

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

SOLDABILIDADE DE AÇO 10 Nb A ARCO SUBMERSO
EM ALTAS VELOCIDADES COM CONSUMÍVEIS NACIONAIS

Dissertação submetida à Universidade Federal de Santa
Catarina para a obtenção do Grau de Mestre em Engenharia

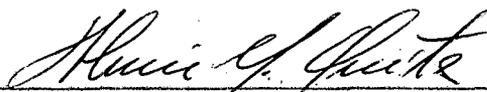
AMÉRICO SCOTTI

FLORIANÓPOLIS, MARÇO DE 1982

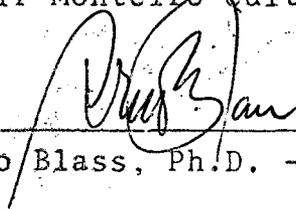
SOLDABILIDADE DE AÇO AO NB A ARCO SUBMERSO
EM ALTAS VELOCIDADES COM CONSUMÍVEIS NACIONAIS

AMÉRICO SCOTTI

Esta dissertação foi julgada para a obtenção do título de Mestre em Engenharia - Especialidade Mecânica e aprovada em sua forma final pelo Curso de Pós-Graduação.

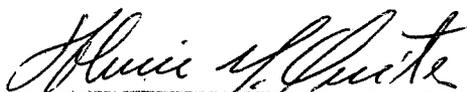


Prof. Almir Monteiro Quites, M.Sc. - Orientador



Prof. Arno Blass, Ph.D. - Coordenador do Curso

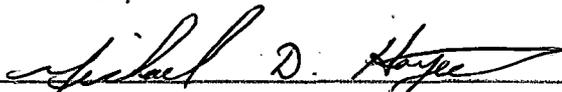
BANCA EXAMINADORA



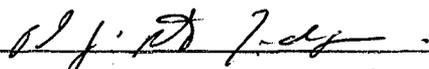
Prof. Almir Monteiro Quites, M.Sc. - Presidente



Prof. Augusto José de A. Buschinelli, Dr. Ing.



Prof. Michael Donald Hayes, M.Sc.



Eng^o. Paschoal J. P. Bordignon, M.Sc.

A meu pai ...

com quem aprendi o que de
mais importante eu sei.

AGRADECIMENTOS

- Ao prof. Almir Monteiro Quites, como orientador, pela dedicação e ensinamentos transferidos;
- Aos demais membros da banca, pela atenção dedicada;
- Ao Depto. de Eng. Mecânica da UFSC e à Coordenadoria de Pós-Graduação em Eng. Mecânica, nas pessoas dos profs. Arno Bollmann e Arno Blass, pela oportunidade da realização deste trabalho;
- Aos profs. Jair Carlos Dutra, Augusto Buschinelli, Berend Snoeijer e Wolfgang May, pela colaboração dada na solução de dúvidas;
- Ao prof. Michael Hayes, da UFMG, pelos ensinamentos e oportunidade de enriquecimento do conteúdo deste trabalho;
- Aos funcionários e amigos do LACIMAT, LABMETRO, Lab. Maq. Oper. e Lab. de Fotografia, pela ajuda, quando da utilização destes laboratórios;
- Aos amigos Jânio Scheffer, Mariovaldo Silva, Biase Faraco Neto, Aldo Di Bernardi, Renê Osório e Sérgio A. Dias, integrantes do LABSOLDA, pela ajuda e sugestões;
- Aos mestrandos Alisson Machado e Alexandre Dias, pelo coleguismo;
- À Companhia Siderúrgica Nacional e a Brasox Ind, Com. Ltda., pelo suporte a este trabalho;
- À CBMM, pelo acesso à bibliografia especializada;
- À CNEN, pelo apoio financeiro;
- Aos Eng. Carlos Alberto Nolasco (CSN), Sérgio Azambuja (CSN) e Ronaldo Paranhos (Brasox), pelas sugestões e empenho;
- À sra. Vera Lúcia Sodrê Teixeira, pelo serviço de datilografia;
- Aos demais professores e colegas, que, direta ou indiretamente,

- contribuíram para o êxito deste trabalho;
- E, principalmente, à minha esposa, Maria Cristina, pela paciênci
a, compreensão e estímulo.

SUMÁRIO

Introdução Geral	1
CAPÍTULO I - CONSUMÍVEIS PARA SOLDA POR ARCO SUBMERSO - ESPECIFICAÇÃO	4
1.1 - Introdução	4
1.2 - Arames Eletrodos	5
1.2.1 - Composição dos arames eletrodos.	5
1.2.2 - Classificação e seleção	6
1.3 - Fluxos	7
1.3.1 - Funções e propriedades dos fluxos	7
1.3.2 - Classificação e seleção	19
CAPÍTULO II - ESTUDO DA ZONA AFETADA PELO CALOR	28
2.1 - Introdução	28
2.2 - Solubilidade de Carbetos e Carbonitretos de Nb	30
2.3 - Efeito do Teor de Nb	39
2.4 - Influência de Outros Elementos de Liga .	44
2.5 - Considerações	46
CAPÍTULO III - METAL DE SOLDA DE AÇOS MICROLIGADOS AO NIÓBIO, SOLDADOS POR ARCO SUBMERSO	47
3.1 - Introdução	47
3.2 - Zona Fundida de Soldas por Arco Submerso	47
3.3 - Soldabilidade de Aços Microligados ao Nb pelo Processo Arco Submerso	49

3.4 - Microestruturas das ZF de Aços Microliga- dos ao Nb	50
3.4.1 - Microconstituintes principais ..	52
3.4.2 - Microfases	55
3.5 - Influência dos Elementos Químicos sobre a Microestrutura	57
3.5.1 - Influência do nióbio	57
3.5.2 - Influência de outros elementos .	59
3.6 - Tenacidade de Cordões de Solda de Aços Microligados ao Nb Soldados por Arco Sub- merso	62
3.6.1 - Ação do nióbio sobre a tenacida- de	63
3.6.2 - Ação de outros elementos sobre a tenacidade	65
3.7 - Influência do Tratamento de Alívio de Tensão sobre as Propriedades de Soldas de Aços Microligados ao Nb por Arco Sub- merso	71
3.8 - Influência dos Fluxos sobre a Tenacidade de Soldas de Aços Microligados ao Nb por Arco Submerso	74
3.9 - Considerações Gerais	78
 CAPÍTULO IV - PROCESSOS, INSUMOS E PROCEDIMENTOS	 82
4.1 - Introdução	82
4.2 - Equipamento de Soldagem	82
4.3 - Tipo de Corrente	85
4.4 - Material de Base	85

4.5	- Tipo de Junta	85
4.6	- Macroestruturação do Cordão de Solda ...	88
4.7	- Tratamentos Térmicos	88
4.8	- Determinação dos Parâmetros de Soldagem.	88
4.9	- Consumíveis	90
4.10	- Corpos de Prova	92
4.11	- Amostragem	93
4.12	- Testes de Qualificação	94
	4.12.1 - Teste de tração	94
	4.12.2 - Teste de dobramento	94
	4.12.3 - Teste de impacto Charpy-V	96
4.13	- Análise Metalográfica	98
4.14	- Fractografia	99
4.15	- Perfil de Dureza	99
4.16	- Análise Química	100
4.17	- Medidas Durante a Soldagem	100
	4.17.1 - Controle de corrente	100
	4.17.2 - Consumo do eletrodo	101
	4.17.3 - Consumo de fluxo	102
	4.17.4 - Medição do ciclo térmico	102

CAPÍTULO V	- ESTUDO DA ZONA FUNDIDA DO AÇO NIOCOR-1 SOLDADO	
	POR ARCO SUBMERSO	104
5.1	- Introdução	104
5.2	- Qualificação dos Cordões de Solda	105
	5.2.1 - Série principal de corpos de prova	105
	5.2.2 - Série alternativa de corpos de prova	111

5.3 - Perfil de Dureza	114
5.4 - Composição Química	117
5.5 - Análise Metalográfica	119
5.6 - Fractografia	124
5.7 - Levantamento do Ciclo Térmico dos Cordões de Solda	128
5.8 - Observações	130
CAPÍTULO VI - ESTUDO DA ZONA AFETADA PELO CALOR DO AÇO NIO- COR-1 SOLDADO POR ARCO SUBMERSO	136
6.1 - Introdução	136
6.2 - Análise Metalográfica	136
6.2.1 - Constituição morfológica	136
6.2.2 - Tamanho de grão	137
6.3 - Dureza da Região de Crescimento de Grãos da ZAC	139
6.4 - Observações	139
CAPÍTULO VII - ESTUDO DO COMPORTAMENTO DOS FLUXOS NA SOLDAGEM DO NIOCOR-1 POR ARCO SUBMERSO	141
7.1 - Introdução	141
7.2 - Consumo dos Consumíveis	141
7.2.1 - Consumo do eletrodo	142
7.2.2 - Consumo do fluxo	142
7.2.3 - Observações sobre o consumo dos consumíveis	142
7.3 - Atividade dos Fluxos	145
7.4 - Basicidade dos Fluxos	146

CAPÍTULO VIII - PARTE FINAL	152
8.1 - Comentários finais	152
8.2 - Conclusões	156
8.3 - Sugestões para Futuros Trabalhos	158
RELAÇÃO BIBLIOGRÁFICA	160

RESUMO

Pesquisou-se um conjunto de procedimentos para soldagem de aço microligado ao nióbio pelo processo arco submerso, com consumíveis nacionais, com o objetivo de conseguir, simultaneamente, soldagens mais econômicas e melhores propriedades mecânicas. Por meio de uma série de experiências com sete combinações fluxo/arame, avaliaram-se as propriedades das soldas por meio de testes mecânicos (tração, dobramento e impacto), em três condições diferentes de soldagem. A análise dos resultados baseou-se nas composições química e microestrutural das soldas. Verificou-se a influência dos consumíveis sobre a microestrutura e a composição química resultante, relacionando as propriedades obtidas com as combinações fluxo/arame utilizadas.

Demonstraram-se possibilidades de determinar, com poucos testes, parâmetros que satisfaçam a exigência de soldagem econômica. Determinou-se a influência dos parâmetros de soldagem sobre o consumo dos arames e sobre a basicidade, a atividade e o consumo dos fluxos. Finalmente, face às dificuldades normalmente encontradas na seleção de consumíveis para arco submerso, demonstrou-se ser possível estabelecer uma sistemática para facilitar esta tarefa.

De todas as análises e observações, concluiu-se que, para algumas das combinações fluxo/arame estudadas, o objetivo proposto foi alcançado.

ABSTRACT

A set of procedures was established for welding of Nb micro-alloyed steel by the submerged arc process, using national consumables, in order to simultaneously achieve a more economic welding and better mechanical properties. By a series of experiments involving seven flux-wire combinations, and three different welding conditions, the properties of the weldments were evaluated by means of mechanical tests (tension, bending and impact). Analysis of results was based on chemical composition and microstructure of the weldments. The influence of the consumables on microstructure and chemical composition was verified by relating the properties with the several flux-wire combinations.

The possibility of determining the parameters satisfying the requirements of economic welding with a few tests was verified. The influence of welding parameters on wire consumption, basicity, activity and flux consumption was also determined. Finally, given the difficulties usually encountered when selecting submerged arc consumables, the possibility was shown of establishing a systematic approach towards that purpose.

From all the analyses and observations conclusion was obtained that for some of the flux-wire combinations considered, the proposed objectives were achieved.

INTRODUÇÃO GERAL

Até cerca de 20 anos atrás⁽⁴⁰⁾, se conhecia o efeito do Nb como formador de carbeto e retardador da recristalização da austenita, no entanto, devido as dificuldades de sua extração de uma forma econômica, não era usado na fabricação de aços. Mais tarde, com a descoberta e processamento da reserva do pirocloro, localizada em Araxá, MG, o Nb passou a ser muito utilizado, especialmente na substituição de outros elementos refinadores de grão e endurecedores por precipitação (Ti, V e Al), em aços C-Mn, produzindo os mesmos efeitos com muito menor quantidade adicionada.

Em aços C-Mn microligados, com cerca de 0,03% de Nb, consegue-se valores elevados de resistência mecânica aliados à boa tenacidade. Porém, o processo de fabricação dos mesmos envolve laminação à quente controlada, exigindo equipamentos de grande potência. Além disto, sabe-se que laminação controlada gera queda de produtividade em relação à laminação normal.

Com a utilização de teores de Nb mais elevados que o normal, tem-se demonstrado ser possível obter elevados níveis de tenacidade no produto, mesmo quando processado segundo um critério não tão severo como o de laminação controlada. Isto possibilita obter produtos de qualidade com o uso de equipamento de menor potência e com maior produtividade.

Na figura 1 mostra-se a influência do teor de Nb e da temperatura final de laminação sobre as propriedades do aço. Nota-se que para obter propriedades semelhantes usando maior temperatura final de laminação (laminadores menos robustos), necessita-se de maior teor de Nb. Principalmente na produção de chapas de grandes espessuras, onde é difícil aplicar baixa temperatura final

de laminação^(21,40), é recomendável o uso de mais alto teor de Nb. O efeito de refino de grão, provocado pelo maior teor de Nb, possibilita a produção de uma estrutura com elevadas características de tenacidade. No entanto, cuidados especiais quanto a soldabilidade precisam ser tomados, já que estes aços estruturais, também chamados de baixa liga e alta resistência (BLAR- do inglês "high strength low alloy"), têm a soldagem sempre presente em sua utilização.

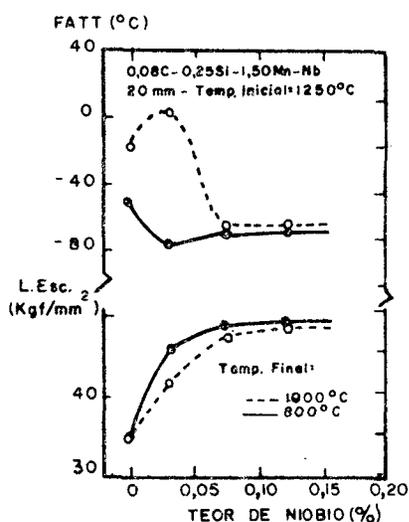


FIGURA 1 - Efeito do teor de Nb e temperatura final de laminação sobre propriedades do aço⁽¹⁶⁾.

Do estudo atualizado da soldabilidade destes aços, principalmente em soldagem por aço submerso, é ressaltada a necessidade de aprofundar a pesquisa sobre o comportamento dos consumíveis em diversas condições de operação. No Brasil, onde os consumíveis para arco submerso apresentam poucas diferenças entre si, ainda pe precário o nível de conhecimento que se tem dos mesmos. Este fato traz prejuizos ao desenvolvimento e comercialização dos aços BLAR, principalmente para maiores teores de Nb.

Neste trabalho busca-se encontrar condições mais favoráveis para a soldagem de aços microligados, com baixo teor de Nb, sob a ação de consumíveis de fabricação nacional. Com uma análise complementar, relativa ao efeito dos fluxos sobre a solda, deseja-se encontrar características que poderão servir de referência para seleção de fluxos, na soldagem destes aços. Deste modo, estar-se-á contribuindo para que se diminua as dúvidas a respeito da soldabilidade dos aços microligados ao Nb, usando-se materiais e tecnologia nacionais.

CAPÍTULO I

CONSUMÍVEIS PARA SOLDA POR ARCO SUBMERSO - ESPECIFICAÇÃO

1.1 - Introdução

No processo de solda por arco submerso é quase totalmente impossível escolher os consumíveis pelas especificações técnicas dos produtos, com garantia de obter soldas qualificadas a baixo custo, devido principalmente a dificuldade de controlar o comportamento dos fluxos em várias situações. No Brasil, onde se tem uma pequena linha de produtos e pouca informações sobre os consumíveis, mesmo por parte dos fabricantes, a dificuldade torna-se maior.

Na realidade, o único modo de especificar consumíveis e parâmetros de processo para obtenção de uma solda otimizada, em arco submerso, é a simulação das condições práticas⁽⁵³⁾. Porém isto demanda tempo e dinheiro, já que se pode obter várias combinações fluxo/arame/parâmetros de soldagem. Neste trabalho, procura-se mostrar a necessidade de aproveitar os conhecimentos prévios, tanto em relação aos insumos, como à ação das variáveis do processo sobre eles, por considerar ser a única forma de diminuir o número de combinações possíveis.

Com o intuito, então, de conhecer melhor os consumíveis para arco submerso, e com isto ter algumas indicações do possível comportamento, fêz-se neste capítulo uma revisão das principais características dos arames eletrodos e fluxos comercialmente

usados neste processo.

1.2 - Arames Eletrodos

No processo por arco submerso, a principal fonte de material de enchimento é o arame eletrodo. Este arame é constituído basicamente de aço C-Mn-Si, e revestido de cobre, para dar proteção contra o ataque atmosférico e proporcionar melhores condições de contato elétrico. Além da função de enchimento, o arame eletrodo pode ainda fornecer à solda elementos de liga, que podem agir tanto como agentes de melhoria operacional, como aperfeiçoadores de microestrutura.

1.2.1 - Composição dos arames eletrodos

Como foi dito, os arames eletrodos são constituídos basicamente dos mesmos constituintes dos aços, exceção feita para casos não muito comuns para o processo arco submerso. A variação dos teores de C, Mn e Si é função da composição desejada da solda, além de alguns fatores operacionais. O Si, p. ex., quando em alto teor, aumenta a fluidibilidade e molhabilidade do fundido⁽²⁾, entretanto esta qualidade é contrabalançada pelos efeitos deteriorantes provocados por uma alta concentração de Si na composição do cordão de solda, tanto pelo endurecimento por solução sólida, como pela redução da razão Mn/Si.

O nível de carbono, geralmente pequeno, é limitado para evitar a presença de fases indesejáveis, como martensita e

carbeto bainítico. O Mn é usado até 2,5% para aproveitar suas já conhecidas qualidades metalúrgicas⁽⁷⁾ sobre o depósito de solda.

A introdução de elementos de liga no cordão de solda através do arame eletrodo, foi verificado ser muito mais simples e de maior rendimento que através de outros meios, como o fluxo. Por isto, mesmo com prejuízo na facilidade de fabricação, os arames passaram a receber elementos de liga em sua composição. Elementos, tais como Cr, Ni, Mo e B, são utilizados para melhorar as propriedades mecânicas do depósito e controlar a temperabilidade. Outros, como Ti, V e Al, são usados para refinar a microestrutura e remover N, aperfeiçoando a tenacidade do depósito. O Ti, devido sua afinidade pelo oxigênio, pode também ser usado na proteção de elementos como o boro.

Os fortes formadores de sulfetos, tais como as terras raras, Ca e o Ti são algumas vezes usados para reduzir a probabilidade de produção de carbosulfetos, como carbosulfetos de Nb⁽¹⁶⁾. O teor de S e P no eletrodo deve ser o mínimo possível.

1.2.2 - Classificação e seleção

Como as propriedades mecânicas dos arames eletrodos, tais como resistência mecânica e alongamento, aparentemente não tem influência sobre o cordão de solda (sua influência estaria restrita ao controle operacional, como dificuldades de bobinar ou endireitar), a característica mais importante a ser observada é a sua composição química. As normas AWS-5-17-76⁽²⁾, para eletrodos de aço carbono, e AWS-5-23-76⁽³⁾, para eletrodos de aço baixa liga, são as mais usadas atualmente e classificamos arames eletrodos

por sua composição química. Portanto, a seleção de arame eletrodo não chega a ser problema, apesar de se saber que sua interação com o fluxo apresenta comportamentos muitas vezes não esperados.

1.3 - Fluxos

São os fluxos que tornam o processo de solda por arco submerso tão versátil, porém o domínio sobre o seu comportamento é ainda algo desejável e complexo. Muito se tem feito no sentido de facilitar ao usuário a tarefa de selecioná-los, mas infelizmente os resultados não obtiveram êxito total. Entretanto, estudos proporcionaram alguns conhecimentos que, sem dúvida, facilitam a compreensão deste comportamento.

A síntese das características dos fluxos aqui feita, tem como objetivo facilitar o atual e futuros trabalhos.

1.3.1 - Funções e propriedades dos fluxos

A ação do fluxo na soldagem por arco submerso é sobre a formação da escória, isto é, na combinação, dissolução e/ou redução de óxidos que se formarem no material fundido. Esta escória deverá sobrenadar o metal fundido, devendo ter para isto densidade inferior ao mesmo, afim de possibilitar a formação de um cordão limpo de impurezas. Porém outras funções são também reservadas aos fluxos, sendo as mais importantes o controle da composição química do metal de solda, proteção da poça fundida contra o meio ambiente e ação sobre o comportamento do arco.

Para cumprir estas funções, algumas propriedades dos fluxos devem ser observadas e controladas, sendo que as principais seriam⁽²⁰⁾: viscosidade, molhabilidade, temperatura de fusão, calor específico, condutibilidade elétrica, composição química após fabricado, método de fabricação, tamanho de partículas e basicidade.

Infelizmente, muitas destas propriedades são interdependentes, de modo que não se consegue otimizar uma a uma. Com isto, um compromisso entre elas tem de ser obtido, de modo que cada propriedade seja satisfeita sem o prejuízo de um todo. Devido a esta interdependência, um comentário sobre estas propriedades torna-se mais fácil de ser feito relacionando três efeitos que agem sobre elas, ou seja, efeito térmico, efeito da composição e efeito do método de fabricação.

a) Efeito Térmico sobre as Propriedades dos Fluxos

Num processo de soldagem, é difícil de se determinar ou mesmo estimar os ciclos térmicos. Variações de parâmetros, tais como tensão, corrente, velocidade de soldagem e altura de tomada de corrente, podem modificar totalmente a geometria da solda⁽⁴⁴⁾ e com isto a distribuição de calor. No processo arco submerso, que normalmente opera com altas energias, o caso torna-se ainda mais complexo, como mostra Hickey et al⁽²³⁾.

Os fluxos terão então comportamentos diferentes para cada ciclo térmico de soldagem, ou seja, um fluxo cujo comportamento é o ideal para uma certa condição, poderá não mais o ser para outra condição.

Num ciclo térmico pode-se definir mais facilmente a velocidade de aquecimento, temperatura máxima, tempo de permanência acima da temperatura de fusão e velocidade de resfriamento. Como

ver-se-á, modificações em qualquer destes pontos do ciclo acarretará em variações no comportamento dos fluxos.

A viscosidade é função inversa da temperatura, ou seja, quanto maior a temperatura menor a viscosidade (maior fluidez). Os fluxos normalmente produzem escórias com viscosidade na ordem de 2 a 7 poises a 1400°C contra 200 poises entre 1100° e 1200°C.⁽²⁶⁾ A escória formada pelo fluxo não deverá ter uma viscosidade muito baixa, pois além de poder escorrer para fora do cordão, desprotegendo-o, facilitará ainda a transferência de gases da atmosfera para a solda, pois átomos e moléculas se difundem tão mais lentamente quanto maior for a viscosidade. No entanto, uma viscosidade muito elevada também poderia prejudicar o escape de gases formados na reação fluxo/material fundido. Schwemmer et al⁽⁴⁵⁾ verificaram que a viscosidade também afeta a morfologia do cordão, já que um fluxo com alta viscosidade tende a confirmar a poça de metal fundido, conseqüentemente crescendo a concentração do calor aportado em uma área, resultando assim em maior penetração.

Molhabilidade é outra característica dependente da temperatura. O abaixamento da tensão superficial, conseguido, em geral, com aumento da temperatura, melhora a molhabilidade. Como se vê, existe uma interdependência entre viscosidade e molhabilidade, pois ao se usar um processo que forneça elevada temperatura, poderá haver benefício para a molhabilidade, mas prejuízos para a viscosidade. Como se verá adiante, outros fatores podem controlar estas duas características.

A condutibilidade térmica e o calor específico dos fluxos podem agir sobre o ciclo térmico, alterando-o para materiais com estas características diferentes. Os fluxos não são condutores elétricos à temperatura ambiente, mas com a elevação da tempe-

ratura cai sua resistência elétrica e com isto tornam-se condutores. Na figura 2 pode-se verificar a variação da resistência elétrica e viscosidade com a temperatura. Logo, para mesmas condições operacionais, deve-se esperar mudanças no ciclo térmico quando se muda o fluxo.

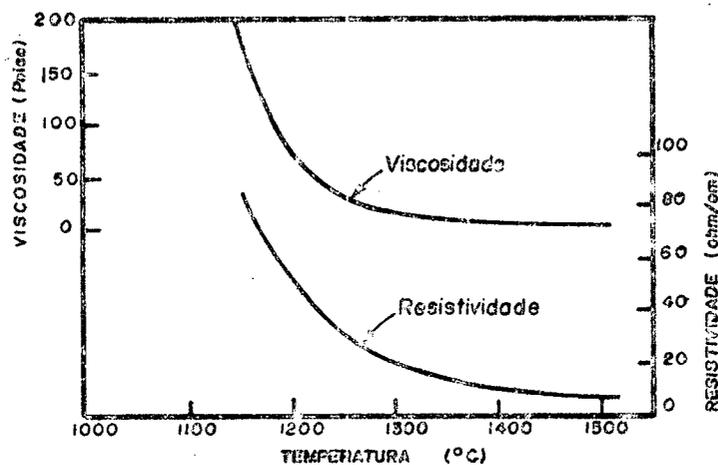


FIGURA 2 - Viscosidade e resistividade de um fluxo de silicato de cálcio típico em função da temperatura^(2,3).

Presume-se que nas soldagens a arco submerso cujos parâmetros elevem o consumo de fluxos (alta energia aportada), convenha usar fluxos de alto ponto de fusão (para manter a viscosidade adequada) desde que se mantenha as outras características compatíveis.

b) Efeito da Composição sobre as Propriedades do Fluxo

Variando a composição química do fluxo pode-se controlar quase todas as características dos mesmos. Considera-se aqui como composição não só a constituição química como também a forma em que se apresentam estes elementos. Como se poderá ver mais à frente, ou com mais detalhes em outros trabalhos^(2,3,23,26,30,34,53), várias são as constituições possíveis para um fluxo, porém

alguns constituintes têm suas funções bem definidas.

A tensão superficial, por exemplo, é influenciada pela temperatura, mas também pela composição da escória e da poça de fusão. A tensão superficial típica da escória do sistema sílica-óxido de Mn e sílica-óxido de Ca, a 1600°C, é na ordem de 400 dinas/cm, comparado com mais de 1500 para o ferro em atmosfera de He⁽²⁶⁾. Têm-se verificado que escória com alto teor de TiO₂ e CaF₂, provenientes do fluxo, tem extraordinariamente baixa tensão superficial⁽³⁴⁾, ou seja, alta molhabilidade.

Outros elementos ou compostos podem ser adicionados para controlar viscosidade, ponto de fusão, condutibilidade térmica e elétrica, etc.. Para compostos como Fe₂O₃, CaO, MnO, CaF₂ e Al₂O₃ mostrou-se⁽⁴⁵⁾ decrescer a viscosidade de fluxos básicos, enquanto que para SiO₂ mostrou-se que a viscosidade cresce, tanto para fluxos básicos como ácidos. O CaF₂ é considerado⁽²⁶⁾ como dos mais efetivos na redução da viscosidade, assim como o TiO₂ quando substituindo Al₂O₃ e SiO₂ na composição. A composição do fluxo deve ser tal que o diagrama de fases apresente uma grande área de fase líquida abaixo de 1480°, pois o fluxo deve permanecer fundido até que todo metal solidifique. Dos óxidos que abaixam o ponto de fusão, o BaO é o que tem maior efeito⁽¹⁹⁾. Já o CaO aumenta a temperatura de fusão⁽⁴⁵⁾.

A estabilidade do arco é outra característica muito importante, sendo função da composição química do fluxo, isto é, para uma dada tensão e corrente vai depender do potencial de ionização do material no qual o plasma é produzido. No arco submerso considera-se que o arco opera em uma atmosfera composta basicamente de vapor de ferro adulterado por outros elementos do eletrodo e alguns do fluxo⁽⁴⁵⁾. A condução pura através de escória fundida só

é verificada em soldas com muito baixa velocidade, usando fluxos especiais⁽²⁶⁾.

Patchett⁽³⁸⁾, em um trabalho sobre a influência da composição da escória sobre a estabilidade do arco e transferência de calor, cita que o silicato de sódio tem efeito benéfico sobre a estabilidade do arco. Também verificou que quanto maior a estabilidade do arco, maior a penetração. Schwemmer et al⁽⁴⁵⁾ mostram também que a composição do fluxo altera a estabilidade do arco, os alcalis e óxidos alcalino-terrosos produzem vapores facilmente ionizáveis, enquanto SiO_2 , Al_2O_3 e Cr_2O_3 não favorecem a estabilização. Quanto à MnO , FeO , NiO , CaO e TiO_2 , acredita-se ter pequeno efeito sobre a estabilidade do arco, pois seus potenciais de ionização são próximos ao do ferro. No entanto, Jackson⁽²⁶⁾ considera que TiO_2 melhora a estabilidade. Também acha que óxidos de sódio e potássio, adicionados em fluxos agregados, facilitam a abertura e sustentação do arco.

Porém uma grande atenção dos fabricantes é dada aos compostos que podem adicionar ou retirar elementos do cordão de solda. Uma das funções do fluxo, pela formação da escória, é a de desoxidante. Por isto, os óxidos formados na escória não podem ser de fácil dissociação, liberando oxigênio livre ou permitindo sua redução por um elemento metálico do fundido. Na figura 3, vê-se que um óxido facilmente reduzível, como o MnO , incorpora Mn à solda com muito mais facilidade que o SiO_2 incorpora Si.

Os elementos usados como desoxidantes no fluxo são elementos com alta afinidade pelo oxigênio, que reduzirão os óxidos formados no fundido. O Si, o Al e em menor escala o Mn, na forma de ferro ligas⁽²³⁾ cumprem esta função. Elementos como Mn, Si, C, S e P são removidos do metal de solda por oxidação e transferi-

dos à escória ou expelidos como gás. Por isto, uma grande quantidade de desoxidantes se faz necessário, afim de manter os teores de Mn e Si no cordão a níveis desejáveis. Outros elementos com poder desoxidante maior, como Ba, Ti e Zr, são também usados, mas com baixo rendimento de transferência, já que, por serem tão ávidos por oxigênio, reduzem óxidos presentes no fluxo. O efeito desoxidante do CaF_2 , também é constatado por um maior rendimento de transferência de Ti e B^(16,21,50) do arame para a solda. Quanto a remoção do P e S, é verificado⁽²⁶⁾ que fluxos à base de CaO-SiO_2 são mais efetivos que fluxos à base de MnO-SiO_2 .

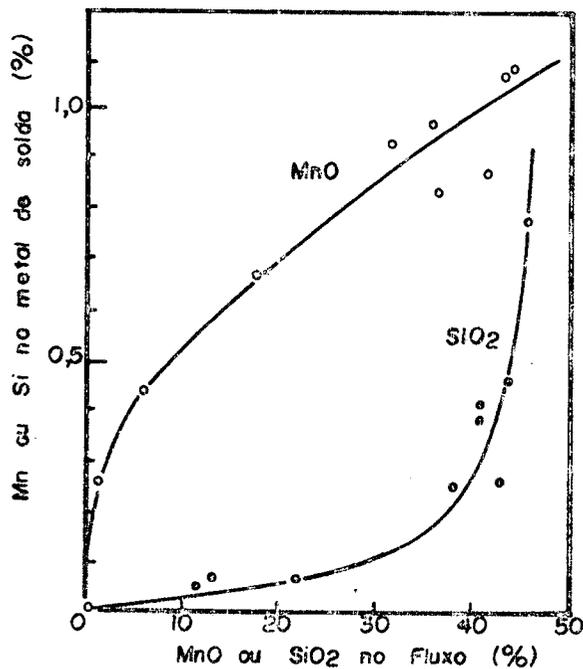


FIGURA 3 - Potencial de transferência de Mn e Si para o cordão de solda⁽²³⁾.

O fluxo pode também ter a função de limpeza da super

fície a ser soldada; sais de cloreto e fluoreto, por terem alta solubilidade para óxidos, são usados na dissolução de óxidos da superfície⁽³⁴⁾. A remoção de tais óxidos tende a crescer a fluidibilidade do metal de solda, permitindo uma soldagem mais suave e uniforme, com depósitos de grande qualidade em altas velocidades⁽²⁶⁾.

O uso de fluxo como adicionador de elementos de liga, tais como Cr, Ni, Mo, etc., não é muito vantajoso, principalmente pelo baixo rendimento de transferência. Além disto, Olson⁽³⁷⁾ acredita que só uma pequena camada de escória que envolve o cordão de solda, participa da reação escória/metál, e com isto grande parte dos elementos de liga continuarão na escória, mesmo não oxidando, sem se transferir para a zona fundida.

Uma outra característica bastante afetada pela composição é a basicidade, normalmente definida por equações do tipo:

$$\text{Basicidade} = \frac{\Sigma \text{ molar dos óxidos básicos presentes no fluxo}}{\Sigma \text{ molar dos óxidos ácidos presentes no fluxo}} \dots (1)$$

Este conceito é mais detalhadamente explicado no ítem 1-3-2, mas em geral, uma maior basicidade implica em baixo teor de oxigênio na solda, ou seja, protege melhor contra a oxidação os elementos da poça de fusão^(20, 23) como mostra a figura 4. Também é conhecido que fluxos básicos são efetivos na remoção de S^(11, 16, 20) do cordão. A ordem de preferência de ligação com S⁻² ao invés de O⁻² é: Ca⁺² > Mg⁺² > Al⁺³ > Si⁺⁴. Então, fluxos com maior poder de dessulfuração são aqueles contendo CaO e MgO. Entretanto, devido ao menor peso molecular (maior nº de moles para mesma quantidade em peso), o MgO é o composto mais efetivo⁽¹⁹⁾. Já com fluxos de baixa basicidade, mas com alto teor de S, na forma de impurezas, pode-se até transferir este elemento para o fundido⁽¹¹⁾. Porém, fluxos com alta basicidade e baixo teor de óxido de ferro,

chegam a remover para escória até 90% do S do metal de solda⁽²⁶⁾.

Na figura 4 verifica-se uma grande dispersão nos dados da relação basicidade x teor de O_2 indicando que outros fatores também agem sobre o teor de oxigênio. Hickey et al⁽²³⁾ mostraram este fato, mas apontam que a basicidade é o fator mais importante, como pode ser notado na tabela 1, transposta do trabalho destes autores. Em ambas a basicidade foi calculada pela equação (3) do item (1.3.2).

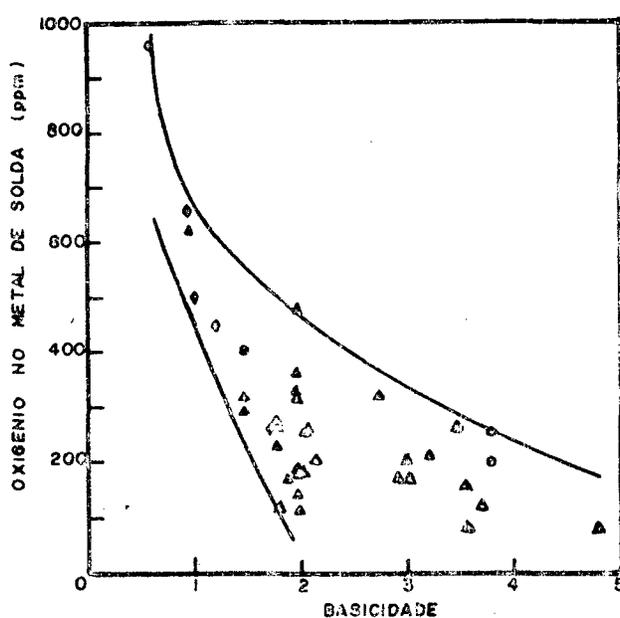


FIGURA 4 - Relação entre a basicidade e teor de oxigênio no metal de solda⁽²³⁾.

Muitas vezes a basicidade é erroneamente relacionada com o abaixamento do nível de elementos de liga no cordão de solda, devido a oxidação onde fluxo ácido oxida elementos, enquanto fluxo básico não⁽²⁶⁾. Isto se deve a confusão que se faz entre a basicidade e o potencial de oxigênio. Considera-se que a basicidade é a atividade do ion oxigênio na escória, enquanto que o potencial de oxigênio é a força motriz para transferência de oxigênio ao metal de solda. Esta força motriz é relacionada com a facilidade com

TABELA 1 - Fatores que influenciam o teor de oxigênio no metal de Solda⁽²³⁾.

A. Efeito da Basicidade

<u>Fluxo</u>	<u>Basicidade</u>	<u>Oxigênio-ppm</u>
VHP-III	.93	623
VHP-XX	9.10	84

B. Efeito do teor de Fluoreto de Cálcio

<u>Fluxo</u>	<u>Basicidade</u>	<u>CaF₂</u>	<u>Oxigênio-ppm</u>
XXIII	1.94	10%	480
XXIV	1.90	15%	360
XXV	1.89	24%	185
XVII	3.69	50%	121

C. Efeito do teor de Óxido de Zircônio

<u>Fluxo</u>	<u>Basicidade</u>	<u>ZrO₂</u>	<u>Oxigênio-ppm</u>
XI	2.10	4.2	258
XII	1.76	4.2	275
XIX	1.78	3.8	263
X	1.74	10.2	170
VIII	1.91	10.2	180
IX	1.95	16.7	110

D. Efeito da Pureza

<u>Fluxo</u>	<u>Basicidade</u>	<u>ZrO₂</u>	<u>Oxigênio-ppm</u>
VHP-VI	3.59	28.6	153
EHP-VI	3.57	28.6	80

C. Efeito da Tensão

<u>Fluxo</u>	<u>Basicidade</u>	<u>ZrO₂</u>	<u>Oxigênio-ppm</u>
XXII 25 volts	2.12	4.0	221
XXII 30 volts	2.12	4.0	204
XXII 35 volts	2.12	4.0	267

F. Efeito de Desoxidantes

<u>Fluxo</u>	<u>Basicidade</u>	<u>Teor de Desoxidantes</u>	<u>Teor de Oxigênio ppm</u>
D-(CaO-TiO ₂ -SiO ₂)	0.60	nenhuma	1612
		2.5% FeSi	1735
		5% FeSi	<u>1556</u>
		Média	1634
		A-(CaO-SiO ₂)	1.42
		2.5% FeSi	502
		5% FeSi	445
		10% FeSi	382
		5% Si	325
		5% Mn	347
		10% FeMnSi	<u>445</u>
		Média	401
(CaO-Al ₂ O ₃)	3.08	nenhuma	148
		0.4% Zr	130
		1.0% Zr	120
		1.4% Zr	105
		0.3% FeV	130
		0.7% FeV	120
		1.0% FeV	110
		0.4% MoTi	110
		0.4% Ti, 0.1% B ₂ O ₃	100
(CaO-SiO ₂)			
Escória CaO/SiO ₂	0.15	nenhuma	2600
N _{Ca} /N _{SiO₂}	0.17	8% FeSi	1900
		16% FeSi	1700
		32% FeSi	1400
Escória CaO/SiO ₂	0.79	nenhuma	1200
N _{CaO} /N _{SiO₂}	0.84	2% FeSi	1000
		4% FeSi	900
		16% FeSi	500
		32% FeSi	500

que os componentes óxidos do fluxo podem ser produzidos⁽²⁰⁾. Deste modo, pode-se ter fluxos de mesma basicidade, mas com potenciais de oxigênio diferentes, o que, ao ser usado na soldagem de aços que contenham elementos de liga com grande afinidade por oxigênio, podem se comportar diferentemente em relação a oxidação destes elementos. Os fluxos para soldagem destes tipos de aços, segundo Jackson⁽²⁶⁾, devem ser constituídos de óxidos de alta estabilidade.

c) Efeito da Fabricação sobre as Propriedades dos Fluxos

O método de fabricação tem um grande efeito sobre as características dos fluxos. Como se verá mais adiante, os fluxos fundidos tem uma homogeneidade química muito maior que os preparados por outro método. Também foi verificado⁽²⁴⁾ que a razão consumo fluxo/arame é maior para fluxos fundidos que para aglomerados.

