e 3,2 mm, a extensão máxima de 70 mm;
- b) para diâmetros de arame entre 4,0 e 6,4 mm, extensão máxima de 120 mm.

Com um arame somente, sem alterar a corrente, é possível obter aumentos de até 50% na taxa de deposição, através da variação da extensão do eletrodo.

2.2 Adição do Pó de Ferro

A soldagem por arco submerso é um processo muito econômico, mas o aumento da sua produtividade é um objetivo de constante evolução. O aumento da corrente de soldagem e conseqüentemente o aporte de calor traz problemas característicos de aumento da diluição do metal de base e uma maior zona afetada pelo calor (ZTA) com possível redução das propriedades mecânicas.

Um método alternativo para aumentar a produtividade do processo de soldagem por arco submerso, e que está tendo uma aplicação crescente, é o da introdução na solda de uma quantidade cuidadosamente calibrada de pó metálico durante a soldagem.

Figura 2.2 - Ilustração esquemática mostrando as duas formas de adicionar o pó metálico na soldagem a arco submerso: a) a frente do fluxo, b) através do arame citadas por RODGERS & LOCHHEAD (1987).

Essa é uma técnica relativamente simples, que não exige alteração do equipamento já existente.

Como já foi mencionada, a técnica de soldagem por arco submerso com adição de pó metálico utiliza os mesmos equipamentos do processo convencional e em nível industrial RODGERS & LOCHHEAD (1987), MACHADO (1996) apontaram dois sistemas de alimentação de pó:

- adição de pó metálico à frente do fluxo: é o sistema mais utilizado, sendo composto de um dispositivo, adaptado ao equipamento, que adiciona o pó à frente do fluxo, de maneira que o mesmo seja consumido à medida que a poça de fusão avança. Além disso, o sistema pode operar com um ou dois eletrodos em linha e,
- adição de pó metálico através do arame: o método utiliza o campo magnético gerado ao redor do arame para atrair, segurar o pó metálico e conduzi-lo através do fluxo, diretamente para a poça de fusão.

Um terceiro sistema é citado por BICHOFF & MACHADO (1989), no qual o fluxo é preparado com adição de um específico pó metálico.

Vários autores, FRASER et al. (1982), RODGES & LOCHHEAD (1987), THORNTON (1988), apontaram a quantidade de pó metálico e a compatibilidade de composição entre o pó e os consumíveis como os principais fatores que afetam as propriedades mecânicas do metal de solda.

CAMPBELL & JOHNSON (1967), utilizaram essa técnica para reduzir o aporte de calor na soldagem de chapas grossas com juntas de topo e chanfradas, pelo processo a arco submerso e com proteção gasosa de CO₂. Eles justificaram que devido à característica com que o arco incide sobre a junta, grande parte da energia do arco é concentrada principalmente para fundir as bordas do metal de base e o restante da energia é utilizada para fundir os consumíveis (arame e fluxo), o que pode resultar em excessiva penetração e alta diluição do metal de base. A presença de um consumível extra (como o pó metálico) na poça fundida faz com que o excesso de energia disponível do arco ao invés de somente fundir o metal de base seja também utilizado para fundir o metal adicional, resultando em uma menor penetração. A diluição, anteriormente contribuída pelo metal de base é substituída pelas contribuições dos elementos de liga fornecidos a partir da adição de pó metálico.

As mesmas citações foram feitas por TROYER & MIKURAK (1974), mencionando também que a técnica da adição de pó metálico para aumentar a produtividade pode ser utilizada com um ou dois arcos (tandem com dois arames) para soldagem em juntas de topo ou de filete. O sistema com dois arames fornece uma maior facilidade de ajuste para obter adequada penetração e desejável reforço na solda; além disso, pode-se obter taxas de deposição da ordem de 87 kg/h, utilizando uma corrente total de 3000 A e polaridade negativa. Esses autores relataram também, que o aumento da produtividade obtido com adição de pó metálico se deve a dois efeitos. Primeiro, o pó metálico é fundido no metal de solda, aumentando a

quantidade de material depositado e isso representa um incremento significativo da taxa de deposição. Segundo, uma corrente mais elevada faz-se necessária para fundir o pó e obter a penetração desejada, o que aumenta a taxa de deposição frente às correntes convencionais. Um aumento adicional de produtividade, em relação ao processo normal, foi obtido pela redução do número de passes necessários para soldagem de chapa de mesma espessura, proporcionando economia de tempo e mão-de-obra que pode atingir 77% dos custos. Em alguns casos o pó metálico é adicionado em pequenas quantidades para ajudar a manter uniforme a penetração e fusão em juntas com variação no alinhamento. Ocorreu também uma redução da distorção da junta soldada com relação ao procedimento normal.

REYNOLDS (1978) concluiu que a adição de pó metálico pode ser utilizada, com vantagens, para eliminar a goivagem por trás em solda de topo e facilitar a soldagem de juntas com excessiva abertura entre as chapas.

FRASER et al. (1982) mencionaram, além das que já foram relacionadas anteriormente, outras vantagens da técnica de adição de pó metálico, tais como: custo relativamente baixo devido à simplicidade dos acessórios necessários; fácil adaptação dos equipamentos de arco submerso já existentes; efetivo controle da taxa da alimentação de pó, conseqüentemente alta reprodutibilidade e redução do consumo de fluxo. Para esses autores, a taxa de alimentação de pó metálico máxima deve ser de 5,0 kg/h para soldagem com um arame e de 7,5 kg/h para tandem de solda de dois arames, acima desses valores pode ocorrer falta de fusão e modificações pronunciadas na microestrutura.

Na pesquisa realizada por SCHLICK (1987) as amostras soldadas com adição de pó de ferro apresentaram tendência de defeitos do tipo falta de fusão nas bordas do chanfro e poros, sugerindo que a quantidade de pó adicionada atingiu o limite

admissível para as condições utilizadas, sendo que a quantidade de 375 g/m (7,0 kg/h) apresentou melhores propriedades mecânicas.

2.3 Aços Estruturais de Alta Resistência e Baixa Liga - ARBL

Nas décadas de 1960 e 1970 grandes progressos foram alcançados no desenvolvimento dos aços estruturais ARBL, com base nas relações as quais tem sido determinadas entre propriedades mecânicas e microestrutura, PICKERING (1978).

A história do desenvolvimento dos aços ARBL mostra uma evidência acentuada no critério de avaliação para os quais os aços são fundamentados:

- a) Inicialmente o projeto foi fundamentado na resistência à tração, e pouca atenção foi dada quanto à tensão de fluência, tenacidade ou soldabilidade, pois a forma mais comum de junção estrutural na fabricação era por rebiteamento.

Conseqüentemente os aços continham um conteúdo de carbono relativamente alto, da ordem de 0,3%, porque o carbono sendo elemento de adição mais barato, o qual aumentaria a tensão de resistência;

- b) Com advento do uso da soldagem ao invés da rebiteagem como um método de junção, necessitou-se uma diminuição no conteúdo do carbono. Para manter o nível de resistência, o teor de manganês foi aumentado;
- c) Falhas catastróficas de estruturas soldadas levaram ao reconhecimento da importância do controle da tenacidade à fratura. Ao mesmo tempo, os critérios de projeto passaram a dar mais importância ao limite de escoamento. O teor de carbono foi reduzido ainda mais, mantendo-se o teor de Mn

elevado. A importância do tamanho de grão na resistência e tenacidade foi reconhecida;

- d) Aços de grão fino foram desenvolvidos. A vantagem associada a estas adições é obtida na condição normalizada. Limites de escoamento da ordem de 300 MPa e temperaturas de transição frágil/dúctil abaixo de 0°C foram obtidos;
- e) Aumentos adicionais do limite de escoamento passaram a ser obtidos nos aços de grão fino, através de endurecimento por precipitação (carbonetos de vanádio, nióbio e titânio);
- f) Posteriormente, o reconhecimento da importância do tamanho de grão na resistência e na tenacidade levou à pesquisa de meios de se obter grãos cada vez menores;
- g) Um processo que permita obter, durante a laminação, austenita de grão fino e, eventualmente, encruada, favorece, naturalmente, a nucleação de ferrita no resfriamento e resulta em microestruturas de grão extremamente fino;
- h) Para se atingir estas condições, tratamentos termomecânicos em deformações significativas são realizadas a temperaturas inferiores à temperatura de recristalização do material;

- i) Devido à baixa temperatura de recristalização dos aços C-Mn, para estes aços isto só é possível com laminadores de alta potência, FUKUI¹ apud COSTA E SILVA (1988). Uma alternativa é o uso de elementos microligantes, como o Nb, que dissolvidos na austenita ou precipitados como carbonitreto, aumentam a temperatura de recristalização e retardam o crescimento do grão austenítico, PICKERING (1978);
- j) Tais tratamentos termomecânicos permitem o aproveitamento máximo dos elementos de liga/microliga e, corretamente empregados, conduzem a excelentes combinações de propriedades mecânicas e tecnológicas. Aços assim produzidos vêm sendo extensivamente utilizados em diversas aplicações, como tubulações (oleodutos, gasodutos) construção naval, vasos de pressão, etc, FUKUI apud COSTA E SILVA (1988).

Os aços ARBL constituem uma bem sucedida inovação metalúrgica, na qual as adições de elementos de liga e os processos termomecânicos utilizados em conjunto apresentam efetivamente uma melhoria na combinação das propriedades mecânicas através do controle da microestrutura. Esta prática é relativamente barata porque os elementos de liga são necessários em pequenas concentrações. Embora, o endurecimento por precipitação e variações microestruturais devido à laminação, possam contribuir para o aumento da resistência dos aços ARBL, o principal aspecto da microestrutura final está no grau do refino dos grãos ferríticos que proporcionam um balanço favorável entre resistência e tenacidade nos aços laminados, COHEN & HANSEN (1986).

¹ FUKUI, S. *Trans. ISIJ*, 25, N.8 (1985) P.861, apud COSTA E SILVA, A. L. ; MEI, P. R. (1988). *Aços e ligas especiais*. 2ª ed. Sumaré – SP, Eletrometal S. A. Cap.6.

Os aços ARBL podem ser definidos como aços tendo limite de escoamento superior a 275 MPa com adição de elementos de liga para fornecer combinações específicas de propriedades mecânicas como resistência, tenacidade, conformabilidade, soldabilidade, e resistência à corrosão atmosférica. O termo ARBL é geralmente restrito aos aços de baixa liga produzidos como chapas laminadas à quente, barras, e como tiras laminadas à quente ou à frio. Contudo, o termo também é aplicado para aços de baixa liga normalizados, e aços baixa liga com aumento da resistência por trabalho à frio, envelhecimento, ou qualquer outro tratamento especial, PORTER & REPAS (1982).

Segundo DEFOURNY (1994), dependendo das propriedades finais dos produtos muitos mecanismos metalúrgicos devem ser controlados durante a laminação e resfriamento para o aumento da resistência mecânica.

Os mais importantes são:

- Endurecimento substitucional (Si, Mn, P, etc.), que aumenta a resistência sem efeitos adversos na ductilidade. Entretanto, o teor de elementos de liga é limitado pelo carbono equivalente.
- Endurecimento intersticial (C, N), que diminui a ductilidade e a tenacidade. A quantidade total de C e N em solução sólida depende da composição química do aço, mas também da velocidade de resfriamento. Uma velocidade de resfriamento lenta promove a precipitação de C e N.
- Densidade de discordâncias, que diminuem a ductilidade e tenacidade. A densidade de discordâncias aumenta com o aumento da velocidade de resfriamento após a laminação.
- Refino do tamanho de grão, que favorece a resistência mecânica, ductilidade e tenacidade, é o principal mecanismo para aumentar a resistência mecânica e, é

fortemente afetado pelo resfriamento acelerado. Em uma microestrutura ferrítica os efeitos do resfriamento acelerado após a laminação podem ser explicados por um endurecimento da ferrita devido ao aumento na densidade de discordâncias, maiores teores de carbono e nitrogênio em solução e um tamanho de grão mais refinado.

- Endurecimento por segunda fase, que aumenta a resistência mecânica. No aço C-Mn a segunda fase é perlita, que se transforma em bainita e martensita quando o resfriamento acelerado é utilizado. Sem um suficiente abrandamento, a bainita e a martensita formadas tem um efeito adverso sobre a tenacidade. O tamanho de grão e o teor de carbono são de fundamental importância. A escolha de condições de resfriamento interrompido produz um importante efeito de revenimento sobre a estrutura bainítica e martensítica, durante o resfriamento no ar após o resfriamento acelerado.

2.4 Caracterização de Fluxos

Os fluxos ligados contêm elementos desoxidantes, podendo ser utilizados com arame de aço ao carbono para produzir metal de solda com a composição química desejada. Em consequência, a variação da tensão de soldagem afeta profundamente o resultado final, bem como deve ser avaliado o efeito da possível heterogeneidade que o metal da solda venha a apresentar.

A composição dos fluxos depende, entre outros, de fatores relacionados com o método de fabricação empregado; propriedades mecânicas / metalúrgicas desejadas para o metal de solda e procedimentos de soldagem utilizados.

Outrossim, ocorrem intensas reações metal/escória durante a soldagem e elementos químicos são transferidos em ambos os sentidos. A exemplo do que se passa com os eletrodos revestidos, a tenacidade diminui com a acidez do fluxo e aumenta com sua basicidade, MACHADO (1996).

O conceito de basicidade foi primeiramente introduzido na indústria de fabricação do ferro e do aço para descrever a capacidade de refino da escória. Este conceito tem sido mais utilizado para caracterizar o comportamento do fluxo na soldagem a arco submerso no que se refere à transferência do oxigênio do fluxo para o metal depositado. TULLIANI et al.² apud GOMES (1996) propuseram um índice de basicidade (IB) de acordo com a fórmula a seguir:

$$IB(\%) = \frac{CaO + MgO + BaO + Na_2O + K_2O + Li_2O + CaF_2 + 0,5(MnO + FeO)}{SiO_2 + 0,5(Al_2O_3 + TiO_2 + ZrO_2)} \quad (1)$$

Sobre aços, fluxos com alto teor de sílica (ácidos) transferem oxigênio para o metal de solda, enquanto que os básicos produzem soldas com pequena população de inclusões e, conseqüentemente, maior tenacidade, MACHADO (1996).

A maior contribuição do oxigênio vem do fluxo, visto que na soldagem convencional a arco submerso se aplicam fluxos compostos de óxidos, EAGAR et al.³ apud GOMES (1996).

² TULLIANI, S. S.; BONISZEWSKI, T.; EATON, N.F. (1996). *Notch toughness of commercial submerged arc weld metal*. *Welding Metal Fabrication*, v.37, p.327-339, Aug. apud GOMES, S. I. N. (1996). *Efeito da adição do pó metálico em soldas a arco submerso utilizando diferentes fluxos*. São Carlos. Tese (livre docência) – EESC – USP.

³ EAGAR, T. W. (1978). *Sources of weld metal oxygen contamination during submerged arc welding*. *Welding Research Supplement*, v.57, n.3, p.76s-80s, Mar. GOMES, S. I. N. (1996). *Efeito da adição do pó metálico em soldas a arco submerso utilizando diferentes fluxos*. São Carlos. Tese (livre docência) – EESC – USP.

TAYLOR et al. (1975) estudaram soldas a arco submerso com teores de oxigênio na faixa de 300 a 1.200 ppm e, relataram que teores de oxigênio maiores do que 600 ppm corresponderam às altas concentrações de inclusões não metálicas e, estas mostraram ter um efeito negativo na temperatura de transição dúctil-frágil no ensaio de resistência ao impacto.

Na fabricação do aço elementos com maior afinidade química ao oxigênio do que o ferro são adicionados no metal fundido para o procedimento da desoxidação. Alguns dos desoxidantes comumente utilizados na fabricação de aço são alumínio, manganês e titânio.

Em soldagem a arco submerso, estes mesmos elementos são também usados para a desoxidação da poça de solda e como elementos ligantes. Eles entram na poça fundidas provenientes do metal base, eletrodo e fluxos.

Um aspecto importante a considerar é a formação de inclusões. Na soldagem por fusão o teor de oxigênio residual no ferro líquido é fortemente dependente da quantidade e tipo de desoxidantes adicionados. Se um único desoxidante é usado no sistema da soldagem, as seqüências de desoxidações e produtos são facilmente previsíveis.

Na realidade, como muitos desoxidantes são usados e inclusões completas são formadas, a quantidade de elementos de liga e desoxidantes afeta fortemente a composição final das inclusões, tamanho e forma, GOMES (1996).

2.5 Microconstituintes do metal de solda de aços ferríticos

2.5.1 Classificação dos principais microconstituintes do metal de solda segundo INTERNATIONAL INSTITUTE OF WELDING (1988).

