Campus de São Carlos

EFEITOS DOS CONSUMÍVEIS NO METAL
DEPOSITADO COM E SEM ADIÇÃO DE PÓ
METÁLICO EM AÇO DE RESISTÊNCIA
AMBIENTAL

MARCIA FERNANDA MARTINS DIAS

Orientador: Prof. Assoc. Samuel Irati Novaes Gomes

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO

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

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

**EFEITO DOS CONSUMÍVEIS NO METAL
DEPOSITADO COM E SEM ADIÇÃO DE PÓ
METÁLICO EM AÇO DE RESISTÊNCIA
AMBIENTAL**

ENG^a. MARCIA FERNADA MARTINS DIAS

Dissertação apresentada à área Interunidades
em Ciência e Engenharia de Materiais para
obtenção de Título de Mestre em Ciência e
Engenharia de Materiais.

ORIENTADOR: Prof. Assoc. Samuel Irati Novaes Gomes

**São Carlos
1997**

Class.	TESE-EESC
Cutt.	5872
Tombo	T107/97

Área: Ciência e Engenharia de Materiais.

st 747888

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

D541e Dias, Marcia Fernanda Martins
Efeito dos consumíveis no metal depositado com
e sem adição de pó metálico em aço de resistência
ambiental / Marcia Fernanda Martins Dias. --
São Carlos, 1997.

Dissertação (Mestrado). -- Área Interunidades:
Escola de Engenharia de São Carlos, Instituto de
Física de São Carlos, Instituto de Química de São
Carlos-Universidade de São Paulo, 1997.

Orientador: Prof. Dr. Samuel Irati Novaes Gomes

1. Metal de solda. 2. Adição de pó metálico.
3. Aço de resistência ambiental. 4. Propriedades
mecânicas. 5. Austenita retida. I. Título

Área Interunidades

Ciência e Engenharia de Materiais

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO

Escola de Engenharia de São Carlos

Instituto de Física de São Carlos

Instituto de Química de São Carlos

CAIXA POSTAL - 369

CEP 13560-970 - São Carlos/SP - Brasil

Tel/Fax: (016) 274-9285

MEMBROS DA COMISSÃO JULGADORA DA DISSERTAÇÃO DE MESTRADO DE **MÁRCIA FERNANDA MARTINS DIAS** APRESENTADA JUNTO A ÁREA INTERUNIDADES EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS, DA EESC-IFSC-IQSC, UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO, EM 16/05/1997.

COMISSÃO JULGADORA:

Prof. Dr. Samuel Irati Novaes Gomes - SMT/EESC/USP

Prof. Dr. Yukio Kobayashi - FET-DEM/UNESP

Prof. Dr. Waldeck Wladimir Bose Filho - SMT/EESC/USP

Dedico este trabalho aos meus pais
Luiz Daniel e Edyr (*in memoriam*).

AGRADECIMENTOS

Ao professor Assoc. Samuel Irati Novaes Gomes pelo apoio e pela orientação.

Ao meu esposo Marcelo e minha filha Ana Carolina pela compreensão.

Aos funcionários Alexandre, Eliete, Elza, Regina, Ivani e Vladerez.

Aos técnicos Alberto, Eliezer, João, Pedro e Silvano.

Aos professores e colegas do Departamento de Materiais- EESC-USP-São Carlos.

Aos colegas do departamento André e Valdinei.

Ao Sr. Luis Alberto Penazzi, chefe da Oficina Mecânica da EESC-USP-São Carlos.

À Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior (CAPES) pela bolsa de estudo concedida.

À Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo (FAPESP)- processo nº 959799/0.

Ao Conselho Nacional de Pesquisa e Desenvolvimento Científico (CNPq)- processo nº 524456/96-8(NV)(MM)(AI).

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

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS.....	i
LISTA DE TABELAS.....	v
LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS.....	vi
LISTA DE SÍMBOLOS.....	ix
RESUMO.....	x
ABSTRACT.....	xi
I- INTRODUÇÃO.....	1
II- REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	2
II.1- Soldagem por Arco Submerso.....	2
II.1.1- Características Gerais.....	2
II.1.2- Consumíveis: Eletrodo e Fluxo.....	3
II.1.3- Principais Variáveis do Processo.....	4
II.1.4- Pó metálico no Processo de Soldagem por Arco Submerso.....	6
II.2- Os Aços Alta Resistência Baixa Liga (ARBL).....	8
II.3- Microestruturas do Metal de Solda.....	9
II.3.1- Identificação e Descrição dos Microconstituintes.....	9
II.3.2- Fatores Controladores da Microestrutura.....	11
II.3.2.1- Composição Química.....	12
II.3.2.2- Tamanho da Austenita Anterior.....	22
II.3.2.3- Ciclo Térmico da Solda.....	23
II.3.2.4- Inclusões.....	24
II.3.2.5- Microestruturas de Solidificação.....	25
II.4- A Microestrutura e a Tenacidade.....	25
II.4.1- A Ferrita Acicular e a Tenacidade.....	29
III- MATERIAIS E MÉTODOS.....	31
III.1- Chapa Base.....	31
III.2- Arame.....	32

III.3- Fluxo.....	32
III.4- Pó Metálico.....	32
III.5- Equipamento de Soldagem.....	32
III.6- Secagem do Fluxo.....	33
III.7- Preparação do Chanfro.....	33
III.8- Adição de Pó Metálico.....	33
III.9- Procedimento de Soldagem.....	34
III.10- Metalografia.....	36
III.10.1- Macrografia.....	37
III.10.2- Micrografia.....	37
III.11- Cálculo da Diluição da Chapa Base.....	37
III.12- Quantificação da Microestrutura e da Microfase.....	38
III.13- Análises Químicas.....	38
III.14- Ensaios Mecânicos.....	39
III.14.1- Ensaio de Dureza Vickers.....	39
III.14.2- Ensaio de Tração.....	39
III.14.3- Ensaio de Impacto Charpy-V.....	39
IV- RESULTADOS.....	42
IV.1- Macrografias.....	42
IV.2- Diluição da Chapa Base.....	42
IV.3- Análises Químicas.....	47
IV.4- Micrografias.....	48
IV.5- Quantificação da Microestrutura e da Microfase.....	57
IV.6- Ensaio de Dureza Vickers.....	58
IV.7- Ensaio de Tração.....	59
IV.8- Ensaio de Impacto Charpy-V.....	59
V- DISCUSSÕES.....	65
V.1- Macrografias e Diluição da Chapa Base.....	65
V.2- Composição Química.....	66
V.3- Microestrutura.....	67
V.4- Microfase.....	69

V.5- Propriedades Mecânicas.....	70
V.5.1- Dureza.....	70
V.5.2- Tração.....	72
V.5.3- Impacto.....	74
VI- CONCLUSÕES.....	80
VII- SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	82
VIII- REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	83

LISTA DE FIGURAS

Figura 01- Esquema do processo de soldagem por arco submerso.....	2
Figura 02- Microestruturas do metal de solda como depositado mostrando os vários constituintes microestruturais.....	11
Figura 03- Efeito do carbono na microestrutura do metal de solda como depositado.....	13
Figura 04- Efeito do cromo na microestrutura do metal de solda como depositado.....	16
FIGURA 05- Efeito do molibdênio na microestrutura do metal de solda como depositado com 1% Mn.....	17
Figura 06- Conteúdo de ferrita poligonal e nitrogênio em cordão de solda..	21
Figura 07- Efeito do enxofre na microestrutura do metal de solda como depositado.....	22
Figura 08- Variação da deformação verdadeira na fratura (ϵ_f) com a fração volumétrica de inclusões (V_v).....	27
Figura 09- Resistência à clivagem:	
a- em função do teor de ferrita acicular e tensão de escoamento	
b- em função do teor de elementos de liga.....	30
Figura 10- Forma e dimensões do chanfro.....	33

Figura 11- Dispositivo de adição do pó metálico.....	34
Figura 12- Posicionamento e dimensões do corpo de prova para o ensaio de tração.....	39
Figura 13- Posicionamento e dimensões do corpo de prova para o ensaio de impacto.....	40
Figura 14- Posicionamento das impressões de dureza no metal de solda como depositado.....	41
Figura 15- Macrografias mostrando o aumento do reforço e da largura dos cordões de solda com adição de pó metálico. a) cordão 1. b) cordão 1P.....	43
Figura 16- Macrografias mostrando o aumento do reforço e da largura dos cordões de solda com adição de pó metálico. a) cordão 2. b) cordão 2P.....	44
Figura 17- Macrografias mostrando o aumento do reforço e da largura dos cordões de solda com adição de pó metálico. a) cordão 3. b) cordão 3P.....	45
Figura 18- Macrografias mostrando o aumento do reforço e da largura dos cordões de solda com adição de pó metálico. a) cordão 4. b) cordão 4P.....	46
Figura 19- Microestruturas mostrando a ferrita acicular como fase predominante e a ferrita poligonal de contorno de grão a) cordão 1. b) cordão 1P.....	49

- Figura 20- Microestruturas mostrando a ferrita acicular como fase predominante e a ferrita poligonal de contorno de grão. a) cordão 2. b) cordão 2P.....50
- Figura 21- Microestruturas mostrando a ferrita acicular e a ferrita poligonal de contorno de grão como as fases predominantes. a) cordão 3. b) cordão 3P.....51
- Figura 22- Microestruturas mostrando a ferrita acicular e a ferrita poligonal de contorno de grão como as fases predominantes. a) cordão 4. b) cordão 4P.....52
- Figura 23- A microfase aparece branca entre os contornos das ferritas. a) cordão 1. b) cordão 1P.....53
- Figura 24- A microfase aparece branca entre os contornos das ferritas. a) cordão 2. b) cordão 2P.....54
- Figura 25- A microfase aparece branca entre os contornos das ferritas. a) cordão 3. b) cordão 3P.....55
- Figura 26- A microfase aparece branca entre os contornos das ferritas. a) cordão 4. b) cordão 4P.....56
- Figura 27- Curvas de energia absorvida e aparência da fratura:
a) cordão 1. b) cordão 1P.....60
- Figura 28- Curvas de energia absorvida e aparência da fratura:
a) cordão 2. b) cordão 2P.....61

Figura 29- Curvas de energia absorvida e aparência da fratura: a) cordão 3. b) cordão 3P.....	62
Figura 30- Curvas de energia absorvida e aparência da fratura: a) cordão 4. b) cordão 4P.....	63
Figura 31- Diluição da chapa base dos oito cordões da solda.....	65
Figura 32- Porcentagem de ferrita acicular dos oito cordões de solda.....	68
Figura 33- Porcentagem de austenita retida dos oito cordões de solda.....	70
Figura 34- Dureza dos oito cordões de solda.....	71
Figura 35- Dureza em função da porcentagem de ferrita acicular.....	72
Figura 36- Limite de escoamento dos oito cordões de solda.....	73
Figura 37- Limite de escoamento em função da porcentagem de ferrita acicular.....	73
Figura 38- Estricção em função da porcentagem de austenita retida.....	74
Figura 39- Patamar de energia dúctil dos oito cordões de solda.....	75
Figura 40- Correlação da plataforma superior da energia Charpy com o teor de oxigênio no metal de solda.....	76
Figura 41- Variação da AFTT com a proporção de ferrita acicular para metal de solda da aços C-Mn-Nb.....	77

Figura 42- Influência da ferrita acicular na resistência à clivagem dos oito cordões de solda.....	79
--	----

LISTA DE TABELAS

Tabela 01- Composições químicas da chapa base, arames e pó metálico..	31
Tabela 02- Composição química relativa dos fluxos.....	32
Tabela 03- Parâmetros de soldagem.....	35
Tabela 04- Condições de soldagem dos oito cordões de solda.....	36
Tabela 05- Diluição da chapa base dos oito cordões de solda.....	42
Tabela 06- Composição química dos metais de solda 1, 1P, 2 e 2P.....	47
Tabela 07- Composição química dos metais de solda 3, 3P, 4 e 4P.....	48
Tabela 08- Porcentagem de microconstituintes nos oito cordões de solda..	57
Tabela 09- Porcentagem de microfase nos oito cordões de solda.....	58
Tabela 10- Dureza Vickers dos oito cordões de solda.....	58
Tabela 11- Limites de escoamento (σ_e) e de ruptura (σ_r), alongamento (A) e estricção (φ) dos oito cordões de solda.....	59
Tabela 12-Temperaturas de transição e energias no patamar dúctil dos oito cordões de solda.....	64

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

%F.F.	porcentagem de fratura frágil
Ac	área do cordão de solda
Ach	área do chanfro
AF	ferrita acicular
AFTT	aparência da fratura na temperatura de transição
Al	alumínio
al.	Outros
Ar	área do reforço
ARBL	Aço alta resistência baixa liga
ASTM	<i>American Society of Mechanical Engineers</i>
AWS	<i>American Welding Society</i>
B	boro
C	carbono
Ca	cálcio
CC-	Corrente contínua com polaridade direta
CC+	Corrente contínua com polaridade inversa
CCT	<i>Continuous cooling transformation</i>
Cr	cromo
Cu	cobre
Doc.	Documento
E.A.	energia absorvida
F	flúor
FATT	<i>fracture-appearance transition temperature</i>
FC	agregado de ferrita/carbeto
FC(B)	perlita
FS	ferrita com segunda fase
FS(A)	ferrita com segunda fase alinhada
FS(B)	bainita

