

MINISTÉRIO DE EDUCAÇÃO E DO DESPORTO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
ESCOLA DE ENGENHARIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA METALÚRGICA
E DOS MATERIAIS

FORMULAÇÃO, DESENVOLVIMENTO E PRODUÇÃO DE ELETRODOS REVESTIDOS
PARA SOLDAGEM DE AÇOS CROMO-MOLIBDÊNIO .

Por

MÁRCIO LEVI KRAMER DE MACEDO

Engenheiro Metalúrgico

Trabalho realizado no Centro de Tecnologia da Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e dos Materiais - PPGEMM

PORTO ALEGRE

1994

**FORMULAÇÃO, DESENVOLVIMENTO E PRODUÇÃO DE ELETRODOS REVESTIDOS
PARA SOLDAGEM DE AÇOS CROMO-MOLIBDÊNIO.**

DISSERTAÇÃO

Apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e dos Materiais -

PPGEMM, como parte dos requisitos para obtenção do Título de

Mestre em Engenharia

Área de Concentração : Metalurgia de Transformação

Por

MÁRCIO LEVI KRAMER DE MACEDO

Engenheiro Metalúrgico

1994

Esta **DISSERTAÇÃO** foi julgada adequada para a obtenção do título de **Mestre em Engenharia**, Área de Concentração : Metalurgia de Transformação, aprovada em sua forma final, pelo Orientador e pela Banca Examinadora do Curso de Pós-Graduação.

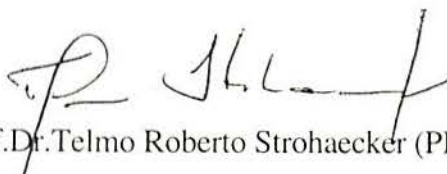


Orientador : Prof. Dr. IVAN GUERRA MACHADO (DEMEC/PPGEMM - UFRGS)

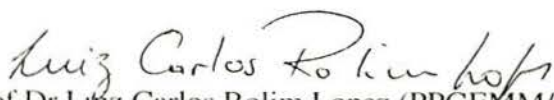
Banca Examinadora:



Prof. Dr. Aleir Antônio Fontana de Paris (UFSM)



Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker (PPGEMM/UFRGS)



Prof. Dr. Luiz Carlos Rolim Lopez (PPGEMM/UFRGS)

Coordenador do PPGEMM : Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker

RESUMO

Esse trabalho está incluído numa linha de pesquisa do Laboratório de Soldagem & Técnicas Conexas (**LS&TC**), a qual investiga a influência dos compostos do revestimento e elementos de liga sobre as propriedades mecânicas e metalúrgicas do metal de solda.

Portanto, se projetou, desenvolveu e produziu integralmente no **LS&TC** um eletrodo revestido básico de baixo hidrogênio (similar ao AWS E9016-B3), com índice de basicidade de 3,7, para soldagem de aços cromo-molibdênio, o qual foi posteriormente modificado através de adição dos elementos de liga titânio, boro e nióbio.

Esses consumíveis (4 tipos) mostraram boas condições operacionais, sendo que as propriedades mecânicas e metalúrgicas dos metais de solda assim produzidos foram investigadas, principalmente a tenacidade, nas condições como soldado e após tratamento térmico, com as mesmas apresentando altos valores, sendo superiores ao mínimo exigido pela norma AWS A5.5-81.

O tratamento térmico realizado somente agiu positivamente naqueles metais de solda que não continham nióbio. Por outro lado, a adição dos elementos de liga ao consumível original - principalmente o nióbio - reduziu a tenacidade do metal de solda.

ABSTRACT

This work is part of a research line in progress at the Welding & Related Techniques Laboratory (**W&RTL**), which investigate the coating compounds and alloy elements influence on weld metal mechanical and metallurgical properties.

Therefore, it was fully designed, developed and produced at the **W&RTL** a low hydrogen basic coated electrode (similar to AWS E9016-B3), with basicity index 3,7, aiming the welding of chromium-molibdenium steels, which was later on modified through additions of the alloy elements titanium, boron and niobium.

These consumables have shown fair operational facilities and the mechanical properties of the so produced weld metals were investigated, mainly the toughness in the as welded and after heat treatment conditions, with the results being higher than the minimum imposed by AWS A5.5-81.

The heat treatment had a positive effect only on those weld metals without niobium. On the other hand, the alloy elements additions into the original consumable - mainly niobium - produced an overall reduction on weld metal toughness.

AGRADECIMENTOS

Ao Prof.Dr.IVAN GUERRA MACHADO, pela orientação e confiança depositada durante a execução do trabalho.

A CAPES, pelo suporte financeiro.

A PETROBRÁS (CENPES), nas pessoas dos Engenheiros José Cláudio Trindade e Walter Rocha dos Santos pelo inestimável auxílio prestado.

A Aços Phoenix-Böhler Ltda., na pessoa do Sr.Rudinei Melo pela doação das varetas para as almas dos eletrodos.

Aos Engenheiros Luis Paulo Haut, Roberto Wolfart, João Francisco Louguércio e Rodrigo Beloc pela colaboração nas análises químicas.

Ao SENAI - CETEMP, na pessoa do Engenheiro Carlos A.F.C.Alves, pela colaboração na execução dos ensaios de tração.

Ao Técnico em Soldagem Luiz H.M.Zaniratti, pela amizade e inestimável auxílio prestado.

Aos colegas de Laboratório, nas pessoas dos Engenheiros Luiz Eduardo P.da Silva, Giovani Dalpiaz, Ricardo Momburu, Vitor H.V.Acosta, Cândido N.Postinger, José A.E.Mazzaferro, Arnaldo Rubén, Carlos Slongo e os estagiários Ricardo Marinho, Nahuel Grevet e Henrique da Silva que, de alguma forma, colaboraram para a realização deste trabalho.

Aos meus pais, Valdevino A.P.de Macedo e Valdemira K.de Macedo, aos meus irmãos e a minha querida namorada Márcia W.Zell, pelo apoio e compreensão.

ÍNDICE

	pg.
1 - Introdução.....	1
2 - Aços Cr-Mo.....	2
2.1 - Generalidades.....	2
2.2 - Composição Química.....	4
2.3 - Propriedades dos Aços Cr-Mo.....	4
2.4 - Fatores que Afetam as Propriedades Mecânicas dos Aços Cr-Mo.....	10
2.5 - Tratamentos Térmicos Aplicados aos Aços Cr-Mo.....	13
2.6 - Soldabilidade.....	14
2.7 - Metal de Adição.....	16
2.8 - Processos de Soldagem.....	18
2.9 - Processo de Soldagem ao Arco Elétrico com Eletrodo Revestido.....	18
2.9.1 - Equipamento Para a Soldagem com Eletrodo Revestido.....	19
2.9.2 - Fontes de Energia.....	20
2.10 - Eletrodos Revestidos.....	21
2.10.1 - Tipos de Eletrodos Revestidos.....	22
2.10.2 - Funções do Revestimento.....	23
2.10.3 - Funções dos Compostos do Revestimento.....	24
3- Influência do Pré-Aquecimento e Pós-Aquecimento na Soldagem dos Aços Cr-Mo.....	25
4 - Classificação das Descontinuidades na Solda.....	27

	pg.
5 - Constituintes Microestruturais do Metal de Solda.....	28
6 - Influência da Composição Química no Metal de Solda.....	32
7 - Procedimento Experimental.....	39
7.1 - Desenvolvimento dos Eletrodos Revestidos.....	40
7.2 - Metal Base e Metal de Adição.....	42
7.3 - Dimensões dos Corpos de Prova e Geometria da Junta.....	43
7.4 - Equipamentos Utilizados.....	44
7.5 - Soldagem dos Corpos de Prova.....	44
7.6 - Propriedades Operacionais dos Consumíveis.....	45
7.7 - Determinação das Propriedades Mecânicas e Metalúrgicas.....	46
7.7.1 - Corpos de Prova Para Ensaio de Impacto (Charpy-V).....	47
7.7.2 - Corpos de Prova Para Ensaio de Tração.....	48
7.7.3 - Corpos de Prova Para Análise Metalográfica.....	48
7.7.4 - Corpos de Prova Para Ensaio de Dureza.....	49
7.8 - Determinação do Teor de Hidrogênio Difusível no Metal de Solda.....	49
8 - Análise e Discussão dos Resultados.....	52
8.1 - Resultados dos Ensaios de Impacto.....	52
8.2 - Resultados dos Ensaios de Tração.....	55
8.3 - Análise Metalográfica.....	57
8.4 - Resultados dos Ensaios de Dureza.....	65
8.5 - Teores de Hidrogênio Difusível.....	66

	Pg.
9 - Conclusões.....	68
10 - Sugestões Para Futuros Trabalhos.....	70
11 - Referências Bibliográficas.....	71

ÍNDICE DE TABELAS

	pg.
Tab.1 - Especificação ASTM para as Formas de Produtos dos Aços Cr-Mo.....	3
Tab.2 - Composições Químicas Nominais dos Aços Cr-Mo.....	4
Tab.3 - Propriedades de Tração Requeridas para os Produtos Manufaturados de Aços Cr-Mo, segundo as especificações ASTM.....	8
Tab.4 - Consumíveis Sugeridos para a Soldagem dos Aços Cr-Mo.....	17
Tab.5 - Temperaturas Mínimas de Pré-Aquecimento Recomendadas para a Soldagem dos Aços Cr-Mo com Eletrodos Revestidos Baixo Hidrogênio.....	26
Tab.6 - Terminologia dos Constituintes Microestruturais do Metal de Solda dos Aços Baixo Carbono.....	30
Tab.7 - Revisão da Terminologia Microestrutural Usada para Metais de Solda de Aços Baixo Carbono e Baixa Liga, pela The Japan Welding Society.....	31
Tab.8 - Composição do Revestimento (%).....	40
Tab.9 - Códigos e Características dos Eletrodos Revestidos.....	42
Tab.10 - Composição Química do Metal de Solda sem Diluição.....	43
Tab.11 - Condições de Soldagem.....	45
Tab.12 - Propriedades Operacionais dos Consumíveis.....	46
Tab.13 - Resistência ao Impacto do Metal de Solda (Charpy-V).....	53
Tab.14 - Propriedades Mecânicas das Juntas Soldadas.....	56
Tab.15 - Metalografia Quantitativa das Fases Presentes no Último Passe da Junta Soldada.....	58
Tab.16 - Ensaio de Dureza no Último Passe da Junta Soldada e Metal Base.....	65
Tab.17 - Teores de Hidrogênio Difusível.....	66

ÍNDICE DE FIGURAS

	pg.
Fig.1 - Efeito do Cr na resistência à oxidação do aço, baseado no teste em 1000 h no ar (todos aços contêm 0,15% C máx., 0,5% Si máx. e 0,45 a 1,5% Mo).....	5
Fig.2 - Efeito do Mo na resistência à fluência do aço recozido com 4-6% de Cr (aço com 0% Mo - 0,21% C; aço com 0,5% Mo - 0,15% C máx., ambos com 0,5% Si máx.).....	6
Fig.3 - Comparação geral da resistência à fluência de vários aços baixa liga.....	6
Fig.4 - Efeito do Mo na fragilização do aço 4-6% de Cr, retido a temperatura de 370° e 430°C.....	7
Fig.5 - Efeito do Cr e Mo na resistência à ruptura sob tensão de aços recozidos com 0,15% C máx.....	7
Fig.6 - Efeito do Cr e Mo na resistência à fluência em 537°C dos aços com 0,16% C máx. e 0,5% Si máx.....	8
Fig.7 - Limite de resistência à tração e limite de elasticidade a temperatura ambiente e a temperatura elevada, de aços contendo menos de 10% de elementos de liga. Os aços 1Cr-0,5Mo, 0,5Mo, tipo 502 e o 2,25Cr - 1Mo foram recozidos a 843°C. O aço 1,25Cr - 0,5Mo foi recozido a 815°C. Os aços 7Cr - 0,5Mo e 9Cr - 1Mo foram recozidos a 900°C. O aço 1Cr - 1Mo - 0,25V foi normalizado a 955°C e revenido a 650°C. O aço H11, foi endurecido a 1010°C e revenido a 565°C.....	9
Fig.8 - Influência do tratamento térmico na resistência à ruptura por fluência em 10 ⁵ h de um aço 2,25Cr - 1Mo.....	12
Fig.9 - Esquema básico do processo de soldagem com eletrodo revestido.....	19
Fig.10 - Equipamento básico do processo de soldagem com eletrodo revestido.....	20

	pg.
Fig.11 - Comparação do efeito do gradiente da curva característica da fonte.....	21
Fig.12 - Diagrama do processo de produção de eletrodos revestidos.....	22
Fig.13 - Extrusora desenvolvida no LS&TC.....	41
Fig.14 - Geometria da Junta (dimensões em mm).....	43
Fig.15 - Aparelho coletor de hidrogênio (eudiômetro). Sugestão da Lincoln Eletric Company.....	52
Fig.16 - Resistência ao impacto dos metais de solda nas temperaturas de -30°; 0° e 24°C, nos estados como soldado (CS) e após tratamento térmico (AT).....	53
Fig.17 - Curvas dos valores dos ensaios de impacto (Charpy-V), energia absorvida pela temperatura do teste, nas condições como soldado e com tratamento térmico.....	54
Fig.18 - Resistência à tração, limite de escoamento e alongamento dos metais de solda, nos estados como soldado (CS) e após tratamento térmico (AT). Os corpos de prova marcados (*) apresentaram inclusão de escória. (** Limite mínimo exigido pela AWS A5.5-81).....	56
Fig.19 - Proporção das fases presentes no último passe da junta soldada (AF: Ferrita Acicular, GF: Ferrita de Contorno de Grão, PF: Ferrita Poligonal, AC: Ferrita com M/A/C Alinhado, FC: Ferrita com Agregados de Carbonetos e M: Martensita).....	58
Fig.20 - Metal de solda depositado pelo eletrodo E1, na condição como soldado. Ataque: Nital. Aumento: 500X.....	59
Fig.21 - Metal de solda depositado pelo eletrodo E1, na condição após tratamento térmico. Ataque: Nital. Aumento: 500X.....	60
Fig.22 - Metal de solda depositado pelo eletrodo E2, na condição como soldado. Ataque: Nital. Aumento: 500X.....	60

Fig.23 - Metal de solda depositado pelo eletrodo E2, na condição após tratamento térmico. Ataque: Nital. Aumento: 500X.....	61
Fig.24 - Metal de solda depositado pelo eletrodo E3, na condição como soldado. Ataque: Nital. Aumento: 500X.....	61
Fig.25 - Metal de solda depositado pelo eletrodo E3, na condição após tratamento térmico. Ataque: Nital. Aumento: 500X.....	62
Fig.26 - Metal de solda depositado pelo eletrodo E4, na condição como soldado. Ataque: Nital. Aumento: 500X.....	62
Fig.27 - Metal de solda depositado pelo eletrodo E4, na condição após tratamento térmico. Ataque: Nital. Aumento: 500X.....	63
Fig.28 - Macrografias características dos depósitos “bead on plate” nas condições de soldagem utilizadas neste trabalho, dos eletrodos E1 (a) e E2 (b). Ataque: Nital. Aumento: 5X.....	63
Fig.29 - Macrografias características dos depósitos “bead on plate” nas condições de soldagem utilizadas neste trabalho, dos eletrodos E3 (a) e E4 (b). Ataque: Nital. Aumento: 5X.....	64
Fig.30 - Macrografia demonstrativa da junta soldada (corte transversal).....	64
Fig.31 - Durezas dos metais de solda, nas condições como soldado e após tratamento térmico.....	66

LISTA DE SÍMBOLOS

CE: carbono equivalente.

PC: parâmetro de susceptibilidade à trincas.

T: espessura da chapa (mm)

H₂: teor de hidrogênio difusível (ml/100 g)

TP: temperatura de pré-aquecimento (°C)

ΔV: variação da tensão do arco.

ΔA: variação da corrente de soldagem.

L₁ e L₂: comprimento do arco.

TR: taxa de resfriamento

K: condutividade térmica do material.

ΔT: diferença de temperatura (temperatura final - temperatura inicial).

γ: fase gama, zona da austenita no diagrama Fe-C.

α: fase alfa, zona da ferrita no diagrama Fe-C (abaixo da linha AC1).

IB: índice de basicidade do revestimento.

V: volume corrigido em função da temperatura e pressão (ml).

t: temperatura de coleta do hidrogênio difusível (°C).

P: pressão barométrica (mm.Hg).

H: altura da coluna de mercúrio (mm).

h: altura da coluna de hidrogênio resultante (mm).

r: raio interno da coluna (mm)= 1,6 mm.

m_A: massa do meta base mais metal de solda (g).

m_B: massa do metal base (g).

1 - Introdução

A aplicação dos aços baixa liga foi crescente nos últimos anos. Isso se deve à constante melhoria de suas propriedades mecânicas e metalúrgicas, com redução dos seus custos.

Entre estes aços, pode-se destacar a classe dos aços Cr-Mo, os quais têm uma importância muito grande nas indústrias química, petroquímica e do petróleo, por possuírem excelentes características mecânicas e metalúrgicas à temperaturas de trabalho elevadas e boa soldabilidade. Essa última propriedade é essencial em qualquer material de emprego estrutural pois, concomitantemente as crescentes exigências de segurança e qualidade assegurada das juntas soldadas, as estruturas cada vez mais são submetidas a ambientes extremos e situações limites de carregamento.

Por sua vez, as especificações das propriedades mecânicas da solda têm-se tornado cada vez mais severas, exigindo-se, atualmente, em muitas aplicações, uma junta soldada com elevada tenacidade.

Provavelmente, a tenacidade é a propriedade mecânica mais difícil de ser obtida em níveis que atendam às finalidades previstas, conforme aumentam a resistência mecânica e o limite de escoamento de um aço.

Dessa forma, a tenacidade do metal de solda de aços Cr-Mo é um assunto ainda não inteiramente resolvido e de grande interesse para diversas indústrias que operam no país.

Portanto, no presente trabalho investigou-se as propriedades mecânicas e metalúrgicas do metal de solda depositado por eletrodos revestidos similares à classe AWS E9016-B3 e com diferentes adições de elementos de liga (titânio, boro e nióbio) através do revestimento, os quais foram integralmente projetados; desenvolvidos e produzidos no Laboratório de Soldagem & Técnicas Conexas (**LS&TC**).

2 - Aços Cr-Mo

2.1 - Generalidades

Os aços Cr-Mo são da família dos aços ferríticos de baixa liga, contendo de 0,5 a 9,0 % de Cr e 0,5 ou 1,0 % Mo, sendo materiais intermediários para aplicações onde a alta resistência à oxidação, corrosão e resistência mecânica à temperaturas elevadas são necessárias.

O cromo (Cr) tem como principal função aumentar a resistência à oxidação e corrosão e o molibdênio (Mo) aumentar a resistência à temperaturas elevadas (principalmente a resistência à fluência).

As vantagens econômicas destes aços tem sido largamente reconhecida, como atesta seu uso em plantas de vapor; refinarias de petróleo; processos de hidrogenação e outros serviços à temperaturas elevadas.

Estes aços são normalmente encontrados na condição de recozidos ou normalizados e revenidos, usados em várias formas de produtos, ou seja : forjados, fundidos, tubos e chapas. A Tab.1 mostra a especificação da ASTM para estas formas de produtos /1,2,3/.

Tab.1 - Especificação ASTM para as Formas de Produtos dos Aços Cr-Mo //.

Tipo	Forjados	Canos *	Tubos **	Fundidos	Chapas
0,5Cr-0,5Mo	A182-F2	A213-T2	A335-P2 A369-FP2 A426-CP2		A387Gr2
1 Cr-0,5Mo	A182-F12 A336-F12	A213-T12	A335-P12 A369FP12 A426CP12		A387- Gr12
1,25Cr-0,5Mo	A182-F11 A336F11/F11A A541-C15	A199-T11 A200-T11 A213-T11	A335-P11 A369FP11 A426CP11	A217WC6 A356Gr6 A389C23	A387-Gr11
2Cr-0,5Mo		A199-T3b A200-T3b A213-T3b	A369FP3b		
2,25Cr-1Mo	A182F22/F22A A336F22/F22A A541C16/16A	A199-T22 A200-T22 A213-T22	A335-P22 A369FP22 A426CP22	A217WC9 A356Gr10 A643GrC	A387-Gr22 A542
3Cr-1Mo	A182F21 A336F21/F21A	A199-T21 A200-T21 A213-T21	A335-P21 A369FP21 A426CP21		A387-Gr21
5Cr-0,5Mo	A182F5/F5A A336F5/F5A A473-501/502	A199-T5 A200-T5 A213-T5	A335-P5 A369-FP5 A426-CP5	A217-C5	A387Gr5
5Cr-0,5MoSi		A213-T5b	A335-P5b A426CP5b		
5Cr-0,5MoTi		A213-T5c	A335-P5c		
7Cr-0,5Mo	A182-F7 A473-501A	A199-T7 A200-T7 A213-T7	A335-P7 A369-FP7 A426-CP7		A387Gr7
9Cr-1Mo	A182-F9 A336-F9 A473-501B	A199-T9 A200-T9 A213-T9	A335-P9 A369-FP9 A426-CP9	A217C12	A387Gr9

* Canos = do termo inglês "tube"; ** Tubos = do termo inglês "piping".

2.2 - Composição Química

As composições químicas nominais dos aços Cr-Mo são mostradas na Tab.2 .