O grau de pureza da matéria prima dos fluxos também age sobre as propriedades dos mesmos. Com o crescimento da pureza das matérias primas, decresce o teor de oxigênio na solda^(20,23). A figura 5 mostra esta tendência, que é explicada por Hayes et al⁽²⁰⁾ pelo fato das impurezas serem óxidos facilmente reduzíveis.

Em outro trabalho⁽⁴⁸⁾, onde comparou-se dois fluxos iguais com granulometrias diferentes, verificou-se que o tamanho das partículas também influencia o comportamento dos fluxos. Neste trabalho, com o fluxo mais fino teve-se maior consumo e a solda teve menor penetração que com o fluxo mais grosso, para as mesmas condições de soldagem. Jackson⁽²⁶⁾ considera que o tamanho e distribuição das partículas do fluxo é que determina o nível de corrente para o qual o fluxo pode ser usado. A porcentagem de partículas mais finas deve crescer para correntes maiores que 1500 A, a fim de proporcionar um cordão liso sem mordeduras.

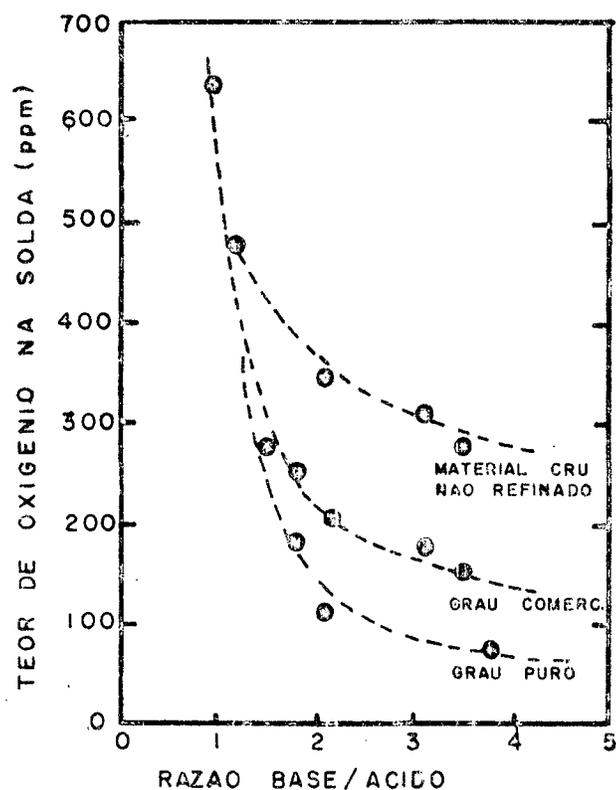


FIGURA 5 - Efeito do crescimento da basicidade e pureza sobre o teor de oxigênio do metal de solda⁽²⁰⁾.

1.3.2 - Classificação e Seleção

Conforme mencionou-se anteriormente, a classificação dos fluxos por um critério satisfatório em quaisquer condições ainda não foi conseguida. A seleção de fluxos passa a ser experimental, sem poder ser extrapolada para outras situações. Porém os fluxos têm algumas características em comum, que, melhor estudadas, poderiam servir de indicação para uma classificação.

a) Normalização

A normalização dos fluxos pouco indica sobre o comportamento deles em qualquer condição. No entanto a maioria das especificações são baseadas nas normas da American Welding Society^(2,3), que classificam os fluxos em relação às propriedades e composição química do depósito, em condições especificadas, para um par fluxo/arame. Apesar de ser uma indicação do que se pode esperar daquele fluxo, pode levar a resultados totalmente errôneos, principalmente ao se trabalhar em condições muito diferentes daquelas especificadas no teste da norma.

b) Método de Fabricação

A partir de um mesmo método de fabricação pode-se esperar alguns comportamentos comuns aos fluxos. As normas AWS citadas anteriormente, definem a classificação dos fluxos pelo método de fabricação do seguinte modo:

i) Fluxo fundido ("Fused Flux"): mistura de sílica e óxidos metálicos com pequenas quantidades de sais halóides, que fundidos formam um silicato metálico vitrificado. O produto é então moído para a granulometria requerida. Os fluxos fundidos poderiam ser subdivididos em silicatos de metal alcalino terrosos (Ca, Sr, Ba e Ra) e em silicatos no qual o Mn substitui em parte ou totalmente os metais alcalinos terrosos.

ii) Fluxo Agregado ("Bonded Flux"): misturas de óxidos de metais alcalino terrosos, finamente divididas, com Mn, Al, Si, Ti ou Zr, mais agentes acalmantes ou desoxidantes, tais como silicomanganês, ferromanganês, ferro-silício ou ligas similares e pequenas quantidades de sais halóides. Esses fluxos podem conter elementos de liga, na forma de elementos metálicos ou ferro-ligas. As misturas são aglutinadas por um ligante e tratadas de modo a

formar grãos resistentes com ingredientes uniformemente divididos.

iii) Fluxos misturados mecanicamente-("Mechanically mixed Flux"): são misturas de alguns fluxos fundidos e fluxos agregados, em variadas proporções, ou mistura de minerais finamente divididos com desoxidantes metálicos e elementos de liga.

A menor temperatura requerida na fabricação dos fluxos agregados em relação aos fluxos fundidos, torna possível a adição de desoxidantes metálicos (como Mn e Si metálico) e elementos ligantes. Esta é uma característica especial destes fluxos, que pode ser aliada a maior destacabilidade da escória. Já os fluxos fundidos são caracterizados por sua extremamente boa homogeneidade química e natureza não higroscópica⁽⁵³⁾. Outras peculiaridades dos fluxos fundidos seriam que eles não formam gases, suas frações finas podem ser separadas sem prejuízo da composição química média e são mais adequados para altas velocidades de soldagem^(19,26).

Embora a AWS não faça distinção entre fluxos não fundidos, uma subdivisão existe⁽²⁶⁾, classificando-os em fluxos agregados ("bonded") e fluxos aglomerados ("agglomerated"). Esta classificação, baseada no tipo de ligante, considera como fluxos agregados aqueles cuja a ação do ligante é feita a baixas temperaturas, como através de silicatos de potássio e sódio, enquanto nos fluxos aglomerados são usados ligantes com ação acima de 760°C. No entanto as propriedades dos dois são semelhantes, exceto na limitação de uso de desoxidantes e ferro ligas para o aglomerado, devido a maior temperatura de fabricação.

c) Atividade

O conceito de atividade de fluxos está relacionado com a incorporação de elementos de liga ao cordão de solda pelo fluxo. Segundo este conceito, fluxos ativos são aqueles que adicio

nam elementos de liga ao depósito de solda, enquanto fluxos neutros não provocam variações na composição química esperada.

Howden⁽¹²⁾ verificou que a razão de consumo fluxo/arame aumenta com a tensão, resultado este comprovado por outros autores^(21, 23). Também notou que este aumento do consumo do fluxo também aumentava o teor de Si e Mn na solda, para diferentes tipos de fluxos (exceto Mn em fluxo fundido sem MnO). Ainda verificou que quanto maior a quantidade de metal livre no fluxo, maior era o acréscimo deste elemento na solda. Isto o levou a considerar a classificação de alguns fabricantes, que consideram a quantidade de metal livre no fluxo como fator de atividade, possibilitando a classificação de fluxos em neutro, semi-neutro e ativo.

Wittstock⁽⁵³⁾ chega a afirmar que qualitativamente poderia-se chamar de fluxos neutros aqueles que não aumentam sensivelmente a resistência mecânica do depósito e fluxos ativos aqueles que proporcionassem aumento na resistência com o aumento do consumo relativo de fluxo.

Porém a generalização destes termos tornou-se impossível, visto que variáveis do processo podem modificar a atividade do fluxo. Verificou-se que quase todos os fluxos alteram o teor de Mn, Si e C da solda e, o mais interessante, que esta alteração não é só função das variáveis do processo, como também da composição química do eletrodo. Em um trabalho em que Killing e Thier⁽³⁰⁾ conseguiram isolar a influência do metal de base sobre a reação fluxo (escória)/eletrodo, eles verificaram que existe um teor de elemento no eletrodo, acima do qual o fluxo retira este elemento do produto final (fundido) e abaixo do qual passa a incorporar este elemento, ou seja, funciona ativamente.

Este teor de elemento no eletrodo, chamado de ponto

neutro, é função principalmente do fluxo, mas pode ser deslocado pelos parâmetros de soldagem. O ponto neutro pode variar de 0-100%, como pode-se melhor visualizar na figura 6, onde o produto de reação fluxo/arame sempre perderá Mn, para qualquer teor de Mn do eletrodo, quando o fluxo for do tipo sem MnO, ou seja, o P.N. é igual a zero. Já quando se usa um fluxo que contenha MnO, o P.N. é deslocado para direita.

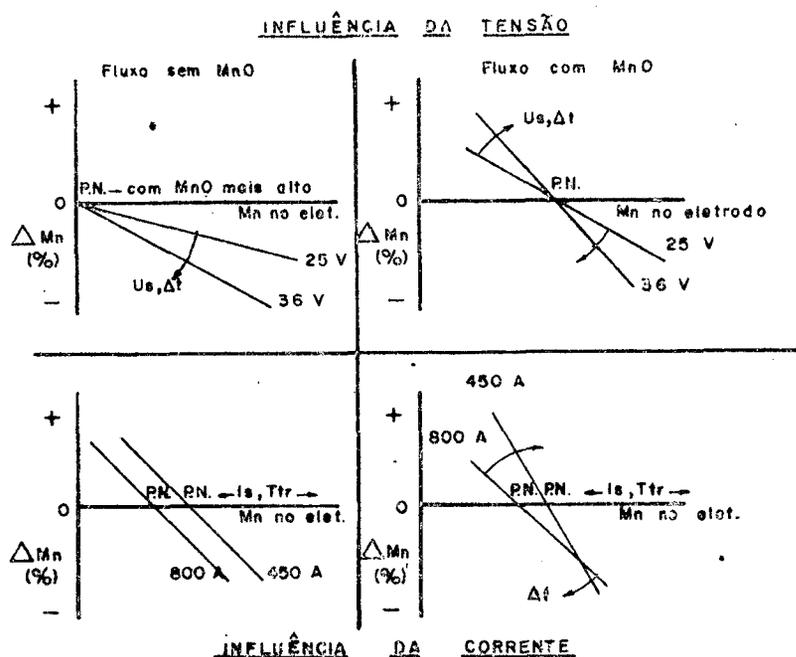


FIGURA 6 - Esquemática da influência dos parâmetros de soldagem sobre a atividade do Mn. U_s - tensão do arco; I_s - intensidade de corrente; P.N. - ponto neutro; Δt - variação do tempo de reação; T_{tr} - temp. média da reação escória/metal⁽³⁰⁾.

Continuando a observar a figura 6, vê-se que o aumento da tensão não modifica P.N. e sim a inclinação da curva; se está trabalhando à esquerda do P.N., o aumento da tensão aumenta tam

bem a quantidade de elemento depositado. Já a corrente desloca o P.N., além de inclinar a curva. Nas figuras 7 a 10, tem-se demonstrada a influência da tensão e corrente sobre a variação dos elementos C, Mn e Si no produto de reação fluxo/arame para dois tipos de fluxos. Resumidamente, as observações de Killing e Thier foram o seguinte:

a) A influência dos parâmetros é diferente para cada elemento e é dependente do tipo de fluxo;

b) Pode-se desprezar a variação (em relação a composição esperada) de elementos de liga, tais como Cr, Mo, Ni, etc., quando o fluxo não tiver estes elementos na forma livre;

c) Para os dois fluxos examinados, sempre haverá perda de C, já que o P.N. está abaixo dos valores normalmente encontrados em eletrodos comerciais.

Como se vê a atividade não é uma característica só do fluxo, sendo influenciada pelo eletrodo, parâmetros de soldagem e provavelmente pelo material de base. Chai e Eagar⁽⁹⁾, em um recente trabalho, confirmam a existência deste ponto neutro e relacionam este efeito a um desvio no sistema de equilíbrio da composição do fluxo. Elementos, como Mn e Si do metal fundido, fazem parte deste equilíbrio e, por isto, a composição química esperada do cordão de solda influi sobre a atividade. Neste trabalho não é verificado a influência dos parâmetros de soldagem sobre o P.N., mas dele pode-se concluir que isto seria devido a variações na temperatura e tempo da reação escória/metál.

d) Basicidade

Como visto anteriormente, a característica do fluxo denominada basicidade promove comportamentos comuns a fluxos considerados básicos, como redução do teor de oxigênio e enxôfre na sol

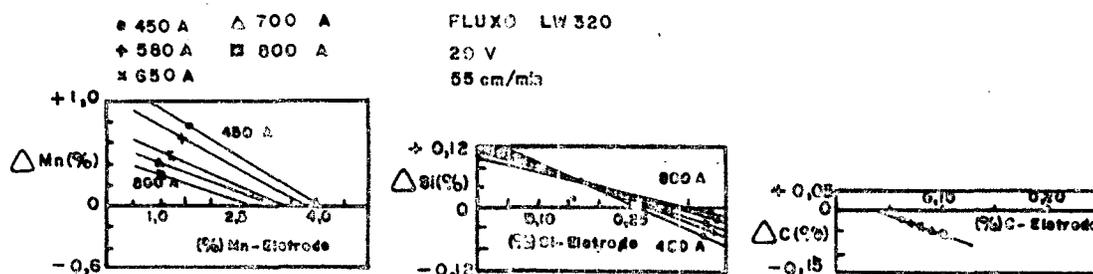


FIGURA 7 - Influência da corrente sobre a posição do P.N. (LW 320-fluxo fundido à base de fluoretos, 25% SiO₂ e 15%MnO⁽³⁰⁾)

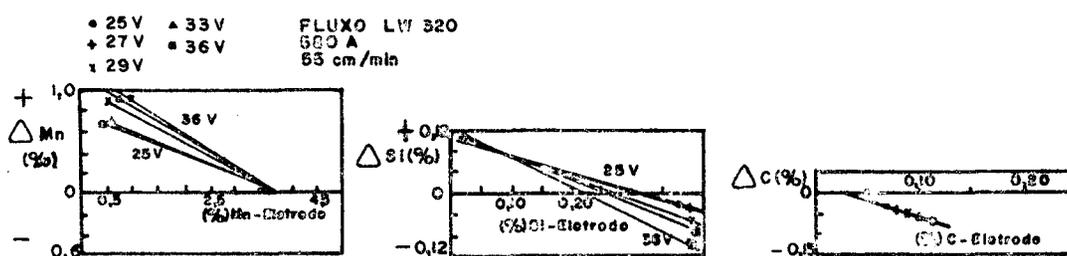


FIGURA 8 - Influência da tensão sobre a posição do P.N. (LW 320)⁽³⁰⁾

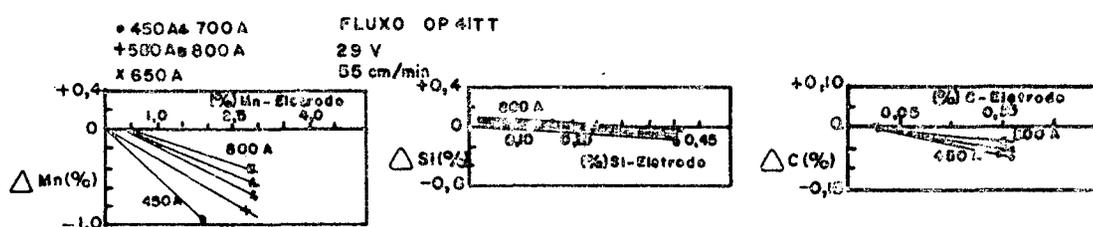


FIGURA 9 - Influência da corrente sobre a posição do P.N. (OP41TT-fluxo aglomerado básico)⁽³⁰⁾.

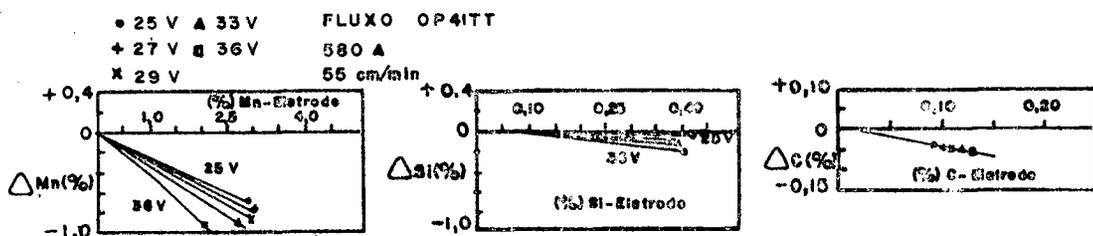


FIGURA 10 - Influência da tensão sobre a posição do P.N. (OP41TT)⁽³⁰⁾.

da. Porém classificar fluxos ou selecioná-los através desta característica é ainda um procedimento duvidoso.

Basicidade seria a relação entre óxidos básicos e óxidos ácidos que entram na constituição do fluxo. Para se determinar um fator mensurável para classificar os fluxos pela basicidade, depara-se com algumas barreiras. A primeira dificuldade surge na definição de óxidos ácidos e óxidos básicos. Os fabricantes de aços consideram⁽²⁰⁾ como óxidos ácidos aqueles (SiO_2 , P_2O_5 , Al_2O_3 , etc.) que formam ânions complexos no fundido (silicatos, fosfatos, aluminatos, etc.). Os óxidos básicos seriam aqueles (CaO , MgO , FeO , etc.) que destroem os ânions complexos no fundido, Porém alguns óxidos (Al_2O_3 , TiO_2), chamados anfóteros, agem ora como ácidos, ora como básicos. Outros compostos normalmente presentes no fluxo, como o CaF_2 , não tem uma ação química muito definida durante a formação de escória, não se sabendo ser sua ação neutra ou básica.

Outra dificuldade reside no fato da impossibilidade de se determinar uma expressão que defina corretamente este conceito. Hayes et al⁽²⁰⁾ fizeram uma revisão de conceitos e fórmulas usadas na definição de basicidade. Verificaram que, devido a complexa condição em que se forma a escória no processo arco submerso, o estudo é problemático e reconheceram que apenas algumas fórmulas empíricas têm satisfeito razoavelmente os resultados práticos. Dentre elas pode-se citar as equações (2) e (3) abaixo. Na equação (2) o índice de basicidade é baseado na proporção de todos componentes óxidos do fluxo. Porém o uso de CaF_2 como componente básico é considerado incorreto por alguns autores (consideram haver muito pequena quantidade de água no fluxo para satisfazer a reação $\text{CaF}_2 + \text{H}_2\text{O} \rightarrow \text{CaO} + 2 \text{HF}$) e a proporção na qual cada componente entra na expressão é ainda discutível. Já na equação (3) só entram os compo-

nentes de ação fortemente básica ou ácida.

$$BI = \frac{CaO + MgO + BaO + K_2O + Na_2O + Li_2O + CaF_2 + 1/2(MnO + FeO)}{SiO_2 + 1/2 (Al_2O_3 + TiO_2 + ZrO_2)} \dots (2)$$

$$B = \frac{MgO + CaO + BaO + 1/2 Al_2O_3}{SiO_2 + 1/2 Al_2O_3 + TiO_2 + ZrO_2} \dots (3)$$

Obs.: Em ambas equações, entra-se com o número de moles.

Com algumas exceções, o uso de uma destas equações tem safisteito, principalmente em relação ao abaixamento do nível de oxigênio e enxôfre na solda. Isto geralmente beneficia as propriedades mecânicas da solda, já que aumenta o rendimento de transferência de elementos de liga para o fundido, como também abaixa o nível de inclusões. Contudo não pode-se afirmar que, quanto maior a basicidade, melhor serão as propriedades mecânicas, pois outros fatores influem na formação da microestrutura. Alguns autores^(13, 15, 21) verificaram que, sob certas condições, os fluxos ácidos dão valores de tenacidade superiores aos dos fluxos básicos. Isto é explicado pelo fato de algumas inclusões serem nucleadoras de ferrita acicular. Sendo assim, a basicidade pode ser um importante fator para escolha de fluxos que produzam soldas limpas, e não soldas tenazes.

Até que mais pesquisas sejam feitas, no sentido de estabelecer com precisão o comportamento dos fluxos, o aprimoramento e uso destas linhas de classificação, e outras, poderão ajudar ao usuário na escolha de consumíveis para arco submerso, diminuindo um pouco o número de combinações possíveis ao fazer uma qualificação.

CAPÍTULO II

ESTUDO DA ZONA AFETADA PELO CALOR (ZAC)

2.1 - Introdução

A revisão aqui apresentada, tratando especificamente das ZAC de aços microligados ao Nb, tem o objetivo de avaliar o comportamento destas regiões após soldagem, já que grande parte dos problemas de soldabilidade têm ali suas origens.

Considera-se neste trabalho como ZAC, quatro regiões não muito bem definidas, mas que poderiam ser descritas, por ordem de afastamento da zona fundida (ZF), como:

a) Região de Super aquecimento: aquela adjacente à linha de fusão, onde se nota uma granulação grosseira, geralmente com estrutura diferente dos grãos originais do metal de base;

b) Região de Normalização: aquela onde se observa um refino dos grãos e uma degeneração da perlita, o que corresponderia a uma região onde a temperatura alcançada foi pouco acima de A_c ou A_3 , no diagrama Fe-C;

c) Região Intercrítica: aquela onde se observa uma matriz parcialmente decomposta, ou mesmo uma esferoidização dos carbeto, o que corresponderia a uma região onde a temperatura alcançada ficou entre A_c (ou A_3) e A_1 ;

d) Região de Sub-aquecimento: aquela que normalmente não é evidenciada por ataque metalográfico ou análise micrográfica comum, mas que pode influir severamente sobre as propriedades da junta

soldada, em especial nos aços sujeitos à fragilização por precipitação ou revenido.

É ainda discutível a ação dos elementos microligantes, como o Nb, sobre a ZAC, sendo que alguns autores os consideram benéficos em termos de tenacidade⁽⁴⁷⁾, enquanto outros não⁽¹⁷⁾. A própria história térmica e de processo dos aços em estudo, pode levar a resultados antagônicos, o que vem dificultar a comparação de resultados entre autores diferentes. No entanto, algumas pesquisas têm mostrado características em comum; Signes e Baker⁽⁴⁷⁾ mostraram que a tenacidade da ZAC cresce com a adição de Nb para baixo teor de C (0,08%), mas decresce para valores mais altos de C (0,18%). Mas em todos os níveis de C, adições de Nb juntamente com V decrescem a tenacidade da ZAC. Em outros trabalhos^(8,31), frutos de revisão de outros autores, é também ressaltada a função dominante do C sobre os elementos de liga, e também que Nb e V juntos são sempre prejudiciais. Deste modo vê-se que a ação do Nb é totalmente dependente dos outros constituintes do aço.

Na maioria dos aços, a região de crescimento dos grãos é a mais perigosa da ZAC, devido sua característica fragilizante. De acordo com Kirkwood^(8,31), a microestrutura desta região de grãos grosseiros é dependente da temperatura de transformação, que por sua vez é influenciada pela composição química, tamanho de grão austenítico, nível de inclusões e velocidade de resfriamento. Os fatores que aumentam a temperabilidade, tais como tamanho grande de grão austenítico, falta de inclusões que favoreçam nucleação de ferrita e alguns elementos em solução sólida, abaixam a temperatura de transformação γ/α , podendo produzir estruturas frágeis. O nióbio, precipitado na forma de carbeto ou carbonitretos, pode ter então uma influência positiva, no sentido de elevar a temperatura de

transformação.

Como visto, a ação dos elementos microligantes é influenciada por muitos fatores, como a forma em que se apresenta, constituição química do aço, tamanho de grão da matriz, ciclo térmico de soldagem, etc. Dando ênfase especial ao Nb como elemento microligante dos aços BLAR, abaixo é analisado a importância de cada fator.

2.2 - Solubilidade de Carbetos e Carbonitretos de Nb.

Como se sabe, os aços microligados, devido ao tratamento termo-mecânico que sofrem durante sua fabricação, são constituídos de finos precipitados dispersos na matriz, o que lhes garante a granulação fina e uma elevada resistência mecânica.

Durante o regime de aquecimento do ciclo térmico de solda, estes precipitados podem ser dissolvidos e os que não se dissolvem podem restringir o crescimento de grãos austeníticos, com comportamento semelhante ao já verificado para o $TiN^{(21)}$. Estas partículas atuam também no sentido de diminuir a temperabilidade dos aços, pois finas partículas precipitadas na austenita têm como efeito diminuir a energia livre necessária à formação de germes de nucleação da ferrita (baixa energia de superfície). O efeito final, refino de grão e menor temperabilidade da ZAC, é benéfico à soldabilidade, tanto pelo aumento das propriedades mecânicas, como pela minimização de ocorrências de fissuras.

A solubilização dos carbeto e carbonitretos, por outro lado, pode ter efeito deteriorante, já que o Nb em solução favorece a formação de estruturas bainíticas, por retardar a formação de ferrita pró-eutetóide.

O estudo de solubilização dos carbetos e carbonitretos é algo muito complexo, devido principalmente aos aspectos inerentes do ciclo térmico de soldagem, como também da composição do aço. Os principais fatores que agem sobre a solubilidade são:

- composição.
- temperatura
- tempo

Primeiramente a solubilidade do Nb está diretamente relacionada com a razão estequiométrica para o C e N, e isto afeta enormemente as propriedades mecânicas, como se vê pela figura 11.

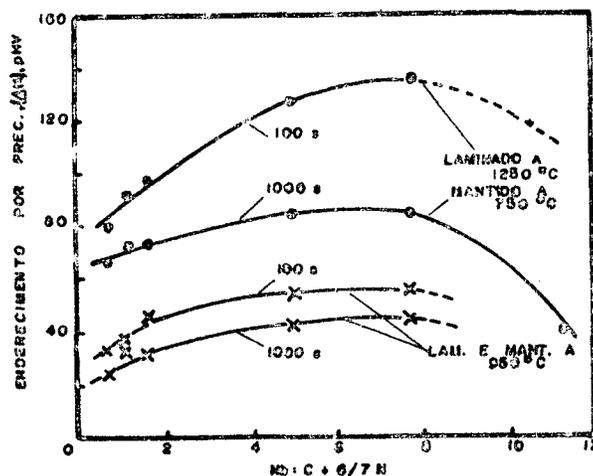


FIGURA 11 - Efeito da estequiometria sobre o endurecimento de aço 0,096% C - 0,9% Mn - 0,25% Si ($\epsilon = 50\%$ no primeiro passo, reaquecimento a 1300°C)⁽²¹⁾.

Em estudos feitos com AlN ^(21, 29), foi verificado que composição longe da estequiométrica resulta em uma maior proporção de inúteis partículas grosseiras de AlN , reduzindo a quantidade de partículas finas necessárias para segurar o contorno de grão.

Wadsworth et al⁽⁵²⁾ alertam para a distinção dos sig

nificados dados ao termo "razão estequiométrica". Consideram como razão estequiométrica, a razão entre a quantidade de cada espécie atômica do composto que precipita. Exemplificando com AB_n , tem-se:

$$R.E. = \frac{\text{peso atômico de A}}{n \times \text{peso atômico de B}} \quad \dots (4)$$

Também mostram ser possível calcular a quantidade útil de fase precipitada em função da razão estequiométrica e do desvio, como pode ser visto pela figura 12, para um aço inoxidável estabilizado ao Nb. Tem-se que a máxima quantidade de precipitados úteis acontece para o desvio nulo ($r = 0$), ou seja, NbC (7,7 : 1) ou Nb₄C₃ (10,3 : 1). Pequenos desvios alteram drasticamente a quantidade útil a precipitar. Porém a composição dos precipitados de Nb não é ainda bem definida, levando-se inclusive a sugestão de ser um composto misto. É conhecido⁽²¹⁾ que a dissolução do Nb é preferencialmente controlada pelo nitrogênio que pelo carbono, sendo confirmado uma redução do N livre com o aumento do teor de Nb.

É também aceito^(21, 29, 52) que a razão estequiométrica dos precipitados de Nb seja calculada pela relação Nb: C+6/7N. Deste modo, se a composição do aço for hiper-estequiométrica, ou seja, excesso de formador de carbonitreto, no caso Nb, todo C e N livres combinarão com o Nb, e poderá ser possível ainda a formação de fases intermetálicas de Fe₂Nb, com redução da resistência ao impacto.

Os aços estruturais microligados ao Nb, como o aço objeto deste trabalho, são hipo-estequiométricos, ou seja, há excesso de C; e, com isto, todo o Nb poderá combinar na sua relação estequiométrica. Porém, havendo N no aço, o seu controle deve ser rigoroso no sentido de mantê-lo ao nível da estequiometria.

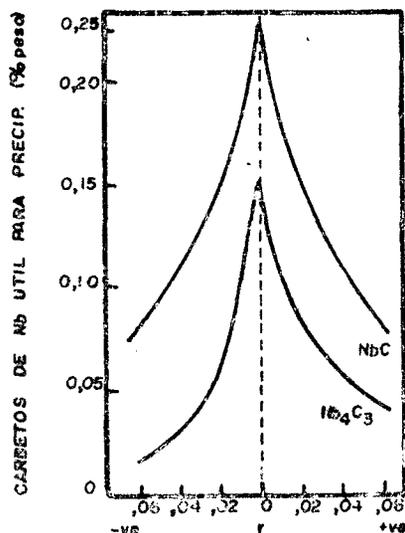


FIGURA 12 - Quantidade útil de carbetos de Nb para precipitação a 923 K (após tratamento de solubilização a 1373 K) como função do grau de desvio da estequiometria, r . Valores positivos de r indicam composições ricas em C; valores negativos, ricas em Nb⁽⁵²⁾.

Em segundo lugar, a solubilidade é dependente da temperatura. Usualmente esta dependência é expressa através do "Produto de solubilidade", da seguinte forma⁽³²⁾:

$$\log |A| |B|^n = \frac{-W}{T} + y \quad \dots (5)$$

onde:

AB_n = composto

$| |$ = concentração dos elementos que formam o composto na matriz

T = temperatura absoluta

W e Y = constantes

Um exemplo do produto de solubilidade para o NbC⁽²⁹⁾

é:

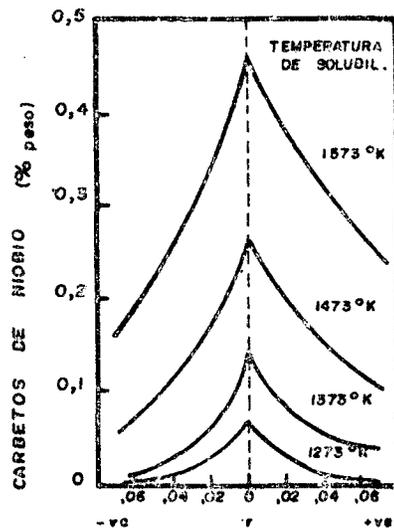


FIGURA 14 - Nb₄C₃ útil para precipitação a 973 K (após várias temperaturas de tratamento de solubilização) como função de r⁽⁵²⁾.

Nos ciclos de soldagem, devido a rápida velocidade de aquecimento, mesmo com picos de temperaturas em torno de 1350°C não se consegue dissolução total^(8,17,31), conseguindo-se então, muitas vezes, a ação de retardar o crescimento dos grãos austeníticos, figura 15. Porém, a parte dissolvida (útil para precipitar), dependendo da velocidade de resfriamento, pode reprecipitar, fragilizando a região. Como na ZAC existe um gradiente de temperatura, ter-se-ã diferentes níveis de solubilização e reprecipitação.

Como está se vendo, o tempo é o terceiro importante fator a se considerar na solubilidade. Como um processo termicamente ativado, a solubilização é função da velocidade de aquecimento, tempo de permanência na temperatura e velocidades de resfriamento. Os ciclos de solda variam conforme parâmetros de soldagem e condições de transmissão de calor no metal. A grosso modo, pode-se considerar que quanto maior o calor aportado ("Heat Input"), maior será o tempo de permanência em altas temperaturas e menor a velocidade

de de resfriamento. Nestes casos, espera-se maior dissolução dos precipitados, com conseqüente aumento do tamanho de grão da ZAC, e uma possível reprecipitação na matriz, o que aumentaria sua resistência mecânica, mas a tornaria mais frágil.

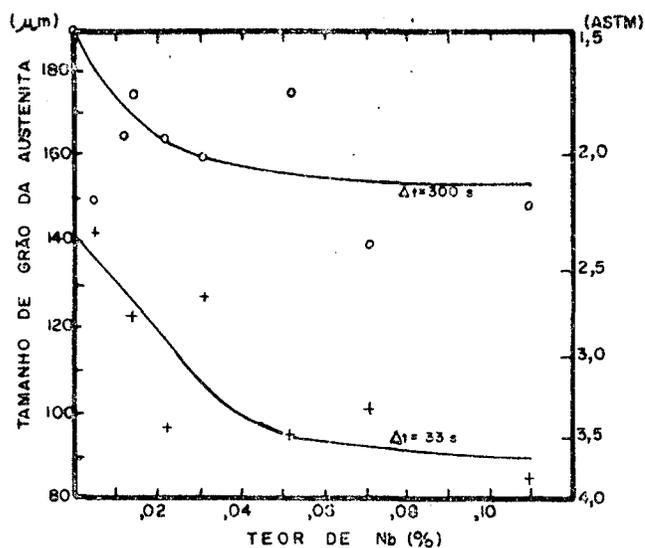


FIGURA 15 - Tamanho de grão austenítico em ZAC simulada de aço C-Mn⁽¹⁷⁾.

Em uma revisão sobre a influência dos elementos microligantes⁽⁸⁾, é citado que precipitados de TiN e AlN só são ativos no controle do tamanho de grão, quando em tamanho < 50nm. Também a resistência mecânica é afetada pelo tamanho do precipitado, pois como pode-se ver na figura 16, quanto maior o precipitado, menor o acréscimo na σ_{esc} ⁽⁴⁰⁾, fator de medida do endurecimento por precipitação.

Se o efeito dos precipitados de Nb sobre o crescimento dos grãos está claro, o mesmo não se pode dizer do efeito fragilizante provocado pela reprecipitação. Alguns autores acreditam que a reprecipitação na ZAC é limitada, e as mudanças na tenacidade poderiam também ser explicadas pelas mudanças micro-estruturais

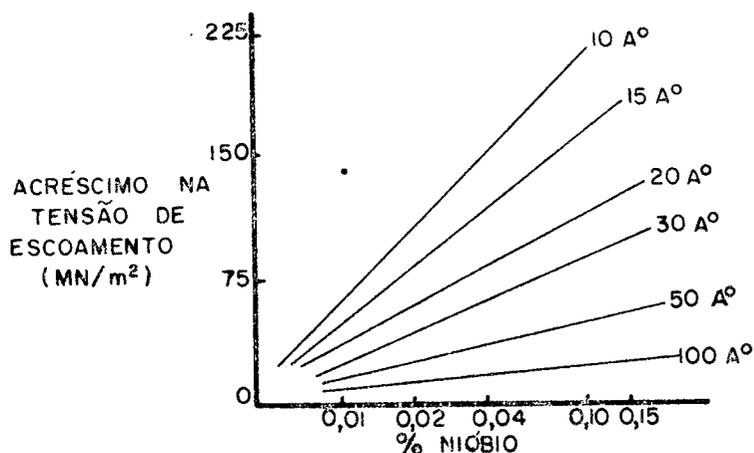


FIGURA 16 - Efeito do teor de Nb e tamanho do precipitado de NbC sobre o endurecimento em aços BLAR⁽⁴⁰⁾.

resultantes do efeito dos elementos microligantes sobre a temperatura de transformação⁽⁸⁾, tanto pelo aumento da temperabilidade provocada por estes elementos em solução, como pela ação de diferentes velocidades de resfriamento. Signes e Baker⁽⁴⁷⁾ também não encontraram precipitados em análises por microscopia eletrônica de transmissão (MET) que pudessem explicar variações de tenacidade e nem em análise de fratura por microscopia eletrônica de varredura (MEV). No entanto, entenderam existir precipitação pela relação entre a máxima dureza da ZAC e a queda da tenacidade. Os mesmos autores citam também que pesquisadores canadenses só encontraram precipitados na forma de NbC ou V(CN) em aços 0,09% de Nb (ou 0,09% de V) e com baixas velocidades de resfriamento. A influência da velocidade de resfriamento é confirmada⁽³⁴⁾, onde para ΔT 800 - 500°C > 80 s foi observado finos precipitados de Nb(CN) na faixa de 40 a 50 A°. Entretanto, em velocidades mais rápidas, ΔT 800 - 500°C = 39s, mesmo em aços contendo 0,14% Nb, somente precipitados grosseiros foram encontrados, o que levou a concluir pela incomple

ta dissolução durante o ciclo térmico. A afirmação de que os carbetos e carbonitretos só se dissolveriam e reprecipitariam na ZAC para ciclos térmicos com baixa velocidade de resfriamento, é sustentada pela lenta cinética de precipitação dos Nb(CN) e VN na ausência de encruamento e pelo notável endurecimento por precipitação que ocorre durante tratamento de alívio de tensão da ZAC dos aços microligados⁽⁸⁾.

Convém ser lembrado no entanto, que este fenômeno de solução e reprecipitação dos carbetos e carbonitretos é possível de ocorrer na ZAC de soldas com multi-passes ou que sofram tratamento de pós-aquecimento⁽¹⁶⁾, principalmente nos casos de alta energia aportada.

O Ti, quando presente no aço, tem comportamento semelhante ao do Nb, já outros elementos, como V, Al, Cr e Mo, que podem estar presentes na forma de carbetos, nitretos ou carbonitretos, geralmente se solubilizam durante o ciclo térmico, devido suas instabilidades a altas temperaturas, e suas ações poderão ser bastante perigosas, pois além de alterar a temperabilidade, podem se precipitar em locais desfavoráveis. O efeito destes elementos sobre o crescimento de grãos da ZAC não é notado.

Resumidamente, pode-se dizer que o efeito da solubilidade dos carbonitretos e carbetos de Nb sobre a ação destes precipitados é a seguinte:

a) Para ciclos térmicos com alta velocidade de resfriamento, os precipitados de Nb não se dissolvem totalmente e, com isso, controlam o crescimento dos grãos na ZAC;

b) Para ciclos térmicos com baixa velocidade de resfriamento, os precipitados podem se dissolver, aumentando a temperabilidade e diminuindo o controle sobre o crescimento dos grãos;

c) No caso (b), para muito baixas velocidades de resfriamento, poderá haver ainda reprecipitação, que, combinado com grãos grosseiros, vai aumentar a fragilidade;

d) A ação fragilizante vai ser tanto mais intensa quanto mais longe estiver o composto da relação estequiométrica. Em relação ao C, não existe muito problema, já que os aços BLAR são hipostequiométricos, mas deve tomar-se cuidado com o N.

Obs.: Na literatura não se encontram dados que definam alta ou baixa velocidade de resfriamento. Porém, sabe-se que quanto menor a velocidade de resfriamento, maior o tempo de permanência acima da temperatura de solubilização. Procurou-se não usar o termo calor aportado, por não considerá-lo pertinente.

2.3 - Efeito do Teor de Nb

O nióbio, quando presente nos aços microligados, tem a função de fornecer aumento de resistência mecânica, aliado a alta tenacidade, pela combinação do endurecimento por precipitação e refino de grão. A condição em que o Nb se encontra, ou seja, a morfologia, tamanho e distribuição, que são dependentes do seu teor é que vai influenciar no seu comportamento.

