MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL

ESCOLA DE ENGENHARIA

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA METALÚRGICA

E DOS MATERIAIS

INFLUENCIA DOS GASES DE PROTEÇÃO UTILIZADOS NO PROCESSO MIG/MAG SOBRE AS PROPRIEDADES MECÂNICAS DO METAL DE SOLDA

Por

MANOEL AUGUSTO ALLGAYER CANTO

Engenheiro Mecânico

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

PORTO ALEGRE

1990

INFLUÊNCIA DOS GASES DE PROTEÇÃO UTILIZADOS NO PROCESSO MIG/MAG SOBRE AS PROPRIEDADES MECÂNICAS DO METAL DE SOLDA

DISSERTAÇÃO

Apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica e dos Materiais - PPGEMM, como parte dos requisitos para a obtenção do Título de

Mestre em Engenharia

Área de concentração: Metalurgia de Transformação

Por

MANOEL AUGUSTO ALLGAYER CANTO

Engenheiro Mecânico

1990

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

Orientador: _____

Prof. Dr. IVAN GUERRA MACHADO

DEMEC/PPGEMM - UFRGS

Banca Examinadora:

_____

Dra. MARILENE CARVALHO

FBTS

_____

Prof. Dr. JOSÉ FRANCISCO KISS

PPGEMM - UFRGS

_____

Prof. Dr. TELMO ROBERTO STROHAECKER

PPGEMM - UFRGS

Coordenador do PPGEMM: _____

Prof. Dr. ILDON BORCHARDT

AGRADECIMENTOS:

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

À CAPES, pelo suporte financeiro.

À Aços Finos Piratini, à White & Martins e ao CETEMP-SENAI pelos serviços prestados.

Aos funcionários Antônio C. Araújo, Luiz M. Zaniratti, Juarêz V. dos Santos e Denise R. Rolim, pela amizade e auxílio prestado.

Um agradecimento especial aos meus familiares pelo incentivo e apoio nas horas difíceis.

RESUMO

Pelo processo MIG/MAG foram efetuados depósitos de solda utilizando-se várias misturas de proteção, envolvendo argônio, oxigênio e dióxido de carbono, visando verificar a influência do gás sobre as propriedades mecânicas do metal de solda de baixo carbono.Posteriormente, mediante nova série de soldas, foi estudado o efeito destes gases nas taxas de deposição do processo e na geometria do cordão.

Com o objetivo de obter-se dados confiáveis, construiu-se um dispositivo destinado à mecanização do processo de soldagem.Foi possível, desta forma, analisar-se unicamente o efeito do gás nos experimentos.

Os resultados indicaram que misturas com menores quantidades de O2 e CO2 possibilitaram valores mais elevados de tenacidade, tanto a altas como a baixas temperaturas, provavelmente devido aos reduzidos teores de oxigênio no metal de solda e à presença de uma maior quantidade de ferrita acicular.

No tocante à resistência à tração, escoamento e alongamento, não foram constatadas diferenças substanciais pela variação do gás de proteção.Igualmente nas taxas de deposição do processo, não tivemos alterações de significado.

No estudo da geometria do cordão de solda, verificou-se que o gás de proteção provoca variações, destacando-se, porém, que as misturas envolvendo dióxido de carbono e oxigênio (4 a 15%) podem garantir maior penetração.

ABSTRACT

Weld deposits were made with MIG/MAG process using some shielding gas mixtures with different contents of argon, oxygen and carbon dioxide.They were used to investigate the gases influence on mechanical properties of low carbon steel weld metal.After that, weld beads were deposited to study the effect of theses mixtures on the weld shape and penetration patterns.

In order to evaluate only the effect of shielding gas, the deposits were made using an automatic welding machine.

The results indicated that mixtures with low quantities of O2 and CO2 produce weld metals with higher toughness at high and low temperatures.Probably it was due to the low content of oxygen in weld metal and the great amount of acicular ferrite.

There was practically no differences in ultimate tensile strenght, yield strenght and alongation by changing the shielding gas.Also, the tests indicate that deposition rates were similar.

It was noted that the gas affected the shape of weld bead and penetration patterns.Mixtures with carbon dioxide and oxygen (4 tO 15%) improved the penetration.

ÍNDICE

Pag.