O INTERNATIONAL INSTITUTE OF WELDING, vem tentando fazer a classificação destes constituintes à luz da microscopia ótica. A microscopia de varredura ou transmissão também é utilizada para visualizar os pormenores que distinguem um microconstituente de outro, principalmente os formados em baixas temperaturas.

Com esta classificação consegue-se fazer a metalografia quantitativa dos diversos microconstituintes presentes no metal de solda e, conseqüentemente prever as suas propriedades mecânicas, WAINER et al. (1992).

Os microconstituintes classificados são: Ferrita Primária (FP), Ferrita Acicular (FA), Ferrita com Segunda Fase Secundária (SF), Agregado de Ferrita / Carboneto (FC) e Martensita (M), que são apresentadas nas Figuras 2.3 e 2.4.

- Ferrita Primária – FP

Pode ocorrer em duas formas:

- a) Ferrita de Contorno de Grão –FP(G) → Ferrita (veios ou grãos poligonais) associada aos contornos de grão da austenita anterior, Figuras 2.3 e 2.4;
- b) Ferrita Poligonal intragranular – FP(I) → Grão de ferrita, geralmente poligonal, encontrado no interior do grão da austenita anterior e, que é maior que o triplo da largura média das ripas da FA ou FS que o circunda, Figuras 2.3 e 2.4.

- Ferrita Acicular – AF

É constituída por pequenos grãos não alinhados no interior do grão da austenita anterior, frequentemente inclui ripas isoladas com alta razão entre comprimento / larguras, Figuras 2.3 e 2.4.

- Ferrita com Fase Secundária – FS

Pode ocorrer de duas formas:

a) Ferrita com Fase Secundária Alinhada – FS(A) → Duas ou mais ripas de ferrita paralelas serão FS se a sua relação comprimento / largura for maior 4:1; caso contrário poderá ser AF ou PF, figuras 2.3 e 2.4 . Este constituinte poderá ainda ser identificado como placas laterais – FS(SP), bainita – FS(B), bainita superior ou inferior – FS(UB) ou FS(LB). Contudo, essas distinções normalmente não são apenas com o uso do microscópio ótico;

b) Ferrita com Fase Secundária não Alinhada – FS(NA) → Circunda ripas de FA ou microfases, Figuras 2.3 e 2.4.

- Agregado Ferrita / Carboneto – FC → Estrutura de ferrita fina e carbonetos, que tanto pode ser ferrita com interfase de carbonetos ou perlita, se o agregado for identificado como perlita – FC(P), Figuras 2.3 e 2.4.

- Martensita – M

Pode –se apresentar sob duas formas:

a) Martensita com ripas – M(L), Figura 2.3;

b) Martensita Maclada – M(T)

Figura 2.3 a) Fronteira imaginária entre a FP(G) e a FS / b) FA – Ferrita sob o retículo $< 3 \times$ a largura média das ripas de ferrita que a circundam; FP – Ferrita sob o retículo $> 3 \times$ a largura média das ripas de ferrita que a circundam / c) FS – duas ou mais ripas paralelas e relação de comprimento: largura $> 4:1$; FA – duas ripas com relação comprimento: largura $< 4:1$ ou não alinhadas ou ripas isoladas de alta relação comprimento: largura / d) FA – área da colônia FC sob o retículo menor que a área individual da ripa e ferrita; FC- área da colônia sob o retículo maior que a área individual da ripa de ferrita. (extraídas do I. I. W. 1988).

(a)

(b)

(c)

(d)

(e)

Figura 2.4 – FA-Ferrita acicular;
 FS(A)-Ferrita com fase secundária alinhada;
 FS(NA)-Ferrita com fase secundária não alinhada;
 FP(G)-Ferrita de contorno de grão;
 FP(I)-Ferrita poligonal intragranular;
 M-Martensita;
 FC-Ferrita com agregados de carbeto.
 (extraída do I. I. W. (1988)).

2.5.2 Caracterização dos principais microconstituintes

Para uma dada velocidade de resfriamento a primeira estrutura que se forma é a ferrita de contorno de grão. Dependendo da composição e da velocidade de resfriamento pode-se desenvolver uma estrutura composta de placas a partir da ferrita de contorno e finalmente se produz a transformação intragranular, nucleando a ferrita acicular.

A ferrita de contorno de grão – FP(G) – forma-se entre 1000 e 750 °C, CHOI et al. (1978), ao longo dos contornos de grãos da austenita anterior e comumente vista como veios finos delineando a estrutura do grão colunar.

A ferrita secundária com fase alinhada - FS(A) – tem forma de placas ou agulhas que crescem a partir dos contornos de grãos ou da ferrita de contorno de grão e forma-se entre 750 e 650 °C.

A ferrita acicular – FA – é um microconstituente que se forma na faixa de 650 a 500 °C FARRAR & HARRISON (1987). As ripas de ferrita formam contornos de grãos de alto ângulo e possuem relação largura / comprimento entre 1:2 e 1:5 GRONG et al. (1986), FARRAR et al. (1987) e tamanho médio de 0,1 a 3,0 μm , com um valor típico próximo a 1 μm . A densidade de discordâncias no interior da ripa está na faixa de 10^8 a 10^{10} linhas/ cm^2 FARRAR et al. (1987). A precipitação de carbonetos no interior da ripa de ferrita acicular não foi observada, enquanto que nas regiões entre as ripas podem ser encontradas martensita maclada, ferrita com fase secundária não alinhada, agregado de ferrita / carboneto, bainita e austenita retida, WAINER et al. (1992).

2.6 Fatores que controlam a microestrutura do metal de solda

Durante vários anos, muitas pesquisas foram realizadas com objetivo de estabelecer o relacionamento entre as microestruturas do metal de solda observadas com microscópio ótico e eletrônico de transmissão, com o comportamento mecânico do mesmo, em especial a resistência e a tenacidade. O interesse de tal relacionamento é muito importante, pois possibilita o entendimento das propriedades mecânicas pela simples observação da microestrutura DAVID et al. (1989). A microestrutura final do metal de solda dependerá de uma interação complexa de muitas variáveis importantes GRONG et al. (1986), tais como:

- microestrutura de solidificação;
- ciclo de resfriamento da solda;
- composição química do metal de solda;
- tamanho de grão austenítico anterior.

2.6.1 Microestrutura de solidificação

O processo de solidificação influencia o tamanho e a forma dos grãos formados a partir do material fundido. Além disso, o grau de segregação é determinado pela solidificação. As inclusões que se formam no material fundido serão incorporadas durante a solidificação, SVENSSON (1993).

Independente do tipo de processo de soldagem utilizado, alguma diluição sempre ocorre. De fato, é extremamente importante que ocorra a diluição, pois esta é a única maneira de assegurar que a superfície do metal base em contato com o metal de solda liquido esteja livre de filmes óxidos e outras impurezas. A diluição implica que o metal base seja aquecido localmente até a sua temperatura de fusão, e isto

certamente causará alterações na microestrutura deste. A mais importante dessas alterações está no provável crescimento dos grãos no metal base, e este crescimento será epitaxial, EASTERLING (1983).

Está bem determinado que a solidificação inicial durante a soldagem ocorre epitaxialmente, onde os grãos parcialmente fundidos do metal base na linha de fusão agem como sementes para os grãos colunares. Como resultado, a largura do grão colunar é determinada pela morfologia de grão na ZAC, que por sua vez será afetada pelo tamanho da austenita. O metal de solda solidifica principalmente nas estruturas celular ou dendrítica. O crescimento competitivo durante os estágios iniciais do processo de solidificação resulta em um alinhamento das células ou dendritas na direção do fluxo de calor normal à linha de fusão, GRONG & MATLOCK (1986).

Macrosegregação na forma de bandas de solutos é também freqüentemente observada após a solidificação, GRONG & MATLOCK (1986). Este tipo de segregação tem uma tendência pronunciada de segregar os elementos de liga e impurezas na linha central da solda, o que pode produzir trinca à quente pela formação de eutéticos de baixo ponto de fusão. Após a transformação austenita / ferrita, o alto grau de segregação pode propiciar a formação de colônias grosseiras de martensita em ripas e bainitas.

Devido à natureza da reação peritética $\delta_p + L \rightarrow \gamma_p$, existe uma forte tendência para a segunda fase γ_p crescer ao longo da interface δ_p/L e, desta forma, isolar a fase primária do contato com o líquido. Em geral, aços C-Mn passam por várias transformações de fase durante a solidificação e subsequente resfriamento. Dependendo da taxa de resfriamento, teor de carbono ou elemento de liga substitucional, a solidificação primária produzirá ferrita δ , austenita, ou uma mistura de ambos, GRONG (1994).

Em resumo, o processo de solidificação pode causar vários efeitos estruturais que terão influência no desenvolvimento posterior da microestrutura e das propriedades mecânicas. Para controlar o processo de solidificação, um profundo conhecimento de dois fatores é essencial: a influência do processo de soldagem no gradiente de temperatura e a influência da composição química na taxa de solidificação.

2.6.2 Ciclo de resfriamento da solda

Para soldagem de aços, o tempo de resfriamento entre 800 e 500 °C ($\Delta t_{8/5}$) e velocidade de resfriamento na mesma faixa de temperatura ($VR_{8/5}$) são largamente aceitos como índices para representar as condições térmicas sob as quais ocorrem a transformação da austenita em ferrita.

GLOVER et al. (1977) analisaram, através de simulação do ciclo de resfriamento em metais de solda obtidos por arco submerso em aços ARBL. Para o tempo de resfriamento alto ($\Delta t_{8/5} = 500$ s) obtiveram uma microestrutura composta de ferrita poligonal grosseira e devido às dificuldades em manter o ciclo de resfriamento por um tempo muito grande, a experiência foi interrompida antes de completar a transformação, impossibilitando a quantificação da perlita. Quando a velocidade de resfriamento aumentou, a austenita transformou-se inicialmente em ferrita proeutetóide nos contornos da austenita e o interior do grão transformou-se em uma estrutura de ferrita acicular a uma temperatura de transformação mais baixa. A quantidade de ferrita proeutetóide diminuiu com o aumento da velocidade de resfriamento. Para tempo de resfriamento de $\Delta t_{8/5} = 30$ s, foi observado pouca ferrita proeutetóide e a microestrutura era composta de ferrita acicular e regiões de bainita

superior, além de blocos de partículas de martensita-austenita bem distribuídas entre as ferritas aciculares. Com o tempo de resfriamento de $\Delta t_{8/5} = 15$ s, a estrutura era predominantemente formada de bainita superior com microfases martensita-austenita entre as ripas. Para metais de solda obtidos por arco submerso em aço C-Mn com variação do aporte de calor, obtiveram um aumento do tempo de resfriamento quando se aumentou o aporte de calor, sendo que esse fato também foi relatado por ITO et al. (1982).

Segundo RODRIGUES et al. (1980), o ciclo de resfriamento em arco submerso é função dos seguintes fatores principais: da área de secção transversal do cordão de solda; do formato do cordão de solda; e do consumo de fluxo, pois o fluxo fundido que cobre o cordão de solda pode agir como uma fonte de calor ou apenas como uma cobertura isolante.

HARRISON apud FARRAR et al. (1987) fizeram um estudo sistemático do efeito da velocidade de resfriamento, através de dilatométrica, com metal de solda contendo Mn e Ni e obteve dados semelhantes aos de GLOVER et al. (1977). Os resultados obtidos mostraram que quanto maior a velocidade de resfriamento, menor a temperatura de transformação. Com baixa velocidade de resfriamento ($\Delta t_{8/5} < 1^\circ\text{C/s}$) os produtos de transformação dominante foram ferrita poligonal e perlita. Em velocidades intermediárias ($\Delta t_{8/5} < 15,1^\circ\text{C/s}$) ocorreu ferrita acicular fina e grosseira. Para altas velocidades ($\Delta t_{8/5} = 200^\circ\text{C/s}$) desenvolveu-se uma estrutura ferrítica em ripas, que consistia de ripas paralelas de ferritas separadas por austenita retida, martensita-austenita ou carbeto, além disso, para um metal de solda de alta temperabilidade, a estrutura em forma de ripas foi substituída por martensita.

Como foi visto anteriormente, as condições em que o metal de solda se resfria são particularmente importantes para a formação da microestrutura final e dependerá

de vários fatores, como por exemplo, a corrente de soldagem, tensão do arco, velocidade de soldagem, propriedades dos consumíveis, temperatura de pré-aquecimento e geometria da junta, DAVID et al. (1989).

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

VILPAS et al. (1990) analisaram metais de solda com adição de pó metálico e variação de aporte de calor e, BAILEY (1991) com uma energia constante observaram que a adição de pó metálico não afetou significativamente o tempo de resfriamento.

2.6.3 Composição química do metal de solda

Os elementos químicos presentes no metal de solda são introduzidos através dos consumíveis utilizados e da chapa base como resultado da diluição. Os elementos podem ser divididos em três categorias: os elementos de liga principais: C, Mn, Si, Mo, Ni, Cr, Cu, Nb, V); os elementos de liga secundários que são adicionados com o objetivo de desoxidação e desnitretação, e podem estar abaixo do limite de detecção na solda (Ti, Al, Mg, Ca, B); e as impurezas (O, S, P, N).

2.6.3.1 Influência do Carbono (C)

O carbono é o elemento mais importante no controle da microestrutura em um aço. No metal de solda o teor de carbono é geralmente mantido baixo, na faixa de

0,05 a 0,15%, para evitar a formação da martensita. Nesses teores, o carbono tem as funções de evitar a precipitação intensa de carbonetos e de refinar a microestrutura FARRAR et al. (1987). O efeito do refinamento da microestrutura é explicado pela formação inicial de ferrita delta durante a solidificação, através do peritético diagrama Fe-C, refinando a microestrutura final nessa faixa de carbono, WAINER (1992).

O baixo teor de carbono melhora consideravelmente a soldabilidade, assim estes aços com alta resistência podem ser soldados sem pré – aquecimento, SVENSSON (1994).

EVANS (1981), ABSON et al. (1986), em suas pesquisas com metal de solda com eletrodo revestido do tipo básico e baixo hidrogênio, cujo teor de carbono variou de 0,045 a 0,145%, enquanto que o manganês variou de 0,60 a 1,80%, observaram que proporção de ferrita de contorno de grãos e ferrita poligonal diminui com o aumento de C. Essa alteração foi compensada pelo maior aumento da ferrita acicular do que com o aumento da ferrita com M-A-C (martensita-austenita-carbetos). A ferrita com carbeto agrupados também aumentou, mas somente para manganês baixo. Por outro lado, o aumento de carbono aumentou a precipitação de carbeto na ferrita acicular.

SURIAN et al. (1991) analisaram metais de solda com o carbono variando de 0,05 a 0,12%, manganês de 1,21 a 1,42% e Ni de 1,84 a 1,92% e obtiveram um aumento de ferrita acicular e uma redução da ferrita de contorno de grãos com o aumento do teor de carbono. Para 0,12% C, a microestrutura obtida era composta praticamente de 100% de ferrita acicular. Foram verificadas pequenas proporções de ferrita poligonal e ferritas alinhadas, mas a quantidade desses constituintes parece

que não é afetada pela variação do teor de carbono de forma significativa. Esses resultados estão de acordo com o trabalho de EVANS (1991).

Quanto às propriedades mecânicas, o limite de escoamento e o limite de resistência aumentaram linearmente com o teor de carbono, independentemente do teor de manganês. Com o aumento do teor de carbono, a tenacidade ao entalhe melhorou para baixos teores de manganês e deteriorou-se para altos teores. Independentemente do teor de carbono, o teor ótimo de Mn situou-se em torno de 1,4% e, para este teor de Mn, o valor mais eficaz de tenacidade ocorreu para uma variação de 0,07 a 0,09% de carbono EVANS (1983).

2.6.3.2 Influência do Manganês (Mn)

O manganês é o elemento de liga que é normalmente usado para aumentar a resistência de um aço. Este aumento da resistência se dá através do endurecimento por solução sólida. O manganês tem um forte efeito na transformação austenita – ferrita, refinando a microestrutura, GRONG & MATLOCK (1986).

GOMES (1985), variou o teor de manganês em cordões de solda feitos por arco submerso em aços ARBL e concluiu que para teores acima de 1,2% de manganês a microestrutura predominante foi a ferrita acicular, e para teores menores que 1,2%, o microconstituente com maior porcentagem foi de formas de ferrita proeutetóide.

CHOI E HILL (1978) verificaram que o metal de solda com 0,08% Mn era dominado pela ferrita de contorno de grãos e de ferrita alinhada. Para 1,4% Mn, a formação de ferrita alinhada foi suprimida mais ainda apresentava ferrita de contorno e a maior parte da microestrutura era composta de ferrita acicular. Com 2,2% Mn,

não foi observada a presença de ferrita de contorno e o metal de solda era composto basicamente de uma estrutura em ripas. Devido à alta densidade de discordâncias a presença de um filme de carbeto e a temperatura em que ocorreu a transformação, os autores sugerem que a estrutura seja bainita.