FS(LB)	bainita inferior
FS(NA)	ferrita com segunda fase não alinhada
FS(SP)	ferrita de Widmanstätten
FS(UB)	bainita superior
G	gradiente térmico na interface sólido/líquido
H	hidrogênio
HSLA	<i>high strength low alloy</i>
IB	índice de basicidade do fluxo
IIW	<i>International Institute of Welding</i>
M	martensita
M(T)	martensita geminada
M/A	martensita/austenita
M-A-C	martensita-austenita-carbeto
Mg	magnésio
Mn	manganês
MnS	sulfeto de manganês
Mo	molibdênio
N	nitrogênio
n.	número
Nb	nióbio
Ni	níquel
O	oxigênio
P	fósforo
p.	página
PF	ferrita primária
PF(G)	ferrita de contorno de grão
PF(I)	ferrita poligonal intragranular
ppm	parte por milhão
R	taxa de solidificação da interface sólido/líquido
SAE	<i>Society of Automotive Engineers</i>
Si	silício

T	temperatura
Ti	titânio
TIG	<i>Tungstênio Inert Gas</i>
V	vanádio
v.	volume
Zr	zircônio
ZTA	Zona termicamente afetada

LISTA DE SÍMBOLOS

γ	campo austenítico do diagrama Fe-C
α	campo ferrítico do diagrama Fe-C
φ	estricção
σ	tensão de escoamento
σ_0	tensão de atrito que se opõe ao movimento das discordâncias
σ_e	limite de escoamento
ε_f	deformação verdadeira na fratura
σ_r	limite de resistência
$\Delta t_{8/5}$	tempo de resfriamento de 800 a 500°C
A	alongamento
c_1	constante empírica
D	diluição
d	tamanho de grão
H_t	aporte total de calor na soldagem
HV_{10}	dureza Vickers com carga de 10 kgf
I	corrente de soldagem
K	constante que representa uma medida da extensão do empilhamento de discordâncias nas barreiras
r	raio
V	tensão do arco elétrico
v	velocidade de soldagem
V_v	fração volumétrica de inclusões

RESUMO

Neste trabalho foi feito o estudo comparativo da composição química, da microestrutura e das propriedades mecânicas entre metais de solda com e sem adição de pó metálico de aço alta resistência baixa liga (ARBL). Foram feitos oito cordões pelo processo de soldagem por arco submerso, utilizando-se corrente de 660A, tensão de 34V, velocidade de soldagem de 28,8cm/min e vazão de pó de 4,5kg/h. Foram utilizados os arames EM-12K e EB-2, os fluxos OK1071 e BX200. O arame e o fluxo foram alternados para os oito cordões de solda. Foi adicionado o pó metálico PD-3 em quatro cordões de solda. Utilizou-se chapa de aço USI-SAC-50. Fez-se a metalografia, a quantificação da microestrutura e da austenita retida dos oito cordões. Os cordões sem adição de pó metálico apresentaram maiores porcentagens de ferrita acicular e maiores porcentagens de austenita retida. As propriedades mecânicas foram obtidas por ensaios de dureza, tração e impacto. Os cordões sem adição de pó apresentaram maiores valores de dureza e maiores limites de escoamento. Dos resultados obtidos foi concluído que a austenita retida influenciou na queda do patamar de energia dúctil para metais de solda com baixos teores de oxigênio e também influenciou no aumento da AFTT (aparência da fratura na temperatura de transição) quando em porcentagens relativamente altas nos cordões de solda como soldados.

ABSTRACT

The comparative study of the composition, microstructure and mechanical properties among weld metals with and without alloyed metal powder of High Strength Low Alloyed (HSLA) steel were done. Eight submerged arc weld metals were made, using welding current of 660A, arc voltage of 34V, travel speed of 28,8 cm/min and a powder flow of 4,5 kg/h. EM-12K and EB-2 wires and OK1071 and BX200 fluxes were used. The wire and the flux were alternated for eight weld metals. PD-3 alloyed metal powder was used in four weld metals. The USI-SAC-50 steel was used in this work. The metallography, microstructure quantification and retained austenite quantification of eight weld metals were done. The weld metals without alloyed metal powder showed higher percentages of acicular ferrite and retained austenite. The mechanical properties were obtained through tests of hardness, strength and impact. The weld metals without alloyed metal powder showed higher hardness and yield strength. From the results obtained, it was concluded that the retained austenite influenced on both depress of the upper shelf depressed for weld metals with low oxygen content and on the increase of the fracture appearance transition temperature (FATT), when in higher percentages, in weld metals as-welded.

I- INTRODUÇÃO

Os aços do tipo ARBL surgiram no início deste século e ao longo das décadas, através de pesquisas, melhorias nas resistências à corrosão e mecânica foram conseguidas, mas somente após a segunda guerra mundial os estudos concentraram-se na melhoria da tenacidade e da soldabilidade destes aços.

O processo de soldagem por arco submerso é um dos que pode ser empregado em aços ARBL. Este processo tem como principais vantagens a alta qualidade da solda, a alta penetração e a alta taxa de deposição. Uma alternativa para aumentar a produtividade do processo de soldagem por arco submerso, sem detrimento da qualidade do cordão de solda, é a adição de pó metálico. Esta técnica foi desenvolvida na década de setenta e atualmente sua utilização está muito difundida.

As propriedades mecânicas de um material metálico são o reflexo da sua microestrutura. Há uma variedade de microconstituintes nos cordões de solda de aços ferríticos, que se formam durante a solidificação do metal de solda. Estudos mostraram que a microestrutura que fornece melhor resistência juntamente com boa tenacidade é aquela que tem alta porcentagem de ferrita acicular. Pesquisas revelaram também que a austenita pode não se transformar durante o processo de solidificação do metal de solda e ficar retida na microestrutura do metal de solda.

O objetivo deste trabalho foi estudar comparativamente o efeito da austenita retida sobre as propriedades de dureza, tração e impacto entre cordões de solda com e sem adição de pó metálico em aço ARBL, na condição como soldado.

II- REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

II. 1- Soldagem por Arco Submerso

II.1.1- Características Gerais

A soldagem por arco submerso une metais por fusão através de um arco elétrico (ou arcos) mantido entre o eletrodo (ou eletrodos) metálico e o metal a ser soldado. Este arco é protegido por uma cobertura de um material granular, fusível, denominado fluxo, colocado sobre a área a ser soldada. A Figura 01 mostra um esquema simplificado deste processo.

FIGURA 01- Esquema do processo de soldagem por arco submerso (WAINER et al., 1992).

Há dois métodos gerais pelos quais a soldagem por arco submerso pode ser aplicada:-

- soldagem semi-automática: o soldador conduz a pistola e pelo bico desta saem fluxo e eletrodo.
- soldagem automática: não há necessidade de monitoramento e ajuste de controles continuamente.

As fontes de energia para soldagem podem ser do tipo retificador ou gerador à tensão ou corrente constantes e transformador à corrente alternada. A fonte utilizada determina a maioria dos limites dentro dos quais o processo pode operar sendo a maioria das soldagens feitas na faixa de 400 a 1500A.

A soldagem pode ser utilizada em uma ampla faixa de aplicações industriais que inclui fabricação de navios, elementos estruturais, vasos de pressão, tubos com costura, vigas, tanques de armazenamento bem como na recuperação de peças

Pode ser empregada em:

- aços carbono (C até 0.29%)
- aços carbono tratados termicamente
- aços baixa liga com σ_e até 690 MPa
- aços Cr-Mo (0.5% a 0.9% Cr e 0.5% a 1% Mo)
- aços inoxidáveis austeníticos Cr-Ni
- níquel e suas ligas

Este processo de soldagem apresenta como vantagens alta qualidade da solda, altas taxas de deposição, alta penetração, maior rendimento térmico e como desvantagem, o processo não permite soldagem fora das posições plana e horizontal, e soldagens de difícil acesso.

II.1.2- Consumíveis: Eletrodo e Fluxo

Os eletrodos são classificados conforme norma da *American Welding Society* (AWS). São fornecidos como arames sólidos nus e os eletrodos de aço são geralmente cobreados para evitar oxidação e diminuir o desgaste no tubo de contato. As bitolas mais utilizadas estão na faixa de 1.6 a 6.4mm.

Os fluxos são misturas de compostos minerais granulares com várias formulações. Baseado na diferença de métodos de produção, os tipos de fluxo são: fundidos, aglomerados, ligados e misturados mecanicamente.

A basicidade dos fluxos está relacionada com a facilidade com a qual os óxidos dissociam-se em um cátion metálico e um ânion de oxigênio. Os óxidos que se dissociam facilmente são chamados básicos; os ácidos dissociam-se em pequeno grau e os neutros são intermediários. Importantes também são o tamanho e a distribuição das partículas, que influenciam na alimentação e cobertura do fluxo, no nível de amperagem, na uniformidade e forma do cordão.

- fluxo tem as funções de proteger a poça de fusão da atmosfera cobrindo-a com escória fundida, desoxidar a poça de fusão, modificar a composição, influenciar na forma e nas propriedades mecânicas do cordão de solda.

II.1.3- Principais Variáveis do Processo

As variáveis mais importantes e seus efeitos sobre a soldagem são:

a) Corrente:

É a mais influente das variáveis porque controla a taxa de deposição, a penetração e a diluição da chapa base. Aumentando-se a corrente, mantendo-se os demais parâmetros constantes, tem-se:

- maior penetração
- maior taxa de deposição

Correntes excessivamente altas produzem cordões estreitos e altos enquanto que correntes excessivamente baixas produzem arco instável.

Recomenda-se o uso de corrente contínua com polaridade inversa (CC+, eletrodo positivo) para rápida deposição de passes ou penetração total. A corrente contínua com polaridade direta (CC-, eletrodo negativo) oferece maior taxa de deposição em relação àquela com polaridade inversa porém, com menor penetração. A corrente alternada produz penetração intermediária e reduz o sopro magnético (deflexão do arco devido às forças magnéticas).

b) Tensão do arco:

Determina principalmente a forma da seção transversal do cordão e sua aparência externa. Aumentando-se a tensão, mantendo-se os demais parâmetros constantes, tem-se:

- cordão mais plano e liso
- aumento do consumo de fluxo
- redução da porosidade
- aumento da absorção dos elementos de liga do fluxo
- aumento da sensibilidade às trincas

Tensões excessivamente altas produzem cordões de forma côncava sujeitos à trincas e dificulta a remoção da escória. Tensões excessivamente baixas produzem cordões altos e estreitos dificultando a remoção da escória nas bordas.

c) Velocidade de Soldagem

Controla o tamanho do cordão e a penetração. Aumentando-se a velocidade, mantendo-se os demais parâmetros constantes, tem-se:

- diminuição do aporte de calor
- menor taxa de deposição
- menor penetração

Velocidades excessivamente altas aumentam a tendência a mordeduras, porosidade e irregularidades do cordão. Velocidades excessivamente baixas produzem cordões convexos sujeitos às trincas, e uma larga poça de fusão que flui ao redor do arco resultando em um cordão rugoso e inclusões de escória.

d) Diâmetro do Eletrodo

Influencia na forma do cordão, na penetração e na taxa de deposição. Aumentando-se o diâmetro do eletrodo, mantendo-se os demais parâmetros constantes, tem-se:

- aumento da largura do cordão
- diminuição da densidade de corrente
- menor penetração
- menor taxa de deposição

e) Extensão do Eletrodo

A extensão do eletrodo é a distância entre o cabeçote e a ponta do eletrodo. A altas densidades de correntes (acima de 125 A/mm^2) esta distância é aquecida pela resistência à passagem da corrente, portanto quanto maior esta distância, maior o aquecimento e maior a taxa de deposição.

Geralmente a extensão do eletrodo é aproximadamente oito vezes o diâmetro do eletrodo.

f) Tipo e Preparação da Junta

Na escolha do tipo de junta deve-se levar em consideração principalmente:

- espessura da chapa
- penetração necessária
- tensões e deformações necessárias

O tipo de junta mais utilizado na soldagem a arco submerso é a de topo com ou sem chanfro.

A junta deve estar isenta de óleos, graxas, ferrugem ou qualquer resíduo que possa contaminar a poça de fusão resultando em bolhas, porosidade e inclusões.

II.1.4- Pó Metálico no Processo de Soldagem por Arco Submerso

Uma alternativa para aumentar a produtividade do processo de soldagem a arco submerso é a adição de pó metálico.

A utilização do pó metálico tem como vantagem taxas de deposição mais elevadas em comparação com a soldagem convencional, sem detrimento das propriedades mecânicas do metal de solda. Correntes de soldagem mais altas são utilizadas para fundir o pó e obter penetração desejada, e isto, junto com o pó fundido depositado elevam a taxa de deposição. O aumento da corrente de soldagem não resulta em alta diluição da chapa base, em larga zona afetada pelo calor ou estrutura grosseira porque parte da energia de soldagem é utilizada para fundir o pó.

Estudos feitos por DeHAECK (1971) mostraram a eficiência do uso de uma mistura metálica. Houve melhora na aparência do cordão de solda, diminuição da zona termicamente afetada (ZTA), maior taxa de deposição, menor consumo de fluxo e menor diluição da chapa base.

NATAL (1982) verificou, em soldas feitas por arco submerso com adição de pó ferro, que a distorção angular foi minimizada, que esta técnica facilitou a soldagem de juntas com preparo imperfeito e aumentou a velocidade de soldagem, além das vantagens citadas anteriormente.

BAILEY (1991) estudou o uso do pó metálico em cordões de solda simples e múltiplos passes feitos com múltiplos arames. Verificou uma melhora considerável na eficiência da soldagem que resultou na redução do número de passes sem prejudicar a tenacidade dos cordões.

Os pós são principalmente de natureza metálica como ferro, manganês, silício, níquel e outros desoxidantes. Pode ser aglomerado ou finamente dividido.

RODGERS & LOCHHEAD (1987) avaliaram duas maneiras de como o pó pode ser adicionado na junta a ser soldada:

- adição de pó à frente do fluxo: utiliza o mesmo equipamento de soldagem por arco submerso convencional, mas com um dispositivo de alimentação do pó à frente do fluxo. É o mais utilizado.

