UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO

ESCOLA DE ENGENHARIA DE SÃO CARLOS

INSTITUTO DE FÍSICA DE SÃO CARLOS

INSTITUTO DE QUÍMICA DE SÃO CARLOS

"EFEITO DA DILUIÇÃO DA CHAPA BASE NA SOLDAGEM COM ADIÇÃO DE PÓ DE FERRO UTILIZANDO FLUXO EXPERIMENTAL"

ENG° LUIS GUSTAVO SANDRIN TOSCANO

Dissertação apresentada à Área Interunidades em Ciência e Engenharia de Materiais da E.E.S.C., I.F.S.C. e I.Q.S.C., Universidade de São Paulo, como parte dos requisitos para a obtenção do Título de Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais.

ORIENTADOR : Prof. Assoc. Samuel Irati Novaes Gomes

São Carlos – São Paulo

1997

EESC-USP Biblioteca CAMPUS DE S. CARLOS

Class.
Cutt.
Tombo

TS 42434

Toscano, Luis Gustavo Sandrin Toscano
Efeito da diluição da chapa base na soldagem com adição de pó de ferro utilizando fluxo experimental / Luis Gustavo Sandrin Toscano. – São Carlos, 1997.

Dissertação (Mestrado) – Escola de Engenharia de São Carlos – Universidade de São Paulo, 1997
Orientador : Prof. Assoc. Samuel Irati Novaes Gomes

1. Materiais-soldagem. 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 **LUIS GUSTAVO SANDRIN TOSCANO** APRESENTADA A ÁREA INTERUNIDADES EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS, DA EESC-IFSC-IQSC, UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO, EM 16/12/1997.

COMISSÃO JULGADORA:

Prof. Dr. Samuel Irati Novaes Gomes (SMT/EESC/USP)

Prof. Dr. Ovídio Richard Crnkovic (SMT/EESC/USP)

Prof. Dr. Thomaz toshimi Ishikawa (UFSCar/DEMa)

Dedico este trabalho aos meus pais
Luis Paulo e Sônia,
Ronise,
minhas irmãs Ana Carolina e Marília e
meu irmão João Rafael

AGRADECIMENTOS

À DEUS por ter me dado saúde e serenidade para realizar este trabalho.

Ao professor Assoc. Dr. Samuel Irati Novaes Gomes pelo apoio, paciência e orientação.

Aos meus familiares pelo apoio, estímulo e compreensão.

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

Aos amigos de republica.

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

Ao Eng°. Marcelo de Assumpção Pereira da Silva, responsável pelo Laborátorio de Microscopia Eletrônica e Micro - Análise do Instituto de Física de São Carlos.

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

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

Ào Conselho Nacional de Pesquisa (CNPQ) , processo número 52 – 4456196 – 8.

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

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS i
LISTA DE TABELAS iv
LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS v
LISTA DE SÍMBOLOS viii
RESUMO x
ABSTRACT ..... *xi*
1. INTRODUÇÃO 1
1.1 Objetivo 2
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA 3
2.1 Arco Submerso 3
2.1.1 Variáveis da Soldagem com Arco Submerso 5
2.2 Adição de Pó de Ferro (pó metálico) 8
2.3 Aços de Alta Resistência e Baixa Liga 12
2.4 Caracterização de Fluxos 15
2.5 Inclusões Não Metálicas 17
2.6 Fatores da Composição da Solda que Influem na Formação da Ferrita Acicular 20
2.7 Classificação da Microestrutura do Metal de Solda 22
2.7.1 Produtos de Transformação no Estado Sólido 23
2.7.2 Caracterização dos Principais Microconstituintes 27
2.8 Fatores que Controlam a Microestrutura do Metal de Solda 27
2.8.1 Microestrutura de Solidificação 28
2.8.2 Ciclo de Resfriamento da Solda 30
2.8.3 Composição Química do Metal de Solda 31
2.8.3.1 Influência do Carbono 32
2.8.3.2 Influência do Manganês 32
2.8.3.3 Influência do Silício 34
2.8.3.4 Influência do Molibdênio 34
2.8.3.5 Influência do Cromo 35

3.2.10 Ensaios Mecânicos 58
3.2.10.1 Ensaio de Dureza 58
3.2.10.2 Ensaio de Tração 59
3.2.10.3 Ensaio de Impacto 60
4. RESULTADOS 61
4.1 Composição Química 61
4.2 Análise Metalográfica 62
4.2.1 Macrografias 62
4.2.2 Micrografias 64
4.3 Ensaios Mecânicos 66
4.3.1 Ensaio de Dureza 66
4.3.2 Ensaio de Tração 67
4.3.3 Ensaio de Impacto 67
4.4 Microscopia Eletrônica de Varredura e análise por EDAX 70
5. DISCUSSÃO 76
5.1 Composição Química 76
5.2 Microestruturas do Metal Como Soldado 77
5.3 Propriedades Mecânicas 81
5.3.1 Dureza 81
5.3.2 Propriedades de Tração 82
5.3.3 Propriedades de Impacto 83
5.4 Microscopia Eletrônica e Análise por EDAX 84
6. CONCLUSÕES 87
7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS 89
8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS 90

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 - Esquema do processo de soldagem por arco submerso..... 3

Figura 2.2 - Microestruturas do metal de solda como depositado mostrando os vários constituintes microestruturais.....25

Figura 2.3 - Micrografias mostrando vários constituintes microestruturais normalmente encontrados em soldas de aços baixa liga.....26

Figura 2.4 - Resistência à clivagem :

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

b - em função do teor de elementos de liga..... 49

Figura 3.1 - Forma e dimensões do chanfro das chapas N e C..... 53

Figura 3.2 - Dispositivo de alimentação do pó de ferro..... 54

Figura 3.3 - Posição das impressões da dureza no metal como soldado... 58

Figura 3.4 - Posicionamento e dimensões do corpo de prova para o ensaio de tração.....59

Figura 3.5 - Posicionamento e dimensões do corpo de prova para o ensaio de impacto..... 60

Figura 4.1 – Macrografia do corte transversal do cordão de solda N , 2,5 X..... 63

Figura 4.2 – Macrografia do corte transversal do cordão de solda C , 2,5 X..... 64

Figura 4.3 - Micrografia do cordão de solda N, 200 X..... 65

Figura 4.4 - Micrografia do cordão de solda C, 200 X..... 66

Figura 4.5 - Gráfico da energia absorvida e fratura frágil em função da temperatura para o cordão de solda N..... 68

Figura 4.6 - Gráfico da energia absorvida e fratura frágil em função da temperatura para o cordão de solda C..... 69

Figura 4.7 - Microscopia eletrônica do cordão de solda N..... 72

Figura 4.8 - Análise EDAX de uma inclusão encontrada no cordão de solda N (fig. 4.7)..... 72

Figura 4.9 - Microscopia eletrônica do cordão de solda N..... 73

Figura 4.10 - Análise EDAX de uma inclusão encontrada no cordão de solda N (fig. 4.9)..... 73

Figura 4.11 - Microscopia eletrônica do cordão de solda C..... 74

Figura 4.12 - Análise EDAX de uma inclusão encontrada no cordão de solda C (fig. 4.11)..... 74

Figura 4.13 - Microscopia eletrônica do cordão de solda C..... 75

Figura 4.14 - Análise EDAX de uma inclusão encontrada no cordão de solda C (fig. 4.13)..... 75

Figura 5.1 - Diagrama CRC do metal como soldado com 1,35 Mn, 0,52 Si, HARRISON & FARRAR (1987a)..... 79

Figura 5.2 - Diagrama CRC do metal como soldado com 2,12 Mn, 0,33 Si, HARRISON & FARRAR (1987a)..... 80

Figura 5.3 - Variação da AFTT com a proporção de ferrita acicular para metal como soldado de aços C - Mn - Nb..... 84

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Propriedades mecânicas da chapa N..... 50

Tabela 2 - Propriedades mecânicas da chapa C.....50

Tabela 3 - Composição química das chapas base, arame e pó de ferro.... 52

Tabela 4 - Parâmetros de soldagem..... 55

Tabela 5 - Composição química dos metais como soldado..... 61

Tabela 6 - Diluição das chapas base..... 63

Tabela 7 - Quantificação dos microconstituintes dos cordões de solda.....64

Tabela 8 - Dureza média dos cordões de solda.....66

Tabela 9 - Ensaio de tração dos cordões de solda (σ_e - limite de escoamento, σ_r - limite de resistência, A - alongamento, φ - estricção).....67

Tabela 10 - Temperatura de transição dúctil - frágil.....70

Tabela 11 - Composição química das inclusões..... 71

Tabela 12 - Valores dos teores dos elementos de liga dos cordões de solda N e C obtidos pelo cálculo da equação (11) e da diferença comparativa com as análises químicas..... 77

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AF - ferrita acicular

AFTT - aparência da fratura na temperatura de transição

Al - alumínio

al. - outros

ARBL - aço alta resistência e baixa liga

ASTM - American Standard Testing and Materials

AWS - American Welding Society

B - boro

C - carbono

Ca - cálcio

CC - corrente contínua

CCPD (-) - corrente contínua de polaridade direta

CCPR (+) - corrente contínua de polaridade reversa

Cr - cromo

Cu - cobre

EDAX - energy dispersive X ray

Fe - ferro

FC - agregado de ferrita carboneto

FC(P) - perlita

FS - ferrita com fase secundária

FS(A) - ferrita com fase secundária alinhada

FS(B) - bainita

FS(LB) - bainita inferior

FS(NA) - ferrita com fase secundária não alinhada

FS(SP) - ferrita de Widemanstätten

FS(UB) - bainita superior

HAZ - heat affected zone

HV_{10} - dureza Vickers com 10 Kgf

IB - índice de basicidade

IIW - International Institute of Welding

M - martensita

M / A - martensita - austenita

M-A-C - martensita - austenita - carbetos

Mg - magnésio

M(L) - martensita com ripas

Mn - manganês

MnO - óxido de manganês

MnS - sulfeto de manganês

Mo - molibdênio

M(T) - martensita maclada

N - nitrogênio

n. - número

Nb - nióbio

Ni - níquel

O - oxigênio

P - fósforo

p. - página

PF - ferrita primária

PF(G) - ferrita primária em contorno de grão

PF(I) - ferrita poligonal intragranular

ppm - parte por milhão

S - enxofre

Si - silício

Sn - estanho

SiO_2 - sílica

Ti - titânio

TiN - nitreto de titânio

TiO - óxido de titânio

V - vanádio

v. - volume

W - tungstênio

ZAC - zona afetada pelo calor

Zr - zircônio

LISTA DE SÍMBOLOS

α - campo ferrítico do diagrama Fe-C

γ - campo austenítico do diagrama Fe-C

η_{METAL} - viscosidade do metal

ε-Cu - precipitados de cobre

σ_e - tensão de escoamento

σ_i - tensão de atrito que se opõe ao movimento das discordâncias

σ_o - tensão de escoamento

σ_r - tensão de resistência

Δ - diferença comparativa

ΔG - variação da energia livre

ΔG^0 - energia livre padrão

$\Delta t_{8/5}$ - tempo de resfriamento de 800 à 500 ^{0}C

φ - estricção

ρ_{METAL} - densidade do metal liquido

ρ_{INC} - densidade da inclusão

%O - concentração de oxigênio

%S - concentração de enxofre

A - alongamento

Ac - área do cordão de solda

Ach - área do chanfro

Ar - área do reforço

Cc - % de um dado elemento de liga na chapa base

Cs - % de um dado elemento de liga no metal como soldado

D - diluição

d - diâmetro do grão

g - aceleração da gravidade

Ht - aporte de calor

I - corrente de soldagem

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

r - raio

Ut - velocidade constante das inclusões

V - tensão do arco

v - velocidade do arco

$VR_{8/5}$ - velocidade de resfriamento de 800 à 500 ^{0}C

Vv - fração de volume das inclusões

RESUMO

Neste trabalho foi feito o estudo sobre o efeito de elementos microligantes na composição química, microestrutura e propriedades mecânicas de metais como soldado produzidos por arco submerso com adição de pó de ferro em aço de alta resistência e baixa liga (ARBL). Foram feitos dois cordões de solda utilizando os aços BS - 4360 - 50 e USI - SAC - 50, o arame EM - 12K, o pó de ferro ESAB 400 e o fluxo experimental 10.71P. Utilizando-se a corrente de 600 A, tensão de 34 V, velocidade de soldagem de 30 cm / min e vazão de pó de ferro de 6,7 Kg / h foram produzidos os metais como soldado com um único passe e chanfro em "V", que mostraram características de boa temperabilidade e estrutura refinada. O microconstituinte em maior porcentagem nos dois cordões de solda foi a ferrita acicular. Os ensaios mecânicos realizados foram a dureza, tração e impacto. O cordão de solda com nióbio e vanádio obteve maiores valores de dureza e resistência à tração em relação ao cordão com cobre, cromo e níquel. Entretanto os altos teores de manganês presentes fizeram com que o endurecimento por solução sólida reduzisse significativamente a resistência ao impacto dos dois cordões de solda. A natureza das inclusões não metálicas foi investigada por microscopia eletrônica e análise por EDAX.

ABSTRACT

The study of the effect of microalloying elements in the chemical composition, microstructure and mechanical properties of the as-welded metals obtained by submerged arc welding with iron powder addition in High Strength Low Alloy (HSLA) steel were done. Two weld metals were made using, BS – 4360 – 50 and USI – SAC – 50 steels, EM – 12K wire, ESAB 400 iron powder and 10.71P experimental flux. Using welding current of 600 A, arc voltage of 34 V, travel speed of 30 cm / min and iron powder flow of 6,7 Kg / h were obtained as-welded metals by single pass into V – groove, that showed good hardenability and refined microstructure. The higher percentage microstructure in the two weld metals was the acicular ferrite. The mechanical tests done were hardness, tensile strength and impact. The weld metal with niobium and vanadium achieve better values of hardness and yield strength than with copper, chromium and nickel weld metal. However, the hardening by solid solution, induced by the high levels of manganese, decreased the impact strength of the two weld metals. The non – metallic inclusions nature was investigated by electronic microscopy and EDAX analysis.

1. INTRODUÇÃO

Os aços alta resistência e baixa liga (ARBL) foram desenvolvidos visando obter-se materiais estruturais de melhor resistência / peso, com mínimo acréscimo de custo. São desenvolvidos empregando técnicas como a de microligas e de laminação a temperaturas baixas ou seguido de resfriamento controlado.

Um processo que permita obter, durante a laminação, austenita de grão fino e, eventualmente, encruada, favorece naturalmente a nucleação de ferrita no resfriamento e resulta em microestruturas de grão extremamente fino. Para se atingir estas condições, tratamentos termomecânicos em que deformações significativas são realizadas a temperaturas inferiores à temperatura de recristalização do material, são necessários. Devido à baixa temperatura de recristalização dos aços C - Mn, para estes aços isto só é possível com laminadores de alta potência. Uma alternativa é o uso de elementos microligantes, como o nióbio que, dissolvidos na austenita ou precipitados como carbonitretos, aumentam a temperatura de recristalização, e retardam o crescimento do grão austenítico.

Historicamente, o uso de um fluxo granulado com um arame eletrodo alimentado continuamente - o que caracteriza o processo de soldagem à arco submerso - teve início em 1935, sendo utilizado na fabricação de tubos e de navios. Seu uso foi intensificado no período 1939 - 1945, com a automatização do processo, permitindo a construção rápida de equipamentos pesados, principalmente navios, durante a II Guerra Mundial. Desde então o processo consolidou-se, e os principais desenvolvimentos realizados dizem respeito ao aprimoramento dos fluxos e dos equipamentos de soldagem. No Brasil, a soldagem ao arco submerso é utilizada amplamente na indústria de equipamentos metálicos como tubos, navios, perfis, plataformas marítimas, trocadores de calor e toda série de equipamentos pesados, bem como na recuperação de peças, como cilindros de laminação e peças rodantes de tratores.

Apesar do processo de soldagem por arco submerso ser considerado como um processo de alta produtividade, há necessidade de melhorar técnica e economicamente a produção de estruturas soldadas através deste processo.

Uma alternativa bastante simples, para aumentar a produtividade do processo, é a adição controlada de pó de ferro ou metálico. Este método alia uma alta produtividade com boas propriedades mecânicas, aumentando a taxa de deposição sem acrescer o aporte de calor que irá afetar a chapa base.

A adição de pó de ferro tem mostrado ser um fator a mais no controle do metal como soldado, pois a sua microestrutura final dependerá de vários fatores, entre os quais : teor de elementos de liga ; concentração, composição química e distribuição de tamanho de inclusões não metálicas ; microestrutura de solidificação ; tamanho de grão da austenita anterior ; e ciclo térmico de soldagem.

1.1 Objetivo

O objetivo deste trabalho foi analisar o efeito de elementos microligantes adicionados na diluição das chapas base sobre a microestrutura e propriedades mecânicas dos cordões de solda produzidos por arco submerso com adição de pó de ferro utilizando um fluxo experimental em aços ARBL.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Arco Submerso

O arco submerso é um processo de soldagem no qual, um arco elétrico é estabelecido entre o arame - eletrodo e o material a ser soldado, com a diferença que o arco permanece totalmente submerso em uma camada de fluxo, não sendo pois visível. Dessa forma, a solda se desenvolve sem faíscas, luminosidade e respingos, características dos demais processos de soldagem com arco aberto, WAINER et al. (1992). A figura 2.1 mostra um esquema simplificado deste processo.

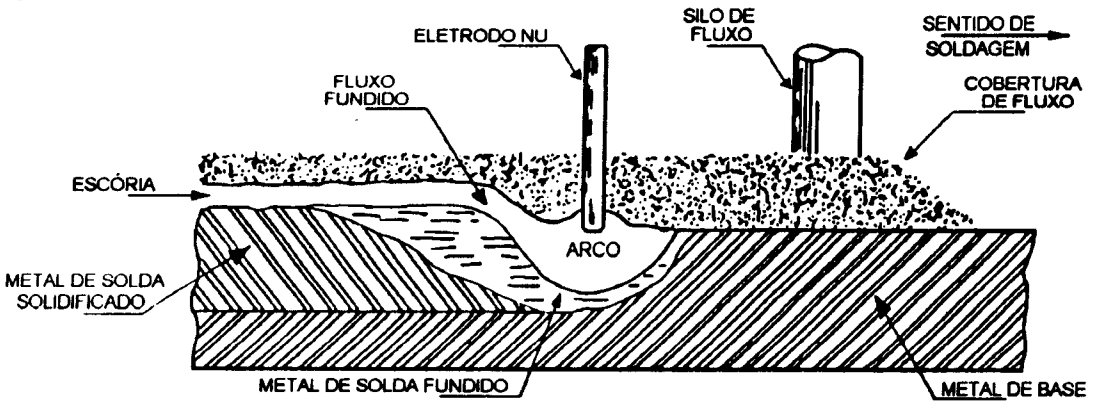

FIGURA 2.1 - Esquema do processo de soldagem por arco submerso (WAINER et al., 1992).

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

O processo permite alto grau de automatização, sendo o arame - eletrodo continuamente alimentado no cabeçote ou pistola de soldagem, conferindo a esse tipo de processo rapidez e economia, quando comparado aos demais processos de soldagem com arco elétrico.

As fontes de energia são do tipo gerador ou transformador - retificador, para uso em corrente contínua e transformador para uso em

corrente alternada. Estas fontes são conectadas através de pontos de contatos no cabeçote e na peça. Para prevenir um super aquecimento do eletrodo, devido à uma alta corrente, o ponto de contato para transferência de corrente no eletrodo se localiza bem próximo do arco elétrico.

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

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

O processo de soldagem à arco submerso utiliza altas correntes, variando entre 300 a 1500 A, e alto aporte de calor, variando entre 2 a 20 KJ / mm. Além disso, esse processo é um dos que proporciona maiores taxas de deposição, na faixa de 6 a 30 Kg / h ; este parâmetro é influenciado por pelo menos quatro fatores : polaridade, extensão do eletrodo, aditivos no fluxo, e eletrodos adicionais.

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

Outras vantagens deste processo, são :

- grande velocidade de deslocamento ;
- aplicável em amplas faixas de espessuras (acima de 5 mm) ;
- diluição entre 50 e 80% ;
- ausência de respingos e faíscas, pouca fumaça devido ao arco estar coberto pelo fluxo, diminuem os requisitos de proteção ;
- soldas com alta qualidade e bom acabamento em aços carbono, aços ARBL, aços inoxidáveis austeníticos e níquel e suas ligas.

Apesar da grande versatilidade do processo de soldagem por arco submerso, existem algumas limitações, as quais :

- limitado à posição plana e horizontal ;
- remoção de escória após cada passe ;
- superfície soldada deve ser isenta de irregularidades ;
- devido ao arco estar coberto pelo fluxo, necessita de uma atenção especial no que se refere ao alinhamento da junta a ser soldada.

Em razão das vantagens oferecidas pelo processo de soldagem por arco submerso, como soldas com alta qualidade, automatização e elevadas taxas de deposição, por exemplo, o processo tem ganho aceitabilidade em muitas aplicações na construção naval, plataformas marítimas, na fabricação de reservatórios, vagões ferroviários, pontes, tubulações, etc.

2.1.1 Variáveis da Soldagem com Arco Submerso

- Preparação da Junta

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

- Corrente de Soldagem

Esta variável determina a taxa de deposição, a profundidade de penetração da poça de solda no metal de base e a quantidade de metal de base fundido.