EVANS (1980) estudou o efeito do manganês, com teores variando de 0,60 a 1,80%, na microestrutura e nas propriedades mecânicas do metal de solda produzindo com eletrodo revestido do tipo básico com pó de ferro. O aumento na quantidade de manganês progressivamente aumentou a proporção de ferrita acicular, e reduziu substancialmente a quantidade de ferrita de contorno, e causou uma pequena diminuição dos componentes lamelares (ferrita com fase secundária). Além disso, a ferrita acicular tornou-se progressivamente mais refinada.

Para os teores de manganês estudados, o endurecimento por solução sólida e o refino dos grãos levaram a um aumento linear nas propriedades mecânicas.

HARRISON et al. (1987a), usando um dilatômetro com resfriamento contínuo estudaram a influência do manganês sobre a transformação da austenita em ferrita. Esses pesquisadores constataram que o manganês diminui a temperatura de transformação austenita-ferrita para quase todas as velocidades de resfriamento do metal de solda que o processo de soldagem com eletrodo revestido produziu. A temperatura de início de transformação da ferrita poligonal é reduzida a níveis mais baixos do que o início de transformação da ferrita acicular, resultando então em um aumento da ferrita acicular. Também foi notado que o Mn suprime a formação de perlita em velocidade de resfriamento de 3 a 30 °C/s entre 800 a 500 °C.

Para um dado conteúdo de carbono, SVENSSON et al. (1984) obtiveram um aumento da quantidade de ferrita acicular às custas da ferrita primária e ferrita com fase secundária, com o aumento do teor de manganês.

2.6.3.3 Influência do Silício (Si)

O efeito do silício é habitualmente estudado junto com o manganês, pois ambos são elementos desoxidantes. O silício é quatro vezes mais efetivo que o manganês na redução do teor de oxigênio.

No que se refere a sua influência sobre a microestrutura, TULIANI et al. (1975) relataram que para teores de silício entre 0,1 e 0,2% a microestrutura apresentou-se composta de ferrita proeutetóide e de placas laterais, sendo que não houve alteração no tamanho do grão colunar. Quando o teor de Si foi aumentado para 0,4%, ocorreu um acréscimo no tamanho do grão colunar, uma redução da ferrita proeutetóide e da estrutura de placas laterais, enquanto que uma estrutura acicular ocupava o restante do grão.

ITO et al. (1979) obtiveram resultados semelhantes para metal de solda depositado por arco submerso com variação de Si-Mn. A microestrutura era composta de ferrita grosseira (ferrita de contorno e ferrita com fase secundária) para baixo conteúdo de Si e Mn (0,25% Si e 0,86% Mn), passando para uma estrutura em forma de ripas para 0,28% Si e 1,34% Mn e, então, para bainita superior quando o teor de silício e manganês foi alterado para 0,47% e 1,80%, respectivamente.

EVANS (1986a) analisou a ação do silício na faixa de 0,2 a 0,94% e concluiu que o aumento do teor de Si favorece a formação da ferrita acicular às custas da ferrita de contorno e da ferrita com fase secundária, especialmente para teores de manganês abaixo de 1%, sendo que para os teores maiores de manganês a influência do Si é menos significativa. Outra conclusão desse trabalho foi que o acréscimo do silício aumentou a relação comprimento / largura da ferrita acicular e ocorreu um

aumento na quantidade de austenita retida e martensita – austenita entre as ripas da ferrita acicular.

Com relação às propriedades mecânicas, o aumento no teor silício causou a elevação do limite de escoamento e resistência e da dureza de forma não linear, e ainda foi prejudicial à tenacidade devido ao endurecimento por solução sólida.

2.6.3.4 Influência do Molibdênio (Mo)

EVANS (1988), estudou o efeito do molibdênio na microestrutura e nas propriedades de soldas de múltiplos passes usando eletrodo revestido com baixo hidrogênio e variando-se o teor de molibdênio na faixa entre 0 e 1,1%. Os resultados mostraram uma tendência de diminuição contínua da porcentagem de ferrita primária com o aumento do teor de molibdênio. Para o teor de 1,1% de molibdênio, os veios de ferrita foram completamente eliminados. A porcentagem de ferrita acicular inicialmente aumentou até 0,5% de molibdênio, mas para teores maiores, houve diminuição da quantidade de ferrita acicular com aumento da quantidade de ferrita de segunda fase. O aumento do teor de molibdênio provocou um refinamento na ferrita acicular e a ferrita com segunda fase tornou-se mais grosseira.

GOMES (1985), demonstrou que para o teor de 1,2% de manganês, a adição de 0,15% de molibdênio aumenta a porcentagem de ferrita acicular de 45 para 85%, em companhia do refinamento característico da ferrita acicular. Curiosamente este efeito não foi observado quando o teor de manganês foi reduzido para 0,8%; neste caso a adição de molibdênio não causou uma variação na quantidade de ferrita acicular.

2.6.3.5 Influência do Cromo (Cr)

EVANS (1989), analisou a variação de 0 à 2,35% de cromo e verificou que em metais de solda obtidos com eletrodos revestidos e variando o teor de manganês de 0,6 à 1,8%, o aumento do teor de cromo conduziu à uma tendência de redução contínua de ferrita primária, e os veios de ferrita foram substancialmente eliminados. Contudo, essa redução foi inicialmente acompanhada por um aumento da porcentagem de ferrita acicular e depois por um aumento da ferrita com segunda fase. Até 1,0% de cromo, a ferrita acicular tornou-se progressivamente mais refinada, sendo que para teores maiores, a temperatura de transformação foi reduzida de tal forma que, a 2,3% de cromo, a ferrita acicular foi substituída por colônias de ferrita com segunda fase alinhadas ou não alinhadas, estrutura comumente denominada de bainítica. O aumento do teor de cromo revelou também um maior refino da ferrita com segunda fase. Com 0,25% de cromo, as microfases retidas entre as ripas de ferrita acicular eram predominantemente martensita / austenita (M / A). Para os depósitos sem a presença de cromo, a microfase retida era do tipo perlítica. Para o maior teor de cromo pesquisado, a microfase M / A estava dispersa e de forma irregular.

Para baixos teores de manganês (até 1,0%) a dureza aumentou linearmente com a elevação do teor de cromo, mas esta elevação tornou-se não linear para altos teores de manganês. Os limites de resistência e escoamento apresentaram um aumento linear com a elevação do teor de cromo, Já a tenacidade foi afetada inversamente, especialmente quando o teor de cromo excedeu 1,0%, deslocando as curvas de transição do ensaio de impacto para temperaturas maiores e abaixo o patamar superior de energia destas curvas.

SNIEDER & KERR ⁴ apud KOBAYASHI (1994), estudaram o efeito da adição de cromo sobre a microestrutura e propriedades mecânicas do metal de solda obtido por arco submerso em aços ARBL utilizando um fluxo aglomerado do tipo básico. Os autores observaram que para o teor de cromo variando de 0,032 a 0,73% a porcentagem de ferrita acicular era de aproximadamente 90% e o cromo tinha um efeito de redução da ferrita proeutetóide, favorecendo a formação de bainita para conteúdo acima de 0,40%. O aumento do cromo tornou mais difícil a visualização da ferrita de contorno de grão utilizando-se o nital como ataque, mas foi observado um aumento de microfases compostas de martensita – austenita entre as ferritas aciculares. Para maiores teores de cromo (1,18 e 1,84%) grãos de ferrita alongados ou bainita foram revelados por um ataque colorido entre os grãos menores e mais equiaxiais de ferritas, sendo que a porcentagem e o comprimento desses grãos alongados aumentou com o cromo.

2.6.3.6 Influência do Cobre (Cu)

Segundo GRONG & MATLOCK (1986), pode-se melhorar a tenacidade do metal depositado pela adição de cobre. Por ser um elemento estabilizador da austenita, o cobre tem um comportamento similar ao do manganês, abaixando a temperatura de transformação da austenita para a ferrita e aumentando a proporção de ferrita acicular no depósito de solda e, portanto melhorando as propriedades mecânicas pelo refinamento da microestrutura. Entretanto, grandes quantidades de

⁴ 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.315-325, Mar, apud KOBAYASHI, Y. (1994). *Efeito da adição controlada de pó metálico nas propriedades microestruturais e mecânicas no metal depositado por arco submerso em aço ARBL*. São Carlos. Tese (doutorado). EESC, USP.

cobre podem levar à precipitação de partículas de cobre (ϵ - Cu), SVENSSON (1993).

ES-SOUNI et al. (1991) estudaram o efeito da adição de cobre em metais depositados, usando eletrodos revestidos, na faixa de 0,02 a 1,40%. Para todas as microestruturas observadas, os autores relataram uma grande quantidade de ferrita acicular (89%), mesmo para o teor mais baixo de cobre. O principal efeito do cobre na ferrita acicular foi o refinamento dos grãos. Com o acréscimo de cobre, primeiramente ocorre um aumento na quantidade de ferrita de contorno de grãos e da ferrita com segunda fase alinhada, sendo que para teores mais elevados de cobre a primeira diminui e a segunda aumenta.

2.6.3.7 Influência do Alumínio (Al)

O efeito do alumínio sobre o comportamento do metal de solda é complexo e é relativamente recebido com pouca atenção.

No estudo realizado por TERASHIMA & HART (1984) foi verificado o efeito do alumínio em metais de solda de aço C-Mn-Nb obtidas por arco submerso e, também que a influência do Al sobre a microestrutura era função do tipo de fluxo utilizado.

Para metais de soldas obtidas com fluxo básico de IB = 2,0%, o aumento do nível de alumínio de 0,006% para 0,036%, acarretou, inicialmente, um aumento de ferrita acicular às custas da ferrita alinhada com M-A-C e posteriormente uma redução, sendo substituída pela ferrita alinhada, a qual atingiu a proporção de 80% para 0,036% Al.

Na soldagem com fluxo básico com $IB = 2,9\%$, ocorreu um decréscimo contínuo da quantidade de ferrita acicular, passando para uma estrutura predominantemente constituída de ferrita alinhada com M-A-C, na proporção de 77% para 0,029% Al. A ação do alumínio na mudança da microestrutura ferrita acicular para ferrita alinhada foi mais sensível para o fluxo básico de menor índice de basicidade.

No caso do fluxo ácido, $IB = 0,9\%$, o metal de solda com baixo teor de Al apresentou uma estrutura predominantemente de ferrita alinhada com M-A-C. Com o aumento de Al, a porcentagem de ferrita acicular cresceu até o nível de aproximadamente 50% para 0,028% Al. Sendo que, para teores mais elevados de alumínio não ocorreram alterações significativas na quantidade de ferrita acicular. Para todos os níveis de Al, os metais de soldas apresentaram uma porcentagem de ferrita de contorno de grão significativa.

Os autores sugeriram que as alterações observadas nas microestruturas podiam ser explicadas pela influência no comportamento de desoxidação, pelo nível de alumínio solúvel e pela população de inclusões. Em particular, o aumento do alumínio solúvel que pode elevar a temperatura de transformação da austenita em ferrita e simultaneamente, reduzir a formação de óxidos de titânio, os quais são sítios para nucleação de ferrita acicular.

EVANS (1991) estudou o efeito da variação do teor de alumínio em eletrodos revestidos sobre a composição química, microestrutura e propriedades mecânicas do metal de solda. Com a variação do teor de alumínio, a fração volumétrica de ferrita acicular diminuiu até aproximadamente 80 ppm, depois aumentou por volta de 200 ppm e finalmente diminuiu até 610 ppm. Estas variações foram acompanhadas por maiores mudanças no teor de ferrita com fase secundária, do que no teor de ferrita

primária. Também ocorreu mudança no tipo de inclusão, sendo que produtos como MnO e SiO₂ foram progressivamente substituídos por Al₂O₃ a medida que se aumentou o teor de alumínio.

2.6.3.8 Influência do Enxofre (S) e Fósforo (P)

EVANS (1986b) analisou metais de solda com eletrodos revestidos do tipo básico com pó de ferro cujo teor de enxofre variou de 0,007 a 0,046% e teor de fósforo de 0,007 a 0,040%. O autor concluiu que com o aumento do teor de enxofre, houve um aumento da proporção de ferrita com M - A - C alinhados às custas da ferrita acicular, devido à presença de uma camada de sulfeto de manganês (MnS) sobre a superfície das inclusões não - metálicas que impedem a nucleação da ferrita acicular. O fósforo não causou efeito aparente na microestrutura do metal de solda.

Quanto às propriedades mecânicas, o aumento do teor de enxofre provocou uma redução na dureza do metal depositado e o aumento do teor de fósforo causou um aumento na dureza, devido a atuação deste endurecedor por solução sólida. Os limites de resistência e escoamento sofreram uma redução linear com o aumento do teor de enxofre, mas permaneceram praticamente constantes com a elevação do teor de fósforo. Quanto à tenacidade, a elevação do teor de enxofre reduziu drasticamente esta, deslocando as curvas de energia do Charpy V para altas temperaturas e abaixando o patamar superior destas curvas. Esta perda na tenacidade foi devida a alteração na microestrutura ocasionada pela adição do enxofre. O fósforo afetou pouco a tenacidade, o que foi compatível com a pequena interferência que causou na microestrutura.

O papel destes elementos foi diferente: o fósforo atuou como endurecedor por solução sólida e o enxofre exerceu a sua influência através das inclusões não metálicas, SOUZA (1991).

2.6.3.9 Influência do Níquel (Ni)

O níquel atua de maneira semelhante ao manganês, mas tem um efeito menor de solução sólida. Por outro lado, o níquel melhora a tenacidade a baixas temperaturas, SVENSSON (1993).

No trabalho de TAYLOR & EVANS ⁵ apud FARRAR & HARRISON (1987), foi indicado que com o aumento do teor de níquel, a quantidade de ferrita de contorno de grão diminuiu e a ferrita acicular tornou-se mais refinada. Para os teores 3,5% houve uma mudança na microestrutura, com o desenvolvimento da martensita intragranular aparecendo entre as ripas de ferrita acicular.

Estas observações estão de acordo com FARRAR & HARRISON (1987), que afirmaram que o efeito do níquel era de abaixar a temperatura de transformação no resfriamento, com a temperatura de início da formação da ferrita poligonal sendo reduzida mais do que a temperatura de início da formação da ferrita acicular. Isto resultou em um crescimento mais favorável da ferrita acicular.

2.6.3.10 Influência do Nióbio (Nb) e Vanádio (V)

Os efeitos do nióbio e do vanádio no comportamento da transformação são complexos e de difícil previsão. Geralmente, o vanádio (na ausência do nióbio) é

⁵ TAYLOR, D. S.; EVANS, G. M. (1983). Metal Construction, n.15, p.483 apud 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.3812-3820.

considerado como redutor do desenvolvimento das placas de ferrita no contorno dos grãos da austenita anterior, enquanto o nióbio restringe a formação da ferrita de contorno de grãos. Para altos teores de nióbio e vanádio, entretanto, as precipitações de carbeto de nióbio e vanádio na ferrita podem causar uma redução na tenacidade, particularmente se a transformação da austenita ocorrer a temperaturas relativamente altas. Então, para minimizar o potencial de precipitação do nióbio e vanádio, é vantajoso impedir a transformação da austenita em ferrita pela adição de molibdênio ou manganês. Isto, por sua vez, pode levar a um refino geral da microestrutura e aumentar a proporção de ferrita acicular no depósito de solda, GRONG & MATLOCK (1986).

GARLAND & KIRKWOOD (1975) concluíram que para metais de solda contendo 1,4 a 2,0% de manganês (50 a 70% de ferrita acicular), o nióbio inibe a formação de ferrita de contorno de grão e aumenta a quantidade de ferrita acicular. Concluíram também que um acréscimo no teor de vanádio aumenta a quantidade de ferrita acicular, para soldas feitas com arco submerso e aporte de calor de 3,3 kJ/mm, e geralmente ocorre uma queda na tenacidade quando o teor de vanádio é maior que 0,21%.

SIGNES & BAKER (1979) pesquisaram os metais de solda obtidos por soldagem a arco submerso, variando os teores de carbono de 0,08 a 0,18%, nióbio de 0 a 0,15% e vanádio de 0 a 0,10%. De acordo com outros pesquisadores, quando as velocidades de resfriamento são relativamente lentas, ocorre a precipitação e os grãos tornam-se mais grosseiros. Por outro lado, quando as velocidades de resfriamento são relativamente rápidas, o efeito do nióbio ou do vanádio aumenta a tenacidade da HAZ devido ao refinamento dos grãos e eliminação da ferrita proeutetóide. A presença de ferrita proeutetóide nos contornos de grão da austenita anterior se dá na

forma de veios. As estruturas entre os veios de ferrita proeutetóide foi predominantemente de ferrita acicular. A tenacidade da HAZ aumentou com a adição de nióbio com baixo teor de carbono (0,08%) e com a adição de vanádio com alto teor de carbono (0,18%). Para todos os teores de carbono, a adição de nióbio e vanádio, juntos, reduziu a tenacidade da HAZ. A tenacidade do metal de solda diminuiu com o decréscimo da velocidade de resfriamento.