- adição de pó pelo arame: o pó é adicionando diretamente no arame de soldagem. O pó fica atraído pelo campo magnético gerado ao redor do arame.

BICHOFF & MACHADO (1989) citaram uma terceira maneira de adição do pó. Este, aglomerado com o fluxo.

II.2- Os Aços Alta Resistência Baixa Liga (ARBL)

Os aços ARBL foram desenvolvidos primeiramente para obter uma melhora na razão resistência/peso, aumentando-se a resistência unitária nominal permitindo assim a diminuição das seções.

Esses aços têm baixo/médio carbono (0.10 a 0.30%) e manganês (0.60 a 1.70%) contendo também pequenas quantidades de elementos de liga tais como Al, B, Cr, Ni, Mo, Co, N, Ph, terras raras, Si, Ti, V e Zr que conferem desejáveis combinações de propriedades como resistência, tenacidade, plasticidade, soldabilidade e resistência à corrosão atmosférica. A composição química e as propriedades desses aços são especificadas pela *American Society of Testing Materials (ASTM)* e pela *Society of Automotive Engineers (SAE) J410*.

São divididos em 4 categorias:

- aços estruturais perlíticos laminados com limite de escoamento mínimo de 275 a 345 MPa (40 a 50 Ksi), conhecidos como aços alta resistência ou alta resistência baixa liga.
- aços alta resistência baixa liga microligados, com propriedades que resultam da combinação de adições de elementos de liga e laminação à quente controlada.
- classe de aços carbono - normalizado, temperado ou revenido-tendo limite de escoamento mínimo de 290 a 690 MPa (42 a 100 Ksi) e, se especificado, um mínimo de tenacidade ou resistência ao impacto.

- classe de aços baixa liga temperados e revenidos tendo um limite de escoamento mínimo de 552 a 758 MPa (80 a 110 Ksi).

Os aços ARBL são aplicados na indústria automobilística, vasos de pressão, ferrovias, pontes, equipamentos de terraplanagem, edificações, plataformas marítimas e estão disponíveis em todas as formas: lâminas, tiras, placas, perfis estruturais, barras e seções especiais.

II.3- Microestruturas do Metal de Solda

II.3.1- Identificação e Descrição dos Microconstituintes

Uma variedade de microconstituintes é formada durante a transformação da austenita em ferrita. Segundo a subcomissão IXJ do Instituto Internacional de Soldagem (*International Institute of Welding* - (IIW)- 1988), os principais microconstituintes identificados por microscopia ótica para metal de solda de aços ferríticos são:

- a) ferrita primária (*primary ferrite* - PF)- pode ocorrer em duas formas:
 - ferrita de contorno de grão (*grain boundary ferrite* - PF(G))- grãos poligonais ou veios de ferrita associados com contornos de grãos da austenita anterior.
 - ferrita poligonal intragranular (*intragranular polygonal ferrite* - PF(I))- grãos de ferrita, normalmente poligonais encontrados dentro dos grãos da austenita anterior.
- b) ferrita acicular (*acicular ferrite* - AF)- pequenos grãos de ferrita não alinhada encontrados dentro dos grãos da austenita anterior. A relação comprimento/largura das ripas deve ser menor que 4:1.
- c) ferrita com segunda fase (*ferrite with second phase* - FS)- pode ocorrer em duas formas:

-ferrita com segunda fase alinhada (*ferrite with aligned second phase* -FS(A))- duas ou mais ripas paralelas de ferrita, sendo a relação comprimento/largura maior que 4:1. Este microconstituente pode ser identificado como ferrita de Widmanstätten (*side plate* - FS(SP)), bainita (*bainite* - FS(B)), bainita superior (*upper bainite* - FS(UB)), bainita inferior (*lower bainite* - FS(LB)), mas estas distinções não são normalmente possíveis usando somente microscopia ótica.

-ferrita com segunda fase não alinhada (*ferrite with non aligned second phase* - FS(NA))- circunda ripas isoladas de ferrita acicular ou microfases que são aproximadamente equiaxiais distribuídas aleatoriamente.

d) agregado de ferrita/carbeto (*ferrite carbide aggregate* - FC)- estruturas de ferrita fina/carbeto, incluindo ferrita com interfase de carbeto e perlita. Se o agregado for identificado como perlita será FC(P); se a colônia for menor que ripas adjacentes dentro dos grãos da austenita anterior, deve ser tratada como uma microfase.

e) martensita (*martensite* - M)- colônias de martensita as quais são maiores que ripas adjacentes de ferrita dentro dos grãos da austenita anterior. Pequenas colônias devem ser tratadas como uma microfase.

A Figura 02 mostra as várias microestruturas descritas acima.

FIGURA 02- Microestruturas do metal de solda como depositado mostrando os vários constituintes microestruturais (ABSON et al., 1988).

II.3.2- Fatores Controladores da Microestrutura

A microestrutura final do metal de solda depositado irá depender das complexas interações entre as seguintes variáveis:

- composição química
- concentração, composição química e distribuição de tamanho de inclusões não metálicas
- microestrutura de solidificação
- tamanho de grão da austenita anterior
- ciclo térmico da solda

II.3.2.1- Composição química

a) Influência do Carbono (C)

O carbono é o mais importante elemento no metal de solda e deve ser mantido na faixa de 0,05% a 0,15% para que não ocorra a formação de martensita. Nesse níveis o carbono tem efeito de controlar a quantidade de carbeto e refinar a microestrutura.

EVANS (1983) variou o carbono de 0,045% a 0,145% e variou o manganês de 0,6% a 1,8% em soldagem por eletrodo revestido. Verificou, no metal de solda, que aumentando-se o teor de carbono aumenta-se a ferrita acicular às custas da ferrita poligonal de contorno.

SVENSSON & GRETOFT (1990) estudaram o efeito do C na microestrutura do metal de solda de cordões feitos por eletrodo revestido. Com o aumento do teor de C houve aumento na porcentagem de ferrita acicular às custas da ferrita de contorno de grão e da ferrita com segunda fase. Com alto teor de C, também observaram o aparecimento de grãos isolados de austenita retida.

SURIAN et al. (1991) variou o carbono de 0,05% a 0,12% em eletrodos para soldagem por arco submerso e verificou, no metal de solda, que aumentando-se o teor de carbono; aumenta-se a proporção de ferrita acicular enquanto que a proporção de ferrita de contorno diminuiu na condição como soldado, mostrado na Figura 03, mas com alívio de tensão aumentou-se a precipitação de carbeto.

FIGURA 03- Efeito do Carbono na microestrutura do metal de solda como depositado (SURIAN et al., 1991).

b) Influência do Manganês (Mn)

O manganês é o principal elemento reforçador por solução sólida em aços estruturais quando está presente em quantidades maiores que 1%.

Estudos feitos por EVANS (1980) em soldas feitas com eletrodo revestido variando-se o teor de Manganês de 0.65% a 1.8% , mostraram

GOMES (1985) estudou o efeito da variação de Mn em cordões feitos por arco submerso de aços ARBL. Concluiu que teores acima de 1,2% Mn a ferrita acicular foi predominante na microestrutura. Abaixo de 1,2% Mn a maior porcentagem de microconstituente foi de formas de ferrita pró-eutetóide.

Estudos feitos por HARRISON & FARRAR (1987), usando dilatométrica, em cordões de solda feitos com eletrodo revestido, mostraram que o aumento do teor de manganês abaixou as temperaturas de início de transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ em diagramas de resfriamento contínuo (*continuous cooling transformation CCT*) para todas as taxas de resfriamento. Com o aumento de teor de manganês houve maior abaixamento da temperatura de início da formação da ferrita poligonal do que da ferrita acicular, resultando assim em um aumento progressivo da ferrita acicular.

SVENSSON & GRETOFT (1990) estudaram o efeito do Mn na microestrutura do metal de solda de cordões feitos por eletrodo revestido. Com o aumento no teor de Mn houve aumento na porcentagem de ferrita acicular às custas da ferrita com segunda fase. Observaram também que a natureza da microfase presente variou conforme o teor de liga. A microfase variou de carbeto de contorno de grão, com baixo teor de liga, para austenita retida com alto teor de liga.

c) Influência do Silício (Si)

EVANS (1986) estudou o efeito do silício na microestrutura de cordões de solda feitos com eletrodo revestido variando-se o teor de Si entre 0.2% e 0.9%. Com o aumento do teor de Si houve aumento da porcentagem de ferrita acicular às custas da ferrita pró-eutetóide e da ferrita com segunda fase. Exames de réplicas de extração de carbono revelaram que as microfases retidas poderiam ser austenita ou austenita/martensita.

Segundo ABSON¹ apud EVANS (1986), que estudou cordões de solda de passes simples feitos por arco submerso, com o aumento do teor de silício houve aumento da ferrita acicular no metal de solda mas sem o refino da microestrutura ser observado.

d) Influência do Cromo (Cr)

EVANS (1989) estudou o efeito do Cromo na faixa de 0% a 2.3% em soldas de múltiplos passes feitas com eletrodo revestido, contendo manganês de 0.6% a 1.8%. Com o aumento do teor de Cr houve redução da ferrita primária acompanhada inicialmente por aumento da ferrita acicular e depois por aumento da ferrita com segunda fase alinhada. Estas mudanças nas porcentagens microestruturais variaram com o teor de Mn, como mostra a Figura 04. Até 1% de Cr houve refinamento progressivo da ferrita acicular. Sem Cr a microfase retida era tipo perlítica; com 0.25% a microfase era predominantemente martensita/austenita (M/A) e com teores mais altos a microfase M/A estava dispersa e irregular na forma. BABU & BHADSHIA (1990) apresentaram uma modificação na figura original de EVANS (1989). O campo da ferrita com segunda fase alinhada foi subdividido em duas regiões: uma como ferrita de Widmanstätten e outra como bainita

SNIEDER & KERR (1984) estudaram o efeito do cromo na microestrutura e propriedades do metal de solda feito por arco submerso com fluxo básico. A microestrutura apresentou-se aproximadamente 90% como ferrita acicular entre 0.032% Cr e 0.73% Cr mas, com teores maiores de 0.4% Cr, houve supressão da formação de ferrita pró-eutetóide e promoção da formação de bainita. Com teores entre 1.18% Cr e 1.84% Cr a microestrutura apresentou-se como longos grãos de ferrita ou bainita entre grãos pequenos e mais equiaxiais de ferrita. A porcentagem e comprimento desses grãos longos aumentaram juntamente com o teor de cromo.

¹ ABSON, D.J. (1978) A study of the influence of O and Si on the microstructure and toughness of submerged arc welds. *Welding Institute Members Report*, 68/1978/ M. July apud EVANS, G.M. (1986) Effects of silicon on the microstructure and properties of C-Mn all-weld-metal deposits. *Metal Construction*, v.18, n. 7, p.438r-444r, Jul.

FIGURA 04- Efeito do cromo na microestrutura do metal de solda como depositado (EVANS, 1989).

e) Influência do Molibdênio (Mo)

O efeito do molibdênio na microestrutura e nas propriedades de soldas de múltiplos passes feitas por eletrodo revestido variando-se o teor de 0% Mo a 1.1% Mo foi pesquisado por EVANS (1988). Para região do topo do cordão de solda, com aumento do teor de molibdênio houve redução da porcentagem de ferrita primária até a sua quase completa eliminação com 1.1% Mo, como mostra a Figura 05. A porcentagem de ferrita acicular inicialmente aumentou, mas acima de 0.5% Mo houve diminuição da porcentagem de ferrita acicular com aumento da porcentagem de ferrita de segunda fase. A ferrita acicular refinou com o aumento de teor de molibdênio enquanto que a ferrita com segunda fase tornou-se mais grosseira.

FIGURA 05- Efeito do molibdênio na microestrutura do metal de solda como depositado com 1%Mn (EVANS, 1988).

f) Influência do Cobre (Cu)

HANNERZ (1988) analisou o efeito do cobre nas propriedades do metal de solda. Concluiu que o cobre refinou a microestrutura secundária do metal de solda e teve uma tendência para formar fases como bainita em vez de ferrita pró-eutetóide. Em soldagens de alto aporte de calor alguns precipitados podem aparecer se o teor de cobre for alto (> 1% Cu).

Segundo KLUKEN et al. (1994), a adição de cobre refinou a microestrutura e aumentou a porcentagem de ferrita de contorno de grão.

g) Influência do Níquel (Ni)

Segundo estudos de FARRAR & HARRISON (1987), o Ni tem um efeito similar ao do Mn pois abaixa a temperatura de transformação da austenita no resfriamento, com a temperatura de início da formação da

ferrita poligonal sendo suprimida. Isto resultou em uma maior porcentagem de ferrita acicular às custas da ferrita poligonal.

TAYLOR & EVANS² apud FARRAR & HARRISON (1987) relataram que com o aumento do teor de Ni houve diminuição da porcentagem de ferrita de contorno de grão e a ferrita acicular tornou-se mais refinada. Em teores maiores que 3.5% em peso de Ni houve mudança na microestrutura com o desenvolvimento de martensita intragranular entre as ripas de ferrita.

h) Influência do Titânio (Ti)

O efeito desse elemento microligante no metal de solda de aços C-Mn foi investigado por EVANS (1992). Com teores de até 30 ppm de Ti houve aumento de até dez vezes na fração de volume de ferrita acicular.

De acordo com 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.

i) Influência do Alumínio (Al)

TERASHIMA & HART (1984) verificaram o complexo efeito do Al na microestrutura e propriedades do metal de solda de aços C-Mn-Nb. O Al depende da basicidade do fluxo utilizado.

Para soldas feitas com fluxo básico (índice de basicidade (IB) =2.0) o aumento do Al primeiramente aumentou a porcentagem de ferrita acicular às custas de ferrita com martensita-austenita-carbeto (M-A-C) alinhados. Mas com teores maiores que 0.016% Al houve aumento da porcentagem de ferrita com M-A-C alinhados às custas da ferrita acicular.