Mantendo-se todas as outras condições constantes, uma elevação da corrente aumenta a profundidade de penetração e a taxa de deposição. Em soldas de passe simples, a corrente deve ser escolhida para proporcionar a desejada penetração, sem que haja perfuração da junta; em soldas de passes múltiplos, ela deve proporcionar a desejada quantidade de enchimento. É importante que a corrente escolhida esteja dentro da faixa adequada para o diâmetro de eletrodo que está sendo usado; corrente muito

A corrente contínua de polaridade reversa CCPR(+) é recomendada para a maioria dos casos na soldagem com arco submerso, onde uma rápida seqüência de deposição de passes ou penetração total são fatores importantes. Esse tipo de corrente também oferece melhor resistência à porosidade e melhor formato do cordão de solda.

O uso de corrente contínua de polaridade direta CCPD(-) oferece uma taxa de deposição cerca de 30% superior à obtida com CCPR(+), mas produz menor penetração. Ela é usada nos seguintes casos:

a) na soldagem de filetes onde a chapa é limpa e livre de contaminações ;

b) em aplicações como soldas de revestimento, onde uma taxa de deposição mais elevada é vantajosa ;

c) onde a baixa penetração é condição necessária para reduzir a diluição em aços de difícil soldabilidade, evitando-se trincas e porosidade.

O uso de corrente alternada, proporciona penetração e taxa de deposição intermediária entre CCPR(+) e CCPD(-). Seu emprego é recomendado para duas aplicações específicas : para os eletrodos auxiliares na soldagem tandem ; e em algumas aplicações onde ocorre sopro magnético ou apagamento do arco com CC, e para velocidade de soldagem muito baixa, WAINER et al. (1992).

- Tensão do arco

Esta variável influencia a forma da seção transversal do cordão e a aparência externa da solda. Mantendo todas as outras condições constantes, o aumento da tensão tem os seguintes efeitos :

a) prolonga o comprimento do arco ;

b) diminui a altura do cordão ;

c) aumenta a largura do cordão ;

d) aumenta o consumo de fluxo.

A alta tensão pode então afetar a composição do metal de solda já que em altas tensões e, portanto, grande comprimento de arco, mais elementos de liga do fluxo podem se transferir para o metal de solda, MODENESI et al. (1991), WAINER et al. (1992). A alta tensão aumenta também a possibilidade de ocorrência do sopro magnético.

A alta tensão pode então afetar a composição do metal de solda já que em altas tensões e, portanto, grande comprimento de arco, mais elementos de liga do fluxo podem se transferir para o metal de solda, MODENESI et al. (1991), WAINER et al. (1992). A alta tensão aumenta também a possibilidade de ocorrência do sopro magnético.

- Velocidade de Soldagem

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

Grandes velocidades produzem cordões estreitos que têm pequena penetração, o que pode ser vantajoso quando a solda é feita em chapas finas. Entretanto, se a velocidade for excessiva, então o resultado pode ser porosidade, irregularidades no cordão e redução da resistência ao sopro magnético. Por outro lado, uma velocidade muito baixa pode produzir cordões convexos, que são mais sujeitos às trincas, aumentar a exposição do operador ao arco e promover um cordão irregular com inclusões de escória, MODENESI et al. (1991).

- Diâmetro do Eletrodo

O equipamento para soldagem com arco submerso pode aceitar uma faixa limitada de diâmetros do eletrodo. Os eletrodos normalmente empregados em solda automática têm diâmetros entre 2,4 à 6,4 mm.

Mantendo todas as outras condições constantes, o aumento do diâmetro do eletrodo aumenta a largura do cordão e diminui a densidade de corrente, a penetração e a taxa de deposição. Com um eletrodo mais grosso, aumenta-se a capacidade de suportar corrente, podendo-se usar maiores intensidades e obter-se taxas de deposição mais elevadas, WAINER et al. (1992).

- Extensão do Eletrodo

O aquecimento do eletrodo ocorre por efeito Joule. Logo quando se aumenta a extensão do eletrodo entre o bocal de alimentação e o arco ele ficará mais aquecido, aumentando a taxa de fusão e, consequentemente, reduzindo a penetração, KOELLHOFER et al. (1988).

2.2 Adição de Pó de Ferro (pó metálico)

O processo de soldagem por arco submerso é um processo bastante econômico, mas o aumento da sua produtividade é objetivo de constante evolução. Já é de algum tempo que reconhecidamente a eficiência deste processo pode ser melhorada pelo aumento de sua taxa de deposição.

Entre os vários métodos para aumentar a produtividade do processo, a adição de pó de ferro tem provado ser um método simples, sem a necessidade de investimentos em novos equipamentos.

O princípio deste método consiste em utilizar uma parte da energia do arco para a fusão do pó de ferro, o que permite o uso de intensidades de correntes elevadas, resultando em aumentos significativos na taxa de deposição, sem aumentar o aporte de calor. O aumento do aporte de calor, traz problemas característicos de aumento da diluição da chapa base e uma maior zona afetada pelo calor (ZAC) com possível redução das propriedades mecânicas.

Normalmente, elementos de liga, tais como silício, manganês e níquel, são adicionados ao pó de ferro, com a finalidade de assegurar as propriedades mecânicas da junta soldada, sendo recomendado por alguns autores uma composição química semelhante à do arame utilizado. Este é então denominado pó metálico.

RATY (1978) mostrou que o processo de soldagem por arco submerso com adição de pó de ferro é superior ao processo convencional, em aplicações específicas, não somente devido às altas taxas de deposição obtidas, mas também devido à adição de pó melhorar as propriedades físicas no metal de solda, ocasionada pelos menores aportes de calor

conseguidos por : aumento na velocidade de soldagem e absorção de energia pelo pó.

Outras vantagens da adição de pó de ferro são : diminui o consumo de fluxo (cerca de 50%) , menores zonas afetadas pelo calor e reduz as distorções.

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

De acordo com o estudo feito por TROYER & MIKURAK (1974), a técnica da adição de pó metálico para aumentar a produtividade pode ser utilizada com um ou dois arcos (tandem com dois arames) para soldagem em juntas de topo ou de filete. O sistema com dois arames fornece maior facilidade de ajuste para obter adequada penetração e desejável reforço na solda ; além disso, pode-se obter taxas de deposição da ordem de 87 kg / h, utilizando uma corrente total de 3000 A e polaridade negativa. Esses autores relataram também, que o aumento da produtividade obtido com adição de pó metálico se deve a dois efeitos. Primeiro, o pó metálico é fundido no metal de solda, aumentando a quantidade de material depositado e isso representa um incremento significativo da taxa de deposição. Segundo, uma corrente mais elevada faz-se necessária para fundir o pó e obter a penetração desejada, o que aumenta a taxa de deposição frente às correntes convencionais. Um aumento adicional de produtividade, em relação ao processo normal, foi obtido pela redução do número de passes necessários para soldagem de chapa de mesma espessura, proporcionando economia de tempo e mão-de-obra que pode atingir 77 % dos custos. Em alguns casos o pó metálico é adicionado em

pequenas quantidades para ajudar a manter uniforme a penetração e fusão em juntas com variação no alinhamento. Ocorreu também uma redução da distorção da junta soldada com relação ao procedimento normal.

Na pesquisa realizada por SCHLICK (1987), as amostras soldadas com adição de pó de ferro apresentaram tendência de defeitos do tipo falta de fusão nas bordas do chanfro e poros, sugerindo que a quantidade de pó adicionada atingiu o limite admissível para as condições utilizadas, sendo que a quantidade de 375 g / min (7,0 kg / h) apresentou melhores propriedades mecânicas. Isto mostrou que o uso de um pó de ferro com composição química similar ao do arame pode ser usado com sucesso como alternativa que concilie boas propriedades mecânicas com altas taxas de deposição.

THORNTON (1986) investigou a influência da taxa de alimentação do pó de ferro no formato do cordão de solda.

Usando a soldagem por arco submerso com arame duplo (tandem), realizou a deposição de sete cordões de solda com diferentes taxas de alimentação de pó de ferro diretamente na superfície plana da chapa.

O autor observou que ao aumentar a taxa de alimentação do pó de ferro de 0 à 15 kg / h, houve uma redução na penetração (cerca de 40 %), um aumento no reforço, e uma leve redução na largura do cordão. O aumento da taxa de alimentação não influenciou a largura da ZAC. Ainda, o autor destaca que, como os resultados foram obtidos de soldas utilizando deposição direta sobre a chapa base, poderá se observar efeitos diferentes, como por exemplo no comprimento da ZAC, quando se preencher juntas de perfis variados.

Em outro trabalho, THORTON (1988) estudou os efeitos da adição de pó de ferro em depósitos soldados por arco submerso com a intenção de melhorar a taxa de deposição do processo, e ainda satisfazer os níveis de tenacidade exigidos nas construções offshore (cerca de 35 J no mínimo à - 40 ^{0}C).

Como conseqüência da preparação da junta e procedimentos de soldagem empregados, a poça de solda contém aproximadamente 60 %

da chapa base por diluição. A composição e propriedades mecânicas resultantes do metal de solda serão portanto dependentes da combinação da chapa base e dos consumíveis.

Os resultados do ensaio Charpy, com entalhe no topo da região central da solda, excederam em mais de 100 J à - 40 ^{0}C, o valor mínimo requerido para as estruturas offshore. Além disso, a utilização do pó de ferro com a taxa de alimentação de 5,0 kg / h, possibilitou um aumento de até 50 % na taxa de deposição, sem que houvesse um aumento na energia do arco.

A adição de pó de ferro melhorou a produtividade do processo e, com a correta escolha da composição química do pó, as propriedades de tenacidade do metal de solda são mantidas, ou até mesmo melhoradas.

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

- Adição de pó metálico à frente do fluxo : é o sistema mais utilizado, sendo composto de um dispositivo, adaptado ao equipamento, que adiciona o pó a frente do fluxo, de maneira que o mesmo seja consumido à medida que a poça de fusão avança. Além disso, o sistema pode operar com um ou dois eletrodos em linha ;

- Adição de pó metálico através do arame : o método utiliza o campo magnético gerado ao redor do arame para atrair, segurar o pó metálico e conduzi-lo através do fluxo, diretamente para a poça de fusão.

Vários autores FRASER et al. (1982), RODGERS & LOCHHEAD (1987), THORTON (1988) e KOBAYASHY (1994) apontaram a quantidade de pó metálico e a compatibilidade de composição entre o pó e os consumíveis como os principais fatores que afetam as propriedades mecânicas do metal de solda.

2.3 Aços de Alta Resistência e Baixa Liga

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

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

As últimas décadas viram grandes desenvolvimentos na tecnologia dos aços ARBL. Estes desenvolvimentos foram baseados, em sua maioria, na compreensão da correlação entre propriedades e microestrutura.

Historicamente, pontos notáveis da evolução destes aços, segundo PICKERING[1] apud COSTA & SILVA (1988), são :

---

[1] PICKERING, F. B. (1978). *Physical metallurgy and design of steel,* Applied Science Publishers Ltd. , London apud COSTA E SILVA, A. L. ; MEI, P. R. (1988). *Aços e ligas especiais.* 2ª. ed. Sumaré - SP : Eletrometal S. A. Metais Especiais.

Inicialmente, o projeto de estruturas era baseado no limite de ruptura e o carbono era o principal elemento de liga. Apesar do baixo custo, tenacidade e soldabilidade eram baixas.

O advento da soldagem exigiu a redução do teor de carbono. Para manter a resistência o teor de manganês foi aumentado.

Falhas catastróficas de estruturas soldadas levaram ao reconhecimento da importância do controle da tenacidade. Ao mesmo tempo, os critérios de projeto passaram a dar mais importância ao limite de escoamento. O teor de C foi reduzido ainda mais, mantendo-se o teor de Mn elevado. A importância do tamanho de grão na resistência e tenacidade foi reconhecida.

Aços de grão fino foram desenvolvidos. A vantagem associada a estas condições é obtida na condição normalizada. Limites de escoamento da ordem de 300 MPa e temperaturas de transição abaixo de 0 ^{0}C foram obtidos.

Aumentos adicionais do limite de escoamento passaram a ser obtidos nos aços de grão fino , através de endurecimento por precipitação (carbonetos de vanádio, nióbio e titânio).

Posteriormente, o reconhecimento da importância do tamanho de grão na resistência e na tenacidade levou à pesquisa de meios de se obter grãos cada vez mais finos.

Um processo que permita obter, durante a laminação, austenita de grão fino e, eventualmente, encruada, favorece , naturalmente, a nucleação de ferrita no resfriamento e resulta em microestruturas de grão extremamente fino.

Para se atingir estas condições, tratamentos termo-mecânicos em que deformações significativas são realizadas a temperaturas inferiores à temperatura de recristalização do material, são necessários.

Devido à baixa temperatura de recristalização dos aços C-Mn, para estes aços isto só é possível com laminadores de alta potência. Uma alternativa é o uso de elementos microligantes, como o Nb que, dissolvidos na austenita ou precipitados como carbonitretos, aumentam a temperatura de recristalização, e retardam o crescimento do grão austenítico.

Tais tratamentos termo-mecânicos permitem o aproveitamento máximo dos elementos de liga / microliga e, corretamente empregados, conduzem a excelentes combinações de propriedades mecânicas e tecnológicas. Aços assim produzidos vêm sendo extensivamente utilizados em diversas aplicações.

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

Os mais importantes são :

- Endurecimento substitucional (Si, Mn, P, etc.), que aumenta a resistência sem efeitos adversos na ductilidade. Entretanto, o teor de elementos de liga é limitado pelo carbono equivalente.

- Endurecimento intersticial (C, N), que diminui a ductilidade e a tenacidade. A quantidade total de C e N em solução sólida depende da composição química do aço, mas também da velocidade de resfriamento. Uma velocidade de resfriamento lenta promove a precipitação de C e N.

- Densidade de discordâncias, que diminuem a ductilidade e tenacidade. A densidade de discordâncias aumenta com a velocidade de resfriamento após a laminação.

- Refino do tamanho de grão, que favorece a resistência mecânica, ductilidade e tenacidade, é o principal mecanismo para aumentar a resistência mecânica e, é fortemente afetado pelo resfriamento acelerado. Em uma microestrutura ferrítica os efeitos do resfriamento acelerado após a laminação podem ser explicados por um endurecimento da ferrita devido ao aumento na densidade de discordâncias, maiores teores de carbono e nitrogênio em solução e um tamanho de grão mais refinado.

- Endurecimento por segunda fase, que aumenta a resistência mecânica. Sem um suficiente abrandamento, a bainita ou a martensita tem um efeito adverso sobre a tenacidade. O tamanho de grão e o teor de carbono são de fundamental importância. A escolha de condições de resfriamentos interrompidos produzem um importante efeito de revenimento

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

$$IB = \frac{\%CaO + \%CaFe_2 + \%MgO + \%K_2O + \%Na_2O + 0{,}5(\%MnO + FeO)}{\%SiO_2 + 0{,}5(\%Al_2O_3 + \%TiO_2 + \%ZrO_2)} \quad (1)$$

A maior contribuição do oxigênio vem do fluxo, visto que na soldagem convencional a arco submerso se aplica fluxos compostos de óxidos, tais como óxido de ferro, óxido de manganês e sílica. O arame do eletrodo é a segunda maior fonte potencial de oxigênio. A absorção do oxigênio da atmosfera é a menor contribuição para o teor total de oxigênio no metal de solda e, é correto considerar esta contaminação.

A influência do oxigênio na tenacidade tem sido rigorosamente relacionada com a presença de inclusões não metálicas no metal depositado. Mas a redução da fração em volume das inclusões abaixo de um valor crítico resultaria em metal depositado com baixa tenacidade, isto se verifica em análises microestruturais detalhadas feitas por investigadores com uma perspectiva para correlacionar a tenacidade ao entalhe do metal depositado com as mudanças na microestrutura.

É preciso destacar outras considerações quanto ao comportamento dos fluxos na prática de desoxidação na poça da solda.

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

---

[2] TULIANI, S. S.; BONISZEWSKI, T.; EATON, N. F. (1969). *Notch toughness of commercial submerged arc weld metal.* Welding Metal Fabrication, v. 37, p. 327-339, Aug. apud GOMES, S. I. N. (1996). *Efeito da adição do pó metálico em soldas a arco submerso utilizando diferentes fluxos.* São Carlos. Tese (livre docência) - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.

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

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

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

Em seu trabalho, ROMERO et al. (1992) realizaram um estudo para o desenvolvimento de um fluxo experimental para o uso no processo de soldagem a arco submerso com adição de pó de ferro puro (99,8% Fe) ou com 2% de silício.

No caso da utilização do pó de ferro com 2% de silício, obtiveram um metal depositado com teor de Si elevado e Mn baixo, e com o pó de ferro puro (99,8% Fe) os teores de Si e Mn apresentaram-se ambos baixos.

O desenvolvimento de um fluxo para a utilização do pó de ferro com 2% Si apresentou maior dificuldade quanto ao controle do Si na composição química do metal depositado, sendo descartada a possibilidade de utilização deste tipo de pó de ferro.

Um fluxo para a utilização com o pó de ferro puro (99,8% Fe) mostrou ser viável , sendo este desenvolvido para obter uma análise química do metal depositado semelhante a obtida com o processo convencional.

Com a utilização deste fluxo experimental, a composição química do metal depositado foi controlada, sendo obtido para todos os corpos de prova ensaiados propriedades mecânicas satisfatórias e taxas de deposição de até 20,4 Kg / h, que corresponde a um aumento de 127 % em relação ao processo convencional.

Quanto ao consumo médio do fluxo experimental, para os parâmetros utilizados pelos autores , este foi de 0,5 Kg por quilo de metal depositado, 50% inferior ao processo convencional.

2.5 Inclusões Não Metálicas

As propriedades físicas do metal de solda são influenciadas pela presença de inclusões não metálicas que provêem do contato entre a poça de solda, a atmosfera circundante e da escória. As características destas inclusões dependem da escolha da atmosfera, processo de soldagem, fluxo e consumíveis, assim como da subsequente taxa de resfriamento. Em geral, as inclusões no metal de solda são menores que as inclusões na chapa base, mas a concentração pode ser mais alta, KIESSLING (1989).

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

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

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

temperatura do ciclo de resfriamento da solda ; estas incluem formação de inclusões, formação da ferrita δ, formação da austenita, e transformação da austenita em ferrita.

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

Somente a presença de inclusões de óxidos não assegura a formação de ferrita acicular no metal de solda. É sabido que somente certos tipos de inclusões auxiliam na nucleação da ferrita acicular e uma densidade inadequada de inclusões leva a uma redução da fração de volume da ferrita acicular. A composição química do aço, tamanho do grão da austenita, e condições de soldagem devem também contribuir para a formação de ferrita acicular em detrimento de outras morfologias de ferrita, que diminuem a tenacidade. Apesar da presença de certas inclusões auxiliando na formação da ferrita acicular, a presença de um valor muito alto da fração de volume das inclusões pode ser prejudicial para a tenacidade. Por exemplo, as inclusões podem iniciar fraturas dúcteis. Portanto, é necessário o controle das inclusões, solidificação, e transformações características do estado sólido para obter a microestrutura desejada.

As seguintes características das inclusões influenciam o desenvolvimento da microestrutura do metal soldado : distribuição do tamanho ; densidade ; fração de volume ; composição ; e heterogeneidade das inclusões (estrutura superficial e composição). Em metais de solda de

aços baixa liga, pequenas quantidades de nitretos e sulfetos podem também ser apresentados como inclusões de óxidos.

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

Para típicas concentrações de oxigênio no metal de solda, o teor de oxigênio é desprezível após a oxidação do titânio ou da oxidação parcial do silício. Se a concentração requerida para limitar complemente um certo desoxidante é maior que a concentração disponível, algum resíduo desoxidado será deixado em solução. Com uma concentração constante de elementos desoxidantes, quanto maior concentração de oxigênio, mais prolongada será a oxidação. Para um dado aporte de calor, isto também resultará em inclusões mais grosseiras, se a oxidação continuar.

Segundo FARRAR & HARRISON (1987), o papel das inclusões sobre as transformações de fase podem ser consideradas como :

a) bloqueadores do crescimento dos grãos da austenita anterior e os pequenos grãos formados irão favorecer as reações nos contornos de grãos, nucleando a ferrita poligonal e / ou a ferrita com fases secundárias alinhadas ;

b) geradores de grandes tensões induzidas termicamente devido à diferença do coeficiente de dilatação entre as inclusões e a matriz e além disso, a presença de um aumento de densidade de discordâncias ao redor das inclusões pode produzir sítios de nucleação favoráveis ;

c) sítios de nucleação direta para a ferrita acicular ;

d) determinantes na disponibilidade de sítios de nucleação em função de seu tamanho e distribuição.

Em resumo, as características das inclusões estão ligadas com a concentração dos elementos reagentes e o tempo e a temperatura da reação. O tempo e a temperatura da reação estão, por sua vez , ligados com as condições de soldagem.

2.6 Fatores da Composição da Solda que Influem na Formação da Ferrita Acicular

Entre outros, são mais importantes os seguintes fatores: composição química do metal de solda ; tamanho de grão da austenita anterior ; velocidade de resfriamento ; efeito de inclusões e outros sítios para nucleação, WAINER et al (1992).

O elemento químico mais importante na determinação da microestrutura de um aço é o carbono. No metal de solda seu teor deve ser baixo, geralmente entre 0,05 e 0,15 %, para evitar a formação de martensita. Nesses teores o carbono tem duas funções : evitar a precipitação intensa de carbonetos e refinar a microestrutura. O efeito do refinamento da microestrutura é explicado pela formação inicial de ferrita δ durante a solidificação, através do peritético do diagrama Fe-C, refinando a microestrutura final nessa faixa de carbono.