Tab.2 - Composições Químicas Nominais dos Aços Cr-Mo /1/.							
Tipo	C (%)	Mn (%)	S (%)	P (%)	Si (%)	Cr (%)	Mo (%)
0,5Cr -0,5Mo	0,10-0,20	0,30-0,60	0,045	0,045	0,10 - 0,30	0,50 -0,80	0,45-0,65
1Cr-0,5Mo	0,15	0,30 -0,60	0,045	0,045	0,50	0,80 -1,25	0,45-0,65
1,25Cr -0,5Mo	0,15	0,30 -0,60	0,030	0,045	0,50 -1,00	1,00 -1,50	0,45-0,65
2Cr-0,5Mo	0,15	0,30 -0,60	0,030	0,030	0,50	1,65 -2,35	0,45-0,65
2,25Cr -1Mo	0,15	0,30 -0,60	0,030	0,030	0,50	1,90 -2,60	0,87-1,13
3Cr-1Mo	0,15	0,30 -0,60	0,030	0,030	0,50	2,65 -3,35	0,80-1,06
5Cr-0,5Mo	0,15	0,30 -0,60	0,030	0,030	0,50	4,00 -6,00	0,45-0,65
7Cr-0,5Mo	0,15	0,30 -0,60	0,030	0,030	0,50 -1,00	6,00 -8,00	0,45-0,65
9Cr-0,5Mo	0,15	0,30 -0,60	0,030	0,030	0,25 -1,00	8,00-10,00	0,90-1,10

Algumas ligas podem conter pequenas adições de nióbio, titânio ou vanádio, ou maior conteúdo de carbono ou silício para aplicações específicas /1,3/.

2.3 - Propriedades dos Aços Cr-Mo

A resistência à oxidação, à temperaturas elevadas e à corrosão por sulfetos, aumentam quando o conteúdo de Cr e Mo é aumentado /1/.

A função principal do Cr nestes aços é de aumentar a resistência à oxidação, corrosão e à temperaturas elevadas.

Como mostra a Fig.1, a resistência à oxidação melhora progressivamente com o aumento do conteúdo de Cr /3/.

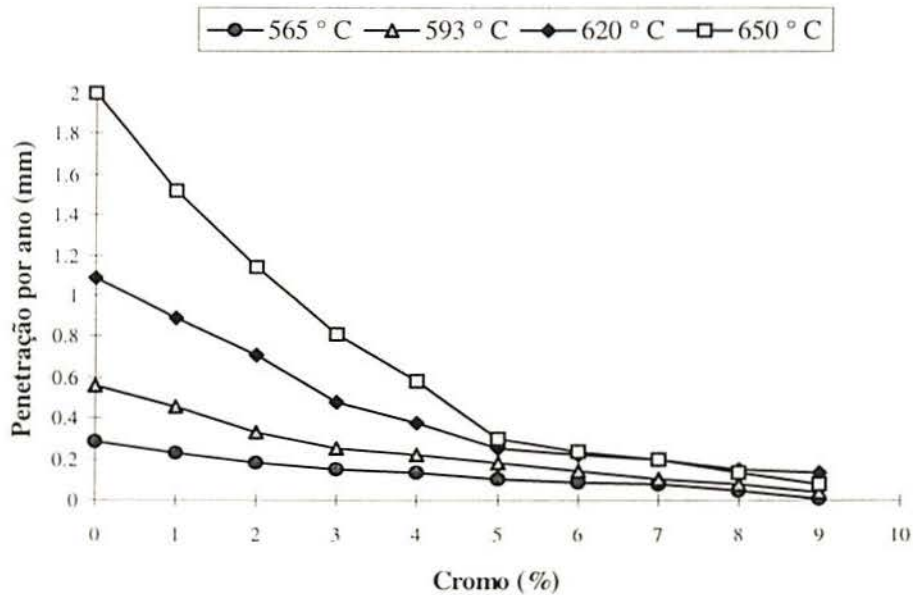


Fig.1 - Efeito do Cr na resistência à oxidação do aço, baseado no teste em 1000 h no ar (todos aços contêm 0,15 %C máx., 0,5 %Si máx. e 0,45 a 1,50 %Mo)/3/.

A taxa de corrosão em vapores a altas temperaturas não varia significativamente quando o conteúdo de Cr é aumentado além de 2,25 % Cr. Geralmente, a melhor resistência à temperaturas elevadas é obtida com o aço 2,25Cr-1Mo /1/.

O Mo produz uma notável melhora na resistência à temperaturas elevadas, como exemplificado pelo efeito de 0,5%Mo no aumento da resistência à fluência do aço com 4 a 6 % de Cr. A Fig.2 mostra este efeito /3/.

A resistência à fluência dos aços Cr-Mo é derivada principalmente pelos seguintes fatores: reforço por solução sólida da matriz ferrítica pelo C, Mo e Cr; e endurecimento por precipitação pelos carbonetos /2/.

Na Fig.3 tem-se uma comparação geral da resistência à fluência de vários aços baixa liga.

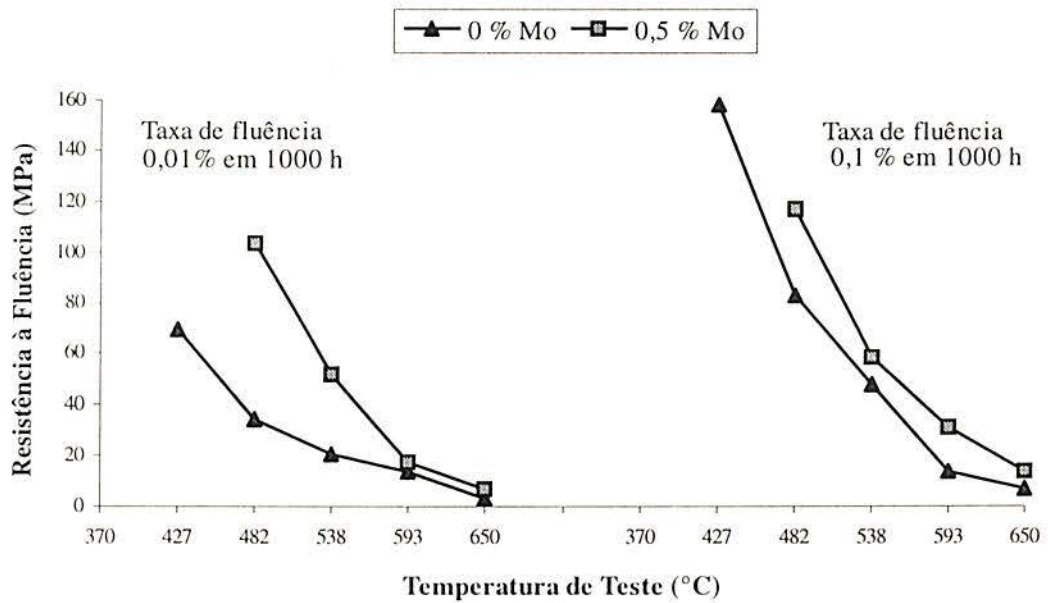


Fig.2 - Efeito do Molibdênio na resistência à fluência do aço recozido com 4 - 6 % de Cr (aço com 0 % Mo - 0,21%C; aço com 0,5%Mo - 0,15%C máx., ambos com 0,5%Si máx.)/3/.

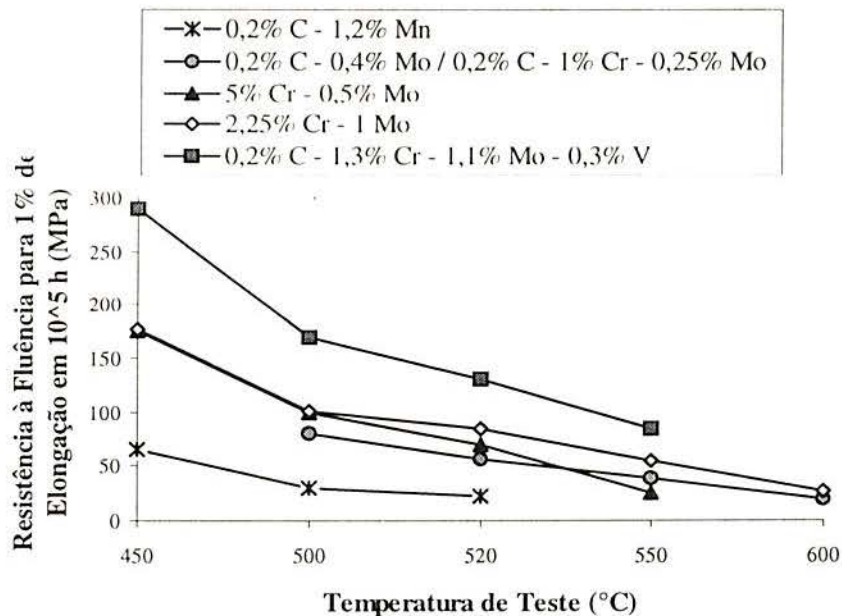


Fig.3 - Comparação geral da resistência à fluência de vários aços baixa liga /2/.

Na Fig.4 mostra-se o efeito do Mo na fragilização dos aços com Cr de 4 a 6 % em temperaturas médias de 370° e 430°C. Na Fig.5 tem-se exemplo do efeito do Cr e Mo, respectivamente, sobre a resistência à ruptura sob tensão. A Fig.6 mostra o efeito do Cr e Mo na resistência à fluência na temperatura de 537°C.

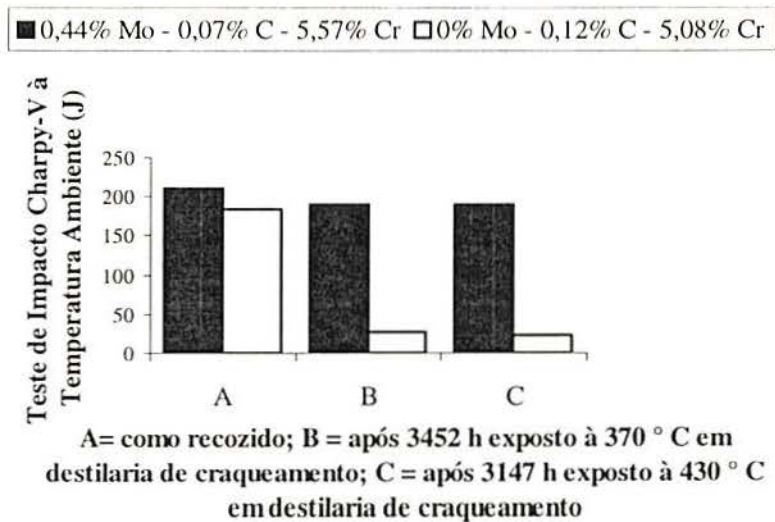


Fig.4 - Efeito do Mo na fragilização do aço com 4-6 % de Cr, retido a temperatura 370° e 430°C

/3/.

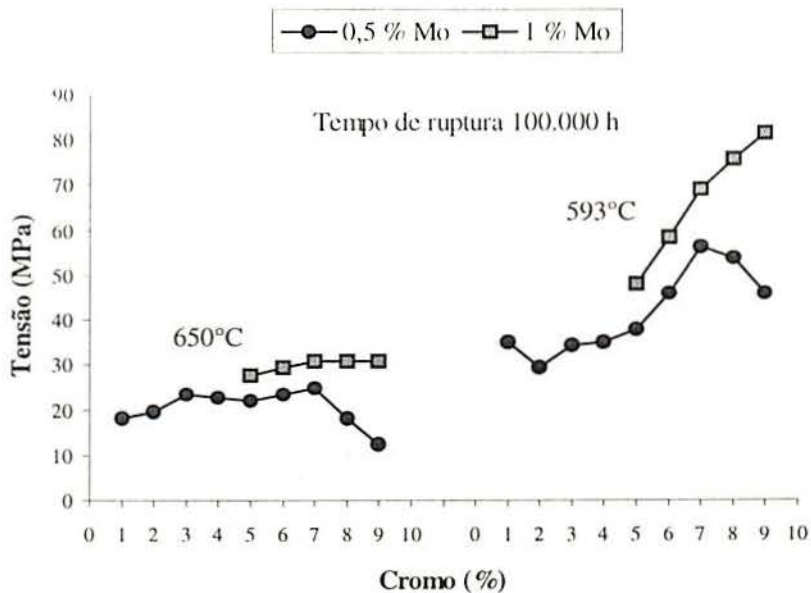


Fig.5 - Efeito do Cr e Mo na resistência à ruptura sob tensão de aços recozidos com 0,15 %C

máx./3/.

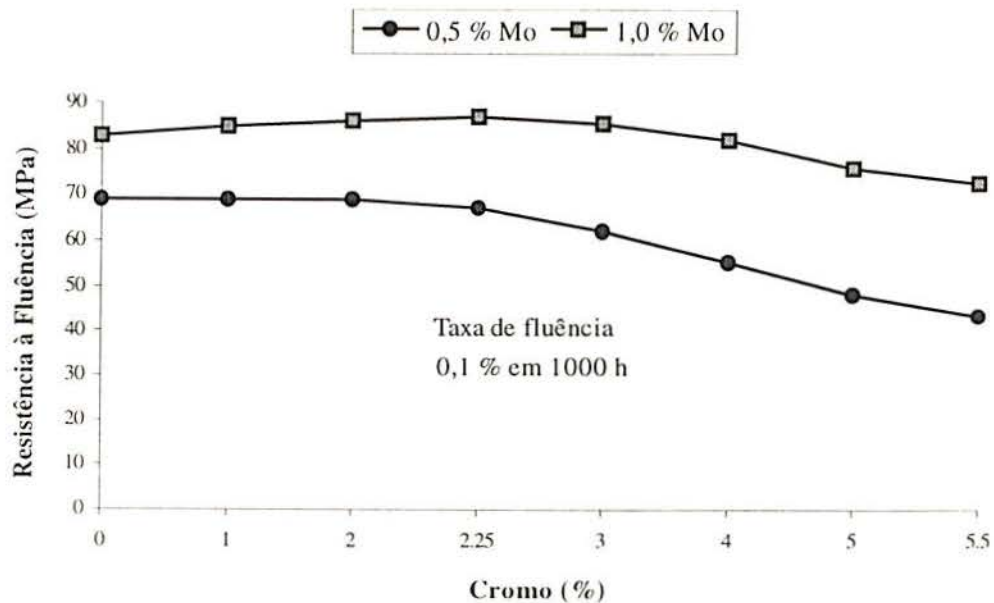


Fig.6 - Efeito do Cr e Mo na resistência à fluência em 537°C dos aços com 0,16 %C máx. e 0,50 %Si máx./3/.

Os aços Cr-Mo são endurecíveis ao ar, e sofrem transformações metalúrgicas em altas e baixas temperaturas. As propriedades mecânicas destes aços dependem da condição de tratamento térmico.

A Tab.3 sumariza as propriedades de tração requeridas pelas especificações ASTM, de acordo com a forma do produto.

Tab.3 - Propriedades de Tração Requeridas para os Produtos Manufaturados de Aços Cr-Mo, segundo as Especificações ASTM /1/.

Forma de produto	Lim.Resist. à Tração (MPa)	Limite de Escoamento (MPa)	Elongação (%)	Redução de Área (%)
Forjados	414 - 620	207 - 448	20 - 22	45 - 50
Fundidos	483 - 620	276 - 414	18 - 20	35 ^b
Canos	414 ^a	207 ^a	30 ^a	-
Tubos	414 - 620	207 - 414	18 - 20	35 ^b
Chapas	414 - 793	207 - 689	13 - 18	40 ^b

a - mínimo;

b - mínimo, mas não pode ser aplicado a todos graus.

A Fig.7 mostra o limite de resistência à tração e o limite de escoamento de vários aços contendo menos do que 10% de elementos de liga, na temperatura ambiente e a temperatura elevada em um tempo pequeno /2/.

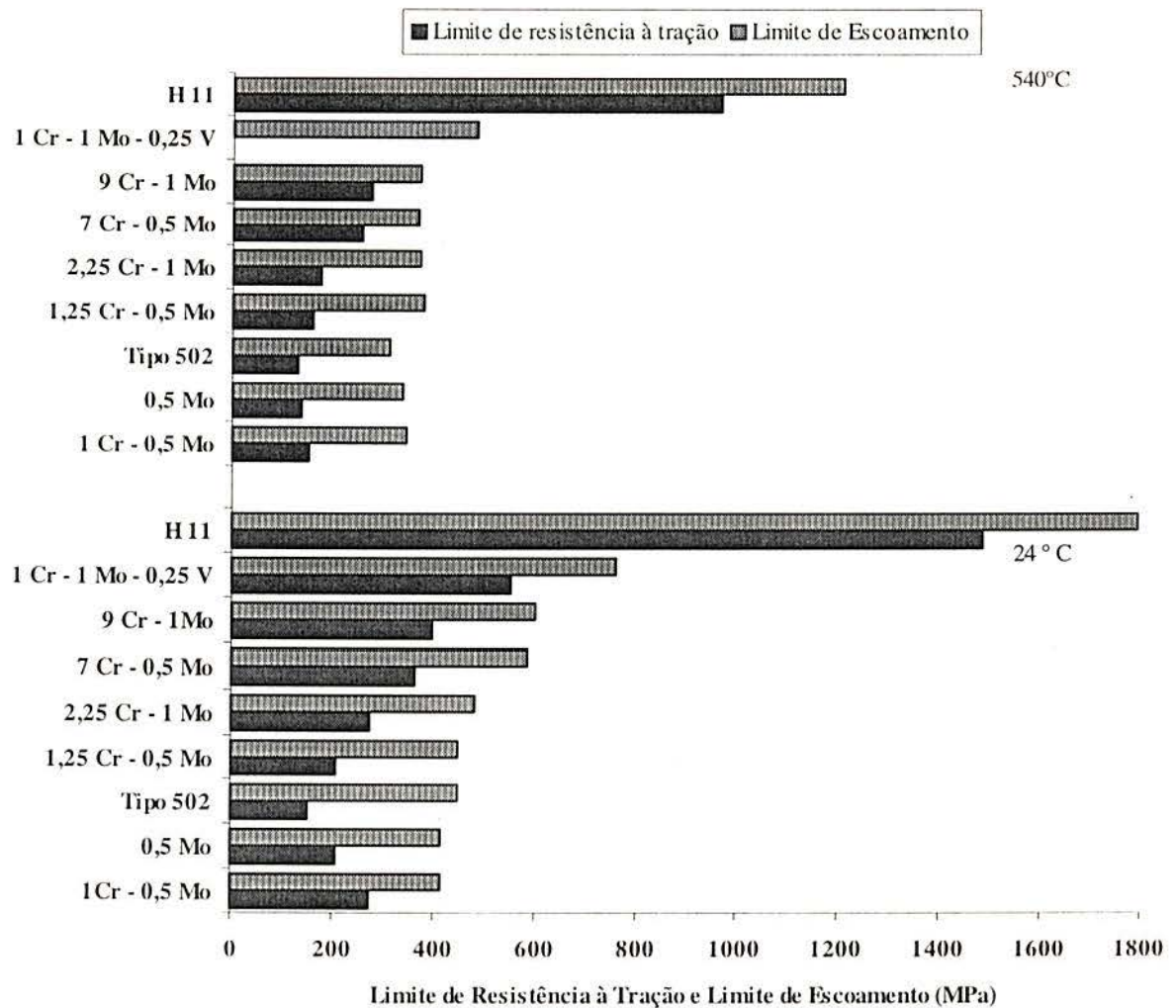


Fig.7 - Limite de resistência à tração e limite de escoamento a temperatura ambiente e a temperatura elevada, de aços contendo menos que 10 % de elementos de liga. Os aços 1Cr-0,5Mo, 0,5%Mo, tipo 502 e o 2,25Cr-1Mo foram recozidos a 843°C. O aço 1,25Cr-0,5Mo foi recozido a 815°C. Os aços 7Cr-0,5Mo e 9Cr-1Mo foram recozidos a 900°C. O aço 1Cr-1Mo-0,25V foi normalizado a 955°C e revenido a 650°C. O aço H11, foi temperado a 1010°C e revenido a 565°C /2/.

Devido a sua temperabilidade, estes aços podem requerer um tratamento térmico suplementar para restabelecer a tenacidade, ductilidade ou outras propriedades mecânicas

desejadas após serem aquecidos acima de suas temperaturas de transformação, como na soldagem ou conformação à quente /1/.

A ductilidade e tenacidade, em aplicações a temperaturas elevadas, mudam com a temperatura e com o tempo nesta temperatura. Estas mudanças podem ser benéficas, mas na maioria das vezes são prejudiciais /2/.

2.4 - Fatores que Afetam as Propriedades Mecânicas dos Aços Cr-Mo

As propriedades mecânicas podem ser afetadas por vários fatores, os quais dependem das condições de serviço em que se encontra o aço. Entre estes fatores, pode-se destacar os seguintes/2/:

* **Efeitos dos Mecanismos de Reforços à Resistência Mecânica** - a resistência à fluência dos aços Cr-Mo é afetada por estes mecanismos, mais conhecidos como: endurecimento por solução-sólida e endurecimento por precipitação. Ambos os mecanismos são instáveis a temperaturas elevadas, facilitando a ocorrência da fluência.

* **Efeitos da Microestrutura** - as propriedades mecânicas de um aço são fortemente dependentes da microestrutura. No caso dos aços Cr-Mo, a bainita revenida é a microestrutura que reúne as melhores propriedades de resistência à fluência, tenacidade e resistência mecânica. Contudo, este tipo de microestrutura favorece os mecanismos de reforços citados acima.

* **Efeitos do Tratamento Térmico** - a Fig.8 mostra o efeito geral de 3 tratamentos térmicos na resistência à ruptura por fluência de um aço 2,25Cr-1Mo. Nos aços Cr-Mo, o revenido contribue significativamente para melhorar a resistência à fluência, diminuindo os efeitos do endurecimento por solução-sólida e por precipitação.