² TAYLOR D.S.; EVANS G.M. *Metal Construction*, n.15, n.438, 1983 apud FARRAR, R.A ; HARRISON, P.L. (1987) Review- Acicular ferrite in carbon-manganese weld metals: an overview. *Journal of Materials Science*, v.22, n.11, p.3812-3820.

Para soldas feitas com fluxo básico (IB=2.9) o aumento do teor de Al primeiramente aumentou a porcentagem de ferrita acicular às custas de ferrita com M-A-C alinhados, mas com teores maiores que 0.019% Al houve aumento da porcentagem de ferrita com M-A-C alinhados às custas de ferrita acicular.

Para soldas feitas com fluxo ácido (IB=0.9) houve inicialmente aumento da ferrita acicular com aumento do teor de Al, mas para teores maiores não houveram mudanças claras na microestrutura.

j) Influência do Oxigênio (O) e do Nitrogênio (N)

Ambos elementos podem entrar no metal de solda por vários meios dependendo do processo de soldagem utilizado: diluição da chapa base, eletrodo, atmosfera, reações metal-escória e reações metal-gás.

O oxigênio está em maior quantidade presente no metal de solda como óxido ou inclusões resultantes das reações de desoxidação na poça de fusão.

Segundo BLAKE (1979), para teores extremamente baixos de O (< 200 ppm) há atraso na transformação $\gamma \rightarrow \alpha$, o que pode ser a consequência da redução no número de núcleos. Pequenas adições de Ti ou teores de O acima de 250 ppm há aumento do número de núcleos, levando a uma estrutura de ferrita fina.

Conforme ALHBLOM³ apud ABSON (1989), moderados teores de O favorecem a formação de fina ferrita acicular enquanto que altos teores de O favorecem a formação de uma estrutura de ferrita poligonal. Teores extremamente baixos de O promovem a formação de grandes porções de ferrita com segunda fase alinhada.

³ AHLBLOM, B. Oxygen and its role in determining a state of the art review. Doc.IX-J-81-84 of the IIW apud ABSON, D.J. (1989) Non-metallic inclusions in ferritic steel weld metals- a review. *Welding in the world*, v.27, n.3/4, p.76-101.

LIU & OLSON (1986) verificaram que com o aumento do teor de O no metal de solda, houve diminuição do tamanho médio das inclusões devido a maior frequência de finas partículas com diâmetros menores que $0.1\mu\text{m}$.

O nitrogênio em soldas feitas a arco submerso varia entre 40ppm e 140ppm.

Segundo BLAKE (1979), há quatro maneiras pelas quais o N pode estar dissolvido no ferro: como moléculas, como átomos, como íons e como gás NO. Em metal de solda a baixa tenacidade associada ao N livre é atribuída ao endurecimento por solução sólida e aos efeitos de ancoramento das discordâncias e, para evitar isto adiciona-se elementos fixadores de N em nitretos tais como: Mn, Nb, Cr, V, Al, Ti, Zr. Esses nitretos, durante o resfriamento impedem o crescimento do grão austenítico e atuam como sítios de nucleação da ferrita.

O efeito do N foi estudado por LAU et al. (1988) em metal de solda feito por combinação de *Tungsten Inert Gas (TIG)* com arco submerso. Para teores acima de 70ppm, concluíram que quanto maior o teor de N menor a porcentagem de ferrita acicular e maior a de ferrita poligonal. A Figura 06 mostra o efeito do N na porcentagem de ferrita poligonal. Observaram também que aumentando-se o teor de O juntamente com o teor de N a porcentagem de ferrita poligonal dobra.

FIGURA 06- Conteúdo de ferrita poligonal e nitrogênio em cordão de solda de aço ARBL (LAU et al., 1988).

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

Segundo estudos de EVANS (1986) feitos com eletrodos revestidos variando-se o enxofre de 0,007% a 0,0046% e fósforo de 0,007% a 0,040%, o enxofre é mais prejudicial do que o fósforo.

Com aumento do S houve aumento da porcentagem de ferrita com M-A-C alinhados e diminuição para aproximadamente 45% na ferrita acicular atribuídos à existência de uma camada de sulfeto de manganês (MnS) na superfície das inclusões, conforme mostra a Figura 07.

P não teve efeito aparente na microestrutura do metal de solda.

FIGURA 07- Efeito do enxofre na microestrutura do metal de solda como depositado (EVANS, 1986).

II.3.2.2- Tamanho de Grão da Austenita Anterior

É conhecido que a austenita de granulação grosseira decompõe-se mais lentamente comparada com austenita de granulação fina devido a menor área de contorno de grão disponível para nuclear a ferrita.

Os estudos de FARRAR & HARRISON (1987) mostraram que quanto menor o tamanho do grão da austenita anterior mais fácil foi a transformação para ferrita poligonal; enquanto que, quanto maior o tamanho de grão da austenita anterior, a ferrita acicular foi predominante.

Devido a fina granulação da austenita há uma alta densidade de favoráveis sítios primários de nucleação e uma alta taxa de nucleação nos contornos de grão ocorre para baixos superesfriamentos, assim a austenita decompõe-se em produtos de transformação de temperaturas altas como a ferrita poligonal. Grãos grosseiros formam poucos sítios primários que

requerem considerável superesfriamento para se obter a mesma taxa de nucleação, assim o centro dos grãos austeníticos tornam-se favoráveis para a nucleação em sítios secundários, os quais resultam em produtos de transformação de temperaturas mais baixas como a ferrita acicular.

II.3.2.3- Ciclo Térmico da Solda

É muito utilizado o tempo de resfriamento de 800 a 500°C, $\Delta t_{8/5}$, para se ter uma idéia das condições térmicas sob as quais a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ ocorre.

Estudos feitos por GLOVER et al. (1977) mostraram que para metal de solda de aços ARBL aumentando-se a taxa de resfriamento, $\Delta t_{8/5} = 500 \rightarrow 15s$ houve mudança na microestrutura de ferrita poligonal para ferrita acicular e para bainita superior. Na faixa de $15 < \Delta t < 190s$ foi observada a presença da microfase martensita-austenita (M-A).

EVANS (1982) estudou o efeito da variação do aporte de calor na microestrutura e propriedades de cordões feitos por eletrodo revestido. Verificou que o aumento no aporte de calor resultou no aumento da porcentagem de ferrita pró-eutetóide às custas da ferrita acicular.

FARRAR & HARRISON (1987) estudaram o efeito da taxa de resfriamento $\Delta t_{8/5}$ no desenvolvimento da microestrutura do metal de solda de aços C-Mn e C-Mn-Ni por dilatometria. Verificaram que para taxas de resfriamento baixas ($\Delta t_{8/5} \approx 100s$) a microestrutura era ferrita poligonal e perlita; para taxas de resfriamento intermediárias ($\Delta t_{8/5} \approx 20s$) a microestrutura era predominantemente ferrita acicular e para altas taxas ($\Delta t_{8/5} \approx 1.5s$) formou-se martensita.

GOMES et al. (1989) verificaram o efeito do insumo de calor sobre a microestrutura e composição química das soldas feitas por arco submerso. Observaram que com o aumento do insumo de calor houve crescimento do tamanho médio do grão colunar do metal depositado e para os metais de

solda com maior tamanho médio do grão colunar a porcentagem de ferrita de contorno aumentou em relação à da ferrita acicular.

II.3.2.4- Inclusões

As inclusões exercem um papel importante no desenvolvimento da microestrutura do metal de solda dos aços ARBL. É conhecido que as inclusões influenciam a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ restringindo o tamanho de grão da austenita e/ou fornecendo sítios favoráveis para a nucleação dos vários microconstituintes.

LIU & OLSON (1986) estudaram o papel das inclusões no controle da microestrutura de metal de solda de aços ARBL. Verificaram que soldas com alta porcentagem de ferrita acicular estavam associadas com grãos grosseiros de austenita anterior e com grande número de inclusões de diâmetro maior que $0.2\mu\text{m}$. Soldas com alta porcentagem de ferrita de contorno de grão estavam associadas com grãos finos de austenita anterior e com grande número de inclusões com diâmetro menor que $0.1\mu\text{m}$.

Conforme BARRITE et al. (1982), uma maior densidade de inclusões e uma maior fração de volume de inclusões reduziu o tamanho da austenita anterior por ancoramento de contorno de grão, promovendo assim a nucleação em contorno de grão e impedindo a nucleação intragranular.

Segundo KAYALI et al. (1983), inclusões que serviram como substrato para nucleação da ferrita acicular eram pequenas, menores que $1\mu\text{m}$ em tamanho, e eram arredondadas.

Nos estudos feitos por DOWLING et al. (1986), não houveram evidências para relacionar a porcentagem de ferrita acicular e as composições das fases das inclusões. Entretanto concluíram, segundo a teoria clássica da nucleação heterogênea, que as inclusões agem como substrato inerte para a nucleação de ferrita acicular.

II.3.2.5-Microestrutura de Solidificação

A solidificação do metal de solda inicia-se por nucleação heterogênea e crescimento epitaxial na chapa base. Os grãos desenvolvem-se com a mesma orientação cristalográfica e tamanho dos grãos da zona termicamente afetada (ZTA) que agem substrato, o que afetará o tamanho de grão da austenita anterior, segundo estudos de SAVAGE⁴ et al. apud DAVIES & GARLAND (1975).

A solidificação da poça de fusão segue na direção do máximo gradiente térmico, ou seja, na direção normal à linha de fusão e continua até os grãos se tocarem. A quantidade de elemento de liga, a taxa de solidificação da interface sólido/líquido (R) e o gradiente térmico na interface sólido/líquido (G) na poça de fusão irão determinar se a subestrutura do grão colunar será dendrítica, celular-dendrítica ou celular.

A segregação de elementos de liga e impurezas (C, O, Mn, S, P) pode ocorrer nos espaços interdendríticos. A macrosegregação na forma de bandas de soluto tendem a ocorrer na linha central da solda, o que pode produzir trincas à quente pela formação de eutéticos de baixo ponto de fusão. Após a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$, um alto grau de segregação pode levar a formação de blocos de martensita e bainita conforme GARLAND & KIRKWOOD⁵ apud GRONG e MATLOCK (1986).

II.4- A Microestrutura e a Tenacidade

Nas últimas décadas uma maior importância, na área de pesquisas, tem sido dada ao alcance de máximas tenacidade e ductilidade para os cordões de solda de aços estruturais. Isso deve-se ao fato de que esses aços são utilizados em plataformas, tubulações e etc em condições rigorosas

⁴ SAVAGE, W.F. et. al. *Welding Journal*, v.44, n.175, 1975 apud DAVIES, G.J. (1975) Solidification structures and properties of fusion welds. *International Metallurgical Reviews*, v.20, n.2, p.83-106.

⁵ GARLAND, J.G.; KIRKWOOD *IW Document IX-92-74* apud GRONG, Ø.; MATLOCK, D.K. (1986) Microstructural development in mild and low-alloy steel weld metals. *International Metals Review*, v.31, n.1, p.27-48, Jan.

onde é necessário manter boa tenacidade do metal de solda à temperaturas inferiores a -10°C .

Os fatores que mais afetam a tenacidade de um material, conforme ALMQUIST et al. (1972) e MUNNIG SCHMIDT-VAN DER BURG et al. (1985) são:

- inclusões
- tamanho de grão
- microestrutura

a) Inclusões

É conhecido que a resistência à fratura é fortemente influenciada pela fração volumétrica, forma e distribuição de inclusões não metálicas.

A relação entre a deformação verdadeira na fratura e a fração volumétrica de inclusões tem sido determinada experimentalmente e pode ser expressa de modo simplificado como na equação (1):

$$\varepsilon_f = c_1 \left(\frac{1}{V_v} \right) \quad (1)$$

onde:

ε_f é a deformação verdadeira na fratura

c_1 é uma constante empírica

V_v é a fração volumétrica de inclusões

A Figura 08 revela a dependência da deformação verdadeira na fratura com a fração volumétrica de inclusões, conforme estudos de WIDGERY (1975). Uma correlação existe também entre a deformação verdadeira na fratura e o patamar de energia dúctil, conforme AKSELSSEN et GRONG (1992).

Assim, as propriedades de impacto na região dúctil normalmente diminuem com aumento do teor de oxigênio. É conhecido que a fração volumétrica de inclusões é proporcional à porcentagem de oxigênio e enxofre.

A resistência à fratura por clivagem em metal de solda de aços C-Mn, conforme modelo desenvolvido por TWEED & KNOTT (1987), segue as seguintes características:

- a plasticidade a baixas deformações ocorre na ferrita de contorno de grão.
- esta plasticidade induz ao trincamento das inclusões do metal de solda.
- as inclusões trincadas, com determinados diâmetros (aproximadamente $1\mu\text{m}$) agem como sítios de iniciação para a clivagem.
- a clivagem então propaga preferencialmente, mas não exclusivamente, através da ferrita de contorno de grão.

FIGURA 08- Variação da deformação verdadeira na fratura (ϵ_f) com a fração volumétrica de inclusões (V_v). (WIDGERY, 1975).

b) Tamanho de Grão

Os materiais policristalinos, exceto às altas temperaturas, apresentam uma dependência entre tamanho de grão, dureza e resistência. Quanto menor o tamanho de grão, maiores a dureza e a tensão de deformação plástica.

Uma relação linear entre o tamanho de grão e a resistência é dada pela equação de HALL-PETCH:

$$\sigma = \sigma_0 + \frac{K}{\sqrt{d}} \quad (2)$$

onde:

σ é a tensão de escoamento

σ_0 é a tensão de atrito que se opõe ao movimento das discordâncias

K é a constante que representa uma medida da extensão do empilhamento de discordâncias nas barreiras

d é o tamanho de grão

Esta relação foi deduzida a partir da teoria das discordâncias supondo que os contornos agem como obstáculos para escorregamento das discordâncias.

c) Microestrutura

Em um cordão de solda há uma diversidade de microconstituintes resultantes da transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ e as propriedades mecânicas do material são controladas por esses constituintes e suas proporções.