2.6.3.11 Influência do Nitrogênio (N)

A introdução de nitrogênio no metal de solda se processa através do meio ambiente, das reações envolvendo os consumíveis e / ou pela diluição da chapa base; sendo que a principal fonte é a atmosfera circundante à solda.

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

O nitrogênio livre presente na rede cristalina como intersticial tem um efeito prejudicial sobre a resistência ao impacto. Segundo este mesmo pesquisador, quando não for possível evitar a absorção de nitrogênio, adiciona-se no metal de solda elementos de liga que fixam o nitrogênio na forma de nitretos. Estes nitretos irão aumentar a fração volumétrica de inclusões, que poderá afetar as características de ductilidade e de fratura do metal de solda. Os principais elementos fixadores de nitrogênio, em ordem crescente de afinidade, são: Mn, Nb, Cr, V, Al, Ti e Zr. Os

nitretos durante o resfriamento impedem o crescimento do grão austenítico e aceleram a formação da ferrita, pois atuam como sítios de nucleação, produzindo uma estrutura refinada de ferrita acicular.

BONNET et al. (1986) relataram que o aumento do teor de nitrogênio não provocou uma mudança microestrutural muito marcante, mesmo com a adição de Nb, V, Ti e Al de forma isolada. Ocorreu uma ligeira redução na porcentagem de ferrita acicular às custas da ferrita proeutetóide, sendo que os metais de solda com Nb apresentaram uma quantidade maior de ferrita acicular.

LAU et al. (1988) também encontraram praticamente o mesmo comportamento, isto é, a porcentagem de ferrita acicular diminui com o aumento de nitrogênio, ocasionado um acréscimo da porcentagem de ferrita poligonal. Estes autores concluíram que acima de 70 ppm, aumentou o nível de nitrogênio solúvel.

2.6.3.12 Influência do Titânio (Ti)

EVANS (1992), estudou o efeito do titânio no metal de solda de aços C-Mn e verificou que o titânio adicionado em até 30 ppm provocou um aumento de até dez vezes na fração de volume de ferrita acicular.

Para SNYDER & PENSE (1982), o efeito do Ti sobre a quantidade de veios de ferrita em cordões de solda de ARBL depende do teor de Mn. Quando o teor de Mn é baixo e o teor de Ti aumenta, a quantidade de veios de ferrita aumenta.

LAU et al. (1988), as soldas com maiores teores de titânio apresentaram um maior conteúdo de ferrita acicular.

2.6.3.13 Influência do Oxigênio (O)

O arame do eletrodo é a segunda maior fonte potencial de oxigênio. A absorção do oxigênio da atmosfera é a menor contribuição para o total teor de oxigênio no metal de solda e, é correto considerar esta contaminação, EAGAR et al.⁶ apud GOMES (1996).

A influência do oxigênio sobre a microestrutura se manifesta através dos efeitos que os óxidos, formados durante as reações metal-escória ou metal-gás, tem sobre as transformações em estado sólido. O tipo, a distribuição e a morfologia dos óxidos serão determinados pelas reações de desoxidações e pelo ciclo de solidificação, já que as inclusões têm alto ponto de fusão e baixa solubilidade em ligas de ferro, o qual não sofrerá modificações durante o resfriamento.

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

⁶ EAGAR, T. W. (1978). Sources of weld metal oxygen contamination during submerged arc welding. *Welding Research Supplement*, v.57, n.3, p.76s-80s, Mar. GOMES, S. I. N. (1996). *Efeito da adição do pó metálico em soldas a arco submerso utilizando diferentes fluxos*. São Carlos. Tese (livre docência) – EESC – USP.

COCHRANE et al. (1978) estudaram o efeito do oxigênio sobre o tamanho do grão austenítico e na nucleação no contorno de grãos. Utilizando fluxos ácidos, as inclusões ancoram os contornos de grãos confinados na estrutura de solidificação, por outro lado, o tamanho de grão da austenita resultou muito maior com fluxos básicos. Quanto à transformação $\gamma \rightarrow \alpha$, fluxos básicos ou neutros produzem O_2 entre 200 e 400 ppm, e inclusões de alumina ou alúmina-silicatos, os quais favorecem a nucleação de ferrita acicular. Para metal de solda com aproximadamente 500 ppm de O_2 produzido com fluxos ácidos a transformação ocorre em temperaturas mais elevadas resultando em uma estrutura de placas. Esta estrutura pode ser atribuída ao aumento da velocidade de nucleação e crescimento das placas causado por alguns óxidos de certo tipo ou tamanho. O possível mecanismo pelos quais as inclusões podem favorecer a nucleação da ferrita de placas laterais (ferrita com fases secundárias alinhadas) foi analisado pelos autores e observado que o oxigênio sob fluxos a base de alumina podem favorecer a formação de ferrita acicular. Postularam que os fatores mais importantes podem ser a distribuição de tamanho das inclusões e energia da interface matriz-inclusão, as quais podem depender da composição das inclusões.

Para depósitos de soldas com baixos teores de carbono, conteúdos de oxigênio muito baixo e muito alto podem causar queda de resistência ao impacto devido à alteração da microestrutura. ITO et al. (1982) analisaram metais de solda obtidos pelo processo MIG (*metal inert gas*) e concluíram que para altos teores de oxigênio a estrutura é formada de ferritas grosseiras composta de ferrita de contorno de grão e ferrita com fase secundária alinhadas, produtos estes formados a alta temperatura, para baixos níveis de oxigênio (< 200 ppm) ocorreu uma tendência de formação de bainita superior. Praticamente, as mesmas conclusões foram obtidas por

TERASHIMA et al. (1982) em pesquisa utilizando o processo de arco submerso; eles observaram que uma microestrutura com baixo teor de O_2 era composta de bainita superior e para alto teor, a estrutura era ferritas finas, apontando o conteúdo de 250 ppm de oxigênio como ponto ótimo para tenacidade.

2.6.4 Tamanho do grão da austenita anterior

O tamanho de grão da austenita anterior desloca a curva de resfriamento contínuo de um aço. Quanto maior o tamanho de grão, menor a quantidade de contornos de grão por unidade de volume e mais lenta é a decomposição da austenita em ferrita. A decomposição no interior do grão se processa assim que os sítios de nucleação no contorno estejam saturados, WAINER et al. (1992).

A austenita de granulação grosseira transforma-se mais lentamente comparada com a austenita de granulação fina por causa da menor área de contornos de grão disponível; para nucleação da ferrita. O tamanho de grão da austenita anterior está intimamente relacionado com a estrutura colunar do metal de solda. Após a solidificação, entretanto, o crescimento do grão da austenita pode ocorrer durante o resfriamento em uma faixa de altas temperaturas, de aproximadamente 1200 °C, onde a mobilidade dos contornos de grãos é alta. O grau de crescimento do grão depende do aporte de calor, assim como, da densidade e distribuição das partículas presentes nos contornos de grãos da austenita. O grande número de inclusões não metálicas no metal de solda formadas durante a desoxidação pode retardar o crescimento dos grãos, GRONG & MATLOCK (1986).

EVANS (1982), analisou metais de solda obtidos com variação no aporte de calor entre 0,60 a 4,3 kJ/mm, através do processo de soldagem com eletrodo

revestido. O autor observou um aumento na largura dos grãos colunares quando se variou o aporte de calor de modo crescente.

2.7 Efeito da microestrutura na tenacidade

A solidificação inicial, durante a soldagem, ocorre epitaxialmente com os grãos colunares crescente à partir dos grãos parcialmente fundidos do metal base em direção ao máximo gradiente térmico. Durante a solidificação pode ocorrer a retenção de partículas de escória ou a formação de porosidades no metal de solda, que são prejudiciais à tenacidade. A solidificação combinada com as altas taxas de resfriamento conduzem a segregação de elementos de liga ou impurezas, principalmente C, Mn, Si, P e S, nas regiões dendríticas, que fragilizam a região, formando pequenas cavidades ou trincas nos contornos de grãos, porém em aços com teores de baixa liga este efeito não ocorre.

Considerando que o metal de solda seja livre de defeitos, os fatores mais críticos que podem influenciar a tenacidade do metal de solda são, ALMQUIST et al. (1972):

- presença, tamanho e distribuição de inclusões;
- tamanho de grão;
- natureza e distribuição dos produtos de transformações microestruturais.

2.7.1 Inclusões

A formação das inclusões compreende vários estágios como a nucleação, crescimento, coalescência, e eliminação do metal de solda pela escória. KLUKEN &

GRONG ⁷ apud BABU et al. (1995), modelaram reações de desoxidação no metal de solda. O modelo foi desenvolvido para predizer as características da inclusão como fração de volume, tamanho e composição química a partir do conhecimento da composição do metal depositado e das condições de soldagem. Os autores classificaram a poça de solda em duas regiões: quente e fria. Eles propuseram que as inclusões se formam na região quente (embaixo do arco) e o crescimento ocorre na região fria (próximo da temperatura de liquidus) da poça de solda.

O conteúdo de inclusões é afetado pelo teor de oxigênio, as propriedades de impacto normalmente aumentam com a redução de oxigênio, quando os ensaios são realizados na região dúctil, ABSON (1986). Poucas inclusões produzem crateras de grandes dimensões na superfície da fratura dúctil, por causa do menor número de inclusões disponíveis para o coalescimento de microporos. Isso acarreta um alto patamar de energia porque as mesmas estão associadas com alta absorção de energia KOEKSTRA (1986).

Segundo TWEED et al. (1983), TWEED et al. (1987), quanto ao patamar de energia que causa fratura frágil os sítios para a iniciação desta estão associados às inclusões não-metálicas. Eles desenvolveram um modelo envolvendo a deformação plástica da ferrita de contorno de grão, induzindo a fratura da inclusão e com o crescimento da trinca sob o efeito combinado do empilhamento das discordâncias e do campo de tensão na ponta da trinca.

Como a composição química é controlada pelas reações que ocorrem na poça da solda, conclui-se que uma microestrutura adequada e as propriedades mecânicas

⁷ KLUKEN, A.O.; GRONG, O. (1989). *Mechanisms of inclusion formation in Al-Ti-Si-Mn Deoxidized steel weld metals*. Metallurgical Transactions, v.A20, n.8, p.1335-1349. apud BABU, S.S.; DAVID, S.A.; VITEK, J.M.; MUNDRA, K.; DEBROY, T. (1995). *Development of macro – and microstructures of carbon-manganese low alloy steel welds: inclusion formation*. Materials Science and technology, v.11, p.186-199, Feb.

da solda só podem ser obtidas pela escolha correta dos consumíveis, que poderão minimizar o conteúdo de inclusões.

2.7.1.1 Inclusões não metálicas

Segundo ABSON et al. (1978) as inclusões não metálicas são sítios em potencial para a nucleação da ferrita acicular.

A origem das inclusões não metálicas em soldas tem sido discutida por vários autores GRONG et al. (1986), isto é: esses autores relatam que para solda de aços C-Mn, a quantidade analítica de oxigênio normalmente cai dentro da faixa calculada para o equilíbrio com o Si e Mn de 1800 °C a 1900 °C. Os produtos da desoxidação são presos na solda enquanto ela esfria. O ponto de fusão de alguns tipos de inclusões está acima do ponto de fusão do aço, por exemplo: 2050 °C para Al_2O_3 KEISSLING⁸ apud GOMES (1996) e 1600 °C para MnS, enquanto outras irão solidificar após o aço, por exemplo, o ponto de fusão de (FeMn)S reduz de ~ 1610 °C para 1180 °C quando a razão Mn/Fe tende a zero, BONISZEWSKI⁹ apud GOMES (1996). As inclusões com alto ponto de fusão podem cristalizar com formas angulares, enquanto, inclusões com baixo ponto de fusão são provavelmente mais próximas de esferas, GOMES (1996).

As propriedades físicas do metal de solda são influenciadas pela presença de inclusões não metálicas que provêm do contato entre a poça de solda, a atmosfera circundante e da escória. As características destas inclusões dependem da escolha da

⁸ KEISSLING, R. (1978) Non-Metallic inclusions in steel. London, The Metals Society. Apud GOMES, S. I. N. (1996). *Efeito da adição do pó metálico em soldas a arco submerso utilizando diferentes fluxos*. São Carlos. Tese (livre docência) – EESC – USP.

⁹ BONISZEWSKI, T. (1965) Burning and hot tearing in the HAZ of structural steel. *Research bulletin*, v.6, n.6, p.144-152. Apud GOMES, S. I. N. (1996). *Efeito da adição do pó metálico em soldas a arco submerso utilizando diferentes fluxos*. São Carlos. Tese (livre docência) – EESC – USP.

atmosfera, processo de soldagem, fluxo e consumíveis, assim como da subsequente taxa de resfriamento. Em geral, as inclusões no metal de solda são menores que as inclusões na chapa base, mas a concentração pode ser mais alta, KEISLING (1978).

As inclusões afetam a tenacidade do metal depositado pela nucleação, coalescência e crescimento de vazios, que ocorrem pela fratura de uma partícula de inclusão, ou pela descoesão da interface entre a matriz e a inclusão, BLAKE (1979).

De acordo com BABU et al. (1995), o desenvolvimento de macro e microestruturas envolve seqüências de reações que são função da temperatura do ciclo de resfriamento da solda; estas incluem formação de inclusões, formação de ferrita δ , formação da austenita, e transformação da austenita em ferrita.

A primeira reação, a qual sabemos de sua influência no desenvolvimento da microestrutura, é a formação de inclusões. Em metais de solda, a maior parte destas inclusões são óxidos. Em geral, a presença de inclusões de óxidos é prejudicial às propriedades mecânicas da solda. Entretanto, em metais de solda de aços de baixa liga, as inclusões podem melhorar a tenacidade promovendo a formação de uma fase ferrítica com alta tenacidade, conhecida como ferrita acicular. A maximização do teor de ferrita acicular leva a uma combinação ótima entre resistência e tenacidade. O fenômeno das inclusões auxiliando a nucleação de ferrita acicular tem sido estendido para aços estruturais, nos quais inclusões não metálicas são intencionalmente adicionadas para melhorar a tenacidade na zona afetada pelo calor.

Somente a presença de inclusões de óxidos não metálicos não assegura a formação de ferrita acicular no metal de solda. É sabido que somente certos tipos de inclusões auxiliam na nucleação da ferrita acicular e uma densidade inadequada de inclusões pode levar a uma redução da fração de volume da ferrita acicular. A composição química do aço, tamanho do grão da austenita, e condições de soldagem

devem também contribuir para a formação de ferrita acicular em detrimento de outras morfologias de ferrita, que diminuem a tenacidade. Apesar da presença de certas inclusões favorecer na formação da ferrita acicular, a presença de um valor muito alto da fração de volume das inclusões pode ser prejudicial para a tenacidade. Por exemplo, as inclusões podem iniciar fraturas dúcteis. Portanto, faz-se necessário o controle das inclusões, da solidificação, e transformações características do estado sólido para obter a microestrutura desejada.

As seguintes características das inclusões influenciam o desenvolvimento da microestrutura do metal soldado: distribuição do tamanho; densidade; fração de volume; composição e heterogeneidade das inclusões (estrutura superficial e composição). Em metais de solda de aços baixa liga, pequenas quantidades de nitretos e sulfetos podem também ser apresentados como inclusões de óxidos.

A dissolução do oxigênio na poça de solda depende do processo de soldagem. Aumentando a complexidade, para um dado sistema de proteção da poça, os parâmetros de soldagem também influenciam a quantidade de oxigênio dissolvido. Por exemplo, quando a soldagem é feita em corrente contínua e polaridade direta, o teor de oxigênio dissolvido aumenta com o aumento da voltagem. A quantidade de oxigênio dissolvido é limitada pela reação de desoxidação dentro da poça de solda. O oxigênio dissolvido reage formando óxidos e estes produtos da desoxidação são aprisionados no metal de solda com inclusões. Por esta razão, na solidificação do metal de solda, a quantidade de oxigênio dissolvido é desprezada ou totalmente ausente.

Para típicas concentrações de oxigênio no metal de solda, o teor de oxigênio é desprezível após a oxidação do titânio ou da oxidação parcial do silício. Se a concentração requerida para limitar completamente um certo desoxidante é maior

que a concentração disponível, algum resíduo desoxidado será deixado em solução. Com uma concentração constante de elementos desoxidantes, quanto maior concentração de oxigênio, mais prolongada será a oxidação. Para um dado aporte de calor, isto também resultará em inclusões mais grosseiras, se a oxidação continuar.