* **Efeitos da Composição Química** - as propriedades mecânicas dos aços são determinadas principalmente pela composição e pelo tratamento térmico. Os efeitos dos elementos, são os seguintes :

- **Carbono** - aumenta a resistência e temperabilidade do aço à temperatura ambiente, mas diminui a soldabilidade e tenacidade. Em aços Cr-Mo o carbono é limitado em 0,15%, pois em temperaturas acima de 540°C ocorre a esferoidização dos carbonetos.

- **Manganês** - aumenta significativamente a temperabilidade dos aços, previne a fragilização à quente, mas contribui para trincas de reaquecimento.

- **Fósforo e Enxofre** - são elementos indesejáveis, pois reduzem a ductilidade e tenacidade dos aços à temperaturas elevadas. A perda da ductilidade é observada na vida da ruptura por tensão e por fadiga térmica.

- **Silício** - aumenta a resistência dos aços à temperaturas elevadas, mas coopera nas trincas de reaquecimento.

- **Cromo** - aumenta a resistência à corrosão, a temperabilidade dos aços e impede a grafitização.

- **Molibdênio** - elemento essencial para aumentar a resistência à fluência dos aços. Em conjunto com o cromo aumenta a ductilidade. O Mo é um estabilizador de carbonetos, previne a grafitização e minimiza as trincas de reaquecimento.

- **Nióbio e Vanádio** - são elementos que aumentam as propriedades de resistência dos aços. O vanádio retarda o crescimento dos carbonetos na temperatura de serviço. O Nb e V aumentam a resistência ao ataque do hidrogênio, porém promovem trincas de solidificação ou de reaquecimento.

- **Boro** - aumenta a temperabilidade, além disso, pode causar fragilização à quente e pode prejudicar a tenacidade.

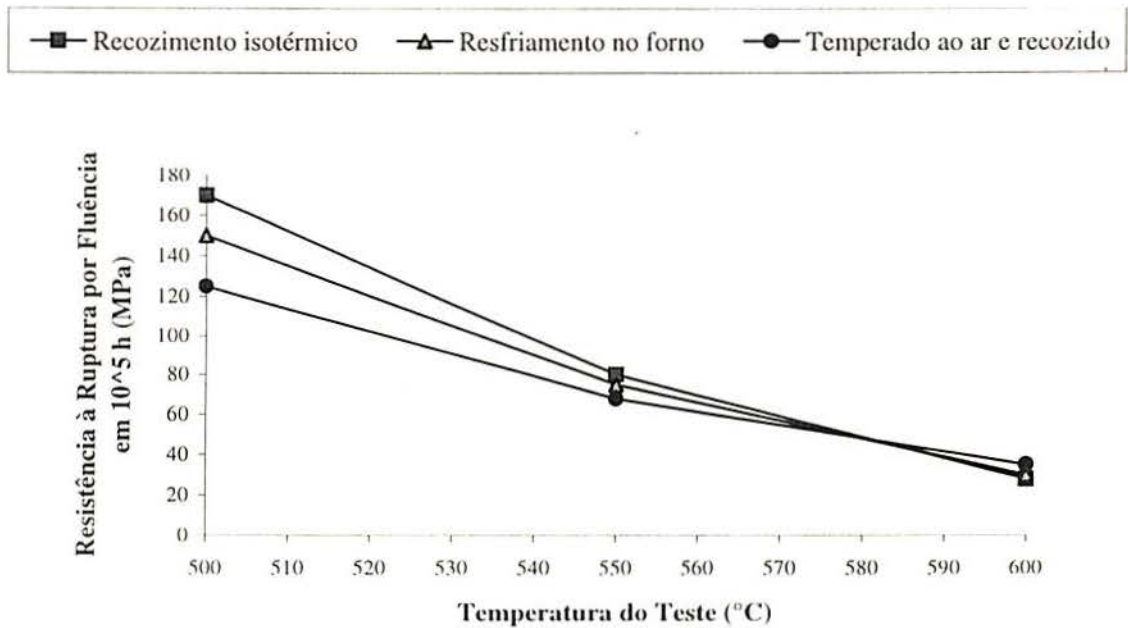


Fig.8 - Influência de tratamentos térmicos na resistência à ruptura por fluência em 10^5 h de um aço 2,25Cr-1Mo [2].

* **Esferoidização** - é uma mudança microestrutural, onde há esferoidização dos carbonetos ao longo do tempo em temperaturas de aproximadamente 500°C . A microestrutura com carbonetos esferoidizados é mais estável, porém essa reduz a resistência mecânica e aumenta a ductilidade.

* **Grafitização** - ocorre em aços carbono ou baixa liga sujeitos a temperaturas moderadas (450°C) por longos períodos de tempo. A grafitização é devido a decomposição da perlita (ferrita+cementita), na forma de ferrita e nódulos de grafita randomicamente dispersadas. Essa mudança microestrutural diminui a resistência mecânica do aço.

* **Descarbonetação** - é a perda do carbono pela superfície do aço, decorrente do aquecimento desse em um meio que reaja com o carbono (por ex., hidrogênio). O efeito principal da descarbonetação é a redução na resistência à fadiga.

* **Fragilização de Revenido** - é uma fragilização que resulta quando o aço é mantido ou resfriado lentamente no intervalo de temperatura de 350° - 600°C . Essa fragilização ocorre

quando impurezas como arsênio, antimônio, estanho e fósforo estão presentes, afetando consideravelmente a tenacidade dos aços. Esse problema pode ser reversível, quando o aço for aquecido acima de 600°C e resfriado rapidamente. Geralmente o micromecanismo de fratura é granular, seguindo os contornos de grão austeníticos prévios /4/.

* **Fragilização por Fluência** - ocorre na mesma faixa de temperatura da fragilização de revenido, porém não é reversível com o tratamento térmico. Esse tipo de fragilização depende das reações do revenido sobre os grãos e da presença de uma zona de carbonetos nos contornos de grãos da austenita que anteriormente existia. O desenvolvimento da fragilização é associado com a transição da fratura transgranular para intergranular. As impurezas também contribuem para a ocorrência dessa fragilização.

* **Ataque por Hidrogênio** - o hidrogênio reage com o carbono do aço formando o gás metano. Esse ataque ocorre com mais intensidade em temperaturas elevadas. Com a diminuição do conteúdo de carbono, ocorre uma deterioração na resistência mecânica do aço, tornando-o susceptível à trincas e fissuras. Essa forma de fragilização acontece quando o teor de hidrogênio está acima do teor crítico e sem que o mesmo possa difundir para fora do material após o resfriamento a temperatura ambiente /5/.

2.5 - Tratamentos Térmicos Aplicados aos Aços Cr-Mo

Os tipos de tratamentos térmicos normalmente aplicados aos aços Cr-Mo são os mesmos daqueles utilizados a outros aços endurecíveis, ou seja, recozimento; normalização e revenido; têmpera e revenido, ou somente revenido.

Estes tratamentos são usados para obter tamanho de grão desejado, ou propriedades mecânicas requeridas para dada aplicação.

O recozimento é feito pelo aquecimento do aço numa temperatura no intervalo de 850°C a 910°C e retido nesta temperatura por 1h por 25,4 mm de espessura. Após, resfriado até 540°C a uma taxa máxima de 10°C/h , seguido pelo resfriamento no forno ou ar até temperatura ambiente. Este tratamento produz um aço de baixa dureza e com estrutura ferrítica.

Os tratamentos de normalização e têmpera requerem aquecimento do aço a uma temperatura no intervalo de 850° a 910°C por 1h por 25,4 mm de espessura. Na normalização faz-se um resfriamento em ar calmo, enquanto que a têmpera requer um resfriamento rápido, em imersão ou aerossol de água. Estes tratamentos endurecem o aço e geralmente o mesmo é revenido após o endurecimento.

O revenido é feito a uma temperatura abaixo da temperatura crítica , aproximadamente 760°C, por um tempo apropriado, com o resfriamento em ar calmo ou no forno /1/.

2.6 - Soldabilidade

A American Welding Society (AWS) define soldabilidade como a capacidade de um metal ou a combinação de metais serem soldados sob certas condições impostas de fabricação, dentro de uma especificação, com adequada estrutura e satisfatória performance no serviço pretendido /6/.

Para se obter uma estrutura soldada adequada às condições de serviço específica, os seguintes fatores devem ser observados /7/:

- o projeto da estrutura, incluindo as juntas soldadas;
- as propriedades e características do material base;
- as propriedades e características do metal de solda e da zona afetada pelo calor

(ZAC).

A soldabilidade, assim como os efeitos do calor e da diluição, variam consideravelmente com o processo de soldagem utilizado e composição química do metal.

Um dos componentes da soldabilidade de aços baixo carbono e baixa liga, pode ser expresso pela equação (empírica) do carbono equivalente (CE). O International Institute of Welding (IIW) desenvolveu a seguinte equação para o CE /8/ :

$$CE = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Ni}{15} + \frac{Cu}{15} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{5} + \frac{V}{5}$$

onde as concentrações dos elementos de liga são dadas em porcentagem de massa. Pela equação, nota-se que o carbono é o elemento que mais afeta o carbono equivalente.

O CE foi desenvolvido para estimar a susceptibilidade à trincas a frio de um aço durante a soldagem e para determinar se o aço necessita de tratamento térmico de pré e/ou pós-soldagem para evitar essas trincas. Os aços com baixo CE geralmente exibem boa soldabilidade.

Quando o CE de um aço é menor que 0,45%, a trinca na solda e na ZAC é improvável e não é necessário tratamento térmico. Com o CE entre 0,45-0,60%, é provável que ocorram trincas e recomenda-se um pré-aquecimento no intervalo de 95°- 400°C e quando o CE for maior que 0,60% existe grande probabilidade de trincas, requerendo geralmente tratamentos térmicos de pré e pós-aquecimento /8/.

Por outro lado, Ito & Bessyo /9/ desenvolveram uma fórmula, baseada em resultados obtidos em testes de susceptibilidade à trincas no metal de solda com constrição em aços de alta resistência mecânica, conhecida como “parâmetro de susceptibilidade à trincas (Pc)”, como segue:

$$Pc = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5.B + \frac{T}{600} + \frac{H_2}{60}$$

onde: T = espessura da chapa (mm).

H₂ = teor de hidrogênio difusível (ml/100g).

C, Si, Mn, Cu, Ni, Cr, Mo, V, B = % em massa.

Este parâmetro (Pc) é aplicado para o seguinte intervalo de composição química:

C: 0,07 - 0,22%	Si: 0 - 0,60%	Mn: 0,40 - 1,40%
Cu: 0 - 0,50%	Ni: 0 - 1,20%	Cr: 0 - 1,20%
Mo: 0 - 0,70%	V: 0 - 0,12%	B: 0 - 0,005%
T: 19 - 50 mm	H ₂ : 1 - 5 ml/100g	

Os aços baixa liga, como os aços Cr-Mo, possuem como característica de endurecer quando temperados na temperatura de austenitização e são sensíveis as trincas induzidas pelo hidrogênio e de têmpera. Portanto, deve-se ter cuidado com os procedimentos de soldagem, afim de evitar estes inconvenientes.

O pré-aquecimento e consumíveis apropriados devem ser usados para evitar estas trincas. Ito & Bessyo /9/ elaboraram uma relação entre o parâmetro de trincas e a temperatura de pré-aquecimento com a finalidade de prevenir trincas no metal de solda. Esta relação é dada pela seguinte equação:

$$TP = 1440 \cdot Pc - 392$$

onde: TP = temperatura de pré-aquecimento (°C)

Normalmente faz-se um tratamento térmico pós-soldagem para melhorar a tenacidade e outras propriedades mecânicas do metal de solda e da ZAC /1,10/.

2.7 - Metal de Adição

O metal de adição (consumível) geralmente deve ter a mesma composição nominal do metal base. Na Tab.4, são sugeridos alguns consumíveis para soldagem a arco para os aços Cr-Mo.

O consumível indicado para um tipo de aço, também pode ser utilizado para a soldagem de outros tipos de aços. Por exemplo, o metal de adição do 2,25Cr-1Mo pode ser usado para os aços 1,25Cr-0,5Mo, 2Cr-0,5Mo, 2,25Cr-1Mo e 3Cr-1Mo, desde que a junta soldada tenha as propriedades requeridas satisfeitas.

Os eletrodos revestidos para soldagem dos aços Cr-Mo são geralmente básicos e de baixo hidrogênio. Deve-se seguir rigorosamente os procedimentos de armazenagem e manuseio destes eletrodos afim de evitar umidade no revestimento.

Por outro lado, em pequenos reparos de soldagem em aços Cr-Mo, são frequentemente empregados eletrodos de aço inoxidável austeníticos do tipo AWS E309 e E310 //.

Tab.4 - Consumíveis Sugeridos para Soldagem dos Aços Cr-Mo //.

Tipo	Eletrodo Revestido	Arame para TIG/MIG	Arame .Tubular	Fluxo e Arame/ Arco Submerso
0,5Cr-0,5Mo	E 80XX-B1	ER 80X-B2L	E 81T1-B1	F8XX-EXXX-1/4
1Cr-0,5Mo	E 80XX-B2	ER 80X-B2	E 8XTX-B2	F8XX-EXXX-B2
1,25Cr-0,5Mo	ou B2L	ou B2L	ou B2X	ou B2H
2Cr-0,5Mo	E 90XX-B3	ER 90X-B3	E 9XTX-B3	F9XX-EXXX-B3
2,25Cr-1Mo	ou B3L	ou B3L	ou B3X	ou B4
3Cr-1Mo	E 90XX-B3 E 502-XX	ER 90X-B3 ER 502	E9XTXS-B3 E502T-1ou2	F9XX-EXXX-B3
5Cr-1Mo	E 502-XX	ER 502	E502T-1ou2	F9XX-EXXX-B6 ou B6H
7Cr-0,5Mo	E 7Cr-XX	ER 502 ER 505	E502T-1ou2 E505T-1ou2	
9Cr-1Mo	E 505-XX	ER 505	E505T-1ou2	

2.8 - Processos de Soldagem

Os aços Cr-Mo podem ser soldados por diversos processos, dependendo da aplicação e das condições de soldagem. Entre os principais processos de soldagem, pode-se citar /1/:

*** Soldagem ao Arco Elétrico :**

- Soldagem com eletrodo revestido;
- TIG;
- MIG/MAG;
- Soldagem com arco submerso;
- Soldagem com plasma.

*** Eletroescória**

*** Feixe de Elétrons**

*** Feixe de Laser**

*** Soldagem por Resistência**

*** Soldagem por Fricção**

*** Soldagem por Brasagem**

Por ser o processo mais empregado, a seguir descreve-se o processo de soldagem com eletrodo revestido.

2.9 - Processo de Soldagem ao Arco Elétrico com Eletrodo Revestido

A soldagem com eletrodos revestidos é definida como um processo de soldagem com arco elétrico, onde a união é produzida pelo calor do arco criado entre um eletrodo revestido e a peça a soldar /11/, conforme ilustrado na Fig.9.

Os eletrodos revestidos podem operar com corrente contínua ou alternada, dependendo do tipo de revestimento. Em corrente contínua, tanto o eletrodo negativo como o eletrodo positivo podem ser utilizados.

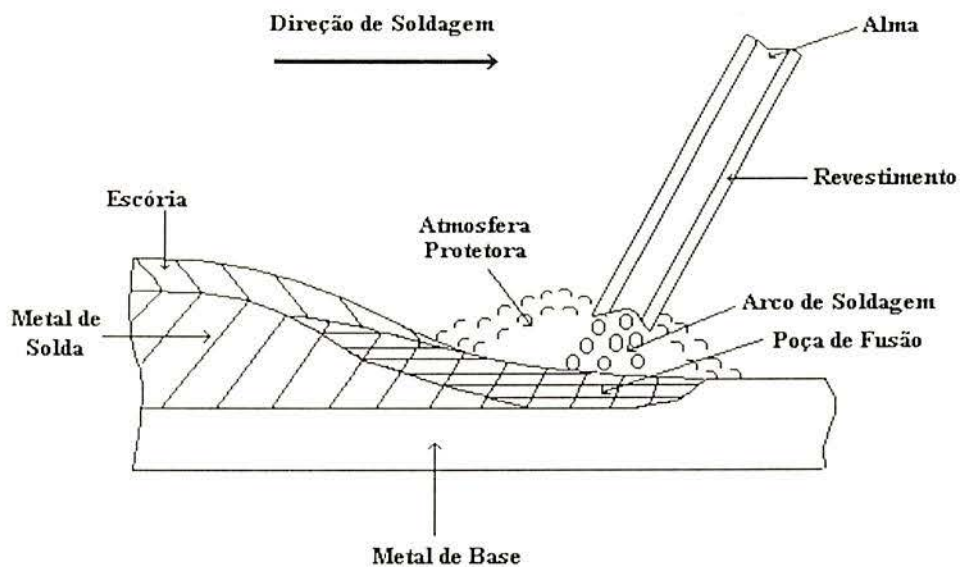


Fig.9 - Esquema básico do processo de soldagem com eletrodo revestido [7].

2.9.1 - Equipamento Para a Soldagem com Eletrodo Revestido

O equipamento básico para soldagem dos aços Cr-Mo com eletrodo revestido (Fig.10), consiste em :

- fonte de energia;
- porta eletrodo para a fixação dos eletrodos;
- cabos de interligação;
- alicate para a ligação à peça;
- equipamento de proteção individual;
- equipamento para limpeza da solda.

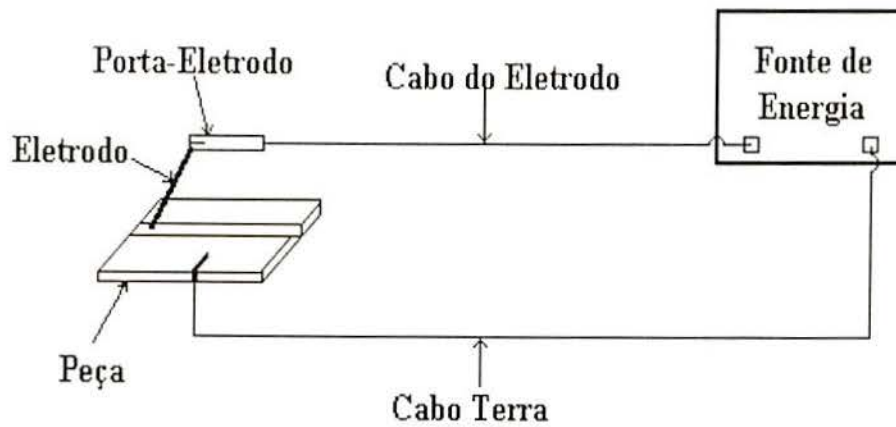


Fig.10 - Equipamento básico do processo de soldagem com eletrodo revestido.

2.9.2 - Fontes de Energia

Entre as fontes de energia para soldagem com este processo, pode-se utilizar o transformador para corrente alternada e fontes geradoras ou transformadoras-retificadoras para corrente contínua.

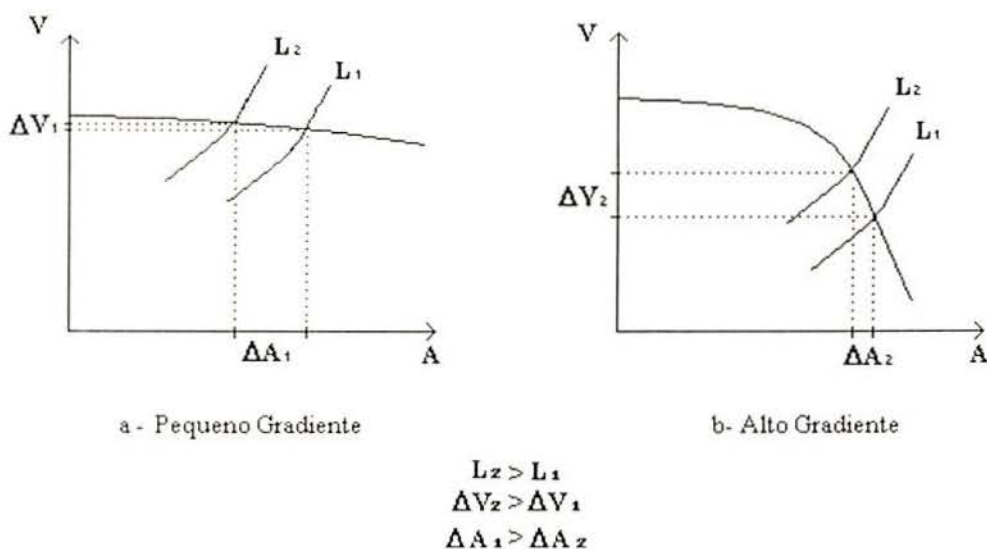
As fontes retificadoras tendem a ser as preferidas, em virtude de sua operação silenciosa, de baixo custo de operação e reduzida manutenção [11].

As curvas características estáticas das fontes mais utilizadas são; de tensão constante e de corrente constante.

A curva característica de tensão constante (ou plana), como mostrado na Fig.11 (a), tem grandes alterações de corrente, o que deveria favorecer a reabertura do arco, mas no entanto, não são normalmente utilizadas, pois as variações em penetração e modo de transferência do metal associadas às variações em comprimento de arco encontradas seriam excessivas. Esse tipo de curva característica é principalmente utilizada em processos nos quais o eletrodo (arame) é

continuamente alimentado, tais como em MIG, arco submerso e arame tubular - porque mantém o comprimento do arco constante /12/.