É conhecido que a ferrita de contorno de grão e a ferrita poligonal intragranular são prejudiciais à tenacidade devido às suas granulações grosseiras. As trincas propagam-se ao longo da ferrita de contorno, conforme LEVINE & HILL (1977).

A perlita é prejudicial à tenacidade quando suas lamelas de cementita estão alinhadas na direção da trinca, entretanto, distâncias lamelares menores são benéficas à tenacidade pois os carbeto sofrem deformação ao invés de trincarem, segundo TAYLOR & FARRAR (1975).

A bainita superior é prejudicial à tenacidade pois a trinca pode propagar-se nas películas de cementita. Os carbeto dispersos na bainita inferior impedem a propagação da trinca.

A ferrita com segunda fase também é prejudicial à tenacidade pois pode haver austenita, austenita/martensita ou martensita retidas entre suas ripas ou placas.

A martensita tem um efeito prejudicial sobre as propriedades de impacto particularmente quando essa fase está concentrada em uma morfologia angular fornecendo sítios para nucleação e propagação das trincas conforme GARLAND & KIRKWOOD (1974).

A ferrita acicular é o microconstituente que mais promove a tenacidade.

II.4.1- A Ferrita Acicular e a Tenacidade

A ferrita acicular é uma fase que se forma entre 650 e 500°C durante o resfriamento do metal de solda e parece consistir de um entrelaçamento de ripas ou placas. O tamanho de grão desta fase está entre 0,1 e 3,0 μm e a média da densidade de discordâncias dentro das ripas ou lascas é de 10^8 a 10^{10} linhas/ cm^2 . Devido a essas características é o microconstituente que mais promove a tenacidade à fratura. Entre as ripas ou lascas de ferrita acicular podem ser encontradas martensita maclada (*twinned martensite* $M(T)$), ferrita com segunda fase e austenita retida.

Conforme DOLBY (1979), a tenacidade do metal de solda pode ser otimizada com o aumento da porcentagem de ferrita acicular. Com o aumento de elementos , que promovem a formação de ferrita acicular tais

como Mn, Mo, Ni e baixo aporte de calor é possível melhorar a resistência à clivagem conforme a Figura 09.

A resistência à clivagem atinge um máximo com aproximadamente 90% de ferrita acicular, depois cai devido ao efeitos de endurecimento por solução sólida e formação de martensita.

Segundo FARRAR & HARRISON (1987), a melhor combinação das propriedades mecânicas é alcançada quando há mais de 65% de ferrita acicular na microestrutura e seu tamanho médio é de $1\mu\text{m}$.

FIGURA 09- Resistência à clivagem (DOLBY, 1979)

a- em função do teor de ferrita acicular e tensão de escoamento.

b- em função do teor de elementos de liga.

III- MATERIAIS E MÉTODOS

III.1- Chapa Base

Utilizou-se chapa laminada de aço estrutural ARBL, USI-SAC-50 produzida pela USIMINAS, com espessura de 25,0 mm.

A composição química da chapa base é mostrada na Tabela 1 e suas propriedades mecânicas, fornecidas pelo fabricante, são:

- Limite de escoamento: $\sigma_e = 453,0$ MPa
- Limite de Resistência : $\sigma_r = 598,0$ MPa
- Energia Absorvida no ensaio Charpy-V a 0°C (longitudinal)= 55.7 J

TABELA1- Composições químicas da chapa base, arames e pó metálico.

ELEMENTOS (%)	CHAPA	ARAME	ARAME	PÓ METÁLICO
* em ppm	BASE	EM-12K	EB-2	PD-3
C	0,140	0,110	0,094	0,150
Si	0,439	0,270	0,224	0,080
Mn	1,325	1,110	0,587	1,940
P	0,029	0,020	0,045	0,003
S	0,008	0,010	0,005	0,010
Cr	0,532	0,020	1,280	0,040
Ni	0,172	0,012	0,128	-----
Mo	-----	-----	0,492	0,003
Al	0,043	-----	0,054	-----
Cu	0,374	0,020	0,090	-----
O ₂ *	40	250	44	-----
N ₂ *	33	53	130	-----

III.2- Arame

Utilizou-se os arames de especificação da Norma AWS A 5.17-89 EM-12K e EB-2 com diâmetro nominal de 4,0mm. A composição química dos dois arames é mostrada na Tabela 1.

III.3- Fluxo

Utilizou-se os fluxos ESAB OK1071 com índice de basicidade de $\approx 1,8$ e Lincoln BX200 com índice de basicidade de 1,8. As composições químicas relativas estão na Tabela 2.

TABELA 2- Composição química relativa dos fluxos

COMPOSIÇÃO	OK1071	BX200
$\text{SiO}_2 + \text{TiO}_2$	10%	20%
$\text{CaO} + \text{MgO}$	35%	27%
$\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{MnO}$	40%	40%
CaF_2	20%	5%

III.4- Pó Metálico

Utilizou-se pó metálico atomizado do tipo PD-3. A composição química do pó é mostrada na Tabela 1.

III.5- Equipamento de Soldagem

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

III.6- Secagem do fluxo

Secou-se os fluxos à temperatura de 150°C durante 18 horas e deixou-se resfriar lentamente no forno.

III.7- Preparação do Chanfro

Utilizou-se chapas com dimensões de 550×125×25mm. Usou-se um chanfro em "V", com ângulo de 50°. O vértice do chanfro foi substituído por uma base plana de 3mm com uma profundidade de 10mm, como mostra a Figura 10.

FIGURA 10- Forma e dimensões do chanfro.

III.8- Adição de Pó Metálico

Adicionou-se pó metálico ao chanfro por gravidade através de um dispositivo adaptado à máquina de solda ilustrado na Figura 11.

Controlou-se a vazão do pó metálico pelo orifício do bico de saída do dispositivo. Utilizou-se um bico com diâmetro de 2,55mm que permitiu uma vazão de 4,5 kg/h de pó metálico.

FIGURA 11- Dispositivo de adição do pó metálico.

III.9- Procedimento de Soldagem

Limpou-se as chapas para retirar graxas e ferrugens para não haver contaminação do cordão de solda. Fixou-se as chapas com grampos para não ocorrer desalinhamento em relação ao carro porta eletrodo.

Utilizou-se corrente contínua, polaridade positiva, com extensão do eletrodo de 32,0mm. Fez-se as soldas em um único passe e sem pré aquecimento. A Tabela 3 mostra os parâmetros de soldagem

TABELA 3- Parâmetros de Soldagem

CORRENTE (A)	660
TENSÃO (V)	34
VELOCIDADE DE SOLDAGEM (cm/min)	28,8
APORTE DE CALOR (kJ/mm)	4,7

Calculou-se o aporte de calor pela equação abaixo:

$$H_t = \frac{60 \times V \times I}{v} \quad (3)$$

onde:

H_t é o aporte total de calor (J/cm)

V é a tensão do arco (V)

I é a corrente de soldagem (A)

v é a velocidade de soldagem (cm/min)

Fez-se 8 cordões de solda com os parâmetros da Tabela 3 variando-se o fluxo, o arame e o uso ou não de pó metálico. Assim fez-se uma combinação dos dois fluxos e dos dois arames em quatro cordões que foram identificados com números de 1 a 4. Repetiu-se as mesmas combinações mas acrescentou-se o pó em quatro cordões que foram identificados com números correspondentes de 1 a 4 acrescentando-se a letra P. A Tabela 4 mostra as condições citadas acima.

TABELA 4- Condições de Soldagem dos 8 cordões

CORDÃO	FLUXO	ARAME	PÓ METÁLICO
1	BX200	EB-2	----
1P	BX200	EB-2	PD-3
2	OK1071	EB-2	----
2P	OK1071	EB-2	PD-3
3	BX200	EM-12K	----
3P	BX200	EM-12K	PD-3
4	OK1071	EM-12K	----
4P	OK1071	EM-12K	PD-3

III.10- Metalografia

- Embutimento a frio com resina de estireno
- Lixas: 150, 240, 320, 400, 600
- Polimento: -óxido de cromo: 10 μ m
 -pasta de diamante Arotec: 6,0 μ m, 3,0 μ m e 1,0 μ m
- Ataque e Tingimento:
 - 1) Reativo para Solda: 15ml de HNO₃
 85ml de H₂O
 05ml de etanol
 - 2) Klemm I: 50ml de tiosulfato de sódio aquoso saturado
 01g de metabissulfito de potássio
 - 3) Nital 2%
- Fotografias: Microscópio Óptico Metallovert - Variophoto (Leica)

III.10.1- Macrografia

As amostras foram retiradas do meio do cordão em corte transversal. Fez-se lixamento e polimento em óxido. Fez-se o ataque com reativo para solda para revelação da macroestrutura. Fotografou-se com aumento de 3X e utilizou-se as fotos para cálculo da diluição da chapa base.

III.10.2- Micrografia

As amostras foram retiradas do meio do cordão em corte transversal. Fez-se lixamento, polimento em óxido, polimento final em diamante. Fez-se o ataque com nital. Fotografou-se para caracterizar e quantificar a microestrutura.

Retirou-se o ataque e repetiu-se o polimento até o diamante. Fez-se novo ataque com nital e um posterior tingimento com reagente de Klemm I. Fotografou-se para detectar a microfase e quantificá-la.

III.11- Cálculo da Diluição da Chapa Base

Fez-se o cálculo da diluição através da análise comparativa da área do cordão em relação à área do chanfro por pesagens de recortes das macrografias com aumento de 3X.

Calculou-se a diluição conforme a equação :

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

onde:

D é a diluição da chapa base (%)

Ac é a área do cordão de solda (mm²)

Ach é a área do chanfro (mm²)

Ar é a área do reforço (mm²)

III.12- Quantificação da Microestrutura e da Microfase

Para caracterizar a microestrutura utilizou-se fotografias com aumento de 200X. Fez-se a quantificação da microestrutura conforme documento IX-1533-88 do *I/W* em dez regiões centrais do cordão. Utilizou-se fotografias com aumento de 200X, quadriculada por uma malha de 10×10, totalizando 1210 pontos por amostra.

Detectou-se a presença de uma microfase através do tingimento com o Klemm que revelou-a branca. Para mostrar a presença desta microfase utilizou-se fotografias com aumento de 900X e para a sua quantificação utilizou-se fotografias com aumento de 1800X. Desenvolveu-se um método para que o analisador de imagens pudesse distingui-la do restante da microestrutura, sem erros. Pintou-se as microfases com nanquim sobre transparências para dar o contraste necessário. Digitalizou-se as imagens via *scanner* e utilizando-se o programa MOCHA, fez-se a contagem da microfase em porcentagem de área. Fez-se ao todo a contagem de dez áreas diferentes do centro do cordão de solda para cada amostra. O resultado é a média das dez medidas.

III.13- Análises Químicas

As análises químicas do metal de solda, da chapa base e dos arames foram feitas utilizando-se o processo de espectrometria de plasma. Os teores de O₂ e N₂ foram determinados utilizando-se o processo de fusão a vácuo. Os teores de carbono e enxofre foram determinados utilizando-se o processo de fusão em atmosfera de oxigênio.

III.14- Ensaios Mecânicos

III.14.1- Ensaio de Dureza Vickers

Fez-se o ensaio de dureza Vickers utilizando-se uma VICKERS-ARMSTRONG com carga de 10 kgf conforme a Norma ASTM E 92-82. Fez-se 5 medidas em cada corpo de prova, conforme a Figura 12, e calculou-se a média das 5 medidas.

FIGURA 12- Posicionamento das impressões de dureza no metal de solda como soldado.

III.14.2- Ensaio de Tração

Fez-se primeiramente um tratamento térmico nos corpos de prova para remoção de hidrogênio. Aqueceu-se os corpos de prova a uma temperatura de 250°C durante 16 horas.

Fez-se o ensaio de tração utilizando-se uma INSTRON modelo TT-DM-L à temperatura ambiente ($23 \pm 1^\circ\text{C}$) e com a velocidade do travessão de 0,5mm/min. Utilizou-se corpos de prova, segundo a Norma B. S. 709:1983, como mostra a Figura 13.

Dos resultados obtidos no ensaio, calculou-se o limite de escoamento (σ_e), o limite de resistência (σ_r), a estrição (ϕ) e o alongamento (A).

III.14.3- Ensaio de Impacto Charpy-V

Fez-se o ensaio Charpy utilizando-se uma AMSLER (capacidade de 350J) entre as temperaturas de -94 a 92°C. Utilizou-se corpos de prova do

tipo A (entalhe em V), conforme a Norma ASTM E-23-91, como mostra a Figura 14. Obteve-se a energia absorvida, estimou-se as porcentagens de áreas dúctil e frágil conforme a Norma acima e levantou-se as curvas temperatura versus energia absorvida ($T \times E.A.$) e temperatura versus porcentagem de fratura frágil ($T \times \%F.F.$) para cada amostra. Através destas duas curvas obteve-se as aparências das fraturas na temperatura de transição (AFTT) para 50% fratura frágil, obteve-se as energias no patamar de energia dúctil e as temperaturas à 28J dos oito cordões de solda.

FIGURA 13- Posicionamento e dimensões do corpo de prova para o ensaio de tração.

FIGURA 14- Posicionamento e dimensões do corpo de prova para o ensaio de impacto.

IV- RESULTADOS

IV.1- Macrografias

As Figuras 15, 16, 17 e 18 mostram as macrografias dos oito cordões de solda. Observa-se que a largura e o reforço dos cordões com adição de pó aumentaram em relação aos cordões sem pó. A penetração diminuiu com a adição de pó metálico.