O manganês, em teor ao redor de 1,0 %, aumenta a quantidade de ferrita acicular, resultado que não é influenciado pela presença de oxigênio, desde que este esteja em valores baixos, inferiores a 500 ppm.

O manganês reduz o tamanho da ripa da ferrita acicular, elevando as propriedades mecânicas. Possui também o efeito de dimimuir a temperatura de decomposição da austenita em ferrita, fazendo com que a temperatura de formação da ferrita primária em contorno de grão acabe ficando abaixo da temperatura de formação da ferrita acicular.

O silício tem um efeito controverso ; sua influência é parecida com a do manganês, porém seu maior efeito é no produto de desoxidação do metal de solda.

O cromo e o molibdênio melhoram a tenacidade do metal de solda. Ambos atrasam a transformação da austenita, baixando sua temperatura de decomposição. O molibdênio favorece a reação bainítica e, desde que o manganês seja superior a 0,8 %, aumenta o teor da ferrita acicular.

O nióbio e o vanádio têm efeitos complexos e muitas vezes de difícil previsão. Isoladamente, o vanádio geralmente restringe a formação de ferrita de Widemanstätten FS(SP) ; esse efeito provavelmente é causado pelo ancoramento da interface ferrita / austenita, devido a precipitação de carbeto de vanádio V_4C_3. O nióbio restringe a formação da ferrita primária em contorno de grão PF(G), promovendo a ferrita de Widemanstätten ou a ferrita acicular, sendo a primeira obtida com aços de baixa temperabilidade, enquanto a segunda, ao contrário, em aços de temperabilidade alta. Além disso, dependendo do teor de nióbio e vanádio, conforme o ciclo térmico de soldagem, pode haver a precipitação de carbonitretos de nióbio ou vanádio na ferrita, reduzindo bastante sua tenacidade, devido ao efeito de endurecimento por precipitação. Esse fenômeno torna-se mais crítico quando se faz a soldagem multipasse, podendo ser evitado com a adição de molibdênio ou manganês, elementos que baixam a temperatura de decomposição da austenita.

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

Quanto maior a velocidade de resfriamento, menor a temperatura necessária para ocorrer a decomposição da austenita.

HARRISON[3] apud WAINER et al. (1992) fizeram um estudo sistemático do efeito da velocidade de resfriamento, através de dilatometria, com metal de solda contendo manganês e níquel. Os resultados obtidos mostraram que, com baixa velocidade de resfriamento ($\Delta t8/5 \cong 100$ s), obtinha-se em contorno de grão ferrita primária PF(G) e perlita FC(P) ; em velocidades intermediárias ($\Delta t8/5 \cong 20$ s), ferrita acicular fina e grosseira ; para altas velocidades ($\Delta t8/5 \cong 1,5$ s), a tendência é a formação de uma microestrutura martensítica, dependendo da temperabilidade do aço.

O alumínio tem efeito complexo, porque seu teor ideal no metal de solda está relacionado com o potencial de oxigênio do consumível utilizado.

Para baixos teores de alumínio, o titânio tem papel ativo na nucleação da ferrita acicular, através de seu efeito desoxidante. Acredita-se que, envolvendo as inclusões de silicato de manganês, forma-se uma fina camada de TiO que favorece a nucleação da ferrita.

2.7 Classificação da Microestrutura do Metal de Solda

Quando se realiza uma soldagem por fusão aplica-se ao sistema um ciclo térmico e um ciclo de deformação, determinados ao fixar as variáveis operacionais. Como conseqüência, durante o resfriamento produz-se reações metal - gás e metal - escória na poça liquida, além de transformações de fases liquida - sólida (L-S) e sólida - sólida (S-S). A estrutura resultante destas transformações será composta por um conjunto de elementos estruturais e segundo a sua origem, esses elementos podem ser agrupados em :

- estrutura primária : produtos da transformação L-S ;
- estrutura secundária : produtos da transformação S-S ;
- estrutura terciária : produtos da recristalização, KOBAYASHI (1994).

[3] HARRISON, P. L. (1983). *PhD thesis ; University of Southampton.* apud WAINER, E. ; BRANDI, S. D. ; MELLO, F. D. H. (1992). *Soldagem : processos e metalurgia.* São Paulo, Edgard Blucher.

2.7.1 Produtos da Transformação no Estado Sólido

A classificação destes constituintes, à luz da microscopia - ótica, vem sendo tentado pelo INTERNATIONAL INSTITUTE OF WELDING (1988). Alguns microconstituintes devem ser também observados com microscopia eletrônica de varredura ou transmissão, uma vez que somente a microscopia ótica não consegue visualizar pormenores que distinguem um microconstituinte de outro, principalmente os formados em baixas temperaturas.

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

Os microconstituintes classificados são :

- Ferrita Primária - PF

Pode ocorrer de duas formas :

a) Ferrita de Contorno de Grão - PF(G)

Ferrita (veios ou grãos poligonais) associada aos contornos de grão da austenita anterior ;

b) Ferrita Poligonal Intragranular - PF(I)

Grão de ferrita, geralmente poligonal, encontrado no interior do grão da austenita anterior e, que é maior que o triplo da largura média das ripas da AF ou FS que o circunda.

- Ferrita Acicular - AF

É constituída por pequenos grãos de ferrita não alinhados no interior do grão de austenita anterior. A relação comprimento / largura deve ser menor que 4:1 para duas ripas adjacentes ou não - alinhadas.

- Ferrita com Fase Secundária - FS

Pode ocorrer de duas formas :

a) Ferrita com Fase Secundária Alinhada - FS(A)

Duas ou mais ripas de ferrita paralelas serão FS se a sua relação comprimento / largura for maior que 4:1, caso contrário poderá ser AF ou PF;

Este constituinte poderá ainda ser identificado como placas laterais - FS(SP), bainita - FS(B), bainita superior ou inferior - FS(UB) ou FS(LB). Contudo, essas distinções normalmente não são possíveis apenas com o uso do microscópio ótico ;

b) Ferrita com Fase Secundária não Alinhada - FS(NA)

Circunda ripas de AF ou microfases.

- Agregado Ferrita / Carboneto - FC

Estrutura de ferrita fina e carbonetos, que tanto pode ser ferrita com interfase de carbonetos ou perlita, se o agregado for identificado como perlita - FC(P).

- Martensita - M

Pode ocorrer de duas formas :

a) Martensita com Ripas - M(L) ;

b) Martensita Maclada - M(T).

As figuras 2.2 e 2.3 mostram as várias microestruturas descritas acima.

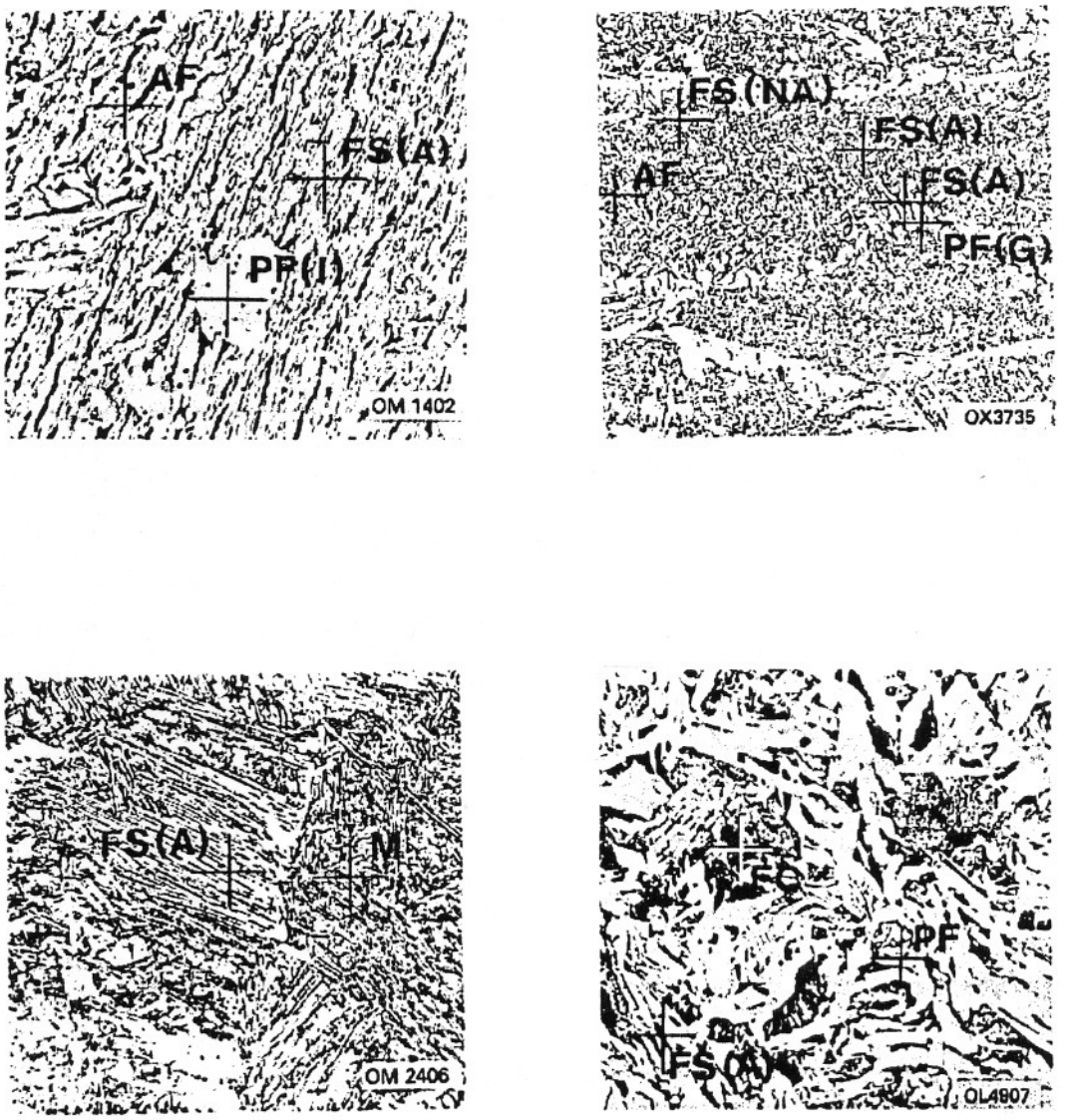

FIGURA 2.2 - Microestruturas do metal de solda como depositado mostrando os vários constituintes microestruturais (ABSON et al., 1988).

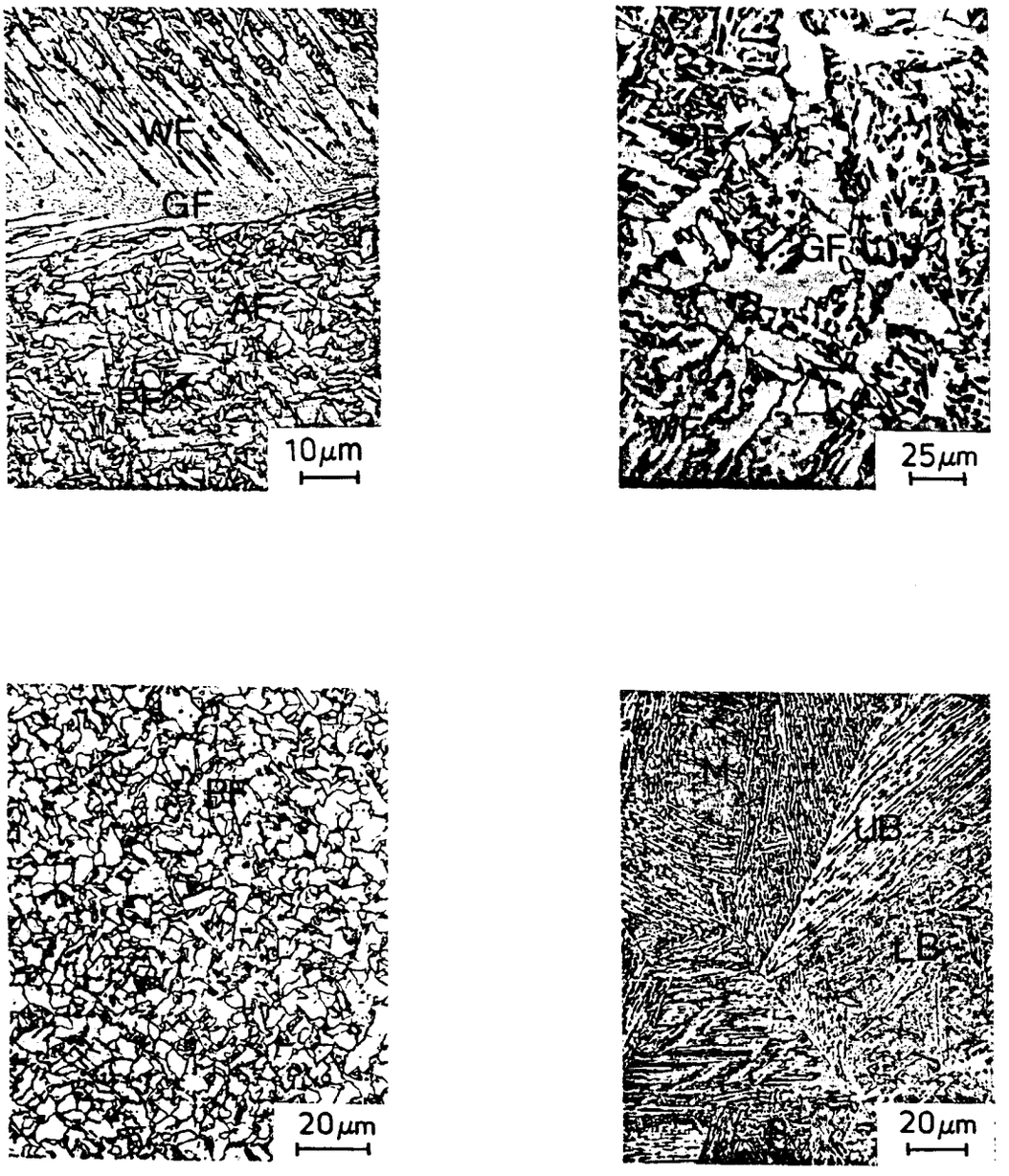

FIGURA 2.3 - Micrografias mostrando vários constituintes microestruturais normalmente encontrados em soldas de aços baixa liga (GRONG, 1994)

2.7.2 Caracterização dos Principais Microconstituintes

Para uma dada velocidade de resfriamento a primeira estrutura que se forma é a ferrita de contorno de grão. Dependendo da composição e da velocidade de resfriamento pode-se desenvolver uma estrutura composta de placas a partir da ferrita de contorno e finalmente se produz a transformação intragranular, nucleando a ferrita acicular, GOMES (1996).

A ferrita de contorno de grão - PF(G) - forma-se entre 1000 e 750 ^{0}C, ao longo dos contornos de grãos da austenita anterior e comumente vista como veios finos delineando a estrutura do grão colunar, CHOI & HILL (1978).

A ferrita secundária com fase alinhada - FS(A) - tem forma de placas ou agulhas que crescem a partir dos contornos de grão ou da ferrita de contorno de grão e forma-se entre 750 e 650 ^{0}C, GOMES (1996).

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

Ferrita poligonal intragranular - FP(I) - ocorre na forma de grossas ilhas de ferrita dentro do grão da austenita anterior e no resfriamento, forma-se a uma temperatura superior à 650 ^{0}C, FARRAR & HARRISON (1987).

2.8 Fatores que Controlam a Microestrutura do Metal de Solda

Durante vários anos, muitas pesquisas foram realizadas com o objetivo de estabelecer a relação entre as microestruturas do metal de solda

observada com microscópio ótico e eletrônico de transmissão, com o comportamento mecânico do mesmo, em especial a resistência e a tenacidade. O interesse de tal relacionamento é muito importante, pois possibilita o entendimento das propriedades mecânicas pela simples observação da microestrutura, HOEKSTRA et al.[4] apud KOBAYASHI (1994). A microestrutura final do metal de solda, dependerá de uma interação complexa de muitas variáveis importantes, GRONG & MATLOCK [5] apud GOMES (1996), tais como :

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

2.8.1 Microestrutura de Solidificação

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

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

---

[4] HOEKSTRA, S. ; MUNNIG SCHMIDT-VAN DER BURG, M. A. ; DEN OUDEN, G. (1986). *Microstructure and notch toughness of ferritic weld metal.* Metal Construction, v. 18, n. 12, p. 771-775, Dec. apud KOBAYASHI, Y. (1994). *Efeito da adição controlada de pó metálico nas propriedades microestruturais e mecânicas no metal depositado por arco submerso em aço ARBL.* São Carlos. Tese (doutoramento) - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.

[5] GRONG, O. ; MATLOCK, D. K. (1986). *Microstructural development in mild and low alloy steel weld metals.* International Metals Reviews, v. 31, n. 1, p. 27-48. apud GOMES, S. I. N. (1996). *Efeito da adição de pó metálico em soldas à arco submerso utilizando diferentes fluxos.* São Carlos. Tese (livre docência) - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.

dessas alterações está no provável crescimento dos grãos no metal base, e este crescimento será epitaxial, EASTERLING (1983).

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

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

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

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

2.8.2 Ciclo de Resfriamento da Solda

Para soldagem de aços, o tempo de resfriamento entre 800 e 500 ^{0}C (Δt8/5) e velocidade de resfriamento na mesma faixa de temperatura (VR8/5) são largamente aceitos como índices para representar as condições térmicas sob as quais ocorrem a transformação da austenita em ferrita, KOBAYASHI (1994).

GLOVER et al.[6] apud KOBAYASHI (1994) analisaram, através de simulação do ciclo de resfriamento, metais de solda obtidos por arco submerso em aço ARBL. Para tempo de resfriamento alto (Δt8/5 = 500s) obtiveram uma microestrutura composta de ferrita poligonal grosseira e devido às dificuldades de manter o ciclo de resfriamento por um tempo muito grande, a experiência foi interrompida antes de completar a transformação, impossibilitando a quantificação da perlita. Quando a velocidade de resfriamento aumentou, a austenita transformou-se inicialmente em ferrita proeutetóide nos contornos da austenita e o interior do grão transformou-se em uma estrutura de ferrita acicular à uma temperatura de transformação mais baixa. A quantidade de ferrita proeutetóide diminuiu com o aumento da velocidade de resfriamento. Para tempo de resfriamento de Δt8/5 = 30s, foi observado pouca ferrita proeutetóide e a microestrutura era composta de ferrita acicular e regiões de bainita superior, além de blocos de partículas de martensita - austenita bem distribuídas entre as ferritas aciculares. Com o tempo de resfriamento de Δt8/5 = 15s, a estrutura era predominantemente formada de bainita superior com microfases de martensita - austenita entre as ripas. Para metais de solda obtidos por arco submerso em aço C-Mn com variação do aporte de calor, obtiveram um aumento do tempo de resfriamento quando se aumentou o aporte de calor.

---

[6] GLOVER, A. G. ; MCGRATH, J. T. ; TINKLER, M. J. ; WEATHERLY, G. C. (1977). *The influence of cooling rate and composition on weld metal microstructures in C-Mn and HSLA steel.* Welding Journal, v.56, n.9, p. 267s-273s, Sept. apud KOBAYASHI, Y. (1994). *Efeito da adição controlada de pó metálico nas propriedades microestruturais e mecânicas no metal depositado por arco submerso em aço ARBL.* São Carlos. Tese (doutoramento) - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.

Segundo RODRIGUES & ROGERSON [7] apud GOMES (1996), o ciclo de resfriamento em soldas à arco submerso é função dos seguintes fatores principais : da área da seção transversal do cordão de solda; do formato do cordão de solda; e do consumo de fluxo, pois o fluxo fundido que cobre o cordão de solda pode agir como uma fonte de calor ou apenas como uma cobertura isolante.

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

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

2.8.3 Composição Química do Metal de Solda

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

---

[7] RODRIGUES, P. E. L. B. ; ROGERSON, J. H. (1980). *How weld metal thermal cycles determine the toughness of submerged arc welds.* Welding and Metal Fabrication, v. 48, n.3, p. 183-193, Apr. apud GOMES, S. I. N. (1996). *Efeito da adição do pó metálico em soldas à arco submerso utilizando diferentes fluxos.* São Carlos. Tese (livre docência) - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.

2.8.3.1 Influência do Carbono

Sem dúvida, o elemento mais importante no controle da microestrutura de um aço é o carbono. No metal de solda o teor de carbono deve ser mantido baixo, o bastante para evitar a formação da martensita. Os teores de carbono normalmente encontrados, estão na faixa de 0,05 à 0,15 %, e têm a função de evitar a precipitação intensa de carbonetos e de refinar a microestrutura, FARRAR & HARRISON (1987).

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

Em seu estudo, EVANS (1981) variou o teor de carbono de 0,045 à 0,145 % e o teor de manganês de 0,60 à 1,80 % produzindo metais de solda com eletrodo revestido do tipo básico e baixo hidrogênio. Observou que as proporções de ferrita de contorno de grãos e ferrita poligonal diminuíram com o aumento do teor de carbono. Essa alteração foi compensada pelo maior aumento da ferrita acicular do que com o aumento da ferrita com M-A-C (martensita - austenita - carbetos). A ferrita com carbetos agrupados também aumentou, mas somente para manganês baixo. Por outro lado, o aumento de carbono aumentou a precipitação de carbetos na ferrita acicular.