Devido ao fato da soldagem com eletrodo revestido ser, geralmente, realizada manualmente, o soldador não consegue manter um preciso controle sobre o comprimento do arco. Para que não ocorra excessiva alteração na corrente de soldagem, a curva estática da fonte deve ser do tipo corrente constante (ou tombante) /12/, conforme mostrado na Fig.11 (b).



ΔV = variação da tensão de arco
 ΔA = variação da corrente de soldagem
 L_1, L_2 = comprimento de arco

Fig.11 - Comparação do efeito do gradiente da curva característica da fonte /11/.

2.10 - Eletrodos Revestidos

Os eletrodos revestidos são normalmente obtidos através de extrusão, sob pressão, de um revestimento sobre a alma. Após a extrusão, segue-se uma sequência de operações de

secagem até o empacotamento final. O diagrama abaixo mostra um esquema de produção dos eletrodos.

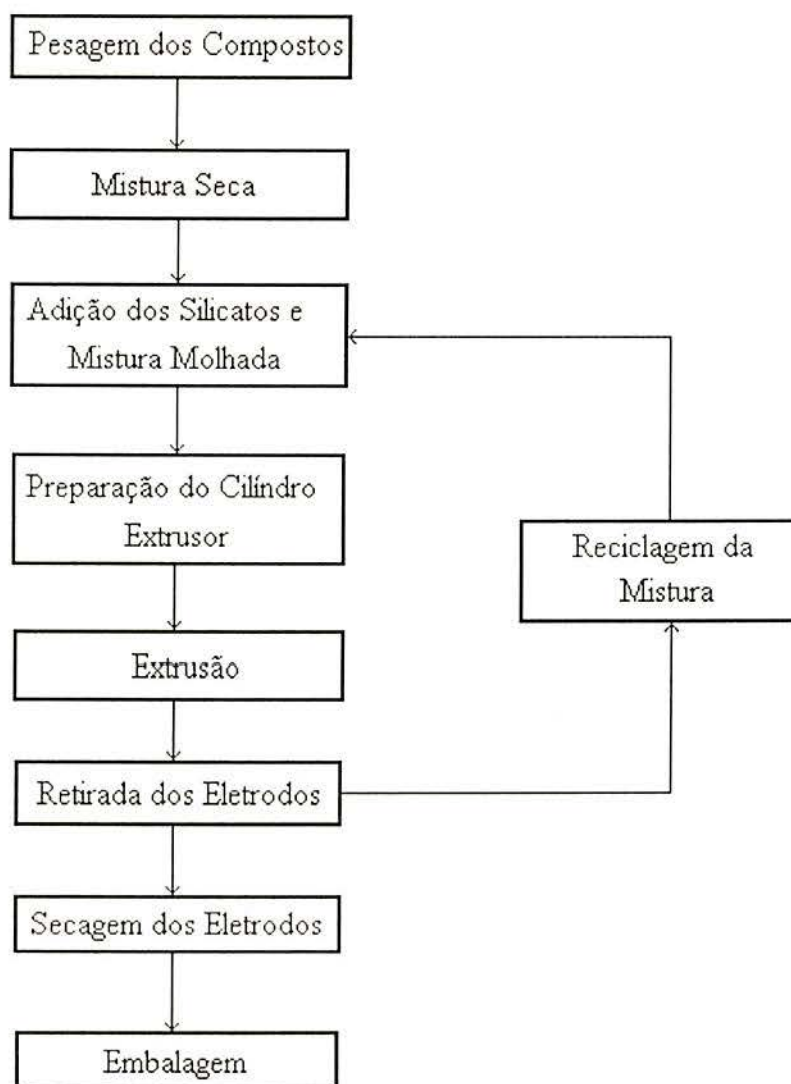


Fig.12 - Diagrama do processo de produção de eletrodos revestidos /8/.

2.10.1 - Tipos de Eletrodos Revestidos

Os principais revestimentos dos eletrodos revestidos dividem-se em 3 grupos /13/, conforme segue abaixo :

* **Eletrodos Celulósicos** - neste tipo de eletrodo o revestimento possui mais de 20 % de materiais celulósicos. Por possuir alto teor de materiais celulósicos, o revestimento contém elevado nível de hidrogênio. Esses eletrodos apresentam como principais características, elevada penetração, baixa taxa de deposição e boa resistência mecânica do metal de solda.

* **Eletrodos Rutilicos** - o revestimento destes eletrodos possui mais de 20 % de dióxido de titânio (rutilo). Os mesmos têm como características: alta estabilidade do arco, poucos respingos, bom aspecto superficial do cordão e boas propriedades mecânicas do metal de solda.

* **Eletrodos Básicos** - o revestimento deste grupo de eletrodos é baseado no carbonato de cálcio, os quais tem como características principais, fornecer depósitos com baixos teores de hidrogênio e inclusões. A escória é básica, permitindo uma boa redução de banho e eliminação de materiais não-metálicos (óxidos, sulfetos, etc.). Em consequência disto, as propriedades mecânicas e a resistência a trincas de solidificação e à frio são melhores que aquelas garantidas pelos outros grupos de eletrodos.

Os eletrodos básicos são altamente higroscópicos, portanto requerem um cuidado maior na ressecagem e armazenagem, afim de evitar a ação prejudicial do hidrogênio no metal de solda.

2.10.2 - Funções do Revestimento

O revestimento do eletrodo tem inúmeras funções, mas as principais que podem ser destacadas são /13/ :

- proteger a poça de fusão da atmosfera ambiente;
- desoxidar o metal de solda;

- proporcionar estabilidade ao arco;
- remover as impurezas do metal de solda (S, P, Sn, etc.) através da escória;
- formar escória protetora ao metal de solda;
- adicionar elementos de liga.

2.10.3 - Funções dos Compostos do Revestimento

Os compostos que constituem um revestimento, podem ser divididos em 7 (sete) categorias /13/, assim mencionadas:

* **1ª Categoria** = - *Proteger a poça de fusão da atmosfera ambiente* : carbonato de cálcio, carbonato de potássio, carbonato de manganês, fluorita, carboxi-metil-celulose (CMC).

- *Formar escória*: carbonato de cálcio, carbonato de manganês, dióxido de titânio, sílica, silicato de potássio, silicato de sódio, talco, argila, dióxido de manganês e óxido de ferro.

* **2ª Categoria** = - *Agentes fluxantes (redutores de impurezas do metal de solda)*: carbonato de cálcio, carbonato de manganês, óxido de cálcio, fluorita, dióxido de titânio, sílica, talco e óxido de ferro.

* **3ª Categoria** = - *Iniciadores e estabilizadores do arco*: pós metálicos, níquel, pó de ferro, silicato de potássio, silicato de sódio, feldspato, argila e talco.

* **4ª Categoria** = - *Agentes desoxidantes*: Ferro-silício, ferro-manganês, ferro-titânio, ferro-boro, pó de ferro, etc.

* **5ª Categoria** = - *Propriedades físicas do revestimento, como o perfil do cordão, destacabilidade da escória, fusão e solidificação, fluidez do fundido* : óxido de magnésio, óxido de manganês, óxido de ferro, dióxido de titânio, alumina, sílica e fluorita.

* **6ª Categoria** = - *Controle da composição química e aumento da taxa de deposição:* ferro-ligas, pó de ferro e níquel.

* **7ª Categoria** = - *Ligantes e para aumentar a resistência do revestimento:* mica, ligantes orgânicos, etc.

3 - Influência do Pré-Aquecimento e Pós-Aquecimento na Soldagem dos Aços Cr-Mo.

Na soldagem dos aços baixa liga, a microestrutura final da solda é determinada, principalmente, pela taxa de resfriamento desde a temperatura de pico. Devido ao teor de liga destes aços ser baixo, a maioria das propriedades físicas não são afetadas. Portanto, o gradiente de temperatura e o aporte de calor tornam-se importantes parâmetros na evolução da microestrutura do metal de solda.

Com uma taxa de resfriamento baixa, diminui-se a tensão de contração, prevenindo o excesso de dureza permitindo, ainda, um tempo suficiente para a difusão do hidrogênio.

A taxa de resfriamento (TR) é uma função da diferença na temperatura, ΔT , e da condutividade térmica do material, K. Esta taxa pode ser expressa para espessura de chapas soldadas finas e grossas, respectivamente, como /8/:

$$TR \propto K \Delta T^3$$

$$TR \propto K \Delta T^2$$

Através do pré-aquecimento, a temperatura inicial da chapa aumenta, diminuindo a taxa de resfriamento e, conseqüentemente, a quantidade de fases com elevada dureza, como a martensita e bainita, na microestrutura da solda /7,8/.

O pré-aquecimento é requerido na maioria dos casos para evitar o endurecimento e as trincas, principalmente as trincas induzidas pelo hidrogênio, sem que haja mudanças nas propriedades da microestrutura do metal de solda /1,7/. Na Tab.5 a seguir, a AWS sugere as temperaturas mínimas de pré-aquecimento e interpasses para várias espessuras de aços Cr-Mo /1/.

Tab.5 - Temperaturas Mínimas de Pré-Aquecimento Recomendadas para Soldagem dos Aços Cr-Mo com Eletrodos Revestidos Baixo Hidrogênio /1/.

Aço/Espessura (mm)	até 12,7	12,7 a 25,4	acima de 25,4
0,5 Cr- 0,5 Mo			
1 Cr - 0,5 Mo	38°C	93°C	150°C
1,25 Cr- 0,5 Mo			
2 Cr - 0,5 Mo			
2,25 Cr - 1 Mo	65°C	93°C	150°C
3 Cr - 1 Mo	120°C	150°C	205°C
5 Cr - 0,5 Mo			
7 Cr - 0,5 Mo	205°C	205°C	260°C
9 Cr - 1 Mo			

Em alguns casos a temperatura de pré-aquecimento é aumentada, quando, por exemplo, a % C do aço exceder a 0,15 % ou quando há suspeita de trincas induzidas por hidrogênio /1/. Este aumento de temperatura deve influenciar na taxa de resfriamento da ZAC e metal de solda, alterando a microestrutura e suas propriedades /7/.

O pós-aquecimento produz efeitos mecânicos e metalúrgicos nos aços, que irão variar amplamente com a sua composição química; seu histórico térmico e mecânicos anteriores, incluindo a soldagem; a temperatura e duração do pós-aquecimento e as taxas de aquecimento e resfriamento associadas ao pós-aquecimento /7/.

O processo de pós-aquecimento usualmente inclui um dos três tratamentos térmicos que podem influenciar as propriedades mecânicas da solda /7/, os quais são :

- Tratamento pós-soldagem em um intervalo de temperatura baixa, entre 150°- 200°C, cuja função principal é difundir o hidrogênio do metal de solda para evitar trincas.

- Tratamento pós-soldagem de recozimento ou normalização e revenido, cujo procedimento é semelhante ao citado no item 2.5 o qual, tem como finalidade refinar o tamanho de grão do metal de solda e da ZAC e assim melhorar a tenacidade /1/.

- Tratamento pós-soldagem de alívio de tensões, é utilizado para reduzir as tensões de soldagem melhorando a resistência à fratura e para aumentar a ductilidade e tenacidade do metal de solda e da ZAC. A temperatura de alívio de tensões não deve exceder a temperatura de revenido. No caso dos aços Cr-Mo, esta temperatura oscila no intervalo de 620° à 720°C /1,7/.

As soldas com aço Cr-Mo com alta temperabilidade (alto %Cr) devem sofrer um tratamento térmico pós-soldagem, independente das suas dimensões.

Como os tratamentos de pré e pós-soldagem são complexos, deve-se ter o máximo de cuidado na execução dos mesmos.

4 - Classificação das Descontinuidades na Solda

Pode-se definir descontinuidade como uma interrupção das estruturas típicas de uma peça, no que se refere à homogeneidade de suas características físicas, mecânicas ou metalúrgicas /10/.

As descontinuidades podem ser classificadas de acordo com sua natureza, em três tipos /14/.

Devido ao processo e/ou procedimento de soldagem (mordeduras, falta de fusão, falta de penetração, etc.);

De ordem metalúrgica (trincas, porosidade, alterações da microestrutura do metal de solda e da ZAC, etc.);

Devido ao projeto (mudanças na espessura, presença de concentradores de tensões, etc.)

5 - Constituintes Microestruturais do Metal de Solda

A microestrutura do metal de solda ferrítico é determinada principalmente pela composição química e histórico térmico /15/, e também pelo tamanho de grão austenítico e teor de inclusões /16/.

A composição química do metal de solda é determinada pela composição do consumível, do metal de solda e pelo grau de diluição. O histórico térmico de uma solda é caracterizado por seu rápido aquecimento e resfriamento. O resfriamento é muito importante para a microestrutura resultante e depende de diversos fatores, como por exemplo, corrente e tensão de soldagem, velocidade de soldagem, propriedades dos consumíveis, pré-aquecimento e geometria da junta /15/.

Segundo o estudo feito por Hoekstra et alii /15/, o metal de solda apresenta três microestruturas distintas, divididas em :

* **Microestrutura primária** : é uma microestrutura desenvolvida durante a solidificação e geralmente resulta em uma estrutura bruta de fusão, exibindo grãos colunares. A direção de crescimento desses grãos é paralela a direção do gradiente de temperatura.

* **Microestrutura secundária** : esta microestrutura desenvolve-se no resfriamento durante a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$. A microestrutura formada, depende da taxa de resfriamento e da composição química. Neste trabalho, Hoekstra et alii utilizaram a nomenclatura proposta por Abson e Dolby, sendo os constituintes mais importantes a ferrita de contorno de grão, ferrita de placas laterais e ferrita acicular.

* **Microestrutura terciária** : é uma estrutura presente na transformação em depósitos multi-passes, onde cada cordão revine o anterior. Conseqüentemente, a microestrutura secundária será parcialmente aquecida até a região γ , transformando-a em uma microestrutura de grãos equiaxiais, dividida em regiões de grãos finos e grãos grosseiros.

Harrison e Farrar /16/ utilizaram diagramas de transformação com resfriamento contínuo (CCT) para estudar o balanço microestrutural em metais de solda de C-Mn e C-Mn-Ni. Segundo o estudo destes autores e de outros citados pelos mesmos, o diagrama é um excelente método de estudo nas interações complexas entre os vários fatores que determinam a microestrutura do metal de solda.

Existe uma preocupação muito grande, por parte do International Institute of Welding (IIW), em se adotar uma terminologia única dos constituintes do metal de solda, pois cada pesquisador adota a terminologia que mais lhe convém.

Alé, Jorge e Rebello /17/ realizaram uma extensa revisão bibliográfica sobre o assunto, dando maior enfoque aos constituintes microestruturais de metais de solda ferríticos de aços C-Mn baixa liga. Eles relacionaram os termos utilizados por diversos pesquisadores e sua correlação com a terminologia proposta pelo IIW (ver Tab.6).

Outrossim, Harrison e Farrar /16/ citaram uma correlação feita pelo The Japan Welding Society (ver Tab.7).

Tab.6 - Terminologia dos Constituintes Microestruturais do Metal de Solda dos Aços Baixo Carbono /16/.

Constituinte	IIW	Abson e Dolby	Kenny	Hoekstra	Harrison	Ferrante	Pope	Cochrane	Bhadeshia
Ferrita Pró- Eutetóide	Ferrita Primária	Ferrita de Contorno de Grão Ferrita Poligonal	Ferrita Verdadeira de Contorno de Grão	Ferrita de Contorno de Grão	Ferrita Poligonal	Ferrita Pró- Eutetóide	Ferrita Pró- Eutetóide	Ferrita Alotriomor- -fica	Ferrita Alotriomor- fica
Ferrita Acicular	Ferrita Acicular	Ferrita Acicular	Ferrita Intragranular	Ferrita Acicular	Ferrita Acicular Ferrita Acicular Grosseira	Ferrita Acicular Ferrita Acicular Grosseira	Ferrita Acicular	Ferrita Acicular	Ferrita Acicular
Ferrita de Widmanstā ten Bainita Superior Bainita Inferior Bainita Granular	Ferrita com Segunda Fase Alinhada Ferrita com Segunda Fase Não Alinhada	Ferrita com M-A-C Alinhado	Ferrita de Placas Laterais	Ferrita de Placas Laterais	Ferrita de Placas Laterais Ferrita em Ripas	Ferrita de Widmans- tāten Ferrita em Ripas	Consti- tuinte Lamelar Agregado Ferrita- Carbeto Consti- tuinte Lamelar	Ferrita de Placas Laterais Bainita	Ferrita de Widmanstā ten Bainita Superior
Perlita	Agregado Ferrita- Carbeto	Agregado Ferrita- Carbeto			Perlita		Agregado Ferrita- Carbeto	Perlita	
Martensita	Martensita	Martensita			Martensita			Martensita	Martensita

Tab.7 - Revisão da Terminologia Microestrutural Usada para Metais de Solda de Aços Baixo Carbono e Baixa Liga, pela The Japan Welding Society /16/.

Dube,Aaronson e Cochrane	Widgery	Abson	Outros	Japoneses
Ferrita Alotriomórfica	Ferrita Pró- Eutetóide	Ilhas de Ferrita Ferrita de Contorno de Grão	Ferrita Pró-Eutetóide Ferrita de Contorno de Grão	Ferrita Pró-Eutetóide Ferrita de Contorno de Grão
	Ferrita Poligonal	Ferrita Poligonal	Ferrita Poligonal	
Ferrita de Placas Laterais Primárias e Secundárias	Constituintes Lamelares	Ferrita com M-A-C Alinhados Bainita Superior	Ferrita de Placas Laterais Ferrita Tipo Ripas	Ferrita de Placas Laterais Ferrita Tipo Ripas
Ferrita Intragranular	Ferrita Acicular	Ferrita Acicular	Ferrita Acicular Ferrita Tipo Agulhas Ferrita de Grãos Finos	Ferrita Acicular
Ferrita Massiva				Ferrita Granular
Microfases	Agregados de	Constituinte de	Constituinte de	Constituinte de
Perlita	Ferrita-Carbetos	Austenita e Martensita	Austenita e Martensita Ferrita Tipo Ripas	Austenita e Martensita
Martensita em Ripas	Martensita	Martensita	Perlita	Martensita
Bainita Superior			Martensita	Martensita de Alto Carbono
Austenita Retida				Bainita Superior

Segundo a terminologia recomendada pelo IIW, a definição dos constituintes microestruturais é a seguinte /17/:

Ferrita Primária (PF) : pode ocorrer em duas formas distintas, que são:

1- Ferrita de Contorno de Grão (PF(G)): são veios de ferrita associados aos contornos de grão austeníticos, de fácil identificação, devido ao seu aspecto claro e liso, e de forma alongada.

2- Ferrita Poligonal Intragranular (PF(I)): são grãos de ferrita, normalmente poligonais, no interior dos grãos austeníticos prévios, e que possuem

aproximadamente três vezes o tamanho médio das ripas da ferrita acicular ou ferrita com segunda fase circundantes.

Ferrita com Segunda Fase (FS) : pode ocorrer de duas formas distintas.

1- Ferrita com Segunda Fase Alinhada (FS(A)): apresenta duas ou mais ripas de ferrita paralelas.

2- Ferrita com Segunda Fase Não-Alinhada (FS(NA)): ferrita circulando completamente as microfases ou ripas de ferrita acicular.

Agregados de Ferrita-Carbetos (FC): apresenta uma estrutura fina de ferrita e carbeto, incluindo a perlita e ferrita com carbeto interfásicos. Constituinte formado fora dos contornos de grão da austenita.

Ferrita Acicular (AF): é um constituinte intragranular de grão fino, com uma morfologia de emaranhado e grãos se entrecruzando, separados por contornos de alto ângulo e razão de aspecto de 3:1 até 10:1.

Martensita (M): é o constituinte que se forma como produto final de transformação, ocorrendo em soldagens com baixo aporte de calor.

Segundo vários pesquisadores, como Hoekstra et alli /15/, Swensson/18/ e outros, a microestrutura do metal de solda com alto teor de ferrita acicular (acima de 50%), é a que apresenta melhor tenacidade.

6 - Influência da Composição Química no Metal de Solda

Como já pode ser visto, a composição química é um fator de extrema importância nas propriedades do metal de solda. Em conjunto com o histórico térmico, são responsáveis pela forma da microestrutura do metal de solda.

Devido a importância desse fator, salienta-se a seguir a influência dos elementos químicos na microestrutura e propriedades mecânicas do metal de solda.

Em estudo realizado sobre metais de solda de aços C-Mn, Evans /19/ concluiu que o *carbono* promove a ferrita acicular às custas da ferrita poligonal de contorno de grão, refinando também os grãos das regiões reaquecidas. Além disso, com o aumento do teor de carbono aumentaram a dureza, a tensão de escoamento e a tensão limite de resistência à tração linearmente. O teor de carbono é fortemente dependente do teor de manganês, sendo que no trabalho de Evans a melhor relação foi de 0,07-0,09 % de C e 1,4 % de Mn.

Surian et alli /20/ obtiveram conclusões semelhantes a Evans, determinando o teor ótimo de carbono na faixa de 0,07 a 0,10 %.

Segundo o trabalho de Swensson e Grefot /18/, o efeito do carbono é principalmente de limitar o comprimento da ferrita alotriomórfica de grãos grosseiros (ou ferrita primária) formada nos contornos de grãos da austenita anterior e de influenciar a taxa de formação da ferrita de Widmannstätten (ou ferrita com segunda fase alinhada). Durante a transformação da austenita para a ferrita, os átomos de carbono difundem para dentro da austenita remanescente fazendo com que a taxa de crescimento da ferrita alotriomórfica (ferrita primária) seja controlada pela taxa de difusão do carbono na austenita.