IV.2- Diluição da Chapa Base

Os resultados dos cálculos da diluição estão mostrados na Tabela 5. Observa-se que houve diminuição da diluição da chapa base com a adição do pó metálico para todos cordões.

TABELA 05- Diluição da Chapa Base dos oito cordões de solda.

CORDÃO	DILUIÇÃO (%)
1	60%
1P	46%
2	60%
2P	45%
3	63%
3P	47%
4	60%
4P	47%

a)

b)

FIGURA 15- Macrografias mostrando o aumento do reforço e da largura dos cordões de solda com a adição de pó metálico. a) cordão 1. b) cordão 1P.

Reagente para solda. 3X.

a)

b)

FIGURA 16- Macrografias mostrando o aumento do reforço e da largura dos cordões de solda com a adição de pó metálico. a) cordão 2. b) cordão 2P.

Reagente para solda. 3X.

a)

b)

FIGURA 17- Macrografias mostrando o aumento do reforço e da largura dos cordões de solda com a adição de pó metálico. a) cordão 3. b) cordão 3P.

Reagente para solda . 3X.

a)

b)

FIGURA 18- Macrografias mostrando o aumento do reforço e da largura dos cordões de solda com a adição de pó metálico. a) cordão 4. b) cordão 4P.

Reagente para solda. 3X.

IV.3- Análises Químicas

Os resultados das análises químicas do metal de solda estão nas Tabelas 6 e 7.

Observa-se que o teor de carbono manteve-se dentro dos limites desejados para todos os cordões de solda. Os menores teores de carbono foram dos cordões feitos com o fluxo OK1071.

Observa-se que os cordões com adição de pó metálico apresentaram um teor de manganês mais alto do que os cordões sem pó. Exceto para os cordões 2 e 2P, o teor de manganês apresentou-se maior em relação ao da chapa base.

O teor de silício apresentou-se levemente menor nos cordões em relação ao teor da chapa base, demonstrando que a perda na desoxidação foi pequena.

TABELA 06- Composição química dos metais de solda 1, 1P, 2 e 2P.

ELEMENTOS (%)	1	1P	2	2P
* em ppm				
C	0,085	0,082	0,073	0,074
Si	0,41	0,42	0,38	0,39
Mn	1,44	1,45	1,20	1,32
P	0,041	0,036	0,042	0,037
S	0,007	0,008	0,014	0,011
Cr	0,72	0,60	0,70	0,56
Mo	0,17	0,16	0,17	0,16
Ni	0,13	0,11	0,13	0,11
Cu	0,27	0,21	0,28	0,21

Os teores de oxigênio apresentaram-se altos para os cordões 2 e 2P feitos com o fluxo OK1071 e com o arame EB-2.

O teor de nitrogênio manteve-se mais alto para os cordões feitos com o arame EB-2.

Praticamente todos os demais elementos apresentaram-se em menor teor para os cordões com pó metálico.

TABELA 07- Composição química dos metais de solda 3, 3P, 4 e 4P.

ELEMENTOS (%)	3	3P	4	4P
* em ppm				
C	0,092	0,095	0,076	0,081
Si	0,44	0,42	0,40	0,41
Mn	1,52	1,60	1,38	1,46
P	0,039	0,035	0,041	0,036
S	0,009	0,009	0,015	0,013
Cr	0,25	0,17	0,24	0,17
Mo	0,01	0,01	0,01	0,01
Ni	0,10	0,09	0,10	0,08
Cu	0,26	0,20	0,26	0,20
Al	0,01	0,008	0,01	0,01
O ₂ *	321	267	574	441
N ₂ *	45	47	47	48

IV.4- Micrografias

As microestruturas dos cordões de solda estão nas Figuras 19, 20, 21 e 22.

As fotografias mostrando a microfase estão nas Figuras 23, 24, 25, e 26.

a)

b)

FIGURA 19- Microestruturas mostrando a ferrita acicular como fase predominante e a ferrita poligonal de contorno de grão. a) cordão 1. b) cordão 1P. Nital 2%. 200X.

a)

b)

FIGURA 20- Microestruturas mostrando a ferrita acicular como fase predominante e a ferrita poligonal de contorno de grão. a)cordão 2. b)cordão 2P. Nital 2%. 200X.

a)

b)

FIGURA 21- Microestruturas mostrando a ferrita acicular e a ferrita poligonal de contorno de grão como fases predominantes. a)cordão 3. b)cordão 3P.

Nital 2%. 200X.

a)

b)

FIGURA 22- Microestruturas mostrando a ferrita acicular e a ferrita poligonal de contorno de grão como fases predominantes. a)cordão 4. b)cordão 4P.

Nital 2%. 200X.

a)

b)

FIGURA 23- A microfase aparece branca entre os contornos das ferritas.

a) cordão 1. b) cordão 1P. Nital 2%. Reagente de Klemm I. 900X.

a)

b)

FIGURA 24- A microfase aparece branca entre os contornos das ferritas
a) cordão 2. b) cordão 2P. Nital 2%. Reagente de Klemm I. 900X.

a)

b)

FIGURA 25- A microfase aparece branca entre os contornos das ferritas.

a) cordão 3. b) cordão 3P. Nital 2%. Reagente de Klemm I. 900X

a)

b)

FIGURA 26- A microfase aparece branca entre os contornos das ferritas.

a) cordão 4. b) cordão 4P. Nital 2%. Reagente de Klemm I. 900X.

IV.5- Quantificação da Microestrutura e da Microfase

Os resultados da quantificação da microestrutura do metal de solda como soldado estão mostrados na Tabela 8. Observa-se uma diminuição da porcentagem de ferrita acicular nos cordões de solda com adição de pó em relação aos cordões equivalentes sem adição de pó. Observa-se também um aumento da porcentagem de ferrita poligonal nos cordões de solda com adição de pó em relação aos cordões equivalentes sem adição de pó.

TABELA 08- Porcentagem de microconstituintes nos oito cordões de solda.

CORDÃO	% AF	%PF(G)	%PF(I)	%FS(A)	%FS(NA)	%PF
1	79	16	0,5	2	2,5	-
1P	75	22	0,5	2	0,5	-
2	87	10	1	1	1	-
2P	78	20	-	0,5	0,5	1
3	62	30	1,5	4,5	2	-
3P	52	42	-	3,5	0,5	2
4	58	38,5	0,5	0,5	1,5	1
4P	54	41	2	2	1	-

Os resultados da quantificação da microfase estão na Tabela 9. Observa-se uma diminuição da microfase nos cordões 1P, 2P e 3P em relação aos cordões 1, 2 e 3. O cordão 4P apresentou um relação inversa, ou seja houve aumento da porcentagem da microfase com a adição de pó.

TABELA 09- Porcentagem de microfase nos oito cordões de solda.

CORDÃO	MICROFASE (%)
1	10,3
1P	7,2
2	7,0
2P	4,3
3	7,6
3P	5,7
4	2,5
4P	2,8

IV.6- Ensaio de Dureza Vickers

A Tabela 10 mostra os resultados do ensaio de dureza. Observa-se que o cordão 1 apresentou a maior dureza, enquanto que o cordão 4P apresentou a menor dureza.

TABELA 10- Dureza Vickers dos oito cordões de solda.

CORDÃO	DUREZA HV ₁₀
1	237
1P	229
2	229
2P	228
3	216
3P	204
4	196
4P	192

IV.7- Ensaio de Tração

A Tabela 11 mostra os resultados do ensaio de tração. Observa-se que os cordões com pó metálico apresentaram limites de escoamento (σ_e) e de resistência (σ_r) inferiores aos cordões sem pó metálico, mas sem grandes variações. Exceto para o cordão 4P que apresentou limite de resistência inferior ao da chapa base, todos os cordões apresentaram os limites de escoamento e de resistência maiores que os da chapa base.

TABELA 11- Limites de escoamento (σ_e) e de ruptura (σ_r), alongamento (A) e estrição (ϕ) dos 8 cordões de solda.

CORDÃO	σ_e (MPa)	σ_r (MPa)	A (%)	ϕ (%)
1	549	721	14	58
1P	533	689	15	59
2	557	674	15	68
2P	550	652	16	65
3	476	636	15	60
3P	464	619	16	64
4	476	600	16	63
4P	468	578	16	64

IV.8- Ensaio de Impacto Charpy-V

Os gráficos T $\times$ EA e T $\times$ %FF estão mostrados nas Figuras 27, 28, 29 e 30.

a)

b)

FIGURA 27- Curvas de energia absorvida e aparência da fratura.

a) cordão 1. b) cordão 1P.

a)

b)

FIGURA 28- Curvas de energia absorvida e aparência da fratura.

a) cordão 2. b) cordão 2P.

a)

b)

FIGURA 29- Curvas de energia absorvida e aparência da fratura.

a) cordão 3. b) cordão 3P.

a)

b)

FIGURA 30- Curvas de energia absorvida e aparência da fratura.

a) cordão 4. b) cordão 4P.

As temperaturas de transição, as energias nos patamares de energia dúctil e as temperaturas à 28J estão na Tabela 12. Observa-se que os cordões de solda 2 e 4 apresentaram as menores temperaturas de transição, enquanto que os cordões 3 e 3P apresentaram as maiores temperaturas de transição. Os maiores patamares de energia dúctil são dos cordões de solda 2 e 4.

TABELA 12- As temperaturas de transição, as energias no patamar dúctil e as temperaturas à 28J dos oito cordões de solda.

CORDÃO	AFTT (°C)	TEMPERATURA À 28 J (°C)	PATAMAR DÚCTIL (J)
1	-26	-62	116
1P	-35	-64	112
2	-43	-78	134
2P	-26	-61	122
3	-8	-31	113
3P	-6	-30	120
4	-40	-68	131
4P	-31	-67	121

V- DISCUSSÃO

V.1- Macrografias e Diluição da Chapa Base

O aporte de calor foi o mesmo devido a velocidade de soldagem ser mantida constante durante o processo de soldagem. Como o aporte de calor de 4,7 kJ/mm foi igual para todos os cordões de solda, a forma e a diluição destes dependeram basicamente do fluxo e do pó metálico.

A largura e o reforço dos cordões com adição de pó aumentaram em relação aos respectivos cordões sem adição de pó, como mostram as Figuras 15, 16, 17 e 18. A adição de pó aumentou a massa da poça de fusão modificando a forma dos cordões, aumentando a largura e o reforço.

A penetração diminuiu com adição de pó metálico porque parte da energia para soldar é utilizada para fundir o pó metálico e não para fundir a chapa base. Conseqüente, os cordões com pó metálico apresentaram menor diluição, em torno de 15% a menos, em relação aos cordões sem pó. A Figura 31 mostra a diferença na diluição dos cordões com pó e sem pó.

FIGURA 31-Diluição da chapa base dos oito cordões de solda.

Comparando-se os cordões feitos com fluxos diferentes não foram constatadas variações significativas da diluição, demonstrando que os fluxos não influenciaram na forma dos cordões e nem na diluição da chapa base.

V-2. Composição Química

Os resultados das Tabelas 6 e 7 foram utilizados para a discussão sobre a composição química dos oito cordões de solda.

Os teores de carbono não variaram de modo significativo em relação aos cordões com pó (1P, 2P, 3P e 4P) e sem pó metálico (1, 2, 3 e 4), respectivamente.

Os cordões com adição de pó (1P, 2P, 3P e 4P) apresentaram um maior teor de manganês em relação aos respectivos cordões sem pó. Esta variação deve-se ao alto teor de Mn no pó metálico. Os cordões feitos com arame EM-12K (3, 3P, 4 e 4P) apresentaram um maior teor de Mn em relação aos cordões feitos com arame EB-2 (1, 1P, 2 e 2P) devido ao arame EM-12K ter praticamente o dobro de Mn na sua composição química.

A variação do teor de silício nos cordões foi pequena em relação a chapa base. A maior variação no teor de Si foi nos cordões 2 e 2P feitos com arame EB-2 e fluxo OK1071, que possuem um menor teor de Si nas suas composições.

O teor de oxigênio nos cordões de solda ficou bem acima do teor de oxigênio da chapa base. Os cordões feitos com fluxo OK1071 (2, 2P, 4 e 4P) apresentaram um teor de O mais elevado do que os cordões feitos com o fluxo BX200, mostrando que o fluxo BX200 tem um poder de desoxidação maior em relação ao OK1071 e isto devido ao fluxo BX200 possuir na sua composição um maior teor de silício e titânio, que são fortes desoxidantes. O teor de O nos cordões foi inversamente proporcional ao teor de Mn, exceto para os cordões 2 e 2P, demonstrando o poder desoxidante deste elemento. Os cordões com adição de pó metálico (1P, 3P e 4P)

apresentaram teores de O mais baixos em relação aos respectivos cordões sem adição de pó (1, 3 e 4).

Os cordões de solda feitos com arame EB-2 (1, 1P, 2 e 2P) apresentaram um teor de cromo mais elevado e isto devido a este arame ter na sua composição um teor maior que do arame EM-12K. Mesmo com adição de pó metálico o teor de Cr nos cordões com pó foi menor em relação aos respectivos cordões sem pó.

A variação de níquel foi pequena entre os cordões de solda com pó e sem pó. Os cordões feitos com o arame EB-2 (1 e 1P, 2 e 2P) apresentaram um teor de Ni maior pois na composição deste arame a porcentagem de Ni é bem maior em relação ao arame EM-12K.

V.3-Microestrutura

Os resultados da Tabela 8 foram utilizados para a discussão sobre a microestrutura do metal de solda dos oito cordões.