O efeito do teor de Nb na ZAC é ainda discutível e como já visto será bastante influenciado por outros elementos, assim como pelo ciclo térmico.

Na tabela 2, retirada do trabalho do Signes e Baker⁽⁴⁷⁾, vê-se que a tenacidade da ZAC é sempre menor do que a do metal de base, e é maximizada em torno de 0,12% de Nb. Também Hannerz⁽¹⁷⁾ relata a queda da tenacidade em relação ao metal de ba

se, porém no seu caso, onde foi utilizado um aço com 0,19%C, 0,34% Si e 1,33% Mn, a tenacidade caiu com o aumento do teor de Nb.

TABELA 2 - Propriedades de aços com crescente teor de Nb⁽⁴⁷⁾.

Composição			L.Esc. (Kgf/mm ²)	L.Res. (Kgf/mm ²)	Energia abs. a - 46°C (J)	
C	Mn	Nb			M.B.	ZAC
0,08	1,4	0,03	45,2	51,0	112	64
0,08	1,4	0,06	49,0	53,9	169	80
0,08	1,4	0,12	49,9	54,1	142	104
0,09	1,4	0,15	46,8	52,2	129	95

A causa da fragilidade foi atribuída à precipitação, apesar de não se obter evidências dela. Uma outra explicação⁽³¹⁾ é que 0,056% de Nb, em aço com 0,16% de C e 1,2% de Mn, inibe a formação de ferrita pró-eutetóide nos contornos de grão, promovendo a presença de uma microestrutura dominada pela ferrita "side-plate", que permite fácil propagação de fratura de clivagem, resultando em pior tenacidade. Também Carvalho⁽⁷⁾ cita que em processos de elevada energia, teores elevados de Nb conduzem à baixa tenacidade da ZAC, pela redução de sua ação de refinador de grão, supressão da ferrita pró-eutetóide acompanhada da formação de bainita superior e ainda pela possibilidade de precipitação de Nb(CN). Estas alsões às microestruturas, leva-se a dar maior importância a outros fatores, além daqueles relativos à precipitação.

Na figura 17 vê-se que 0,043% de Nb pode ser benéfico à tenacidade para altas velocidades de resfriamento ($\Delta T_{800} - 500^{\circ}\text{C} < 15 \text{ s}$), onde o resultado estaria associado com a microestrutura predominante de martensita autorevenida. Com o abaixamento da

velocidade de resfriamento, começa a aparecer bainita inferior e ferrita widmanstatten, abaixando a tenacidade, como explica Kirkwood⁽³¹⁾. Ainda neste trabalho mostram-se outros dados comprovando que a tenacidade é aprimorada com mais altas velocidades de resfriamento, inclusive que a menor teor de C, a velocidade limite é aumentada, como pode-se ver pela figura 18. Em outro estudo⁽⁸⁾, com uma chapa de 12,7mm de espessura, de composição 0,12% C, 1,5% Mn, 0,25% Ni, 0,2% Cu e acalmado ao Al, a adição de 0,05% de Nb mostrou-se benéfica à tenacidade da região de grãos grosseiros da ZAC, quando soldada com uma energia entre 1 e 3 KJ/mm.

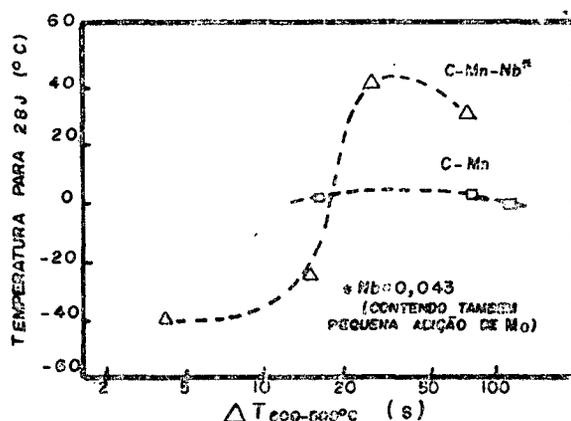


FIGURA 17 - O efeito de nióbio sobre o comportamento ao impacto Charpy-V, em ZAC simuladas⁽³¹⁾.

Hannerz⁽¹⁷⁾ observa que, em processo de alta energia, a microestrutura de um aço com 0,19% de C, não é influenciada pelo teor de Nb. Kirkwood, em seu trabalho de revisão⁽³¹⁾, confirma a observação acima, porém destaca a importância do teor de C. Na figura 19 vê-se que a temperatura de transformação γ/α de um aço com 0,13% C só é influenciada pela velocidade de resfriamento, o que não é verdadeiro para um aço com 0,052% C, onde a presença de Nb

abaixa a temperatura de transformação, para qualquer velocidade de resfriamento. Já em um aço com 0,095% C, como pode ser visto pela figura 20, o Nb só passa a abaixar a temperatura de transformação para menores velocidades de resfriamento. Deve-se no entanto ressaltar, que Kirkwood não especifica se as experiências foram realizadas com solubilização dos carbonitretos (homogeneização da austenita) ou não, o que poderia influenciar a temperatura de transformação.

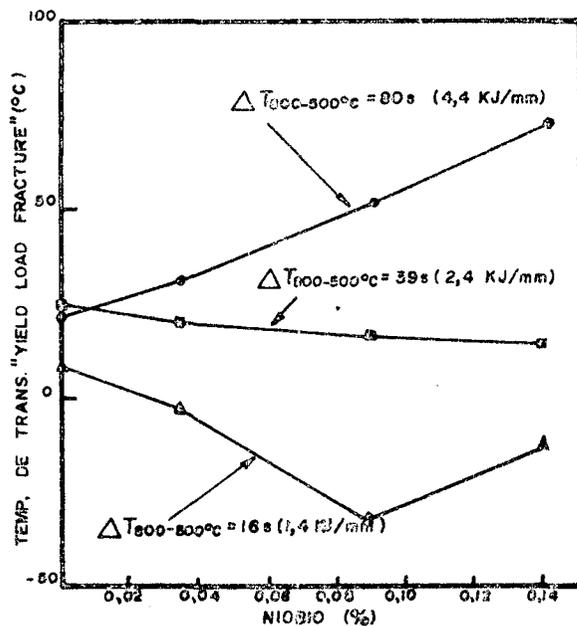


FIGURA 18 - A importância da velocidade de resfriamento no efeito do Nb sobre a tenacidade da ZAC
- chapa de 12mm, C= 0,09% e Mn= 1,29%⁽³¹⁾

Como se vê, fica caracterizada a influência do carbono e da velocidade de resfriamento sobre a temperatura de transformação, ou seja, sobre a microestrutura resultante, a qual será fator predominante sobre a propriedade de tenacidade.

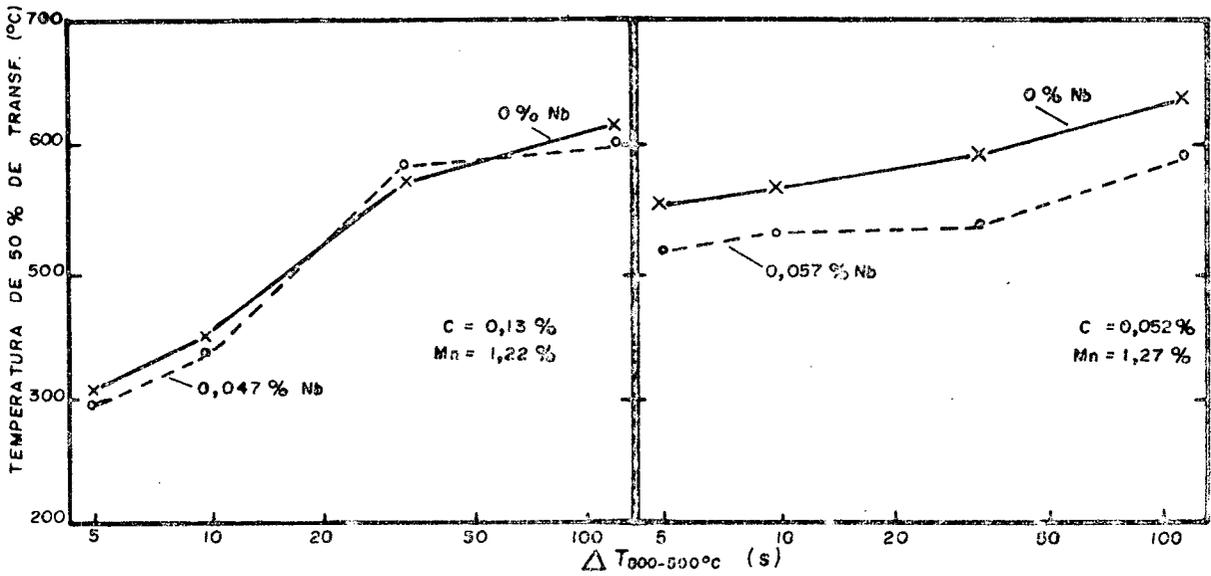


FIGURA 19 - Influência de C e Nb, a várias velocidades de resfriamento sobre a temperatura de transformação na ZAC⁽³¹⁾.

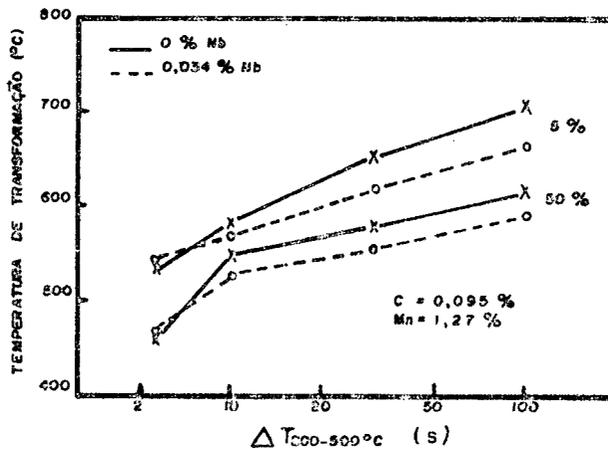


FIGURA 20 - Influência do Nb sobre a temperatura de transformação na ZAC a um nível intermediário de C⁽³¹⁾.

Resumidamente pode-se fazer as seguintes observações, salientando entretanto que outras condições podem modificar completamente o efeito do teor de Nb sobre a ZAC de aços soldados por arco submerso.

a) Velocidade de resfriamento maiores são benéficas à tenacida-

de, por baixar a temperatura de transformação e com isto evitar constituintes em ripas. como a bainita;

b) O crescente teor de Nb em aço com alto teor de C é prejudicial;

c) O crescente teor de Nb em aço com baixo C pode ser benéfico para altas velocidades de resfriamento;

d) A obtenção de micro-estruturas tenazes na ZAC, é influenciada principalmente pelo C.

2.4 - Influência de Outros Elementos de Liga

Alguns elementos de liga estão presentes na composição dos aços microligados ao Nb por razão de processo, porém outros são colocados com objetivo de melhorar propriedades especiais, como o caso do Cu, Ni e Cr, no tocante à proteção contra agentes corrosivos. Entretanto, todos estes elementos modificam a temperabilidade do aço, modificando assim o comportamento da ZAC.

O Ni, por exemplo, além das qualidades de proteção à corrosão, aumenta a resistência do aço por endurecimento por solução sólida, refino do grão e endurecimento por precipitação, e abaixa ainda a temperatura de transformação γ/α , possibilitando a redução no tamanho do precipitado de Nb durante e após a transformação⁽²¹⁾. O Cu, que também age sobre a temperabilidade, aumenta a resistência mecânica do aço por endurecimento por precipitação. A ação destes dois elementos na ZAC é difícil de se prever, porém Kirkwood⁽³¹⁾ cita trabalhos onde, em aços contendo Cu e Ni, consegue-se aumento da tenacidade com aumento do teor de Nb até um valor mais alto, como pode se ver pela figura 21.

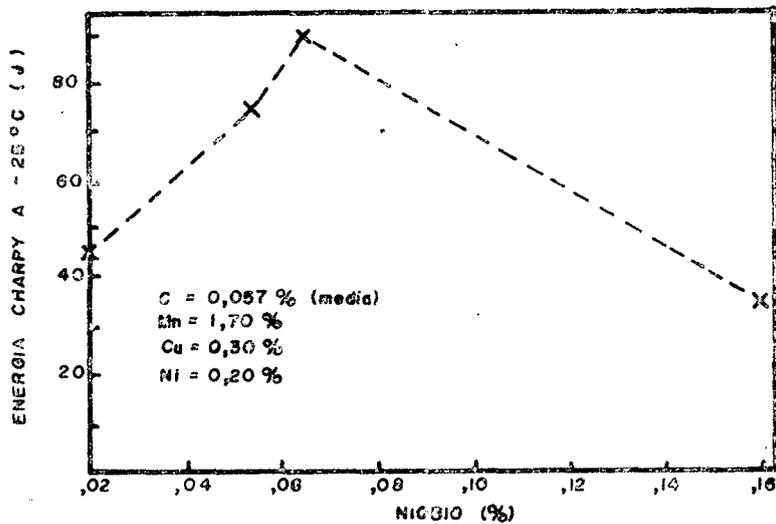


FIGURA 21 - Efeito do Nb sobre a tenacidade da ZAC de aços ligados com Cu e Ni; Chapa de 12mm soldada com 2,34KJ/mm, $\Delta T_{800-500^{\circ}\text{C}} = 36\text{s}$.

A combinação de Nb, Al e N em um aço ao Nb, acalmado ao Al (0,07% C, 1,2% Mn) produzido pela Nippon Kokan K.K., possibilitou, após normalizado, uma grande quantidade de finos precipitados ($< 20\text{nm}$), que após soldado com alta energia, produziu uma ZAC com grãos não maiores que $30\mu\text{m}$, dando então altos valores de tenacidade⁽⁸⁾. Pesquisadores japoneses atribuíram este comportamento a presença de finos precipitados de Nb(CN), e a função do Al de controlar o N em nível ótimo para o desenvolvimento da correta distribuição dos precipitados à base de Nb.

Quanto a influência do N, alguns autores⁽⁸⁾ têm observado ser possível sua dissolução durante a soldagem, e nem sempre haver sua recombinação durante o resfriamento, podendo então causar fragilização pela interação com discordâncias da matriz. A já existência do N livre seria tão danoso para a ZAC, como o é para o metal de base.

O efeito do Cr, assim com o do Mo, não tem sido muito relatado, mas já são conhecidas as suas fortes ações na formação de carbetos e suas tendências à precipitações em locais desfavoráveis à tenacidade. Também o estudo do comportamento de adições de Ti e V nos aços microligados ao Nb, merece maior aprofundamento. Como visto no início do capítulo, a ação do V é muito influenciada pelo C, mas é sempre prejudicial à tenacidade.

Finalizando, é certo que a principal ação destes elementos no comportamento da ZAC é sobre a temperabilidade, aumentando-a por dissolução ou reduzindo por refino de grão ou precipitação.

2.5 - Considerações

Esta pequena revisão bibliográfica sobre as ZAC de aços microligados ao Nb, vem mostrar a impossibilidade de se prever as propriedades finais desta região apenas pela composição química e microestruturação do metal de base. Porém ficou clara a importância destes fatores sobre a microestrutura final, assim como a necessidade de se ter o domínio sobre o processo de soldagem, afim de se poder controlar o ciclo térmico.

CAPÍTULO III.

METAL DE SOLDA DE AÇOS MICROLIGADOS AO NIÓBIO, SOLDADOS
POR ARCO SUBMERSO

3.1 - Introdução

Assim como na ZAC, também encontra-se relatos de resultados discordantes sobre o comportamento da solda de aços micro ligados ao Nb. Normalmente o Nb nesta região, chamada de zona fundida (ZF), é oriundo do metal de base que se fundiu durante a soldagem e todos os aspectos vistos no capítulo referente a ZAC, como os fatores que influam na solubilidade, ação de outros elementos, ciclo térmico, etc., são aqui também válidos, só que as condições são extremamente diferentes. Uma revisão bibliográfica sobre os principais fatores que passam a influenciar o comportamento da ZF, juntamente com suas implicações, é mostrada a seguir.

3.2 - Zona Fundida de Soldas por Arco Submerso

No processo arco submerso, esta região é formada pelo metal de base e material de enchimento (arame eletrodo e fluxo) que se solubilizam e, ao solidificar, formam uma estrutura bruta de solidificação. Sua composição química poderia ser controlada, desde que se conhecesse a taxa de diluição, composição do metal de base e composição do arame. Piotrovski⁽⁴¹⁾ desenvolveu um método para

calcular a concentração esperada de cada elemento a partir dos parâmetros de soldagem (pelos quais se chega à diluição) e composição química do eletrodo e metal de base. Por não se considerar a atividade do fluxo, já mencionada no capítulo I, o resultado esperado divergia do encontrado. Killing e Thier⁽³⁰⁾ apresentam uma outra expressão, onde entra um fator de correção ($\% X_{RSG}$) que é função do fluxo, parâmetros de soldagem e composição química do eletrodo.

$$\%X_{SGn} = (1 - A^n) (\%X_{RSG}) + A^n \%X_{GW} \quad \dots (8)$$

$$\%X_{RSG} = (\%X_{SZ} + \Delta\%X_{TR}) \quad \dots (9)$$

Onde:

$\%R_{SGn}$ = % do elemento X no passo n

$\%X_{SZ}$ = % do elemento X no eletrodo

$\Delta\%X_{TR}$ = variação do elemento X na região da gota (reação arame/ escória)

$\%X_{GW}$ = % do elemento X no M.B.

A = grau de diluição ($0 < A < 1$)

$\%X_{RSG}$ = % do elemento X no cordão, sem influência do M.B.

Porém a aplicabilidade desta fórmula estaria condicionado ao conhecimento prévio da variação da atividade do fluxo com os parâmetros de soldagem. Sendo assim, só com maiores estudos poderia-se chegar a uma fórmula, onde conhecendo a composição química do eletrodo e metal de base, além dos parâmetros de soldagem (que implicaria a atividade do fluxo e a diluição), obteria-se a composição química da ZF.

A possibilidade do conhecimento prévio da composição química do cordão de solda e do ciclo térmico, poderia facilitar na previsão das propriedades do metal de solda, e com isto, diminuir o custo de seleção de consumíveis.

3.3 - Soldabilidade de Aços Microligados ao Nb Pelo Processo Arco Submerso

O nióbio não tem mostrado efeitos significantes na propensão de trincas a frio (trinca de hidrogênio), trincas de liquação ou trincas de solidificação do metal de solda⁽³¹⁾, tanto que não é citado nas diversas fórmulas de carbono equivalente, amplamente usadas para cálculo de tratamento térmico para prevenção destes defeitos. Geralmente, estas fórmulas são usadas, com a mesma eficiência, para chapas de aços microligados ao Nb, sem considerar este elemento. Em testes feitos no LABSOLDA⁽⁴⁶⁾, onde avaliou-se a susceptibilidade à trinca a frio pelo teste C.T.S., confirmou-se a não propensão a este tipo de trinca do aço microligado ao Nb.

Já outros elementos presentes nestes aços podem contribuir e até promover alguns defeitos. Por exemplo, sabe-se que a tendência a trinca a frio, avaliada pelo teste de implante, é fortemente abaixada pela diminuição do teor de carbono. Como o Nb não afeta a facilidade de formação da martensita^(16, 31), a susceptibilidade a trinca a frio dos aços microligados pode ser minimizada pelo uso de menor teor de C, o que já é característica destes aços.

O único problema de soldabilidade que a literatura atual indica, é a perda de tenacidade, tanto no cordão de solda,

como na ZAC (visto no capítulo anterior). A perda de tenacidade será, então, motivo principal deste estudo.

3.4 - Microestruturas das ZF de Aços Microligados ao Nb

Devido as semelhanças existentes entre os vários microconstituintes sob condição de esfriamento contínuo e a própria diversificação da nomenclatura usada por vários autores, torna-se muito difícil estudar as microestruturas das ZF de soldas de aços microligados. Recentemente, Pope et al⁽⁴²⁾ propuseram uma normalização dos termos usados para designar constituintes destas regiões; neste trabalho, baseado no documento IIW/IIS II-A-389-76, de mesma finalidade, comentam-se as diversas nomenclaturas usadas por diversos autores e descreve-se uma forma sunsinta de apresentar a microconstituição da ZF. Na tabela 3 vê-se esta uniformização proposta.

A simples relação entre microestrutura e propriedades mecânicas é algo duvidoso, já que, como se vê na tabela 3, um mesmo microconstituente pode apresentar-se de várias formas. Além disto, podem ter granulações diferentes, às vezes difíceis de se medir, e precipitações na matriz. Entretanto, a microconstituição é, pelo menos, uma boa indicação do efeito dos elementos de liga e velocidade de resfriamento sobre as propriedades da solda.

TABELA 3 - Microconstituintes da ZF de aço microligados ao Nb⁽⁴²⁾.

TERMINOLOGIA	MORFOLOGIA	LOCALIZAÇÃO	FASE	TERMINOLOGIA SIMPLIFICADA
Ferrita	Alotrimórfica	Contorno da austenita primária	F	Ferrita
Proeutóide de Aaronson	Idiomórfica	Interior ou contornos da austenita primária	F	Proeutóide
	Acicular Entrelaçadas	Intragranular	F, C, M e A	Ferrita Acicular
	Placas Laterais de Ferrita	Próximo aos Contornos	F, C, M e A	
Bainita Granular	Maciça com Precip. nos contornos de subgrãos	Geral	F, C, M e A	Constituintes
Bainita Superior	Ripas de ferrita com precipitação nos contornos de subgrãos	A partir dos contornos, em alguns casos intragranularmente	F, C, M e A	Lamelares
Perlita	Lamelas de ferrita e cementita	Intragranular associada a ferrita acicular ou placas laterais de ferrita	F e Fe ₃ C	Agregados
Bainita Inferior	Placas de ferrita com precipitação intragranular a 60° com eixo da placa	Entre coloniais de bainita superior	F e C	Ferrita - Carbetos
Pseudo-perlita	Placas de ferrita com precipitação intragranular desordenada	Intragranular	F e C	

F= Ferrita A= Austenita C= Carbetos Fe₃C= Cementita M= Martensita

3.4.1 - Microconstituintes principais

A ferrita pró-eutetóide é o produto de mais alta temperatura de transformação, como pode-se ver pela figura 22.

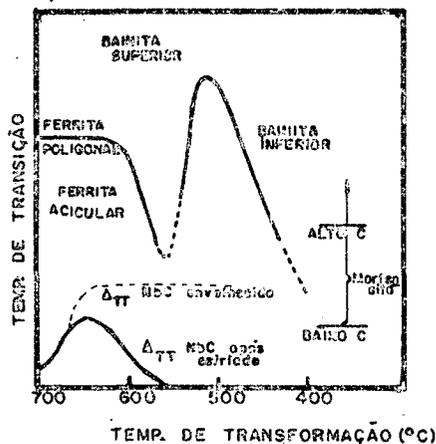


FIGURA 22 - Esquematisação do efeito da temperatura de transformação sobre a microestrutura e tenacidade dos cordões de solda⁽¹⁶⁾.

Normalmente esta transformação começa entre 1000° e 750°C⁽¹⁰⁾, porém Harrison et al⁽¹⁸⁾ consideram a faixa de 700° a 740°C, para composições de menor temperabilidade, e de 625° a 705°C, para composições de maior temperabilidade, como temperaturas de início de transformação da ferrita pró-eutetóide, nas velocidades de esfriamento de 3°C/s a 18°C/s entre 800° e 500°C. A ferrita pró-eutetóide se nucleia preferencialmente nos contornos originais de austenita⁽⁵⁰⁾.

Signes e Baker⁽⁴⁷⁾ verificaram a existência de "veios" de ferrita nos contornos originais de austenita, mas não conseguiram relacionar a percentagem de veios de ferrita com a tenacidade. Já Tsuboi e Terashima⁽⁵⁰⁾ mostraram que com a redução na lar

gura da ferrita pró-eutetóide, cresce a resistência ao impacto do metal de solda.

Sabe-se que a ferrita pró-eutetóide pode ser endurecida durante esfriamento lento ou durante ciclos térmicos de passes subsequentes, porém há dúvidas entre autores quanto à existência de precipitação. Verificou-se que a ferrita formada a temperaturas abaixo de 650-700°C têm menor dureza que aquelas formadas em temperaturas superiores. Supõe-se que, quando a transformação é retardada, ou por elemento de liga, ou rápida velocidade de resfriamento, somente uma pequena quantidade de precipitação deve ocorrer⁽¹⁶⁾, o que confirmaria a hipótese da precipitação na ferrita. A porcentagem de ferrita pró-eutetóide cresce com o calor aportado⁽⁴⁷⁾.

De acordo com Choi e Hill⁽¹⁰⁾, prosseguindo o resfriamento, a ferrita pró-eutetóide, quando não impedida, continua a crescer na forma de placas laterais ("side-plate" ou "widmanstätten"), a qual cresce transversalmente no contorno original de grão austenítico entre 750° e 650°C. Esta ferrita é caracterizada por uma baixa densidade de discordância, indicando ser uma estrutura formada a altas temperaturas. A associação deste tipo de ferrita com a pró-eutetóide, indica que elas são cineticamente produtos contínuos de decomposição da austenita, e seus crescimentos são controlados por difusão. Desde que a maior fração de crescimento das placas laterais de ferrita ocorre a 750°C, qualquer subresfriamento da austenita é importante. Também foi verificado que austenita de pequeno tamanho de grão inibe a formação de placas laterais de ferrita. Harrison et al⁽¹⁸⁾ citam como causas de formação de placas laterais de ferrita, o tamanho grosseiro de grão austenítico, o subresfriamento abaixo de AC₃ e o baixo teor de carbono.

A ferrita pró-eutetóide, como as placas laterais de ferrita, são consideradas prejudiciais à tenacidade por proverem caminhos preferenciais à propagação de trincas.

Em torno de 600° começa a formar a ferrita acicular, que se completa em 500°C, exceto em casos de elevada quantidade de elementos de liga⁽¹⁰⁾. Ela se forma intragranularmente ao grão austenítico e possui uma maior densidade de discordâncias (10^{10} cm^{-2})⁽³⁶⁾. Devido ao seu pequeno tamanho de grão (1 a 3µm) e contornos de grande ângulo, é a fase mais desejada em relação a tenacidade⁽¹⁸⁾. Porém suas propriedades dependem da temperatura na qual foi formada, devido a interação entre subestruturas, tamanho de grão e precipitação⁽¹⁶⁾. Como a temperatura de transformação é baixa, a precipitação não deve ser pronunciada⁽⁴⁹⁾.

Segundo Ferrante⁽¹³⁾, a literatura cita duas hipóteses promissoras sobre o mecanismo de formação da ferrita acicular, a nucleação devido a inclusões e a nucleação devido ao efeito do subgrão. No primeiro caso conclue-se um efeito duplo dos óxidos, como sorvedouro de elementos de liga e multiplicador de lugares de nucleação, ambos trabalhando no sentido de diminuir a temperabilidade. O efeito de subgrão poderia ser caracterizado pelas tensões de contração originadas durante o resfriamento dos cordões, formando uma rede de discordâncias, que também serviria de nucleante para produtos de decomposição da austenita.

É consenso que o microconstituente ideal para melhorar a tenacidade é a ferrita acicular, sendo que tanto a ferrita pró-eutetóide como constituintes lamelares são indesejáveis. Porém Dolby⁽¹¹⁾ cita que uma baixa percentagem de ferrita acicular pode também gerar alta tenacidade, devido a baixa σ_{esc} dos componentes. Citando Widgery, acredita-se que uma microestrutura contendo uma

alta proporção de fases de baixo oesc e pouca ferrita acicular, é mais difícil concentrar deformações e iniciar trincas de clivagem.

Os produtos de transformações a menores temperaturas, entre 550° e 450°C, formados a partir da austenita residual, são estruturas em ripas ("lath structure") com alta tensão interna. A alta densidade de discordâncias e alta temperatura de transição ao impacto, sugerem que estas estruturas são bainitas⁽¹⁰⁾. São estruturas parecidas com as placas laterais de ferrita e formadas com velocidades de resfriamento muito altas, próxima a críticas para martensita⁽¹⁸⁾.

Os produtos agregados ferrita-carbetos normalmente a parecem em pequenas quantidades, junto a outras fases, como visto na tabela 3, sendo difícil sua identificação.

3.4.2 - Microfases

Alguns tipos de constituintes, aos quais nem sempre se dá a importância devida, são as chamadas micro-fases. Geralmente são três as principais micro-fases referenciadas pelos autores nos estudos da ZF de aços microligados ao Nb: constituintes A-M (austenita-martensita), martensita maciça ("lath martensite") e martensita acicular ("Twinned Martensite").

Ikawa et al⁽²⁵⁾ definem o constituinte A-M do seguinte modo: durante o resfriamento da austenita, forma-se ferrita bainítica e a austenita restante torna-se estável, devido ao enriquecimento de carbono causado pelo crescimento da ferrita bainítica. Este enriquecimento é completado por volta de 400-350°C. e o teor de carbono da austenita restante alcança 0,5-0,8%. Durante o res

friamento seguinte, a austenita ainda restante decompõe-se em fer_rita e carbetos, numa faixa de temperatura de 300-350°C. Se o resfriamento é rápido o bastante, esta decomposição não acontece. Então, a austenita se transforma em martensita maciça e acicular em menores temperaturas, sobrando um pouco da austenita retida. Isto é então chamado Constituinte A-M.

A formação do constituinte A-M é aparentemente controlada pela difusão de carbono e velocidade de nucleação e crescimento da cementita. Por isto, tanto a velocidade de esfriamento como a composição terão influência na formação ou não do A-M⁽⁵⁾.

Um efeito deteriorante da tenacidade foi verificado ser provocado por este constituinte⁽²⁵⁾, sendo que o efeito era maior para A-M formado a altas velocidades de esfriamento do que formado a baixas velocidades.

Também a formação de martensitas maciças grosseiras tem mostrado efeito contrário à boa tenacidade⁽³⁵⁾. Este efeito é mais pronunciado quando estas fases encontram-se nos contornos de solidificação do metal de solda ou nos subcontornos de transformação, locais estes preferenciais para a iniciação e propagação de trincas. A martensita, quando do tipo maciça, tem efeito muito mais marcante, que a do tipo acicular. Entretanto a martensita acicular aumenta a susceptibilidade ao endurecimento por precipitação na presença de Nb, V ou Mo⁽¹⁵⁾.

A morfologia da martensita maciça consiste de ripas, de alguns microns de comprimento e largura variando de 0,3 a 2,0 µm, frequentemente retangulares, sendo desorientadas uma das outras de 5 a 10° e separadas por contornos de pequeno ângulo. A martensita acicular consiste de placas lenticulares simples ou conectadas, mergulhadas em austenita retida⁽³⁹⁾.

A identificação e quantificação destas fases é algo trabalhoso e difícil, mas um maior conhecimento destes constituintes facilitará o entendimento do comportamento dos cordões de solda, principalmente em relação à tenacidade.

3.5 - Influência dos Elementos Químicos Sobre a Microestruturas

3.5.1 - Influência do Nióbio

Como mostra Harrison et al⁽¹⁸⁾, há uma grande diversidade de opiniões sobre a influência do Nb sobre a microestrutura. Sawhil e Jesseman sugeriram que Nb promove bainita superior. Garland e Kirkwood, além de Yoshino e Stout, observaram a promoção de ferrita acicular, às custas de ferrita pró-eutetóide de contorno de grão, com o crescimento do teor de Nb. Já Levine e Hill observaram crescimento da ferrita acicular a baixos níveis de Nb, mas a altos níveis a microestrutura mudou para a morfologia em ripas, descrita como similar às placas laterais de ferrita ("side-plate"). Concluiu-se que a ação do Nb é dependente de muitos fatores, inclusive do fluxo. Para um fluxo básico, eles verificaram que o Nb diminui a ferrita pró-eutetóide de contorno de grão em favor da ferrita acicular. Já usando um fluxo à base de carbonato, o Nb pareceu favorecer estruturas do tipo "side-plate". Também verificou-se que o Nb leva o diagrama CCT para direita e para baixo para metais de solda de alta temperabilidade, porém para metais de solda de baixa temperabilidade o efeito era insignificante. Kirkwood⁽³¹⁾ mostra que a ação do Nb sobre o diagrama CCT é muito influ-

enciado pelos teores de C, Mn e oxigênio no metal, que podem variar totalmente sua constituição.

Um possível mecanismo pelo qual o Nb pode influenciar a transformação γ/α no metal de solda é através da precipitação na interface dos produtos de alta temperatura de transformação nos aços microligados. Parece existir uma relação entre a quantidade de precipitação na interface com a redução da velocidade de crescimento da ferrita⁽¹⁸⁾. Nos casos de metais de alta temperabilidade, o crescimento da ferrita pró-eutetóide já é limitada pelo Mn. O Nb (CN) produz um adicional impedimento ao crescimento da ferrita de contorno, reduzindo sua quantidade e permitindo a ocorrência de subresfriamento dentro do grão γ , com a transformação para ferrita acicular. No caso de metais de menor temperabilidade, para os quais a temperatura de reação ferrítica é mais elevada, o Nb(CN) prende a interface e favorece o desenvolvimento da ferrita em placas, já que a temperatura em que isto ocorre é alta (subresfriamento insuficiente para reação ferrita acicular). Porém, não se encontrou ainda evidências de precipitação na interface dos grãos nos metais de solda, o que, antes de contrariar a teoria deve ser atribuído à pequena quantidade e tamanho dos precipitados à base de Nb.

É conhecido que o Nb age sobre as microfases de martensita^(28,31), mostrando uma tendência ao favorecimento da martensita maciça nos contornos de transformação. Quanto a resistência à tração, o Nb parece ser benéfico.

Dolby⁽¹²⁾ concluiu que Nb em depósito de solda feito por arco submerso, invariavelmente reduz a quantidade de ferrita pró-eutetóide de contorno de grão, mas pode crescer ou a ferrita acicular ou a ferrita lamelar (tipo "side-plate"), dependendo dos

consumíveis usados. O ciclo térmico também afeta a influência do Nb sobre a tenacidade. Até 0,02% de Nb e quando $\Delta T_{800-500^{\circ}\text{C}} \leq 50\text{s}$, a tenacidade ficará inalterada, podendo mesmo ser melhorado em relação a uma solda de mesma constituição, mas sem Nb, que tenha um estrutura predominante de ferrita acicular ou de placas de ferrita.

Analogamente, porém para $\Delta T_{800-500^{\circ}\text{C}} > 50\text{s}$, a tenacidade só não será prejudicada se a microestrutura predominante na solda sem Nb for de ferrita acicular.

Acima de 0,05% de Nb melhor tenacidade será conseguida com consumíveis que dão alta proporção de ferrita acicular.

Finalizando, o Nb será benéfico à tenacidade e outras propriedades mecânicas da solda quando o sistema temperabilidade/fluxo for favorável a formação de ferrita acicular e prejudicial, quando o sistema favorecer produtos de alta temperatura de transformação⁽³⁶⁾.

3.5.2 - Influência de Outros Elementos

O Mn e Ni agem no sentido de abaixar a temperatura de transformação⁽²¹⁾. A baixo teor de Mn (0,8%) verifica-se que a ferrita de contorno começa a aparecer em temperaturas tão altas como 1000°C, com evidências de placas laterais de ferrita. A 650°C a transformação está completa. Deste modo a estrutura predominante é de ferrita pró-eutetóide e de placas laterais de ferrita. Em teor de 1,4%, a formação de placas laterais é suprimida, embora continue presente a ferrita de contorno. Em alto teor (2,2%Mn), nenhuma transformação acontece acima de 550°C, predominando estruturas de alta densidade de discordâncias⁽¹⁰⁾. O aumento de Mn, Mo e Ni em

depósito C-Mn, com energia de aporte de 2-4 KJ/mm, promove ferrita acicular e com isto aumento da tenacidade e σ_{sc} . Porém, quando um certo limite é alcançado (cerca de 90% de ferrita acicular), maiores teores de Mn ou Mo servem apenas para crescer a σ_{sc} por solução sólida e também pela produção de regiões martensíticas⁽¹¹⁾.

O crescimento de Mn e abaixamento de C, parece ter uma importante função no favorecimento da martensita acicular, às custas da martensita maciça⁽¹⁵⁾. Alto nível de Ni pode favorecer austenita retida, com o correspondente efeito sobre a tenacidade.

O Mo, entre outros, tem também uma forte influência sobre a transformação da ferrita⁽³⁶⁾. Elementos como Mo, B, e, em menor escala, Al e Ti, são usados no controle da transformação, a fim de obter estruturas aciculares tenazes^(35,49,50). A presença de Mo, além de aumentar a percentagem de ferrita acicular, elimina bainita superior e mantém o nível de ferrita pró-eutetóide. O Mo também controla as microfases, distribuindo a martensita maciça pela matriz, quando houver tendência de sua precipitação nos contornos de grão, ou trocando-a por martensita acicular^(14,15).

Levine e Hill⁽³³⁾ acham que o Mo além de favorecer a ferrita acicular, reduz o tamanho de grão de todos os constituintes. Aaronson, citado por Choi e Hill⁽¹⁰⁾, sugere que a formação de Mo_2C , nas interfaces entre austenita e ferrita, pode ser responsabilizado pelo retardamento de crescimento de grão. A efetividade da precipitação de Mo_2C é intensificada pela presença de núcleo de crescimento epitaxial, como o núcleo de AlN⁽¹⁵⁾. O Mo facilita também a precipitação de carbonitretos de Nb⁽¹⁴⁾, podendo causar fragilização.

O efeito do Ti e Al variam com suas concentrações. O efeito principal do Al é sobre o controle do nitrogênio, mas sua

presença em grande quantidade pode promover fragilização em soldas à base de Mo, devido aos núcleos de $AlN^{(15)}$. O Ti, na forma precipitada, reduz a temperabilidade, porém é verificado que Ti e Ti-B, em teores ótimos, aumentam a tenacidade do metal de solda pela eliminação de ferrita pró-eutetóide e crescimento da ferrita acicular. Segundo Tsuboi e Terashima⁽¹⁰⁾, a precipitação de TiN permite o B solúvel segregar nos contornos originais da austenita. Esta segregação reduz a energia de contorno de grão e, então, diminui a nucleação de ferrita pró-eutetóide. Além disto, o TiN é capaz de nuclear ferrita acicular. A ação do Ti é fortemente controlada pelo teor de oxigênio livre, devido sua afinidade por este elemento. Menor teor de oxigênio, ou adição de Al, que tem ainda maior afinidade pelo oxigênio, facilita a fixação do nitrogênio ao titânio.

O boro aumenta consideravelmente a facilidade de formação da bainita, sem no entanto agir sobre a facilidade de formação da martensita, uma vez que ele impede a decomposição da austenita nos contornos de grão. O B, por ocupar posições intersticiais mais favoráveis nos contornos de grão, diminuirá a difusibilidade do C, retardando assim a nucleação da ferrita⁽⁷⁾,

O oxigênio é outro elemento de grande importância na formação microestrutural. Masumoto⁽³⁵⁾, em um trabalho de revisão, cita que um baixo teor de oxigênio não significa necessariamente alta tenacidade do metal de solda, já que, muito baixo teor de oxigênio pode favorecer ferrita grosseira. Também foi verificado, por Kirkwood, que um nível de oxigênio de 0,07 a 0,1%, conseguido com uso de fluxo ácido, exhibe microestrutura de ferrita acicular, a menos que algum poderoso elemento promotor de bainita seja usado. Ferrante⁽¹³⁾ em outro trabalho de revisão, confirma que teores de

oxigênio acima de 0,03% podem levar à estrutura de ferrita acicular, enquanto baixos teores ($\approx 0,01\%$) promovem a formação de bainita. Também destaca o desencontro de resultados, onde, para alguns autores, teores de oxigênio superiores a 0,025% aumentam a temperabilidade, promovendo a formação de estruturas em ripas. O mesmo foi citado no trabalho de Masumoto⁽³⁵⁾, onde teor de oxigênio mais alto que 0,044% promoveu bainita superior.