Com um alto teor de carbono ocorre uma diminuição na taxa de crescimento da ferrita e desta forma há a dissolução da camada de ferrita nos contornos de grão da austenita anterior.

O aumento do teor de carbono conduz à diminuição da ferrita alotriomórfica e de Widmannstätten, dando condições para aumentar o teor de ferrita acicular.

Segundo Swensson/18/, os átomos de *manganês* não são redistribuídos durante a transformação, porém o aumento do teor de manganês reduz a força na direção de transformação, fazendo com que a ferrita alotriomórfica seja dissolvida. Já Grong, Siewert e

Edwards /21/ concluíram que a função principal do manganês é de restringir o crescimento da ferrita de contorno de grão.

Evans /22/, variou o teor de manganês de 0,6 a 1,8 % em depósitos de solda com aços C-Mn, onde concluiu que com o aumento do teor de manganês ocorre o refino da microestrutura, promovendo a ferrita acicular com a diminuição do conteúdo da ferrita pró-eutetóide (ferrita primária) e dos componentes lamelares. Observou ainda que aumentou o limite de escoamento e de resistência à tração, sendo maior no metal de solda como-soldado do que com alívio de tensões. Nesse trabalho, o teor ótimo de manganês ficou em torno de 1,5 %.

De acordo com Ferrante /23/ e Farias /24/, o manganês tem um efeito pronunciado sobre a temperabilidade e como desoxidante, diminuindo a temperatura de transformação em todas as regiões do diagrama de resfriamento contínuo (CCT).

O *silício* têm uma influência muito complexa, geralmente analisada em conjunto com o manganês. A principal característica do silício é de ser um forte elemento desoxidante /23/.

Evans /25/ estudou o efeito do silício em soldas em aços C-Mn, e viu que esse elemento melhora a soldabilidade, diminuindo a porosidade e o teor de oxigênio. Nessa pesquisa, o autor observou que com o aumento do teor de silício, aumentou pouco o conteúdo de ferrita acicular e que as propriedades do metal de solda dependem do ajuste dos teores de silício e de manganês, tendo como teores ótimos de 1,5 % de manganês e abaixo de 0,5 % de silício.

No estudo do efeito do *romo*, foi observado que este reduz progressivamente a quantidade da ferrita primária, promovendo inicialmente a ferrita acicular e subsequentemente induzindo a uma completa mudança para a ferrita com segunda fase, prejudicando assim a tenacidade do metal de solda em teores acima de 1 % /26/. O cromo tem como efeito positivo, conferir ao metal de solda uma microestrutura homogênea e estável a temperaturas elevadas,

com ótima resistência à oxidação /27/. A dureza e a resistência mecânica aumentam com o aumento do teor de cromo e com o teor de manganês de 1 % /26/.

Os mesmos efeitos do cromo são provocados pelo *molibdênio*, porém esse causa o refinamento dos grãos, o que não ocorre com o cromo, aumenta a quantidade de microfases martensita/austenita (M/A). Em teores acima de 0,5 % o molibdênio é prejudicial a tenacidade do metal de solda /28/.

Oh, Olson & Frost /29/ e Ferrante /30/ estudaram a influência do *boro e titânio* no metal de solda ferrítico. Esses autores concluíram que há uma interdependência muito forte desses dois elementos com o oxigênio e nitrogênio.

Segundo Oh et alli/29/, o titânio tem como papel principal proteger o boro do oxigênio e nitrogênio, formando TiN e TiO, deixando o boro livre para atuar como nucleante da ferrita acicular. Para esses pesquisadores, os teores de titânio e boro que melhores propriedades mecânicas e metalúrgicas deram ao metal de solda, foram respectivamente 0,03 a 0,05 % e 0,004 a 0,005 % . Ferrante /30/, determinou teores de 0,01 a 0,03 % de titânio e 0,001 a 0,004 % de boro para 0,1 % de nitrogênio e 0,025 % de alumínio.

Por outro lado, Evans /31/ pesquisou o efeito do titânio na soldagem multipasses em aços C-Mn, notando que com pequenas adições (0,003%) ocorre uma grande modificação microestrutural, aumentando consideravelmente o conteúdo de ferrita acicular, tanto no metal de solda como-soldado como nas regiões reaquecidas. Nesse estudo, o autor encontrou dois teores ótimos para o titânio, com 0,003 % e aproximadamente 0,02 %.

Já em outro trabalho desse mesmo autor /32/, o teor de titânio que melhor tenacidade apresentou foi com 0,0035 % e 1,4 % de manganês. De outra forma, Kohno et alli /33/, em estudo realizado com fluxos para arco submerso, concluíram que o metal de solda com 0,015 a 0,025 % de titânio obtiveram a melhor tenacidade.

A respeito do *oxigênio*, sabe-se que este é o elemento principal na formação das inclusões, geralmente em combinação com Mn, Si, Al e Ti, as quais tem uma grande influência na microestrutura e propriedades mecânicas do metal de solda. Esse elemento pode ser absorvido pelo metal de solda, devido à diluição do metal base, consumíveis, aprisionamento da atmosfera e da escória e também pelos parâmetros de soldagem /23/.

Liao e Liu/34/ estudaram o efeito da sequência de desoxidação do metal de solda em aços baixo carbono e baixa liga, e observaram o difícil entendimento da desoxidação na poça de fusão, devido a natureza de não-equilíbrio e por essa não ser isotérmica. Apesar dessa dificuldade, os autores observaram que a quantidade de elementos de liga e desoxidantes afetam fortemente a composição das inclusões finais, e conseqüentemente a microestrutura final do metal de solda.

Mills et alli /35/ observaram que as inclusões são fortes nucleantes da ferrita acicular, essa conclusão foi retirada quando variaram o conteúdo de oxigênio de 0,0268 para 0,0858 %.

Surian et alli /36/, acrescentaram magnésio, em teores controlados, no revestimento de eletrodos AWS E7016-C2L, e notaram uma diminuição do teor de oxigênio e de inclusões, com aumento da tenacidade do metal de solda em aços baixa liga 3 % de Ni. Da mesma forma, os autores recomendam a adição de magnésio em eletrodos para soldagem de aços Cr-Mo, afim de melhorar a resistência à ruptura por fluência, a ductilidade e tenacidade do metal de solda.

Como pode ser visto, não há um teor ótimo de oxigênio, devido a essa complexa interação com os elementos desoxidantes.

O entendimento da influência do *nitrogênio* apresenta uma certa complexidade, assim como o oxigênio, o qual depende em muito dos elementos desoxidantes.

Ferrante /30/, concluiu que o teor de nitrogênio não deve ser abaixo de 0,002 %, devido ao crescimento dos grãos austeníticos, e nem muito alto por causa do seu efeito de

endurecimento por solução sólida e ancoramento de discordâncias. Nesse caso, para contrabalancear o efeito do aumento do teor de nitrogênio, deve-se diminuir o teor de oxigênio ou aumentar o teor de titânio.

O mesmo autor /30/, em análise feita sobre o comportamento do *alumínio* no metal de solda, observou que quanto maior a participação do alumínio nas inclusões, melhor a tenacidade. Dentro desse estudo o autor determinou que a relação $Al/O = 0,84$, que corresponde a estequiometria da galaxita ($MnO.Al_2O_3$), é a melhor forma para ocorrer a nucleação da ferrita acicular, sendo o melhor teor de alumínio entre 0,02 a 0,03 % no metal de solda.

Já Evans /37/, em trabalho com eletrodos AWS E7018, determinou que a melhor tenacidade ocorreu com 0 % de alumínio e o segundo melhor resultado com aproximadamente 0,035 %.

O efeito do *nióbio* no metal de solda, ainda é objeto de muita pesquisa. Evans /38/ pesquisou a influência do nióbio na faixa de 0,0005 a 1 % em metais de solda contendo de 0,6 a 1,8 % de Mn, utilizando eletrodos básicos. O efeito observado foi do aumento do conteúdo da ferrita com segunda fase, aumento da dureza e uma drástica queda de tenacidade, tanto na forma como-soldado quanto com alívio de tensões. Dessa forma, o autor determinou que o teor de nióbio deve ser o mais baixo possível.

Por outro lado, as conclusões de Ferrante /23/ são de que o nióbio promove a formação da ferrita acicular no metal de solda com 1,3 a 1,5 % de Mn e 0,3 % de O, e que teores de até 0,02 % de nióbio não inspiram cuidados com respeito à tenacidade, sendo até benéficos em alguns casos. Com altos teores de nióbio e elevado aporte térmico, têm-se uma situação favorável à precipitação de $Nb(C,N)$ e ferrita com segunda fase, ambas prejudiciais a tenacidade.

Evans /39/, pesquisou também a influência do *vanádio*, no intervalo de 0,0005 a 1 %, em metais de solda com o manganês variando de 0,6 a 1,8 %. Este autor observou que o vanádio

aumentou o teor de ferrita acicular às custas da ferrita primária e ferrita de segunda fase, e consequentemente a tenacidade do metal de solda como-soldado com manganês de 1 % ou mais. Na condição de alívio de tensões, a tenacidade do metal de solda baixou drasticamente, com qualquer teor de manganês, sendo que, o teor de vanádio até 0,2 % pode ser tolerado sem esta perda de tenacidade.

Es-Souni et alli /40/, estudaram o efeito do *cobre*, na faixa de 0,02 a 1,4 %, e determinaram que até 0,66 % de cobre não há diminuição da tenacidade do metal de solda, e que há um aumento de dureza, resistência à corrosão e resistência mecânica.

Da mesma forma, Evans /41/ em trabalho com a variação do teor de *níquel*, observou um aumento da acicularidade do metal de solda, bem como a heterogeneidade da microestrutura. A tenacidade nesse caso aumentou com o aumento do teor de níquel com o manganês variando de 0,6 à 1,4 %, não ocorrendo mudanças muito expressivas quando na condição de alívio de tensões.

Em outro trabalho, Evans /42/ pesquisou os efeitos do *enxofre e fósforo*, determinando que os teores desses elementos devem ser mantidos na faixa de 0,005 %, pois o enxofre diminui drasticamente a tenacidade e as propriedades mecânicas do metal de solda, aumentando também o teor de ferrita com M-A-C alinhado devido ao filme de MnS na superfície das inclusões. O fósforo não tem efeito pronunciado na microestrutura e na tenacidade, seu efeito principal é o aumento da dureza por solução sólida.

Segundo Dixon /43/, as trincas de solidificação do metal de solda devem-se aos compostos formados pelo enxofre com manganês e ferro.

Suzuki e Tamaki /44/ pesquisaram o efeito das tensões e do fósforo no metal de solda de aços Cr-Mo, e concluíram que o fósforo segrega para os contornos de grão, deixando o metal

de solda susceptível à trincas de reaquecimento, e que as tensões de reaquecimento intensificam a segregação do fósforo.

Do mesmo modo, Tamaki et alli /45/ estudaram a influência do enxofre e manganês nas trincas de reaquecimento em metais de solda de aços Cr-Mo, determinaram que o teor de enxofre crítico de 0,006 %, para minimizar a sensibilidade a esse tipo de trinca , e que o manganês reduz o enxofre significativamente quando em teores acima de 0,95 %.

Outros elementos prejudiciais às propriedades mecânicas e metalúrgicas, e que devem ser mantidos em teores mínimos possíveis são : *hidrogênio, arsênio, chumbo, antimônio*, entre outros elementos residuais.

7- Procedimento Experimental

Os metais de adição (eletrodos revestidos) utilizados nos experimentos foram formulados pelo orientador desta dissertação, desenvolvidos e produzidos no Laboratório de Soldagem & Técnicas Conexas (LS&TC), sendo que para este trabalho foram produzidos quatro (4) tipos de eletrodos, tendo como base o eletrodo revestido AWS E9016-B3 e o mesmo com variações de teores de titânio, boro e nióbio.

O principal objetivo dos experimentos foi verificar a tenacidade do metal de solda depositado por estes eletrodos, nas condições de como soldado e com tratamento térmico (alívio de tensões), bem como a influência da adição dos elementos químicos citados acima sobre as propriedades mecânicas/metalúrgicas, principalmente a tenacidade.

7.1- Desenvolvimento dos Eletrodos Revestidos

Para a produção dos eletrodos revestidos, seguiu-se os passos do diagrama mostrado na Fig.12., utilizando para as almas, varetas do tipo ER 90S-B3.

Os revestimentos foram constituídos da mistura de pós de carbonato de cálcio, fluorita, dióxido de titânio rutilo, pó de quartzo, ferros-liga (Fe-Mn, Fe-Si, Fe-Ti, Fe-Nb e Fe-B), caulim, mica, carboxi-metil-celulósico (CMC) e silicatos de potássio e sódio, conforme a Tab.8. Os constituintes da mistura foram pesados em uma balança eletrônica com sensibilidade de 0,01 g, e misturados, com exceção dos silicatos, em um misturador do tipo Y, construído no próprio LS&TC, durante um período de 5 horas.

Após a mistura seca, adicionou-se os silicatos de potássio e sódio e misturou-se manualmente em um recipiente plástico, por um período de 30 minutos aproximadamente.

Compostos	E1	E2	E3	E4
CaCO ₃ , CaF ₂ , TiO ₂ , SiO ₂ ,	86	83	82	81,5
Fe-Mn, Fe-Si, Fe-Ti, Fe-B, Fe-Nb	10	13	14	14,5
Caulim, Mica, CMC	4	4	4	4

*Silicato de Sódio e Silicato de Potássio entre 20 a 25 % da mistura “verde”

Feito a mistura “verde”, colocou-se a massa (≈ 700 g) no cilindro extrusor. Antes de se fazer a extrusão, a massa foi pré-compactada no cilindro extrusor em uma prensa de capacidade de 15 Ton., com uma força aplicada de 150 N. Logo após a pré-compactação, colocou-se o cilindro na extrusora (desenvolvida no LS&TC, Fig.13), e em seguida fez-se a extrusão dos eletrodos. Os procedimentos, da massa “verde” até extrusão, foram feitos o mais rápido possível, afim de evitar que a massa secasse, impossibilitando a extrusão.

Após a extrusão, os eletrodos foram secados lentamente em uma estufa até a temperatura de 450°C e deixados nesta temperatura por um período de 2 horas. Posteriormente à secagem, os eletrodos revestidos foram armazenados em uma estufa a 80°C.

Esta sequência de passos foi executada para todos os eletrodos revestidos produzidos para este trabalho.

Neste trabalho foram feitas 58 extrusões no total, sendo 22 extrusões para a obtenção da composição química semelhante ao AWS E9016-B3, 12 extrusões com problemas, onde não se obteve nenhum eletrodo e 24 extrusões efetivas, estas com uma média de 10 eletrodos por extrusão.

As dimensões finais dos eletrodos foram de 420 mm de comprimento, 5,8 mm de diâmetro com revestimento e 3,2 mm de diâmetro de alma.



Fig.13 - Extrusora desenvolvida no LS&TC.

7.2- Metal Base e Metal de Adição

A soldagem foi realizada sobre um aço baixo carbono (SAE 1020), num corpo de prova cuja junta foi projetada para permitir a obtenção de metal de solda com pequena diluição (13 passes e 5 camadas, ver Fig.30).

Para realizar as soldas, foram utilizados 4 tipos de eletrodos revestidos (metal de adição), com os seguintes códigos de identificação e características, segundo a Tab.9.

Código	Características
E1	tipo AWS 9016-B3
E2	modificado em Ti e B ($\approx 0,02\%$ e $0,004\%$ respectivamente)
E3	modificado em Ti, B e Nb ($\approx 0,02\%$, $0,004\%$ e $0,01\%$ respectivamente)
E4	modificado em Ti, B e Nb ($\approx 0,03$, $0,0045\%$ e $0,09\%$ respectivamente)

O Índice de Basicidade do revestimento desses consumíveis é 3,7, ou seja, os mesmos são considerados metalurgicamente básicos, e foram calculados pela seguinte equação/46/:

$$IB = \frac{CaO + MgO + BaO + SrO + Na_2O + Li_2O + CaF_2 + 0,5(MnO + FeO)}{SiO_2 + 0,5(Al_2O_3 + TiO_2 + ZrO_3)}$$

A composição química dos metais de solda dos eletrodos revestidos utilizados no trabalho são mostradas na Tab.10 .

Tab.10 - Composição Química do Metal de Solda sem Diluição.

Consumível	Composição Química (% em massa)											
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ti	B	Nb	O ₂ (ppm)	N ₂ (ppm)
E1	0,06	0,31	0,82	0,03	0,03	2,09	0,87	0,017	0,0004	0,010	ND*	0,0059
E2	0,06	0,36	0,80	0,03	0,03	2,01	0,80	0,022	0,0037	0,011	354	0,0226
E3	0,06	0,27	0,78	0,03	0,03	2,02	0,85	0,014	0,0040	0,009	437	0,0262
E4	0,06	0,46	0,93	0,03	0,03	2,06	0,81	0,028	0,0046	0,089	253	0,0198
E9016-B3**	0,05- 0,12	0,60	0,90	0,03	0,04	2,00- 2,50	0,90- 1,20	NE*	NE	NE	NE	NE

(*) ND: Não Disponível; NE: Não Especificado. (**) AWS A5.5-81, somente para comparação.

7.3- Dimensões dos Corpos de Prova e Geometria da Junta

As dimensões dos corpos de prova e a geometria da junta estão mostradas na Fig.14. As mesmas estão de acordo com a Norma AWS A5.5-81 /47/, com exceção da abertura da raiz, que utilizou-se 10 mm.

Os cortes e os chanfros das chapas foram feitos com oxi-acetileno, de forma que a direção de laminação destas chapas permanecessem ortogonais à direção de soldagem.

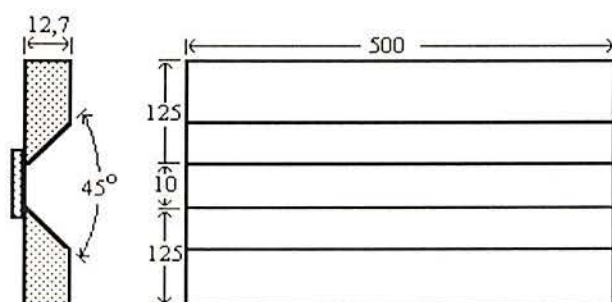


Fig.14 - Geometria da junta (dimensões em mm).

7.4- Equipamentos Utilizados

Durante a soldagem foram utilizados os seguintes equipamentos :

- Fonte Retificadora White Martins 350 AC/DC com corrente máxima de 350 A;
- Suporte para o corpo de prova, com barras fixadoras para diminuir a distorção;
- Registrador Arcdata LQ-2, unidade de monitoramento de dados de soldagem, de marca Messer Griesheim;
- Cronômetro, marca Casio, utilizado para marcar o tempo de soldagem de cada passe;
- Termopar tipo K (Chromel-Alumel), utilizado para controlar a temperatura de pré-aquecimento e de interpasse;
- Multímetro, marca Re-Som, utilizado para ler a tensão do arco e a voltagem termoeétrica em milivolts absoluto (ler a temperatura).

7.5- Soldagem dos Corpos de Prova

Antes dos corpos de prova serem soldados, foram limpos para a obtenção de uma junta de boa qualidade.

A limpeza das chapas dos corpos de prova consistiu em:

- lixar com uma lixadeira de disco abrasivo para a retirada de óxidos e carepas de laminação;
- escovamento com escova rotativa de aço carbono.

Os eletrodos revestidos, antes da soldagem, foram ressecados à 450°C por 2 horas.

Para a soldagem dos corpos de prova utilizou-se o processo manual de arco elétrico com

eletrodo revestido, com corrente contínua, eletrodo positivo e posição plana. A Tab.11 apresenta as condições de soldagem utilizadas.

Seguindo a norma AWS A5.5-81 /47/, realizou-se um pré-aquecimento na temperatura de 160° a 200°C e temperatura de inter-passe de aproximadamente 180°C. Estes parâmetros de soldagem, assim como os demais, foram cuidadosamente monitorados por instrumentos digitais de precisão.

Tab.11 - Condições de Soldagem				
Condições	Consumível			
	E1	E2	E3	E4
Corrente - CCEP (A)	130	130	130	130
Tensão (V)	28	28	28	28
Velocidade (mm/s)	2,2	2,9	2,5	2,5
Energia (kJ/mm)	1,66	1,25	1,45	1,46

Para o completo enchimento da junta foram feitos 13 passes e 5 camadas (\approx 50 eletrodos). A cada passe, foi feita a limpeza do cordão, ou seja, a remoção da escória e respingos, e o controle da temperatura de inter-passe.

A energia de soldagem não foi exatamente a mesma nos 4 corpos de prova, devido ao fato do processo ser manual, e difícil de fixar a velocidade de soldagem.

7.6- Propriedades Operacionais dos Consumíveis

Na Tab.12 encontram-se algumas das propriedades operacionais mais importantes dos eletrodos revestidos utilizados neste trabalho, tendo estas as seguintes definições /12/:

- *Rendimento de Deposição*: razão entre a massa do metal de solda depositado e a massa consumida do consumível (somente a massa da alma), expressa como porcentagem.

- *Eficiência do Consumível*: razão entre a massa do metal de solda depositado e a massa total utilizada do consumível (alma + revestimento + toco), expressa como porcentagem.

- *Eficiência de Deposição*: razão entre a massa do metal de solda depositado e a massa total consumida, menos as sobras (alma + revestimento - toco), expressa como porcentagem.

- *Taxa de Deposição*: massa do metal de adição depositado por unidade de tempo, numa dada intensidade de corrente, com fator de operação igual a 100%.

- *Taxa de Fusão do Consumível*: comprimento do cordão de solda depositado por um dado comprimento de consumível, numa dada intensidade de corrente.