Os cordões com adição de pó (1P, 2P, 3P e 4P) apresentaram uma menor porcentagem de ferrita acicular em relação aos respectivos cordões sem pó (1, 2, 3 e 4), conforme mostra a Figura 32. Apesar do teor de manganês ser maior nos cordões com pó, houve um comportamento inverso em relação à porcentagem de ferrita acicular. Esperava-se uma maior porcentagem de ferrita acicular nos cordões com maior teor de Mn, conforme EVANS (1980), FARRAR & HARRISON (1987) e SVENSSON & GRETOFT (1990). O uso do pó metálico promove reações exotérmicas na poça de fusão, segundo SOUZA (1991). Essas reações exotérmicas aumentam a temperatura na poça de fusão, diminuindo a velocidade de resfriamento da solda. Conseqüente, há aumento da temperatura de transformação favorecendo a formação de ferrita primária em vez da ferrita acicular. Assim, a porcentagem de ferrita acicular é menor nos cordões com adição de pó. Verificou-se também que o teor de oxigênio nos cordões com adição de pó metálico (1P, 3P e 4P) foi menor em relação aos respectivos

cordões sem pó (1, 3 e 4) porque o tempo para as reações de desoxidação ocorrerem aumentou devido à velocidade de resfriamento ter diminuído com a adição do pó metálico.

Os cordões feitos com arame EB-2 (1, 1P, 2 e 2P) apresentaram uma maior porcentagem de ferrita acicular em comparação com os cordões feitos com arame EM-12K (3, 3P, 4 e 4P) devido à maior temperabilidade do arame EB-2, como mostra a Figura 32. Os elementos químicos que apresentaram grandes diferenças entre esses cordões foram o molibdênio e o nitrogênio. O teor de molibdênio foi maior nos cordões feitos com arame EB-2 e este aumento favoreceu a formação de ferrita acicular. O efeito do molibdênio, até teores de 0,5%, é promover a formação de ferrita acicular conforme EVANS (1988). O teor de nitrogênio foi maior nos cordões com arame EB-2, mas o nitrogênio tem efeito significativo para teores acima de 70 ppm, segundo LAU et al. (1988). Os teores de nitrogênio nos cordões feitos com o arame EB-2 ficaram na faixa de 74 ppm, enquanto que para os cordões feitos com o arame EM-12K, ficaram em torno de 47ppm.

FIGURA 32- Porcentagem de ferrita acicular dos oito cordões de solda.

V.4- Microfase

A microfase está presente em todos os cordões de solda conforme mostram as Figuras 23, 24, 25 e 26. Ela não é tingida pelo Klemm I, assim ela aparece branca, revelando-se como austenita, conforme WECK & LEISTNER (1982). Observa-se que a austenita retida está entre os contornos de ferrita acicular e entre a ferrita com segunda fase alinhada. Neste trabalho não foi feita a sua identificação mas, SVENSSON et GRETOFT (1991), KOBAYASHI (1994), ALMQVIST et al. (1972) citaram em seus trabalhos esta microfase como sendo austenita retida. A morfologia da austenita retida deste trabalho é a mesma dos trabalhos citados acima

Os cordões com adição de pó (1P, 2P e 3P) apresentaram uma menor porcentagem de austenita retida em comparação com os respectivos cordões sem pó (1, 2, e 3). Uma relação inversa ocorreu para o cordão 4P que apresentou uma porcentagem um pouco maior em relação ao cordão 4, como mostra a Figura 33. Os cordões com adição de pó têm uma velocidade de resfriamento menor em relação aos cordões sem pó devido às reações exotérmicas da poça de fusão, conforme relatado no item V.3. Velocidades de resfriamento maiores favorecem a formação de austenita retida e/ou martensita-austenita, segundo GLOVER et al. (1977).

Os cordões 2P, 3P, 4P apesar de apresentarem um teor de carbono mais elevado em relação aos seus respectivos cordões sem pó, não têm uma maior porcentagem de austenita retida, conforme EVANS (1986). Isto ocorre porque a influência do teor de carbono na formação da microfase é clara quando as velocidades de resfriamento são as mesmas, segundo GLOVER et al. (1977).

Observa-se que a mudança do fluxo de BX200 para OK1071 provocou uma diminuição na porcentagem de austenita retida. Os cordões 1, 1P, 3 e 3P apresentaram uma maior porcentagem de austenita retida em relação aos cordões 2, 2P, 4 e 4P, respectivamente, conforme Figura 33. Nota-se que os cordões feitos com o fluxo BX200 (1, 1P, 3 e 3P) possuem

um maior teor de carbono em relação aos cordões feitos com o fluxo OK1071 (2, 2P, 4 e 4P). O aumento no teor deste elemento favorece a formação de austenita retida, conforme SVENSSON & GRETOFT (1991). Durante a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$, devido formação de ferrita ocorre o enriquecimento de carbono da austenita não transformada. Dependendo da taxa de resfriamento e da composição química esta austenita enriquecida de carbono pode transformar-se em uma variedade de microconstituintes como perlita, bainita, martensita ou ficar retida, segundo GRONG & MATLOCK (1986).

FIGURA 33- Porcentagem de austenita retida nos cordões de solda.

V. 5- Propriedades Mecânicas

V.5.1- Dureza

A Figura 34 mostra que os cordões de solda com adição de pó metálico (1P, 2P, 3P e 4P) apresentaram uma dureza um pouco menor em relação aos respectivos cordões sem adição de pó (1, 2, 3 e 4). Os cordões

de solda com adição de pó metálico apresentaram uma menor porcentagem de ferrita acicular e uma maior porcentagem de ferrita primária. A maior porcentagem de ferrita acicular confere aos cordões sem pó maior dureza em relação aos cordões com pó.

Observa-se que os cordões de solda feitos com o arame EB-2 (1, 1P, 2 e 2P) apresentaram uma dureza maior em relação aos cordões feitos com o arame EM-12K (3, 3P, 4 e 4P), conforme mostra a Figura 34. Isto ocorre porque os cordões de solda feitos com arame EB-2 apresentaram uma maior porcentagem de ferrita acicular em relação aos cordões feitos com o arame EM-12K. A maior porcentagem de elementos de liga nos cordões feitos com o arame EB-2 provoca também o endurecimento por solução sólida da matriz ferrítica. A Figura 35 mostra dureza em função da porcentagem de ferrita acicular. Observa-se uma relação direta entre dureza e porcentagem de ferrita acicular.

FIGURA 34- Dureza dos oito cordões de solda.

FIGURA 35- Dureza em função da porcentagem de ferrita acicular.

V-5.2- Tração

Observa-se pela Figura 36 que os cordões de solda com adição de pó metálico (1P, 2P, 3P e 4P) apresentaram um limite de escoamento inferior em relação aos respectivos cordões sem pó (1, 2, 3 e 4). Os cordões sem pó apresentaram uma maior porcentagem de ferrita acicular o que confere melhores propriedades de tração conforme FARRAR & HARRISON (1987). A Figura 37 mostra o limite de escoamento em função da porcentagem de ferrita acicular. Uma relação linear também foi obtida por BAILEY & PARGETER⁶ apud FARRAR & HARRISON (1987). A Figura 36 mostra também que os cordões feitos com o arame EB-2 (1, 1P, 2, 2P) apresentaram um limite de escoamento maior em relação aos cordões feitos com arame EM-12K. O arame EB-2 tem uma maior porcentagem de elementos de liga o que provoca nos cordões 1, 1P, 2 e 2P um

⁶ BAILEY, N.; PARGETER, R.J. (1979) *Welding Institute Report 100/1979/M* apud FARRAR, R.A; HARRISON, P.L. (1987) Review- Acicular ferrite in carbon-manganese weld metals: an overview. *Journal of Material Science*, v.22, n.11, p.3812-3820.

endurecimento maior da matriz ferrítica por solução sólida. É conhecido que a dureza tem relação direta com as propriedades de tração.

FIGURA 36- Limite de escoamento dos oito cordões de solda.

FIGURA 37- Limite de escoamento em função da porcentagem de ferrita acicular.

O alongamento e a estrição são utilizados para indicação da ductilidade do material. A tabela 10 mostra que nas medidas de alongamento não ocorreram grandes mudanças, ou seja, a variação foi pequena entre as amostras. As medidas de estrição mostram que a amostra 2, que apresenta 87% de ferrita acicular, tem maior ductilidade.

A Figura 38 mostra que a porcentagem de austenita retida influenciou na ductilidade do material. A partir de aproximadamente 4% de austenita retida ocorreu queda da ductilidade. A amostra 2 que apresenta a maior porcentagem de ferrita acicular (87%), não sofreu a influência da austenita retida.

FIGURA 38- Estricção em função da porcentagem de austenita retida

V.5.3- Impacto

A Figura 39 mostra que os cordões com adição de pó metálico (1P, 2P, e 4P) apresentaram um patamar de energia dúctil menor em relação aos respectivos cordões sem adição de pó (1, 2 e 4). Os cordões 3 e 3P apresentaram uma relação inversa, ou seja, o cordão 3P apresentou um patamar de energia dúctil maior em relação ao cordão 3. O cordão 2, que

tem a maior porcentagem de ferrita acicular (87%) apresentou o maior valor do patamar de energia dúctil. Observa-se que não há uma relação entre a porcentagem de ferrita acicular e o patamar dúctil. A porcentagem de ferrita acicular não influencia no patamar de energia dúctil, mas modifica a inclinação da curva de energia absorvida, conforme AKSELSSEN & GRONG (1992).

FIGURA 39- Patamar de energia dúctil dos oito cordões de solda

A Figura 40 mostra as curvas apresentadas por FARRAR (1976) mostrando a correlação entre o teor de oxigênio e a energia no patamar de energia dúctil do metal de solda feitos por arco submerso. A energia no patamar de energia dúctil aumenta rapidamente com a diminuição do teor de oxigênio (na faixa de 300-400 ppm), e portanto de inclusões.

Os dados da Tabela 7 foram sobrepostos na figura apresentada por FARRAR (1976). Na Figura 40 observa-se que o cordão 2 apresentou um patamar de energia dúctil maior que o esperado para o alto teor de oxigênio neste cordão de solda. Esperava-se um patamar dúctil mais elevado para os cordões 1P, 3 e 3P devido ao baixo teor de oxigênio apresentado, conforme mencionado por FARRAR (1976). A alta porcentagem de austenita retida

nestes cordões (7,2; 7,6 e 5,7% respectivamente) pode ter influenciado na queda do patamar de energia dúctil.

FIGURA 40- Correlação da plataforma superior de energia Charpy com o teor de oxigênio no metal de solda (FARRAR, 1976).

Os resultados M₁ e B₁ obtidos por KOBAYASHI (1994), em cordões de solda de aços ARBL e condições de soldagem aproximadas às deste trabalho, também foram sobrepostos na figura original. Observa-se que o teor de oxigênio nas solda M₁ e B₁ foram baixos devido ao fluxo utilizado (OP-121-TT, com IB= 3,1). Com esses baixos níveis de oxigênio esperava-se patamares de energia dúctil mais elevados. Nos cordões M₁ e B₁ também a austenita ficou retida entre os contornos de ferrita acicular e ferrita com segunda fase. Conforme apresentado nesse trabalho, as evidências

mostram que a austenita retida pode ter causado a queda do patamar de energia dúctil dos cordões M_1 e B_1 .

A Figura 41 mostra as curvas apresentadas por FARRAR & HARRISON (1987) mostrando a relação entre a porcentagem de ferrita acicular e temperatura de transição AFTT. Com o aumento na porcentagem de ferrita acicular no cordão de solda ocorre uma diminuição da AFTT. Os resultados das Tabelas 7 e 11 foram

FIGURA 41- Variação da AFTT com a proporção de ferrita acicular para metal de solda de aços C-Mn-Nb. (FARRAR & HARRISON, 1987).

sobrepostos na figura apresentada por FARRAR & HARRISON (1987). Observa-se que os cordões (1, 1P, 2 e 2P), apresentaram temperaturas de transição maiores em relação aos dados fornecidos por GOMES (1985), mesmo tendo porcentagens de ferrita acicular aproximadas. Esta diferença pode ter sido causada pela presença da austenita retida nesses cordões de solda. A austenita retida não apareceu no trabalho de GOMES (1985).

A amostra 2P apesar de ter uma porcentagem de ferrita acicular maior e uma porcentagem de austenita retida menor que a amostra 1P, apresentou uma AFTT maior. Esta diferença pode ter sido devido ao alto teor de oxigênio, e portanto de inclusões, no cordão 2P. As inclusões agem como sítios para a iniciação para a clivagem, conforme TWEED & KNOTT (1987).

As amostras 4 e 4P apresentaram valores da AFTT menores do que os esperados, comparando-se com os cordões 3 e 3P. A baixa porcentagem de austenita retida nas amostras 4 e 4P (2,5 e 2,8%, respectivamente) pode ter influenciado. A propagação da trinca deve ter ocorrido preferencialmente através das fases menos tenazes.

Os resultados obtidos por KOBAYASHI (1994) em cordões de solda de aços ARBL e condições aproximadas às desse trabalho, foram sobrepostas também na Figura 41. Observa-se que as amostras B₁ e M₁ apresentaram AFTT maiores em relação aos dados fornecidos por GOMES (1985) e aos dados desse trabalho, mesmo tendo porcentagens de ferrita acicular aproximadas. As amostras B₁ e M₁ também apresentaram austenita retida em suas microestruturas, o que pode ter causado a diminuição da AFTT.

As temperaturas à 28J fornecem uma avaliação da resistência à fratura por clivagem conforme FARRAR & HARRISON (1987). Na Figura 42 observa-se que o aumento da ferrita acicular melhora a resistência à fratura frágil dos cordões de solda. Este resultado está de acordo com o modelo apresentado por DOLBY (1987). As amostras 4 e 4P, apesar de apresentarem porcentagens de ferrita acicular e de ferrita de contorno de grão aproximadas às das amostras 3 e 3P, elas possuem uma maior resistência à clivagem. Isto pode ser devido à menor porcentagem de austenita retida nos cordões 4 e 4P em comparação aos cordões 3 e 3P. Observa-se que a austenita retida influencia na resistência à clivagem quando a porcentagem de ferrita acicular é relativamente baixa. Conforme SVENSSON & GRETOFT (1990) a austenita retida pode transformar-se em

martensita frágil durante o ensaio de impacto ou pode agir como ponto inicial para trincas por clivagem.