Como se vê, a ação do teor de oxigênio é ainda não definida. Olson⁽³⁷⁾ acredita que o teor de oxigênio que favorece a formação de estrutura acicular, está relacionado com o teor de Mn do metal de solda. Já Bouleau et al⁽⁶⁾, que também verificaram existir um teor ótimo de oxigênio que favoreça a formação de produtos de alta tenacidade, acham que este valor é função do teor de Al no metal de base; este teor ótimo estaria ligado a uma mudança na natureza e forma das inclusões formadas (alumina/sílico-alumina to de Mn).

3.6 - Tenacidade do Cordão de Solda de Aços Microligados ao Nb Soldados Por Arco Submerso

Os elementos que compõem a ZF, além da ação sobre a formação da microestrutura, têm outras ações que afetam a tenacidade do metal de solda, como endurecimento por solução sólida ou precipitação, que não podem ser facilmente constatadas por análise micrográfica. Devido a interdependência destas ações com toda a constituição química do cordão e condições térmicas, torna-se difícil o estudo isolado de cada elemento. Todavia, de um modo geral, algumas observações já foram tiradas do comportamento separado de cada

elemento.

3.6.1 - Ação do Nióbio sobre a Tenacidade

Na figura 23, mostra-se um resumo de uma série de dados coletados por Dolby⁽¹²⁾, onde a tenacidade do cordão de solda cai com o crescimento do teor de Nb. Kirkwood⁽³¹⁾ cita um trabalho de Hannerz et al, onde se afirma que a temperatura de transição do teste Charpy-V cresce cerca de 20°C por 0,01% de Nb adicionado. Além das mudanças microestruturais, a queda da tenacidade com o aumento do teor de Nb é atribuída, por alguns autores, à precipitação de coerentes carbonitretos de nióbio, durante o resfriamento, e um crescimento na densidade de discordâncias, o que nem sempre pode ser confirmado⁽²⁷⁾.

Levine e Hill⁽³²⁾, encontraram uma melhora na tenacidade com adições de até 0,01% de Nb, mas novamente a tenacidade deteriorou com o aumento do Nb. O fato foi relacionado ao decréscimo na quantidade de ferrita de contorno de grão, sem uma notável mudança na estrutura em ripa. Outros autores encontraram melhoras na tenacidade em outros teores de Nb, o que vem mostrar a forte influência de outros elementos.

O critério usado para se medir tenacidade também é muito importante, como mostra Jesseman⁽²⁷⁾ pela figura 24, onde pelo critério de energia absorvida a 24°C, avaliada pelo teste Charpy-V, a tenacidade da solda obtida com arame C-Mn é decrescente até 0,037% de Nb, enquanto pelo critério de temperatura para 27 J de energia absorvida, a tenacidade é beneficiada até 0,037% de Nb. Também pode-se observar a influência da adição de outros elementos

pelo arame eletrodo.

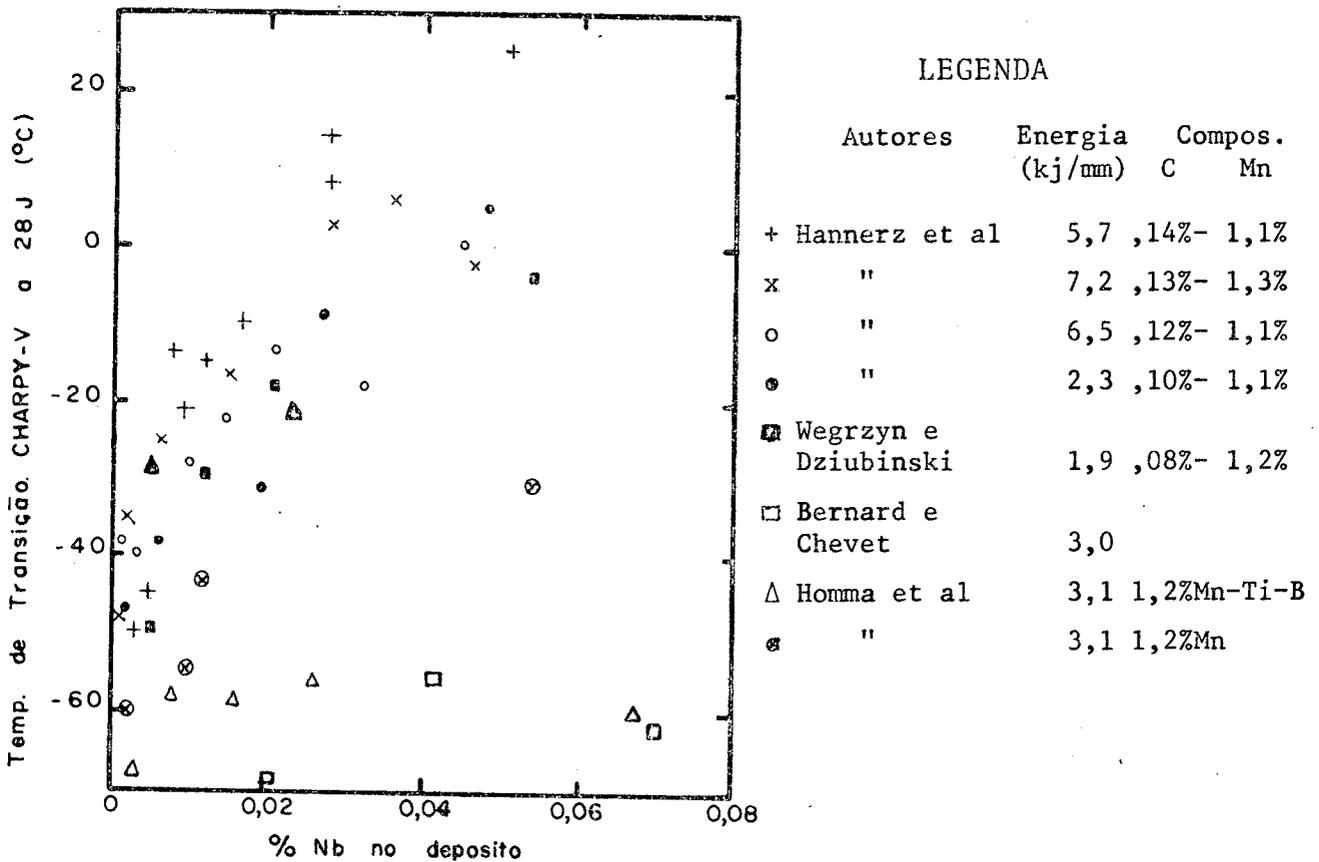


FIGURA 23 - Influência do nióbio sobre a tenacidade em diversas condições.

Heisterkamp et al⁽²¹⁾ verificaram que ao se usar consumíveis que promovam grande percentual de ferrita acicular na matriz (p.ex., arame Ti-B), a queda da tenacidade provocada pelo aumento do teor de Nb de 0,06% para 0,15% é muito pequena, principalmente ao se considerar que os valores já eram muito elevados.

Acredita-se ser conveniente desenvolver estudos visando minimizar o teor de nióbio na solda, para que, se não exercer influência positiva, a influência negativa seja reduzida. Isto pode ser conseguido inclusive com a mudança da forma da junta, objetivando usar menor diluição do metal de base.

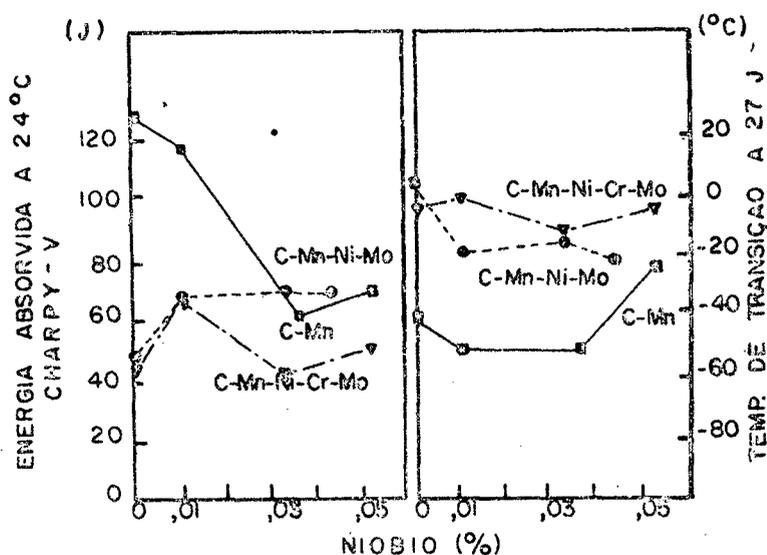


FIGURA 24 - Efeito do teor de Nb em depósito de solda em dois passes por arco submerso sobre a tenacidade Charpy-V⁽²⁷⁾.

3.6.2 - Ação de Outros Elementos Sobre a Tenacidade

O carbono e manganês têm suas ações quase que totalmente concentradas na variação da microestrutura. O Si, por sua vez, devido ao alto poder de endurecimento por solução sólida, acima de 0,4% piora a tenacidade e por isto deve ser mantido a nível apenas suficiente para adequada desoxidação^(11,15). Os teores de Mn e Si podem ainda afetar a fração volumétrica de inclusões, devido a influência destes elementos sobre a temperatura de fusão das inclusões e na facilidade com o qual as inclusões são removidas do metal líquido para escória. Quanto maior a razão Mn/Si, mais limpa é a solda e maior a resistência à clivagem. O Al, além de desoxidante, é importante na remoção de nitrogênio intersticial, podendo então ser benéfico à tenacidade. Na figura 25 mostra-se como

a razão Mn/Si da constituição do arame influi sobre a fração volumétrica de inclusões.

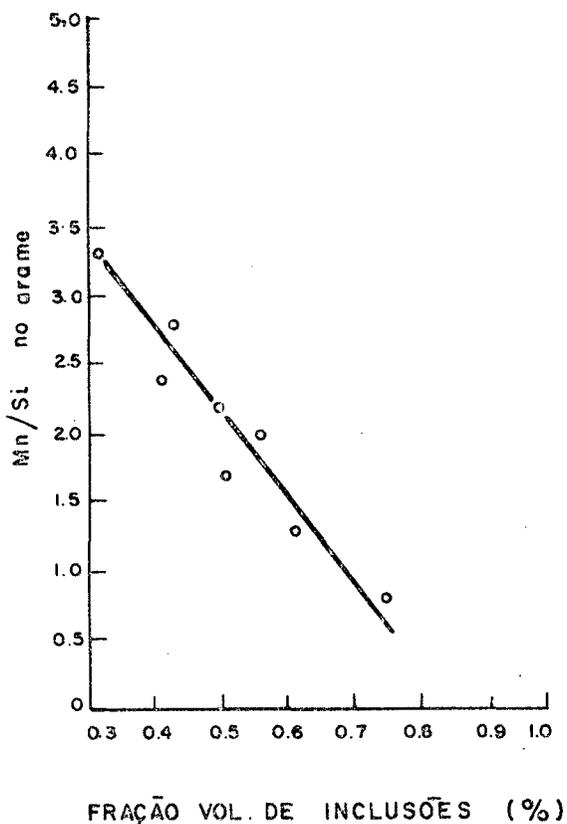


FIGURA 25 - Variação da fração volumétrica de inclusões no depósito de solda com a razão Mn/Si do arame⁽¹¹⁾.

O enxôfre pode ter comportamentos diferentes quanto à tenacidade em relação ao teor de carbono na solda. Segundo Masu⁽³⁵⁾, o S tem solubilidade no ferro δ ou α (0,18%) muito maior que no ferro γ (0,05%), fazendo com que haja maior microsegregações sulfurosas nos contornos de solidificação do ferro γ que do ferro δ . No diagrama Fe-C, a reação peritética ($\delta + \text{Liq} \rightarrow \gamma$) acontece para teores de C acima de 0,1%. Isto implica que cordão de solda com mais de 0,1% de C se solidificará através da reação peritética, formando contorno de solidificação de grãos γ , enquanto pa

ra teores menores que 0,1%, haverá solidificação da fase δ . Deste modo, uma microsegregação de S será favorecida para soldas com carbono acima de 0,1%, acarretando em menor valor de tenacidade. Na figura 26, vê-se como a tenacidade de um aço fundido cai bruscamente quando o teor de C alcança 0,1%. Também o Mn e Si mostram-se segregar em contornos de solidificação para teores de 0,15% e 0,08% de C, respectivamente, porém com efeitos sobre a tenacidade menos brusco. Apesar da velocidade de solidificação na solda ser muito alta, esta influência nem sempre é observada pelos pesquisadores.

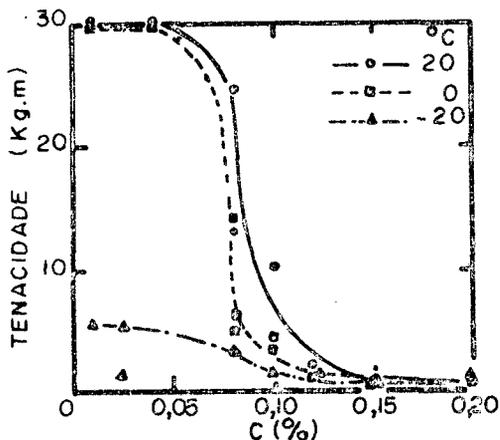


FIGURA 26 - Efeito do teor de C sobre a tenacidade em amostras de aço fundido⁽²⁵⁾.

O Mo é colocado nas soldas que vão receber tratamento térmico de alívio de tensão, através do arame eletrodo, com o objetivo de evitar decréscimo excessivo de dureza da solda, mas alguns resultados deixam dúvidas quanto a isto⁽²⁴⁾. Sua função principal, no entanto, é favorecer a formação de ferrita acicular. O seu uso com um fluxo básico, em solda com baixo Nb, mostra-se benéfico à tenacidade, enquanto com fluxo ácido, não mostra efeito apreciável⁽¹⁵⁾. A altos níveis de Nb, Mo parece ser fragilizante⁽¹⁴⁾, provavelmente por intensificar a precipitação de Nb(CN). Também a velocidade de resfriamento é importante⁽¹¹⁾, pois o uso

de arames com Mo s \tilde{o} \acute{e} ben \acute{e} fico usando altas velocidades de resfriamentos. Em baixa velocidade de resfriamento, s \tilde{o} ter \acute{a} efeito se usado junto com outros elementos que favore \acute{c} am a temperabilidade, como Ni e Ti.

O Ni \acute{e} outro elemento de a \acute{c} o marcante sobre a temperabilidade e, por isto, \acute{e} \acute{a} s vezes usado. Apesar de o Ni normalmente melhorar a tenacidade dos a \acute{c} os, na ZF de soldas microligadas ao Nb ele mostra crescer a temperatura de transi \tilde{c} o d \acute{u} til/fr \acute{a} gil. O Ni quel n \tilde{a} o s \tilde{o} aumenta a resist \tilde{e} ncia mec \acute{a} nica por endurecimento por solu \tilde{c} o s \acute{o} lida, como aumenta a efici \tilde{e} ncia do Nb como endurecedor⁽²¹⁾.

A adi \tilde{c} o do Ti tem mostrado ser ativa como refinador de gr \tilde{a} o^(7,16) e na promo \tilde{c} o de ferrita acicular. Por \tilde{e} m acima de um n \acute{i} vel \acute{o} timo, cerca de 0,015%, a tenacidade tende a cair, devido ao marcante crescimento no limite de escoamento. O Ti tamb \acute{e} m mostra ser efetivo na remo \tilde{c} o de nitrog \tilde{e} nio intersticial⁽¹¹⁾, por isto seu teor \acute{o} timo est \acute{a} relacionado com a quantidade de nitrog \tilde{e} nio. A figura 27, mostra o efeito do Ti sobre a tenacidade dos metais de solda por arco submerso cortendo diferentes quantidades de nitrog \tilde{e} nio; o teor \acute{o} timo de Ti cresce com o aumento do nitrog \tilde{e} nio⁽⁵⁰⁾.

O boro, que tamb \acute{e} m age sobre a microestrutura, tem mostrado tamb \acute{e} m ter um teor \acute{o} timo, fora do qual passa a n \tilde{a} o ser t \tilde{a} o ben \acute{e} fico. Este teor parece estar entre 0,001% e 0,003%⁽³⁵⁾, mas varia conforme o autor. Como o Nb n \tilde{a} o \acute{e} t \tilde{a} o forte formador de nitr \tilde{e} to, deve-se usar outros elementos para proteger o B, o qual conv \tilde{e} m ficar como elemento intersticial. Como o AlN \acute{e} sol \acute{u} vel em baixas temperaturas, o B deve ser protegido por Ti, Zr ou combina \tilde{c} o dos dois. Por \tilde{e} m Zr tem mostrado efeitos indesej \acute{a} veis⁽¹⁶⁾.

Devido esta faixa \acute{o} tima no teor de B, \acute{e} prefer \acute{i} vel usar o arame ao inv \tilde{e} s do fluxo como agente fornecedor deste elemen

to, já que a transferência através do fluxo é de mais difícil controle. Na figura 28, vê-se a tendência da tenacidade com o crescimento do teor de B.

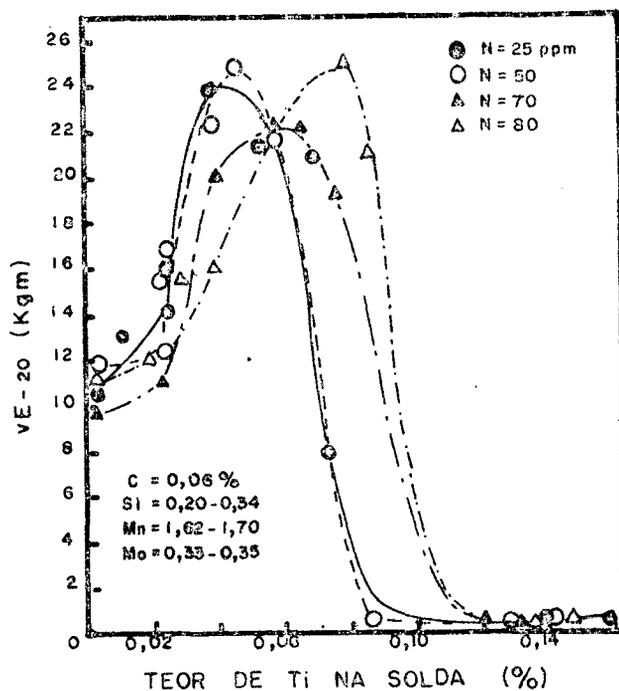


FIGURA 27 - Efeito do Ti sobre a tenacidade de metal de solda para diferentes teores de N⁽⁵⁰⁾.

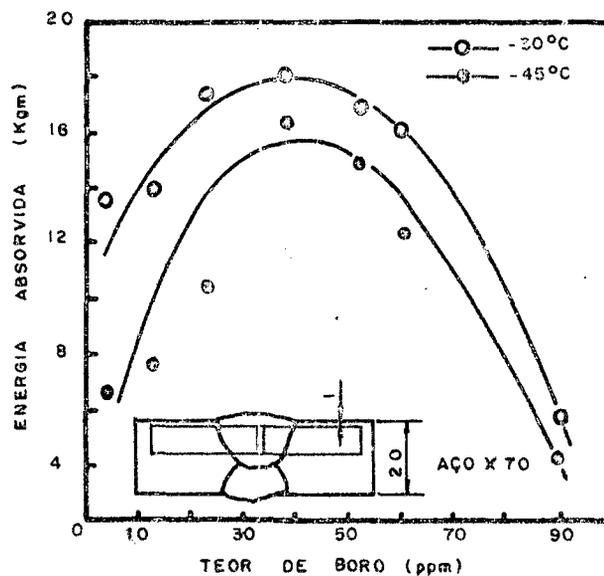


FIGURA 28 - Efeito do teor de B sobre a energia do teste Charpy-V⁽⁵⁰⁾.

Finalizando, tem-se ainda a ação do oxigênio, hidrogênio e nitrogênio. O oxigênio, como visto anteriormente, não tem um comportamento definido. O hidrogênio, cujo efeito prejudicial só é observado em teste de carregamento lento⁽¹¹⁾, pode fragilizar o cordão de solda pelo conhecido efeito de fragilização ao hidrogênio. Já o nitrogênio, na forma intersticial, tem sua ação bem conhecida como elemento fragilizante. Porém, adições de elementos que removam nitrogênio podem anular este efeito. Masumoto⁽³⁵⁾ apresenta um fator proposto por Rittinger e Fehervari que avalia o efeito de desnitretação do Ti e Al em função da tenacidade do metal de solda.

$$"B" = \frac{14}{27} Al + \frac{14}{48} Ti - N \quad \dots (10)$$

ou,

$$"B" = \frac{14}{27} Al + \frac{14}{48} Ti + \frac{14}{51} Nb - N \quad \dots (11)$$

Se "B" for maior que zero, quer dizer que parte dos elementos de liga estão em solução sólida, enquanto se "B" for menor que zero, haverá nitrogênio na forma intersticial. É de se esperar, então, que a maior tenacidade fosse obtida com "B" = 0. Como visto na figura 29, a menor temperatura de transição ocorreu para "B" = 100ppm. Isto é explicado pela presença de óxidos e microestrutura de não equilíbrio. Há também evidências que algumas variações nos teores de Ti, Al e oxigênio modificam o valor de "B" para melhor tenacidade.

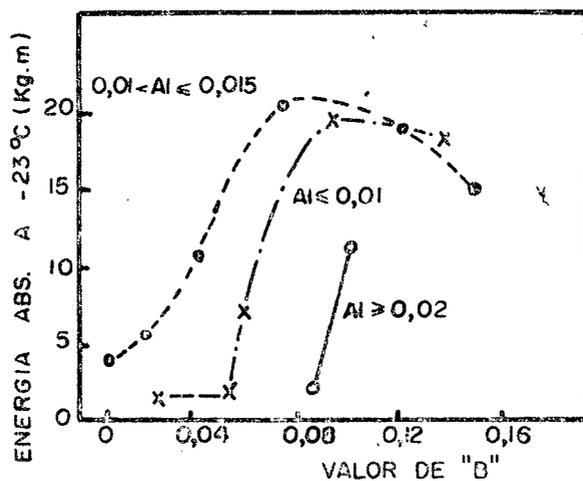


FIGURA 29 - Redução entre teor de B e valor de energia Charpy- $V^{(35)}$.

3.7 - Influência do Tratamento de Alívio de Tensão Sobre as Propriedades de Soldas de Aços Microligados ao Nb por Arco Submerso

Durante o tratamento de alívio de tensão de metal de solda microligado ao Nb, poderão haver precipitações, pré-precipitações ou mesmo envelhecimento de precipitados, ocorrendo assim variações na tenacidade. A natureza do precipitado pode variar dependendo do tipo da microestrutura e a cinética da precipitação certamente dependerá da história térmica antes do tratamento de alívio de tensão⁽³¹⁾. Certos elementos, como Nb, Mo, B e Ti, por formarem precipitados complexos, devem ser limitados em soldas que sofrerão tratamento térmico⁽¹⁵⁾. Existe a sugestão⁽³¹⁾ que, na condição de apenas soldado, só na ferrita poligonal existe precipitação fina, ocorrida durante o resfriamento da solda. As fases aciculares são relativamente livres destas precipitações. Entretanto, du

rante o alívio de tensão, precipita-se carbonitretos de Nb pela matriz, preferencialmente nas regiões de alta densidade de discordâncias, a uma velocidade que dependerá da temperatura do tratamento. Os precipitados são inicialmente coerentes com a matriz e resultam em um significativo aumento na dureza e do limite de escoamento. A perda da coerência é tão demorada que, mesmo após longos tempos a 640°C, continuam a agir como barreiras de discordâncias.

Alguns elementos, como Mo, por favorecerem a precipitação dos carbonitretos de Nb, não devem ser usados em composições que sofrerão tratamento de alívio de tensão⁽¹⁴⁾. Além disso, devido ao preço e à problemas de fornecimento de Mo, tem-se procurado outras composições de arames⁽²¹⁾. Porém, como se verá mais a frente, a ação do Mo é muito influenciada pelo fluxo.

Já o B tem se mostrado efetivo na prevenção da precipitação de Nb(CN) em alívio de tensão⁽³¹⁾. O nível ótimo para o B produzir este efeito parece ser cerca de 0,01%, que é bem acima do nível de B normalmente introduzido no metal de solda por arco submerso. O B adicionado juntamente com Ti, objetivando aperfeiçoar a tenacidade do cordão sem tratamento térmico, gira em torno de 0,001%, então soldas que estão especificadas para receberem tratamento de alívio de tensão devem receber um maior teor de B.

Ferrante, em seu trabalho de revisão⁽¹³⁾, mostra que, também sob tratamento térmico de alívio de tensão, há resultados divergentes sobre a ação do Nb, com alguns casos onde houve melhora da tenacidade e em outros casos onde houve queda. Citando Farrar, Ferrante mostra que em uma solda com 0,1%C, 1,0%Mn e 0,02%Nb, o aumento de dureza e conseqüente perda de tenacidade foi mínimo, pois ocorreu a esferoidização de carbeto como fenômeno competitivo. Porém, estudos recentes de Farrar parecem indicar que o trata-

mento de alívio de tensão para teores de Nb acima de 0,01% é prejudicial, enquanto em níveis abaixo é benéfico. Também pode ocorrer melhora nas propriedades de impacto, devido a redução na densidade de discordâncias (recuperação) ou pelo revenido do C e N em solução na ferrita acicular⁽¹⁴⁾. Dolby⁽¹¹⁾ verificou que o aperfeiçoamento da tenacidade para soldas com Nb < 0,025 se dá para aquelas soldas com ferrita acicular < 70%, devido ao pequeno aumento na tensão de escoamento. Consequentemente, consumíveis que dão alta tenacidade na solda (ferrita acicular > 70%) não são indicados para soldas que sofrerão tratamento de alívio de tensão.

Um efeito do tratamento de alívio de tensão é a transformação das microfases, podendo beneficiar ou não⁽¹⁵⁾. A degeneração de microfases de martensita maciça em agregados ferrita-carbetos, favorece a resistência à clivagem do metal de solda, melhorando a tenacidade. Já a martensita acicular, a qual é menos prejudicial quanto à resistência à clivagem, sua degeneração durante o alívio de tensão tem um pequeno efeito benéfico sobre as propriedades, e assim, outros efeitos deteriorantes podem prevalecer, como endurecimento por precipitação (parece que a martensita acicular até favorece a susceptibilidade ao endurecimento por precipitação de elementos tais como Nb e Mo).

Outro aspecto é que o tratamento de alívio de tensão normalmente decresce a σ_{esc} , mas está claro que, neste caso, a presença de Mo e Nb, em particular juntos, reduz a extensão desta queda⁽¹⁴⁾.

3.8 - Influência dos Fluxos sobre a Tenacidade de Soldas de Aços Microligados ao Nb por Arco Submerso

De um modo geral, procura-se fluxos com baixo potencial de oxigênio afim de obter estruturas mais tenazes. Porém, sob certas condições, por exemplo, fluxo básico com alumina, tem-se conseguido melhor resistência ao impacto pela presença de inclusões metálicas nucleadoras de ferrita acicular⁽²¹⁾.

Garland e Kirkwood⁽¹⁵⁾, mostraram que o comportamento do fluxo é relacionado com a energia de aporte. Na figura 30 vê-se como a tenacidade da combinação de um arame SD₃ com um fluxo totalmente básico (OP41TT), produzido pela Oerlikon Eletrodes Ltd.) cai drasticamente com o aumento do calor de aporte; enquanto a tenacidade da combinação de um fluxo anfótero à base de Alumina (BX 200, produzido pela BOC/Murex) manteve muito melhores propriedades, a alto calor aportado, apesar de ter tido pior tenacidade em baixo calor aportado. Após alívio de tensão, nota-se que a combinação com BX 200 só teve melhora marcante a baixo calor aportado, enquanto a combinação com OP41TT teve melhoras sensíveis a 1,9 e 3,3 KJ/mm.

A explicação encontrada para estes resultados é baseada nas microestruturas. Observando a tabela 4, retirada deste trabalho da Garland e Kirkwood, verifica-se que, para combinação com OP41TT, ao se aumentar o aporte de calor, diminuía a ferrita acicular e aumentava a quantidade de ferrita pró-eutetóide e principalmente de bainita superior. Também crescia a percentagem de martensita maciça às custas de martensita acicular (provavelmente pelo fato de ter diminuído Mn e aumentado C com o acréscimo da energia). Após alívio de tensão, o aumento de tenacidade verificado princi

TABELA 4 - Metalografia quantitativa de cordões de solda sem tratamentos térmicos⁽¹⁵⁾

Composição do aço	Consumíveis		Energia de soldagem (KJ/mm)	Ferrita Acicular %	Ferrita Poligonal %	Bainita Superior %	Martensita Maciça + degenerada %	Martensita Acicular %
	arame	fluxo						
C-Si-Mn-Al-Nb	SD ₃	OP41TT	1.9	70	30	—	Presente	5
0.03%Nb	"	"	3.3	67	32	1	9	3
"	"	"	7.6	60	30	10	15	Presente
"	"	BX200	1.9	74	26	—	Presente	12
"	"	"	3.3	69	31	—	3	5
"	"	"	7.6	65	35	—	3	5

palmente para 3,3 KJ/mm foi considerado como devido a degeneração da ferrita maciça, combinada ao efeito de alívio de tensões internas. O efeito degenerador da precipitação foi superado. Na energia de 1,9 KJ/mm, houve uma pequena superação do efeito de alívio de tensão interna sobre a precipitação, já que não existia martensita maciça, enquanto para 7,6 KJ/mm, o efeito degenerador do precipitado contrabalançou os efeitos benéficos.

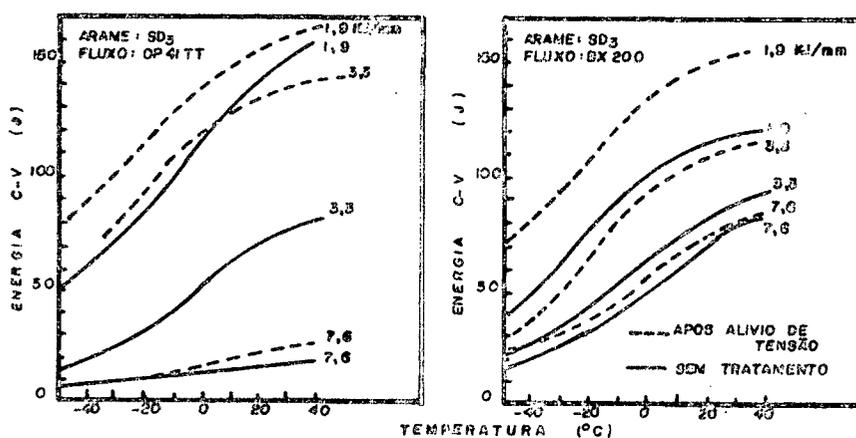


FIGURA 30 - Efeito do calor de aporte e tipo de fluxo sobre a tenacidade de soldas por arco submerso em placas de aço comercial de 25mm (0,03%Nb) e temperatura de interpassagem de 300°C⁽¹⁵⁾.

Na combinação com BX 200, apesar de não se notar bainita superior, verifica-se uma maior quantidade de martensita acicular, com pouca martensita maciça. Esta maior quantidade de microfase seria a responsável pela menor resistência ao impacto comparado aos resultados obtidos com OP41TT. O alívio de tensão novamente remove a maior parte dos efeitos deteriorantes das microfases, que neste caso são menores, e o balanceamento com o efeito de precipitação e alívio de tensão interna faz com que só a 1,9 KJ/mm haja

uma melhora sensível.

O uso de fluxos anfótero à base de alumina(OP170 e BX200), produz soldas com um maior teor de alumínio que fluxos totalmente básicos. Como a cinética de precipitação de Mo_2C em ferrita acicular é influenciada pela presença de núcleo epitaxial, como AlN , acelerando a reação, isto implica na possibilidade da fragilização de depósitos feitos com estes fluxos e arames à base de Mo ⁽¹⁵⁾. Como pode-se verificar pela figura 31, com fluxo ácido há queda da tenacidade após alívio de tensão para arames com Mo , enquanto para fluxo básico chega haver até um certo aperfeiçoamento.

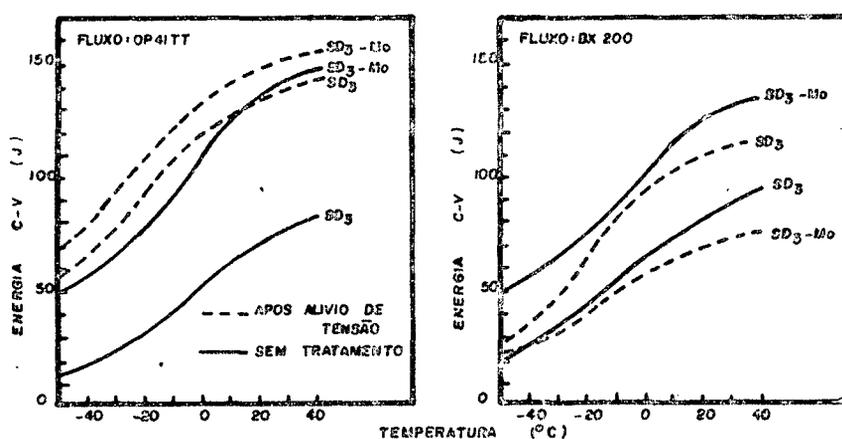


FIGURA 31 - Efeito do Mo , em dois tipos de fluxos comerciais, sobre a tenacidade Charpy-V de soldas (energia de aporte de $3,3\text{KJ/mm}$) em chapa de aço de 25mm ($0,03\%\text{Nb}$) e temperatura de interpasse de 300°C ⁽¹⁵⁾.

Conclue-se então, que a mudança de fluxo pode agir não só sobre a limpeza do metal de solda, como, principalmente, sobre a microestrutura. A formação de martensita acicular às custas de martensita maciça, por exemplo, pode ser conseguida pela mudan

ça de um fluxo básico por um fluxo ácido.

3.9 - Considerações Gerais

Garland e Kirkwood^(14,15) propuseram uma forma esquemática para explicar qualitativamente o efeito do Nb e Mo sobre a tenacidade do metal de solda. Entretanto, devido as novas observações feitas sobre o comportamento do Nb, especialmente na promoção de outras fases que não ferrita acicular, que dependerão da combinação fluxo/arame, Dolby⁽¹²⁾, recentemente, sugeriu um outro esquema modificado, o qual, qualitativamente, tem o mesmo objetivo.

Nas figuras 32, 33, 34 e 35 apresentam-se os esquemas propostos por Garland e Kirkwood e o proposto por Dolby, com mais uma pequena adição feita por Kirkwood. Porém estes esquemas não conseguem prever as situações em que ocorrerão os tipos de comportamentos verificados pelo Nb sobre as propriedades mecânicas do cordão de solda.

Os principais pontos que foram observados e que podem facilitar na análise destes esquemas são:

a) A melhor tenacidade é conseguida com microestrutura de ferrita acicular. Já a ferrita pró-eutétóide e constituintes lamelares são indesejáveis;

b) A influência do Nb sobre a temperabilidade é mais significativa para composições de solda de maior temperabilidade;

c) O Nb, assim como Ni, Cr, Mo e o próprio C, favorecem a formação de martensita maciça. O Mn favorece a martensita acicular;

d) A ação deteriorante dos precipitados de Nb se verificará principalmente em processos de alta energia aportada, ou em micro-

estrutura predominantemente composta de produtos de alta temperatura de transformação. A presença de Al e Mo intensificam a precipitação;

e) O uso de Mo só é aconselhável em soldas com fluxo básico e que não sofrerão tratamento térmico posterior;

f) Deve-se tentar obter soldas com o mínimo possível de Nb, o que se pode conseguir com confecção adequado de chanfro, obtendo mínima diluição do metal de base possível;

g) Solda com alta fração de ferrita acicular, conseguida através de elementos de liga, tais como Ti e B, poderão ter maior teor de Nb, já que a influência passará a ser menor.

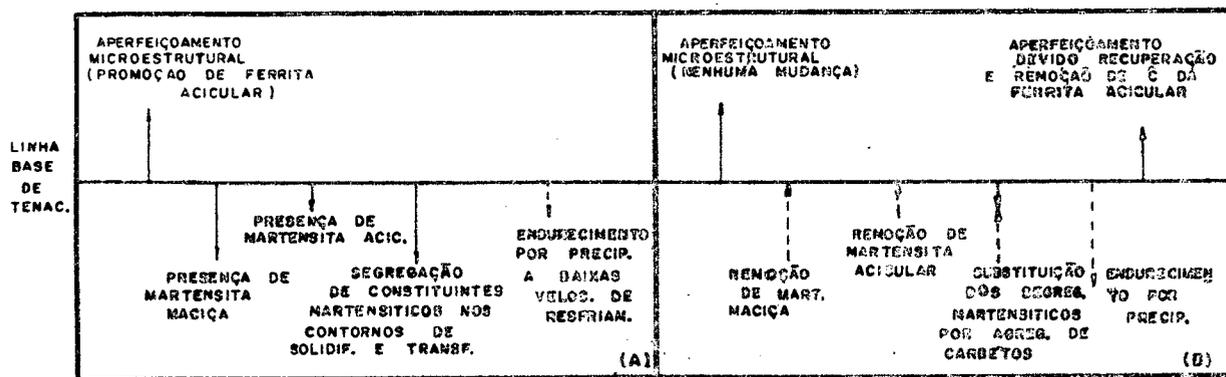


FIGURA 32 - Representação esquemática dos fatores que afetam a tenacidade da solda na presença de Nb em depósitos C-Mn; (a) sem tratamento; (b) - após alívio de tensão⁽¹⁵⁾.

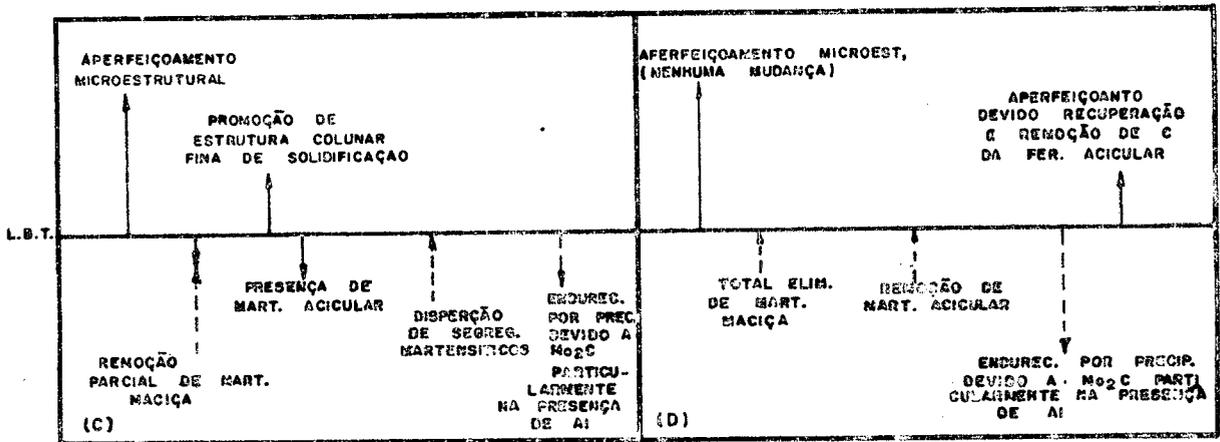


FIGURA 33 - Representação esquemática dos fatores que afetam a tenacidade da solda na presença do Mo em depósitos C-Mn; (c) sem tratamento; (d) após alívio de tensão⁽¹⁵⁾.