Quanto às propriedades mecânicas, o limite de escoamento e o limite de resistência aumentaram linearmente com o teor de carbono, independentemente do teor de manganês. Com o aumento do teor de carbono, a tenacidade ao entalhe melhorou para baixos teores de manganês e deteriorou-se para altos teores.

2.8.3.2 Influência do Manganês

O manganês é provavelmente o elemento de liga mais importante normalmente usado para aumentar a resistência de um aço. Este aumento da resistência se dá através do endurecimento por solução sólida.

O manganês tem um forte efeito na transformação austenita - ferrita, refinando a microestrutura, GRONG & MATLOCK (1986).

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

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

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

Usando dilatômetro com resfriamento contínuo, HARRISON & FARRAR (1987 a) estudaram a influência do manganês sobre a transformação da austenita em ferrita. Esses pesquisadores constataram que o manganês diminui a temperatura de transformação austenita - ferrita para quase todas as velocidades de resfriamento do metal de solda que o processo de soldagem com eletrodo revestido produziu. A temperatura de início de transformação da ferrita poligonal é reduzida à níveis mais baixos do que o início de transformação da ferrita acicular, resultando então em um aumento da ferrita acicular. Também foi notado que o manganês suprime a formação de perlita em velocidade de resfriamento de 3 à 30 ^{0}C/s entre 800 à 500 ^{0}C.

2.8.3.3 Influência do Silício

O silício atua de maneira semelhante ao manganês, mas sua influência é maior devido ao seu poder de desoxidação ser mais efetivo (cerca de quatro vezes maior) na redução dos teores de oxigênio.

EVANS (1986a) estudou o efeito do silício em cordões de solda obtidos com eletrodos revestidos com baixo hidrogênio, variando os teores de silício na faixa de 0,2 à 0,9 %. Concluiu que o aumento do teor de silício favorece a formação de ferrita acicular, às custas da ferrita pró - eutetóide e da ferrita com segunda fase, principalmente quando os teores de manganês estão abaixo de 1,0 %. Para teores maiores que este valor, a influência do silício é menos marcante. O autor também observou que o aumento do teor de silício levou à um aumento da relação comprimento / largura da ferrita acicular e um aumento na quantidade de austenita retida e martensita - austenita entre as ripas de ferrita acicular.

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

2.8.3.4 Influência do Molibdênio

No trabalho de EVANS (1988), onde ele estudou o efeito do molibdênio na microestrutura e nas propriedades de soldas de múltiplos passes usando eletrodo revestido com baixo hidrogênio e variando-se o teor de molibdênio na faixa entre 0 e 1,1 %. Os resultados mostraram uma tendência de diminuição contínua da porcentagem de ferrita primária com o aumento do teor de molibdênio. Para o teor de 1,1 % de molibdênio, os veios de ferrita foram completamente eliminados. A porcentagem de ferrita acicular inicialmente aumentou até 0,5 % de molibdênio, mas para teores maiores, houve diminuição da quantidade de ferrita acicular com aumento da quantidade de ferrita de segunda fase. O aumento do teor de molibdênio

provocou um refinamento na ferrita acicular e a ferrita com segunda fase tornou-se mais grosseira.

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

2.8.3.5 Influência do Cromo

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

Para baixos teores de manganês (até 1,0 %) a dureza aumentou linearmente com a elevação do teor de cromo, mas esta elevação tornou-se não linear para altos teores de manganês. Os limites de resistência e escoamento apresentaram um aumento linear com a elevação

do teor de cromo. Já a tenacidade foi afetada inversamente, especialmente quando o teor de cromo excedeu 1,0 %, deslocando as curvas de transição do ensaio de impacto para temperaturas maiores e abaixando o patamar superior de energia destas curvas.

SNIEDER & KERR[8] apud KOBAYASHI (1994) estudaram o efeito da adição de cromo sobre a microestrutura e propriedades mecânicas do metal de solda obtido por arco submerso em aço ARBL utilizando um fluxo aglomerado do tipo básico. Os autores observaram que para o teor de cromo variando de 0,032 à 0,73 % a porcentagem de ferrita acicular era de aproximadamente 90 % e o cromo tinha um efeito de redução da ferrita proeutetóide, favorecendo a formação de bainita para conteúdo acima de 0,40 %. O aumento do cromo tornou mais difícil a visualização da ferrita de contorno de grão utilizando-se o nital como ataque, mas foi observado um aumento de microfases compostas de martensita - austenita entre as ferritas aciculares. Para maiores teores de cromo (1,18 e 1,84 %) grãos de ferrita alongados ou bainita foram revelados por um ataque colorido entre os grãos menores e mais equiaxiais de ferritas, sendo que a porcentagem e o comprimento desses grãos alongados aumentou com o cromo.

2.8.3.6 Influência do Cobre

Segundo GRONG & MATLOCK (1986), pode-se melhorar a tenacidade do metal depositado pela adição de cobre. Por ser um elemento estabilizador da austenita, o cobre tem um comportamento similar ao do manganês, abaixando a temperatura de transformação da austenita para a ferrita e aumentando a proporção de ferrita acicular no depósito de solda e, portanto melhorando as propriedades mecânicas pelo refinamento da microestrutura. Entretanto, grandes quantidades de cobre podem levar à precipitação de partículas de cobre (ε - Cu), SVENSSON (1993).

---

[8] SNIEDER, G.; KERR, H. W. (1984). *Effects of chromium additions and flux type on the structure and properties of HSLA steel submerged arc weld metal.* Canadian Metallurgical Quarterly, v.23, n.3, p.315-325, Mar apud KOBAYASHI, Y. (1994). *Efeito da adição controlada de pó metálico nas propriedades microestruturais e mecânicas no metal depositado por arco submerso em aço ARBL.* São Carlos. Tese (doutorado). Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.

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

2.8.3.7 Influência do Nióbio e Vanádio

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

GARLAND & KIRKWOOD[9] apud DOLBY (1979) concluíram que para metais de solda contendo 1,4 à 2,0 % de manganês (50 à 70 % de ferrita acicular), o nióbio inibe a formação de ferrita de contorno de grão e aumenta a quantidade de ferrita acicular. Concluíram também que um acréscimo no teor de vanádio aumenta a quantidade de ferrita acicular, para

---

[9] GARLAND, J. G. ; KIRKWOOD, P. (1975). *Towards improved submerged arc weld metal.* Metal Construction, v.7, p.275-283 & 320-330 apud DOLBY, R. E. (1979). *Factors controlling HAZ and weld metal toughness in C - Mn steels engineering applications of fracture analysis.* In : NATIONAL CONFERENCE ON FRACTURE, 1., Johannesburg, Nov. 1979. Proceedings... Johannesburg, Pergamon. p. 117-134.

soldas feitas com arco submerso e aporte de calor de 3,3 KJ / mm, e geralmente ocorre uma queda na tenacidade quando o teor de vanádio é maior que 0,12 %.

Em seu trabalho, SIGNES & BAKER (1979) pesquisaram os metais de solda obtidos por soldagem à arco submerso, variando os teores de carbono de 0,08 à 0,18 %, nióbio de 0 à 0,15 % e vanádio de 0 à 0,10 %. De acordo com outros pesquisadores, quando as velocidades de resfriamento são relativamente lentas, ocorre a precipitação e os grãos tornam-se mais grosseiros. Por outro lado, quando as velocidades de resfriamento são relativamente rápidas, o efeito do nióbio ou do vanádio aumenta a tenacidade da HAZ devido ao refinamento dos grãos e eliminação da ferrita proeutetóide. A presença de ferrita proeutetóide nos contornos de grão da austenita anterior se dá na forma de veios. As estruturas entre os veios de ferrita proeutetóide foi predominantemente de ferrita acicular. A tenacidade da HAZ aumentou com a adição de nióbio com baixo teor de carbono (0,08 %) e com a adição de vanádio com alto teor de carbono (0,18 %). Para todos os teores de carbono, a adição de nióbio e vanádio, juntos, reduziu a tenacidade da HAZ. A tenacidade do metal de solda diminuiu com o decréscimo da velocidade de resfriamento.

2.8.3.8 Influência do Alumínio

O papel do alumínio é um dos mais complexos de todos os elementos já estudados.

TERASHIMA & HART (1984) usando diferentes tipos de fluxos na soldagem de aço C - Mn - Nb por arco submerso, concluíram que o efeito do alumínio sobre a microestrutura é função do tipo de fluxo.

Para soldas produzidas com fluxo básico (IB = 2,0), o aumento do teor de alumínio inicialmente aumentou a quantidade de ferrita acicular em detrimento da ferrita com martensita - austenita - carbeto (M - A - C) alinhados. Entretanto, para teores maiores que 0,016 % de alumínio houve um acréscimo na quantidade de ferrita com M - A - C alinhados às custas da ferrita acicular.

Na soldagem com fluxo mais básico (IB = 2,9), ocorreu uma redução contínua da quantidade de ferrita acicular, passando para uma estrutura predominantemente formada por ferrita com M - A - C alinhados.

Para as soldas feitas com fluxo ácido (IB = 0,9), o metal de solda com baixo teor de alumínio apresentou uma estrutura predominantemente de ferrita com M - A - C alinhados. Para teores maiores de alumínio, não ocorreram alterações significativas na quantidade de ferrita acicular.

Os autores sugeriram que as variações observadas nas microestruturas podem ser explicadas pela influência no comportamento de desoxidação, pelo teor de alumínio solúvel e pela quantidade de inclusões. Se ocorre um aumento do teor de alumínio solúvel, que pode elevar a temperatura de transformação da austenita em ferrita, e ao mesmo tempo reduzir a formação de óxidos de titânio.

EVANS (1991) realizou uma pesquisa com eletrodo revestido para verificar a influência do alumínio sobre a composição química, microestrutura e propriedades mecânicas do metal de solda. Com a variação do teor de alumínio, a fração volumétrica de ferrita acicular diminuiu até aproximadamente 80 ppm, depois aumentou para cerca de 200 ppm e finalmente diminuiu até 610 ppm. Estas variações foram acompanhadas por maiores mudanças no teor de ferrita com segunda fase, do que no teor de ferrita primária. Também ocorreu mudança no tipo de inclusão, sendo que os produtos como MnO e SiO_2 foram progressivamente substituídos por Al_2O_3 a medida que se aumentou o teor de alumínio.

2.8.3.9 Influência do Enxofre e Fósforo

Segundo o trabalho de EVANS (1986b), que analisou metais de solda obtidos com eletrodos revestidos do tipo básico com pó de ferro cujo teor de enxofre variou de 0,007 à 0,046 % e teor de fósforo de 0,007 à 0,040 %. O autor concluiu que com o aumento do teor de enxofre, houve um aumento da proporção de ferrita com M - A - C alinhados às custas da ferrita acicular, devido à presença de uma camada de sulfeto de manganês (MnS)

sobre a superfície das inclusões não - metálicas que impedem a nucleação da ferrita acicular. O fósforo não causou efeito aparente na microestrutura do metal de solda.

2.8.3.10 Influência do Níquel

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

No trabalho de TAYLOR & EVANS[10] apud FARRAR & HARRISON (1987), foi indicado que com o aumento do teor de níquel, a quantidade de ferrita de contorno de grão diminuiu e a ferrita acicular tornou-se mais refinada. Para os maiores teores (3,5 %) houve uma mudança na microestrutura, com o desenvolvimento da martensita intragranular aparecendo entre as ripas de ferrita acicular.

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

2.8.3.11 Influência do Oxigênio

O oxigênio pode entrar no metal de solda de várias maneiras - da chapa, por diluição ; do eletrodo, qualquer que seja o processo ; da atmosfera circundante ; da escória, através das reações metal - escória. A faixa de teores de oxigênio no metal de solda varia principalmente entre 0,02 e 0,10 % (200 e 1000 ppm) e estes níveis estão relacionados ao teor de carbono e seu efeito como desoxidante.

---

[10] TAYLOR, D. S. ; EVANS, G. M. (1983). Metal Construction, n.15, p.483 apud FARRAR, R. A. ; HARRISON, P. L. (1987). *Acicular ferrite in carbon - manganese weld metals : an overview.* Journal of Materials Science, v.22, n.11, p.3812 -3820.

O oxigênio está presente em maior quantidade no metal de solda na forma de óxidos e / ou inclusões resultantes das reações de desoxidação no metal liquido.

Conforme BLAKE (1979), existe uma forte relação entre a microestrutura do depósito de solda, e do balanço entre a concentração de oxigênio e tipo e quantidade de desoxidantes e elementos de liga presentes. Por exemplo, teores extremamente baixos de oxigênio (abaixo de 200 ppm) retardam a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$, que pode ser a causa da redução do número de núcleos. Pequenas adições de titânio, ou teores de oxigênio acima de 250 ppm, podem mudar este quadro, favorecendo o surgimento de núcleos, conduzindo à uma estrutura de ferrita fina.

FREEMAN[11] apud BLAKE (1979) realizou um trabalho relacionando o teor de oxigênio com as propriedades físicas e microestruturais usando o processo de arame tubular, e mostrou que a proporção de ferrita acicular era inversamente proporcional ao teor de oxigênio nos depósitos, mantendo-se as outras variáveis constantes. Inicialmente, o aumento na proporção de ferrita acicular não melhorou a tenacidade, para um teor logo acima de 50 %, mas para maiores teores de ferrita acicular e com o decréscimo na quantidade de oxigênio, houve uma melhora na tenacidade.

2.8.3.12 Influência do Nitrogênio

De acordo com BLAKE (1979), a principal fonte de contaminação do metal de solda pelo nitrogênio é a atmosfera circundante, sendo introduzido por arraste. Dependendo do processo e das condições de soldagem tem-se um maior ou menor arraste de nitrogênio para o arco elétrico, no qual ele se dissocia formando o N atômico e o íon N^+ , e devido à afinidade com o oxigênio ocorre também a formação de NO. Portanto, o nitrogênio pode aparecer de quatro formas diferentes no metal de solda : como moléculas, como átomos, como íons e como gases de NO.

---

[11] FREEMAN, R. (1977). *Gas shielded arc welding group meeting.* Welding Institute, Oct. apud BLAKE, P. D. (1979). *Oxygen and nitrogen in weld metal.* Welding Research International, v.9, n.1, p.23-46.

Quando for inevitável a absorção de nitrogênio, adiciona-se no metal de solda elementos de liga que fixam o nitrogênio na forma de nitretos. Estes nitretos irão aumentar a fração volumétrica das inclusões que poderá influir nas características de ductilidade e fratura do metal de solda. Os principais elementos fixadores de nitrogênio são, em ordem crescente de afinidade, : Mn, Nb, Cr, V, Al, Ti e Zr. Estes fixadores além de reduzir a porosidade, promovem o refinamento da microestrutura, principalmente o Ti, que forma partículas finas de TiN. Os nitretos, durante o resfriamento, impedem o crescimento dos grãos da austenita e aceleram a formação da ferrita, pois atuam como sítios de nucleação, produzindo uma estrutura refinada de ferrita acicular e, portanto, melhorando significativamente a tenacidade do metal depositado.

2.8.4 Tamanho do Grão de Austenita Anterior

É sabido que a austenita de granulação grosseira transforma-se mais lentamente comparada com a austenita de granulação fina por causa da menor área de contornos de grãos disponível para nucleação da ferrita. O tamanho de grão da austenita anterior está intimamente relacionado com a estrutura colunar do metal de solda. Após a solidificação, entretanto, o crescimento do grão da austenita pode ocorrer durante o resfriamento em uma faixa de altas temperaturas, de aproximadamente 1200 ^{0}C, onde a mobilidade dos contornos de grãos é alta. O grau de crescimento do grão depende do aporte de calor, assim como, da densidade e distribuição das partículas presentes nos contornos de grãos da austenita. O grande número de inclusões não metálicas no metal de solda formadas durante a desoxidação pode retardar o crescimento dos grãos, GRONG & MATLOCK (1986).

No estudo feito por EVANS (1982), foram analisados metais de solda obtidos com variação no aporte de calor entre 0,60 à 4,3 kJ / mm, através do processo de soldagem com eletrodo revestido. O autor observou um aumento na largura dos grãos colunares quando se variou o aporte de calor de modo crescente.

2.9 Efeito da Microestrutura na Tenacidade

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

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

- inclusões ;
- tamanho de grão ;
- produtos de transformação.

2.9.1 Inclusões

A formação de inclusões compreende vários estágios como nucleação, crescimento, coalescência, e eliminação do metal de solda pela escória. KLUKEN & GRONG[12] apud BABU et al. (1995), modelaram reações de desoxidação no metal de solda. O modelo foi desenvolvido para predizer as características da inclusão como fração de volume, tamanho, e composição química a partir do conhecimento da composição do metal depositado e das condições de soldagem. Os autores classificaram a poça de solda em duas regiões: quente e fria. Eles propuseram que as inclusões se formam na região quente (embaixo do arco) e o crescimento ocorre na

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

região fria (próximo da temperatura de liquidus) da poça de solda. Neste modelo, a fração de volume das inclusões foi determinada por uma equação empírica que é função da concentração de oxigênio e enxofre

$$Vv = 0{,}01\left[5{,}0(\%O) + 5{,}4(\%S - 0{,}003)\right] \quad (2)$$

onde Vv é a fração de volume das inclusões e %O e %S são as concentrações em peso de oxigênio e enxofre respectivamente. A reação de oxidação eventualmente pára quando a concentração de oxigênio diminui.

Deve ser notado que todos os óxidos formados podem não ficar presos no sólido, assim que o liquido se resfriar. Desde que a densidade de inclusões seja um pouco menor comparada com a do ferro liquido, assim as inclusões tenderão a flutuar na superfície da poça de solda e dessa forma serem removidas como escória. Então, para determinar o teor final de inclusões, é necessário considerar a separação de fases. A taxa de eliminação de inclusões de óxidos é governada pela velocidade com que as inclusões chegam à superfície da poça liquida. A expressão para a velocidade constante U_t das inclusões, com um determinado raio, em um fluido homogêneo é dada pela lei de Stoke:

$$Ut = \frac{2gr^2\left(\rho_{metal} - \rho_{inc}\right)}{9\eta_{metal}} \quad (3)$$

onde ρ_{metal} é a densidade do metal liquido, ρ_{inc} é a densidade da inclusão, g é a aceleração da gravidade, e η_{metal} é a viscosidade do metal. A característica predominante da expressão acima é a dependência de Ut com o raio das inclusões r. A colisão de pequenas inclusões para formarem grandes agregados depende da fluidez da poça de solda.

O potencial para formação de várias inclusões de óxidos em ferro liquido pode ser comparada pela consideração de suas energias livres de formação. A reação geral de oxidação e a variação de energia livre ΔG associada com esta reação é dada por

$$x\overline{M} + y\overline{O} = M_xO_y \quad (4)$$

$$\Delta G = \Delta G^0 + RT\ln\left(\frac{a_{MxOy}}{a_{Mx} \times a_{Oy}}\right) \quad (5)$$

e similarmente para óxidos complexos

$$x\overline{M} + y\overline{N} + z\overline{O} = M_xN_yO_z \quad (6)$$

$$\Delta G = \Delta G^0 + RT\ln\left(\frac{a_{MxNyOz}}{a_{Mx} \times a_{Ny} \times a_{Oz}}\right) \quad (7)$$

onde ΔG^0 é a energia livre padrão de formação de um óxido, a_M e a_N são as atividades dos elementos desoxidantes M e N envolvidos na reação, e x, y, z são os coeficientes estequiométricos.

Com concentrações bastante baixas de desoxidantes M e oxigênio dissolvido O, a atividade reduz a energia livre de formação do óxido. Por esta razão, a estabilidade de vários óxidos em equilíbrio com o ferro liquido poderá ser uma função da composição.

Uma inclusão pode nuclear homogeneamente na poça fundida ou heterogeneamente em superfícies preexistentes. As energias livres de formação de vários óxidos se refletem nas taxas de nucleação, as quais alcançam valores ótimos quando a temperatura decresce. As taxas de nucleação do Al_2O_3, Ti_3O_5, $FeO.Al_2O_3$, e $MnO.Al_2O_3$ são maiores que as taxas de outros óxidos.

O crescimento das inclusões envolve a difusão do oxigênio e o elemento desoxidante no liquido fundido em direção ao núcleo do óxido. As inclusões podem ser consideradas como partículas esféricas crescendo no ferro liquido.

2.9.2 Tamanho de Grão

Foi estabelecido empiricamente por Hall e Petch que a tensão de escoamento estava relacionada com o tamanho de grão por, DIETER (1981)

$$\sigma_0 = \sigma_i + \frac{k}{\sqrt{d}} \quad (8)$$

onde

σ_0 - tensão de escoamento

σ_i - tensão de atrito que se opõe ao movimento das discordâncias

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

d - diâmetro médio dos grãos

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

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

2.9.3 Produtos de Transformação

Durante a transformação da austenita em ferrita, uma larga variedade de microestruturas podem se desenvolver, dependendo da velocidade de resfriamento e da composição química do aço. Normalmente, a microestrutura formada com cada grão de austenita, após a transformação será uma mistura complexa de dois ou mais dos seguintes constituintes, reunidos em ordem decrescente de temperatura de transformação : ferrita de

contorno de grão ; ferrita poligonal ; ferrita de Widmanstätten ; ferrita acicular ; bainita superior ; bainita inferior e martensita, GRONG (1994). Pequenas quantidades de agregados ferrita / carbetos e austenita retida também podem ser encontrados, SVENSSON (1993).