O papel das inclusões sobre as transformações de fase pode ser considerado como, FARRAR & HARRISON (1987):

- a) bloqueadores do crescimento dos grãos da austenita anterior e os pequenos grãos formados irão favorecer as reações nos contornos de grãos, nucleando a ferrita poligonal e / ou a ferrita com fases secundárias alinhadas;
- b) geradores de grandes tensões induzidas termicamente devido à diferença do coeficiente de dilatação entre as inclusões e a matriz e além disso, a presença de um aumento de densidade de discordâncias ao redor das inclusões pode produzir sítios de nucleação favoráveis para a ferrita acicular;
- c) sítios de nucleação direta para a ferrita acicular;
- d) determinantes na disponibilidade de sítios de nucleação em função de seu tamanho e distribuição.

As características das inclusões estão relacionadas com a concentração dos elementos reagentes, o tempo e a temperatura da reação. O tempo e a temperatura da reação são dependentes, pó sua vez, das condições de soldagem.

2.7.2 Tamanho de grão

De acordo com a equação de Hall-Petch, DIETER (1981) a tensão de escoamento de um material é influenciada pelo seu tamanho de grão, ou seja:

$$\sigma_e = \sigma_j + k d^{-1/2} \quad (2)$$

onde:

σ_e = tensão de escoamento

σ_j = tensão de atrito que se opõe ao movimento de discordâncias

k = constante que representa uma medida da extensão do empilhamento de discordâncias nas barreiras

d = diâmetro médio do grão

Esta equação expressa a dependência da tensão de escoamento com tamanho de grão em qualquer deformação plástica até a fratura dúctil. Pode-se também dizer que exprime a variação da tensão de fratura frágil com o tamanho de grão e a dependência da resistência à fadiga com o tamanho de grão.

O limite de escoamento pode ser acrescido pelo aumento da tensão de atrito (trabalho a frio, endurecimento por solução sólida e por precipitação) ou pela diminuição do tamanho do grão. Com o aumento na tensão de atrito haverá um aumento acentuado na temperatura de transição dúctil-frágil, mas diminuindo-se o tamanho de grão reduz-se a temperatura pelo fato dos contornos de grãos de alto ângulo inibirem a propagação da fratura por clivagem. Um material com granulação refinada apresentará mais contornos, portanto, um tamanho fino de grão resultará em boa tenacidade e ductilidade.

2.7.3 Produtos de transformação

Durante a transformação da austenita em ferrita, uma larga variedade de microestruturas pode se desenvolver, dependendo da velocidade de resfriamento e da composição química do aço. Normalmente, a microestrutura formada com cada grão

de austenita, após a transformação será uma mistura complexa de dois ou mais dos seguintes constituintes, reunidos em ordem decrescente de temperatura de transformação: ferrita de contorno de grão; ferrita poligonal; ferrita de Widmanstätten; ferrita acicular; bainita superior; bainita inferior e martensita, GRONG (1994). Pequenas quantidades de agregados ferrita/carbetos e austenita retida também podem ser encontrados, SVENSSON (1993).

Conforme HARRISON & FARRAR (1987b), uma alta proporção de ferrita acicular é favorável em termos de tenacidade. Entretanto, a presença de quantidades substanciais de microfases de martensita ou perlita com a ferrita acicular é considerada prejudicial à tenacidade, pois elas são sítios para iniciação da fratura por clivagem. Outros produtos de transformação, como ferrita poligonal e ferrita com placas laterais são considerados como sendo menos favoráveis que a ferrita acicular com relação à tenacidade porque possuem grãos mais grosseiros, facilitando a propagação de trincas.

A ferrita com segunda fase secundária alinhada é também considerada prejudicial à tenacidade. Isto está relacionado com a presença de carbeto, austenita retida e martensita ao longo das placas de ferrita.

A presença da perlita é sempre considerada adversa à tenacidade, particularmente quando as lamelas de cementita estão alinhadas na direção da trinca. Parece que a temperatura de transição dúctil-frágil aumenta mais ou menos linearmente com o aumento da quantidade de perlita. Entretanto, uma diminuição da espessura da lamela de cementita é benéfica à tenacidade porque mais finos são mais adequados para deformar do que trincar sob tensão, TAYLOR et al. (1975).

A bainita é usualmente descrita como tendo duas morfologias com diferenças microestruturais: a bainita superior e a inferior. A temperatura de transição dúctil-

frágil da bainita superior é alta porque a fratura por clivagem pode propagar nas películas de cementita. A bainita inferior possui uma fina dispersão de carbeto que impedem a propagação da fratura, deformando plasticamente ao invés de fraturagem.

A martensita e a austenita retida também são prejudiciais à tenacidade, GARLAND et al. (1975a), GARLAND et al. (1975b), GLOVER et al. (1977).

De acordo com DOLBY (1979), os elementos Mn, Mo, Ni, Si e Cr influenciam a tenacidade de duas maneiras:

- modificam a microestrutura, com Mn, Mo e Ni em particular, promovendo a ferrita acicular e eventualmente a martensita para altos teores de elementos de liga;
- aumentam a resistência ao escoamento como resultado das mudanças na microestrutura e efeitos do endurecimento por solução sólida.

A literatura indica que uma alta resistência à clivagem e baixa temperatura de transição serão conseguidas se a proporção de ferrita acicular for mantida alta e que as proporções de ferrita de contorno de grão e estruturas lamelares, como a ferrita de placas paralelas, mantidas baixas. Em geral, quanto mais refinados forem os grãos de ferrita acicular, melhor será a tenacidade em metais de solda. Como dito anteriormente, a formação da ferrita acicular é favorecida pelo Mn, Mo e Ni particularmente e, para aportes de calor variando na faixa de 2 à 4 kJ/mm, aumentar o teor deste elementos geralmente é benéfico para a tenacidade quando a resistência ao escoamento for maior que 500 N/mm².

Não é possível o aumento contínuo da tenacidade pelo aumento progressivo do teor de elementos de liga. Uma vez que um alto teor de ferrita acicular for atingido, aumentos adicionais de elementos de liga como Mn ou Mo servirão

somente para aumentar a resistência ao escoamento devido ao endurecimento por solução sólida e promover o aparecimento de regiões de martensita frágil. Assim a resistência à clivagem começa a cair como mostrado na figura 2.5 no modelo proposto por DOLBY (1979).

Figura 2.5 – Resistência à clivagem DOLBY (1979)
 a) em função do teor de ferrita acicular e da tensão de escoamento
 b) em função do teor de elementos de liga

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Materiais

3.1.1 Chapa Base

No trabalho foram utilizadas cinco chapas base, sendo quatro delas de aço do tipo alta resistência e baixa liga (ARBL), ASTM A588-82 grau D, ASTM A514-82 grau B, ASTM 515-82 grau 60, ASTM A572-82 grau 60 e uma chapa de aço carbono comum SAE 1020, de espessura 25 mm, denominados chapa 1, chapa 2, chapa 3, chapa 4 e chapa 5 respectivamente com composição química mostrada na Tabela I.

Tabela I – Composição química em porcentagem em peso das chapas base

Elemento (%)	Chapa 1	Chapa 2	Chapa 3	Chapa 4	Chapa 5
C	0,140	0,150	0,190	0,140	0,179
Si	0,439	0,300	0,280	0,310	0,136
Mn	1,325	0,960	0,990	1,490	0,334
P	0,029	0,019	0,017	0,021	0,018
S	0,008	0,008	0,005	0,004	NA
Cr	0,523	0,460	0,050	NA	0,057
Ni	0,172	0,050	0,040	NA	0,047
Mo	NA	0,160	0,010	NA	0,014
Nb	NA	0,010	0,010	0,030	0,015
Ti	NA	0,020	0,020	NA	0,002
V	NA	0,046	0,003	0,029	NA
W	NA	0,020	0,020	NA	0,011
Al	0,043	0,040	0,040	0,030	0,004
Co	NA	NA	NA	NA	0,013
Cu	0,374	0,010	0,010	NA	0,010
Zr	NA	NA	NA	NA	0,003

NA – Não Analisado

3.1.2 Consumíveis

3.1.2.1 Eletrodo

Utilizou-se o arame EM-12K, conforme especificação da norma AWS A5.17-89, com diâmetro nominal de 4.0 mm e composição química mostrada na Tabela II.

3.1.2.2. Fluxo

Utilizou-se o fluxo básico experimental ESAB 10.71P, do qual cuja composição não foi fornecida pelo fabricante.

3.1.2.3 Pó de Ferro

Utilizou-se o pó de ferro atomizado comercial ESAB 400, com composição química mostrada na Tabela II.

Tabela II – Composição química em porcentagem em peso do arame e pó de ferro

Elementos	Arame	Pó de ferro
C	0,110	0,060
Si	0,270	0,010
Mn	1,110	0,180
P	0,020	0,013
S	0,010	0,018
Cr	0,020	NA
Ni	0,012	NA
Mo	NA	NA
Al	NA	NA
Cu	0,020	NA
O ₂ ppm	250	NA
N ₂ ppm	53	NA

NA – Não Analisado

3.2 Métodos

3.2.1 Preparação do Chanfro

Foram usados chanfros em “V” com ângulo de 50° em chapas com dimensões de 550 X 125 X 25 mm. Os vértices dos chanfros foram substituídos por uma base plana de 3 mm e uma profundidade de 10 mm, conforme mostra a Figura 3.1 a seguir:

Figura 3.1 – Forma e dimensões do chanfro das chapas base

3.2.2 Equipamento de Soldagem

Utilizou-se uma máquina de arco submerso BAMBOZZI, do tipo transformador – retificador com tensão constante, modelo TRR-3600 a 100%.

As soldagens foram executadas em corrente contínua e polaridade direta. A Tabela III mostra as condições de soldagem utilizadas.

3.2.3 Procedimento de Soldagem

As chapas foram limpas para que fossem eliminados resíduos de graxa, ferrugem ou qualquer outra substância que pudesse contaminar o metal de solda.

As soldas foram efetuadas sem pré-aquecimento e durante seu processo o arame, o fluxo e o pó de ferro foram adicionados automaticamente e a deposição foi realizada em um único passe.

3.2.4 Adição do Pó de Ferro

O pó de ferro foi adicionado ao chanfro a frente do fluxo, por gravidade com auxílio de um dispositivo conectado à máquina de soldagem, como ilustra a Figura 3.2.

O diâmetro do orifício do bico de saída do dispositivo utilizado foi de 2,8 mm, e era responsável pelo controle de vazão. A vazão conseguida com este bico foi de 6,7 kg/h de pó de ferro. Com a velocidade de soldagem de 30 cm/min, foi obtida uma massa linear de pó de ferro de 373 g/min, valor este devido à limitação da máquina e vários testes preliminares, GOMES (1996).

Figura 3.2 – Dispositivo de alimentação do pó de ferro e fluxo

A Tabela III mostra as condições de soldagem utilizadas.

Tabela III – Parâmetros de soldagem

Corrente	660 A
Tensão	34 V
Velocidade de Soldagem	30 cm/min
Aporte de calor	4,5 kJ/mm

O aporte de calor foi calculado pela equação (3):

$$Ht \text{ (kJ/mm)} = \frac{60 \times V \times I}{1000 \times v} \quad (3)$$

onde: Ht – aporte de calor (kJ/mm)

V – tensão do arco (V)

I – corrente de soldagem (A)

v – velocidade de soldagem (mm/min)

3.2.5 Adição do Fluxo

O fluxo foi utilizado como recebido não se efetuando a secagem como se deveria efetuar.

3.2.6 Análise Química

Nas análises químicas dos metais de solda, os teores de carbono, enxofre, foram determinados pelo processo de fusão em atmosfera de oxigênio e o nitrogênio e oxigênio foram determinados pelo processo a vácuo no analisador do tipo LECO. Os demais elementos foram analisados no topo do cordão de solda, sem o reforço, através de espectrometria de plasma.

3.2.7 Metalografia

O estudo metalográfico consistiu da análise macrográfica e micrográfica dos corpos de prova obtidos de cortes transversais do cordão de solda da chapa base.

3.2.7.1 Macrografia

A macrografia do cordão de solda foi feita com a intenção de avaliar a diluição da chapa base. A preparação dos corpos de prova foi iniciada com um lixamento até a lixa 1200 e posterior polimento com óxido de cromo (10μ) de acordo com a norma ASTM E - 3. Em seguida, os corpos de prova foram atacados com uma solução composta de 15 ml de HNO_3 , 5ml de álcool etílico e 85 ml de água destilada. Com este ataque, foi possível observar a secção transversal dos cordões de solda, bem como suas dimensões.

3.2.7.2 Micrografia

A preparação dos corpos de prova foi feita de maneira convencional de acordo com a norma ASTM E - 3 e polimento final em pasta de diamante (de 6μ , 3μ e 1μ), sendo o ataque químico feito com nital 2% conforme normas ASTM E - 80 - 95 e ASTM E - 406 - 93.

As amostras foram fotografadas para caracterização e quantificação das microestruturas presentes na região central do cordão.

3.2.8 Diluição da Chapa Base

De posse das macrografias do cordão de solda, a diluição da chapa base foi feita pela medida da área da seção transversal do metal como soldado em relação à área do chanfro. A área do metal como soldado foi obtida em um analisador de imagem pelo programa de computação “Mocha”.

A diluição foi calculada conforme a equação (4):

$$D (\%) = \frac{Ac - Ach - Ar}{Ac} \times 100 \quad (4)$$

onde:

D - diluição da chapa base (%);

Ac – área do cordão de solda (mm²);

Ach – área do chanfro (mm²);

Ar – área do reforço (mm²).

3.2.9 Identificação e Quantificação das Microestruturas

A identificação e quantificação das microestruturas no metal como soldado foram feitas em fotos, com microscópio ótico com aumento de 500X.

Para obtenção das fotos utilizou-se o microscópio “METALLOVERT VARIOPHOT (Leica)”. Uma tela com 10 x 10 mm foi sobreposta nas fotos, 10 fotos para cada amostra e foram realizadas contagens de 1.120 pontos.

A identificação das microestruturas seguiu o modelo proposto no INTERNATIONAL INSTITUTE OF WELDING DOC IX, p. 1533, (1988).

3.2.10 Microanálise EDX (Energy Dispersive X Ray)

Na análise química das inclusões dos cordões de solda, foi utilizado um microanalisador de raios X “Link Analytical” QX 2000 acoplado ao microscópio eletrônico, que permite um estudo do espectro dos elementos com número atômico

superior ao do sódio ($Na = 11$). Na análise com microanalisador as amostras estavam polidas e atacadas com nital 3,0 %.

3.2.11 Ensaios Mecânicos

Os resultados das propriedades mecânicas do metal como soldado foram obtidos com os ensaios de dureza, tração e impacto Charpy “V”.

3.2.11.1 Ensaio de dureza

Os resultados de dureza foram obtidos pelo procedimento de impressão Vickers, com carga de 10 kg de acordo com a norma ASTM – E 92-82. Foram feitas seis impressões em forma de cruz no centro do metal como soldado, sendo cada impressão guardando uma distância de três vezes o tamanho da diagonal da impressão anterior, conforme mostra a Figura 3.3 e calculou-se a média das seis medidas de acordo com a norma.

Figura 3.3 - Distribuições das impressões da dureza no metal de solda

3.2.11.2 Ensaio de Tração

Para obtenção dos resultados primeiramente foi feito um tratamento térmico em forno elétrico à temperatura de 180°C por 15h, com objetivo de remoção do hidrogênio, como determina a norma.

Utilizou-se máquina INSTRON, modelo TTDM-L, com capacidade de 100 KN e extensometro modelo G51-11M. Os ensaios foram realizados de acordo com a norma ASTM - A 370-90.

Os corpos de prova foram retirados da região central do metal de solda, no sentido longitudinal ao cordão de solda. A Figura 3.4 mostra o posicionamento do corpo de prova com relação ao cordão de solda e as dimensões, como determina a norma. Com os resultados obtidos, foram calculados os limites de escoamento (σ_e) e resistência (σ_R), redução de área (R.A.) e alongamento (AL).

Figura 3.4 – Posicionamento e dimensões do corpo de prova para o ensaio de tração

3.2.11.3 Ensaio de Impacto

Para obtenção dos resultados do ensaio de resistência ao impacto no metal de solda foi usado o método Charpy, com entalhe em “V”, de acordo com a norma ASTM - E 23- 91.

Os corpos de prova foram retirados no sentido transversal ao do cordão de solda e usinados dentro das tolerâncias da norma, conforme mostra a Figura 3.5.