1)-INTRODUÇÃO..... 1

2)-ORIGEM E DESENVOLVIMENTO DO PROCESSO MIG/MAG..... 3

3)-CARACTERÍSTICAS DO PROCESSO MIG/MAG..... 9

3.1)-GENERALIDADES..... 9

3.2)-CARACTERÍSTICAS OPERACIONAIS..... 11

3.2.1)-CURVAS ESTÁTICAS DO ARCO..... 11

3.2.2)-CURVAS ESTÁTICAS DA FONTE DE SOLDAGEM E OS PONTOS DE OPERAÇÃO DO PROCESSO..... 11

3.2.3)-AUTO REGULAGEM DO COMPRIMENTO DO ARCO..... 12

3.2.4)-RELAÇÃO DE PARÂMETROS DE SOLDAGEM..... 13

3.2.5)-MODOS DE TRANSFERÊNCIA DO METAL..... 15

3.3)-GASES EMPREGADOS NO PROCESSO MIG/MAG..... 16

3.3.1)-GASES EMPREGADOS NA SOLDAGEM DE NÃO FERROSOS..... 16

3.3.2)-GASES EMPREGADOS NA SOLDAGEM DE FERROSOS (AÇOS).... 19

3.3.2.1)-ARGONIO PURO..... 19

3.3.2.2)-MISTURAS ARGONIO E OXIGÊNIO..... 20

3.3.2.3)-DIÓXIDO DE CARBONO..... 22

3.3.2.4)-MISTURAS DE ARGONIO E DIÓXIDO DE CARBONO..... 24

3.3.2.5)-MISTURAS DE He + Ar + CO2..... 26

3.3.2.6)-MISTURAS Ar + CO2 + O2..... 27

3.3.2.7)-MISTURAS CO2 + O2..... 28

3.4)-VARIAÇÕES DO PROCESSO..... 28

4)-MICROESTRUTURA DO METAL DE SOLDA..... 30

4.1)-MICROESTRUTURA PRIMÁRIA..... 30

4.2)-MICROESTRUTURA SECUNDÁRIA..... 31

Pag.

4.3)-MICROESTRUTURA TERCIÁRIA..... 32

4.4)-OUTROS FATORES ESTRUTURAIS..... 33

5)-FATORES QUE AFETAM A MICROESTRUTURA DO METAL DE SOLDA.. 34

5.1)-COMPOSIÇÃO QUÍMICA..... 35

5.1.1)-EFEITO DO OXIGÊNIO..... 35

5.1.2)-EFEITO DO SILÍCIO E DO MANGANÊS..... 40

6)-CONTROLE DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA..... 43

7)-PARTE EXPERIMENTAL..... 49

7.1)-PROCEDIMENTOS PARA AVALIAÇÃO DA INFLUÊNCIA DO GÁS SOBRE AS PROPRIEDADES MECANICAS DO METAL DE SOLDA.... 49

7.2)-PROCEDIMENTOS PARA AVALIAÇÃO DA INFLUÊNCIA DO GÁS NAS TAXAS DE DEPOSIÇÃO DO PROCESSO E GEOMETRIA DO CORDÃO.. 52

8)-DISCUSSÃO DOS RESULTADOS OBTIDOS..... 55

8.1)-DISCUSSÃO DA INFLUÊNCIA DO GÁS DE PROTEÇÃO SOBRE AS PROPRIEDADES MECANICAS DO METAL DE SOLDA..... 55

8.2)-DISCUSSÃO DA INFLUÊNCIA DO GÁS DE PROTEÇÃO SOBRE AS TAXAS DE DEPOSIÇÃO E GEOMETRIA DO CORDÃO..... 59

9)-CONCLUSÕES..... 61

10)-SUJESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS..... 63

11)-BIBLIOGRAFIA..... 64

APÊNDICE A..... 114

ÍNDICE DE TABELAS

Pag.

TABELA 1 - CLASSIFICAÇÃO DOS MODOS DE TRANSFERÊNCIA DO METAL..... 73

TABELA 2 - ESTUDOS REALIZADOS NOS ÚLTIMOS ANOS SOBRE O EFEITO DO OXIGÊNIO SOBRE A TENACIDADE DO METAL DE SOLDA..... 74

TABELA 3 - PARÂMETROS DE SOLDAGEM EMPREGADOS NOS EXPERIMENTOS..... 74

TABELA 4 - ANÁLISE QUÍMICA DO METAL DE SOLDA E DO ARAME.. 75

TABELA 5 - TAXA DE DEPOSIÇÃO E VELOCIDADE DE ALIMENTAÇÃO DO ARAME..... 76

TABELA 6 - DIMENSÕES DOS CORDÕES OBTIDOS EM CADA MISTURA.. 77

TABELA 7 - RESULTADOS DOS ENSAIOS DE TRAÇÃO LONGITUDINAL DO METAL DE SOLDA..... 78

ÍNDICE DE FIGURAS

Pag.