A ferrita de contorno de grão é a primeira fase a se formar e aparece preferencialmente nos contornos dos grãos da austenita. Com o decréscimo da temperatura, a redistribuição do carbono torna-se insuficiente para manter o crescimento planar, e por esta razão, um crescimento adicional da ferrita somente pode ocorrer pelo movimento lateral de ripas ao longo da interface de baixa energia, que é o aspecto característico da estrutura da ferrita de Widmanstätten. Simultaneamente com ou imediatamente após a formação da ferrita de Widmanstätten, a ferrita acicular pode começar a nuclear - se intragranularmente nas inclusões não - metálicas. As microestruturas bainíticas são freqüentemente observadas durante a soldagem, particularmente na HAZ de aços baixo carbono microligados. As morfologias identificadas são : bainita superior e bainita inferior, GRONG (1994).

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

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

- Eles modificam a microestrutura, com Mn, Mo e Ni em particular, promovendo a ferrita acicular e eventualmente a martensita para altos teores de elementos de liga.

- Aumentam a resistência ao escoamento como resultado das mudanças na microestrutura e efeitos do endurecimento por solução sólida.

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

Não é possível o aumento contínuo da tenacidade pelo aumento progressivo do teor de elementos de liga. Uma vez que um alto teor de ferrita acicular for atingido, aumentos adicionais de elementos de liga como Mn ou Mo servirão somente para aumentar a resistência ao escoamento devido ao endurecimento por solução sólida e promover o aparecimento de regiões de martensita frágil. Assim a resistência à clivagem começa a cair como mostrado na figura 2.4.

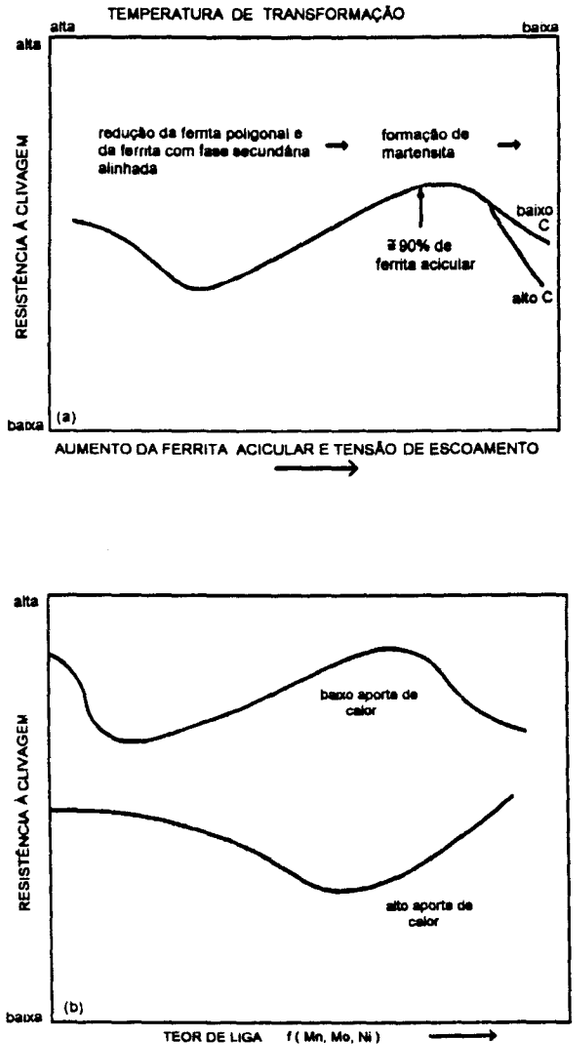

FIGURA 2.4 - Resistência à clivagem (DOLBY, 1979)

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

b - em função do teor de elementos de liga

3. MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Materiais

3.1.1 Chapas Base

No presente trabalho foram utilizadas duas chapas base, ambas produzidas pela USIMINAS. A primeira chapa, doravante denominada N, é de aço estrutural ARBL do tipo BS-4360-50, de espessura 25 mm, com a composição química mostrada na tabela 3.

As propriedades mecânicas da chapa fornecida pelo fabricante estão mostradas na tabela 1.

TABELA 1 - Propriedades mecânicas da chapa N

Limite de escoamento (σ_e)	380,2 MPa
Limite de resistência (σ_r)	512,5 MPa
Energia absorvida (Charpy V à -10 ^{0}C)	134 J (transversal)

A segunda chapa, doravante denominada C, é de aço estrutural ARBL, resistente à corrosão atmosférica, do tipo USI-SAC-50, de espessura 25 mm, com a composição química mostrada na tabela 3.

As propriedades mecânicas da chapa fornecida pelo fabricante estão mostradas na tabela 2.

TABELA 2 - Propriedades mecânicas da chapa C

Limite de escoamento (σ_e)	453 MPa
Limite de resistência (σ_r)	598 MPa
Energia absorvida (Charpy V à 0 ^{0}C)	55,7 J (longitudinal)

EESC-USP Biblioteca Campus de S. Carlos

3.1.2 Consumíveis

3.1.2.1 Eletrodo

Utilizou-se o arame EM-12K, conforme a especificação da norma AWS A 5.17-89, com diâmetro nominal de 4,0 mm e composição química mostrada na tabela 3.

3.1.2.2 Fluxo

Utilizou-se o fluxo experimental ESAB 10.71P, do qual não dispomos de nenhum parâmetro.

3.1.2.3 Pó de Ferro

Utilizou-se o pó de ferro atomizado comercial ESAB 400, com composição química mostrada na tabela 3.

TABELA 3 - Composição química das chapas base, arame e pó de ferro.

Elementos (%) * em ppm	Chapa Base		Arame	Pó de Ferro
	N	C	EM - 12K	ESAB 400
C	0,140	0,140	0,110	0,060
Si	0,310	0,439	0,270	0,010
Mn	1,490	1,325	1,110	0,180
P	0,021	0,029	0,020	0,013
S	0,004	0,008	0,010	0,018
Cr	-----	0,523	0,020	-----
Ni	-----	0,172	0,012	-----
Nb	0,030	-----	-----	-----
V	0,029	-----	-----	-----
Al	0,030	0,043	-----	-----
Cu	-----	0,374	0,020	-----
O_2*	**N.D.	**N.D.	250	-----
N_2*	59	33	53	-----

**N.D. - Não determinado

3.2 Métodos

3.2.1 Preparação do Chanfro

Para as chapas N, com as dimensões 550x125x25 mm, e C, com as dimensões 550x125x25 mm, foram usados chanfros em "V", com ângulo de 50^0. Os vértices dos chanfros foram substituídos por uma base plana de 3 mm e uma profundidade de 10 mm, conforme mostra a figura 3.1, a seguir :

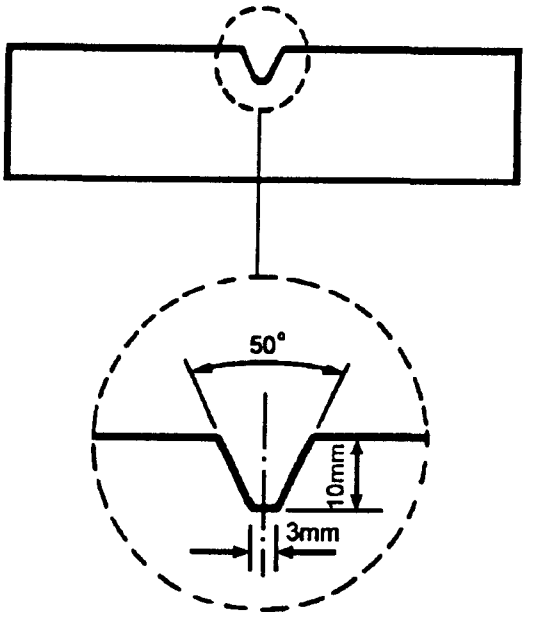

FIGURA 3.1 - Forma e dimensões do chanfro das chapas N e C.

3.2.2 Equipamento de Soldagem

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

3.2.3 Adição de Pó de Ferro

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

O diâmetro do orifício do bico de saída do dispositivo utilizado foi de 2,80 mm, e era responsável pelo controle da vazão. A vazão conseguida com este bico foi de 6,7 Kg / h de pó de ferro. Com a velocidade de deslocamento do arco de 30 cm / min, foi obtido uma massa linear de pó de ferro de 373 g / m.

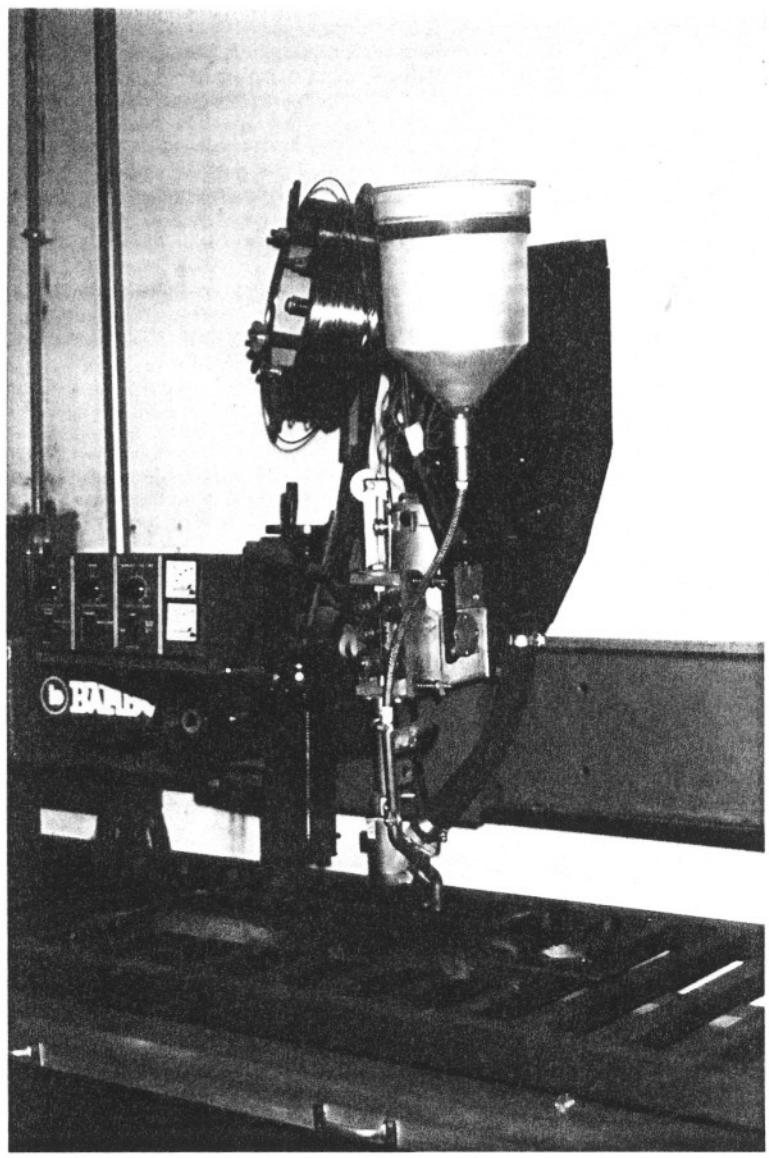

FIGURA 3.2 - Dispositivo de alimentação do pó de ferro.

3.2.4 Procedimento de Soldagem

Antes da soldagem , o fluxo foi secado à uma temperatura de 180 ^{0}C durante 15 horas e resfriado lentamente dentro do forno. As chapas foram limpas para que fossem eliminados resíduos de graxa, ferrugem ou qualquer outra substância que pudesse contaminar o metal de solda.

As soldas foram efetuadas sem pré aquecimento e em um único passe. A tabela 4 mostra as condições de soldagem utilizadas.

TABELA 4 - Parâmetros de soldagem

Corrente (A)	660
Tensão (V)	34
Velocidade do Arco (cm/min)	30
Extensão do Eletrodo (mm)	32
Aporte de Calor (kJ/mm)	4,5

O aporte de calor foi calculado pela equação :

$$Ht = \frac{60 \times V \times I}{1000 \times v} \quad (9)$$

onde :

Ht - aporte de calor (kJ/mm) ;

V - tensão do arco (V) ;

I - corrente de soldagem (A) ;

v - velocidade do arco (mm/min).

3.2.5 Análise Química

Nas análises químicas dos metais de solda, os teores de carbono, enxofre, oxigênio e nitrogênio foram determinados por equipamentos semi - automáticos. Os demais elementos foram analisados

no tôpo do cordão de solda, sem o reforço, através de espectrometria de plasma.

3.2.6 Metalografia

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

3.2.6.1 Macrografia

A macrografia do cordão de solda foi feita com a intenção de avaliar a diluição da chapa base. A preparação dos corpos de prova foi iniciada com um lixamento até a lixa 600 e posterior polimento com óxido de cromo. Em seguida, os corpos de prova foram atacados com uma solução de 15 ml de HNO_3 , 5 ml de álcool etílico e 85 ml de água destilada. Com este ataque, foi possível observar a secção transversal dos cordões de solda, bem como de suas dimensões.

3.2.6.2 Micrografia

A preparação dos corpos de prova foi feita da maneira convencional, sendo lixados até a lixa 600 com posterior pré polimento em óxido de cromo e polimento final em pasta de diamante de 3, 1 e 0,25 μm, sendo o ataque feito com nital 3 %.

As amostras foram fotografadas para a caracterização e quantificação das microestruturas presentes.

3.2.7 Diluição da Chapa Base

De posse das macrografias do cordão de solda, a diluição da chapa base foi determinada através da análise comparativa de áreas, por

pesagens dos recortes das macrografias com aumento de 2,5 X, com relação à área do chanfro. A diluição foi calculada conforme a equação :

$$D = \frac{Ac - Ach - Ar}{Ac} \times 100 \quad (10)$$

onde :

D - diluição da chapa base (%) ;

Ac - área do cordão de solda (mm^2) ;

Ach - área do chanfro (mm^2) ;

Ar - área do reforço (mm^2).

3.2.8 Identificação e Quantificação das Microestruturas

A identificação das microestruturas foi feita com a ajuda de fotos, com aumento nominal de 500 X, das micrografias obtidas de dez regiões centrais de cada cordão de solda. A quantificação da microestrutura foi feita baseada no documento IX - 1533 - 88 do IIW, o qual utiliza um retículo de 10x10 mm sobre as fotos para a contagem das microestruturas presentes nos vértices dos quadrados totalizando 1120 pontos por amostra.

3.2.9 Microanálise EDAX

Na análise química das inclusões dos cordões de solda, foi utilizado um microanalisador de raios X "Link Analytical" QX2000 acoplado ao microscópio eletrônico, que permite um estudo do espectro dos elementos com número atômico superior ao do sódio (Na = 11). Na análise com o microanalisador as amostras estavam polidas e atacadas com nital 3 %.

3.2.10 Ensaios Mecânicos

3.2.10.1 Ensaio de Dureza

Os resultados de dureza foram obtidos pelo procedimento de impressão Vickers, com carga de 10 kgf, de acordo com a norma ASTM E 92 - 82. Foram realizadas seis impressões em forma de cruz no centro do cordão de solda, conforme mostra a figura 3.3 e calculou-se a média das seis medidas.

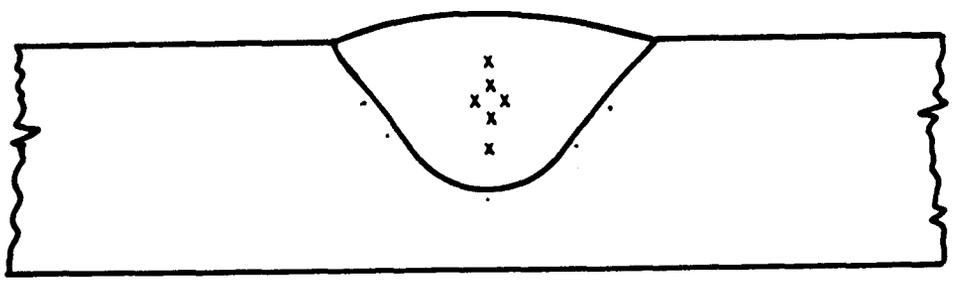

FIGURA 3.3 - Posição das impressões da dureza no metal de solda.

3.2.10.2 Ensaio de Tração

Primeiramente foi feito um tratamento térmico em forno elétrico à temperatura de 180 ^{0}C por 15 horas para a remoção do hidrogênio, que poderia ter influência nos resultados obtidos neste ensaio.

O ensaio de tração foi feito utilizando-se uma máquina INSTRON modelo TT - DM - L à temperatura ambiente e com velocidade do travessão de 0,5 mm / min.

Os corpos de prova, de acordo com a norma B. S. 709 : 1983 foram retirados da região central do metal de solda, no sentido longitudinal ao cordão de solda como mostra a figura 3.4. Com os resultados obtidos, foram calculados os limites de escoamento (σ_e) e resistência (σ_r), estricção (φ) e alongamento (A).

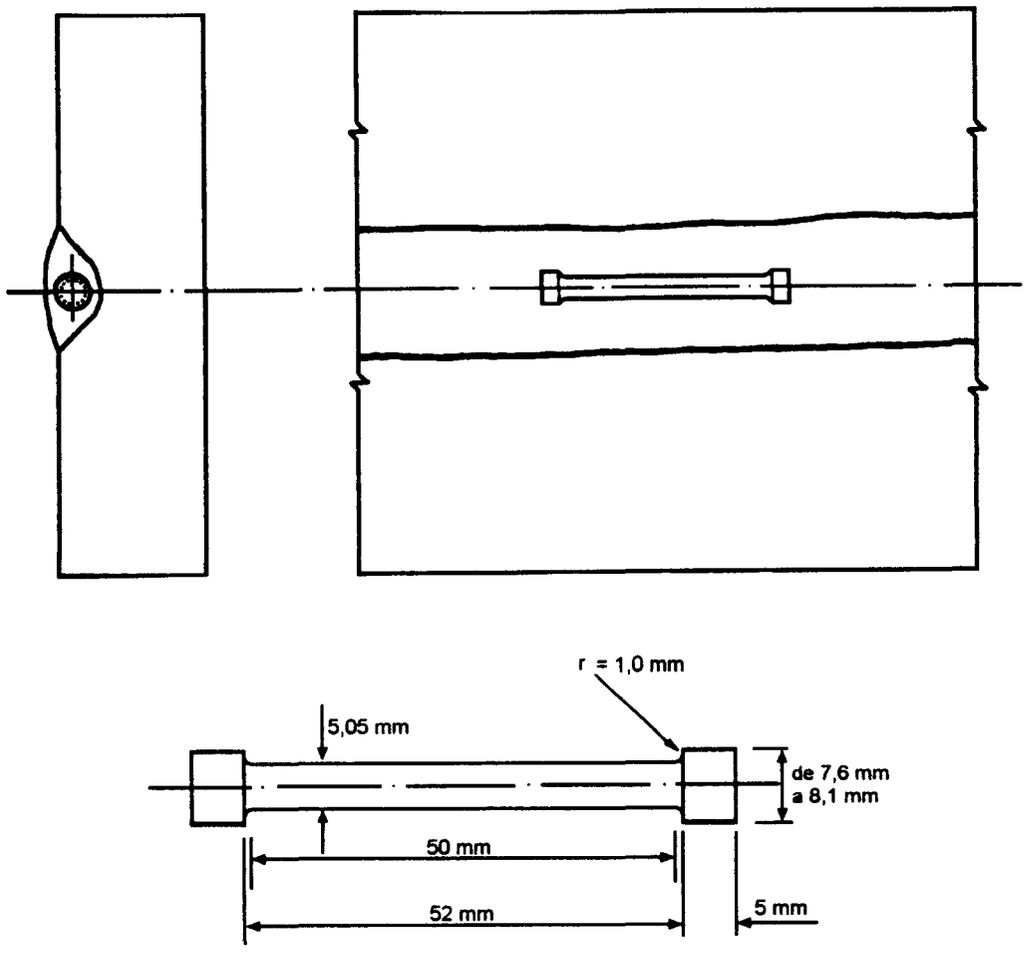

FIGURA 3.4 - Posicionamento e dimensões do corpo de prova para o ensaio de tração.

3.2.10.3 Ensaio de Impacto

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

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

O ensaio foi feito utilizando-se uma máquina AMSLER entre as temperaturas de -20 à 20 ^{0}C. De posse do valor da energia absorvida, estimou-se as porcentagens de áreas de fratura dúctil e frágil conforme a norma citada anteriormente e construiu-se os gráficos de temperatura versus energia absorvida e temperatura versus porcentagem de fratura frágil para cada amostra. Com isso, obteve-se as aparências das fraturas na temperatura de transição (AFTT) para 50 % de fratura frágil.