O ensaio foi feito utilizando-se uma máquina de impacto AMSLER entre as temperaturas de $- 80\text{ }^{\circ}\text{C}$ a $+ 80\text{ }^{\circ}\text{C}$, no intervalo de $20\text{ }^{\circ}\text{C}$. De posse do valor da energia absorvida, estimou-se as porcentagens de áreas de fratura dúctil e frágil conforme a norma citada anteriormente e construíram-se os gráficos de temperatura versus energia absorvida e temperatura versus porcentagem de fratura frágil para

cada amostra. Com isso, obteve-se as aparências das fraturas de transição (AFTT) para 50% de fratura frágil.

Figura 3.5 – Posicionamento e dimensões do corpo de prova para o ensaio de impacto.

4 RESULTADOS

4.1 Composição Química

Os resultados das composições químicas dos metais de solda estão mostrados na Tabela IV.

Tabela IV– Composição química dos metais como soldado (%) em peso

Cordão de Solda → Elementos ↓	Chapa 1	Chapa 2	Chapa 3	Chapa 4	Chapa 5
C	0,092	0,111	0,129	0,102	0,106
S	0,010	0,009	0,010	0,008	0,015
Si	0,489	0,349	0,358	0,366	0,319
Mn	1,732	1,423	1,517	1,651	1,358
P	0,034	0,030	0,030	0,035	0,032
Cr	0,257	0,262	0,027	0,031	0,032
Ni	0,092	0,077	0,078	0,077	0,078
Mo	ND	0,069	0,0003	0,004	0,004
Nb_(ppm)	50	30	20	100	10
Ti_(ppm)	90	70	70	50	50
Co_(ppm)	30	20	30	20	20
Cu	0,221	0,049	0,048	0,049	0,051
W	0,008	0,004	0,006	0,004	0,012
V_(ppm)	80	250	60	160	60
Al	0,004	0,015	0,010	0,009	ND
Sn_(ppm)	90	70	80	70	10
Pb	0,009	0,008	0,007	0,008	0,005
Zr	0,006	0,005	0,005	0,006	0,048
Sb	0,031	0,029	0,036	0,029	0,031
As	0,013	0,009	ND	0,009	0,014
B_(ppm)	90	90	ND	90	ND
O_{2(ppm)}	390	470	460	580	520
N_{2(ppm)}	50	50	50	50	40

ND – Não Detectado

Nota-se que os teores de Mn e Si para todos os metais como soldado são elevados em relação às chapas base e do arame. Isto devido à diluição os teores de Cr, Ni, Cu, Ti e Mo.

Os teores de oxigênio ficaram acima dos limites desejados para fluxos básicos. Com relação ao nitrogênio, os teores mantiveram-se relativamente iguais para todos os metais como soldado.

4.2 Análise Metalográfica

4.2.1 Macrografias

As Figuras 4.1, 4.2, 4.3, 4.4 e 4.5 mostram as macrografias do metal como soldado ampliadas 2,5 X. Nota-se que todos os cordões de solda apresentam reforço e penetração plenamente satisfatória com relação ao tipo de chanfro escolhido e as condições de soldagem utilizadas.

Figura 4.1 – Macrografia do cordão de solda da chapa 1. Ataque 15ml de HNO_3 , 5ml de álcool etílico e 85 ml de água destilada. 2,5X

Figura 4.2 – Macrografia do cordão de solda da chapa 2. Ataque 15ml de HNO_3 , 5ml de álcool etílico e 85 ml de água destilada. 2,5X

Figura 4.3 – Macrografia do cordão de solda da chapa 3. Ataque 15ml de HNO_3 , 5ml de álcool etílico e 85 ml de água destilada. 2,5X

Figura 4.4 – Macrografia do cordão de solda da chapa 4. Ataque 15ml de HNO_3 , 5ml de álcool etílico e 85 ml de água destilada. 2,5X

Figura 4.5– Macrografia do cordão de solda da chapa 5. Ataque 15ml de HNO_3 , 5ml de álcool etílico e 85ml de água destilada. 2,5X

Através dos resultados das macrografias foi possível determinar a diluição da chapa base para cada um dos cordões de solda; estes resultados estão mostrados na Tabela V.

Tabela V – Diluição da chapa base

Cordão de Solda	Diluição (%)
Chapa 1	39,2
Chapa 2	45,6
Chapa 3	38,7
Chapa 4	47,7
Chapa 5	45,7

4.2.2 Micrografias

As micrografias dos metais como soldado estão mostradas nas Figuras 4.6, 4.7, 4.8, 4.9 e 4.10 com aumento de 200 X.

Figura 4.6 – Micrografia do cordão solda da chapa 1: Observa-se uma microestrutura constituída de ferrita acicular e ferrita poligonal de contorno de grão. Ataque Nital 2%. 200X.

Figura 4.7 – Micrografia do cordão solda da chapa 2: Observa-se uma microestrutura constituída de ferrita acicular e ferrita poligonal de contorno de grão. Ataque Nital 2%. 200X.

Figura 4.8 – Micrografia do cordão solda da chapa 3: Observa-se uma microestrutura constituída de ferrita poligonal de contorno de grão e ferrita acicular. Ataque Nital 2%. 200X.

Figura 4.9 – Micrografia do cordão solda da chapa 4: Observa-se uma microestrutura constituída ferrita poligonal de contorno de grão, ferrita de segunda fase não alinhada e ferrita acicular. Ataque Nital 2%. 200X.

Figura 4.10 – Micrografia do cordão solda da chapa 5: Observa-se uma microestrutura constituída ferrita acicular, ferrita poligonal de contorno de grão e ferrita de segunda fase não alinhada. Ataque Nital 2%. 200X.

Os resultados da quantificação das fases em % estão mostrados na Tabela VI.

Tabela VI – Quantificação dos microconstituintes dos metais como soldado em %

Fases (%)	Cordão de Solda				
	Chapa 1	Chapa 2	Chapa 3	Chapa 4	Chapa 5
FP(G)	32,6	31,8	44,7	51,4	26,9
FP(I)	7,1	3,8	4,6	2,1	3,1
FA	59,8	53,1	32,9	12,6	31,0
FS(A)	0,3	-	0,3	2,6	4,1
FS(NA)	-	9,3	11,9	24,2	24,7
FC	0,3	1,7	5,5	6,1	10,3

Nota-se que as porcentagens de ferrita acicular obtidas nos cordões das chapas 1 e 2 estão mais elevados do que para os cordões das chapas 3, 4 e 5. Enquanto que as porcentagens de ferrita poligonal de contorno de grão para os cordões das chapas 3 e 4 estão mais elevados que os demais cordões.

4.3 Ensaios Mecânicos

4.3.1 Ensaio de dureza

A Tabela VII mostra os resultados do ensaio de dureza no metal depositado.

Tabela VII – Resultado do ensaio de dureza do metal como soldado

Medidas	Cordão de Solda				
	Chapa 1	Chapa 2	Chapa 3	Chapa 4	Chapa 5
	HV ₁₀ (kgf/mm ²)	HV ₁₀ (kgf/mm ²)	HV ₁₀ (kgf/mm ²)	HV ₁₀ (kgf/mm ²)	HV ₁₀ (kgf/mm ²)
1	210	219	206	212	201
2	207	220	202	209	198
3	203	217	202	209	190
4	202	219	199	209	189
5	215	220	198	209	195
6	209	217	188	209	195
Dureza Média	207,6	218,6	199,2	209,5	196,2

A média de dureza entre os cordões de solda ficou em torno de 206,2 HV.

Nota-se que houve uma variação muito pequena nos valores de dureza nos cordões de solda. O cordão da chapa 2 foi a que mostrou maior dureza e o cordão da chapa 5 foi a que mostrou menor dureza.

4.3.2 Ensaio de Tração

Os resultados dos ensaios de tração dos metais como soldado estão mostrados na Tabela VIII.

Tabela VIII – Resultados dos ensaios de tração dos metais como soldado

Cordão de Solda	σ_R (MPa)	σ_e (MPa)	R.A. (%)	AL (%)
Chapa 1	635,3	479,1	62,5	15,4
Chapa 2	638,9	497,9	65,8	14,9
Chapa 3	598,4	439,9	68,1	13,8
Chapa 4	622,6	470,7	78,5	14,3
Chapa 5	531,2	355,8	65,5	16,5

(σ_R – limite de resistência; σ_e - limite de escoamento;
R.A. – redução de área; AL – alongamento)

O cordão de solda da chapa 2 apresentou os maiores valores de limite de escoamento e limite de resistência à tração e o cordão de solda da chapa 5 apresentou os menores valores de limite de escoamento e limite de resistência à tração.

4.3.3 Ensaio de Impacto

A Tabela IX mostra os resultados obtidos nos ensaios de impacto. Com estes resultados construiu-se as curvas de absorção de energia em função da temperatura, como mostra as Figuras 4.11, 4.12, 4.13, 4.14 e 4.15.

Tabela IX – Resultados obtidos no ensaio de impacto

Cordão de Solda →	Chapa 1		Chapa 2		Chapa 3		Chapa 4		Chapa 5	
Temp.(°C)	E A* (J)	FF** (%)	E A (J)	FF (%)	E A (J)	FF (%)	E A (J)	FF (%)	E A (J)	FF (%)
- 80	6,9	100	5,9	100	4,9	100	3,9	100	9,8	100
- 60	17,6	89	14,7	84	6,9	89	4,9	84	6,9	95
- 40	31,4	79	19,6	79	15,7	79	11,8	83	26,5	89
- 20	34,3	69	60,8	48	31,4	79	16,7	69	46,1	73
0	63,7	50	74,5	44	49,0	58	32,3	60	40,2	67
20	98,0	33	96,0	31	74,5	45	62,7	44	59,8	53
40	120,5	26	103,9	23	98,0	33	85,5	30	107,8	25
60	122,5	16	102,9	16	130,3	10	110,7	17	132,3	0
80	134,3	0	117,6	0	122,5	0	118,6	0	127,4	0

Energia absorvida; ** Fratura Frágil

Figura 4.11 - Gráfico da energia absorvida e fratura frágil em função da temperatura para o cordão de solda 1. Temperatura de transição (50% AFTT) de 1,6 °C.

Figura 4.12 - Gráfico da energia absorvida e fratura frágil em função da temperatura para o cordão de solda 2. Temperatura de transição (50% AFTT) de -9,5 °C.

Figura 4.13 - Gráfico da energia absorvida e fratura frágil em função da temperatura para o cordão de solda 3. Temperatura de transição (50% AFTT) de 14,5 °C.

Figura 4.14 - Gráfico da energia absorvida e fratura frágil em função da temperatura para o cordão de solda 4. Temperatura de transição (50% AFTT) de 11,1 °C.

Figura 4.15 - Gráfico da energia absorvida e fratura frágil em função da temperatura para o cordão de solda 5. Temperatura de transição (50% AFTT) de 17,0 °C.

Com o auxílio destes gráficos foi analisada a temperatura em que a aparência da superfície fraturada do corpo de prova rompido apresenta 50% de fratura dútil e 50% de fratura frágil, chamada de 50% AFTT. Este resultado está mostrado na Tabela X.

Tabela X – Temperatura de transição dútil frágil

Cordão de Solda	AFTT (°C)	Energia Absorvida (J)	Patamar de Energia Dútil (J)
Chapa 1	1,6	69,1	134,3
Chapa 2	-9,5	66,1	117,6
Chapa 3	14,5	70,0	122,5
Chapa 4	11,1	48,5	118,6
Chapa 5	17,0	67,4	127,4

Nota-se que o patamar superior de energia dútil foi maior para o cordão de solda 1 que possui menor teor de oxigênio (390 ppm) e menores para os cordões de solda 2 e 4 que possuem maiores teores de oxigênio (470 ppm e 580 ppm) respectivamente.

4.4. Microscopia Eletrônica de Varredura e Análise por EDX

A Tabela XI mostra os resultados da composição química da matriz e das inclusões não metálicas presentes obtidos pela análise EDX.

Tabela XI – Composição química da matriz e das inclusões obtidas por EDX em (%) em peso

Elementos →		Al	Si	S	Ti	Mn	Cu	P	Cr
Cordão de Solda									
1	Matriz	-	0,70	-	-	1,84	0,21	-	0,30
	Inclusão	1,33	2,33	0,20	0,95	5,44	0,42	0,49	0,29
2	Matriz	0,07	0,62	-	-	1,61	0,07	-	0,25
	Inclusão	4,36	3,79	0,11	1,32	6,12	-	1,06	0,34
3	Matriz	-	0,53	-	-	1,63	-	-	-
	Inclusão	4,83	3,79	-	1,55	5,21	0,12	2,56	0,07
4	Matriz	0,02	0,58	0,02	-	1,74	0,08	0,04	0,04
	Inclusão	5,89	11,06	0,05	0,28	14,07	0,15	0,84	0,06
5	Matriz	-	0,48	-	-	1,56	0,17	0,05	-
	Inclusão	1,74	11,77	0,15	0,27	15,43	0,52	1,20	0,03

Nota-se que os teores de Al, Si e Mn nas inclusões estão altos em relação aos teores encontrados na matriz dos cordões de solda 1, 2, 3, 4 e 5.

As Figuras 4.16, 4.17, 4.18, 4.19 e 4.20, mostram as microestruturas e morfologia das inclusões obtidas por microscopia eletrônica de varredura dos metais como soldado.

(a)

(b)

Figura 4.16 - Microscopia eletrônica de varredura do cordão de solda chapa 1- (a) matriz; (b) inclusão. Ataque Nital 3%.

Figura 4.17 - Microscopia eletrônica de varredura do cordão de solda chapa 2 – Inclusão. Ataque Nital 3%.

(a)

(b)

Figura 4.18 - Microscopia eletrônica de varredura do cordão de solda chapa 3-
(a) matriz; (b) inclusão. Ataque Nital 3%.

(a)

(b)

Figura 4.19 - Microscopia eletrônica de varredura do cordão de solda chapa 4 – (a) matriz; (b) inclusão. Ataque Nital 3%.

(a)

(b)

Figura 4.20 - Microscopia eletrônica de varredura do cordão de solda chapa 5 - (a) matriz; (b) inclusão. Ataque Nital 3%.

5 DISCUSSÕES

5.1 Composição química

Para discussão sobre a composição química dos cordões de solda foram utilizadas as Tabelas I, IV e V.

Nota-se que o teor de manganês para todos os cordões de solda estão elevados em relação às chapas base devido à contribuição do arame EM 12K e do fluxo, este teor mostrou-se maior para o cordão de solda 1 (1,732%) do que para o cordão de solda 5 (1,358%). O pó de ferro pouco contribuiu devido ao seu baixo teor de manganês.

Para os elementos cromo, molibdênio e nióbio para todos os cordões de solda tiveram seus teores reduzidos no metal como soldado e o vanádio para os cordões 2 e 4, com relação às chapas base em decorrência da diluição das chapas base, ou seja não houve perdas nas reações de desoxidação pois os teores de manganês e silício foram mais efetivos nas reações com oxigênio.

O alumínio por ser um forte agente desoxidante, teve seu teor diminuído em todos os cordões de solda devido às reações de desoxidação na poça de solda.

Os teores de oxigênio estão bem acima dos valores de melhor desempenho, 320 ppm, para todos os cordões de solda como estabelecido por BLAKE (1979) e TULIANI et al. (1969), isto decorrente de utilizar o fluxo como recebido não efetuando a secagem antes da soldagem.

TOSCANO (1997) em seu trabalho atribuiu o aumento do teor de oxigênio em relação à chapa base, a contribuição do arame e da atmosfera circundante.

Segundo EAGAR¹⁰ apud SOUZA (1991), as principais fontes de contaminação por oxigênio poder ser a atmosfera circundante e / ou a decomposição de óxidos nas reações metal/escória. Geralmente, na soldagem a arco submerso a contaminação será controlada pelas reações de decomposição dos óxidos do fluxo, aumentando as inclusões.

5.5 Microscopia eletrônica de varredura e Análise por EDX

Para discussão dos resultados da composição química da matriz e das inclusões não metálicas presentes obtidos pela microscopia eletrônica de varredura e análise por EDX foi usada a Tabela XI.

Nota-se que os teores de alumínio, silício e manganês nas inclusões encontrados em todos os cordões de solda estão mais altos do que os encontrados na matriz indicando que estes elementos foram efetivos nas reações de desoxidação.

Conforme o trabalho de BABU et al. (1995), a formação de uma inclusão compreende vários estágios como nucleação, crescimento e coalescência e

¹⁰ SOUZA, P. C. R. D. (1991). *Efeito da adição do pó de ferro sobre a microestrutura, composição química e propriedades mecânicas em solda a arco submerso*. Dissertação (Mestrado) – EESC, USP, Nov.

eliminação do metal de solda pela escória. Todos estes fatores devem ser considerados para o entendimento do mecanismo de formação das inclusões.

As características destas inclusões dependem da escolha da atmosfera, processo de soldagem, fluxo e consumíveis, assim como da subsequente taxa de resfriamento. Em geral, as inclusões no metal de solda são menores que as inclusões na chapa base, mas a concentração pode ser mais alta, KEISLING (1978).