Propriedade	Consumível			
	E1	E2	E3	E4
Rendimento de Deposição (%)	83,43	75,88	79,27	79,27
Eficiência do Consumível (%)	53,19	47,52	47,95	48,84
Eficiência de Deposição (%)	56,88	50,88	52,24	52,28
Taxa de Deposição à 130 A (kg/h)	1,22	1,06	1,11	1,00
Taxa de Fusão do Consumível*	30	34	30	38

(*) Comprimento do cordão de solda depositado com 100 mm do eletrodo à 130 A.

7.7- Determinação das Propriedades Mecânicas e Metalúrgicas

Para cada tipo de eletrodo revestido (E1, E2, E3 e E4) foi feito um corpo de prova, de acordo com a Fig.14. Os corpos de prova foram cortados no seu comprimento em duas metades iguais, sendo que uma parte sofreu tratamento térmico à 740°C por 1 hora em um forno, com aquecimento de 130°C por hora, e posterior resfriamento dentro do próprio forno até a temperatura ambiente.

Então, espécimes para ensaios de impacto (Charpy-V), resistência à tração, análise metalográfica e dureza dos metais de solda foram retiradas das duas partes, ou seja, no estado como soldado (CS) e após tratamento térmico (AT).

7.7.1- Corpos de Prova Para Ensaio de Impacto (Charpy-V)

De cada corpo de prova soldado, de um total de quatro, foram retirados 20 corpos de prova para o ensaio de impacto, sendo 10 corpos de prova no estado como soldado e 10 corpos de prova após tratamento térmico.

O ensaio de impacto foi realizado em 3 diferentes temperaturas (-30, 0 e 24°C), onde foram ensaiados 3 corpos de prova para cada temperatura e para cada condição, ficando 1 corpo de prova de reserva para eventuais problemas no decorrer dos ensaios, totalizando 80 corpos de prova ensaiados. Para os ensaios com temperatura de -30°C, utilizou-se uma mistura de gelo seco e álcool e para os ensaios a 0°C uma mistura de gelo e álcool, sendo estas temperaturas monitoradas com um termômetro para baixas temperaturas (leitura de 30° a -100°C), e com um termopar de Ferro-Constantan(tipo J).

Para a realização dos ensaios de impacto utilizou-se um equipamento tipo martelo de queda.

As dimensões dos corpos de prova para o ensaio Charpy-V foram retiradas da Norma AWS A 5.5-81/47/.

7.7.2- Corpos de Prova Para Ensaio de Tração

Para cada corpo de prova soldado, foram retirados 2 corpos de prova para ensaio de tração, sendo que um no estado como soldado e um com tratamento térmico, totalizando 8 corpos de prova ensaiados.

Cabe salientar, que estes corpos de prova foram retirados somente do metal de solda, na direção de soldagem, de acordo com a norma AWS A 5.5-81/47/.

Através do ensaio de tração obteve-se a resistência à tração, limite de escoamento e o alongamento.

7.7.3- Corpos de Prova Para Análise Metalográfica

Em cada corpo de prova soldado, retirou-se 2 corpos de prova para a análise metalográfica, um corpo de prova para cada condição.

A análise metalográfica consistiu de micrografias, macrografias e de contagem de fases presentes nos metais de solda para cada tipo de eletrodo e condição do metal de solda.

Para estas análises, os corpos de prova foram lixados seguindo a sequência de lixas (100, 220, 320, 400, 600 e 1000) e após polidos em alumina 4 μ e pasta de diamante de 3 μ e 1 μ .

Os corpos de prova para as micrografias e contagem de fases, foram atacados quimicamente com reagente Nital 2% por 10 s. Para as macrografias o ataque foi realizado por um período de 30s no mesmo reagente.

As micrografias foram obtidas em um microscópio óptico.

7.7.4- Corpos de Prova Para Ensaio de Dureza

Para a determinação da dureza, utilizou-se os mesmos corpos de prova para análise metalográfica.

Os ensaios foram realizados sobre o último passe do metal de solda, em um durômetro, nos métodos de dureza HRC e HRB. No método HRC, utilizou-se pré-carga de 10 Kg., carga de 150 Kg. e penetrador de diamante, para o método HRB, a pré-carga foi a mesma, com carga de 100 Kg. e penetrador de esfera com diâmetro de 1/16”.

7.8-Determinação do Teor de Hidrogênio Difusível no Metal de Solda

Para a determinação do teor de hidrogênio difusível no metal de solda, utilizou-se corpos de prova de aço SAE 1020, com dimensões de 10 x 15 x 15 (em mm), na quantidade de 4 corpos de prova para cada tipo de eletrodo.

Antes de se realizar a soldagem, os corpos de prova foram lixados para a remoção de ferrugens, carepas de laminação, óleos e materiais estranhos, limpos com acetona anidra e degaseificados em um forno à 650°C por um período de 1 h, e após o resfriamento, pesados em uma balança eletrônica com sensibilidade de 0,01 g .

Conforme a opção de combinações sugerida na ISO 3690/48/, foram soldados 2 corpos de prova por vez, e os mesmos analisados separadamente.

As soldas foram realizadas sobre um gabarito de cobre, de acordo com a ISO 3690, com o objetivo de alinhar, fixar e manter a mesma taxa de resfriamento dos corpos de prova.

Os parâmetros de soldagem foram os mesmos especificados na Tab.11, com exceção da velocidade de soldagem, que foi ajustada para um consumo de 120 mm de eletrodo por 100 mm de comprimento de cordão.

Imediatamente após o depósito do cordão de solda, os corpos de prova foram resfriados, inicialmente com água e gelo ($\approx 4^{\circ}\text{C}$) e após em acetona saturada com nitrogênio líquido na temperatura de -80°C , afim de evitar a difusão de hidrogênio.

Logo após, os corpos de prova foram quebrados e escovados para a retirada da camada de escória durante 10s, lavados em álcool anidro por 5s, após em éter por 5s e secos com jatos de argônio durante 22s. Os tempos das operações foram rigorosamente cronometrados.

Após a limpeza e secagem, os corpos de prova foram inseridos verticalmente nos eudiômetros (um corpo de prova para cada eudiômetro) contendo mercúrio, com o auxílio de uma pinça. Estes eudiômetros foram construídos em vidro de borossilicato comum, com base numa sugestão da Lincoln Electric Company/49/, de acordo com a Fig.15.

A seguir, foi colocado a linha de vácuo sobre a ponta do eudiômetro, enquanto fechado. A torneira do eudiômetro foi lentamente aberta até o mercúrio preencher a coluna, fechando logo a seguir a torneira e removendo a linha de vácuo. Para se fazer o vácuo, utilizou-se uma bomba de vácuo, com vazão igual a $7,2 \text{ m}^3/\text{h}$ e pressão de vácuo de 1×10^{-4} Torr .

A leitura do volume de hidrogênio liberado pelo metal de solda foi feita 72 h após, sendo as medidas de altura de hidrogênio tomadas a partir da superfície do mercúrio até a conexão da coluna com a torneira. Estas medidas foram feitas com uma régua de aço inoxidável de 500 mm. Após 72 h, foram feitas as leituras da altura do hidrogênio liberado do metal de solda nas colunas dos eudiômetros, retirados os corpos de prova, feito uma limpeza com acetona e pesagem.

O volume de hidrogênio foi calculado através da seguinte fórmula:

$$V = \frac{273 \cdot (P - H) \cdot (\pi \cdot r^2 \cdot h)}{760 \cdot (273 + t) \cdot 1000}$$

onde:

V= volume corrigido em função da temperatura e pressão (ml)

t= temperatura de coleta do hidrogênio difusível (°C)

P= pressão barométrica (mmHg)

H= altura da coluna de mercúrio (mm)

h= altura da coluna de hidrogênio resultante (mm)

r= raio interno da coluna (mm) = 1,6 mm

Para o cálculo do volume de hidrogênio em ml de H₂ por 100g de metal de solda depositado, utilizou-se a seguinte fórmula:

$$H_2 \text{ (ml/100g)} = \frac{V \cdot (100)}{m_A - m_B}$$

onde:

V= volume corrigido em função da temperatura e pressão (ml)

m_A= massa do metal base mais metal de solda (g)

m_B= massa do metal base (g)

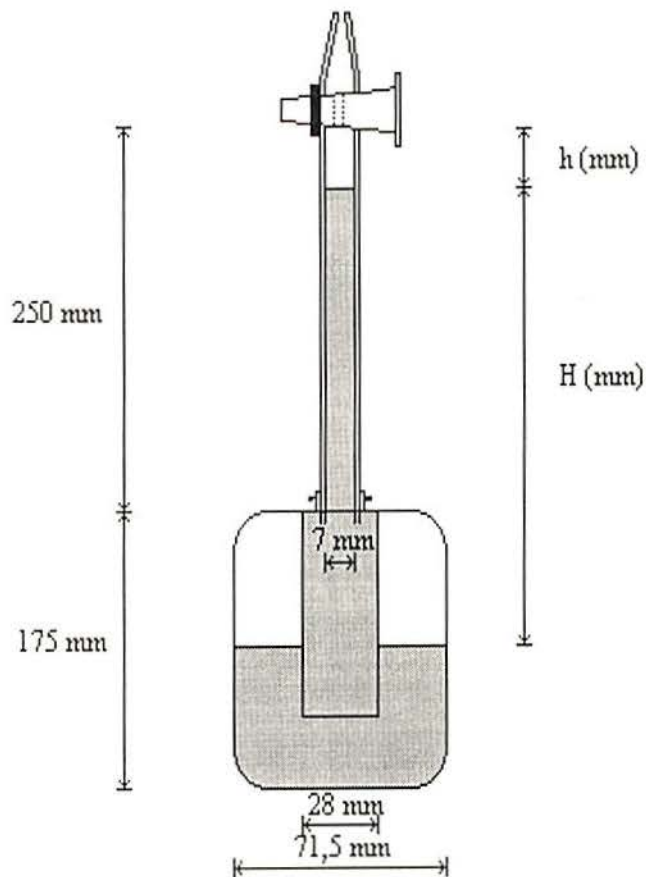


Fig.15 - Aparelho coletor de hidrogênio (eudiômetro). Sugestão da Lincoln Electric Company

/48/.

8 - Análise e Discussão dos Resultados

8.1 - Resultados dos Ensaios de Impacto

Os ensaios de Impacto(Charpy-V) foram realizados em 3 diferentes temperaturas (-30°, 0° e 24°C), com os valores obtidos (média de 3 resultados) após os ensaios mostrados na Tab.13, Figs.16 e 17.

Tab.13 - Resistência ao Impacto do Metal de Solda (Charpy-V)*			
Espécime e Condição**	Resistência ao Impacto (J) na Temperatura (°C) de:		
	-30	0	24
E1CS	29,5	55,0	57,7
E1AT	38,0	74,0	117,7
E2CS	33,0	38,0	47,3
E2AT	26,3	46,0	65,0
E3CS	18,0	27,0	35,0
E3AT	8,6	10,0	24,3
E4CS	14,5	24,0	27,0
E4AT	8,3	11,0	25,5

(*) Média de 3 espécimes. (**) CS: Como soldado; AT: Após Tratamento Térmico.

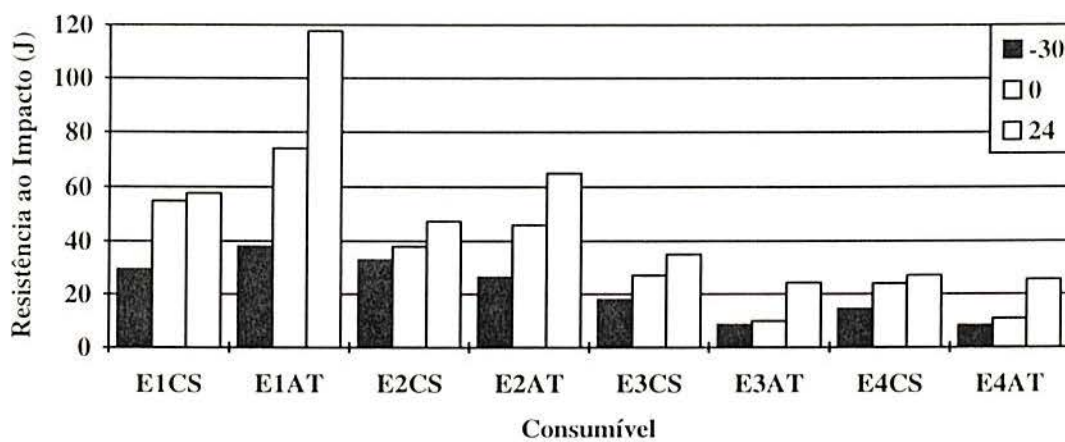


Fig.16 - Resistência ao impacto dos metais de solda nas temperaturas de -30; 0 e 24 °C, nos estados como soldado (CS) e após tratamento térmico (AT).

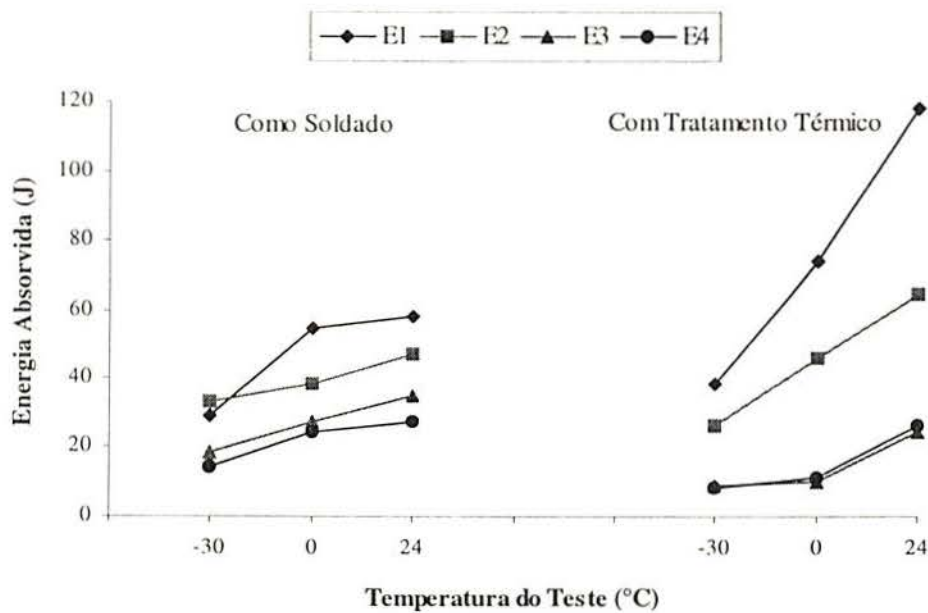


Fig.17 - Curvas dos valores dos ensaios de Impacto (Charpy-V), energia absorvida pela temperatura do teste, nas condições como soldado e com tratamento térmico.

Analisando os resultados, através das Figs.16, 17 e Tab.13, pode-se observar que o eletrodo E1 (sem adição de elementos Ti, B e Nb), tanto na condição como soldado quanto com tratamento térmico, apresentou a propriedade de resistência ao impacto (tenacidade) superior aos demais eletrodos (E2, E3 e E4), com exceção de um ponto (condição como soldado e temperatura de ensaio de -30°C), onde o eletrodo E2 apresentou um resultado ligeiramente superior.

Quanto aos eletrodos E3 e E4 (ligados com Nb), observou-se que os mesmos apresentaram comportamento semelhante quanto a tenacidade, apesar dos teores diferentes de Nb (E3 com 0,009% e E4 com 0,089%). Além disso, notou-se que com o tratamento térmico, ocorreu uma diminuição de tenacidade do metal de solda com estes eletrodos, em todas as temperaturas de ensaio, enquanto que os eletrodos E1 e E2, mostraram um ganho expressivo desta propriedade, com exceção do eletrodo E2 na temperatura de ensaio de -30°C .

A queda acentuada da tenacidade dos metais de solda ligados com Nb, confirma as conclusões do trabalho realizado por Evans/38/, o qual mencionou que os teores de Nb devem ser os mais baixos possíveis. Apesar desta constatação, o Nb ainda deve ser melhor estudado, com relação a tenacidade do metal de solda.

Por outro lado, a adição dos elementos Ti e B (eletrodos E2, E3 e E4) nas proporções indicadas pela literatura /29, 30, 31, 32, 33/, não apresentou uma melhoria da tenacidade como o esperado, porém deve-se levar em conta que não foi variado significativamente os seus conteúdos, para se ter uma análise melhor quanto a esta propriedade.

Para uma mais apurada análise dos efeitos da adição dos elementos de liga (Ti, B e Nb), deveria ser realizados uma quantidade maior de ensaios de Impacto, com mais variações dos teores destes elementos e em outras condições de soldagem, ficando como proposta para trabalhos futuros.

8.2 - Resultados dos Ensaios de Tração

Os valores da resistência à tração, alongamento e limite de escoamento foram obtidos em ensaios de tração simples. Estes valores são resultados do ensaio de 1 corpo de prova para cada tipo de eletrodo (E1, E2, E3 e E4) e para cada condição do metal de solda, e estão apresentados na Tab.14 e Fig.18.

Tab.14 - Propriedades Mecânicas das Juntas Soldadas			
Espécime e Condição*	Propriedades Mecânicas		
	Resistência à Tração	Limite de escoamento	Alongamento
	(MPa)	(MPa)	(%)
E1CS	1001	911	19,9
E1AT**	592	520	13,7
E2CS**	696	606	22
E2AT	991	889	24,5
E3CS	1022	942	17,8
E3AT**	855	781	15,4
E4CS	1036	932	16,2
E4AT**	774	698	18,0

(*) CS: Como Soldado; AT: Após Tratamento Térmico. (**) Inclusão de Escória.

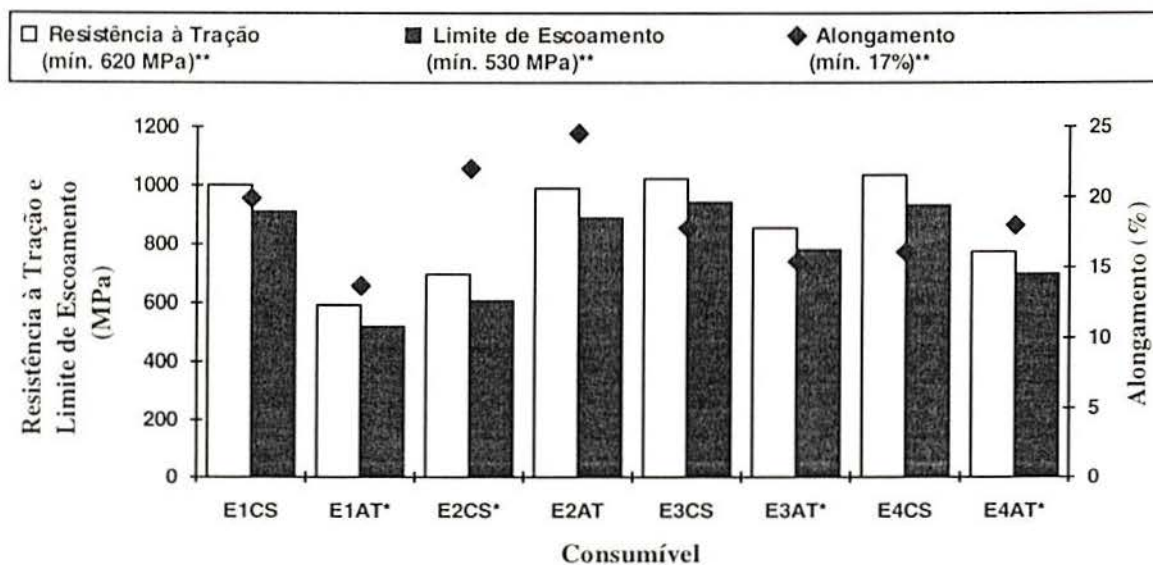


Fig.18 - Resistência à tração; limite de escoamento e alongamento dos metais de solda, nos estados como soldado (CS) e após tratamento térmico (AT). Os corpos de prova marcados (*) apresentaram inclusão de escória. (**) Limite mínimo exigido pela AWS A5.5-81).

É importante salientar que alguns corpos de prova de tração (identificados com asteriscos) continham inclusão de escória, invalidando, assim, os ensaios. Entretanto, os mesmos constam na Tab.14, para enfatizar as altas propriedades mecânicas que possuem pois, mesmo com essa descontinuidade, apenas um corpo de prova (E1AT) está abaixo do mínimo exigido pela AWS A5.5-81.

Apesar dos ensaios ficarem prejudicados devido as discontinuidades e levando em conta somente os corpos de prova em condições, pode-se dizer que a adição dos elementos de liga (Ti, B e Nb) não modificaram significativamente as propriedades mecânicas demonstradas (ver Fig.18).

8.3 - Análise Metalográfica

Foi realizada metalografia quantitativa sobre o último passe dos metais de solda com aumento de 500X e empregando método já consagrado /50/, cujos resultados se encontram na Tab.15, enquanto que a Fig.19 ilustra as proporções das fases presentes.

A análise metalográfica, consistiu em micrografias do último passe do metal de solda, para os 4 corpos de prova e nas 2 condições (como soldado e com tratamento térmico). Estas micrografias estão mostradas nas Figs.20 a 27.

As macrografias foram realizadas com finalidade de observar a forma do cordão, como altura, penetração, zona afetada pelo calor dos eletrodos desenvolvidos e a título demonstrativo do preenchimento da junta. Estas macrografias estão mostradas nas Figs.28 a 30.