FIG. 1 - EQUIPAMENTO EMPREGEDO NO PROCESSO MIG/MAG..... 79

FIG. 2 - CURVAS ESTÁTICAS DO ARCO..... 80

FIG. 3 - EFEITO DO GÁS SOBRE A CURVA ESTÁTICA DO ARCO..... 80

FIG. 4 - PONTO DE OPERAÇÃO DO PROCESSO MIG/MAG..... 81

FIG. 5 - AUTO REGULAGEM DO ARCO..... 81

FIG. 6 - RELAÇÃO VELOCIDADE DE ALIMENTAÇÃO/CORRENTE..... 82

FIG. 7 - CURVA ESTÁTICA DO ARCO..... 83

FIG. 8 - a: EFEITO DO DIÂMETRO DO ARAME SOBRE A RELAÇÃO VELOCIDADE DE ALIMENTAÇÃO/CORRENTE..... 84

b: EFEITO DO DIÂMETRO DO ARAME SOBRE A CURVA ESTÁTICA DO ARCO..... 84

FIG. 9 - REGIÃO DE OPERAÇÃO PARA SOLDAGEM MIG DO ALUMÍNIO. 85

FIG. 10 - MODOS DE TRANSFERÊNCIA DO METAL NO PROCESSO MIG / MAG..... 85

FIG. 11 - COMPARATIVO DE CAMPOS OPERACIONAIS ENTRE ARGÔNIO E MISTURA HELISHIELD..... 86

FIG. 12 - COMPARATIVO DAS TAXAS DE DEPOSIÇÃO ENTRE ARGÔNIO E MISTURA HELISHIELD..... 87

FIG. 13 - ESTRUTURAS DE SOLIDIFICAÇÃO EM FUNÇÃO DA PERCENTAGEM DE SOLUTO (Co), DO GRADIENTE DE TEMPERATURA (G) E DA TAXA DE CRESCIMENTO DO SÓLIDO (R)..... 88

FIG. 14 - DIAGRAMA DE RESFRIAMENTO CONTÍNUO..... 88

FIG. 15 - ENERGIA ABSORVIDA EM ENSAIO CHARPY A 0 C EM FUNÇÃO DO OXIGÊNIO NO METAL DE SOLDA..... 89

FIG. 16 - TEMPERATURA DE TRANSIÇÃO DO ENSAIO CHARPY EM FUN-

Pag.

ÇÃO DOS TEORES DE OXIGÊNIO NO METAL DE SOLDA..... 90

FIG. 17 - CURVA DE RESFRIAMENTO CONTÍNUO DO AÇO..... 91

FIG. 18 - EFEITO DO Si E DO Mn SOBRE O OXIGÊNIO NO METAL DE SOLDA..... 91

FIG. 19 - a,b : TEMPERATURA DE ENSAIO CHARPY CORRESPONDENTE A UMA ENERGIA ABSORVIDA DE 200 J EM FUNÇÃO DOS TEORES DE Si E Mn..... 92

FIG. 20 - REGIÃO DO ARCO NO PROCESSO MIG/MAG..... 92

FIG. 21 - CONSUMO DE CARBONO EM FUNÇÃO DO VOLUME DE O2 NO Ar..... 93

FIG. 22 - CONSUMO DE CARBONO EM FUNÇÃO DO VOLUME DE CO2 NO Ar..... 93

FIG. 23 - CONSUMO DE Si EM FUNÇÃO DO VOLUME DE O2 NO Ar.... 94

FIG. 24 - CONSUMO DE Si EM FUNÇÃO DO VOLUME DE CO2 NO Ar... 94

FIG. 25 - CONSUMO DE Mn EM FUNÇÃO DO VOLUME DE O2 NO Ar.... 95

FIG. 26 - CONSUMO DE Mn EM FUNÇÃO DO VOLUME DE CO2 NO Ar... 95

FIG. 27 - ESTIMATIVA DA QUANTIDADE DE OXIGÊNIO ABSORVIDO PELA POÇA DE FUSÃO EM FUNÇÃO DO VOLUME DE O2 NO Ar..... 96

FIG. 28 - ESTIMATIVA DA QUANTIDADE DE OXIGÊNIO ABSORVIDO PELA POÇA DE FUSÃO EM FUNÇÃO DO VOLUME DE CO2 NO Ar..... 96

FIG. 29 - TEORES FINAIS DE OXIGÊNIO NO METAL DE SOLDA EM FUNÇÃO DO VOLUME DE O2 NO Ar..... 97

FIG. 30 - TEORES FINAIS DE OXIGÊNIO NO METAL DE SOLDA EM FUNÇÃO DO VOLUME DE CO2 NO Ar..... 97

Pag.