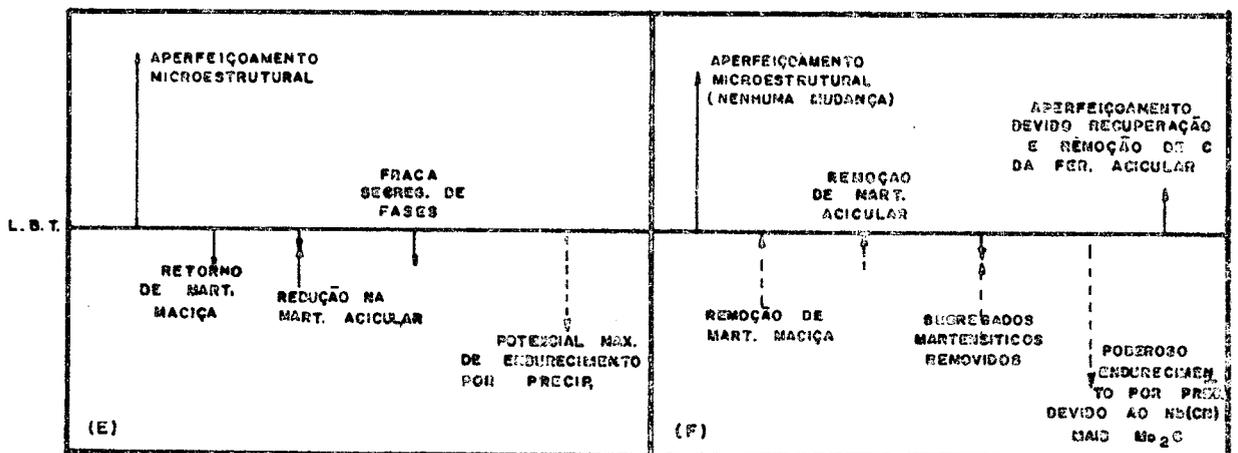


FIGURA 34 - Representação esquemática dos fatores que afetam a tenacidade da solda na presença de Nb e Mo em depósitos C-Mn; (e) sem tratamento; (f) após alívio de tensão⁽¹⁵⁾.

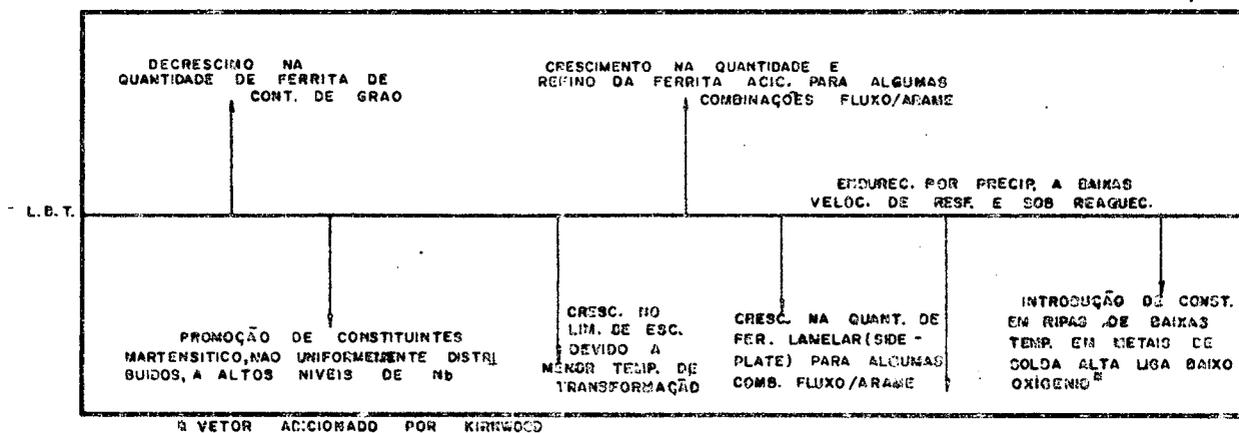


FIGURA 35 - Representação esquemática modificada mostrando efeitos gerais do Nb sobre a tenacidade da solda sem tratamento⁽³¹⁾.

CAPÍTULO IV

PROCESSO, INSUMOS E PROCEDIMENTOS

4.1 - Introdução

Como o objetivo deste trabalho é estudar a soldabilidade dos aços ao Nb de fabricação nacional pelo processo arco submerso, em especial sobre a influência dos consumíveis sobre as propriedades da solda, procurou-se condições que pudessem ser facilmente usadas na prática dos testes de qualificação. O uso de aparelhos específicos de laboratório, deveu-se apenas para aquisição de dados que comprovariam as conclusões. Tanto o equipamento de soldagem, como a chapa de aço e consumíveis usados, são de qualidade comercial e facilmente encontrados no mercado nacional.

Devido a grande área que abrange este assunto, procurou-se limitar ao máximo as variáveis, o que em parte foi compensado pelos três primeiros capítulos, afim de tornar exequível este trabalho. Dentro deste princípio, foi escolhido um tipo de aço e uma única espessura, variando apenas fluxos e arames-eletrodos. Os parâmetros de soldagem e tipo de junta, foram previamente estudados e ficaram inalterados durante o restante do trabalho.

4.2 - Equipamento de Soldagem

Para realizar a soldagem, usou-se um cabeçote automã

tico NA-3N, de fabricação da Lincoln Elétric Company, acoplado a uma fonte transformador-retificador V-800, fabricada pela S.A. White Martins, ambos instalados no laboratório de soldagem, LABSOLDA, da UFSC. Devido as características da fonte, o cabeçote está ligado na condição tensão-constante, onde a corrente é ajustada pelo controle de alimentação do arame. A fonte utilizada permite variar a tensão continuamente.

Nas figuras 36 e 37, tem-se duas vistas do equipamento de soldagem usado e na figura 38, a característica estática da fonte.

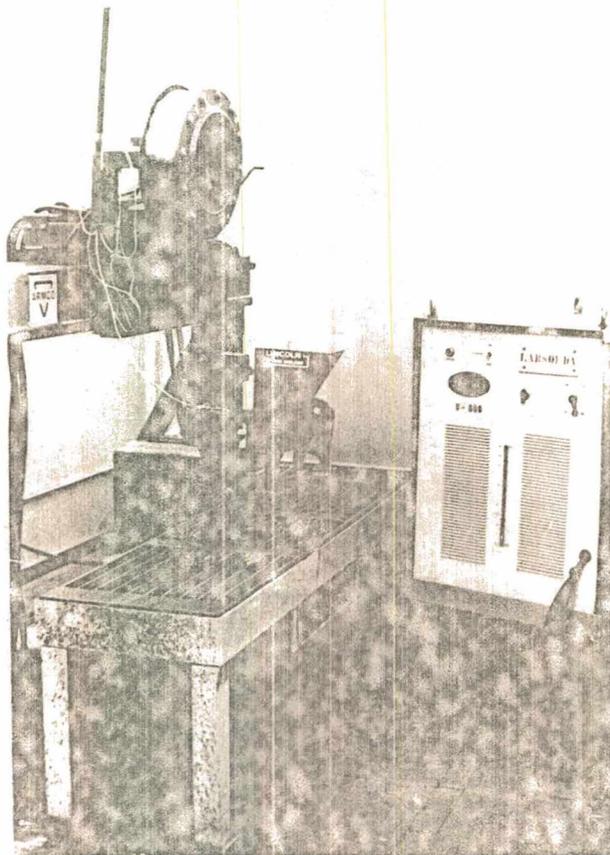


FIGURA 36 - Equipamento de solda por arco submerso do Labsolda.

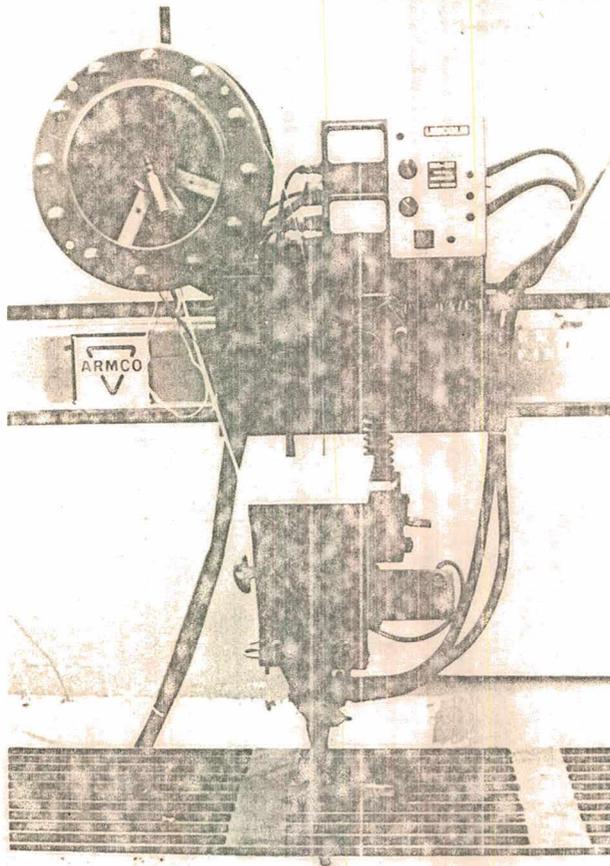


FIGURA 37 - Vista do cabeçote de soldagem NA-3N.

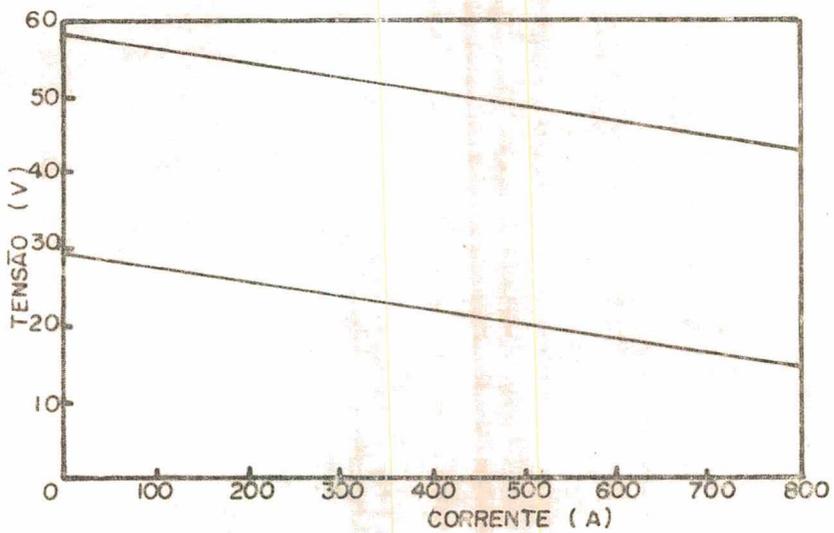


FIGURA 38 - Características estáticas da fonte V-800⁽⁴⁵⁾.

4.3 - Tipo de Corrente

Como os fluxos escolhidos são especificados para trabalhar em corrente inversa (CC⁺), todo o trabalho foi feito com este tipo de corrente. A vantagem do uso de corrente inversa, para processos com eletrodos consumíveis, é a maior penetração alcançada^(26,44).

4.4 - Material de Base

Dentre os aços microligados ao Nb fabricados no Brasil, foi escolhido uma chapa de 12,7mm de espessura do aço Niocor-1, fabricado pela Companhia Siderúrgica Nacional. Trata-se de um aço estrutural, patinável, de alta resistência mecânica, que dispensa a utilização de revestimentos protetores e permite a economia no peso da obra.

Sua constituição metalográfica é de ferrita-perlita, com grãos equiaxiais, como pode-se ver pela figura 39. Na tabela 5 tem-se os resultados obtidos durante a especificação; as normas e equipamentos de testes serão descritos à frente.

4.5 - Tipo de Junta

Baseado em observações de outros pesquisadores (ver capítulo III), optou-se por um tipo de junta que desse pequena diluição do metal de base, afim de se obter menor nível possível de Nb no cordão de solda. Devido ao menor calor de aporte a ser usado

TABELA 5 - Propriedades do aço Niocor-1, espessura 12,7 mm

Análise Química* (%)	Teste de Tração*			Dobramento (em 4 amostras)	Tamanho de grão ASTM	Distribuição de fases	Micro-dureza média (Hv)	Resistência ao impacto Charpy-V
	Limite de Escoamento (Kgf/mm ²)	Limite de Resistência (Kgf/mm ²)	Alongamento em 50 mm (%)					
C = 0,11 Mn= 0,31 P = 0,062 S = 0,021 Si= 0,34 Cu= 0,28 Cr= 0,63 Ni= 0,015 Nb= 0,020 Al sol. ≤ 0,005	37,9	49,5	39	isento de trincas	9-10	ferrita =90% perlita =10%	165	temperatura para 27 J de energia abs.: -7,50C energia abs. a +20° C : 57 J

* - média de duas amostras



FIGURA 39 - Microestrutura do metal de base; ferrita + perlita (136X).

para este tipo de junta, espera-se ter diminuído a possibilidade de fragilização da ZAC e reduzido o nível de tensões internas provocados pela soldagem. Na figura 40, mostra-se a junta utilizada e as dimensões do chanfro (todas as cotas indicadas neste trabalho, quando não indicadas, então em mm).

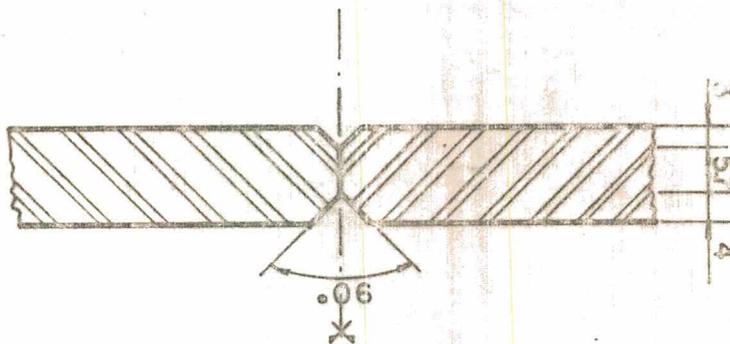


FIGURA 40 - Formato do chanfro e composição da junta.

4.6 - Macroestruturação do Cordão de Solda

Devido às dimensões da chapa e da junta, optou-se pelo uso de 1 passe em cada lado, sendo o primeiro dado na face superior (rasgo de maior profundidade). Este procedimento acarreta facilidades operacionais.

4.7 - Tratamentos Térmicos

Chapas de pequenas espessuras, como a usada neste trabalho, normalmente não precisam de tratamento de alívio de tensão, por isto não usou-se este artifício nas peças soldadas. Como os problemas de soldabilidade, tais como trincas de hidrogênio e trincas de solidificação, não são registrados na literatura para este tipo de material, também não foi usado tratamento de pós ou pré-aquecimento. A temperatura de interpasse foi a ambiente.

4.8 - Determinação dos Parâmetros de Soldagem

Através de um critério baseado em observações e conhecimentos já registrados em outros trabalhos⁽⁴¹⁾, procurou-se obter parâmetros de soldagem que produzissem soldas qualificadas e a baixo custo, isto é, parâmetros econômicos para soldagem a alta produção.

Considera-se neste trabalho, como parâmetros econômicos de soldagem, aqueles que proporcionam soldas com material de enchimento na quantidade apenas suficiente e com a maior velocidade.

de de soldagem possível. O critério usado nesta macroestruturação foi o seguinte:

a) Usar a maior corrente possível.

Via de regra, quanto maior a corrente, maior o consumo de eletrodo e penetração. A corrente é limitada pela capacidade da fonte e também pelo comprimento real do arco, que pode se tornar tão pequeno que se instabiliza.

b) Usar a maior altura de tomada de corrente (t).

Quanto maior t, maior o consumo de eletrodo. Porém, t é limitado pela perda da rigidêz de um comprimento elevado do eletrodo e também por limitar a corrente em valores mais baixos (para mesma tensão, maior t, menor comprimento real do arco).

c) Usar uma tensão otimizada.

A tensão otimizada é a que contrabalança dois efeitos: por um lado a menor tensão implica em maior penetração e maior consumo, porém acarreta uma limitação da corrente em valores mais baixos; por outro lado, mais tensão possibilita aumentar a corrente e t, mas diminui a penetração e o consumo.

d) Usar a maior velocidade de soldagem possível.

Como os três itens acima visam um maior consumo de eletrodo, pode-se aumentar a velocidade de soldagem até o limite que ainda permite o preenchimento do chanfro. É de se esperar que a vs não altere o consumo de eletrodo, mas é certo que influi sobre a penetração. A vs pode também ser limitada pela estrutura de solidificação formada⁽⁴²⁾.

Baseado neste critério e com uma série de experiências, obteve-se os parâmetros indicados na tabela 6, que satisfazem os requisitos de economia desejados e receberam a denominação de parâmetros principais de soldagem.

TABELA 6 - Parâmetros principais de soldagem.

PARÂMETROS	1º PASSE	2º PASSE
Corrente (A)	700	570
Tensão (V)	30	30
Altura da tomada de corrente (mm)	50	50
Velocidade de Soldagem (cm/min)	140	140

Afim de comparar o comportamento do par fluxo/arame em outras condições, mais dois conjuntos de parâmetros foram escolhidos, como mostra a tabela 7, os quais foram chamados de parâmetros alternativos.

TABELA 7 - Parâmetros alternativos de soldagem.

PARÂMETROS	ALTERNATIVA 1		ALTERNATIVA 2	
	1º passe	2º passe	1º passe	2º passe
I (A)	700	570	640	640
V (V)	35	35	31	31
t (mm)	50	50	50	50
vs (cm/min)	100	100	140	140

4.9 - Consumíveis

Com a finalidade de estudar a influência dos consumíveis, foram escolhidos três tipos de fluxos aglomerados e três

pos de arames-eletrodos, todos fornecidos pela BRASOX Com. Ind. Ltda. A escolha dos fluxos foi baseada em recomendação do fabricante, enquanto os arames eletrodos foram escolhidos objetivando obter diferentes níveis de Mn no cordão, e, em um terceiro caso, com o propósito de estudar a ação do Mo. O diâmetro de 3,97mm foi adotado por ser de grande uso e ser compatível com a potência do equipamento de solda.

Na tabela 8 observa-se as características dos fluxos, fornecidas pelo fabricante, enquanto na tabela 9, tem-se os dados dos eletrodos. Os fluxos ficaram armazenados em estufa a 150°C e não foram reusados durante este trabalho.

TABELA 8 - Fluxos

FLUXOS	CLASSIFICAÇÕES AWS	ÍNDICE DE BASICIDADE	
		BI *	B **
1	F84ED1; F84EH14; F74EM12K	3,60	3,05
2	F84ED1; F84EH14; F74EM12K	3,40	2,21
3	F82EH14; F72EM12K	3,28	2,12

Obs: A classificação AWS e os índices de basicidade foram fornecidos pelo fabricante.

* BI - equação 2, ítem 1.3.2

** B - equação 3, ítem 1.3.2

TABELA 9 - Arames eletrodos, diâmetros 3,97mm

CLASSIFICAÇÃO AWS	ANÁLISE QUÍMICA					
	C	P	S	Mn	Si	Mo
EM12K	0,12	0,017	0,014	1,05	0,26	-
ED1	0,13	0,024	0,014	2,00	0,07	0,59
EH14	0,16	0,020	0,016	2,03	0,05	-

4.10 - Corpos de Prova

Os corpos de prova para os testes de soldagem foram retirados das chapas de aço por oxicorte e posteriormente usinados para confecção dos chanfros, nas dimensões indicadas pelo ítem 4.5. Após o posicionamento da junta, foram ponteados e soldadas placas de fixação nas extremidades, com o objetivo também de evitar crateras no início e fim do cordão. Na figura 41, mostram-se as dimensões dos corpos de prova.

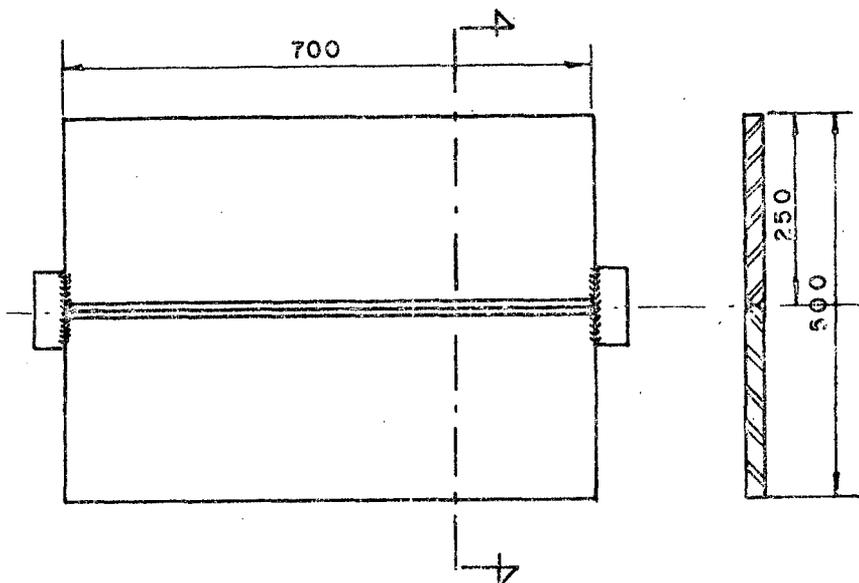


FIGURA 41 - Corpo de prova para soldagem.

A largura dos corpos de prova foi escolhida de tal modo a não influenciar o ciclo térmico da solda. Durante a soldagem, o corpo de prova ficou apoiado sobre ressaltos colocados sobre a mesa, um em cada canto da peça. Para impedir deformações da junta, os corpos de prova foram presos à mesa por "sargentos", enquanto no centro usava-se um "cachorro" para evitar que a junta

se abrisse durante a soldagem do primeiro passe.

4.11 - Amostragem

Para retirar amostras dos corpos de prova para qualificação das soldas, obedeceu-se a disposição mostrada na figura 42. Todas as amostras foram retiradas por processos de usinagem.

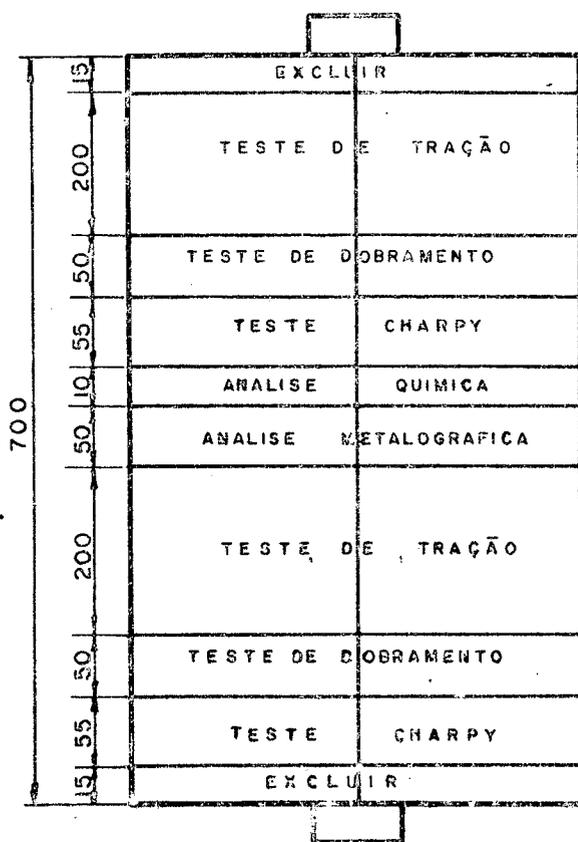


FIGURA 42 - Disposição de retirada de amostras.

4.12 - Testes de Qualificação

Para qualificação das soldas, foram realizados testes de tração e dobramento da junta e teste de resistência ao impacto do cordão de solda. Os dois primeiros seguiram especificação da ASME BOILER AND PRESSURE VESSEL CODE, section IX, 1980⁽⁴⁾, doravante referenciado apenas como código ASME, enquanto o teste Charpy-V seguiu especificações da norma ASTM A 370-77⁽¹⁾.

4.12.1 - Teste de Tração ("Tension Test")

De acordo com os itens QW-151-1, QW-152 e QW-153 do código ASME, foram preparadas as amostras, realizado o procedimento de teste e os resultados analisados conforme o critério de aprovação. Além do limite de resistência, mediu-se também o limite de escoamento e alongamento em 50mm, estes dois últimos não requeridos pelo código. Para análise do metal de base, os corpos de prova foram retirados transversalmente à direção de laminação da chapa.

As dimensões dos corpos de prova para tração estão na figura 43, que segue recomendações do item QW-462-1(a). Os testes foram realizados em uma máquina universal de ensaio, marca Veb W. Leipzig, modelo ZDM U 30T.

4.12-2 - Teste de Dobramento ("Guided Bend Test")

Optando-se pelo teste de dobramento lateral, conforme sugestão da nota 3 do item QW-451-1, seguiu-se o item QW-161-1

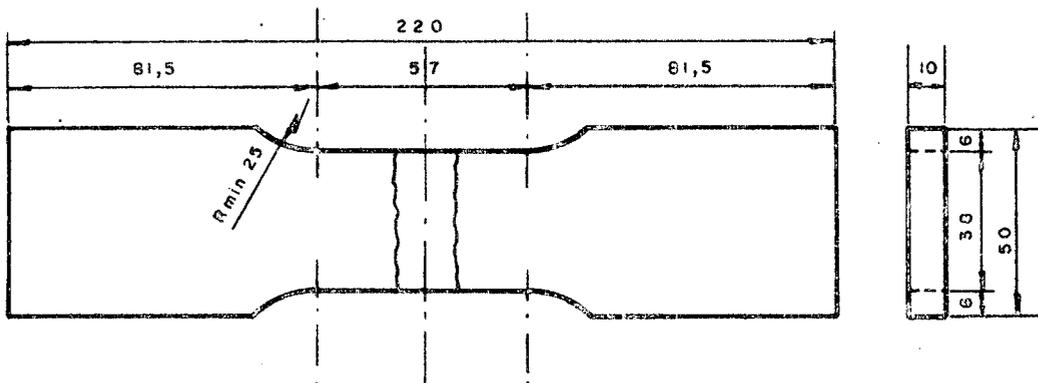


FIGURA 43 - Corpo de prova para tração.

na preparação da amostra, ítem QW-162 no procedimento do teste e QW-163 para o critério de aprovação, todos do código ASME.

Os ensaios foram também realizados na máquina universal de ensaios Veb W. Leipzig. Na figura 44, tem-se as dimensões dos corpos de prova para dobramento, que segue recomendações do ítem QW-462-2(a) e na figura 45 o posicionamento e dimensões dos cutelos, conforme ítem QW-466-2.

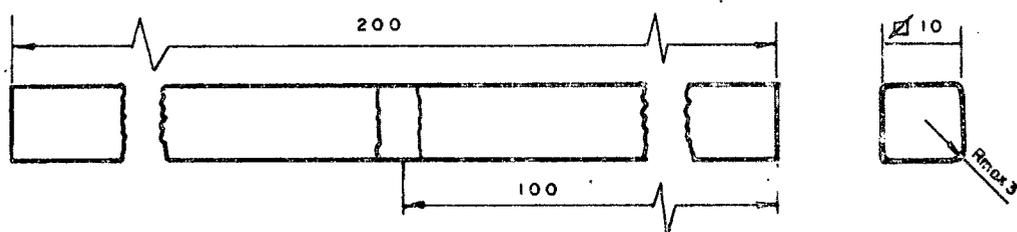


FIGURA 44 - Corpo de prova para dobramento lateral.

De acordo com o código, consideram-se como trincas todas aquelas maiores que 3,2mm, medidas em qualquer direção, situadas no lado convexo após o dobramento. Para comparar o desempenho

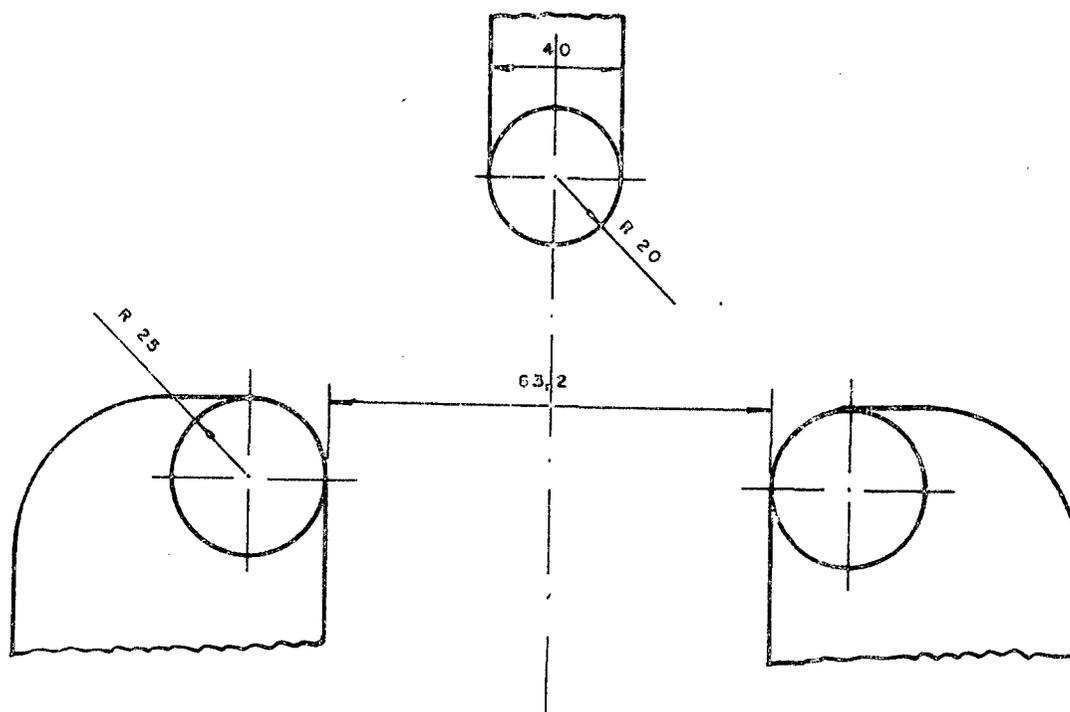


FIGURA 45 - Posicionamento e dimensões dos cutelos (Guided-Bend Roller Jig).

dos cordões de solda com o do metal de base, tirou-se amostras da chapa de aço, tendo seu eixo longitudinal ficado transversalmente à direção de laminação.

4.12.3 - Teste de Impacto Charpy-V

Este teste foi especificado pelas seções 19 a 23 da norma ASTM A-370-77 e foram realizados numa máquina de ensaio de impacto marca Veb W. Leipzig, modelo PSWO-30. As dimensões padronizadas dos corpos de prova estão na figura 46.

Na figura 47, mostra-se o posicionamento do corpo de prova para ensaio Charpy em relação ao eixo longitudinal da solda. Os corpos de prova para verificação da tenacidade do metal de base,

foram retirados na direção transversal à direção de laminação, por ser esta a posição mais crítica em relação ao impacto medido pelo método Charpy-V em chapas de aço.

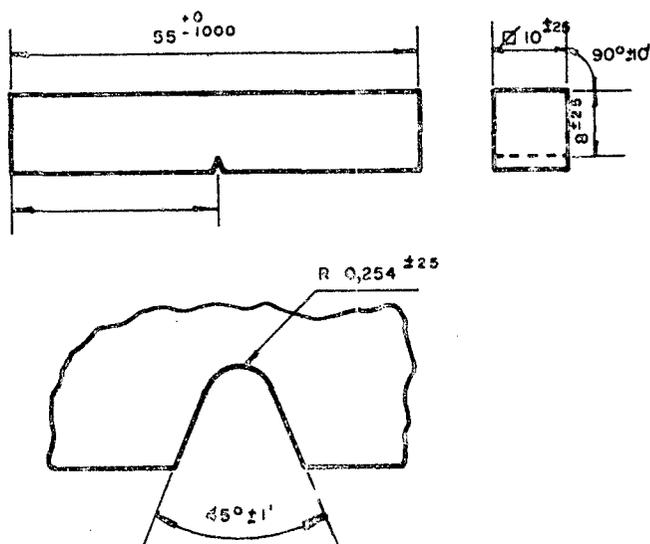


FIGURA 46 - Corpo de prova para ensaio Charpy-V.

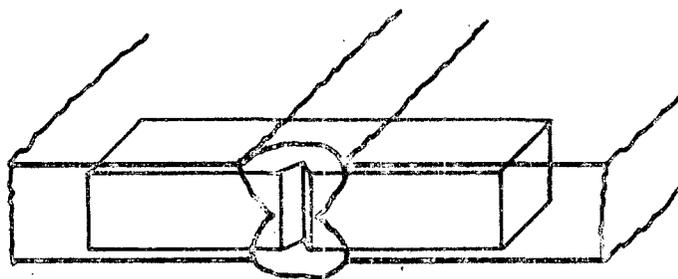


FIGURA 47 - Posição do C.P. Charpy-V no cordão de solda.

Para obtenção de temperaturas menores que a temperatura ambiente, foi usada uma mistura de acetona e nitrogênio líquido em um recipiente criogênico, que servia também para estabilização da temperatura dos corpos de prova. Para se estimar a variação

da temperatura entre o instante do impacto e o momento em que se retirava o corpo de prova do recipiente, colocou-se um termopar cromel/alumel no centro de um corpo de prova e, com a ajuda de um registrador X-Y, obteve-se a variação da temperatura com o tempo. As temperaturas indicadas nos resultados do teste foram ajustadas em função desta medição.

Para se avaliar a tenacidade, traçou-se as curvas energia absorvida x temperatura de teste, entre -50° e $+25^{\circ}$ C. Para cada temperatura foi medida a energia do no mínimo 5 corpos de prova de cada série, sendo que o resultado corresponde a média e desvio padrão dos valores encontrados. Foram usados dois critérios para medir a tenacidade; no primeiro avaliava-se a tenacidade pela temperatura na qual o metal absorveria 27 J, enquanto no segundo critério verificava-se a energia absorvida na temperatura de $+20^{\circ}$ C. Seriam aceitos aqueles corpos de prova que ficassem acima ou no mesmo nível dos valores encontrados para o metal de base, pelos dois critérios.

4.13 - Análise Metalográfica

A preparação das amostras das seções transversais dos cordões de solda, seguiu o método convencional para metalografia. As análises por microscopia ótica foram realizadas em um microscópio Metallux II, Leitz, e em um banco metalográfico Neophot-21, de fabricação Carl Zeiss Jena. Para análise de microscopia eletrônica, usou-se um microscópio eletrônico de varredura (MEV), marca JEOL JSM 35C. O ataque para micrografias foi feito com Nital 2%, enquanto para macrografias usou-se Nital 5%.

A quantificação das fases foi feita usando um contador "Automatic Point Counter", marca Swift, modelo E, e foi feita varrendo toda a região soldada; foram contados no mínimo 500 pontos para cada amostra. O tamanho de grão do metal de base foi medido por comparação com a tabela ASTM.

4.14 - Fractografia

As análises das fraturas dos corpos de prova Charpy-V foram realizadas no MEV Jeol descrito acima. Para análises químicas qualitativas das inclusões presentes nas superfícies de fratura, usou-se um espectrômetro de dispersão de energia, EEDS II da Ortec. A amostra selecionada para análise, foi o corpo de prova que deu resultado de energia absorvida mais próximo do valor médio encontrado para a série, na temperatura de teste.

4.15 - Perfil de Dureza

Para se medir o perfil de dureza do metal de base, ZAC e ZF, usou-se um microdurômetro Ernst Leitz Wetzlar nº 5178, trabalhando sempre com a carga de 100g. As amostras de soldas eram as mesmas seções transversais embutidas em resina, usadas em análise metalográfica. Os pontos de medida eram equidistantemente distribuídos em linha reta, não se escolhendo então regiões.

Para análise de dureza média da região de grãos grossos da ZAC, as posições das impressões eram escolhidas ao acaso dentro daquela região.

4.16 - Análise Química

Devido as pequenas dimensões do cordão de solda, tornou-se difícil a retirada de amostra representativa para análise química. Por isto, para todos os corpos de prova foi adotado um critério único, ou seja, as amostras foram retiradas por uma fresa serra, de 4mm de espessura, no sentido longitudinal do eixo da solda, conforme mostra a figura 48.

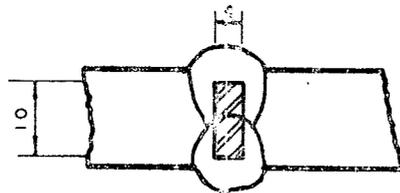


FIGURA 48 - Posição de retirada de amostra para análise química.

4.17 - Medidas durante a Soldagem

Para coletar dados e controlar o processo, algumas medições foram realizadas durante a soldagem dos corpos de prova.

4.17.1 - Controle de Corrente

Afim de se verificar as oscilações da corrente de soldagem durante todo o comprimento do corpo de solda, ligou-se um registrador X-Y, marca OMNICRAPHIC 2000 da Houston Instrument, ou

um Registrador X-Y Hewlett Packard, modelo 7045 A, ao "shunt" do cabeçote de soldagem (1500A-50mV).

4.17.2 - Consumo do Eletrodo

Um tacodínamo foi acoplado ao eixo do puxador de arame do cabeçote de soldagem. O sinal, após tratado por um filtro "passa baixo", era analisado e registrado em um milivoltímetro digital. Através de uma calibração, obteve-se a relação entre a velocidade média em que o arame eletrodo de 3,97mm de diâmetro era alimentado e a leitura registrada no milivoltímetro, o que pode ser vista na figura 49. A relação encontrada obedece a seguinte função:

$$C_L = 1,83 V + 2,69 \quad \dots (12)$$

Onde:

C_L = consumo linear do eletrodo

V = tensão lida no milivoltímetro

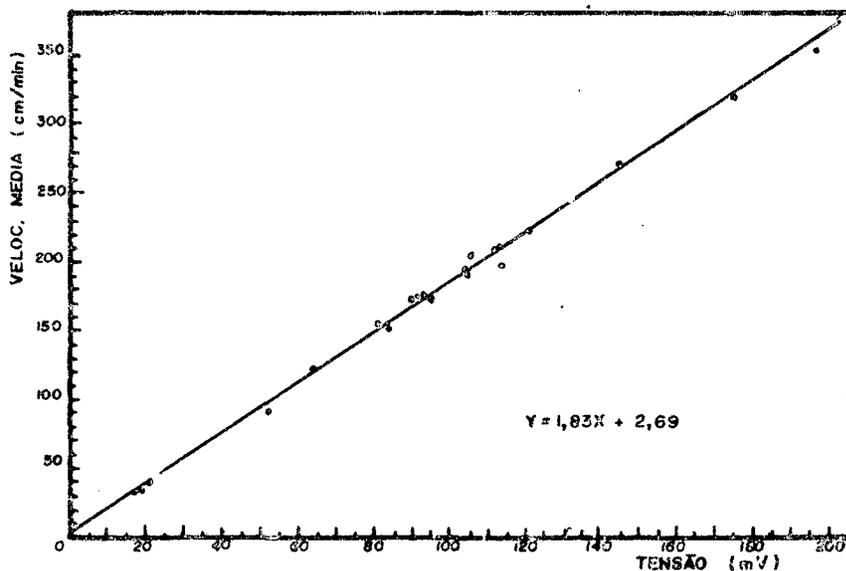


FIGURA 49 - Calibração do tacodínamo.