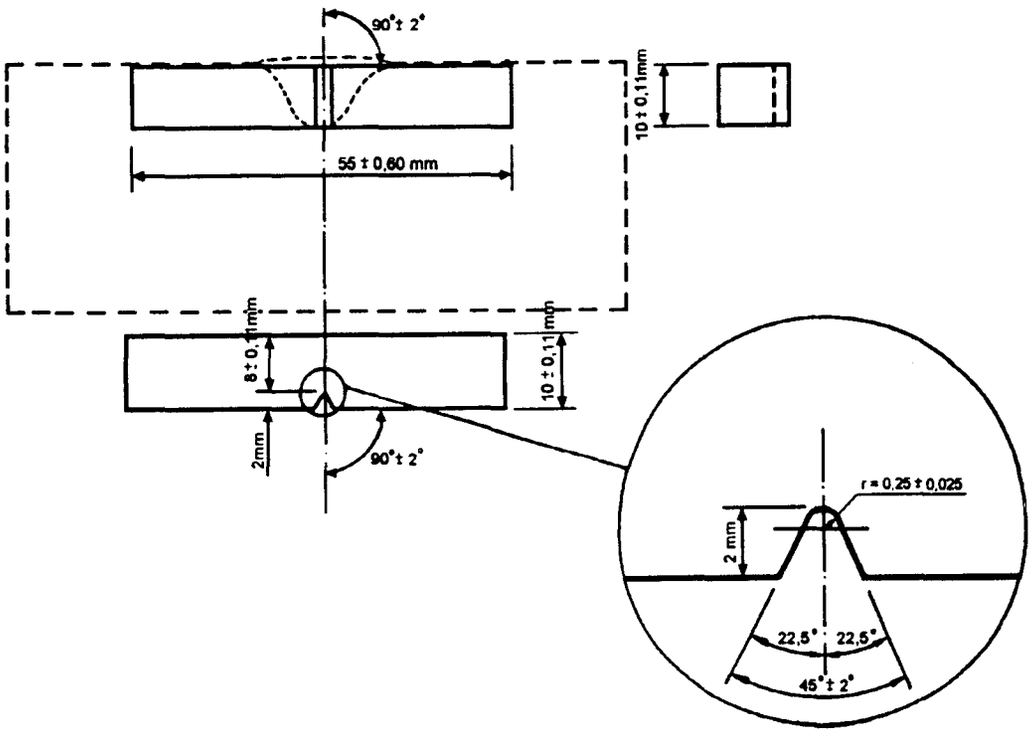

FIGURA 3.5 - Posicionamento e dimensões do corpo de prova para o ensaio de impacto.

4. RESULTADOS

4.1 Composição Química

Os resultados das composições químicas dos metais como soldado estão na tabela 5, e seguem a mesma denominação das chapas (N e C).

TABELA 5 - Composição química dos metais como soldado

Elementos (%) * em ppm	Cordão de Solda	
	N	C
C	0,110	0,092
Si	0,411	0,457
Mn	1,757	1,659
Cr	0,057	0,172
Cu	0,047	0,192
Nb	0,0126	0,004
V	0,0129	0,003
P	0,023	0,036
S	0,006	0,008
Ni	0,049	0,086
Ti	0,003	0,008
Mo	0,017	0,017
W	0,022	0,023
Al	0,011	0,009
Sn	0,014	0,015
Zr	0,001	0,002
O_2*	270	358
N_2*	65	59

Observa-se que o teor de carbono para os dois cordões de solda manteve-se constante, com aproximadamente o mesmo teor de

carbono do arame utilizado, e abaixo do valor encontrado nas duas chapas base (tabela 1), sendo que o cordão da chapa N ficou com um teor de carbono maior.

Com relação ao manganês, houve um aumento do seu teor nos dois cordões de solda com relação aos teores das chapas base, mostrados na tabela 3. A diferença no teor de silício, das chapas base para os cordões de solda, foi relativamente pequena, devido à pouca perda na desoxidação.

Os teores de nióbio e vanádio para o cordão de solda da chapa N, e os teores de cromo, cobre e níquel para o cordão de solda da chapa C, mostram valores que podem influenciar na temperabilidade do metal como soldado.

Quanto ao oxigênio, os teores ficaram dentro dos limites desejados, sendo que o cordão de solda C apresentou o maior teor. Com relação ao nitrogênio, os teores mantiveram-se relativamente baixos.

4.2 Análise Metalográfica

4.2.1 Macrografias

As figuras 4.1 e 4.2 mostram as macrografias dos cordões de solda com aumento nominal de 2,5 X. Observa-se que a penetração e o reforço foram satisfatórios para as condições de soldagem utilizadas. Com os resultados das macrografias, a diluição das chapas base foi calculada. A tabela 6 mostra os resultados da diluição.

TABELA 6 - Diluição das chapas base

Chapa Base	Diluição (%)
N	42,9
C	39,0

Os valores encontrados para a diluição das chapas base foram relativamente baixos devido, provavelmente à utilização do pó de ferro.

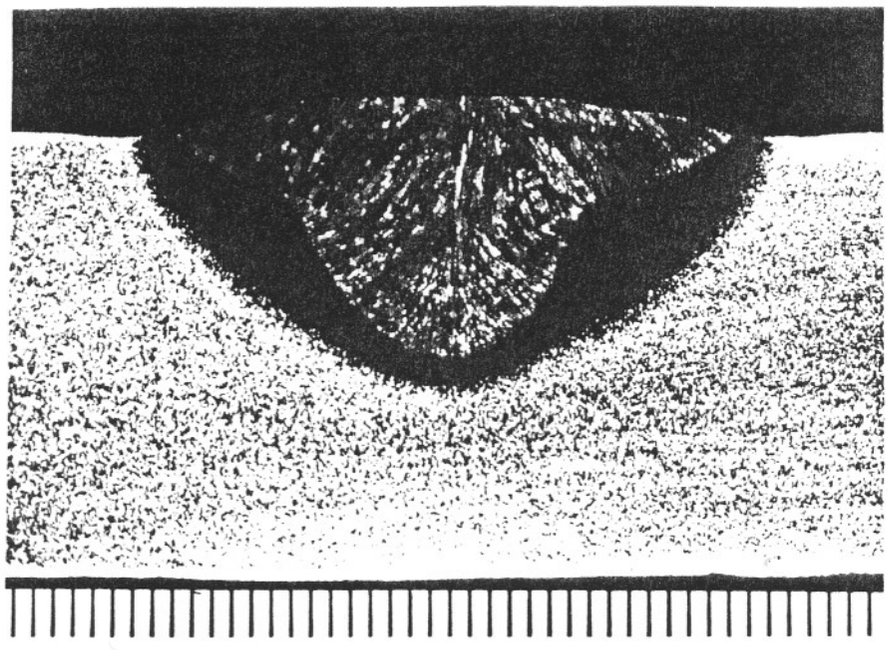

FIGURA 4.1 - Macrografia do corte transversal do cordão de solda N, 2,5 X.

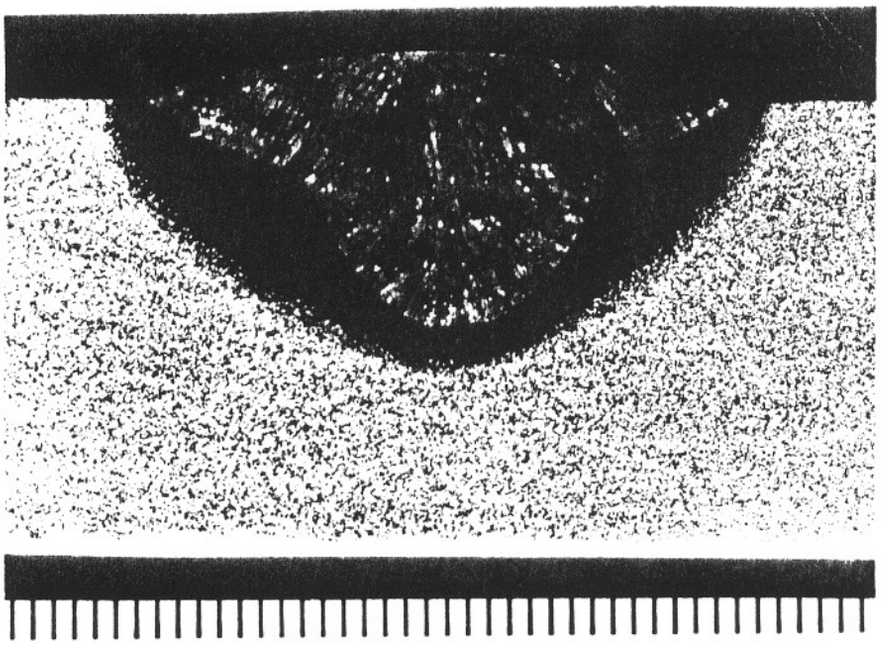

FIGURA 4.2 - Macrografia do corte transversal do cordão de solda C, 2,5 X.

4.2.2 Micrografias

As microestruturas dos cordões de solda estão mostradas nas figuras 4.3 e 4.4, com aumento nominal de 200 X. Os resultados da quantificação das microestruturas estão na tabela 7.

TABELA 7 - Quantificação dos microconstituintes dos cordões de solda

Cordão de Solda	%AF	%PF(G)	%PF(I)	%FS(NA)	%FC
N	61,32	14,05	2,40	16,69	5,54
C	51,07	27,19	1,49	12,56	7,69

Verifica-se para os dois cordões de solda que a microestrutura em maior quantidade é a ferrita acicular. Para o cordão de solda C, outro

microconstituinte com presença significativa é a ferrita de contorno de grão. A morfologia predominante mostrou-se refinada.

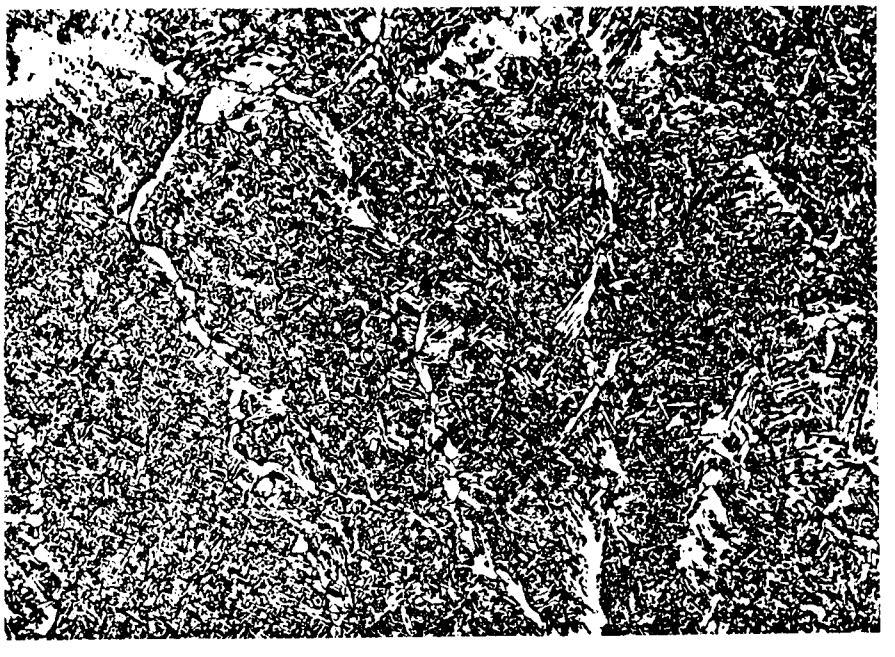

FIGURA 4.3 - Micrografia do cordão de solda N, 200 X.

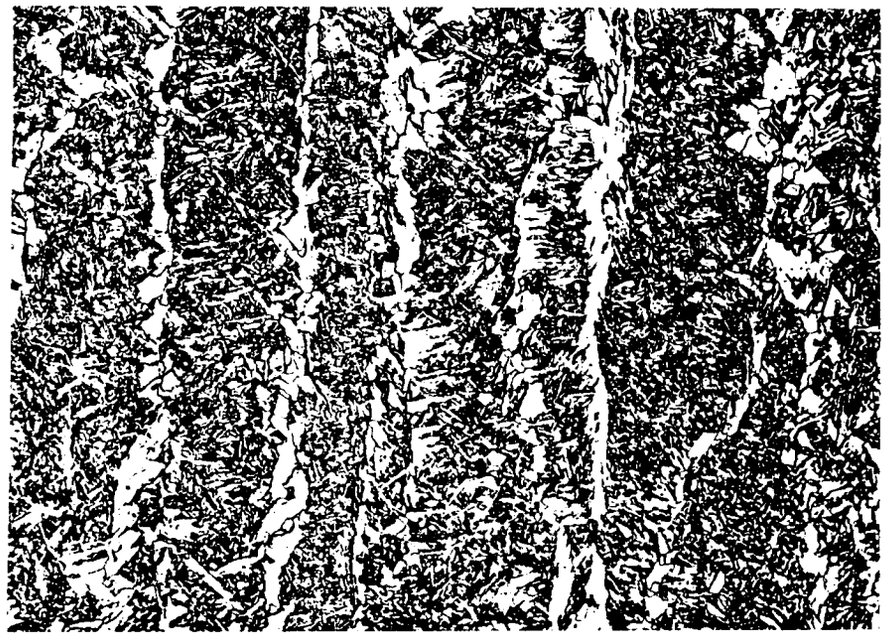

FIGURA 4.4 - Micrografia do cordão de solda C, 200 X.

4.3 Ensaios Mecânicos

4.3.1 Ensaio de Dureza

A tabela 8 mostra os resultados do ensaio de dureza Vickers.

TABELA 8 - Dureza média dos cordões de solda

Cordão de Solda	Dureza HV_{10} (kgf / mm^2)
N	203
C	191

Observa-se que o cordão de solda N apresentou maior valor de dureza que o cordão de solda C.

4.3.2 Ensaio de Tração

Os resultados do ensaio de tração estão mostrados na tabela 9. Os cordões de solda mostraram valores de resistência à tração maiores que os das respectivas chapas base, mostrados nas tabelas 1 e 2.

TABELA 9 - Ensaio de tração dos cordões de solda (σ_e - limite de escoamento ; σ_r - limite de resistência ; φ - estricção ; A - alongamento)

Cordão de Solda	σ_e (MPa)	σ_r (MPa)	φ (%)	A (%)
N	514	669	64	17
C	507	647	61	18

Nota-se que o cordão de solda N apresentou os maiores valores para os limites de resistência à tração e estricção, e menor alongamento. Os resultados obtidos estão de acordo com os valores obtidos no ensaio de dureza.

4.3.3 Ensaio de Impacto

Com os resultados do ensaio de impacto construiu-se os gráficos de energia absorvida em função da temperatura e porcentagem de fratura frágil em função da temperatura, mostrados nas figuras 4.5 e 4.6.

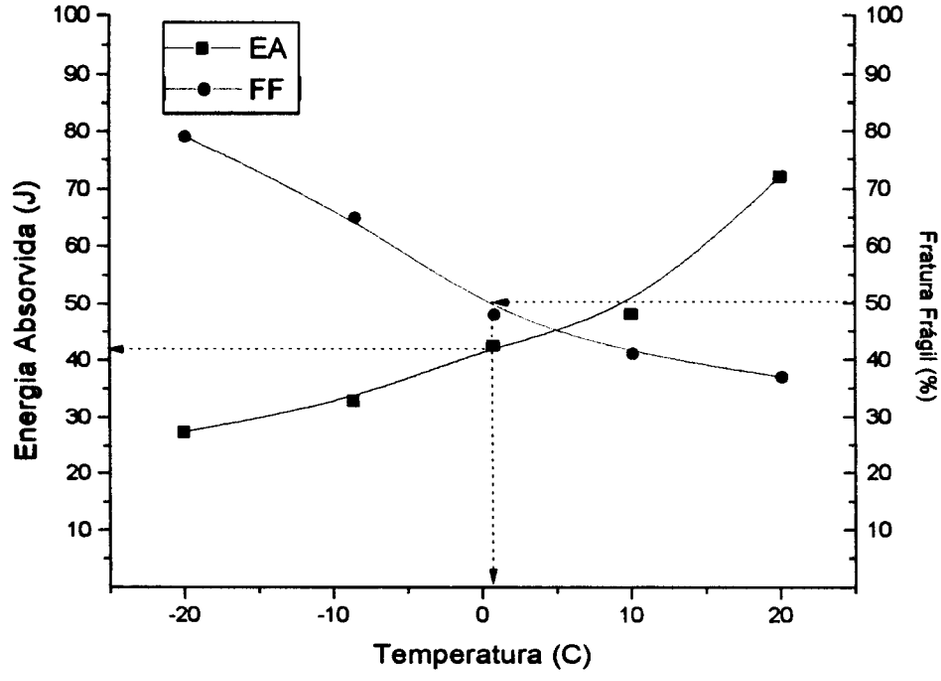

FIGURA 4.5 - Gráfico da energia absorvida e fratura frágil em função da temperatura para o cordão de solda N

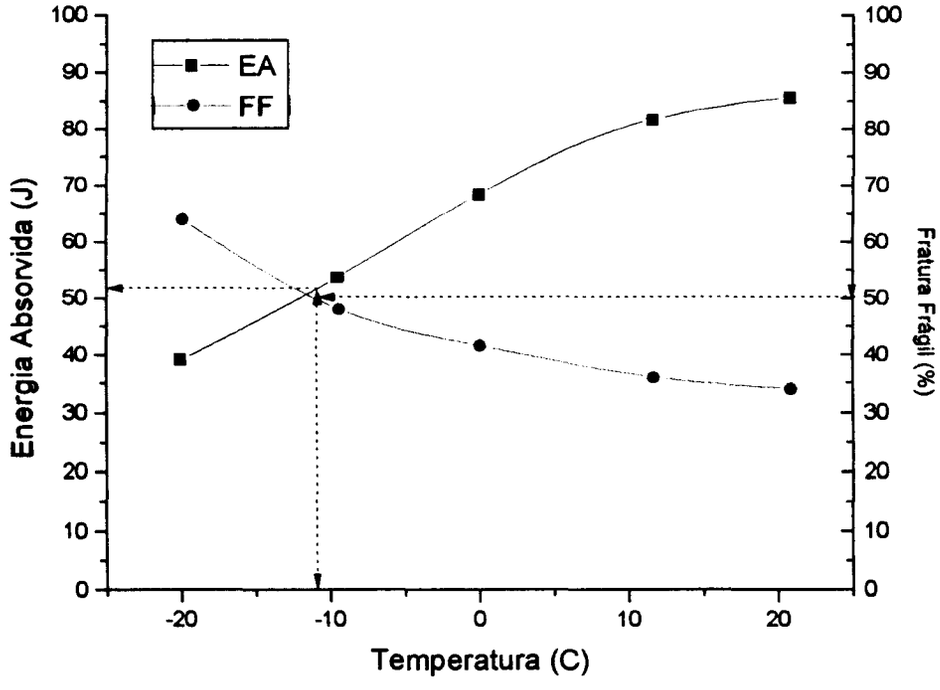

FIGURA 4.6 - Gráfico da energia absorvida e fratura frágil em função da temperatura para o cordão de solda C

Com o auxilio destes gráficos foi analisada a temperatura em que a aparência da superfície fraturada do corpo de prova rompido apresenta 50 % de fratura dúctil e 50 % de fratura frágil, chamada de 50 % AFTT. Este resultado está mostrado na tabela 10.

TABELA 10 - Temperatura de transição dúctil frágil

Cordão de Solda	AFTT (^{o}C)
N	1,0
C	-11,0

Observa-se que o cordão de solda N apresentou uma temperatura de transição acima de 0 ^{o}C.

4.4 Microscopia Eletrônica de Varredura e Análise por EDAX

As figuras 4.7, 4.9, 4.11 e 4.13 mostram as microestruturas e morfologia das inclusões obtidas por microscopia eletrônica de varredura em duas regiões diferentes para o mesmo cordão de solda.

A tabela 11 mostra os resultados obtidos pela análise EDAX das inclusões não metálicas presentes, e as figuras 4.8, 4.10, 4.12 e 4.14 mostram as linhas espectrais que determinaram as composições químicas de cada inclusão.

TABELA 11 - Composição química das inclusões

Elementos	Cordão N fig. 4.7 (%)	Cordão N fig. 4.9 (%)	Cordão C fig. 4.11 (%)	Cordão C fig. 4.13 (%)
Mn	18,31	32,78	25,89	15,51
Si	11,49	25,89	20,79	11,33
Ca	----	3,72	0,77	----
Ti	4,78	1,41	0,63	0,55
P	2,69	6,00	1,95	2,98
Al	5,68	20,86	8,38	10,38
Nb	0,27	1,04	0,41	0,43
Fe	56,24	7,95	40,92	58,31

Verifica-se na tabela 11, que a composição química das inclusões analisadas nas figuras 4.7, 4.9, 4.11 e 4.13 variou significativamente mostrando grandes diferenças nos teores de todos os elementos encontrados. Entretanto, as inclusões das figuras 4.7, 4.11 e 4.13 mostraram o ferro como o elemento em maior quantidade, e também altos teores de manganês e silício e teores menores de alumínio. Já na figura 4.9, o manganês apareceu como o elemento em maior quantidade, tendo também altos teores de silício e alumínio, e o ferro em níveis bem mais baixos com relação ao das outras figuras.