A solidificação inicial, durante a soldagem ocorre epitaxialmente com os grãos colunares crescentes a partir dos grãos parcialmente fundidos do metal base em direção ao máximo gradiente térmico. Durante a solidificação pode ocorrer a retenção de partículas de escória ou a formação de porosidade no metal de solda, que são prejudiciais a tenacidade. A solidificação é combinada com altas taxas de resfriamento que conduzem a segregação de elementos de liga ou impurezas principalmente carbono, manganês, silício, fósforo e enxofre, nas regiões dendríticas que fragilizam a região, formando pequenas cavidades ou trincas nos contornos de grãos, porém em aços com teores de baixa liga este efeito não ocorre, ALMQUIST et al. (1972).

5.3 Macrografias e diluição da chapa base

Para discussão da macrografias foram analisadas as Figuras 4.1, 4.2, 4.3, 4.4 e 4.5 e a para a diluição das chapas base a Tabela V.

Os valores em % da diluição da chapa base no metal como soldado são relativamente menores do que aqueles que ocorrem no processo de soldagem a arco submerso, provavelmente em razão da adição do pó de ferro que utilizou parte da energia para a sua fusão.

A partir da Tabela V foi construído o gráfico abaixo, que representa a diluição de cada cordão de solda.

Figura 5. 1 – Diluição da chapa base dos cinco cordões de solda.

Pelos resultados obtidos na Tabela V nota-se que a diluição da chapa base no metal como soldado estão relativamente menores do que aqueles que ocorrem no processo de soldagem a arco submerso, ou seja, na ordem de 50 a 80%, SOUZA (1991). Estes valores são descritos por CAMPBELL & JOHNSON (1967), TROYER & MIKURAK (1974) E REYNOLDS & KACHELMEIR (1978), e ocorreram devido ao insumo de calor aplicado ser mais eficaz na fusão do pó de ferro e do arame do que a chapa base, consumindo boa parte da energia do arco.

Com relação aos elementos microligados provenientes da diluição das chapas base, Tabela V, nota-se que o Ti está nas composições dos metais como soldado, os teores estão com valores que favorecem a temperabilidade, mas devido ao alto teor

de oxigênio ocorreu um comprometimento na temperabilidade final como estabelecido por EVANS (1992). Para os outros elementos no cordão de solda 1, o Cr, Ni e Cu estão em teores que favorecem a temperabilidade; no cordão de solda 2, o Cr, e Mo têm teores que favorecem a temperabilidade; no cordão de solda 3 somente o Ti que atua na temperabilidade enquanto que no cordão de solda 4 devido ao alto teor de oxigênio, o Nb e V perderam o efeito de favorecimento na temperabilidade; no cordão de solda 5, que foi obtido de um aço SAE 1020, não ocorreu diluição de elementos microligantes, assim a temperabilidade não sofreu influência desses elementos. Esses resultados estão de acordo com os resultados de HARRISON & FARRAR (1987a), ES-SOUNI (1991), GARLAND & KIRKWOOD (1975), SVENSON (1993), EVANS (1989), GOMES & SPINELLI (1989).

A Figura 5.2 mostra a relação entre a diluição dos cordões de solda em relação ao teor de oxigênio.

Figura 5.2 – Relação entre a diluição e teor de oxigênio

Dada às características do equipamento de soldagem (corrente contínua e polaridade direta), que oferece uma estabilidade pouco satisfatória, ocorre uma variação na corrente e conseqüentemente o aporte de calor traz problemas característicos de aumento da diluição no metal base e um aumento no teor de oxigênio.

Nota-se na Figura 5.2 que o valor da diluição das chapas base estão diretamente proporcional ao teor de oxigênio obtidos nos cordões de solda. O cordão de solda 1 obteve uma diluição na chapa base de 39,2 % e o teor de oxigênio de 390 ppm; o cordão de solda 2 obteve uma diluição na chapa base de 45,6 % e o teor de oxigênio de 470 ppm; o cordão de solda 3 obteve uma diluição de 38,7 % e o teor de oxigênio de 460 ppm; o cordão de solda 4 foi o que obteve uma maior diluição, 47,7

% e conseqüentemente o teor de oxigênio também é o mais alto, 580 ppm. Estes resultados estão de acordo com a literatura, BLAKE (1979).

5.4 Microestruturas do metal como soldado

Os resultados da Tabela VI foram utilizados para a discussão sobre a microestrutura do metal como soldado dos cinco cordões de solda, ou seja, a FP(G) – ferrita poligonal de contorno de grão, FP(I) – ferrita poligonal intragranular, FA – ferrita acicular, FS(A) – ferrita de segunda fase alinhada, FS(NA) – ferrita de segunda fase não alinhada e FC – ferrita com agregados de carbeto.

Para o cordão de solda 1, cuja composição química tem os elementos microligantes Ti, Cr, Cu e Ni, nota-se que tem o teor de oxigênio mais baixo entre os demais cordões de solda (390 ppm) daí a razão de mostrar a maior porcentagem de ferrita acicular (59,8%). Isto foi decorrente ao favorecimento na temperabilidade de acordo com ES-SOUNI (1991), FARRAR & HARRINSON (1997), GRONG & MATLOCK (1986).

Para o cordão de solda 2, cuja composição química tem elementos microligantes titânio, cromo, e molibdênio, nota-se que o teor de oxigênio está mais alto (470 ppm), o que favoreceu o aumento das inclusões dando assim o favorecimento aos sítios de nucleação da ferrita de contorno de grão e ferrita de segunda fase não alinhada em detrimento da ferrita acicular, este de acordo com os resultados de BLAKE (1979).

Para os cordões de solda 3, 4 e 5, nota-se que ocorreu uma diminuição drástica da ferrita acicular e o favorecimento da ferrita de segunda fase não alinhada e com o surgimento da ferrita com agregados de carbetos. Isto devido ao fato da

diminuição na temperabilidade e ao aumento considerável do oxigênio, de 460, 580 e 520 ppm, respectivamente, assim aumentou consideravelmente os sítios de nucleação das ferritas pró-eutetóides em detrimento da ferrita acicular, estes resultados são compatíveis com BLAKE (1979), GOMES (1996) E TULIANI (1969).

GRONG & MATLOCK (1986) verificaram que o manganês tem um forte efeito na transformação austenita – ferrita, refinando a microestrutura. Para todos os cordões de solda tivemos um alto teor de manganês, mas a quantidade de ferrita acicular não foi elevada, isto decorrente ao alto teor de oxigênio.

Entretanto, HARRISON & FARRAR (1987a) concluíram que a variação do teor de manganês de 1,35 para 2,12 % ($\Delta = 0,77\%$) provocou um abaixamento na temperatura de transformação de aproximadamente 25 °C, as Figuras 5.3 e 5.4 ilustram o diagrama CCT do metal como soldado para duas composições distintas de Mn e Si, embora não tenhamos realizado as curvas de resfriamento. Conforme a Tabela IV podemos observar que as composições químicas de Mn e Si dos cinco cordões de solda encontram-se entre as composições estudadas por HARRISON E FARRAR (1987a).

Figura 5.3 – Diagrama CCT do metal como soldado com 1,35 Mn, 0,52 Si, HARRISON & FARRAR (1987a)

Figura 5.4 – Diagrama CCT do metal como soldado com 2,12 Mn, 0,33 Si, HARRISON & FARRAR (1987a)

5.5 Ensaaios mecânicos

5.5.1 Dureza

Para discussão sobre a dureza Vickers (HV_{10}) foi utilizada a Tabela VII.

A Figura 5.5 mostra a dureza em função da porcentagem de ferrita acicular.

Figura 5.5 – Dureza dos cordões de solda com relação da porcentagem da ferrita acicular

Nota-se que houve uma variação muito pequena nas medidas de dureza. A média de dureza entre os cordões de solda ficou em torno de 206,2 HV. O cordão da chapa 2 foi a que mostrou maior dureza (218,6 HV) e, o cordão da chapa 5 foi a que mostrou menor dureza (196,2 HV). Isto se verifica devido a temperabilidade serem muito próximas o que produziu microconstituintes em porcentagens muito próximas e com uma estrutura refinada.

A variação da dureza no metal como soldado é influenciada pelo endurecimento por solução sólida e pela microestrutura presente. No presente trabalho os elementos que mais favoreceram o endurecimento por solução sólida foram o Mn e o Si, que está de acordo com o trabalho de EVANS (1980).

O teor de elementos de liga presente no metal como soldado influi diretamente no endurecimento por solução sólida, sendo que os principais elementos que alteram esta propriedade são: carbono, manganês e silício. Conforme EVANS (1980), EVANS (1981), EVANS (1986), EVANS (1988), EVANS (1989) e ES-SOUNI et al. (1991), estes elementos causam um aumento da dureza por solução sólida quando presentes em quantidades significativas.

Outros efeitos das inclusões podem estar relacionados com as transformações de fase, que de acordo com FARRAR & HARRINSON (1987) as inclusões são bloqueadores do crescimento dos grãos da austenita anterior e os pequenos grãos formados irão favorecer as reações nos contornos dos grãos, nucleando a ferrita poligonal e ou a ferrita com fase secundária alinhada. São também geradoras de grandes tensões induzidas termicamente devido à diferença entre o coeficiente de dilatação das inclusões e a matriz, e, além disso, a presença de um aumento na densidade de discordâncias ao redor das inclusões pode produzir sítios de nucleação para a ferrita acicular, isto dependendo do tamanho e distribuição.

5.5.2 Tração

A discussão sobre os resultados de tração foi baseada na Tabela VIII.

A Figura 5.6 mostra o limite de escoamento em função da porcentagem da ferrita acicular.

Figura 5.6 – Limite de escoamento (σ_e) em função da ferrita acicular

O limite de escoamento pode ser acrescido pelo aumento da tensão de atrito, por trabalho a frio, endurecimento por solução sólida e/ ou precipitação, ou pela diminuição do tamanho de grão como podemos observar na equação de Hall e Petch.

De acordo com FARRAR & HARRISON (1987), o aumento da quantidade de ferrita acicular provoca uma melhoria nas propriedades de tração do material.

Nota-se que os cordões de solda 1 e 2 possuem limites de escoamento e resistência à tração mais elevados. Isto pode ser explicado pela maior porcentagem de ferrita acicular, bem como do grau de endurecimento por solução sólida mais acentuado e estrutura mais refinada, assim como ocorreu para os valores de dureza discutidos no item anterior. É sabido que a dureza tem relação direta com as propriedades de tração. Para os cordões de solda 3, 4 e 5 é notória a diminuição do limite de escoamento, isto acontece devido à queda na porcentagem da ferrita

acicular e o aumento da ferrita pró-eutetóide. Isto também acontece porque aumenta o número de inclusões não metálicas, devido ao aumento no teor de oxigênio no metal como soldado. O limite de resistência mostra a mesma coerência com relação ao limite de escoamento para todos os metais como soldado.

Estes valores estão de acordo com as observações de BLAKE (1979), FARRAR & HARRISON (1987) e DOLBY (1979).

5.5.3 Impacto

A discussão sobre os resultados de impacto foi baseada nas Tabelas IX e X.

Os valores do teor de oxigênio da Tabela IV e do patamar de energia dúctil da Tabela X foram sobrepostos na Figura 5.7 FARRAR (1976), as linhas cheias delimitam o valor de energia absorvida em função do oxigênio para diferentes condições de soldagem a arco submerso.

BLAKE (1979) verificou que um aumento do teor de oxigênio no arco elétrico ocasionou a diminuição dos principais elementos de liga na peça fundida, comprometendo a temperabilidade final do metal como soldado. Isto também provocou o aumento das inclusões influenciando no desempenho das propriedades do metal como soldado. As inclusões afetam a tenacidade devido à nucleação, coalescência e crescimento dos vazios, que ocorrem pela fratura da partícula de inclusão ou pela descoesão da interface entre a matriz do metal e a inclusão.

Com relação ao patamar de energia dúctil nota-se que o cordão de solda que possui menor teor de oxigênio é o que possui melhor desempenho e aqueles com teor de oxigênio mais elevado tem a energia do patamar menor, este resultado está

coerente com os resultados de FARRAR & HARRISON (1987) E GOMES et al. (1993b).

Figura 5.7 – Relação entre o patamar de energia dúctil (J) a 80 °C com o teor de oxigênio no metal como soldado sobreposto nas curvas de FARRAR (1976).

A Tabela X também mostra os resultados da temperatura de transição 50% dúctil-frágil, nota-se que o cordão de solda 2 tem o melhor resultado (-9,5 °C) apesar de mostrar uma porcentagem de ferrita acicular menor do que o cordão de solda 1 (1,6 °C). Visto que para o cordão de solda 2 a energia absorvida é 66,1J enquanto para o cordão de solda 1 a energia absorvida é de 69,1J, resultado este que em parte contraria o modelo de DOLBY (1979), que estabelece que quanto maior a porcentagem de ferrita acicular melhor o desempenho do metal como soldado. Mas está de acordo com EVANS (1980, 1986), que determina que os teores de manganês acima de 1,5% e o Si acima de 0,34% com porcentagem relativamente alta de ferrita

acicular provoca o endurecimento por solução sólida e com isto provoca a queda na resistência ao impacto devido a fragilização do metal como soldado.

Para os demais cordões de solda, 3, 4 e 5 as temperaturas de transição são bem altas, isto está relacionado com a baixa porcentagem da ferrita acicular e o alto teor de oxigênio, o que determina uma porcentagem alta de inclusões provocando uma queda acentuada no desempenho do metal como soldado, isto está de acordo com BLAKE (1979), DOLBY(1979) E GOMES (1993b).

A Figura 5.8 mostra as curvas apresentadas por FARRAR & HARRISON (1987) que utilizaram o modelo de DOLBY (1979) mostrando a relação entre a porcentagem de ferrita acicular e a temperatura de transição AFTT para metal de solda de aços C-Mn-Nb acrescidos com os resultados de WATSON (1980), GOMES (1985) KOBAYASHI (1994) e os resultados das Tabelas VI e X do presente trabalho.

Figura 5.8 – Variação da AFTT com a proporção de ferrita acicular para metal de solda de aços C-Mn-Nb, DOLBY (1979).

A Figura 5.9 mostra a relação entre a tensão de escoamento (σ_e) e a temperatura de transição AFTT.

Figura 5.9 – Relação entre limite de escoamento (σ_e) e temperatura de transição AFTT.

Na Figura 5.9 nota-se que os valores da AFTT estão baixos com limites de escoamento relativamente altos. A curva sobreposta nos pontos também estabelece uma relação com a dureza elevada obtida nos cordões de solda. Esta morfologia produzida nos cordões de solda foi determinada pela temperabilidade que produziu um metal como soldado com melhor desempenho. Isto está de acordo com TAYLOR et al. (1975) que relatam que teores maiores de 600 ppm correspondem a altas concentrações de inclusões não metálicas e estas mostram ter um efeito negativo na temperatura dúctil-frágil no ensaio ao impacto.

A Figura 5.10 indica a relação entre a tensão de escoamento (σ_e) e a temperatura de transição AFTT para os resultados do presente trabalho em comparação aos resultados obtidos por TOSCANO (1997).

Figura 5.10 – Relação entre limite de escoamento (σ_e) e temperatura de transição AFTT comparado com os resultados de TOSCANO (1997).

Na Figura 5.10 os pontos T_1 e T_2 correspondem aos resultados encontrados por TOSCANO (1997). T_1 corresponde a chapa base 4 do presente trabalho e T_2 corresponde a chapa base 1. TOSCANO realizou a secagem do fluxo a temperatura de 180°C por 15h. As condições de soldagem foram às mesmas utilizadas neste trabalho. Nota-se uma diferença entre os resultados de escoamento, onde o cordão de solda T_1 obteve um limite de escoamento 514 MPa, AFTT de 1,0 °C e 270 ppm de

oxigênio; o cordão de solda T₂ obteve um limite de escoamento de 504 MPa, AFTT de -11,0 °C e 358ppm de oxigênio.

No cordão de solda 1 nota-se que obteve um limite de escoamento de 479,1 MPa, AFTT de 1,58 °C e seu teor de oxigênio é de 390 ppm; no cordão de solda 2 o limite de escoamento foi de 487 MPa, AFTT de -9,52 °C e seu teor de oxigênio de 470 ppm; no cordão de solda 4 o limite de escoamento foi de 470,7 MPa, AFTT de 11,12 °C e seu teor de oxigênio 580 ppm. Estes resultados estão de acordo DOLBY (1979).