Como não se consegue eliminar todas as interferências, mesmo com o uso de filtro, considerou-se como C_L o valor médio das leituras máxima e mínima durante a medição. A transformação do consumo linear de eletrodo para consumo de eletrodo por unidade de comprimento da solda, é conseguido através da seguinte expressão:

$$C_{E1} = \frac{\pi \gamma D^2 C_L}{4 v_s} \quad \dots (13)$$

Onde: C_{E1} = consumo de eletrodo por unidade de comprimento da solda (g/cm)

γ = densidade do material do eletrodo (g/cm³)

D = diâmetro do eletrodo (cm)

v_s = velocidade de soldagem (cm/min)

4.17.3 - Consumo de Fluxo

O consumo de fluxo foi medido pela escória produzida; desprezou-se a perda por volatilização e a troca de elementos com o cordão fundido. Tomou-se pedaços da escória formada que, após retirado os excessos de fluxo não fundido agarrados à ela, foram medidos e pesados, obtendo-se assim uma média do consumo de fluxo por unidade de comprimento da solda (C_{F1}), em g/cm.

4.17.4 - Medição do Ciclo Térmico

Com auxílio de um termopar Pt/PtRh 13%, com diâmetro dos fios de 0,2mm, foi levantado o ciclo térmico do cordão de solda do segundo passe. O termopar, ligado a um registrador X-Y OMNI

CRAPHIC 2000, foi colocado na chapa conforme mostra a figura 50.

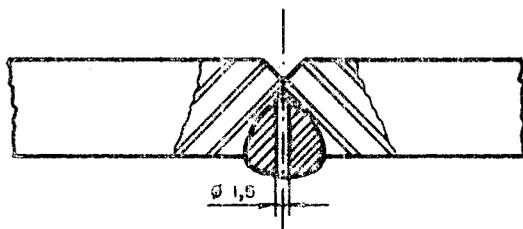


FIGURA 50 - Posicionamento do furo de colocação do termopar para medição do ciclo térmico.

Usando descarga de capacitor, obteve-se um soldagem por resistência elétrica entre a ponta do termopar e o fundo do orifício, garantindo-se assim uma melhor condução térmica. A isolação entre os dois fios dentro do furo foi feita com pó de asbesto.

CAPÍTULO V

ESTUDO DA ZONA FUNDIDA DO AÇO NIOCOR-1 SOLDADO POR
ARCO SUBMERSO

5.1 - Introdução

Para se realizar este estudo, foram escolhidas 7 combinações de fluxo/arame, chamadas de série principal, dentre os três fluxos e três arames-eletrodos disponíveis. Após confeccionados e soldados os corpos de prova, conforme recomendações vistas no capítulo anterior, foram retiradas amostras dos mesmos para qualificação.

Após a análise destes primeiros resultados de qualificação, foram escolhidas duas combinações de fluxo/arame tiradas de dentro desta série principal, sendo uma selecionada entre aquelas com as propriedades mecânicas aprovadas pelos critérios de qualificação e outra dentre aquelas com resultados não aprovados; estas duas combinações receberam o título de série alternativa. A combinação fluxo/arame que deu bons resultados foi repetida, porém usando os parâmetros de soldagem alternativos, item 4-8, com o objetivo de verificar as variações das propriedades com mudanças na tensão e velocidade de soldagem, ou seja, mudando o calor de aporte (alternativa 1), e também as variações de propriedades com pequenas mudanças na corrente (alternativa 2). A combinação que deu baixos resultados na série principal só foi repetida usando os parâmetros de soldagem da alternativa 1. 0

critério para escolha das duas combinações será explicado no item 5-2-2.

5.2 - Qualificação dos Cordões de Solda

5.2.1 - Série Principal de Corpos de Prova

Na tabela 10 são apresentadas as combinações fluxo/arame testadas e os respectivos resultados da qualificação. Para facilitar a comparação, também são apresentados os resultados dos testes de especificação do metal de base. Para todas as combinações foram usados os parâmetros indicados na tabela 6, ou seja, os parâmetros principais de soldagem.

Os testes de tração, realizados conforme item 4-12-1, mostraram satisfazer o critério de aprovação do código ASME, isto é, todos corpos de prova soldados romperam na região do metal de base e com valores de resistência acima dos valores encontrados para o metal de base sem solda.

Também no teste de dobramento, descrito no item 4-12-2, as sete combinações fluxo arame satisfizeram o critério de aceitação, não apresentando em nenhuma das quatro amostras de cada combinação, trincas maiores que 3,2 mm.

Para análise dos resultados do teste Charpy-V, foram traçadas as curvas de transição dútil/frágil para valores de temperatura entre -50° e $+25^{\circ}$ C. Nas figuras 51 a 58 tem-se as curvas de cada combinação. Observa-se, pelo desvio padrão, uma grande dispersão dos dados na região de transição. Os resultados

TABELA 10 - Qualificação das juntas soldadas com os parâmetros principais

Corpos de Prova	Combinação de fluxo/arame	Tração			Dobramento (trincas)	Charpy-V	
		Limite de escoamento (Kgf/mm ²)	Limite de resistência (Kgf/mm ²)	Alongamento em 50 mm (%)		Temperatura para 27 J (°C)	Energia a +20° C (J)
CP-7	fluxo 1/EM-12K	37,2	51,6	29	isento	-27,5	67,0
CP-15	fluxo 1/EH-14	38,5	51,1	30	isento	-43,0	97,0
CP-14	fluxo 1/ED-1	37,7	51,3	27	isento	-26,5	80,0
CP-9	fluxo 2/EM-12K	39,4	52,0	27	isento	-2,0	43,0
CP-2	fluxo 2/ED-1	41,8	51,8	27	isento	-1,5	52,0
CP-6	fluxo 3/EM-12K	39,5	52,3	29	isento	+3,0	34,5
CP-1	fluxo 3/EH-14	39,9	51,6	30	isento	-7,5	40,0
M.B.		37,9	49,5	39	isento	-7,5	57,0

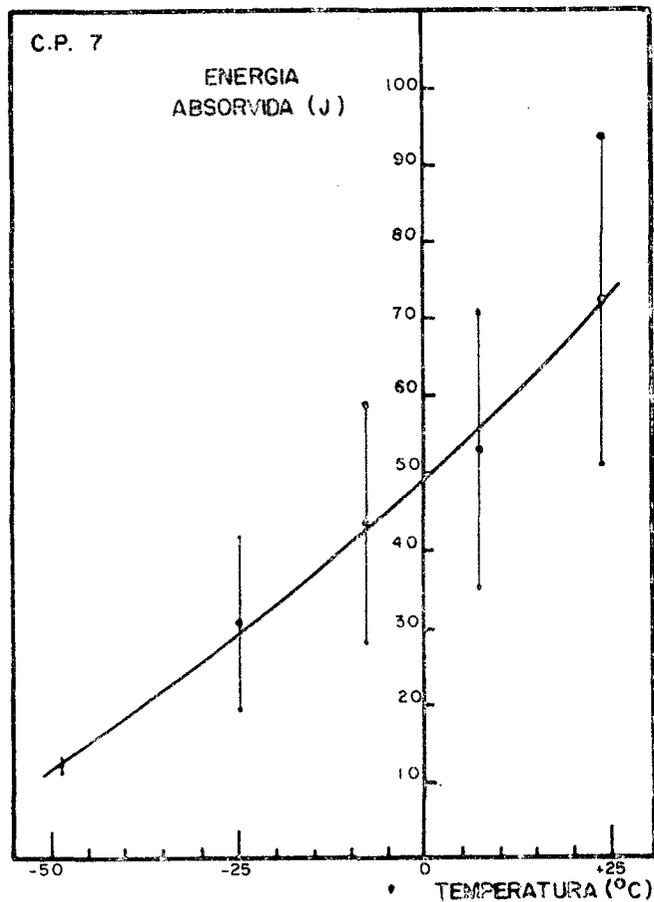


FIGURA 51 - Curva de transição dútil/frágil da combinação fluxo 1/EM-12K

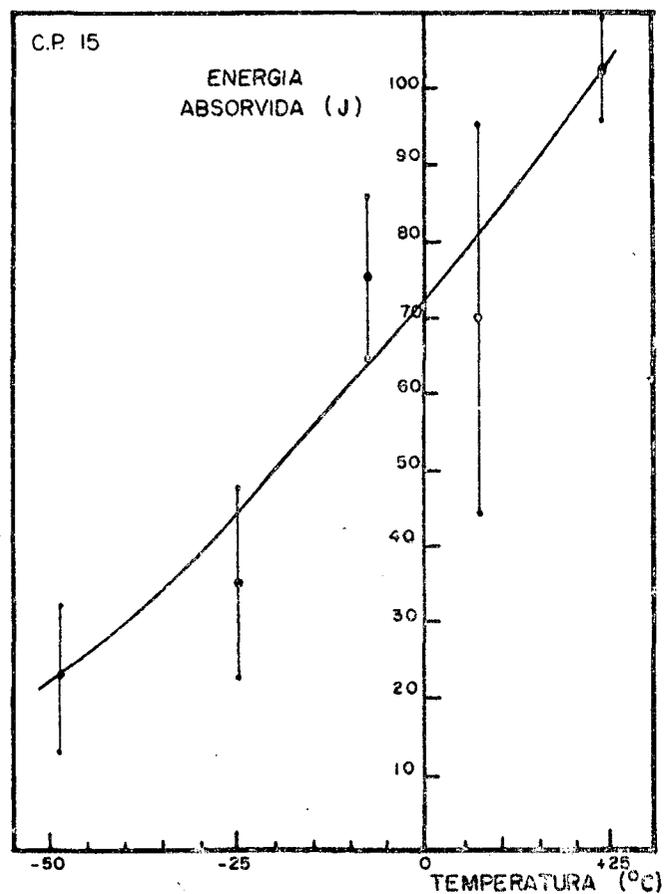


FIGURA 52 - Curva de transição dútil/frágil da combinação fluxo 1/EH-14

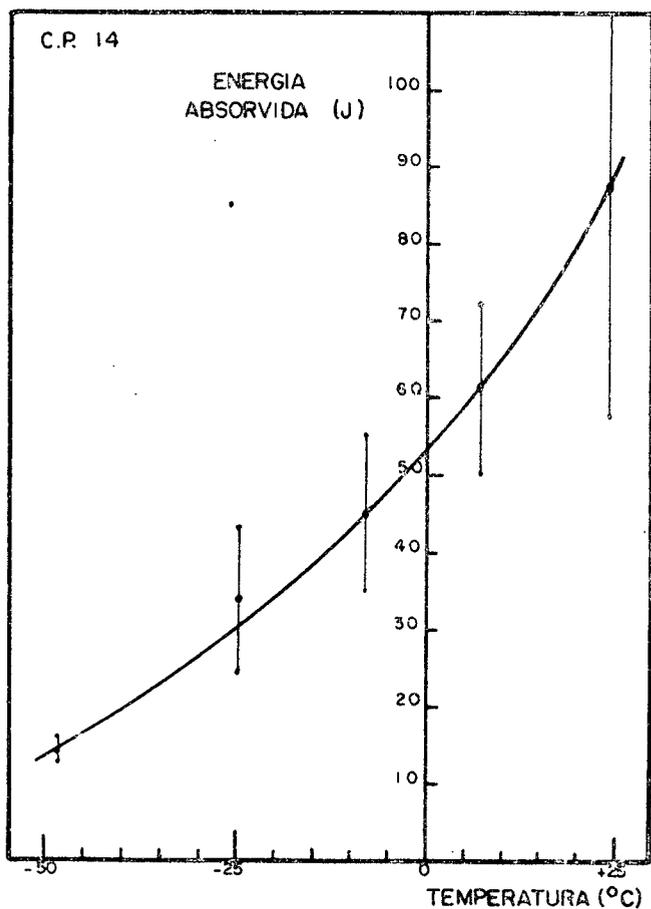


FIGURA 53 - Curva de transição dútil/frágil da combinação fluxo 1/ED-1

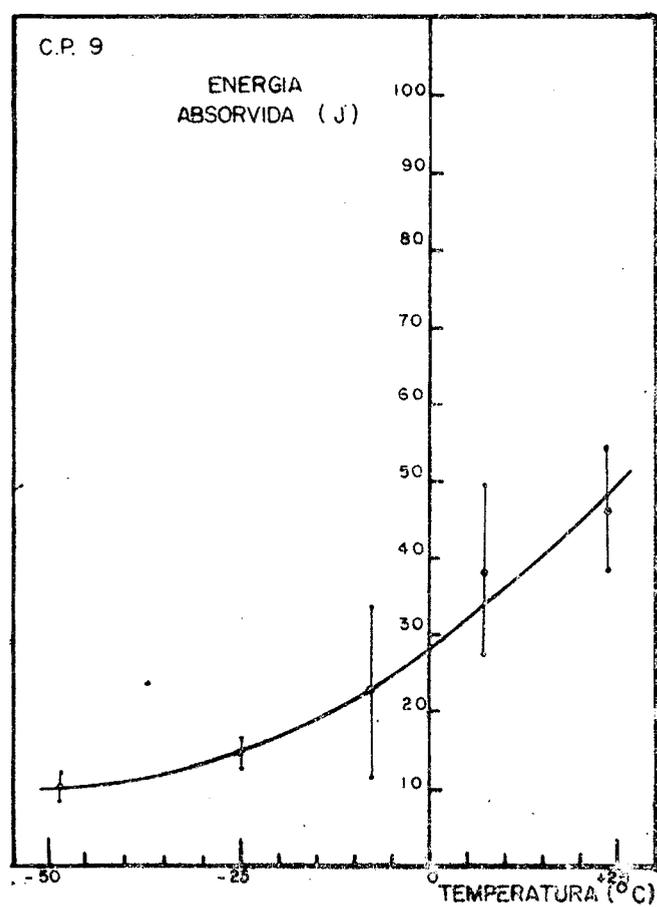


FIGURA 54 - Curva de transição dútil/frágil da combinação fluxo 2/EM-12K

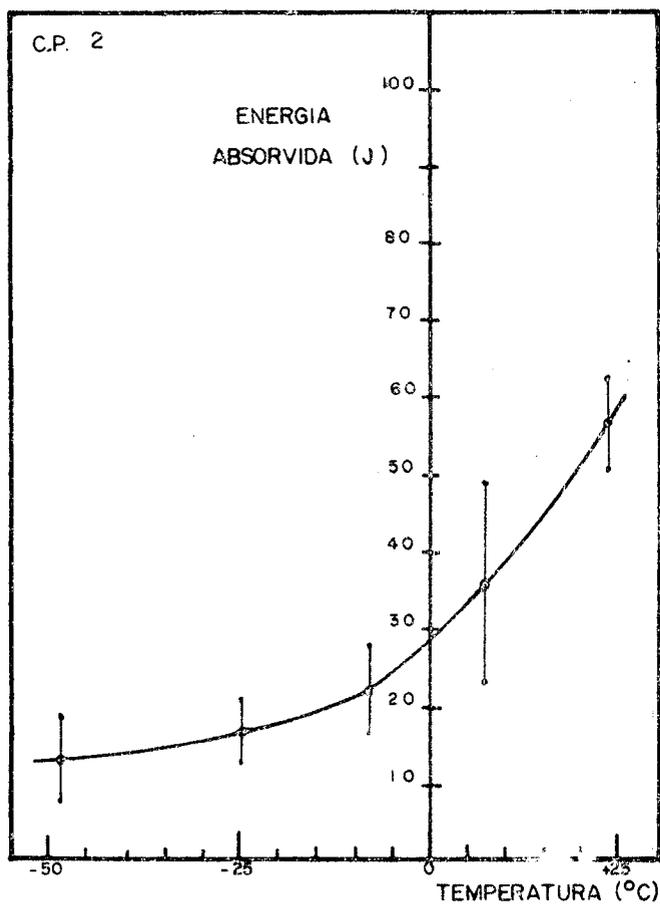


FIGURA 55 - Curva de transição dútil/frágil da combinação fluxo 2/ED-1

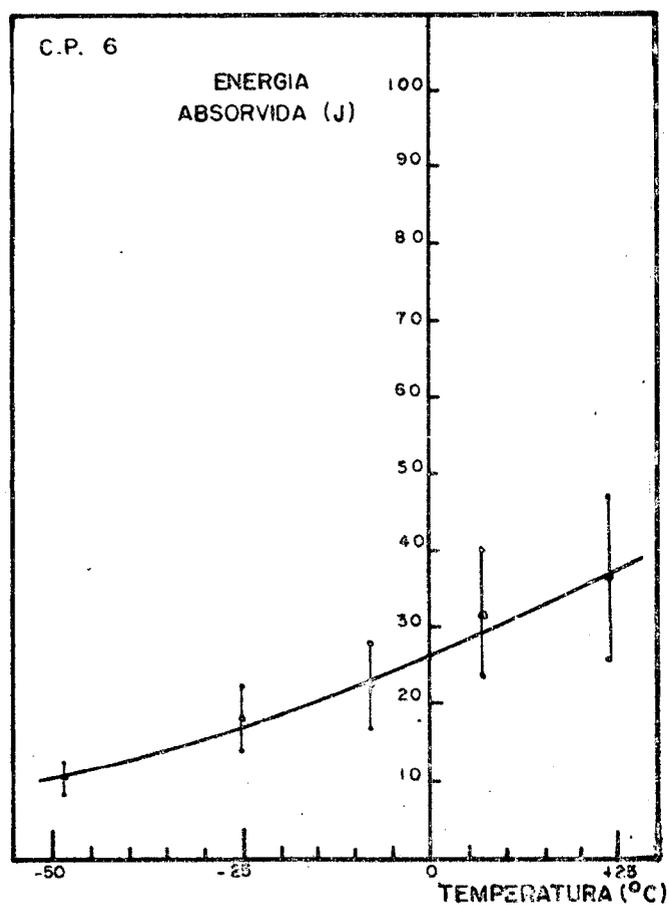


FIGURA 56 - Curva de transição dútil/frágil da combinação fluxo 3/EM-12K

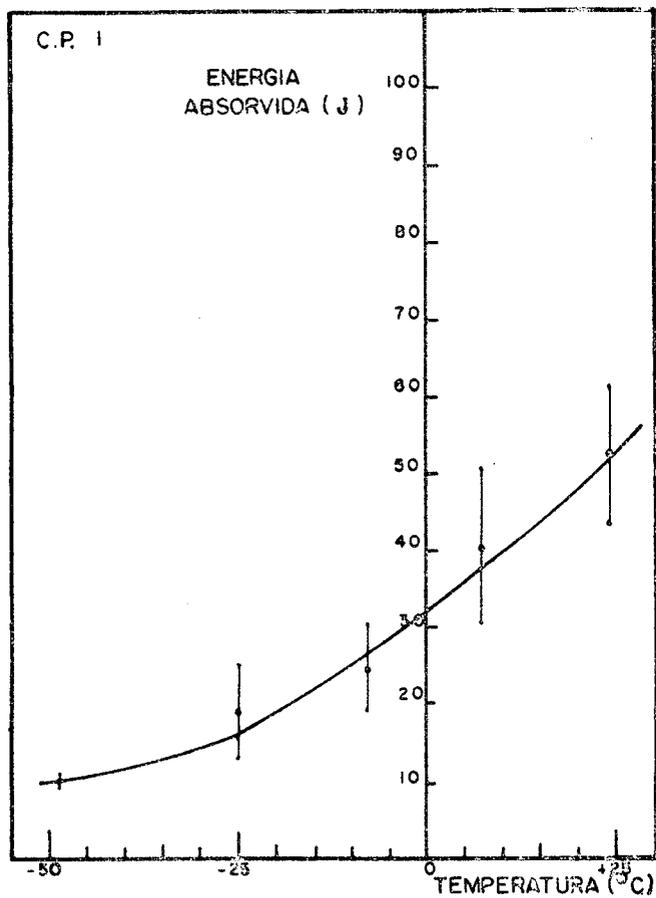


FIGURA 57 - Curva de transição dútil/frágil da combinação fluxo 3/EH-14

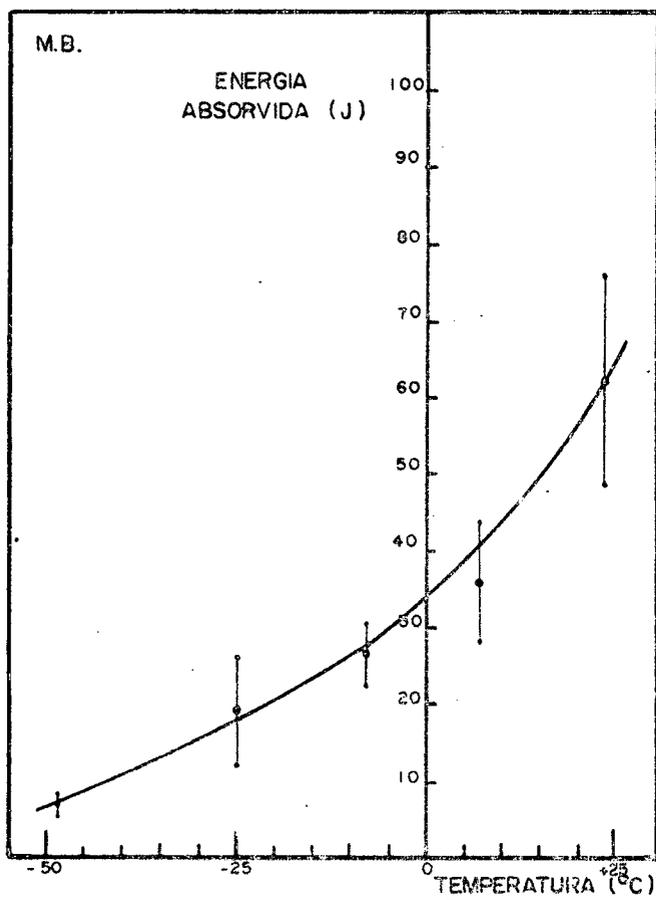


FIGURA 58 - Curva de transição dútil/frágil do metal de base

lançados na tabela 10, referem-se aos dois critérios de avaliação de tenacidade descritos no item 4-12-3; nota-se que nem to das as combinações obtiveram valores acima dos do metal de base.

5.2.2 - Série Alternativa de Corpos de Prova

Os testes de qualificação para esta série foram realizados do mesmo modo como para série principal. Como dito anteriormente, a escolha das combinações para esta série foi feita baseada nos resultados da tabela 10, de onde, para possibilitar comparações, escolheu-se combinações com propriedades mecânicas distintas mãs do mesmo arame, variando somente os fluxos.

Na tabela 11 são apresentados os resultados das duas combinações que usaram os parâmetros da alternativa 1. Para facilitar a interpretação, também se apresentam os resultados do metal de base e os resultados das combinações idênticas, mas obtidos com os parâmetros principais de soldagem, transpostos da tabela 10.

Na tabela 12 mostram-se os resultados da qualificação da combinação na qual se usou parâmetros da alternativa 2, juntamente com os valores da mesma combinação usando parâmetros principais de soldagem. Os valores dos parâmetros alternativos de soldagem encontram-se na tabela 7.

Nas figuras 59 a 61 estão as curvas de transição dútil/frágil do metal de solda das três combinações da série alternativa.

TABELA 11 - Qualificação das juntas soldadas com os parâmetros alternativa 1

Corpos de Prova	Combinação fluxo/arame	Tração			Dobramento (trincas)	Charpy-V	
		Limite de escoamento (Kgf/mm ²)	Limite de resistência (Kgf/mm ²)	Alongamento em 50 mm (%)		Temperatura para 27 J (°C)	Energia a +200 C (J)
CP-11	Fluxo 1/ED-1*	37,7	51,1	27	isento	-4,5	43,0
CP-14	Fluxo 1/ED-1**	37,7	51,3	27	isento	-26,5	80,0
CP-13	Fluxo 2/ED-1*	37,6	51,0	24	isento	+14,0	30,5
CP-2	Fluxo 2/ED-1**	41,8	51,8	27	isento	-1,5	52,0
M.B.		37,9	49,5	39	isento	-7,5	57,0

* - parâmetros alternativa 1 ** - parâmetros principais

TABELA 12 - Qualificação da junta soldada com os parâmetros alternativa 2

Corpos de Prova	Combinação fluxo/arame	Tração			Dobramento (trincas)	Charpy-V	
		Limite de escoamento (Kgf/mm ²)	Limite de resistência (Kgf/mm ²)	Alongamento em 50 mm (%)		Temperatura para 27 J (°C)	Energia a +200 C (J)
CP-12	Fluxo 1/ED-1***	38,0	50,9	26	isento	-23,0	91,0
CP-14	Fluxo 1/ED-1**	37,7	51,3	27	isento	-26,5	80,0

*** - parâmetros alternativa 2 ** - parâmetros principais

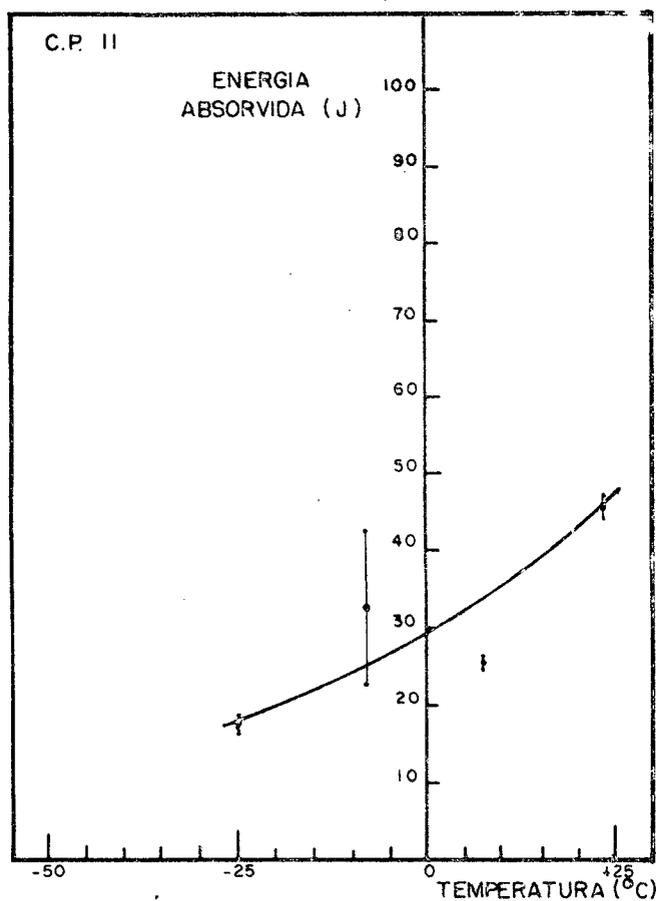


FIGURA 59 - Curva de transição dútil/frágil da combinação fluxo 1/ED-1 (série alternativa)

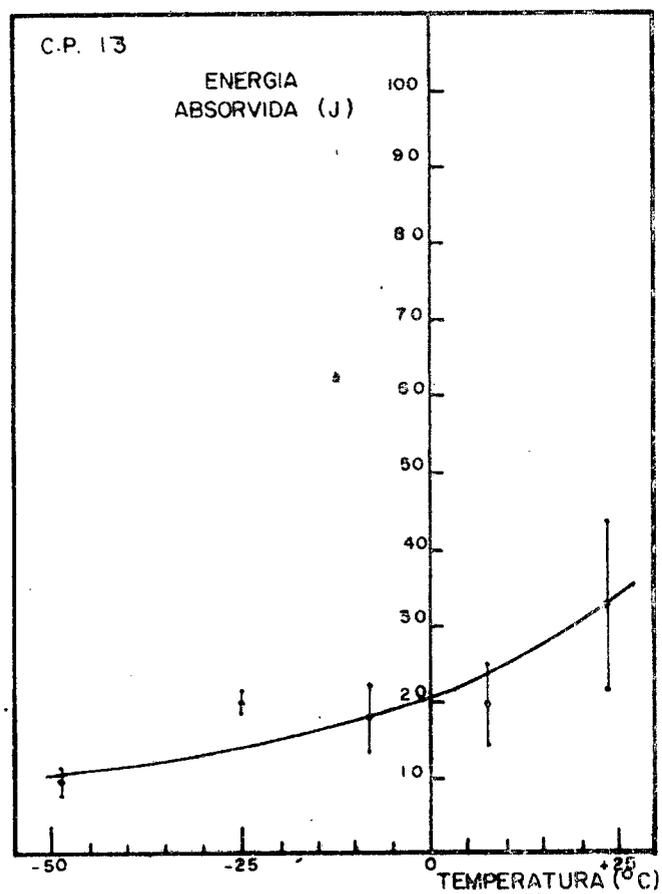


FIGURA 60 - Curva de transição dútil/frágil da combinação fluxo 2/ED-1 (série alternativa)

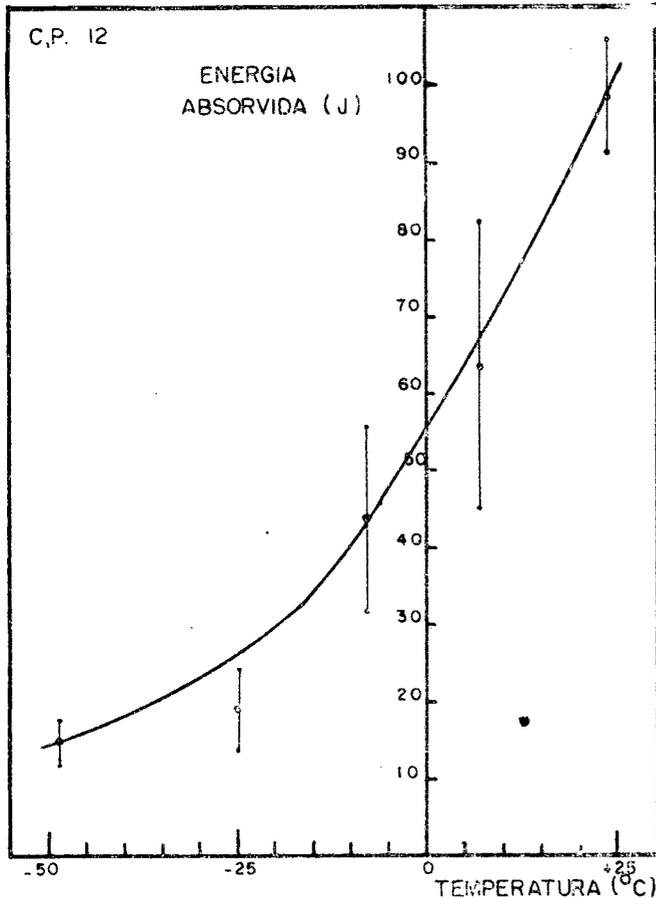


FIGURA 61 - Curva de transição dútil/frágil da combinação fluxo 1/ED-1 (série alternativa)

5.3 - Perfil de Dureza

Para verificar a possibilidade de se fazer um acompanhamento indireto das propriedades da ZAC e da solda por meio do perfil de dureza, escolheu-se dois corpos de prova que apresentassem grande diferença de tenacidade (CP-12 e CP-13), e para eles traçou-se perfis de dureza, conforme item 4-15, segundo um eixo horizontal da seção transversal da solda. Nas figuras 62 e 63 mostram-se os perfis obtidos. Observa-se que a dureza na solda é maior que a dureza na ZAC, que por sua vez é maior que a dureza do metal de base.

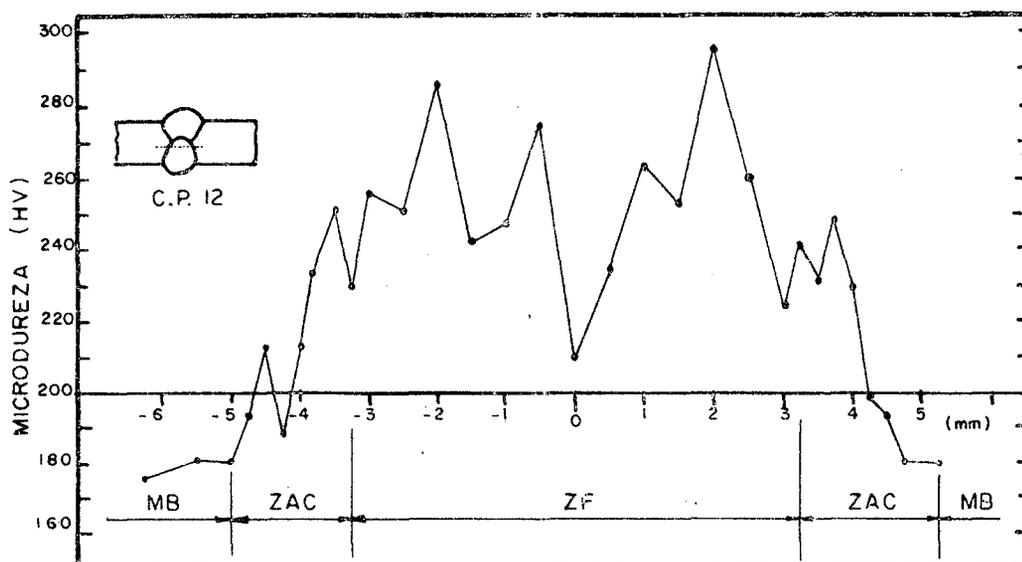


FIGURA 62 - Perfil horizontal de dureza da combinação Fluxo 1/ED-1 (parâmetros alternativa 2).

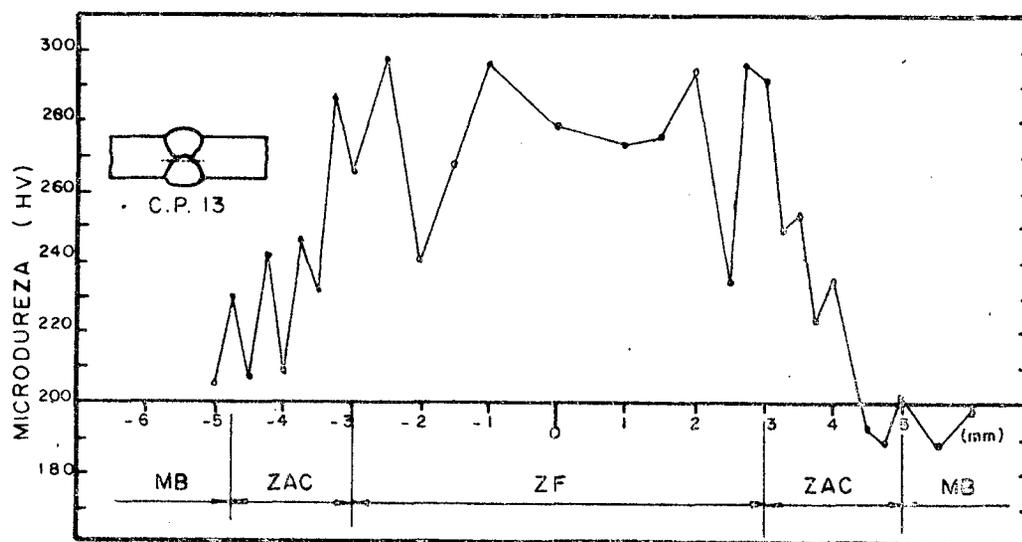


FIGURA 63 - Perfil horizontal de dureza da combinação Fluxo 2/ED-1 (parâmetros alternativa 1).

Para traçar o perfil de dureza no eixo vertical de simetria, escolheu-se mais três corpos de prova, possibilitando a comparação de dois corpos de prova com tenacidades equivalentes (CP-2 e CP-9), entre si ou com um terceiro corpo de prova com tenacidade mais alta (CP-12), ou a comparação da dureza de corpos de prova soldados com maior energia (CP-11 e CP-13) com os demais.

Na tabela 13, tem-se a média das durezas das impressões em linha vertical. Nota-se que os corpos de prova que deram tenacidades equivalentes (CP-2 e CP-9) têm durezas equiparadas. Nota-se também que a estrutura de maior dureza (CP-12) apresentou tenacidade superior, e que, em processo de maior energia, aconteceu o inverso.

TABELA 13 - Perfil de dureza do eixo vertical da seção transversal de cordões de solda.

Corpos de Prova	Parâmetros	Temperatura para 27 J - Charpy-V	Dureza média (HV)
CP 2	Principais	- 1,5°C	233 ± 22
CP 9	Principais	- 2,0°C	230 ± 25
CP 12	Alternativa 1	-23,0°C	257 ± 16
CP 11	Alternativa 2	- 4,5°C	222 ± 23
CP 13	Alternativa 2	+14,0°C	260 ± 19

5.4 - Composição Química

Os resultados de análise química dos cordões de solda, representando a amostra retirada conforme item 4-16, estão apresentados na tabela 14.

TABELA 14 - Composição química dos cordões de solda.

%	CP-7	CP-15	CP-14	CP-9	CP-2	CP-6	CP-1	CP-12	CP-11	CP-13
C	0,11	0,12	0,09	0,10	0,10	0,11	0,12	0,10	0,11	0,10
Mn	0,43	0,63	0,73	0,57	0,63	0,55	0,71	0,70	0,62	0,85
P	0,061	0,050	0,050	0,053	0,063	0,056	0,055	0,055	0,056	0,055
S	0,021		0,021	0,025	0,024	0,021	0,023	0,022	0,021	0,020
Si	0,32	0,29	0,29	0,31	0,28	0,32	0,28	0,29	0,31	0,29
Ni	0,01	0,01	0,01	0,01	0,01	0,09	0,08	0,01	0,01	0,01
Cr	0,51	0,43	0,41	0,43	0,52	0,57	0,53	0,43	0,43	0,42
Mo	<0,01	<0,01	0,19	<0,01	0,10	<0,01	<0,01	0,15	0,14	0,18
Cu	0,26	0,22	0,26	0,25	0,27	0,29	0,28	0,26	0,27	0,26
Nb	0,017	0,014	0,010	0,015	0,011	0,018	0,011	0,010	0,011	0,010
O ₂	0,0251	0,0249		0,0300	0,0327	0,0330	0,0313	0,0286	0,0234	0,0260
N ₂	0,0065	0,0058		0,0047	0,0053	0,0054	0,0061	0,0051	0,0056	0,0050

Com o objetivo de tentar relacionar as propriedades mecânicas com a relação Mn x O₂, como sugeriu Olson⁽³⁷⁾, traçou-se a figura 64.

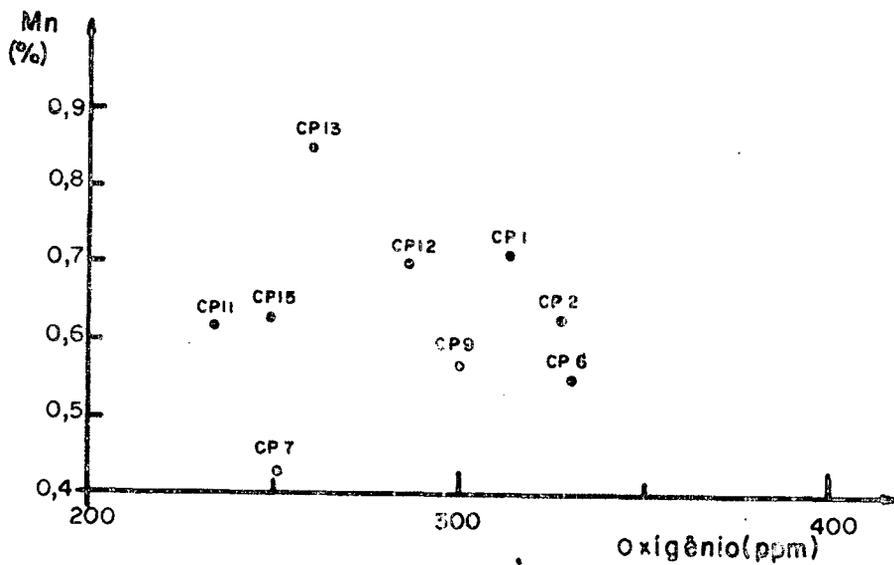


FIGURA 64 - Relação entre teores de Mn e O₂ para os cordões de solda

Na tabela 15 tem-se a relação estequiométrica dos possíveis carbonitretos formados. Considerando que a relação es

TABELA 15 - Relação estequiométrica dos carbonitretos

IDEAL*	CP-7	CP-15	CP-9	CP-2	CP-6	CP-1	CP-12	CP-11	CP-13
3,87	2,19	2,06	2,51	1,84	2,59	1,65	1,77	1,77	1,79

*Nb : C+ $\frac{6}{7}$ N

tequiométrica obedece a relação Nb: C + 6/7 N, como visto na seção 2-2, e que, como há excesso de carbono, todo C entra na proporção de 1 mol para cada mol de Nb, observa-se que todos os cordões têm excesso de nitrogênio, ou seja, se não existir outro formador de nitretos no cordão, como o Al, o nitrogênio ficará na forma livre e fragilizará a solda.