Tab.15 - Metalografia Quantitativa das Fases Presentes no Último Passe da Junta Soldada

Fases*	Proporção das Fases no Metal de Solda (%)							
	E1CS	E1AT	E2CS	E2AT	E3CS	E3AT	E4CS	E4AT
AF	47,2	46,0	31,8	41,2	15,6	24,8	26,2	29,6
GF	25,6	13,4	37,4	13,6	36,4	22,6	17,6	30,0
PF	2,0	1,6	2,0	2,6	3,6	4,8	6,4	2,2
AC	18,8	25,0	20,2	27,6	31,8	28,8	33,4	26,4
FC	6,4	13,4	8,6	14,8	12,6	19,0	14,4	11,0
M	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	2,0	0,8

(*) AF: Ferrita Acicular; GF: Ferrita de Contorno de Grão; PF: Ferrita Poligonal; AC: Ferrita com M/A/C alinhado; FC: Ferrita com Agregados de Carbonetos; M: Martensita.

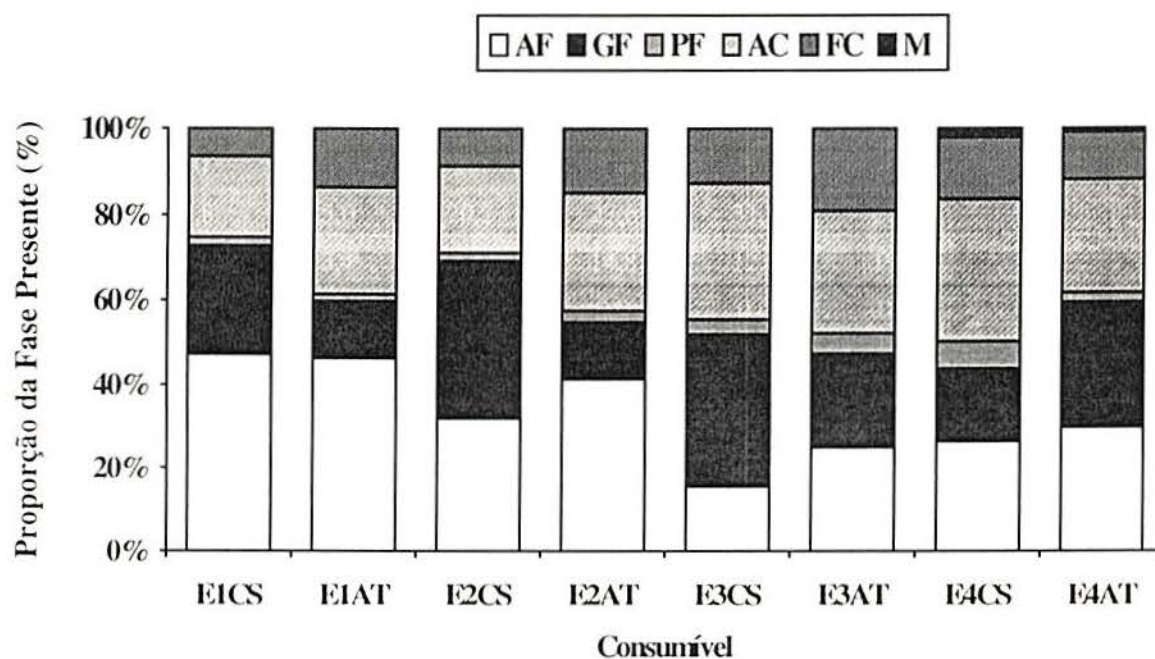


Fig.19 - Proporção das fases presentes no último passe da junta soldada (AF: Ferrita Acicular; GF: Ferrita de Contorno de Grão; PF: Ferrita Poligonal; AC: Ferrita com M/A/C Alinhado; FC: Ferrita com Agregados de Carbonetos; M: Martensita).

Através dos resultados da metalografia quantitativa, observou-se que nos metais de solda dos eletrodos com adição dos elementos Ti, B e Nb, a proporção da ferrita acicular diminuiu em relação ao metal de solda do eletrodo E1 (sem adição destes elementos), em ambas as condições dos metais de solda, aumentando, principalmente, as proporções de ferrita de contorno de grão e ferrita com M-A-C alinhado.

O tratamento térmico, com relação à proporção de ferrita acicular, foi benéfico aos metais de solda depositados pelos eletrodos E2, E3 e E4.

Analisando as Figs.16, 17 e 19, nota-se que os corpos de prova com proporções de ferrita acicular acima de 40% foram os que melhores valores de tenacidade apresentaram, confirmando a literatura /15, 16/, a qual enfatiza que os metais de solda com alta proporção de ferrita acicular apresentam melhor tenacidade.

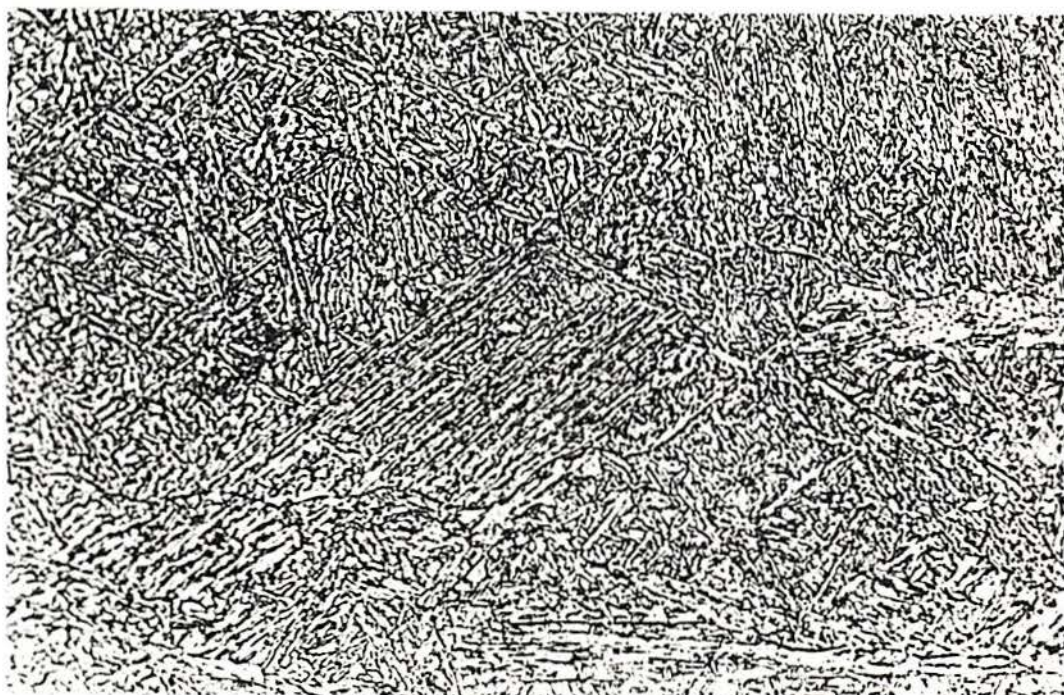


Fig.20 - Metal de solda depositado pelo eletrodo E1, na condição como soldado. Ataque:

Nital. Aumento: 500X.



Fig.21 - Metal de solda depositado pelo eletrodo E1, na condição após tratamento térmico.

Ataque: Nital. Aumento: 500X.

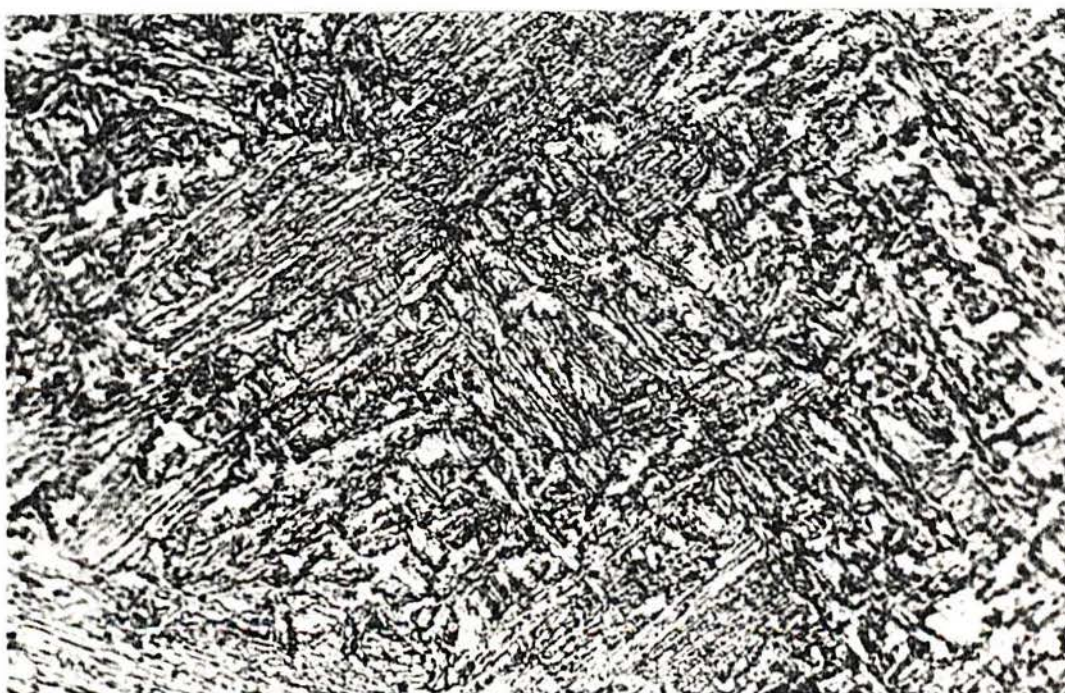


Fig.22 - Metal de Solda depositado pelo eletrodo E2, na condição como soldado. Ataque:

Nital. Aumento: 500X

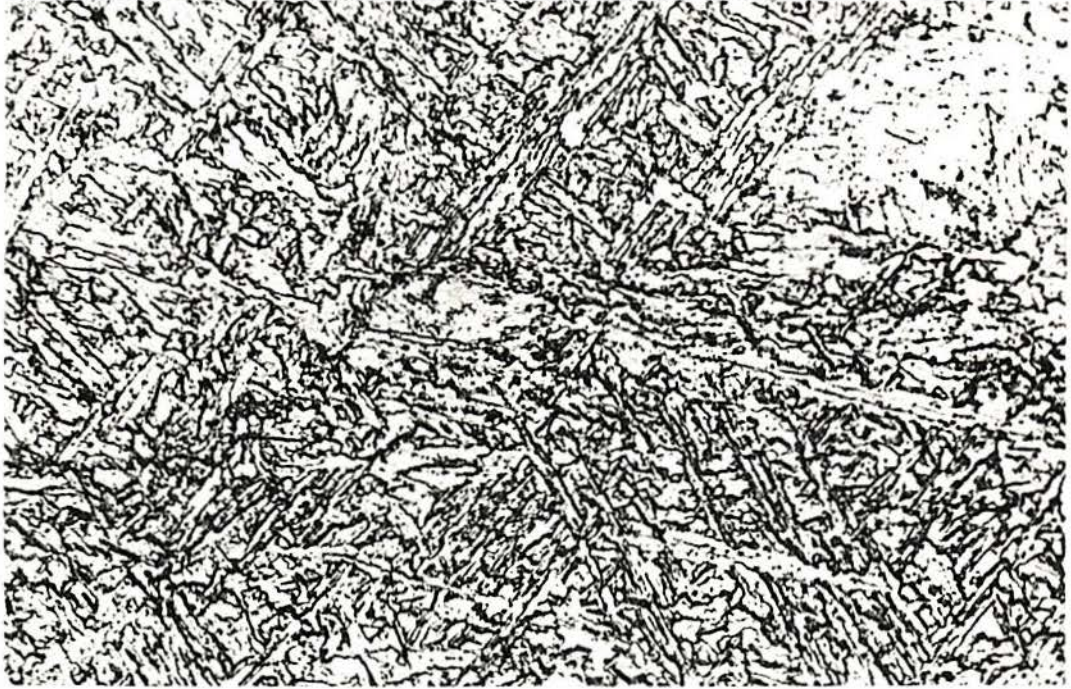


Fig. 23 - Metal de solda depositado pelo eletrodo E2, na condição após tratamento térmico.

Ataque: Nital. Aumento: 500X.

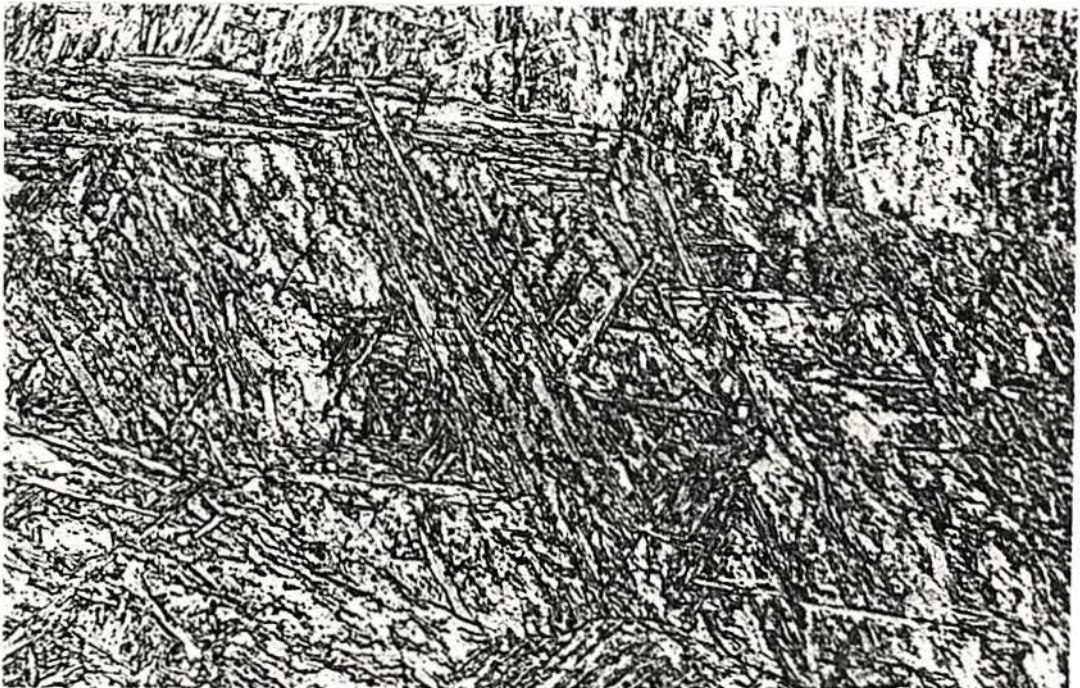


Fig. 24 - Metal de solda depositado pelo eletrodo E3, na condição como soldado. Ataque:

Nital. Aumento: 500X.



Fig. 25 - Metal de solda depositado pelo eletrodo E3, na condição após tratamento térmico.

Ataque: Nital. Aumento: 500X.

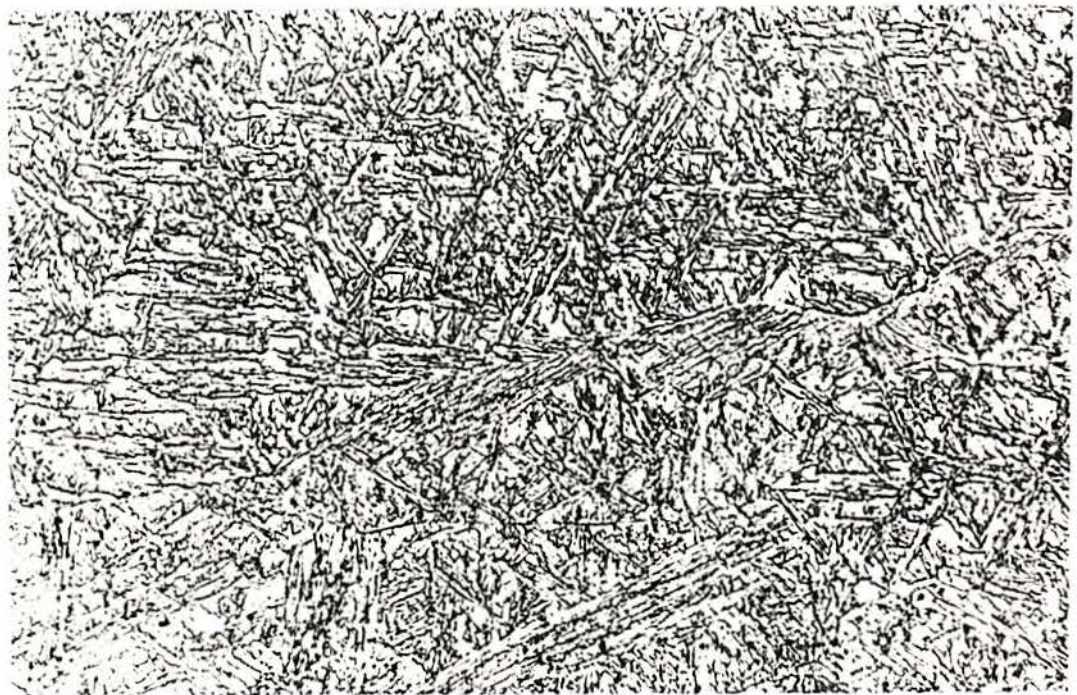


Fig. 26 - Metal de solda depositado pelo eletrodo E4, na condição como soldado. Ataque:

Nital. Aumento: 500X.

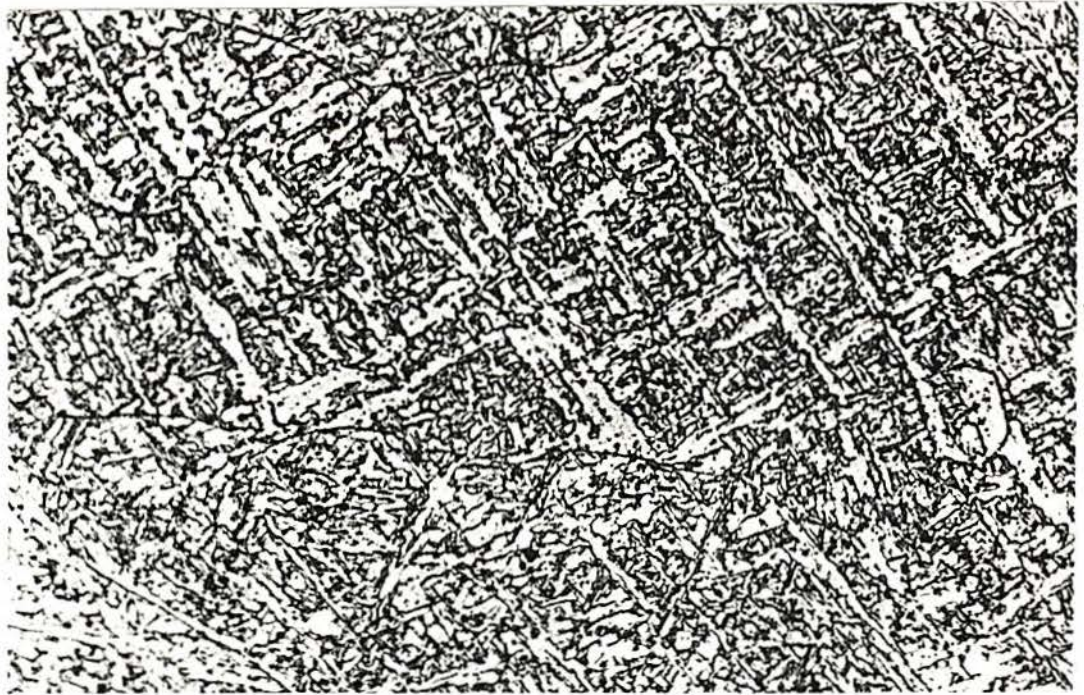
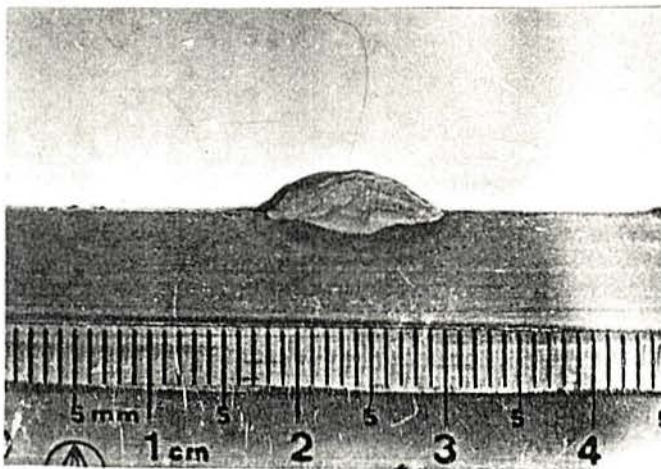
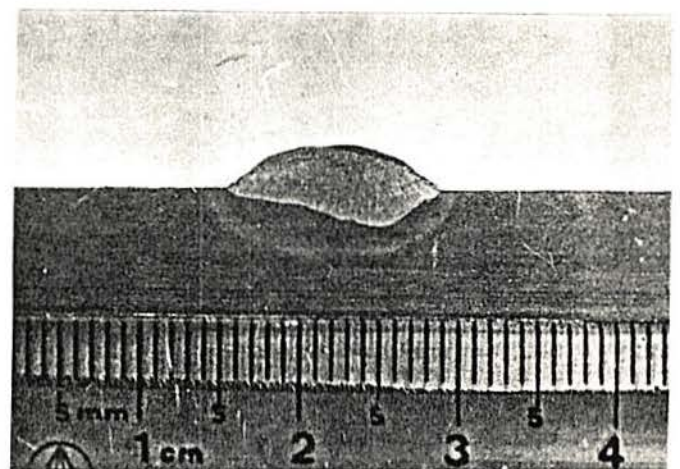


Fig. 27 - Metal de solda depositado pelo eletrodo E4, na condição após tratamento térmico.