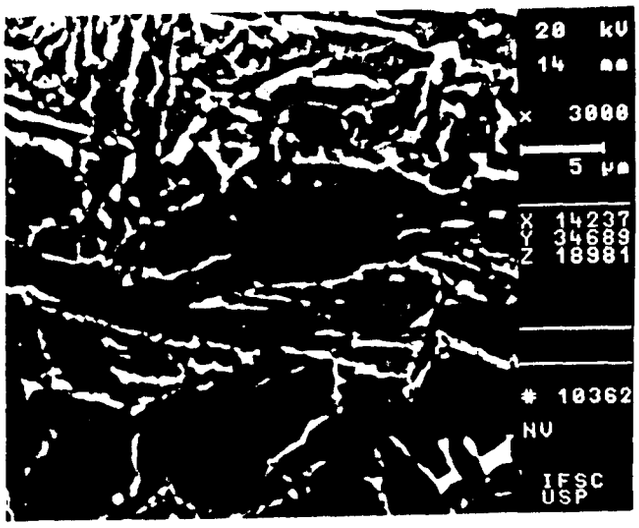

FIGURA 4.7 - Microscopia eletrônica do cordão de solda N

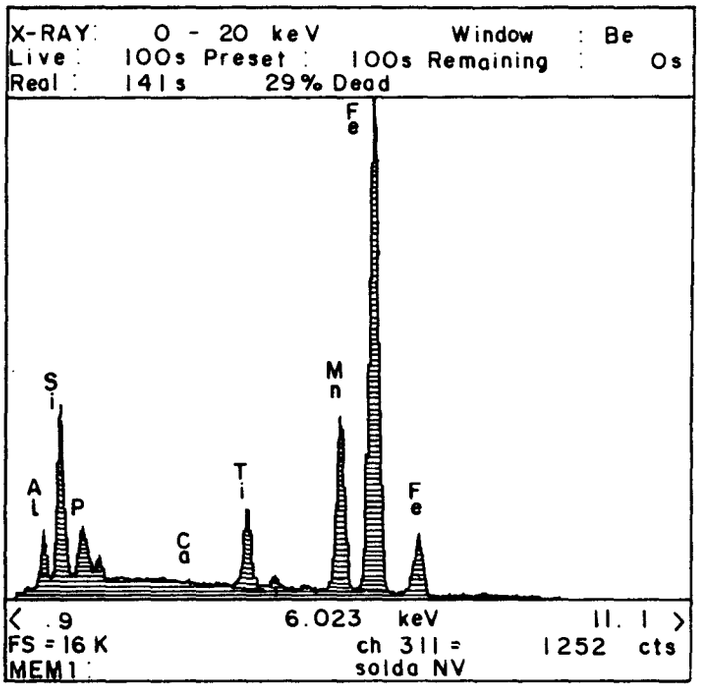

FIGURA 4.8 - Análise EDAX de uma inclusão encontrada no cordão de solda N (fig. 4.7)

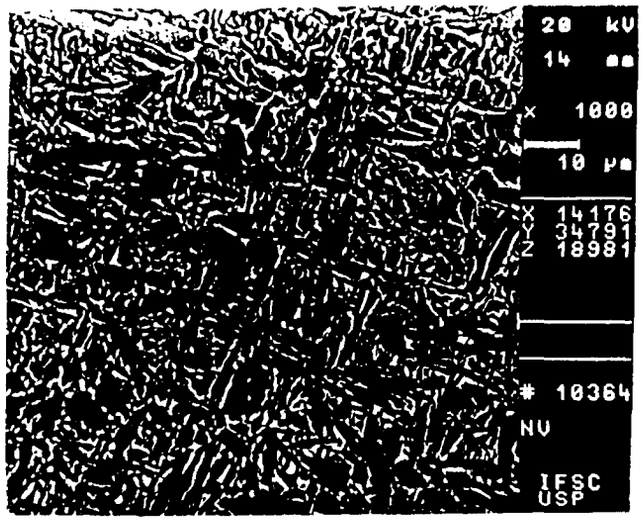

FIGURA 4.9 - Microscopia eletrônica do cordão de solda N

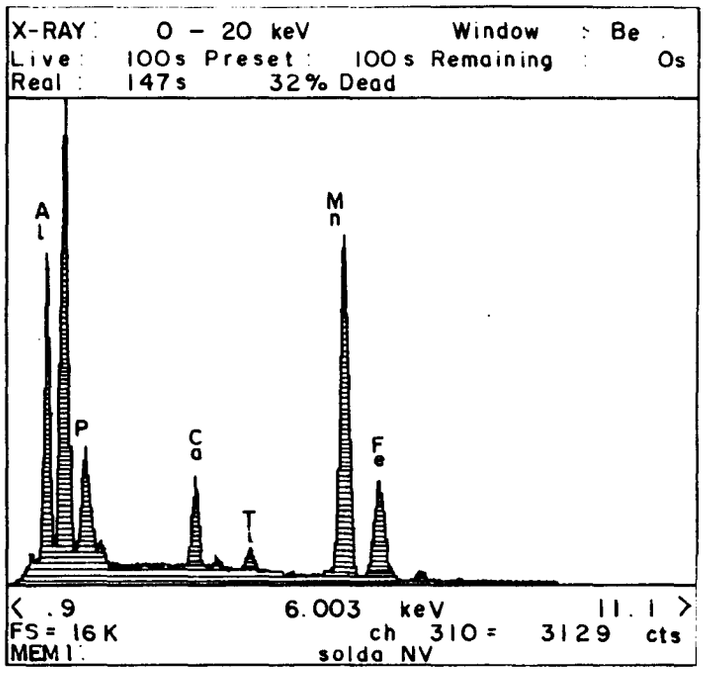

FIGURA 4.10 - Análise EDAX de uma inclusão encontrada no cordão de solda N (fig. 4.9)

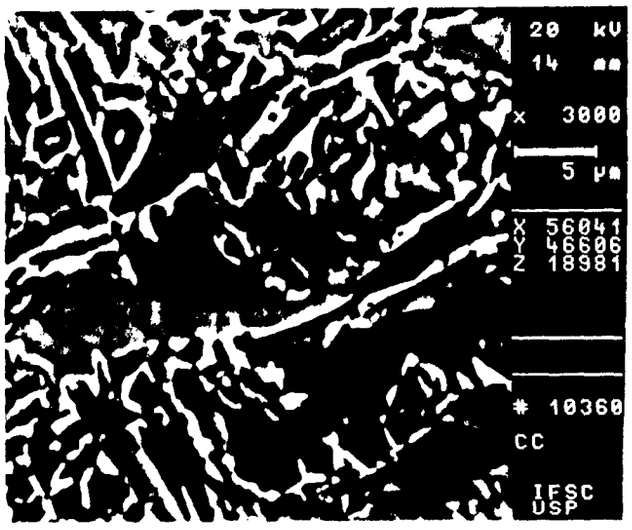

FIGURA 4.11 - Microscopia eletrônica do cordão de solda C

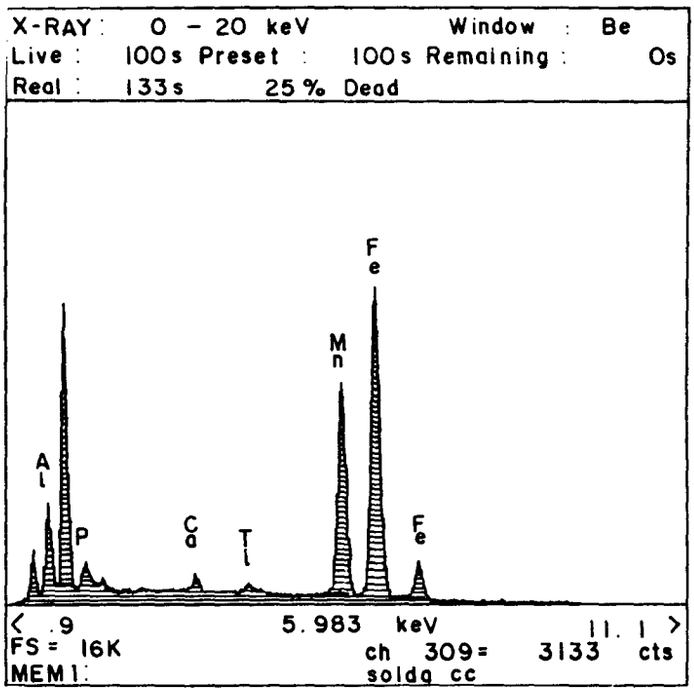

FIGURA 4.12 - Análise EDAX de uma inclusão encontrada no cordão de solda C (fig. 4.11)

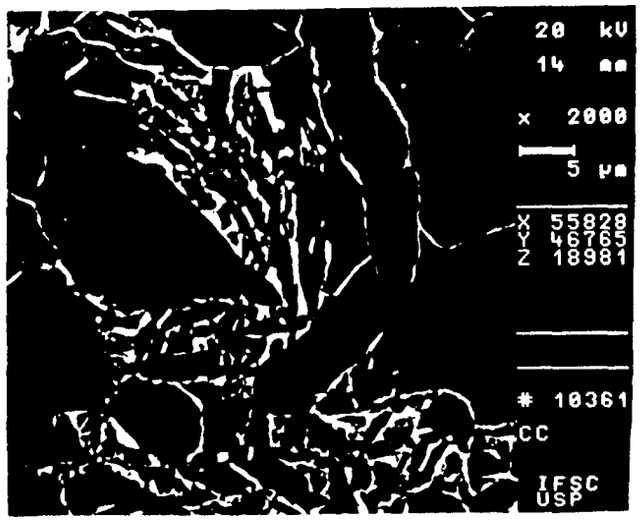

FIGURA 4.13 - Microscopia eletrônica do cordão de solda C

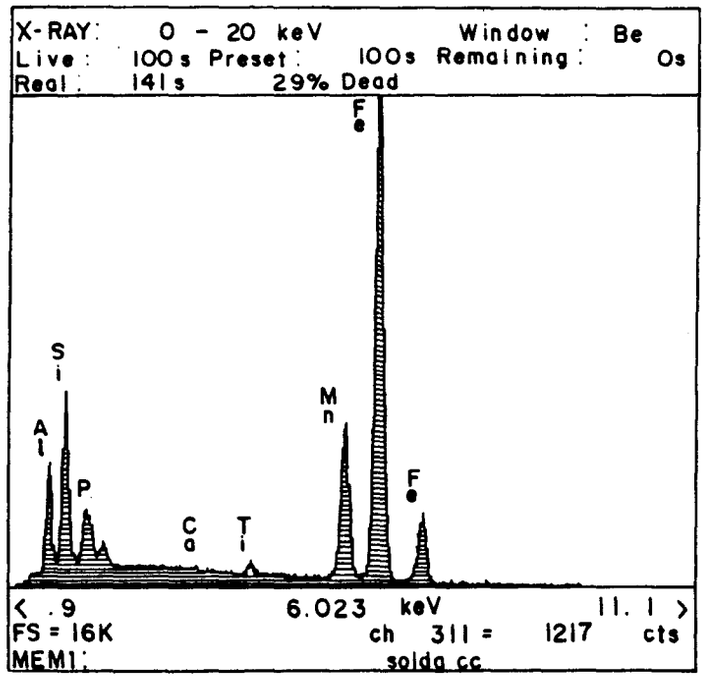

FIGURA 4.14 - Análise EDAX de uma inclusão encontrada no cordão de solda C (fig. 4.13)

5. DISCUSSÃO

5.1 Composição Química

Para a discussão sobre a composição química dos cordões de solda foram utilizadas as tabelas 3, 5 e 6.

Muito embora, o teor de manganês para os dois cordões de solda tenha aumentado em relação às respectivas chapas base, devido à contribuição do arame EM - 12 K e do fluxo, este teor mostrou-se um pouco maior para o cordão de solda N (1,757 %) do que para o cordão de solda C (1,659 %). O pó de ferro pouco contribuiu, devido ao seu baixo teor de manganês.

Quanto ao silício, o pequeno aumento do teor nos dois cordões de solda, em relação às chapas base, foi causado pela influência do fluxo e pela pouca perda nas reações de desoxidação.

Para os elementos nióbio e vanádio, no cordão de solda N, e cromo, cobre e níquel, no cordão de solda C, com relação às chapas base, tiveram seus teores reduzidos no metal como soldado em decorrência da diluição das chapas base, ou seja, não houve perdas nas reações de desoxidação pois os altos teores de manganês e silício foram mais efetivos nas reações com o oxigênio. Isto pode ser visto com o auxilio equação (11) que estima individualmente os teores de elementos de liga na poça fundida

$$C_s = C_c \times \frac{D}{100} \quad (11)$$

onde :

C_S - % de um dado elemento de liga no metal como soldado ;

C_C - % deste elemento na chapa base ;

D - diluição deste elemento na chapa base.

Os resultados desta equação para cada elemento de liga estão mostrados na tabela 12, bem como da diferença dos teores calculados e dos teores encontrados na análise química, mostrados na tabela 5.

TABELA 12 - Valores dos teores de elementos de liga dos cordões de solda N e C obtidos pelo cálculo da equação (11) e da diferença comparativa com as análises químicas

Elemento	C_S (%)	Δ
Nb	0,0129	$3,0 \times 10^{-4}$
V	0,0124	$-5,0 \times 10^{-4}$
Cr	0,204	$3,2 \times 10^{-2}$
Cu	0,146	$-4,6 \times 10^{-2}$
Ni	0,067	$-1,9 \times 10^{-2}$

Nota-se que as diferenças comparativas (Δ) foram desprezíveis, o que mostra que, surpreendentemente, a adição do pó de ferro pouco interferiu na composição final para os elementos microligantes.

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

O teor de oxigênio aumentou para o cordão de solda C em relação ao da chapa base. Este aumento pode ser creditado à contribuição do arame e da atmosfera circundante. SOUZA (1991) demonstrou que a adição do pó de ferro provoca uma reação exotérmica na poça de solda, o que causa um aumento no teor de oxigênio do metal como soldado.

5.2 Microestruturas do Metal Como Soldado

Os resultados da tabela 7 foram utilizados para a discussão sobre a microestrutura do metal como soldado dos dois cordões.

Embora a microestrutura predominante nos dois cordões de solda produzidos tenha sido a ferrita acicular, os teores foram relativamente

baixos. A adição de pó de ferro promove reações exotérmicas na poça de metal liquido, como vimos em SOUZA (1991). Essas reações exotérmicas aumentam a temperatura da poça de fusão, diminuindo a velocidade de resfriamento da solda. Conseqüentemente, há um aumento da temperatura de transformação favorecendo a formação de ferrita primária em detrimento da formação de ferrita acicular.

De acordo com o trabalho de EVANS (1981), o aumento do teor de carbono diminui o teor de ferrita primária e favorece o aparecimento da ferrita acicular, entretanto favorece também a precipitação de carbetos na ferrita acicular. Estes carbetos aparecem nos dois cordões de solda produzidos, embora em baixos teores.

Como vimos anteriormente, o manganês tem um forte efeito na transformação austenita - ferrita, refinando a microestrutura, conforme GRONG & MATLOCK (1986). Para os dois cordões de solda produzidos foram obtidos altos teores de manganês e a microestrutura em maior quantidade foi a ferrita acicular, que está de acordo com os trabalhos de EVANS (1980) e GOMES (1985).

Entretanto, HARRISON & FARRAR (1987a) concluíram que a variação do teor de manganês de 1,35 para 2,12 % (Δ = 0,77 %) provocou um abaixamento na temperatura de transformação de aproximadamente 25 ^{0}C, como podemos observar nas figuras 5.1 e 5.2. Para o caso do presente trabalho, as composições químicas dos cordões de solda N e C, mostradas na tabela 5, encontram-se entre as composições estudadas por HARRISON & FARRAR (1987a). A variação do teor de manganês para os dois cordões de solda produzidos neste trabalho foi de aproximadamente 0,1 %, e estão um pouco acima do teor de 1,35 %. Nota-se então que a diferença entre o abaixamento na temperatura de transformação para os cordões de solda N e C é inexpressiva, ou seja, o manganês teve a mesma parcela de contribuição no refino dos dois cordões de solda produzidos. Sendo assim, os elementos microligantes, adicionados por diluição das chapas base, nióbio e vanádio para o cordão de solda N, foram mais efetivos no refino da microestrutura do que o cobre, cromo e níquel para o cordão de solda C.

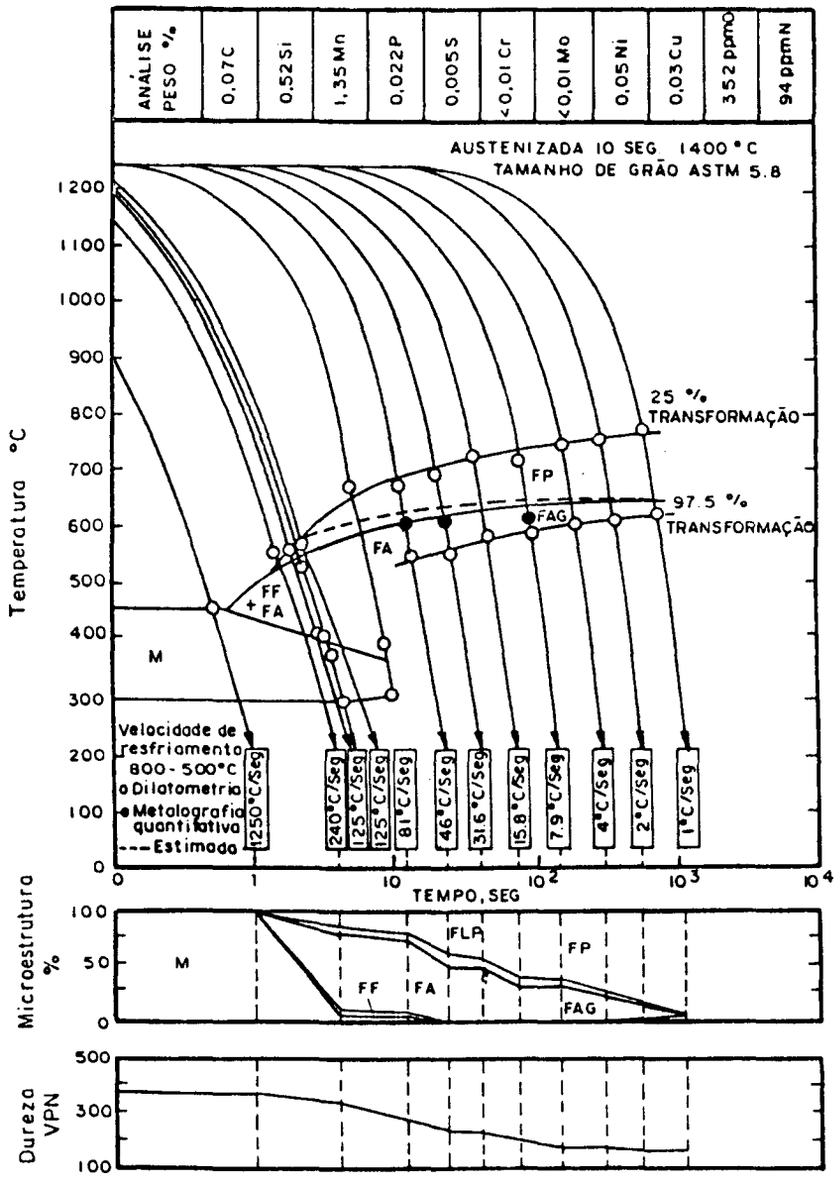

FIGURA 5.1 - Diagrama CRC do metal como soldado com 1,35 Mn, 0,52 Si, HARRISON & FARRAR (1987a)

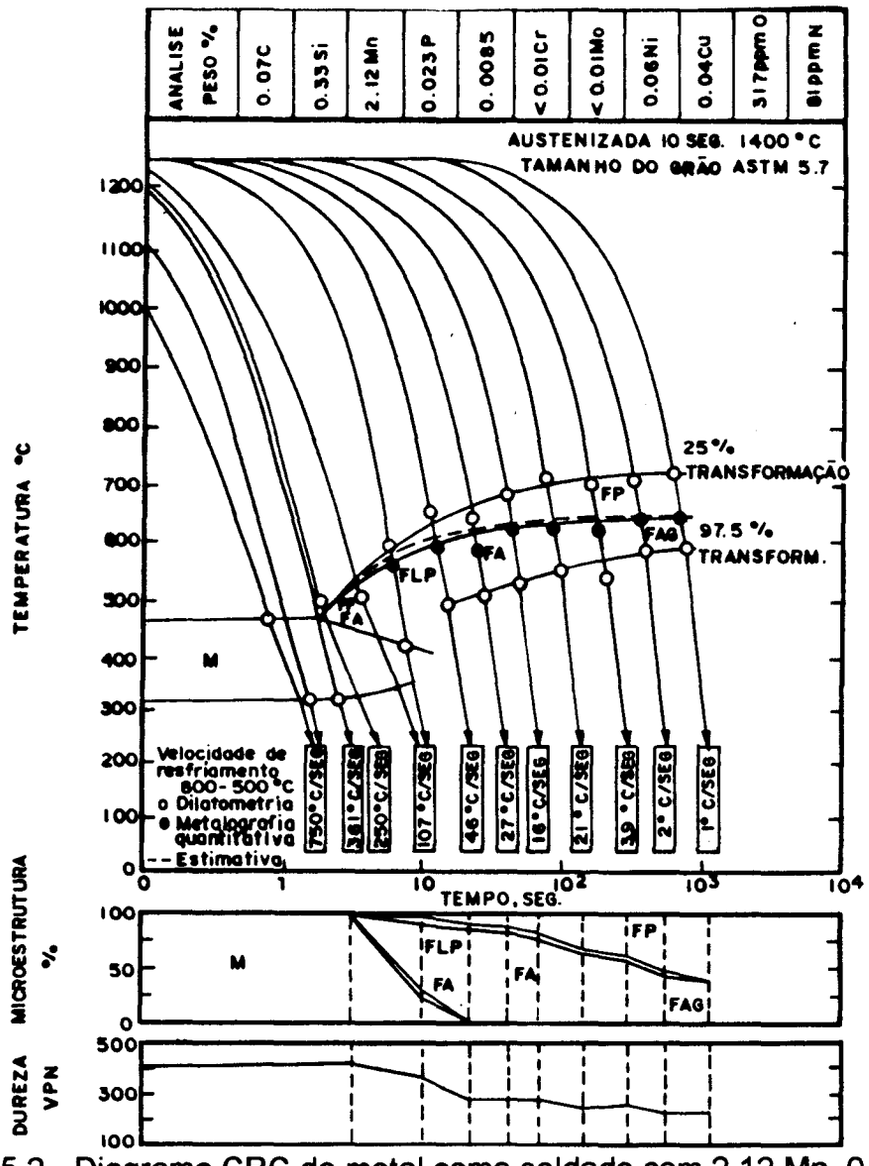

FIGURA 5.2 - Diagrama CRC do metal como soldado com 2,12 Mn, 0,33 Si, HARRISON & FARRAR (1987a)

Verificou-se, então, no cordão de solda N que a microestrutura mostrou-se refinada e obteve uma maior proporção de ferrita acicular, que está de acordo com o trabalho de GRONG & MATLOCK (1986). Além disso, o teor de ferrita primária de contorno de grão mostrou-se baixo, e segundo GARLAND & KIRKWOOD (1975) para metais como soldados contendo teores de manganês entre 1,4 à 2,0 % (50 à 70 % de ferrita acicular),o nióbio inibe a formação desta microestrutura e aumenta a quantidade de ferrita acicular, e o aumento no teor de vanádio também aumenta a quantidade de ferrita acicular.