6 CONCLUSÕES

- a) Tendo em vista que o fluxo foi utilizado como recebido, não efetuando a secagem como se deveria efetuar, isto fez com que ocorresse um aumento considerável do teor de oxigênio na composição química do metal como soldado;
- b) O fluxo ativado produziu um aumento do manganês no metal como soldado em relação aos teores do mesmo nas chapas base e arame;
- c) A utilização do fluxo sem a realização de secagem produziu uma alteração significativa na temperabilidade do metal como soldado interferindo na porcentagem dos microconstituintes finais;
- d) Das condições acima especificadas produziu-se uma alteração significativa nas propriedades mecânicas do metal como soldado decorrente da porcentagem dos microconstituintes;

- e) A diluição da chapa base dos aços ARBL foi suficiente para introduzir elementos de liga influenciando na temperabilidade final do metal como soldado;
- f) O metal como soldado que apresentou melhor desempenho foi aquele produzido com o aço ASTM A514-82 (cordão de solda 2);
- g) O metal como soldado que apresentou pior desempenho foi aquele produzido com o aço SAE 1020 (cordão de solda 5);
- h) As propriedades de dureza, tração e impacto dos metais como soldado foram coerentes com a temperabilidade e a qualidade das inclusões não metálicas.

7 TRABALHOS FUTUROS

- 1 – Realizar estudo da ZTA dos cordões de solda deste trabalho.
- 2 – Realizar ensaios de COD para avaliação da tenacidade à fratura dos cordões de solda deste trabalho.
- 3 – Realizar processos de soldagem com soldas de múltiplos passes para avaliação da microestrutura e da ZTA dos cordões de solda.

8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ABSON, D. J. ; PARGETER, R. J. (1986). Factors influencing the as-deposited strength, microstructure and toughness of manual metal arc welds suitable for C-Mn steel fabrications. *International Metals Reviews*, v.31, n.4, p.141-194.
- ABSON, D. J.; DOBY, R. E.; HART, P. H. M. (1978). The role of nonmetallic inclusion in ferrite nucleation in carbon steel weld metals. In: CONFERENCE ON TRENDS IN STEELS AND CONSUMABLES FOR WELDING, London, 1978. Proceedings. Welding Institute, 1978. p.75-101.
- ALMQUIST, G.; POLGÄRY, S.; ROSENDHAL, C. H.; VALLAND, G. (1972). Some basic factors controlling the properties of weld metal. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON WELDING RESEARCH RELATED TO POWER PLANT, Marrrchhowood, Southampton (England), 1972. *Proceeding ...* Southampton, CEBG. P.204-231.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (1987) Standard test methods for vickers hardness of metallic materials E 92 – 82 (reapproved 1987). In: ANNUAL BOOK OF ASTM STANDARD, p. 260-268.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (1991) Standard test methods for notched bar impact testing of Metallic Materials E 23 = 91. In: ANUAL BOOK OF ASTM STANDARDS, v. 03.01, p.197-212.
- AMERICAN WELDING SOCIETY (USA). (1991). *Welding Handbook*, 8.ed.
- BABU, S. S.; DAVID, S. A.; VITEK, J. M.; MUDRA, K.; DEBROY, T. (1995). Development of macro = and microstructures of carbon = manganese low alloy steel welds: inclusion formation. *Materials Science and technology*, v.11, p.186-199, Feb.

- BAILEY, N. (1991). Submerged arc welding ferritic steel alloyed metal powder. *Welding research Supplement*, v.70, n.8, p.187s-296s, Aug.
- BICHOFF, R.; MACHADO, I.G. (1989). Propriedades mecânica/metalúrgicas do metal de solda depositado por arco submerso com adição de pó de ferro. In: ENCONTRO NACIONAL DE TECNOLOGIA DA SOLDAGEM, 15., São Paulo, 1989. *Anais...* São Paulo, ABS. v.2, p.585-601.
- BLAKE, P. D. (1979). Oxygen and Nitrogen in weld metal. *Welding Research Internation*, v.9, n.1, p. 23-56.
- BONNET, C.; GASPARD-ANGELI, A.(1986). Influêncce de la teneur en azote sur la résilience des soudures d'aciers C-Mn. *Soudage et techniques Connesees*, v.40, n.5/6, p.152-159, Mai-Juin.
- BOYER, H.E.; GALL, T.L. (1985). *Metals Handbook*. Ohio, ASM. p.30.17-30.21.
- CAMPBELL, H.C.; JOHNSON, W.C. (1967). Granular metal filler metals for arc welding. *Welding Journal*, v.46, n.3, p.200-206, Mar.
- CHOI E HILL(1978). A study of microstruturalprogression in as-deposited weld metal. *Welding Journal Research Supplement*, v.57, n.8, p.232s-236s.
- COCHRANE, R. C.; KIRKWOOD, P. R. (1978) . The effect cf oxigen on weld metal microstruture. In: CONFERENCE ON TRENDS IN STEEL AND CONSUMABLES FOR WELDING, 1978, London. *Procededings ...* Abington, The Welding Institute. p. 103-109.
- COHEN, M.; HANSEN, S.S. (1986). On the fundamentals of HSLA steels. In: HSLA STEELS – METALLURGY AND APPLICATIONS, Beijing, 1985. Proceedings of an international Conference on HSLA Steels – ASM INTERNATIONAL, p.61.
- COSTA E SILVA, A.L.; MEI, P. R. (1988). Aços e ligas especiais. 2ª ed. Sumaré – SP, Eletrometal S.ª Metais Especiais. Cap.6.
- DAVID, S. A.; VITEK, J. M. (1989). Correlation between solidification parameters and weld microstructures. *Intenational Materials Reviews*, v.34,n.5, p.313-345.
- DEFOURNY, J.(1994) Guide to weldability and metalurly of welding steels processed by thermomechanical rolling or by acelerated cooling. *Welding in the World*, v.33, n.1, p.34-65.
- DIETER, G. E. (1981). *Metallurgia mecânica*. 2.ed. Rio de Janeiro, Guanabara Koogan.
- DOLBY, R. E. (1979). Factors controlling HAZ and weld metal toughness in C_Mn steels. In: ENGINEERING APLICATIONS OF FRACTURE ANALYSIS, South Afric, Nov. 1979. *Proceedings of fracture 79*. Pergamon Press, p.117-134.

- EASTERLING, K. (1983). Introduction to the physical metallurgy of welding. Butterworths & Co. Ltd.
- 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). Effect of manganese on the microstructure and properties of all-weld deposits. *Welding Journal*, v.59, n.3, p. 67s-75s, Mar.
- EVANS, G. M. (1981). The effect of carbon on the microstructure and properties of C-Mn all weld metals deposits. London, International Institute of Welding, Doc. II-A-546-81, p. 1-24.
- EVANS, G. M. (1983). Effect of carbon on the microstructure and properties of C-Mn all weld metal deposits. *Welding Journal*, Miami, v. 62, n.11, p. 313s-320s, Nov.
- EVANS, G. M. (1986). Effects of silicon on the microstructure and properties of C-Mn all - weld - metal deposits. *Metal constructions*, v. 18, n.7, p. 438-444R, Jul.
- EVANS, G. M. (1986b). The effect of sulphur and phosphorus on the microstructure and properties of C-Mn all – weld – deposits. *Metal Construction*, v. 18, n. 10, p. 631R-636R, Oct.
- EVANS, G. M. (1988). Effect of molybdenum on microstructure and properties of C-Mn all – weld metal deposits. *Joining et Materials*, v.1, n.5, p.239-246, Nov.
- EVANS, G. M. (1989). The effect of chromium on the microstructure and properties of C-Mn all – weld metal deposits. *Welding and Metal Fabrication*, v.57, n.7, p.346-358, Aug./Sept.
- EVANS, G. M. (1991). The effect of aluminium in shield metal arc C-Mn steel multipass deposits. *Welding Journal*, v.70, n.10, p.32s-39s, Jan.
- EVANS, G. M. (1992). The effect of micro-alloying elements in C-Mn steel weld metal. In: LATIN AMERICAN REGIONAL CONGRESS. The Jaeger Lecture, p. 9-30, Apr.
- EVANS, G. M. (1993). The effect of titanium in manganese – containing SMA weld deposits. *Welding research Supplement*, p.123s-133s, Mar.
- FARRAR, R. A. (1976) The role of inclusion in the ductile fracture of weld metals. *Welding and metal fabrication*, v.44, n.8, p. 578-581, Oct.
- 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.3812-3820.

- FLORES, O.M. (1980). Soldagem – ABM, São Paulo – 15º ed. Ampliada
- FRASER, R.; McLEAN, A.; WEBSTER, D. J.; TAYLOR, D. S. (1982). High deposition rate submerged arc welding for critical application. In: OFFSHORE WELDED STRUCTURES, 2. London, 1982. Proceedings... London. p.1-15.
- GARLAND, J. G.; KIRKWOOD, P. R. (1975a). Towards improved submerged arc weld – Part 1. *Metal Construction*, v.7, n.5, p.275-283, May.
- GARLAND, J. G.; KIRKWOOD, P. R. (1975b). Towards improved submerged arc weld – Part 2. *Metal Construction*, v.7, n.5, p.320-330, Jun.
- GLOVER, A.G.; McGRATH, J. T.; TINKLER, M. J.; WETHERLY, G. C. (1977). The influence of cooling rate and composition on weld metal microstructures in C-Mn and HSLA steel. *Welding Journal*, v.56, n.9, p.267s-273s, Sept.
- GOMES, S. I. N. (1985). *Influência do Mn e Nb na microestrutura e nas propriedades de tração e impacto de metais de solda obtidas por arco submerso em aços ARBL*. São Carlos. Tese (Doutorado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.
- GOMES, S.I.N. (1996) Efeito da adição do pó metálico em soldas a arco submerso utilizando diferentes fluxos. São Carlos. Tese (Livre Docência) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.
- GOMES, S.I.N. et al. (1996). Efeito da adição de pó de ferro sobre a composição química, microestrutura e propriedades mecânicas em solda com aplicação de diferentes fluxos. In: ENCONTRO NACIONAL DE TECNOLOGIA DA SOLDAGEM, 22, Blumenau, Agosto, 1996. Anais. São Paulo, ABS, 1996. v.2, p.755-764.
- GOMES, S.I.N. ; SANTANA, 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. Anis. Águas de São Pedro, ABS, v.1, p.111-126.
- GOMES, S.I.N. et al. (1993b). Soldagem por arco submerso de aço microligado com adição de pó de ferro. *Metallurgia & Materiais*, v.49, n.414, p.93-100, fev.1993.
- GOMES, S.I.N.; SPINELLI, D. (1989). Efeito da temperabilidade e do teor de oxigênio na microestrutura de soldas em aços ARBL. *Metallurgia ABM*, v.45, n.385, p.1258-1262, Dez.
- GRONG, O.; MATLOCK, D.K. (1986). Microstructural development in mild and low steel weld metals. *International Metals Reviews*, V.31, N.1, P.27-48.
- GRONG, O. (1994). Metallurgical modelling of welding. London, *The institute of materials*.

- HARRISON, P. L.; FARRAR, R. A. (1987a). Microstructural development and toughness of C-Mn-Ni weld metals. Part 1 – Microstructure development. *Metal Construction*, v.19, n.7, p.392R-399R, Jul.
- HARRISON, P. L.; FARRAR, R. A. (1987b). Microstructural development and toughness of C-Mn-Ni weld metals. Part 2 – Toughness, *Metal Construction*, v.19, n.8, p.447R-450R, Aug.
- INTERNATIONAL INSTITUTE OF WELDING. (1988) *Guide to the light microscope examination of ferritic steel weld metals*. Doc. IX, p.1533, Jun.
- ITO, Y.; NAKANISCHI, M. KOMIZO, Y. (1979). Crack opening displacement properties on submerged arc weld metals. *The sumitomo Search*, v.21, p.52-67, May.
- ITO, Y.; NAKANISCHI, M. KOMIZO, Y. (1982). Effects of oxygen on low carbon steel weld metal. *Metal Construction*, v.14, n.9, p.472-478.
- KEISSLING, R. (1978). *Non-Metallic inclusions in steel*. London, The Metal Society
- KOBAYASHI, Y. (1994) *Efeito da adição controlada de pó metálico nas propriedades microestruturais e mecânicas no metal depositado por arco submerso em aços ARBL*. São Carlos. Tese (doutorado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.
- KOLLHOFFER, L.; MANZ, A. F. HORNBERGER, E. E. (1988) *Welding processes and practices*. New York. Ed. John Wiley & Sons. Cap.2.
- LAU, T.W.; SADOWSKI, M. M.; NORTH, T. H.; WEATHERLY, G. C. (1988). Effect of nitrogen on properties of submerged arc weld metal. *Materials Science and Technology*, v.4, n.1, p.52-61, Jan.
- MACHADO, I.G. (1996). *Soldagem & Técnicas Conexas: Processos* – UFRGS
- MARQUES, P.V. (1991). *Tecnologia da Soldagem* – Belo Horizonte – ESAB Miami, AWS. v.2, p.191.
- MODENESI, P. J.; MARQUES, P. V.; SANTOS, D. B. (1991). *Curso de Metalurgia da Soldagem* – Belo Horizonte –UFMG, p.16 e 77.
- OKUMURA et al. (1982).
- PICKERING, F. B. (1978). *Physical metallurgy and design of steels*. London, Applied Science.
- PORTER, L. F.; REPAS, P. E. (1982). The evolution of HSLA steels. *Journal of metals*, v.34, n.4, p.14-21, Apr.

- QUITES, A. M.; DUTRA, J. C. (1979). Tecnologia da soldagem a arco voltaico. Florianópolis, EDME.
- REYNOLDS, D. E. H. (1978). High deposition rate submerged-arc-welding. In: THE WELDING INSTITUTE (UK). *Submerged arc welding*. Cambridge, The Welding Institute. cap.7, p.43-48.
- RODGES, K. J.; LOCHHEAD, J.C. (1987). Submerged arc weldind 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 thougness of submerged arc welds. *Welding and Metal Fabrication*, v.48, n.3, p.183-193, Apr.
- SCHLICK, 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.589-597, Nov.
- SIGNES, E. G.; BAKER, J. C. (1979). Effect of columbium and Vanadium on the weldability of HSLA steels. *Welding research supplement*, p.179s-187s, Jun.
- SOUZA, P. C. R. D. (1991). Efeito da adição do pó de ferro sobre a microestrutura, composição química e propriedades mecânicas em solda a arco submerso. Dissertação (Mestrado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, Nov.
- SURIAN, E.; TROTTI, J.; HERRERA, R.; VEDIA, L.A.(1991). Influence of carbon on mechanical properties and microstructure of weld metal form a high-strength SMA electrode. *Welding Journal*, v.70, n.6, p.133s-140s, Jun.
- SVENSSON, L. E.; GRETOFF (1990). Microstructure and impact toughness of C-Mn weld metals. *Welding Research Supplement*, p. 454s-416s, Dec.
- SVENSSON, L. E. (1993). *Control of microstructures and properties in steel welds*. London, Materials Science and Technology.
- SNYDER, J. P.; PENSE, A. W. (1982). The effect of titanium on submerged arc weld metal. *Welding Journal*, v.61, n.7, p.201s-211s
- TAYLOR, L. G.; FARRAR, R. A. (1975). Metallurgical aspects of the mechanical properties of submerged – arc weld metal. *Welding Metal Fabrication*, v.43, n.4, p.305-310, May.
- TERASHIMA, H.; HART, P. H. M. (1984). Effect of aluminum on C-Mn-Nb steel submerged arc weld properties. *Welding research supplement*. V.63, n. 2, p.173s-183s. Jun.

- TERASHIMA, H.; TSUBOI, J. (1982). Submerged arc flux for low oxygen and hydrogen weld metal. *Metal Constructions*, v.14, n.12, p.648-654, Dec.
- TOSCANO, L. G. S. (1997). Efeito da diluição da chapa base na soldagem com adição de pó de ferro utilizando fluxo Experimental. Dissertação (Mestrado) – Área Interunidades em Ciência e Engenharia de Materiais da EESC, IFSC E IQSC, Universidade de São Paulo.
- THORNTON, C. E. (1988). Submerged arc welding consumables for high toughness application. *Welding and Metal Fabrication*, v.56, n.10, p.342-345, Oct.
- TROYER, W.; MIKURAK, J. (1974). High deposition submerged arc welding with iron power joint-fill. *Welding Journal*, v.53, n.8, p.494-5-4, Aug.
- TULIANI, S. S.; CERAM, A. L.; FARRAR, R. A. (1975). The effect of silicon in submerged arc weld metals at low concentrations. *Welding and Metal Fabrication*, v.43, n.553-558, Sept.
- VILPAS, M.; NIES, H.; KREBS, H.; KARPPI, R. (1990). Mechanical properties of submerged arc welds with metal powder addition. *Technical Research Centre of Filand, Research Reports*, n.684, p.1-40, May.
- WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELLO, F. D. H. (1992). *Soldagem: processos e metalurgia*. São Paulo, Edgard Blücher.