5.5 - Análise Metalográfica

Pela análise macrográfica não foi verificado nenhum defeito, como falta de fusão, falta de penetração, rechupes, etc. Nas figuras 65 a 67 estão mostradas macrografias de alguns cordões de solda.

Durante a análise micrográfica, foram identificadas várias fases que foram agrupadas segundo a classificação proposta por Pope et al⁽⁴²⁾. Porém, devido algumas diferenças muito grandes nas fases classificadas como constituintes lamelares, fez-se uma subdivisão desta classificação. Na tabela 16 tem-se o registro da análise micrográfica quantitativa, realizada conforme item 4-13, e nas figuras 68 a 72 são mostradas micrografias das fases relacionadas na referida tabela. A fase denominada aqui de agregados, não corresponde necessariamente à fase agregado ferrita-carbeto do trabalho de Pope.

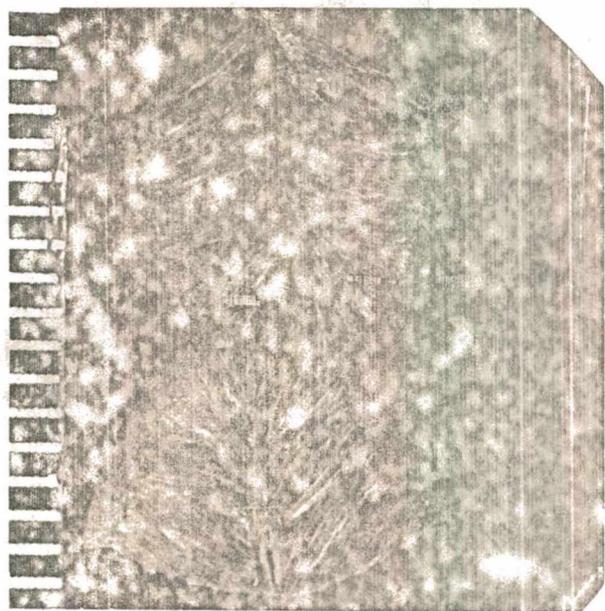


FIGURA 65 - Macrografia da seção transversal do CP-15 (parâmetros principais)

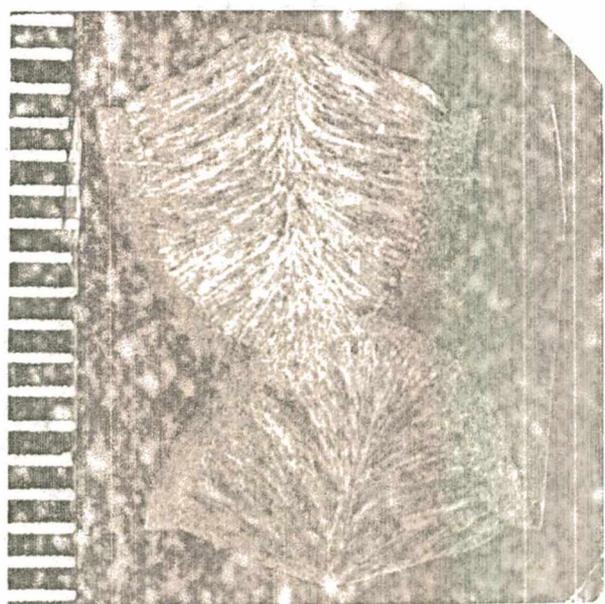


FIGURA 66 - Macrografia da seção transversal do CP-1 (parâmetros principais)



FIGURA 67 - Macrografia da seção transversal do CP-11 (parâmetros alternativa 1)

TABELA 16 - Metalografia quantitativa

Corpos de Provas	Combinação fluxo/arame	Temperatura de 27 J de energia abs. (°C)	Ferrita Acicular (%)	Ferrita pró-eutetóide (%)	Constituintes Lamelares (%)				Agregados (%)
					Tipo I	Tipo II	Tipo III	Tipo IV	
CP-15	fluxo 1/EH-14	-43,0	45,5	23,6	2,6	18,4	1,1	-----	8,8
CP-7	fluxo 1/EM-12K	-27,5	35,0	15,8	5,9	31,3	8,9	-----	3,1
CP-14	fluxo 1/ED-1	-26,5	50,6	17,6	2,9	8,4	4,1	-----	16,4
CP-1	fluxo 3/EH-14	-7,5	4,1	10,6	5,0	50,7	14,6	8,9	6,1
CP-9	fluxo 2/EM-12K	-2,0	2,6	14,8	6,4	51,4	19,4	2,0	3,4
CP-2	fluxo 2/ED-1	-1,5	2,8	10,1	2,1	43,8	16,9	5,9	18,4
CP-6	fluxo 3/EM-12K	+3,0	2,7	18,8	3,8	34,2	9,0	4,6	26,9
CP-12	fluxo 1/ED-1	-23,0	41,7	19,6	1,5	15,3	10,0	-----	11,9
CP-11	fluxo 1/ED-1	+4,5	4,2	12,1	2,8	29,8	50,4	-----	0,7
CP-13	fluxo 2/ED-1	+14,0	0,6	12,6	3,1	34,8	47,0	0,9	1,0



FIGURA 68 - Micrografia de região do CP-7; (A) Ferrita acicular;
(B) Ferrita pró-eutetóide (600 x).

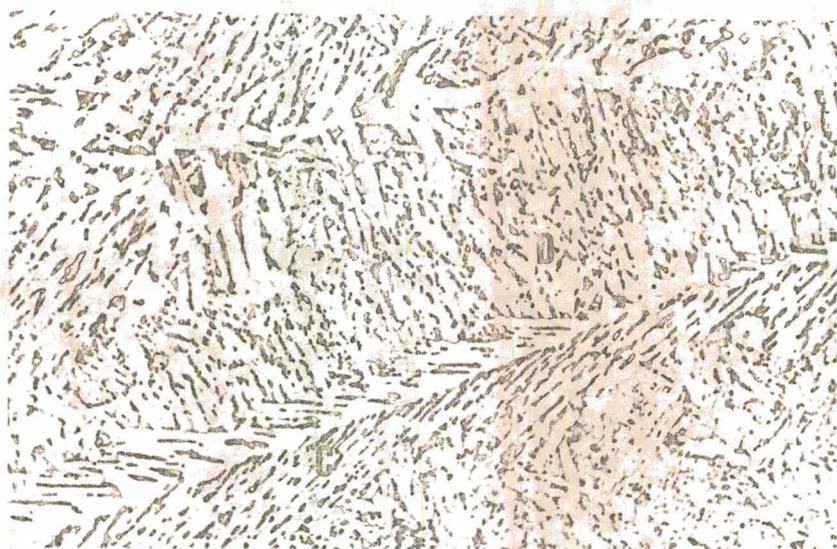


FIGURA 69 - Micrografia de região do CP-6; (C) constituinte lamelar tipo I; (D) constituinte lamelar tipo II (600x).



FIGURA 70 - Micrografia de região do CP-13; (E) constituinte lamelar tipo III; (B) ferrita pró-eutetóide (600 x).

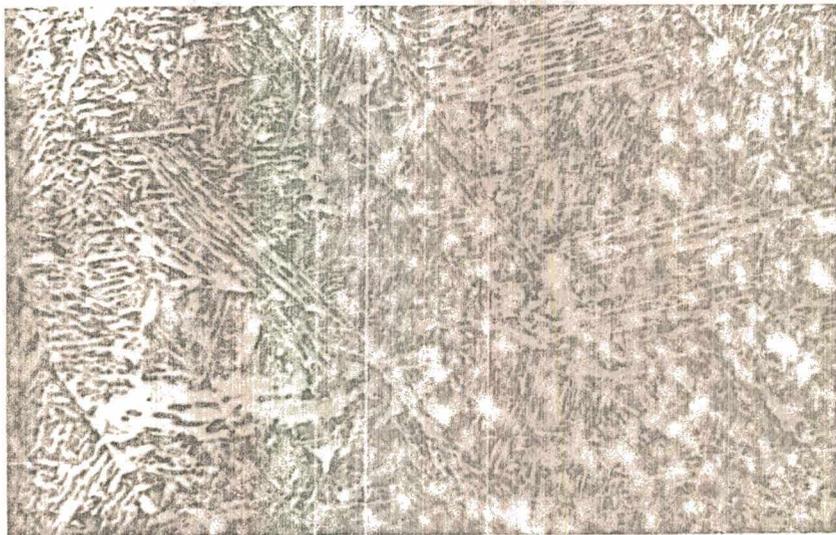


FIGURA 71 - Micrografia de região do CP-2; (F) constituinte lamelar tipo IV (500 x).

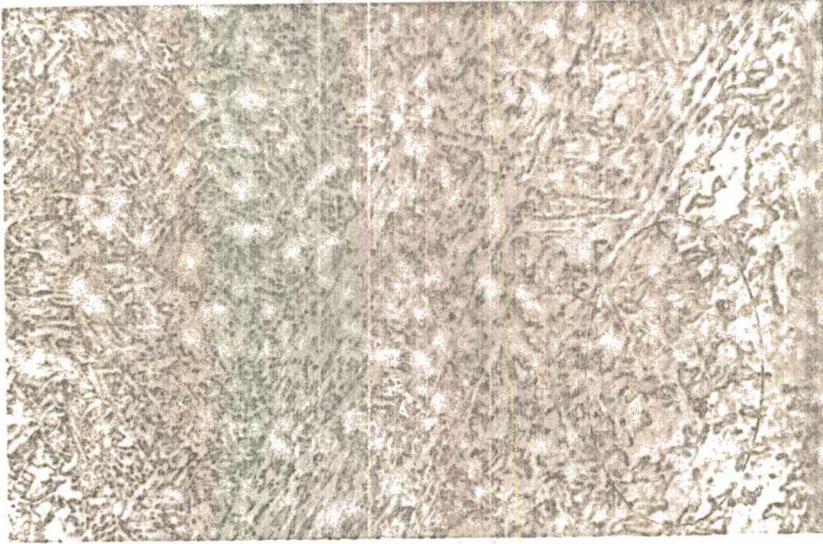


FIGURA 72 - Micrografia de região do CP-2; (G) agregados. (500 x)

5.6 - Fractografia

Analisou-se a fratura dos corpos de prova Charpy-V nas temperaturas limites em que foi realizado o teste, ou seja, -50° e $+25^{\circ}\text{C}$. Na tabela 17 pode-se verificar os tipos de fraturas predominantes em cada corpo de prova nas referidas temperaturas.

Nota-se que os corpos de prova como o CP-7, CP-12, CP-14 e CP-15, à $+25^{\circ}\text{C}$, já atingiram quase que totalmente o patamar dútil, figura 73, enquanto os outros corpos de prova apresentavam fratura ainda quase que totalmente frágil nesta temperatura, figura 74. A -50°C , podia-se ainda notar regiões dúteis dispersas no meio da região frágil nos corpos de prova CP-7 e CP-15, figura 75.

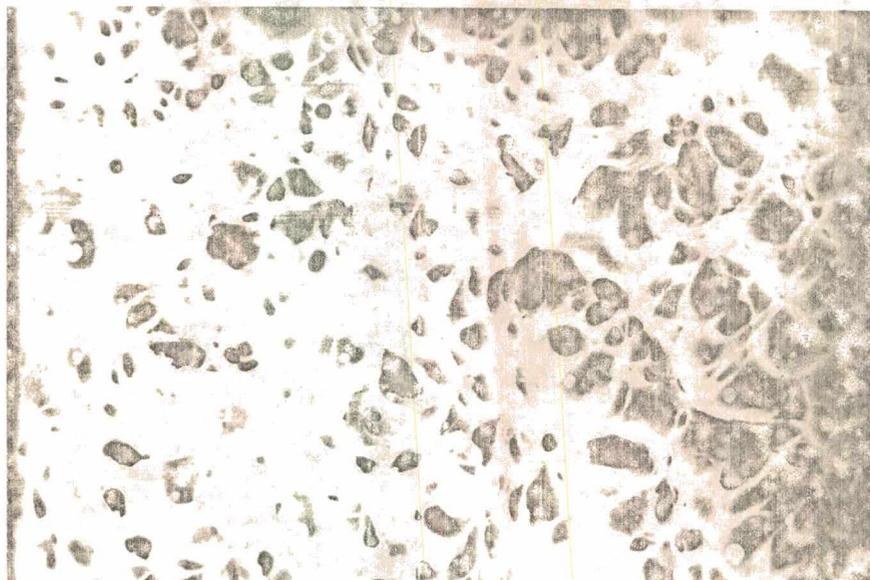


FIGURA 73 - Fratura tipo dútil; CP-15 a +25°C (MEV, 2000 x).



FIGURA 74 - Fratura tipo frágil de clivagem; M.B. a +25°C (MEV, 1000 x).



FIGURA 75 - Regiões de fratura dúteis misturadas à fratura de clivagem; CP-7 a -50°C (MEV, 430 x).

As inclusões, quase sempre encontradas nas regiões de fratura dútil, eram sempre esféricas, figura 76, e tinham composição química variável, conforme determinado pelo detector de raio-X acoplado ao MEV. Não foi possível verificar nenhuma relação entre os fluxos usados e a composição das inclusões, já que corpos de prova feitos com fluxos diferentes apresentavam inclusões de composições semelhantes, e corpos de prova da mesma série apresentavam inclusões de composições bem distintas.

TABELA 17 - Análise de fratura

Corpos de Prova	Temperatura do teste Charpy-V (°C)	Fratura predominante	Fratura secundária
CP-15	+25	dútil	pequena região central de clivagem
	-50	clivagem	dúteis apenas nas arestas do rasgo e lado oposto
CP-7	+25	dútil	pequena região de clivagem no centro
	-50	clivagem	regiões dúteis espalhadas na clivagem e arestas
CP-14	+25	dútil	região central de clivagem
	-50	clivagem	regiões dúteis espalhadas entre a clivagem e arestas
CP-1	+25	clivagem	_____
	-50	clivagem	pequena faixa dútil na aresta do lado oposto ao rasgo
CP-9	+25	clivagem	dútil na arestas do rasgo e lado oposto
	-50	clivagem	_____
CP-2	+25	dútil/ clivagem	_____
	-50	clivagem	dútil na aresta do lado oposto ao rasgo
CP-6	+25	clivagem	dútil nas arestas do rasgo e lado oposto
	-50	clivagem	pequena faixa dútil na aresta do lado oposto ao rasgo
CP-12	+25	dútil	região central de clivagem
	-50	clivagem	dútil na aresta do lado oposto ao rasgo
CP-11	+25	clivagem	dútil nas arestas do rasgo e lado oposto
	-25	clivagem	dútil nas arestas do rasgo e lado oposto
CP-13	+25	dútil/ clivagem	_____
	-50	clivagem	dútil na aresta do lado oposto ao rasgo
M.B.	+25	clivagem	gr. reg. dútil no lado oposto ao rasgo, com dimples along.
	-50	clivagem	_____



FIGURA 76 - Inclusão típica encontrada nas regiões dúteis; CP-15 a +25°C (MEV, 2700 x).

5.7 - Levantamento do Ciclo Térmico dos Cordões de Solda

Conforme descrito no item 4-17-4, foi feita a medição do ciclo térmico do segundo passe do corpo de prova CP-15. Na figura 77 tem-se a variação da temperatura com o tempo, de onde foram retirados os seguintes dados:

$$\Delta t_{800^{\circ}\text{C}-500^{\circ}\text{C}} = 9,48 \text{ s}$$

$$\Delta t_{\text{aquecimento}} = 0,52 \text{ s}$$

Hickey et al.⁽²³⁾ demonstraram que a velocidade de resfriamento é proporcional à área da seção transversal do cordão de solda, na qual estaria implícito a energia de aporte e o rendimento. Na figura 78 é demonstrada a relação encontrada por

TEMPERATURA (°C)

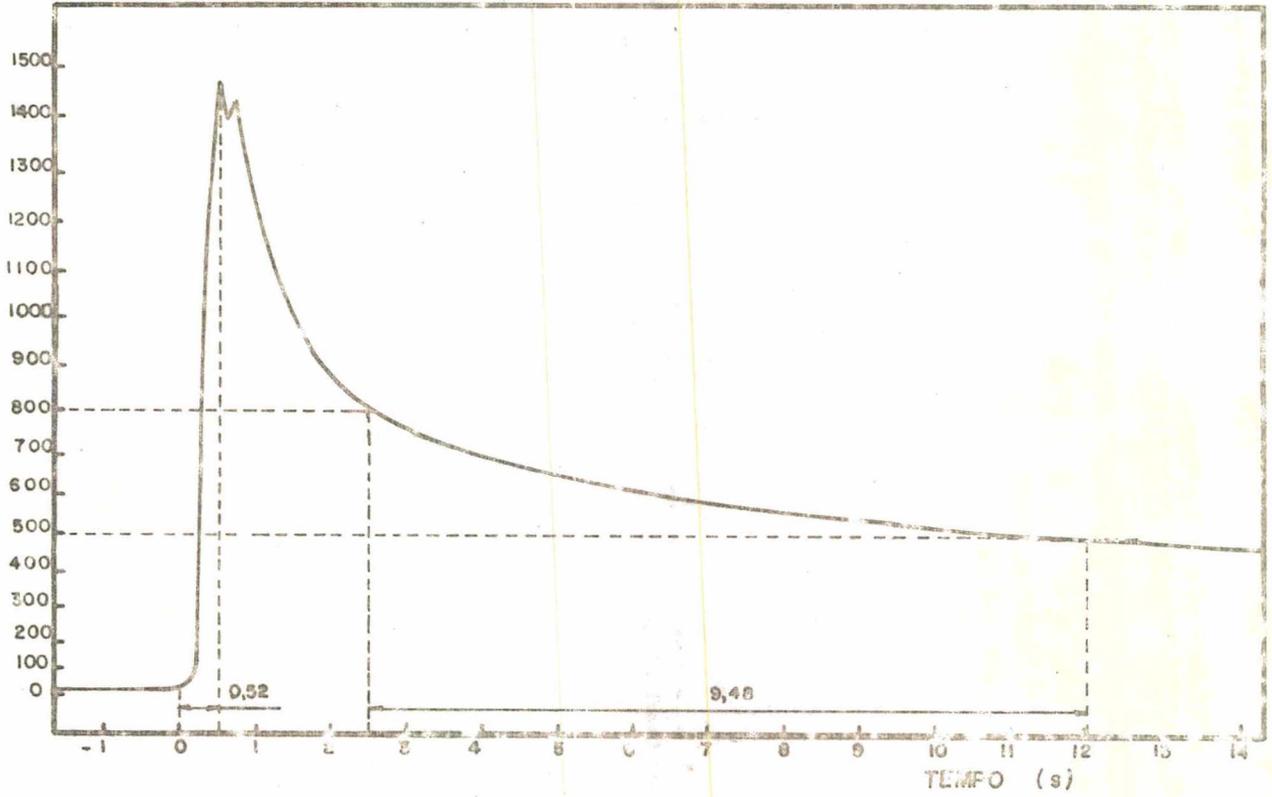


FIGURA 77 - Ciclo térmico do segundo passe do CP-15 (escala 1:2,2).

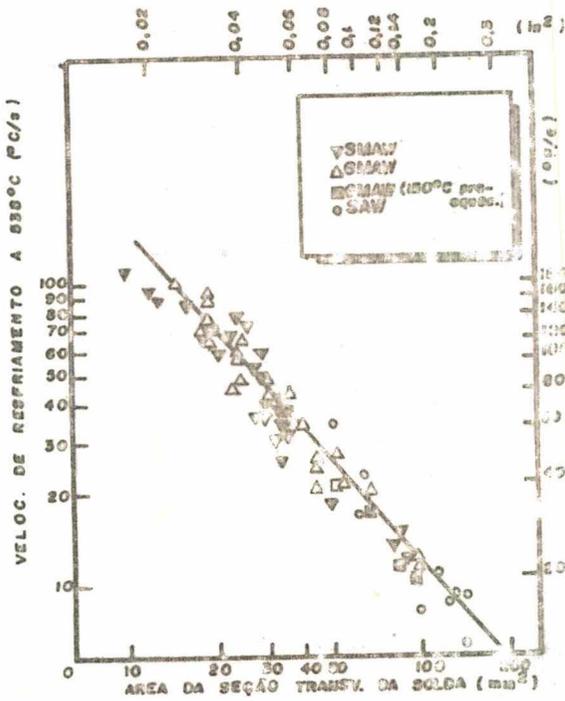


FIGURA 78 - Relação entre a área da seção transversal dos cordões de solda e velocidade de resfriamento; $^{\circ}\text{C}/\text{s} = \frac{2012}{n_a}$, onde n_a = área da seção transversal da solda (mm^2)⁽²³⁾.

estes autores; de acordo com este trabalho, a velocidade de resfriamento a 538°C representa a razão entre a diferença de temperatura de 800° a 500°C e o tempo gasto pelo ciclo.

Através de uma macrografia da seção transversal do CP-15, foi medida a área do 2º passe e aplicada na expressão indicada na figura 78. O resultado encontrado, 26,3°C/s, é relativamente próximo ao resultado encontrado pela medição com o termopar, ou seja, $300^{\circ}\text{C}/9,48\text{s}=31,6^{\circ}\text{C}/\text{s}$, principalmente ao se considerar que só foi feita uma medição com termopar e só medida a área de uma seção transversal do corpo de prova. Deste modo, e principalmente por ser comparativo, a variação entre ciclos térmicos foi avaliada através das áreas das seções transversais dos cordões. Na tabela 18 mostra-se os resultados das medições das áreas e para facilitar o raciocínio e ter uma idéia da grandeza, também é mostrado os valores das velocidades de resfriamento calculadas pela expressão de Hickey et al, apesar dos valores não corresponderem necessariamente com a realidade.

5.8 - Observações

Quanto a resistência mecânica, medida pelo teste de tração, e ausência de defeitos, avaliado pelo teste de dobramento, todas as combinações deram resultados aceitos pelos critérios de aprovação. Porém, em relação à tenacidade, nem todas as combinações obtiveram resultados acima ou igual aos resultados obtidos pelo metal de base.

As observações a cerca da ação dos consumíveis sobre a tenacidade são as seguintes:

TABELA 18 - Velocidade de resfriamento a 538°C.

Corpos de Prova	Parâmetros de Soldagem	Área do cordão (mm ²)		Velocidade de resf. (°C/s)	
		1º passe	2º passe	1º passe	2º passe
CP-15	Principais	60,96	48,20	20,2	26,3
CP-7	Principais	58,59	40,36	21,2	32,1
CP-14	Principais	73,57	51,05	16,4	24,7
CP-1	Principais	63,97	49,53	19,2	25,5
CP-9	Principais	62,8	39,2	19,6	33,2
CP-2	Principais	61,98	47,00	19,9	27,1
CP-6	Principais	65,78	39,63	19,6	32,8
CP-12	Alternativa 2	63,33	63,33	19,4	19,4
CP-11	Alternativa 1	83,95	59,26	14,1	20,9
CP-13	Alternativa 1	89,88	65,60	13,1	18,6

- a) Pelo critério da temperatura para 27 J de energia absorvida, o fluxo 1 deu resultados melhores que o fluxo 2, que deu resultados melhores ainda que o fluxo 3. Classificando-se pelos arames-eletrodos, o melhor foi o EH-14, seguido pelo ED-1, que deu resultados similares ao EM-12K. Os cordões com menor energia de aporte mostraram ter tenacidade superior aos cordões de mesma composição, só que usando maior energia de soldagem.
- b) Pelo critério de energia absorvida a +20°C, novamente constatou-se resultados melhores para as combinações que usaram flu

xo 1, seguido pelas combinações com fluxo 2, e, por último, as combinações com fluxo 3. Por arame-eletrodo, os cordões com EH-14 obtiveram maior tenacidade, seguido pelo ED-1, que, por este critério, obteve resultados melhores que o EM-12K. Como no primeiro critério, também a energia absorvida no teste de impacto para cordões de mesma combinação, mas com menor energia de aporte, foi maior que para os corpos de prova feitos com maior energia.

Comparando-se à tenacidade do metal de base, as únicas combinações que qualificariam o procedimento seriam as combinações com fluxo-1, usando os parâmetros de soldagem da série principal. Extrapolando os resultados, poderia-se também dizer que a combinação fluxo 2/EH-14 é qualificada, já que a combinação fluxo 3/EH-14 deu resultados similares aos de metal de base.

Pela análise do perfil de dureza, conclui-se que a microdureza não pode ser usada como índice de tenacidade, pelo menos nas faixas de durezas encontradas nestas estruturas. A mudança do calor de aporte parece não ter sido suficiente para provocar o endurecimento por precipitação.

Dos resultados de análises químicas dos cordões, observa-se que não há nenhuma tendência do crescimento da tenacidade pela simples variação do teor de Mn, como poderia ser esperado. Constatou-se que deve haver uma grande interligação dos efeitos de cada elemento, e o estudo teria de ser feito em função da microestrutura obtida. A única indicação de melhoria da tenacidade pela variação de um elemento químico, foi o teor de oxigênio, que, para uma mesma condição de soldagem, quanto menor, maior foi a tenacidade.

Observando juntas as tabelas 14 e 16, pode-se agora tirar algumas conclusões. O Mo, levado à solda pelo arame ED-1, sugere um efeito favorável na promoção de ferrita acicular (comparar CP-14, CP-15 e CP-7, onde o fluxo é o mesmo, e a composição química da solda é similar). Também o uso de arames com maior teor de Mn favoreceu a ferrita acicular (comparar CP-14 e CP-15 com CP-7 e CP-1 com CP-6), o que foi confirmado pelo maior teor deste elemento na composição química do cordão de solda. Porém a ação dos fluxos foi de extrema importância sobre a formação destes microconstituintes, como pode ser verificado comparando-se o CP-11 e CP-13, ambos confeccionados com o mesmo arame, só que com fluxos distintos. Pela análise química destes dois cordões, verifica-se que as únicas diferenças sensíveis seriam que o CP-13 tem maior teor de Mn e Mo, ambos promotores de ferrita acicular, enquanto o CP-11 tem menor teor de oxigênio; entretanto, o CP-11 apresentou maior teor de ferrita acicular que o CP-13.

Analisando a tenacidade só pela microconstituição, que como visto anteriormente não é um critério absoluto, verifica-se que realmente a ferrita acicular foi o principal fator no crescimento da resistência ao impacto. Os outros constituintes tendem a deteriorar a tenacidade, porém cada um age de forma diferente. O constituinte lamelar tipo IV, por exemplo, devido sua forma entrelaçada, figura 71, pode não ter o mesmo efeito que o constituinte lamelar tipo II, figura 69. O mesmo pode ser esperado para o constituinte lamelar tipo I em relação ao tipo II, que, como visto no capítulo III, provavelmente possuem temperaturas de transformação diferentes.

O constituinte lamelar tipo III, figura 70, devido

sua maior incidência ter-se situado em soldas com maior energia de aporte (CP-11 e CP-13), parece ser um constituinte extremamente frágil, o que provocaria a baixa tenacidade destas soldas. Além da baixa velocidade de resfriamento, nenhum outro fator aparente parece ter facilitado a promoção deste constituinte, nem mesmo o teor de Mn ou oxigênio.

O fato do CP-14, apesar da alta concentração de ferrita acicular, não ter mostrado maior resistência ao impacto que o CP-7, pode ser relacionado principalmente pelo maior teor de agregados encontrados na sua constituição. Aliás, estes agregados, cuja composição não foi possível obter neste trabalho, parece ser favorecido por elementos de alta temperabilidade; o Mo parece facilitar sua formação (CP-14, CP-12 e CP-2) em altas velocidades de resfriamento, assim como o Ni e Cr (ver composição química do CP-6). O uso de arame com menor teor de Mn, sem um fluxo que introduza Ni, parece restringir seu crescimento (CP-7 e CP-9). O Ni, como mostrado no Capítulo III, realmente fragiliza o metal de solda.

O oxigênio mostrou influenciar na resistência ao impacto, provavelmente na formação da microestrutura. Porém seu teor ótimo é realmente influenciado por outros fatores, os quais não se conseguiu identificar. Nas soldas executadas com os parâmetros principais de soldagem, o menor teor de oxigênio favoreceu a acicularização da estrutura e, conseqüentemente, resultou em maior resistência ao impacto. Entretanto, nas soldas feitas com maior energia de aporte (CP-11 e CP-13), obteve-se menor teor de oxigênio e, ao contrário, menor tenacidade.

Os teores de nitrogênio no cordão de solda não mostraram ter influência predominante sobre o mecanismo de fratura,

porém, para se obter uma análise mais rigorosa sobre sua ação, precisaria-se conhecer a quantidade de nitrogênio livre existente dentre o nitrogênio total. Por também não terem sido conhecidos os teores de Al nas soldas, e como as soldas que alcançaram maior tenacidade não correspondem as de relações estequiométricas próximas à ideal, supõe-se na possibilidade de o Al ter desempenhado um importante papel na fixação do nitrogênio.

CAPÍTULO VI

ESTUDO DA ZONA AFETADA PELO CALOR DO AÇO NIOCOR-1
SOLDADO POR ARCO SUBMERSO

6.1 - Introdução

Devido as pequenas dimensões das ZAC produzidas em soldagem de corpos de prova reais, torna-se difícil fazer um estudo minucioso sobre seu comportamento. O melhor modo para se fazer este estudo é usando condições simuladas, que proporcionem a um grande volume de metal o mesmo ciclo térmico real que sofreria o metal de base próximo à ZF. Por isto, apenas algumas observações puderam ser tiradas neste trabalho.

6.2 - Análise Metalográfica.

6.2.1 - Constituição Morfológica.

Todas as ZAC dos corpos de prova analisados apresentavam constituições semelhantes, podendo variar um pouco a quantidade de cada constituinte, mas não as suas formas. Na região de grãos grosseiros, que como visto no capítulo II é a mais susceptível, verificou-se a existência de ferrita pró-eutetóide nos contornos originais de austenita e constituintes lamelares do tipo I e II (conforme proposto no item 5-5) partindo dos contornos de grão

ou formados intragranularmente. Na figura 79 mostra-se uma micrografia típica desta região.

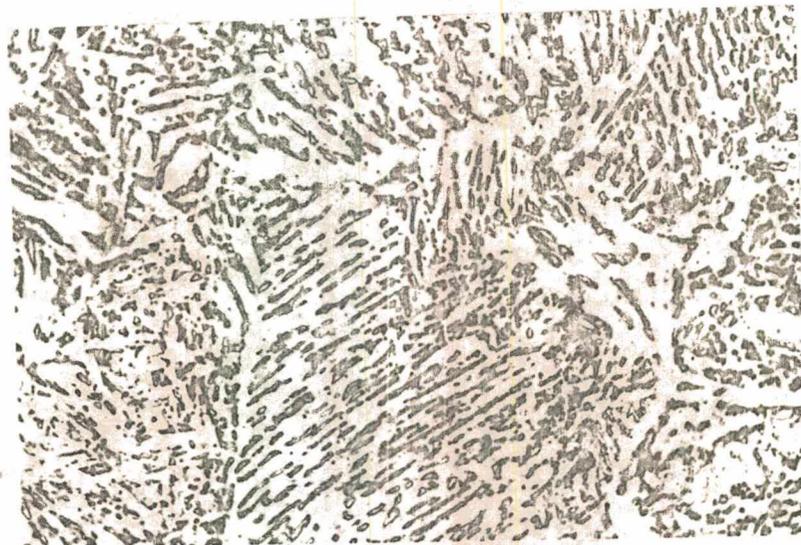


FIGURA 79 - Microestrutura típica das regiões de grãos grosseiros das ZAC ; CP-2, 2º passe (600 X)

6.2.2 - Tamanho de grão.

A análise de tamanho de grão foi feita apenas visualmente, mas foi possível notar o crescimento dos grãos da região grosseira com a diminuição da velocidade de resfriamento; como no primeiro passe usava-se energia de soldagem superior ao do segundo, num mesmo corpo de prova notava-se diferença de granulação. Entretanto, este crescimento foi melhor observado comparando as ZAC das amostras soldadas com os parâmetros principais com aquelas soldadas com os parâmetros alternativa 1. Nas figuras 80 e 81 estão exemplificadas as observações.

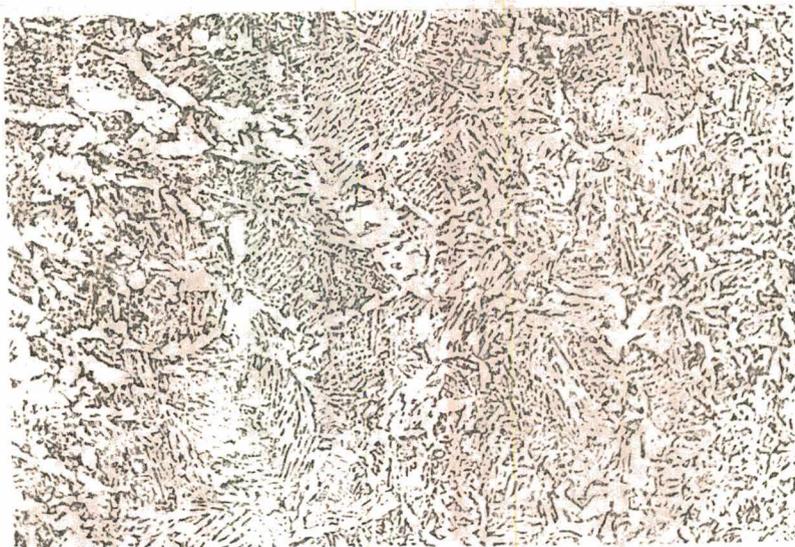


FIGURA 80 - Região de grãos grosseiros da ZAC do CP-7, 2º passe;
(parâmetros principais) - 240 X

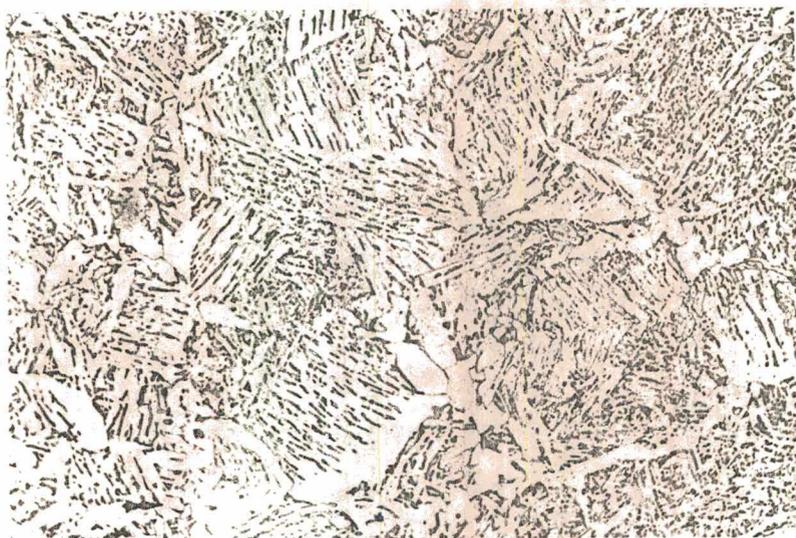


FIGURA 81 - Região de grãos grosseiros da ZAC do CP-13, 1º passe;
(parâmetros alternativa 1) - 240 X

6.3 - Dureza da Região de Crescimento de Grãos da ZAC

Conforme item 4.15, impressões de microdureza foram realizadas sobre os grãos grosseiros da ZAC, com a finalidade de obter a dureza média daquela região. Na tabela 19 são mostrados os resultados da dureza média obtida.

TABELA 19 - Dureza média da região de grãos grosseiros da ZAC

Corpos de Prova	Parâmetros	Microdureza média* (Hv)	
		1º passe	2º passe
CP-1	principais	259	265
CP-6	principais	274	282
CP-14	principais	256	257
CP-11	alternativa 1	237	244
CP-13	alternativa 1	241	251

* - média de 5 pontos

Nota-se que a dureza do 1º passe (maior energia de aporte) é sempre menor que a do segundo passe, e que a dureza dos corpos de prova soldados com os parâmetros principais (menor energia) são superiores às dos corpos de prova soldados com os parâmetros alternativa 1.

6.4 - Observações

As velocidades de resfriamento dos ciclos térmicos

empregados, parece não terem sido suficientes para provocar pre cipitações dos carbonitretos de Nb, pois não verificou-se aumento de dureza das ZAC com o aumento da energia de aporte. A queda da dureza, leva a conclusão do favorecimento de fases de menor du reza com a diminuição da velocidade de resfriamento, que é justi ficado pelo maior tempo para difusão do carbono.

A diferença entre as durezas da ZAC do corpo de pro va CP-6 em relação ao CP-1 e CP-14, vem comprovar que houve uma diferença nos ciclos térmicos destes corpos de prova, o que foi primeiramente constatado pelos cálculos das áreas das seções trans versais de cada passe da solda, que como visto no capítulo anteri or, foi relacionado com a velocidade de resfriamento. Pode-se no tar que o arame usado no CP-6 tem constituição química bem dife rente daqueles usados na confecção dos corpos de prova CP-1 e CP-14, o que poderia ser o motivo da variação do ciclo térmico.

CAPÍTULO VII

ESTUDO DO COMPORTAMENTO DOS FLUXOS NA SOLDAGEM DO NIOCOR-1 POR ARCO SUBMERSO

7.1 - Introdução

Como era de se esperar, houve uma variação muito grande nas características dos cordões de solda com a mudança dos consumíveis. Esta variação pode ser notada tanto nas propriedades mecânicas, melhor avaliadas pela tenacidade, como na variação da composição química e formato do cordão.

Para se tentar controlar a ação dos fluxos e arames, fizeram-se algumas medições durante a soldagem dos corpos de prova, as quais são apresentadas a seguir.

7.2 - Consumo dos Consumíveis

O comportamento do consumo do arame-eletrodo com a variação dos parâmetros, no processo arco submerso, já foi estudado e definido por outros autores, não sendo então o objetivo deste item. Entretanto, a interação deste comportamento com o consumo de fluxos não é ainda muito bem determinado pelos trabalhos existentes sobre o assunto. Desta forma, aproveitou-se as variações de parâmetros, durante a soldagem dos corpos de prova para qualificação do procedimento, para obter dados que pudessem facilitar o entendi

mento desta interação.

7.2.1 - Consumo do Eletrodo

Conforme descrito no ítem 4.17.2, foi medido o consumo linear dos arames-eletrodos, tanto no primeiro, como no segundo passe. Para comparar com o consumo do fluxo, a leitura foi transformada em consumo por unidade de comprimento de solda, através da expressão (13) descrita naquele ítem. Como $\gamma(7,85 \text{ g/cm}^3)$ e $D(0,397 \text{ cm})$ eram fixos, obteve-se a seguinte simplificação da expressão:

$$C_{E1} = 0,9717 \frac{C_L}{v_s} \dots (14)$$

Na tabela 20 mostra-se o consumo linear de arame (C_L) e o consumo por unidade de comprimento da solda (C_{E1}), para todos os corpos de prova medidos.

7.2.2 - Consumo do Fluxo

Também como descrito no ítem 4.17.3, foi obtido o consumo de fluxo, expresso em consumo por unidade de comprimento de solda (C_{F1}). Na tabela 20 estão os valores obtidos, assim como a relação entre C_{E1} e C_{F1} .