Observou-se na análise da microestrutura do cordão de solda C, que houve uma quantidade significativa de ferrita primária de contorno de grão, ainda que a ferrita acicular tenha sido a fase encontrada em maior proporção. Isto pode ser explicado pelos trabalhos de EVANS (1989), no

qual o aumento do teor de cromo diminuiu progressivamente a quantidade de ferrita primária, contudo no presente trabalho o teor de cromo no cordão de solda C foi relativamente baixo ; ES - SOUNI et al. (1991), no qual o aumento do teor de cobre primeiramente favoreceu o aumento dos níveis de ferrita primária de contorno de grão e ferrita secundária ; e TAYLOR & EVANS apud FARRAR & HARRISON (1987), no qual a diminuição da ferrita primária de contorno de grão está relacionada ao aumento do teor de níquel, que mostrou-se baixo no cordão em questão.

5.3 Propriedades Mecânicas

5.3.1 Dureza

A variação da dureza no metal como soldado é influenciada pelo endurecimento por solução sólida e pela microestrutura presente.

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

Segundo GOMES (1985) e HARRISON & FARRAR (1987b), as fases produzidas na transformação à altas temperaturas possuem dureza mais baixa e granulação mais grosseira.

No presente trabalho, o elemento que mais favoreceu o endurecimento por solução sólida nos dois cordões de solda produzidos, foi o manganês, que está de acordo com o trabalho de EVANS (1980). Os teores de cromo, cobre e níquel foram relativamente baixos. A estrutura obtida foi refinada, com característica de boa temperabilidade que proporciona um maior aumento no endurecimento por solução sólida.

Ainda segundo EVANS (1980), o teor de manganês acima de 1,45 %, faz com que o manganês permaneça em solução sólida sem interferir na temperabilidade, o que permite um aumento na dureza.

Nota-se que o cordão de solda N obteve um valor maior de dureza, como mostrado na tabela 8, porque possui uma estrutura mais refinada com maior teor de ferrita acicular, e também um teor maior de manganês, o que propiciou um endurecimento por solução sólida mais acentuado que o cordão de solda C.

Os fatores que contribuíram para que o cordão de solda C obtivesse um valor menor de dureza (tabela 8) em comparação com o cordão de solda N foi a quantidade significativa de ferrita primária de contorno de grão presente no metal como soldado, mostrado na tabela 7 e um teor de manganês mais baixo com relação ao cordão de solda N.

5.3.2 Propriedades de Tração

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

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

Podemos observar na tabela 9 que o cordão de solda N possui limites de escoamento e resistência à tração maiores que os do cordão de solda C. Isto pode ser explicado pela maior porcentagem de ferrita acicular no cordão de solda N, bem como do grau de endurecimento por solução sólida mais acentuado e estrutura mais refinada do referido cordão de solda, assim como ocorreu para os valores de dureza discutidos no item anterior. É sabido que a dureza tem relação direta com as propriedades de tração.

Não foram observadas diferenças significativas nos resultados obtidos para a estricção e alongamento entre as amostras analisadas.

5.3.3 Propriedades de Impacto

A discussão das propriedades de impacto foi baseada nos resultados das tabelas 7 e 8, e com o auxílio das figuras 4.5 e 4.6.

Segundo DOLBY (1979), era de se esperar que os metais como soldado com maior quantidade de ferrita acicular tivessem maior resistência ao impacto. Entretanto, nota-se que o cordão de solda N possui um teor maior de ferrita acicular, como mostrado na tabela 7, e uma temperatura de transição dúctil - frágil (50 % AFTT) mais elevada, como mostrado na tabela 8, em relação ao cordão de solda C. Esta queda na resistência ao impacto dos dois cordões de solda produzidos pode ser explicada devido ao alto teor de manganês, que segundo EVANS (1980) deveria permanecer por volta de 1,5 %. Para teores maiores, o manganês causa o endurecimento por solução sólida, reduzindo a resistência ao impacto do metal como soldado. Verifica-se na tabela 5 que o cordão de solda N apresentou um teor de manganês maior que o teor do cordão de solda C. Assim, o endurecimento por solução sólida foi mais acentuado no cordão de solda N, resultando em piores propriedades ao impacto.

Observa-se que, apesar dos resultados da temperatura de transição dúctil - frágil do presente trabalho estarem dentro da faixa de comportamento dos trabalhos de vários outros pesquisadores analisados por FARRAR & HARRISON (1987) como mostrado na figura 5.3, o modelo proposto por DOLBY (1979), o qual diz que o aumento da quantidade de ferrita acicular melhora a resistência ao impacto do metal como soldado , não pode ser aplicado.

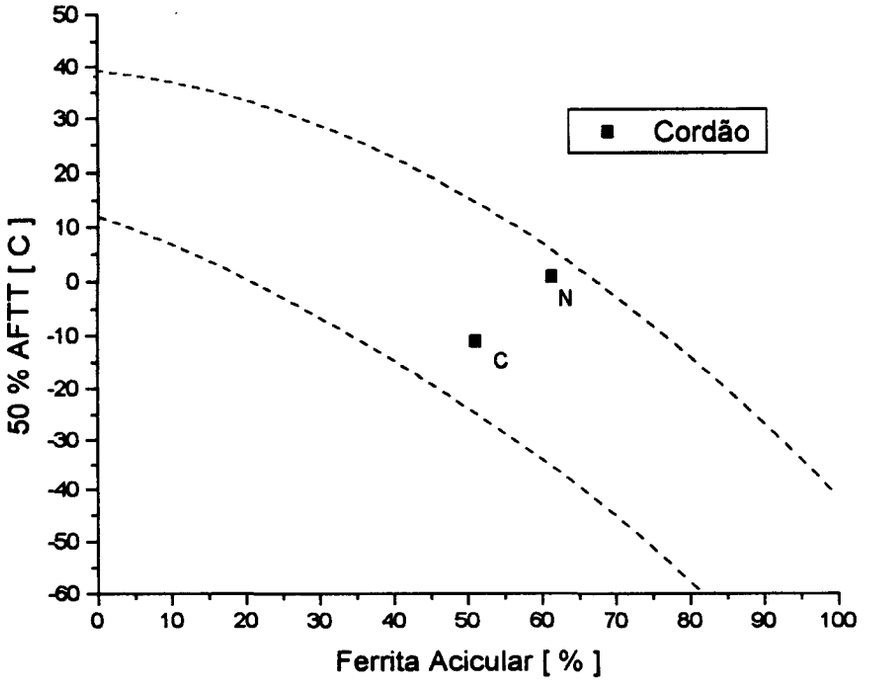

FIGURA 5.3 - Variação da AFTT com a proporção de ferrita acicular para metal como soldado de aços C - Mn - Nb. (FARRAR & HARRISON, 1987).

5.4 Microscopia Eletrônica e Análise por EDAX

Para a discussão dos resultados obtidos na microscopia eletrônica e na análise por EDAX, foi usada a tabela 11 que mostra os resultados das análises químicas das inclusões encontradas nos metais como soldado. A partir dos histogramas das figuras 4.8, 4.10, 4.12 e 4.14, obtidas das análises por EDAX encontradas nos metais como soldado, mostrados nas figuras 4.7, 4.9, 4.11 e 4.13.

Conforme o trabalho de BABU et al. (1995), a formação de uma inclusão compreende vários estágios como nucleação, crescimento, coalescência, e eliminação do metal de solda pela escória. Todos estes fatores devem ser considerados para o entendimento do mecanismo de

formação das inclusões. KLUKEN & GRONG [13] apud BABU et al. (1995) propuseram um mecanismo de oxidação seqüencial para prever a composição das inclusões. Os autores assumiram que a seqüência de reações ocorre na seguinte ordem : Al_2O_3, Ti_2O_3, SiO_2, MnO, TiN, e MnS, baseados na entalpia padrão ou energia livre de formação destes compostos. A presente análise indica que o MnO forma-se somente nos estágios finais da desoxidação do metal de solda, e portanto deve aparecer na parte exterior das inclusões. Existe alguns casos em que o manganês é encontrado distribuído uniformemente através da inclusão ; nestes casos, a formação do Al_2O_3.MnO deve ser predominante e pode começar nos estágios iniciais da oxidação. As inclusões no metal como soldado exibem uma estrutura em camadas que sustenta o mecanismo de oxidação proposto. Na maioria das inclusões de metais de solda, o centro da inclusão é formado por óxidos como o Al_2O_3 e / ou Ti_2O_3. O teor de oxigênio será maior quanto menor for o tempo de solidificação. Isto pode ser interpretado da seguinte maneira : com o aumento do tempo de solidificação, a probabilidade de pequenas inclusões colidirem umas com as outras e formarem grandes inclusões aumenta e com isso, aumenta também a chance destas inclusões serem removidas pela escória. A colisão de pequenas inclusões para a formação de grandes agregados depende da fluidez da poça de solda.

A inclusão mais característica obtida na análise por EDAX é a da figura 4.9, pois as outras mostraram teores de ferro muito elevados. Estes altos teores ocorreram possivelmente devido ao feixe de elétrons ter sido aplicado num corte da inclusão, o qual teria um diâmetro muito pequeno, e uma parte do feixe varreu a matriz que envolve a inclusão. Evidentemente, o ferro combina-se com vários óxidos e encontra-se na composição química das inclusões do presente trabalho, mas em teores mais baixos que os mostrados na tabela 11. Nota-se nesta tabela que os elementos que estão com teores mais elevados nos dois cordões de solda são : Mn, Si, Al e Fe. O

---

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

titânio que é um forte agente desoxidante mostra-se em pequena proporção. O cálcio presente nas análises das figuras 4.9 e 4.11 foi devido a contribuição do fluxo como $CaCO_3$, e não foi detectado nas análises das figuras 4.7 e 4.13 porque sua proporção deve ter sido muito pequena e não foi suficiente para excitar o feixe de elétrons.

A seqüência de formação de inclusões mais provável que deve ter ocorrido nos dois cordões de solda foi : Al_2O_3, $MnO.Al_2O_3$, $FeO.Al_2O_3$, Ti_3O_5, TiO_2, SiO_2 e MnO.

6. CONCLUSÕES

1. A diluição das chapas base foi efetiva, adicionando nióbio, vanádio, cromo, cobre e níquel em teores significativos nos cordões de solda produzidos que interferiram na temperabilidade.

2. A adição de pó de ferro teve pouca influência na composição química final para os elementos microligantes.

3. Para os dois cordões de solda produzidos foram obtidos altos teores de manganês, que interferiu no endurecimento por solução sólida nos dois cordões de solda produzidos, e a microestrutura em maior quantidade foi a ferrita acicular.

4. Os elementos microligantes nióbio e vanádio, para o cordão de solda N, adicionados por diluição da chapa base, foram mais efetivos no refino da microestrutura do que o cromo, cobre e níquel para o cordão de solda C.

5. A microestrutura obtida foi refinada com característica de boa temperabilidade que foi responsável pelo endurecimento nos metais como soldados.

6. O cordão de solda N obteve valores maiores de dureza, tensão de escoamento e resistência à tração porque possui uma microestrutura mais refinada com maior teor de ferrita acicular, e também um teor maior de manganês, o que propiciou um endurecimento por solução sólida mais acentuado que o do cordão de solda C.

7. O cordão de solda N obteve um valor para a temperatura de transição dúctil - frágil mais elevado, que significa piores propriedades ao impacto devido ao endurecimento por solução sólida ter sido mais efetivo no referido cordão.

8. O modelo proposto por DOLBY (1979) não se aplica nos resultados obtidos neste trabalho.

9. O fluxo experimental ESAB 10.71P utilizado contribuiu de maneira significativa para o aumento do teor de manganês nos dois cordões de solda produzidos.

10. A análise da inclusão mais característica mostrou, com maiores teores os componentes manganês e silício, e os elementos microligantes com menores teores.

7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

1. Realizar procedimento de soldagem por arco submerso com maior adição de pó de ferro para diminuir o efeito do manganês no metal como soldado.

2. Utilizar chapas de aço com maior diversidade nos teores da composição química dos elementos microligados

3. Efetuar procedimento de soldagem com soldas de múltiplos passes.

4. Utilizar arame consumível com elementos microligados em soldagem com alta taxa de deposição de pó de ferro (20 à 30 Kg / h).

5. Utilizar pó metálico com adições de nióbio e vanádio para a soldagem de chapas de aço carbono.

8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ALMQUIST, G. ; POLGÄRY, S. ; ROSENDHAL, C. H. ; VALLAND, G. (1972) Some basic factors controlling the properties of weld metal. In : INTERNATIONAL CONFERENCE ON WELDING RESEARCH RELATED TO POWER PLANT, Marchwood, Southampton (England), 1972. Proceeding... Southampton, CEGB, p. 204-231.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (1987) Standard test method for Vickers hardness of metallic materials E 92 - 82 (reapproved 1987). In : ANNUAL BOOK OF ASTM STANDARD, p. 260-268.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (1991) Standard test methods for notched bar impact testing of metallic materials E 23 - 91. In : ANNUAL BOOK OF ASTM STANDARDS, v. 03.01, p. 197-212.

BABU, S. S. ; DAVID, S. A. ; VITEK, J. M. ; MUNDRA, K. ; DEBROY, T. (1995) Development of macro and microstructures of carbon - manganese low alloy steel welds : inclusion formation. *Materials Science and Technology,* v. 11, p. 186-199, Feb.

BAILEY, N. (1991) Submerged arc wlding ferritic steel with alloyed metal powder. *Welding Research Supplement,* v. 70, n. 8, p. 187s-296s, Aug.

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

CHOI, C. L. ; HILL, D. C. (1978) A study of microstrutural progression in as - deposited weld metal. *Welding Journal Research Supplemment,* v. 57, n. 8, p. 232s-236s.

COHEN, M ; HANSEN, S. S. (1986) On the fundamentals of HSLA steels. In : HSLA STEELS - METALLURGY AND APPLICATIONS, Beijing, 1985. Proceedings of an International Conference on HSLA steels - ASM INTERNATIONAL, p. 61.

COSTA E SILVA, A. L. ; MEI, P. R. (1988) Aços e ligas especiais. 2ª. ed. Sumaré - SP, Eletrometal S. A. Metais Especiais. Cap. 6.

DEFOURNY, J. (1994) Guide to weldability and metalurgy of welding steels processed by thermomechanical rolling or by acelerated cooling. *Welding in World,* v. 33, n. 1, p.34-65.

DIETER, G. E. (1981) Metalurgia mecânica. 2ª. edição. Rio de Janeiro, Guanabara Koogan.

DOLBY, R. E. (1979) Factors controlling HAZ and weld metal toughness in C - Mn steels engineering applications of fracture analysis. In : NATIONAL CONFERENCE ON FRACTURE, 1, Johannesburg, Nov. 1979. Proceedings... Johannesburg, Pergamon, p. 117-134.

EASTERLING, K. (1983) Introduction to the physical metalurgy of welding. Butterworths & Co. Ltd.

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

EVANS, G. M. (1980) Effect of manganese on the microstructure and properties of all weld 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) Effect of heat input on microstructure and properties of C - Mn all - weld deposits. *Welding Journal,* v. 61, n. 4, p. 126s-132s, Apr.

EVANS, G. M. (1986a) 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. (1986b) 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 chromiun on the microstructure and properties of C - Mn all - weld metal deposits. *Welding and Metal Fabrication,* v. 57, n. 7, p. 346-358, Aug. / Sept.

EVANS, G. M. (1991) The effect of aluminium in shield metal arc C - Mn steel multipass deposits. *Welding Journal,* v. 70, n. 1, p. 32s-39s, Jan.

FARRAR, R. A. ; HARRISON, P. L. (1987) Acicular ferrite in carbon manganese weld metals : an overview. *Journal of Materials Science,* v. 22, n. 11, p. 3812-3820.

FRASER, R. ; McLEAN, A. ; WEBSTER, D. J. ; TAYLOR, D. S. (1982) High deposition rate submerged arc welding for critical application. In : OFFSHORE WELDED STRUCTURES, 2. London, 1982. Proceedings... London. p. 1-15.

GARLAND, J. G. ; KIRKWOOD, P. (1975) Towards improved submerged arc weld metal. *Metal Construction,* v. 7, p. 275-283 & 320-330.

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. Tese (doutoramento) - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.

GOMES, S. I. N. (1996) Efeito da adição do pó metálico em soldas a arco submerso utilizando diferentes fluxos. São Carlos. Tese (livre docência) - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.

GRONG, O. (1994) Metallurgical modelling of welding. London, *The Institute of Materials.*

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

HARRISON, P. L. ; FARRAR, R. A. (1987a) Microstructural development and toughness of C - Mn and C - Mn - Ni weld metals. Part 1 - Microstructure development. *Metal Construction,* v. 19, n. 7, p. 392r-399, Jul.

HARRISON, P. L. ; FARRAR, R. A. (1987b) Microstructural development and toughness of C - Mn and C - Mn - Ni weld metals. Part 2 - Toughness. *Metal Construction,* v. 19, n. 7, p. 447r-450r, Aug.

INTERNATIONAL INSTITUTE OF WELDING (1988) Guide to the light microscope examination of ferritic steel weld metals. Doc. IX, p. 1533, Jun.

KIESSLING, R. (1989) Non metallic inclusions in steel. *The Institute of Metals,* part V, London.

KOBAYASHY, Y. (1994) Efeito da adição controlada de pó metálico nas propriedades microestruturais e mecânicas no metal depositado por arco submerso em aço ARBL. São Carlos. Tese (doutoramento) - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.

KOELLHOFER, L. ; MANZ, A. F. ; HORNBERGER, E. E. (1988) Welding processes and practices. New Jersey, John Wile. Cap. 2.

MODENESI, P. J. ; MARQUES, P. V. ; SANTOS, D. B. (1991) Curso de metalurgia da soldagem. Belo Horizonte, UFMG. Pags. 16 e 77.

PORTER, L. F. ; REPAS, P. E. (1982) The evolution of HSLA steels. *Journal of Metals,* v. 34, n. 4, p. 14-21, Apr.

QUITES, A. M. ; DUTRA, J. C. (1979) Tecnologia da soldagem à arco voltaico. Florianópolis, EDEME.

RATY, P. T. (1978) Improve your sub - arc welding output - greater efficiency, productivity and profitability - case histories. *Canadian Welder and Fabricator,* n. 2.

RODGERS, 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.

ROMERO, J. B. ; DOMINGUES, J. R. ; ROS, D. A. (1992) Desenvolvimento de um fluxo para soldagem a arco submerso com adição de pó de ferro. In : III CONGRESSO IBERO AMERICANO DE SOLDAGEM, IX CONGRESSO LATINO AMERICANO DE SOLDAGEM, XVIII ENCONTRO NACIONAL DA TECNOLOGIA DA SOLDAGEM, Rio de Janeiro, 1992.

SCHLICK, R. (1987) Investigação nas propriedades mecânicas de metal de solda depositado por arco submerso com adição de pó de ferro. In : REUNIÃO INTERMEDIÁRIA DAS COMISSÕES TÉCNICAS DO IIW, Rio de Janeiro, 1987. Rio de Janeiro, International Institute of Welding. p.589-597.

SIGNES, E. G. ; BAKER, J. C. (1979) Effect of columbium and vanadium on the weldability of HSLA steels. *Welding Research Supplement,* p. 179s-187s, Jun.

SOUZA, P. C. R. D. (1991) Efeito da adição do pó de ferro sobre a microestrutura, composição química e propriedades mecânicas em solda a arco submerso. Dissertação de mestrado apresentada na Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, Nov.

SVENSSON, L. E. (1993) Control of microstructures and properties in steel arc welds. Gothenburg, CRC.

TERASHIMA, H. ; HART, P. H. M. (1984) Effect of aluminium on C - Mn - Nb steel submerged arc weld metal properties. *Welding Journal,* v. 63, n. 6, p. 173s-183s, Jun.

THORTON, C. E. (1986) Investigation of the influence of iron powder feed rate on bead - on - plate welds. England : Oerlinkon Welding, 1986. *Technical Report,* 32.

THORTON, C. E. (1988) Submerged arc welding consumables for high toughness applications. *Welding and Metal Fabrication,* v. 56, n. 10, p. 342-345, Oct.

TROYER, W. ; MIKURAK, J. (1974) High deposition submerged arc welding with iron powder joint - fill. *Welding Journal,* v. 53, n. 8, p.494-504, Aug.

VILPAS, M. ; NIES, H. ; KREBBS, H. ; KARPPI, R. (1990) Mechanical properties of submerged arc welds with metal powder addition. *Technical Research Centre of Filand, Research Reports,* n. 684, p. 1-40, May.

WAINER, E. ; BRANDI, S. D. ; MELLO, F. D. H. (1992) Soldagem : processos e metalurgia. São Paulo, Edgard Blücher.