Ataque: Nital. Aumento: 500X.

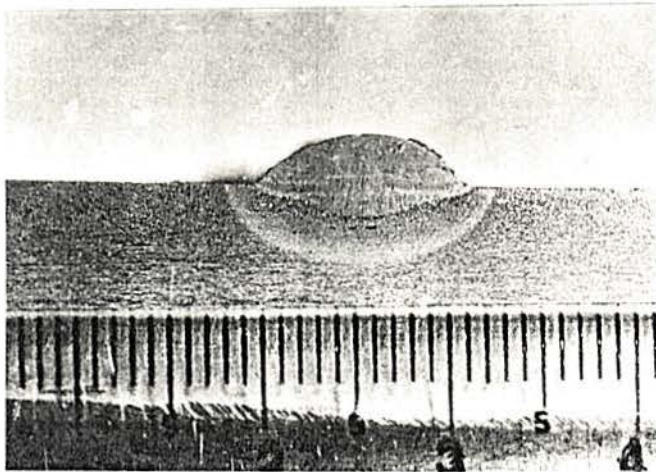


(a)

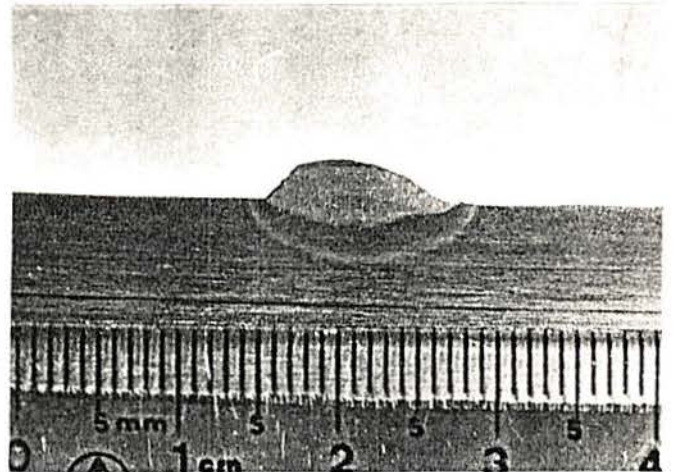


(b)

Fig.28 - Macrografias características dos depósitos "bead on plate" nas condições de soldagem utilizadas neste trabalho, dos eletrodos E1 (a) e E2 (b). Ataque: Nital. Aumento: 5X.



(a)



(b)

Fig.29 - Macrografias características dos depósitos "bead on plate" nas condições de soldagem utilizadas neste trabalho, dos eletrodos E3 (a) e E4 (b). Ataque: Nital. Aumento: 5X.

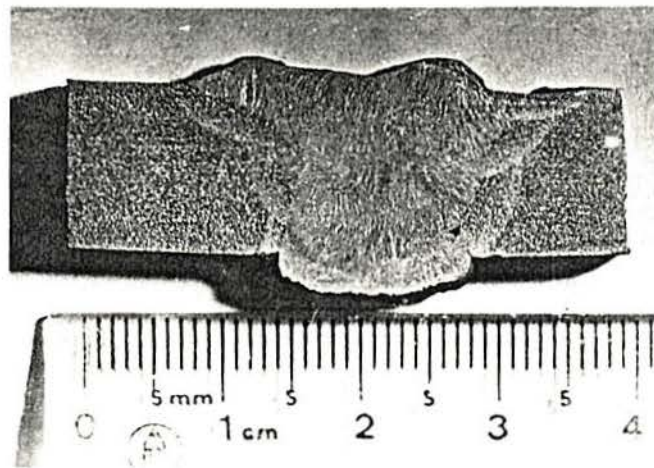


Fig. 30 - Macrografia demonstrativa da junta soldada (corte transversal). Ataque: Nital.

Aumento: 5X.

8.4 - Resultado dos Ensaio de Dureza

Foram realizados ensaios de dureza HRC nos corpos de prova com valores acima de 20 HRC, e dureza HRB nos demais corpos de prova e no metal base, como mostra a Tab.16.

Os ensaios foram realizados sobre o último passe do metal de solda, sendo os valores a média de 5 medidas.

De acordo com os resultados obtidos, pode-se dizer que na condição como soldado os 4 tipos de eletrodos obtiveram a mesma dureza, onde se observou que a adição dos elementos de liga não alterou esta propriedade.

Por outro lado, na condição de tratamento térmico, notou-se significativamente a ação destes elementos de liga, principalmente os metais de solda com adição de Nb, onde ocorreu um aumento de dureza em relação ao metal de solda do eletrodo E1. A Fig.31 ilustra bem estas observações.

Tab.16 - Ensaio de Dureza no Último Passe da Junta Soldada e Metal Base***

Dureza	Espécime*							
	E1CS	E1AT	E2CS	E2AT	E3CS	E3AT	E4CS	E4AT
HRC	33	(8)**	33	(20)**	35	27,5	35,5	23
HRB		89		97				

(*) CS: Como soldado; AT: Após Tratamento Térmico. (**) Equivalência para simples comparação.

(***) Metal Base = 47 HRB

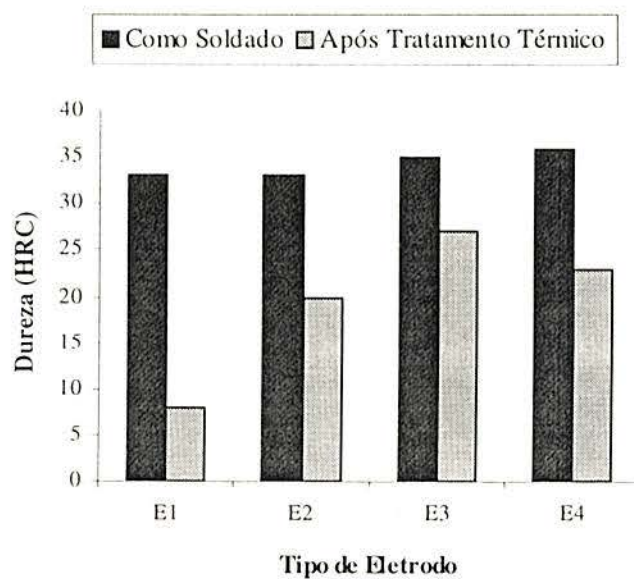


Fig. 31 - Durezas dos metais de solda, nas condições como soldado e após tratamento térmico.

8.5 - Teores de Hidrogênio Difusível

Para chegar aos resultados, foram feitos 4 medidas de hidrogênio para cada tipo de eletrodo, mas devido ao fato de, freqüentemente, ocorrerem quedas das colunas de mercúrio, somente 2 medidas de cada tipo de eletrodo foram consideradas. O resultado destas medidas estão mostrados na Tab.17.

Tipo de Eletrodo	H ₂ (ml/100g)
E1	3,80
E2	7,44
E3	8,44
E4	5,08

A norma Britânica BS 5135 /48/ classifica os eletrodos em escalas, quanto ao teor de hidrogênio depositado no metal de solda, segundo as seguintes especificações:

- Escala A : eletrodos que depositam mais de 15 ml de $H_2/100g$;
- Escala B: eletrodos que depositam entre 10 - 15 ml de $H_2/100g$;
- Escala C: eletrodos que depositam entre 5 - 10 ml de $H_2/100g$;
- Escala D: eletrodos que depositam até 5 ml de $H_2/100g$.

Da mesma forma, o International Institute of Welding (IIW) /48/, conceitua eletrodos de muito baixo hidrogênio, até 5 ml de $H_2/100g$; baixo hidrogênio, de 5 - 10 ml de $H_2/100g$; e médio hidrogênio, de 10 - 15 ml de $H_2/100g$.

Segundo os resultados obtidos nos ensaios de hidrogênio, pode-se classificar o eletrodo E1 como eletrodo de muito baixo hidrogênio (até 5 ml de $H_2/100g$) e os eletrodos E2, E3 e E4 como eletrodos de baixo hidrogênio (faixa de 5 - 10), de acordo com a classificação do IIW.

9 - Conclusões

Considerando as condições experimentais do presente trabalho e dentro dos limites das mesmas, pode-se concluir que:

- ◆ Foram integralmente projetados, desenvolvidos e produzidos no **LS&TC** eletrodos revestidos para a soldagem de aços ao Cr-Mo, cujos metais de solda apresentam altas propriedades mecânicas, iguais ou superiores às exigidas para a classe AWS E9016-B3 pela AWS A5.5-81. Além disso, esses consumíveis mostraram boas propriedades operacionais.

- ◆ Com relação aos demais consumíveis investigados, o tipo E1 - produzido sem a adição intencional dos elementos titânio, boro e nióbio - apresentou o metal de solda com a mais elevada resistência ao impacto, bem como o maior teor de ferrita acicular na sua microestrutura (cerca de 47%). Esse fato ocorreu tanto na condição como soldado (CS), quanto após tratamento térmico (AT) e confirmou, portanto, a teoria aceita sobre a positiva ação dessa fase sobre a tenacidade [1, 2, 15, 16, 18, 23, 29, 30, 38, 41].

- ◆ O tratamento térmico utilizado (740 °C por 1 hora) foi extremamente positivo sobre a resistência ao impacto dos metais de solda que não continham nióbio.

- ◆ A adição de nióbio - efetuada nos consumíveis E3 e E4 - reduziu os teores de ferrita acicular (para 15 a 30%) e a resistência ao impacto dos metais de solda, ocorrendo aumento dos teores de ferrita com segunda fase e ferrita de contorno de grão, tanto no estado como soldado (CS), quanto após tratamento térmico (AT). Esse resultado confirma [38] e contraria [23] trabalhos publicados, apesar desse último mencionar um metal de solda com maior teor

de manganês. Por outro lado, é possível que a taxa de resfriamento do metal de solda tenha sido relativamente pequena e/ou ocorreu a formação de Nb(C,N).

◆ Praticamente não ocorreu alteração na dureza com a adição dos elementos titânio, nióbio, e boro ao metal de solda, no estado como soldado (33 HRC para E1CS e E2CS e cerca de 35 HRC para E3CS e E4CS). Entretanto, o mesmo não ocorreu após tratamento térmico, com os consumíveis E2AT, E3AT e E4AT apresentando valores significativamente superiores ao E1AT.

◆ Apesar das inclusões de escória existentes nos corpos de prova de tração dos metais de solda produzidos pelos consumíveis E1AT, E2CS, E3AT e E4AT, somente o E1AT não apresentou propriedades mecânicas maiores do que o mínimo exigido pela AWS A5.5-81. Esse fato corrobora a afirmação inicial, de que foram produzidos consumíveis que depositam metal de solda com altas propriedades mecânicas, inclusive resistência ao impacto.

◆ Os eletrodos revestidos desenvolvidos neste trabalho, segundo a classificação do IIW, são considerados básicos de baixo hidrogênio.

10 - Sugestões Para Futuros Trabalhos

- * Variar os teores dos elementos de liga Ti, B e Nb e acrescentar novos elementos de liga.
- * Modificar os parâmetros de soldagem e estudar a influência dos mesmos nas propriedades mecânicas e metalúrgicas.
- * Realizar comparações com eletrodos comerciais.
- * Avaliar os eletrodos quanto ao teste de degradação, em temperaturas reais de serviço.
- * Pesquisar profundamente a influência dos elementos de liga no metal de solda, realizando micrografias; fazer análises em microscópio eletrônico de varredura, afim de identificar outras possíveis fases e compostos presentes.

11 - Referências Bibliográficas

- /1/ - AMERICAN WELDING SOCIETY. **Chromium-Molybdenum Steels**. In-Welding Handbook, 7th Edition, Miami, Vol.4, : 53-61, 1982.
- /2/ - AMERICAN SOCIETY FOR METALS. **Elevated-Temperature Properties of Ferritic Steels**. In-Metals Handbook, Vol.1, 10th Edition, : 617-652.
- /3/ - ARCHER, R.S., BRIGGS, J.Z. & LOEB, C.M.Jr. **Molybdenum**. 4th Edition, 1965.
- /4/ - KOMIZO, Y. & PARGETER, R.J. **Welding in the World**. Vol.27, N° 3/4, : 58-69, 1989.
- /5/ - AMERICAN SOCIETY FOR METALS. **Embrittlement of Steels**. In-Metals Handbook, Vol.1, 10th Edition, : 689-736.
- /6/ - AMERICAN WELDING SOCIETY. **Fundamentals of Welding**. In-Welding Handbook, 7th Edition, Vol.1.
- /7/ - STOUT, R.D. **Weldability of Steels**. Welding Research Council, 4th Edition.
- /8/ - LIU, S. & INDACOCHEA, J.E. **Weldability of Steels**. AWS In-Metals Handbook, Vol.1, 10th Edition, : 603-613.
- /9/ - ITO, Y. & BESSYO, K. **Weldability Formula of High Strength Steels Related to Heat-Affected Zone Cracking**. The Sumitomo Search, N° 1, : 59-70, May 1969.
- /10/ - FUNDAÇÃO BRASILEIRA DE TECNOLOGIA DA SOLDAGEM-FBTS. **Inspetor de Soldagem**. Vol.1.
- /11/ - WAINER, E., BRANDI, S.E. & MELLO, F.D.H. **Soldagem - Processos e Metalurgia**. Editora Edgard Blucher Ltda.
- /12/ - MACHADO, I.G. **Processos de Soldagem & Técnicas Conexas**. A ser publicado pela FBTS.

- /13/ - DAVIS, L. **An Introduction to Welding Fluxes for Mild and Low Alloy Steels.** The Welding Institute, 1981.
- /14/ - LUDIN, C.D. **The Significance of Weld Discontinuities - A Review of Current Literature.** Welding Research Council , Bulletin 222, December 1976.
- /15/ - HOEKSTRA, S., Van der BURG, M.A.S. & den OUDEN, G. **Microstructure and Notch Toughness of Ferritic Weld Metal.** Metal Construction, : 771-775, December 1986.
- /16/ - HARRISON, P. & FARRAR, R. **Microstructural Development and Toughness of C-Mn and C-Mn-Ni Weld Metals - Part 1 - Microstructural Development.** Metal Construction, : 392R-399R, July 1987.
- /17/ - ALÉ, R.M., JORGE, J.C.F. & REBELLO, J.M.A. **Constituintes Microestruturais de Soldas C-Mn Baixa Liga - Parte 2 - Metal de Solda.** Soldagem e Materiais, Vol.5, Nº 2, : 2-11, Abril/Junho 1993.
- /18/ - SVENSSON, L-E & GRETOFT, B. **Microstructure and Impact Toughness of C-Mn Weld Metals.** Welding Journal, : 454s-461s, December 1990.
- /19/ - EVANS, G.M. **The Effect of Carbon on the Microstructure and Properties of C-Mn All-Weld Metal Deposits.** Welding Journal, : 313s-320s, November 1983.
- /20/ - SURIAN, E., TROTTI, J., HERRERA, R. & de VEDIA, L.A. **Influence of Carbon on Mechanical Properties and Microstructure of Weld Metal from a High-Strength SMA Electrode.** Welding Journal, : 133s-140s, June 1991.
- /21/ - GRONG, O.,SIEWERT,T.A. & EDWARDS, G.R. **Effect od Deoxidation Practice on the Transformation Behavior and Toughness of Steels Welds.** Welding Journal, : 279s-288s, November 1986.
- /22/ - EVANS, G.M. **Effect of Manganese on the Microstructure and Properties of All-Weld-Metal Deposits.** Welding Journal, : 67s-75s, March 1980.

- /23/ - FERRANTE, M. **Influência da Composição Química Sobre a Microestrutura e Tenacidade de Metal de Solda Ferrítico - Parte 1: Mn, Si, O e Nb.** Soldagem e Materiais, : 36-43, Julho/Setembro 1989.
- /24/ - FARIAS, J.P. & QUITES, A.M. **Fatores que Influenciam a Microestrutura e as Propriedades Mecânicas do Metal de Solda de Aços ao C-Mn e Baixa Liga.** IX Congresso Regional Latino Americano de Soldagem, : 371-386, 1992.
- /25/ - EVANS, G.M. **Effects of Silicon on the Microstructure and Properties of C-Mn All-Weld-Metal Deposits.** Metal Construction, Vol.18, Nº 7, : 438R-444R, July 1986.
- /26/ - EVANS, G.M. **The Effect of Chromium on the Microstructure and Properties of C-Mn All-Weld-Metal Deposits.** Welding and Metal Fabrication, : 346-358, August/September 1989.
- /27/ - LUNDIN, C.D., KRUSE, B.J. & PENDLEY, M.R. **High Temperature Properties of 2 1/4 Cr-1 Mo Weld Metal.** Welding Research Council, Bulletin Nº 277, : 1-27, May 1982.
- /28/ - EVANS, G.M. **The Effect of Molybdenum on the Microstructure and Properties of C-Mn All-Weld-Metal Deposits.** Reprints from Oerlikon-Schweissmitteilungen.
- /29/ - OH, D.W., OLSON, D.L. & FROST, R.H. **The Influence of Boron and Titanium on Low-Carbon Steel Weld Metal.** Welding Journal, : 151s-158s, April 1990.
- /30/ - FERRANTE, M. **Influência da Composição Química Sobre a Microestrutura e Tenacidade de Metal de Solda Ferrítico - Parte 2: Al, Ti, N e B.** Soldagem e Materiais, : 38-45, Julho/Setembro 1990.
- /31/ - EVANS, G.M. **The Effect of Titanium in SMA C-Mn Steel Multipass Deposits.** Welding Journal, : 447s-454s, December 1992.
- /32/ - EVANS, G.M. **The Effect of Titanium in Manganese-Containing SMA Weld Deposits.** Welding Journal, : 123s-133s, March 1993.

- /33/ - KOHNO, R., TAKAMI, T., MORI, N. & NAGANO, K. **New Fluxes of Improved Weld Metal Toughness for HSLA Steels.** Welding Journal, : 373s-380s, December 1982.
- /34/ - LIAO, F.C. & LIU, S. **Effect of Deoxidation Sequence on Carbon Manganese Steel Weld Metal Microstructures.** Welding Journal, : 94s-103s, March 1992.
- /35/ - MILLS, A.R., THEWLIS, G. & WHITEMAN, J.A. **Nature of Inclusions in Steel Weld Metals and Their Influence on Formation of Acicular Ferrite.** Material Science and Technology, Vol.3, : 1051-1061, December 1987.
- /36/ - SURIAN, E.S., TROTTI, J.L. & BONISZEWSKI, T. **Effect of Oxygen Content on Charpy V-Notch Toughness in 3 % Ni Steel SMA Weld Metal.** Welding Journal, : 263s-268s, July 1992.
- /37/ - EVANS, G.M. **The Effect of Aluminum in Shielded Metal Arc C-Mn Steel Multipass Deposits.** Welding Journal, : 32s-39s, January 1991.
- /38/ - EVANS, G.M. **The Effect of Niobium in Manganese Containing MMA Weld Deposits.** Reprints from Oerlikon-Schweissmitteilungen.
- /39/ - EVANS, G.M. **The Effect of Vanadium in Manganese Containing MMA Weld Deposits.** Reprints from Oerlikon-Schweissmitteilungen.
- /40/ - Es-SOUNI, M., BEAVEN, P.A. & EVANS, G.M. **Microstructure and Mechanical Properties of Cu-Bearing MMA C-Mn Weld Metal.** Reprints from Oerlikon-Schweissmitteilungen.
- /41/ - EVANS, G.M. **The Effect of Nickel on the Microstructure and Properties of C-Mn All-Weld Metal Deposits.** Reprints from Oerlikon-Schweissmitteilungen.
- /42/ - EVANS, G.M. **Effects of Sulphur and Phosphorus on Microstructure and Properties of C-Mn All-Weld Metal Deposits.** Metal Construction, Vol.8, N° 10, : 631R-636R, October 1986.

- /43/ - DIXON, B.F. **Interactions Between Iron, Sulphur and Manganese During Weld Metal Solidification of a Carbon-Manganese Steel.** Metal Construction, Vol.19, N° 11, : 650R-654R, November 1987.
- /44/ - SUZUKI, J. & TAMAKI, K. **Effect of Stress on Types of Fracture Surface of Reheat Cracking.** Transactions of The Japan Welding Society, Vol.19, N° 1, : 40-45, April 1988.
- /45/ - TAMAKI, K., SUZUKI, J. & TATÉ, H. **Combined Influence of Sulphur and Manganese on Reheat Cracking of Cr-Mo Steels.** Transactions of The Japan Welding Society, Vol.19, N° 1, : 46-52, April 1988.
- /46/ - TULIANI, S.S. **Notch Toughness of Commercial Submerged-Arc Weld Metal.** Welding and Metal Fabrication, 37(8) : 327-339, Aug.1969.
- /47/ - AMERICAN WELDING SOCIETY - **Specification for Low Alloy Steel Covered Arc Welding Electrodes.** AWS A 5.5-81
- /48/ - VIEIRA, M.C.B. **Medição do Nível de Hidrogênio no Metal de Solda.** Dissertação de Mestrado do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e dos Materiais da Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 1990.
- /49/ - SHUTT, R.C.& FINK, D.A. **New Considerations for the Measurement and Understanding of Diffusible Hydrogen in Weld Metal.** Welding Journal, Vol.64, N° 1, : 19-28, Jan.1985.
- /50/ - ABSON, D.J.& DOLBY, R.E. **A Scheme for the Quantitative Description of Ferritic Weld Metal Microstructures.** The Welding Research Bulletin, 21(4), : 100-103, April 1980.