7.2.3 - Observações sobre o Consumo dos Consumíveis

TABELA 20 - Consumo de fluxos e arame-eletrodos

Experiência	Combinação Fluxo/arame	Tensão (V)	Corrente (A)	Veloc. de soldagem (cm/min)	CL (cm/min)	CEI (g/cm)	CFI (g/cm)	CEL/CFI	Corpos de Provas
1	fluxo 1/EH-14	30	700	140	190,3	1,32	0,712	1,85	CP-15
2	fluxo 3/EH-14	30	705	140	186,6	1,30	0,720	1,80	CP-1
3	fluxo 1/EH-14	30	575	140	141,8	0,98	0,791	1,24	CP-15
4	fluxo 3/EH-14	30	580	140	139,0	0,96	0,799	1,20	CP-1
5	fluxo 1/EM-12K	30	700	140	170,1	1,18	0,706	1,67	CP-7
6	fluxo 3/EM-12K	30,5	705	140	177,5	1,23	0,742	1,66	CP-6
7	fluxo 2/EM-12K	30	710	140	182,0	1,26	0,726	1,74	CP-9
8	fluxo 1/EM-12K	30	570	140	129,0	0,90	0,757	1,19	CP-7
9	fluxo 3/EM-12K	30	570	140	130,8	0,91	0,769	1,18	CP-6
10	fluxo 2/EM-12K	30	570	140	130,8	0,91	0,860	1,06	CP-9
11	fluxo 1/ED-1	35	700	100	166,5	1,62	1,631	0,99	CP-11
12	fluxo 2/ED-1	35	710	100	174,7	1,70	1,730	0,98	CP-13
13	fluxo 1/ED-1	35,5	570	100	129,0	1,25	1,601	0,78	CP-11
14	fluxo 2/ED-1	35	570	100	131,7	1,28	1,669	0,77	CP-13
15	fluxo 2/ED-1	30	700	140	193,0	1,34	0,788	1,70	CP-2
16	fluxo 2/ED-1	30	570	140	135,4	0,94	0,903	1,04	CP-2

Observações: 1) Tensão e corrente medidas pelos indicadores do cabeçote de soldagem.

2) Altura de tomada de corrente (t) igual a 50 mm

3) Junta conforme item 4-5

Da tabela 20, pode-se observar que:

a) A mudança de fluxo não alterou o consumo de eletrodo. No entanto, o consumo do eletrodo é variado com arames de composição química diferentes; arames com alto teor de Mn e baixo Si (EH-14 e ED-1), tem maior consumo (Exp. 1, 2, 3, 4, 15 e 16) que o arame de baixo teor Mn e maior Si (Exp. 5, 6, 7, 8, 9 e 10). Sabe-se que o aumento do consumo de arame, para os mesmos parâmetros, provoca diminuição no comprimento real do arco. Isto leva a duas hipóteses: ou a resistividade do arame EM-12K é maior que a dos outros dois arames, ou o potencial de ionização dos arames alto Mn e baixo Si é maior do que o do arame baixo Mn.

b) A diminuição do comprimento real do arco com o aumento da corrente, provocou uma queda no consumo do fluxo, que é função daquele parâmetro (comparar Exp. 1 e 3; 2 e 4; 5 e 8; 7 e 10). Porém, nos procedimentos de alta energia (comparar Exp. 11 e 13; 12 e 14), onde usou-se tensão maior e velocidade de soldagem menor, aconteceu exatamente o contrário. Uma explicação que se poderia tentar, é que nos casos de menor energia de aporte, o comprimento real do arco predomina sobre a energia total no controle da distribuição de calor, o que não acontece no segundo caso, onde, devido a maior tensão usada e a menor velocidade de soldagem, a energia total de soldagem passaria a predominar sobre o comprimento real do arco no controle daquela distribuição.

c) O consumo de fluxo do fluxo 2 é um pouco maior que dos outros, para as mesmas condições (ver Exp. 10, 12 e 14). Já os fluxos 1 e 3 têm consumos equivalentes (Exp. 1 e 2; 3 e 4; 8 e 9). Para explicar um maior consumo de fluxo, tem-se os seguintes pontos: menor temperatura de fusão, granulometria mais fina, condutibilidade térmica maior, menor poder de ionização (comprimento

real do arco menor). Destes, o último é o mais provável. Entretanto, a experiência 6 contradiz as observações acima, ao se comparar com as experiências 5 e 7 respectivamente; porém, a tensão medida no indicador do cabeçote de soldagem durante a experiência 6, foi um pouco superior àquelas lidas nas outras duas experiências, o que poderia ter provocado um maior consumo de fluxo 3.

d) Confirmando o trabalho de Howden⁽²⁴⁾, verificou-se que aumentando a tensão, aumenta-se também a razão fluxo/arame, ou seja, diminui a razão C_{E1}/C_{F1} . Como mostrado por Piotrovski⁽⁴¹⁾, e também confirmado aqui, o aumento da tensão provoca queda no consumo do eletrodo (comparar as experiências 12 com 15 e 14 com 16, pelo valor de C_L , já que v_s são diferentes). Além disto, o aumento da tensão provoca também um aumento no comprimento do arco e com isto maior queima de fluxo. Deste modo a razão C_{E1}/C_{F1} cai.

7.3 - Atividade dos Fluxos

Como visto no capítulo I, uma das características dos fluxos é a atividade, e, como demonstrado, esta atividade é função dos parâmetros de soldagem e composição química do metal fundido durante a reação escória/metal. Neste trabalho procurou-se encontrar evidências que comprovassem isto.

Estas determinações foram realizadas com caráter exploratório, pois para se fazer uma análise precisa, teria-se de obter um número maior de dados, além de um maior rigor na confecção das análises químicas.

Usando os dados de análises químicas dos cordões

de solda, tabela 14, do arame-eletrodo, tabela 9, e do metal de base, tabela 5, foi construída uma outra tabela, tabela 21, onde se coloca a composição química esperada, como se a atividade de fluxo fosse nula, em comparação com a composição química encontrada, para cada cordão confeccionado. Numa terceira linha mostra-se o valor da variação. Para se calcular a diluição do metal de base, o Cr foi considerado como um elemento que não varia, isto é, não é oxidado e nem adicionado pelo fluxo. Este critério é confirmado pelos cordões de solda que contêm também Mo, onde o teor esperado deste elemento coincide com o teor encontrado em quase todas as amostras.

Pela tabela 21, vê-se que só o Mn teve variações apreciáveis, por isto, apenas para este elemento foi construído um gráfico, onde na abscissa é colocado o Mn esperado e na ordenada a variação absoluta do Mn. Na figura 82 é mostrado este gráfico.

Como se vê, o fluxo 3 é o mais ativo, e, admitindo uma extrapolação linear, passaria a ser neutro quando o teor esperado de Mn girasse em torno de 1,2%. Já o fluxo 1 tem atividade negativa, quer dizer, retira Mn do cordão ao invés de adicionar, para composições de Mn esperado acima de aproximadamente 0,4%. O fluxo 2 mostrou ser levemente ativo nas condições usadas.

7.4 - Basicidade dos Fluxos

A avaliação da basicidade só pode ser feita em função do teor de oxigênio no cordão de solda, já que a variação de S foi desprezível. Na figura 83 mostra-se a relação da basici

TABELA 21 - Atividade dos fluxos

Corpos de Prova	Combinação fluxo/arame	Diluição (%)	Composição Química (%)										
			C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	Nb		
CP-6	fluxo 3/EM-12K	91,2	Enc.	0,11	0,55	0,056	0,021	0,32	0,09	0,57	≤ 0,01	0,018	
			Calc.	0,11	0,37	0,058	0,020	0,33	0,01	0,57	0,00	0,018	
			Var.	-----	+0,18	-0,002	+0,001	-0,01	+0,08	-----	-----	-----	
CP-1	fluxo 3/EH-14	84,8	Enc.	0,12	0,71	0,055	0,023	0,28	0,08	0,53	≤ 0,01	0,011	
			Calc.	0,11	0,57	0,056	0,020	0,29	0,01	0,53	0,00	0,017	
			Var.	+0,01	+0,14	-0,001	+0,003	-0,01	+0,07	-----	-----	-0,006	
CP-9	fluxo 2/ED-1	68,8	Enc.	0,10	0,57	0,053	0,025	0,31	0,01	0,43	≤ 0,01	0,015	
			Calc.	0,11	0,54	0,048	0,019	0,31	0,01	0,43	0,00	0,014	
			Var.	-0,01	+0,03	+0,005	+0,006	-----	-----	-----	-----	+0,001	
CP-2	fluxo 2/ED-1	83,2	Enc.	0,10	0,63	0,063	0,024	0,28	0,01	0,52	0,10	0,011	
			Calc.	0,11	0,59	0,055	0,020	0,29	0,01	0,52	0,10	0,017	
			Var.	-0,01	+0,04	+0,008	+0,004	-0,01	-----	-----	-----	-0,006	
CP-7	fluxo 1/EM-12K	81,6	Enc.	0,11	0,43	0,061	0,021	0,32	0,01	0,51	≤ 0,01	0,017	
			Calc.	0,13	0,45	0,059	0,019	0,32	0,01	0,51	0,00	0,016	
			Var.	-0,02	-0,02	+0,005	+0,002	-----	-----	-----	-----	+0,001	
CP-14	fluxo 1/ED-1	65,6	Enc.	0,09	0,73	0,050	0,021	0,29	0,01	0,41	0,19	0,010	
			Calc.	0,11	0,89	0,048	0,019	0,24	0,01	0,41	0,20	0,013	
			Var.	-0,02	-0,16	+0,002	+0,002	+0,05	-----	-----	-----	-0,01	-0,003

Continua ...

Tabela 21 - Atividade dos fluxos (continuação)

Corpos de Prova	Combinação fluxo/arame	Diluição (%)		Composição Química (%)										
				C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	Nb		
CP-15	Fluxo 1/EH-14	68,8	Enc.	0,12	0,63	0,050		0,29	0,01	0,43	≤ 0,01	0,014		
			Calc.	0,12	0,85	0,050		0,25	0,01	0,43	0,00	0,014		
			Var.	-----	-0,22	-----		+0,04	-----	-----	-----	-----	-----	
CP-13	Fluxo 2/ED-1	67,2	Enc.	0,10	0,85	0,055	0,020	0,29	0,01	0,42	0,18	0,010		
			Calc.	0,11	0,86	0,048	0,019	0,25	0,01	0,42	0,19	0,013		
			Var.	-0,01	-0,01	+0,007	+0,001	+0,04	-----	-----	-0,01	-0,003		
CP-11	Fluxo 1/ED-1	68,8	Enc.	0,11	0,62	0,056	0,021	0,31	0,01	0,43	0,14	0,011		
			Calc.	0,11	0,84	0,049	0,019	0,25	0,01	0,43	0,18	0,014		
			Var.	-----	-0,22	+0,007	+0,002	+0,06	-----	-----	-0,04	-0,003		
CP-12	Fluxo 1/ED-1	68,8	Enc.	0,10	0,70	0,055	0,022	0,29	0,01	0,43	0,15	0,010		
			Calc.	0,11	0,84	0,049	0,019	0,25	0,01	0,43	0,18	0,014		
			Var.	-0,01	-0,14	+0,006	+0,003	+0,04	-----	-----	-0,03	-0,004		

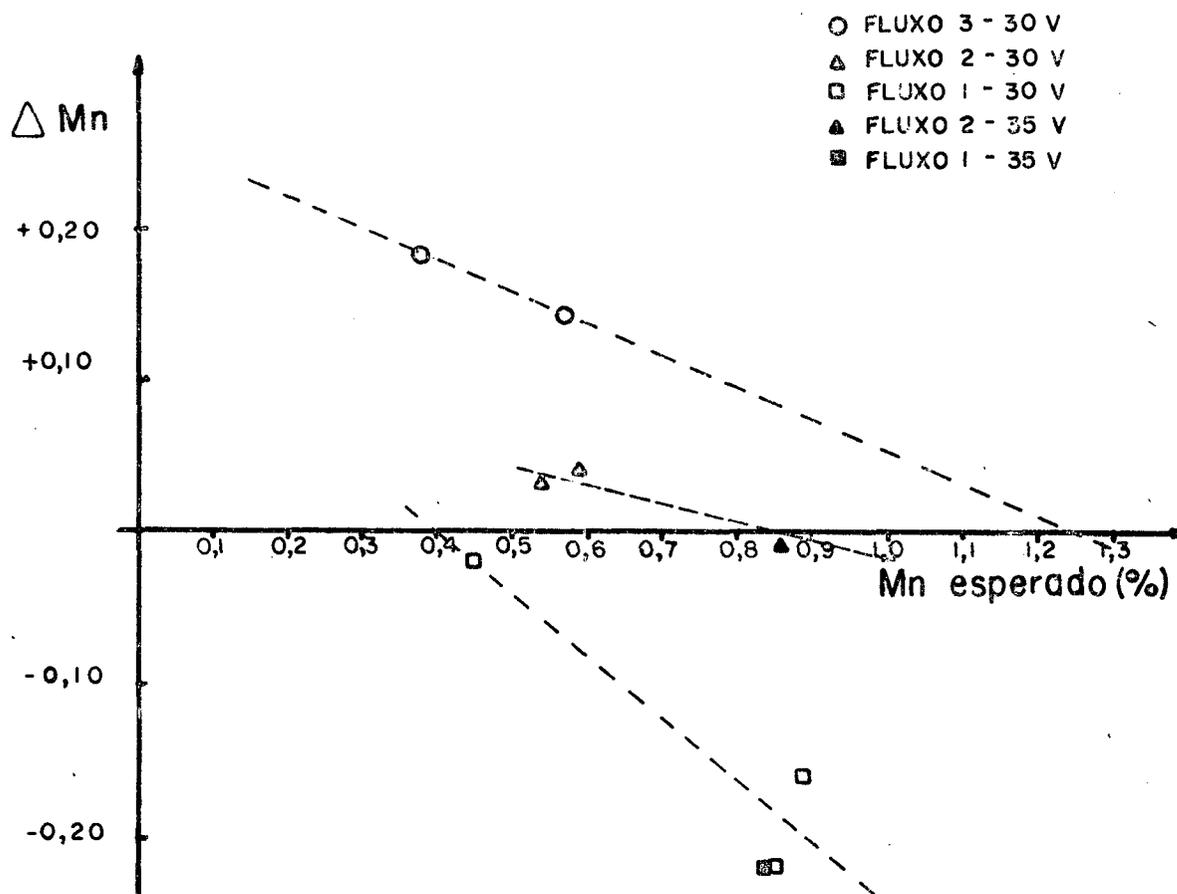


FIGURA 82 - Relação entre teor de Mn esperado e variação de Mn para as combinações fluxo/arame.

dade com o teor de oxigênio, usando-se as duas fórmulas de calcular o índice, citadas no item 1.3.2. Os valores de basicidade, fornecidas pelo fabricante dos fluxos, são encontrados na tabela 8, enquanto os teores de oxigênio encontram-se na tabela 4.

Pode-se notar que a basicidade é influenciada pelos parâmetros de soldagem, como foi visto também na tabela 1; nas soldas feitas com parâmetros alternativo 1 (35 V), onde o

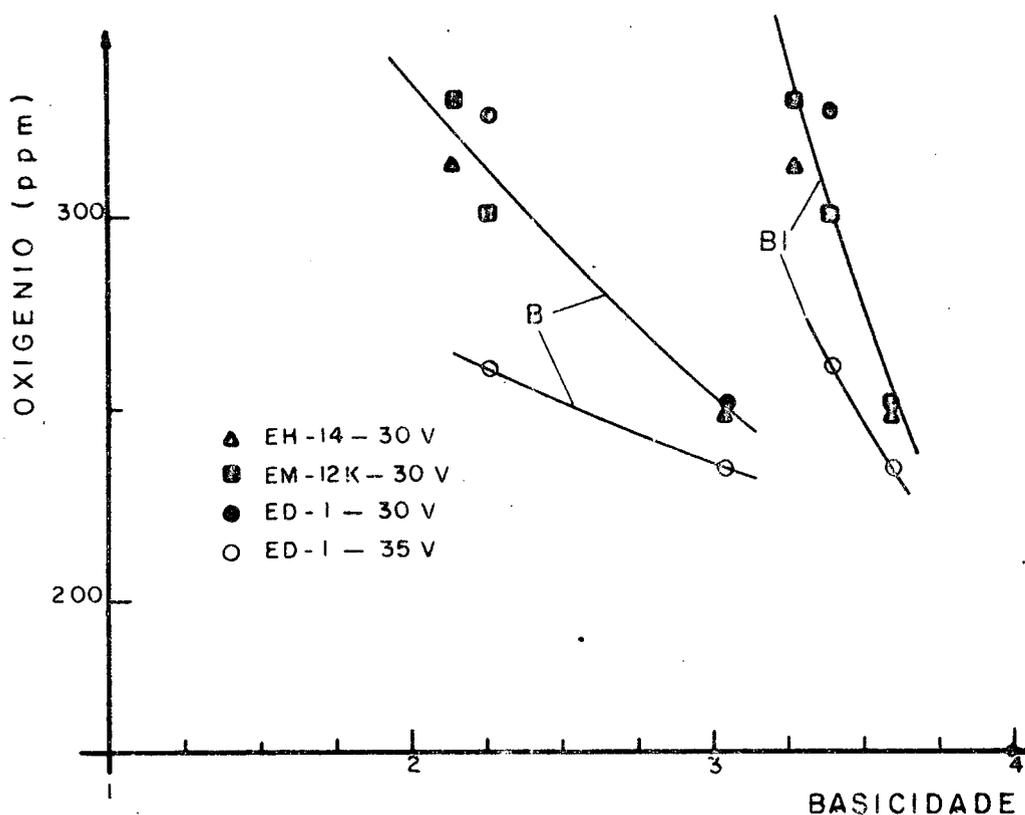


FIGURA 83 - Relação entre basicidade e teor de oxigênio.

consumo de fluxo foi bem maior, verificou-se um poder mais efetivo na diminuição do nível de oxigênio, para os dois fluxos usados. Nota-se também que a composição química do arame parece não ter influência.

Das duas expressões usadas no cálculo do índice de basicidade, a segunda fórmula, cuja referência é a letra B, pareceu ser de melhor aplicabilidade, já que destingue melhor os índices cujas diferenças nos teores de oxigênio foram mais sensíveis.

Comparando os dados encontrados com aqueles mostra

dos nas figuras 4 e 5, nota-se que eles se encontram na região de dispersão. Como esta dispersão é responsabilizada pela pureza das matérias primas, acredita-se que a comparação de fluxos pelo índice de basicidade é mais válida quando se trata de produtos de um mesmo fabricante, onde a probabilidade de estar se usando mesmas matérias primas na composição básica dos fluxos é maior.

CAPÍTULO VIII

PARTE FINAL

8.1 - Comentários Finais

Este trabalho mostrou ser possível diminuir o risco de adotar-se procedimentos que não seriam aprovados em qualificações de soldagens dos aços microligados, pela combinação do conhecimento prévio do comportamento destes aços, em relação à soldabilidade, com o conhecimento mais detalhado do processo arco submerso. A aplicação destes conhecimentos neste trabalho pode ser resumida do seguinte modo:

a) Devido a espessura da chapa, este aço poderia ter sido soldado até sem chanfro, isto é, em junta de tampo, usando-se uma grande energia de aporte. Entretanto foi escolhido um chanfro que possibilitasse o uso de soldagem com baixa energia e também com pequena diluição do metal de base. Uma menor diluição possibilitou diminuir os teores dos elementos de liga no cordão de solda, principalmente o Nb, trazendo-os a valores que não causam fragilização. O uso de menor energia, além das vantagens sobre a ZAC, possibilita um subresfriamento capaz de reduzir as quantidades de fases de alta temperatura de transformação.

b) O conhecimento da ação dos parâmetros de soldagem sobre os fatores que influem na macroestruturação da solda, possibilitou produzir cordões a altas velocidades de soldagem e com o mínimo possível de gasto de consumíveis.

c) Devido ao baixo teor de Mn no aço utilizado, procurou-se e letrodos com maior teor deste elemento, ou de outro elemento, co mo o Mo, afim de favorecer fases tenazes, como a ferrita acicular. Mas o uso de Mo, como já visto, só poderia ser feito em soldas com baixo teor de Nb e altas velocidades de resfriamento, por in tensificar precipitações.

Caso o aço a ser soldado fosse outro, ou mesmo em outra espessura, estes conhecimentos prévios ainda diminuiriam al gumas condições que provavelmente não seriam qualificadas; nova mente arames com Mo não deveriam ser usados em soldas multi-passe ou que sofressem tratamento de alívio de tensão, principalmente u sando-se fluxo ácido. O favorecimento da ferrita acicular deveria ser procurado por outros meios, como por exemplo, pelo tipo de flu xo.

Se o aço tiver teores mais elevados de Nb, a tenaci dade será conseguida às custas de arames com Ti-B, estes não en contrados no mercado nacional

O tratamento de alívio de tensão não é aconselhado para cordões de solda com alta porcentagem de ferrita acicular, devido a intensidade de precipitações que acontece nesta fase du rante tratamento térmico. Por outro lado, soldas com grande quan tidade de microfases do tipo martensita maciça são altamente beni ficiadas com o tratamento térmico. Outro aspecto importante veri ficado neste trabalho é que a escolha dos consumíveis não deve ser feita tão ao acaso e sim baseado em observações.

Neste trabalho não foi possível obter critérios de finitivos para seleção de consumíveis, todavia algumas observa ções puderam ser feitas; a escolha do arame, baseada na composi ção química esperada do cordão de solda, sofre influências do nū

mero de passes, do ciclo e tratamento térmico especificados para a soldagem. Quanto ao fluxo, as observações abaixo enumeradas, poderão facilitar a tarefa de selecioná-los.

a) A classificação pela norma AWS dá uma idéia dos resultados a esperar da combinação fluxo/arame. Dos fluxos usados neste trabalho, poderia-se esperar menor tenacidade para o fluxo 3, como aconteceu, mas esperava-se tenacidades iguais para os fluxos 1 e 2, o que não ocorreu. Sendo assim, tem-se que interligar a normalização com outras características.

b) Quanto ao método de fabricação, sabe-se que os fluxos ideais para altas velocidades seriam os fluxos fundidos. Porém no mercado nacional só se encontram fluxos aglomerados e agregados, esperando-se deles apenas as características típicas destes fluxos.

c) Em relação à atividade dos fluxos, comprovou-se ser função da composição química esperada, além, naturalmente, dos parâmetros de soldagem. Se os fabricantes dos fluxos pudessem fornecer curvas de atividade de seus produtos, principalmente em relação ao Mn, Si e C, poderia-se achar o ponto ótimo de atividade dos fluxos, em relação as propriedades da solda, e procurar trabalhar sempre sobre ele. Neste trabalho, a melhor região de atividade mostrou ser quando o fluxo agiu de forma negativa, isto é, quando retirou Mn ao invés de introduzir. Se esta característica for confirmada para todos os fluxos, independente das condições de soldagem, a atividade passaria a ser um importante fator na seleção de fluxos.

d) O índice de basicidade geralmente tem sido relacionado com o teor de oxigênio na solda. Mesmo que o teor ótimo de oxigênio, que depende de fatores ainda desconhecidos, não tiver sido ainda

determinado para uma certa condição, pode-se mesmo assim escolher fluxos pela basicidade; por exemplo, se se verifica que quanto menor o teor de oxigênio na solda, mais aumenta a resistência ao impacto, isto significa que deve-se usar fluxos com maior índice de basicidade, até que se inverta aquela tendência. Ter-se-á encontrado então o índice de basicidade do fluxo que deve ser usado para aquele aço, naquela condição. Deve-se lembrar que a mudança de basicidade não pode ser acompanhada por mudança da atividade, para que este critério possa ser aplicado.

e) A característica do fluxo que favorece a formação de maior ou menor quantidade, e tipo, de microfases, precisa ainda ser estudado, o que seria também uma forma de selecionar fluxos para soldas com alta tenacidade.

f) Se o procedimento a qualificar for para ser usado em produção em grande escala, poderia-se fazer um aprimoramento do fluxo, de modo a otimizar suas características. Este aprimoramento poderia ser feito através de adições de elementos químicos ou mudança na granulometria, com o objetivo de aperfeiçoar principalmente a viscosidade e estabilidade do arco, que, como visto no capítulo I, influem sobre a penetração. Como mudanças de parâmetros altera o ciclo térmico, e com isto a viscosidade, este fluxo aprimorado só teria utilização otimizada para aquele conjunto de parâmetros.

Pelo estudo realizado sobre a ZAC dos aços microligados, em geral maior velocidade de resfriamento favorece a tenacidade. Porém, a melhor maneira de se estudar a ZAC é através de simulações térmicas, onde se poderia determinar para cada tipo e espessura do aço, uma faixa ou faixas de velocidades de resfriamento que proporcionassem microestruturas com tenacidade e resistência mecânica igual ou superior a do metal de base. Com estes

resultados poder-se-ia então variar as técnicas operacionais, objetivando trabalhar dentro destas faixas.

Pelos dados de dureza, não se encontrou evidências de precipitação na ZAC do aço objeto deste estudo. Devido a este fato, ao baixo teor de Nb e às altas velocidades de resfriamento, as ZAC produzidas neste trabalho não devem ter caráter frágil.

No estudo sobre o consumo de consumíveis, item 7.2, verificou-se que há diferença de consumo de fluxos e arames, para as mesmas condições. Também, através do CP-12, que pequenas variações na corrente e tensão (parâmetros alternativa 2), não mudam muito as propriedades mecânicas do metal de solda, incluindo a tenacidade (comparar com CP-14). Isto leva a crer que se poderia otimizar ainda mais os parâmetros principais de soldagem, afim de obter soldas mais econômicas (em alguns casos houve excesso de material depositado).

Verificou-se que o arame EM-12K tem menor consumo e aliado ao seu menor custo, poderia ser a solução mais econômica. Porém o uso do EH-14 e ED-1, devido a maior deposição por comprimento linear de solda, poderia ser usado com maior velocidade de soldagem ainda, desde que se mantivesse a penetração. Quanto aos fluxos, verificou-se que o fluxo 1, além de produzir melhores propriedades, foi o que apresentou menor consumo, outro fator de economia.

8.2 - Conclusões

a) A condição essencial para produzir microestruturas tenazes em aços microligados ao Nb é utilizar parâmetros que produzam mai

ores velocidades de resfriamento;

b) Uma forma prática de obter maiores velocidades de resfriamento é trabalhar em mais altas velocidades de soldagem, o que implica em uma operação mais econômica;

c) A composição química dos consumíveis (também o método de fabricação e granulometria dos fluxos) age sobre o consumo dos mesmos, sendo então outro fator de economia;

d) É possível soldar o aço Niocor 1, com altas velocidades de soldagem (140 cm/min), pelo processo arco submerso e utilizando consumíveis de fabricação nacional;

e) De todas as combinações fluxo/arame estudadas neste trabalho, as que usaram o fluxo 1 apresentaram melhores resultados, por apresentar atividade negativa naquelas condições, maior índice de basicidade e altos valores de resistência e tenacidade na classificação AWS;

f) O arame EH-14 combinado com o fluxo 1, foi o que apresentou melhores propriedades. Porém, desejando-se evitar o alto custo deste arame, pode-se dispor, como alternativa, da combinação fluxo 1/EM-12K;

g) A microestrutura não foi o único fator de controle da tenacidade, porém foi o principal;

h) Os resultados deste trabalho confirmam que o Mn é benéfico em relação à resistência ao impacto, desde que não introduzido pelo fluxo;

i) Verificou-se também que a presença de Ni na solda é indesejável;

j) A presença do Mo, introduzido na solda pelo arame ED-1, mostrou diminuir um pouco a resistência ao impacto, ao se comparar com a solda feita com arame similar (EH-14), mas sem Mo;

k) Nas condições usadas neste trabalho, constatou-se que o menor teor de oxigênio favorece estruturas mais tenazes, desde que a velocidade de resfriamento seja a mesma;

l) Verificou-se, neste trabalho, que levantamento de dados experimentais sobre a basicidade e a atividade, permitirão estabelecer no futuro uma sistemática para seleção de fluxos.

8.3 - Sugestões para Futuros Trabalhos

As sugestões aqui apresentadas, têm a finalidade de ampliar o campo de aplicação deste trabalho, além de esclarecer e confirmar pontos que não puderam ser totalmente resolvidos. Estas sugestões, por isto, fazem parte de uma proposta de continuidade deste estudo.

a) Repetir o procedimento, usando os parâmetros principais de soldagem e fluxos com índices de basicidade bem diferentes, para o mesmo aço;

b) Repetir o procedimento, usando os parâmetros principais de soldagem e os mesmos fluxos, só que com uma chapa de aço de mesma espessura mas com maior teor de Mn;

c) Determinar, de uma forma mais quantitativa, a atividade dos fluxos para estas condições, e traçar gráficos de teor esperado do elemento X versus variação deste mesmo elemento;

d) Verificar a existência de microfases, identificando e quantificando-as, e comparar com a basicidade e a atividade do fluxo e também com a análise química do cordão;

e) Fazer um estudo das mudanças na estrutura primária de solidificação com a variação dos parâmetros de soldagem e estabelecer

suas implicações na perda da tenacidade dos cordões de solda feitos em altas velocidades de soldagem.

Com as três primeiras sugestões, pretende-se confirmar a influência do teor de oxigênio e do ponto neutro da atividade, sobre as propriedades da solda. Com a quarta sugestão, pretende-se encontrar características que provocariam a formação de microfases, e na quinta sugestão, determinar a velocidade limite para aqueles parâmetros.

RELAÇÃO BIBLIOGRÁFICA

- 1 - AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. Standard methods and definitions for mechanical testing of steel products. In: _____. 1980 Annual Book of ASTM Standards. Enston, USA, 1980. part 10, p. 28-83
- 2 - AMERICAN WELDING SOCIETY. Specification for Bare Carbon Steel Electrodes and Fluxes for Submerged Arc Welding. AWS A5.17-76. Miami, AWS, 1976.
- 3 - AMERICAN WELDING SOCIETY. Specification for Bare Low Alloy Steel Electrodes and Fluxes for Submerged Arc Welding. AWS A5.23-76. Miami, AWS, 1976
- 4 - THE AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS. Qualification standard for welding and brasing. In: _____. ASME Boiler and Pressure Vessel Code. New York, 1980. section IX.
- 5 - BISS, V. & CRYDERMAN, R.L. Martensite and retained austenite in hot-rolled low-carbon bainitic steel. Metallurgical Transactions, 2 : 2267-76, Aug. 1971.
- 6 - BOULEAU, D. et alii. Métallurgie et propriétés mécaniques du métal fondu en soudage automatique sous flux solide. Revue de Métallurgie-CIT : 899-912, Nov. 1981.
- 7 - CARVALHO, M. Influência do nióbio nas propriedades mecânicas e microestruturais das zonas fundida e afetada pelo calor , de juntas de aço soldado por eletrogás. Dissertação para obtenção do título de Mestre em Metalurgia, COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro. 1978.
- 8 - CIA BRASILEIRA DE METALURGIA E MINERAÇÃO - CBMM . Heat affected zone toughness a viewpoint on the role of microalloying elements. Düsseldorf, CBMM-European office. 1980.

- 9 - CHAI, C.S. & EAGAR, T.W. Slag-metal equilibrium during submerged arc welding. Metallurgical Transactions I , 12 (B) : 539-47, Sep. 1981.
- 10 - CHOI, C.L. & HILL, D.C. A study of microstructural progression in as-deposited weld metal. Welding Research Supplement : 232-36s, Aug. 1978.
- 11 - DOLBY, R.E. Factores controlling weld toughness - the present position. Part 2. Weld metals. Research Report 14/1976/M , Cambridge, The Welding Institute, May 1976.
- 12 - DOLBY, R.E. Review of work on the influence of Nb on the microstructure and toughness of ferrite weld metal. IIW docs. IX-1175 e IXJ-27-80.
- 13 - FERRANTE, M. Estrutura e propriedades de metal de solda. UFScar, 1980. (não publicado).
- 14 - GARLAND, J.G. & KIRKWOOD, P.R. The notch toughness of submerged-arc weld metal in micro-alloyed structural steels . IIW doc. IX-892-74 ou BSC Report Prod. 499/1/74/C. British Steel Corporation, Jun. 1974.
- 15 - GARLAND, J.G. & KIRKWOOD, P.R. Towards improved submerged arc weld metal. Metal Construction, 7 (5) : 275-83, May 1975, (6) : 320-30, Jun. 1975.
- 16 - GRAY, J.M. Weldability of niobium containing HSLA steel. In: Congresso Latino-Americano e Encontro Nacional sobre Tecnologia da Soldagem. 1º, Rio de Janeiro, 1975. Anais... COPPE/UFRJ - COSOL/ABM. p. 457-508.
- 17 - HANNERZ, N.E. Effect of Cb on HAZ ductility in constructional H.T.steels. Welding Journal : 162-68s, May 1975.

- 18 - HARRISON, P.L.; WATSON, M.N.; FARRAR, R.A. How niobium influences SA mild steel weldments - part 2. Welding and Metal Fabrication : 161-69, April. 1981.
- 19 - HAYES, M.D. An investigation of high purity MgO-Al₂O₃-SiO₂ submerged arc fluxes for welding FY-130 . Dissertação para obtenção do título M.Sc., The Ohio State University. 1978.
- 20 - HAYES, M.D.; HICKEY, J.T.; JACKSON, C.E. The influence of flux basicity on submerged arc welding performance. In: Encontro Nacional sobre Tecnologia da Soldagem. 6º, Salvador, 1980. Anais...COSOL/ABM. p. 83-99
- 21 - HEISTERKAMP, P.; GRAY, J.M.;STUART, H. Niobium as a toughening element in pipe steels: influence on weldment properties. In : International Conference on Pipewelding. 2º, London, 1979. Anais...
- 22 - HEISTERKAMP, F. & STUART, H. Niobium, its place in the modern steel industry. CBMM.
- 23 - HICKEY, J.T.; HAYES, M.D.; JACKSON, C.E. High purity submerged arc welding fluxes. In : O.S.U. Project 784125.Columbus , College of Engineering The Ohio State University, 1981.
- 24 - HOWDEN, D.G. & KOTECKI, D.J. Estudo da dureza de soldas a arco submerso como causa de falhas de vasos de pressão num meio aquoso com sulfetos. In: Congresso Latino Americano e Encontro Nacional sobre Tecnologia da Soldagem. 1º, Rio de Janeiro, 1975. Anais... COPPE/UFRJ - COSOL/ABM. p. 329-61.
- 25 - IKAWA, H.; OSHIGE, H.; TANOUE, T. Effect of martensite-austenite constituinte on HAZ toughness of a high strength steel. Transaction of the Japan Welding Society, 11 (2) : 50-59, Oct. 1980.

- 26 - JACKSON, C.E. Fluxes and slag in welding. In: Welding Research Concil - Bulletin 190.
- 27 - JESSEMAN, R.J. Cb pickup in high-dilution, SA weld deposits. In: Microalloying 75, Washington, 1975. Anais... New York , Union Carbide Corporation, 1977. p. 578-92.
- 28 - JONES, B.L.; RODERSON, P.; DODDS, P.J. Grain growth and precipitation in normalized microalloyed steels. In: Microalloying 75, Washington, 1975. Anais... New York, Union Carbide Corporation, 1977. p. 168-71
- 29 - KEOWN, S.R. The importance of stoichiometry in alloy steel design. In: CBECIMAT, 3º, Rio de Janeiro, 1978. Anais... COPPE/UFRJ.
- 30 - KILLING, R. & THIER, H. Zu und abbrand von legierungselementen beim unterpulverschweißen von reaktorstählen. INKA, conf. 78-086-013. p. 60-67.
- 31 - KIRKWOOD, P.R. Welding of Nb containing microalloyed steel . In: International Conference Niobium 81, San Francisco, 1981. Anais...
- 32 - LEVINE, E. & HILL, D.C. Structure property relationships in low C weld metal. Metallurgical Transactions A, 8 (A) : 1453-63, Sep. 1977.
- 33 - LEVINE, E. & HILL, D.C. Toughness in HSLA steel weldments . Metal Construction, 9 (8) : 346-63, Aug. 1977.
- 34 - LINNERT, G.E. Fluxes, slags and gases for shielding. In: Welding metallurgy. Carbon and alloy steels. 3º ed. New York. AWS, 1965, chap. 8, p. 367-407.
- 35 - MASUMOTO, I. Effect of micro-alloying on toughness of steel weld metal. IIW doc. XII-694-79 e XII-E-38-79.

- 36 - MORCINEK, P. et alii. Structural steels with acicular ferrite. In: Microalloying 75. Washington, 1975. Anais... New York, Union Carbide Corporation, 1977. p. 272-78.
- 37 - OLSON, D.L. Notas de aula, curso Fluxos para soldagem - aspectos teóricos e práticos. Belo Horizonte, EEUFMG. 1982.
- 38 - PATCHETT, B.M. Some influences of slag composition on heat transfer and arc stability. Welding Journal, 53 (5) : 203-10s, May 1974.
- 39 - PETTY, E.R. Martensite. London, Logman, 1970.
- 40 - PICKERING, F.B. High strength low-alloy structural steels. In: _____. Physical Metallurgy and the Design of steels. London, Applied Science Publishers LTD. cap. 4, p. 60-87.
- 41 - PIOTROVSKI NETO, J. Seleção dos parâmetros em soldagem a arco submerso de aços comuns ao C. Dissertação para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica, UFSC, Florianópolis. 1980.
- 42 - POPE, A.M. et alii. Nomenclatura dos constituintes microestruturais da zona fundida de aços C-Mn e microligados. In: Encontro Nacional sobre Tecnologia da Soldagem, 7º, Belo Horizonte, 1981. Anais... São Paulo. ABM. p. 113-31.
- 43 - QUITES, A.M. Solidificação da poça de fusão. apostila, Florianópolis, UFSC.
- 44 - QUITES, A.M. & DUTRA, J.C. Tecnologia de Soldagem por Arco Voltáico. Florianópolis, EDEME, 1979. 248 p.
- 45 - SCHWEMMER, D.D.; OLSON, D.L.; WILLIAMSON, D.L. The relationship of weld penetration to the welding flux. Welding Journal 58 (5) : 153-60s, May 1979.
- 46 - SIEGA, L. Relatório interno LABSOLDA, UFSC. 1980 (não publicado).

- 47 - SIGNES, E.G. & BAKER, J.C. Effect of Cb and V on the weldability of HSLA steels. Welding Journal, 58 (6) : 179-87s, Jun. 1979.
- 48 - SILVA, M. Influência da granulometria do fluxo na geometria da solda no processo arco submerso. (não publicado), Florianópolis, UFSC/LABSOLDA. 1982.
- 49 - STUART, H.; GRAY, J.M.; HEISTERKAMP, F. Control of toughness in submerged arc weldments of Nb containing steels. In: A Seminar Sponsored by the Sovietic Ministry of Ferrous Metallurgy and CBMM. Moscow, 1978. CBMM - North American Office. Pittsburgh. p. 109-34.
- 50 - STUART, H.; PARAISO, O.S.; FUCCIO, R. Ferrocolumbium production at CBMM, Brasil. I & SM. : 11-18, May 1980.
- 51 - TSUBOI, J. & TERASHIMA, H. Review of strength and toughness of Ti and Ti-B microalloyed deposits. IIW docs. IX-J-28-80 e IX-1185-80. May 1980.
- 52 - WADSWORTH, J.; WOODHEAD, J.H.; KEOWN, S.R. The influence of stoichiometry upon carbide precipitation. Metal Science : 342-47. Out. 1976.
- 53 - WITTSTOCK, G.G. Selecting submerged arc fluxes for carbon and low alloy steels. Welding Journal : 733-41, Sep. 1976.