FIGURA 42- Influência da ferrita acicular na resistência à clivagem dos oito cordões de solda.

VI- CONCLUSÕES

1. O teor de oxigênio é menor para os cordões com adição de pó metálico.
2. O fluxo BX200 tem um poder desoxidante maior em relação ao fluxo OK1071.
3. Os cordões sem adição de pó metálico apresentam maiores porcentagens de ferrita acicular.
4. A adição do pó metálico favorece a formação de ferrita primária nos cordões de solda.
5. Os cordões de solda obtidos com arame EB-2, com maior temperabilidade, apresentam maior porcentagem de ferrita acicular.
6. A adição de pó metálico diminui a porcentagem de austenita retida nos cordões de solda.
7. Os cordões com adição de pó metálico têm menor dureza em comparação com os cordões sem pó .
8. A dureza é linearmente proporcional à porcentagem de ferrita acicular.
9. Os cordões com adição de pó metálico têm menor limite de escoamento em comparação com os cordões sem pó.
10. O limite de escoamento é linearmente proporcional à porcentagem de ferrita acicular.

- 11.A austenita retida influencia na queda do patamar de energia dúctil para metais de solda com baixos teores de oxigênio.
- 12.A austenita retida influencia a AFTT. Para porcentagens relativamente altas de austenita retida o seu efeito prejudicial é mais significativo.
- 13.A amostra 2, obtida com o arame EB-2 e com o fluxo OK1071, que tem a maior porcentagem de ferrita acicular apresenta as melhores propriedades mecânicas.

VII- SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

1. Realizar o estudo da ZTA dos cordões de solda deste trabalho.
2. Realizar ensaios de COD para a avaliação da tenacidade à fratura dos cordões de solda.
3. Realizar solda múltiplos passes para avaliação da microestrutura e das propriedades da zona reaquecida do metal de solda.
4. Analisar o perfil de fratura para a averiguação da propagação da trinca.

VIII- REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ABSON, D.J. (1989) Non-metallic inclusions in ferritic steel weld metals- a review. *Welding in the world*, v.27,n.3/4, p.76-101.
- ABSON, D.J.; PARGETER, R.J. (1986) Factors influencing as-deposited strength, microstructure, and toughness of manual metal arc welds suitable for C-Mn steel fabrications. *Intrenational Metals Reviews*, v.31, n.4, p.141-194.
- AKSELSEN, O.M.; GRONG, Ø. (1992) Prediction of weld metal Charpy V notch toughness. *Materials Science and Engineering*, A159, p.187-192.
- ALMQVIST, G.; POLGÄRY, S.; ROSENDAHL, C.H.; VALLAND, G. (1972) Some basic factors controlling the properties of weld metal. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON WELDING RESEARCH RELATED TO POWER PLANT, Marchwood, Southampton, England, 1972. *Proceeding*. Southampton, CEGB, p.204-231.
- AMERICAN SOCIETY FOR METALS. Metals handbook. *Properties and selection: Irons and Steel*. 9.ed. United States of America, 1978. v.1, p.403-420.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (1987) *Standard test method for Vickers hardness of metallic materials E92-82* (reapproved 1987). In: ANNUAL BOOK OF ASTM STANDARD, p.260-268.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (1988) *Standard test methods for determining average grain size. E112-88* In: ANNUAL BOOK OF ASTM STANDARDS, v.03.01, p.280-305.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (1991) *Standard test methods for notched bar impact testing of metallic materials E23-91*. In: ANNUAL BOOK OF ASTM STANDARDS, v. 03.01, p.197-212.
- AMERICAN WELDING SOCIETY (1984) *Metals and their weldability*. In: WELDING HANDBOOK, 7ed., v.4, p.24-33.

- AMERICAN WELDING SOCIETY (1984) *Welding process- Arc and gas welding and cutting, brazing, and soldering*. In: WELDING HANDBOOK, 7ed, v.2, p.190-221.
- BABU, S.S.; BHADSHIA, H.K.D.H. (1990) Transition from bainite to acicular ferrite in reheated Fe-Cr-C weld deposits *Materials Science and Technology* v.6, p.1005-1020, Oct.
- BABU, S.S.; DAVID, S.A.; VITEK, J.M.; MUNDRA, K.; DEBROY, T. (1995) Development of macro- and microstructure 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 steels with alloyed metal powder. *Welding Journal*, v.70, n.8, p.187s-206s, Aug.
- BARRITE, G.S.; RICKS, R.A.; HOWELL, P.R. (1982) The effect of inclusions on the structure and properties of HSLA steel weld metals. In: STRENGTH OF METALS AND ALLOYS, 6, 1982. Pergamon Press, p.121-127.
- 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 International*, v.9, n.1, p.23-46.
- CHANDEL, R.S.; BALA, S.R.; MALIK, L. (1987) Effect of submerged arc process variables. *Welding & Metal Fabrication*, p.302-304, Aug/Sep.
- COCHRANE, R.C. (1983) Weld metal microstructures: a state of the art review. *Welding in the World*, v.21, n.1/2, p.16-24, Jan./Feb.
- CURRY, D.A.; KNOTT, J.F. (1978) Effects of microstructure on cleavage fracture stress in steel. *Metal Science*, v.12, p.511-514, Nov.

- DAVIES, G.J.; GARLAND, J.G. (1975) Solidification structures and properties of fusion welds. *International Metallurgical Reviews*, v.20, n.2, p.83-106.
- DIETER, G.E. (1981) *Metallurgia mecânica*. Rio de Janeiro, Guanabara Koogan S. A. Cap.6, p.170
- DOLBY, R.E. (1979) Factors controlling HAZ and weld metal toughness in C-Mn steels. In: *ENGINEERING APPLICATIONS OF FRACTURE ANALYSIS*, South Africa, Nov. 1979. *Proceedings of Fracture 79*. Pergamon Press, p.117-134.
- DOWLING, J.M.; CORBETT, J.M.; KERR, H.W. (1989) Inclusion phase and the nucleation of acicular ferrite in submerged arc welds in high strength low alloy steels. *Metallurgical Transactions*, v.17A, n.9, p.1661-1673, Sep.
- ELLIS, D.J. (1990) Submerged-arc welding- An update *Welding & Metal Fabrication*, v.58, n.10, p.434-436, Oct.
- ES-SOUNI, M.; BEAVEN, P.A.; EVANS, G.M. (1991) Microstructure and mechanical properties of Cu-bearing shielded metal arc C-Mn weld metal. *Welding Journal*, v.70, n.3, p.80s-90s, Mar.
- EVANS, G.M. (1980) Effect of manganese on the microstructure and properties of all-weld-metal 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 deposits. *IIW. Doc. II-A-546-81*. p.1-24.
- EVANS, G.M. (1982) The effect of heat input on the microstructure and properties of C-Mn all-weld-metal deposits. *Welding Journal*, v.61, n.4, p.125s-132s, Apr.
- EVANS, G.M. (1986) Effects of silicon on the microstructure and properties of C-Mn all-weld-metal deposits. *Metal Construction*, v.18, n.7, p.438r-444r, Jul.

- EVANS, G.M. (1986) Effects of sulphur and phosphorus on microstructure and properties of C-Mn all-weld-metal 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.
- 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) Review- Acicular ferrite in carbon-manganese weld metals: an overview *Journal of Material Science*, v.22, n.11, p.3812-3820.
- GARLAND, J.G.; KIRKWOOD, P.R. (1975) Towards improved submerged arc weld metal- Part 2. *Metal Construction*, v.8, n.5, p.320-330, Jun.
- GARLAND, J.G.; KIRKWOOD, P.R. (1975) Towards improved submerged arc weld metal- Part 1. *Metal Construction*, v.7, n.5, p.275-283, May.
- GLOVER, A.G.; McGRATH, J.T.; TINKLER, M.J.; WEATHERLY, G.C. (1977) The influence of cooling rate and composition on weld metal microstructure in a C/Mn and a HSLA steel. *Welding Journal*, v.56, n.9, p.267s-273s, Sep.
- GOMES, S.I.N. (1985) Influência do Mn e do Nb na microestrutura e nas propriedades de tração e impacto de metais de solda obtidos por arco submerso em aços ARBL. São Carlos, 1985. 236p. Tese (doutorado). Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.
- GOMES, S.I.N.; SANTOS, H.M.; SPINELLI, D. (1989) Efeito do insumo de calor sobre a microestrutura e composição química de solda obtidas por arco submerso em aços ARBL. In: CONGRESSO ANUAL DA ABM, 44, São Paulo, 1989. *Anais*. São Paulo, Associação Brasileira de Soldagem, v.1, p.431-443.

- GRONG, Ø. (1994) Metallurgical modelling of welding. *The Institute of Materials*. Cap.6, p.406-448; Cap.7, p.477-491.
- GRONG, Ø.; MATLOCK, D.K. (1986) Microstructural development in mild and low-alloy steel weld metals. *International Metals Review*, v.31, n.1, p.27-48, Jan.
- HANNERZ, N.E. (1988) Review on the influence of copper content on weld properties. *Welding in the World*, v.26, n.11/12, p.326-239, Nov./Dec.
- INTERNATIONAL INSTITUTE OF WELDING (1988). *Guide to the light microscope examination of ferritic steel weld metals*. Doc. n.IX-1533.
- KAYALI, E.S.; CORBETT, J.M.; KERR, H.W. (1983) Observations on inclusions and acicular ferrite nucleation in submerged arc HSLA welds. *Journal of Material Science Letters*, v.2, n.3, p.123-128, Mar.
- KLUKEN, A.O.; SIEWERT, T.A.; SMITH R. (1994) Effects of copper, nickel and boron on mechanical properties of low-alloy steel weld metals deposited at high heat input. *Welding Journal*, p.193s-199s, Aug.
- 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, 1994. 125p. Tese (doutorado). Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.
- LAU, T.W.; SADOWSKI, M.M.; NORTH, T.H.; WEATHERLY, G.C. (1988) Effect of nitrogen on properties of submerged arc weld metal. *Material Science and Technology*, v.4, n.1, p.52-61, Jan.
- LIU, S. ; BRACARENSE, A.Q. (1990) Desenvolvimento da soldagem de aços de alta resistência e baixa liga. *Soldagem & Materiais*, v.6, n.2, p.18-32.
- LIU, S.; OLSON, D.L. (1986) The role of inclusion in controlling HSLA steel weld microstructures. *Welding Journal*, v.65, n.6, p.1392-149s, Jun.

- MUNNIG SCHMIDT-VAN DER BURG, M.A.; HOEKSTRA, S.; DEN OUDEN, G. (1985) Influence of microstructure on mechanical properties of two single-bead ferritic weld metals. *Welding Journal*, v.64, n.3, p.63s-70s, Mar.
- NATAL, Y.D. (1982) Soldagem com arco submerso da alta taxa de deposição com adição de pó metálico. *Metallurgia*, v.38, n.296, Jul.
- OLSON, D.L.; LIU, S.; EDWARDS, G.R. (1990) Role of solidification on HSLA steel weld metal chemistry. In: WELDABILITY OF MATERIALS, Detroit, 1990. *Proceedings*. Ohio, ASM International, p.183-189.
- POETER, L.F.; REPAS, P.E. (1982) The evolution of HSLA steels. *Journal of Metals*, v.34, n.4, p.14-21, Apr.
- RICHARDS, K.G. (1980) *Weldability of steel*. 1ed. Abington, The Welding Institute, p.5-25.
- RODGES, K.J.; LOCHHEAD, J.C. (1987) Submerged arc welding metal powder addition, productivity and properties. *Welding Journal*, v.66, n.10, p.21-27. Oct.
- 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.
- SNYDER, J.P.; PENSE, A.W. (1982) The effect of titanium on submerged arc weld metal. *Welding Journal*, p. 201s-211s, Jul.
- SURIAN, E.; TROTTI, J.; HERRERA, R.; VEDIA, L.A. (1991) Influence of carbon on mechanical properties and microstructure of weld metal from a high-strength SMA electrode. *Welding Journal*, v.70, n.6, p.40s-133s, Jun.
- SVENSSON, L-E.; GRETOFT, B. (1990) Microstructure and impact toughness of C-Mn weld metals. *Welding Journal*, v.69, n.12, p.315-325, Mar.
- TERASHIMA, H.; HART, P.H.M. (1984) Effect of aluminum on C-Mn-Nb steel submerged arc weld metal properties. *Welding Journal*, v.63, n.6, 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.
- TWEED, J.H.; KNOTT, J.F. (1987) Micromechanisms of failure in C-Mn weld metals *Acta Metallurgica*, v.35, n.7, p.1401-1414.
- VILPAS, M.; NIES, H.; KREBS, H.; KARPPI, R. (1990) Mechanical properties of submerged arc welds with metal powder addition. *Research Reports* 684. Technical Research Centre of Finland. Espoo, p.1-40, May.
- VOORT, G.F.V. (1985) Tint etching. *Metal Progress*, v.127, n.4, p.31-41, Mar.
- WECK, E.; LEISTNER, E. (1982) Metallographic instruction for colour etching by immersion -Part I: Klemm colour etching. Düsseldorf. Deutscher Verlag für Schweißtechnik (DVS) GmbH, p.28-29.
- WIDGERY, D.J. (1976) Deoxidation practice for mild steel weld metal. *Welding Journal*, v.55, n.3, p.57s-68s. Mar.