FIG. 31 - JUNTA EMPREGADA PARA O DEPÓSITO DO METAL DE SOLDA 98

FIG. 32 - GEOMETRIA DOS CORDÕES DE SOLDA..... 99

FIG. 33 - TEORES DE OXIGÊNIO NOS METAIS DE SOLDA E NO ARAME..... 100

FIG. 34 - ENERGIA ABSORVIDA PELOS METAIS DE SOLDA EM ENSAIO CHARPY-V A 20 C..... 101

FIG. 35 - RELAÇÃO ENTRE TEORES DE OXIGÊNIO NOS METAIS DE SOLDA E ENERGIA ABSORVIDA EM ENSAIO CHARPY-V A 20 C 102

FIG. 36 - ENERGIA ABSORVIDA PELOS METAIS DE SOLDA EM ENSAIO CHARPY-V A 0 C..... 103

FIG. 37 - ENERGIA ABSORVIDA PELOS METAIS DE SOLDA EM ENSAIO CHARPY-V A -30 C..... 104

FIG. 38 - MICROESTRUTURAS DOS METAIS DE SOLDA..... 105

ÍNDICE DE FOTOS

Pag.

FOTO 1 - DISPOSITIVO PARA SOLDAGEM MIG/MAG MECANIZADA..... 106

FOTO 2 - MICROESTRUTURA DO METAL DE SOLDA OBTIDA COM A MISTURA Ar + 3% O2..... 107

FOTO 3 - MICROESTRUTURA DO METAL DE SOLDA OBTIDA COM A MISTURA CO2 + 25% O2..... 107

FOTO 4 - MICROESTRUTURA DO METAL DE SOLDA OBTIDA COM A MISTURA Ar + 8% O2..... 108

FOTO 5 - MICROESTRUTURA DO METAL DE SOLDA OBTIDA COM A MISTURA Ar + 27% CO2..... 108

FOTO 6 - MICROESTRUTURA DO METAL DE SOLDA OBTIDA COM CO2... 109

FOTO 7 - MICROESTRUTURA DO METAL DE SOLDA OBTIDA COM A MISTURA CO2 + 25% O2..... 109

FOTO 8 - ASPECTO DO CORDÃO CORRESPONDENTE À MISTURA Ar + 3% O2..... 110

FOTO 9 - ASPECTO DO CORDÃO CORRESPONDENTE À MISTURA Ar + 8% CO2..... 110

FOTO 10 - ASPECTO DO CORDÃO CORRESPONDENTE À MISTURA Ar + 40% CO2..... 111

FOTO 11 - ASPECTO DO CORDÃO CORRESPONDENTE À MISTURA Ar + 2%O2 + 25% CO2..... 111

FOTO 12 - ASPECTO DO CORDÃO CORRESPONDENTE AO CO2... 112

FOTO 13 - ASPECTO DO CORDÃO CORRESPONDENTE À MISTURA CO2 + 4% O2..... 112

FOTO 14 - ASPECTO DO CORDÃO CORRESPONDENTE À MISTURA

Pag.

CO_2 + 15% O_2..... 113

FOTO 15 - ASPECTO DO CORDÃO CORRESPONDENTE À MISTURA

CO_2 + 25% O_2..... 113

1)INTRODUÇÃO

Nos últimos anos tem-se verificado um crescente interesse da indústria mundial pelo processo de soldagem MIG/MAG.Nos países europeus, no Japão, e nos Estados Unidos, este processo vem substituindo velozmente o eletrodo revestido em diversas aplicações.Só na Europa, a participação da soldagem MIG/MAG no mercado cresceu de 30%, em 1974, para 50% em 1984.Durante o mesmo período,a participação do eletrodo revestido caiu de 60% para menos de 40%.Esta rápida ascensão detectada nestes países é devida, em grande parte, às altas taxas de deposição e à possibilidade de automação do processo.No Brasil, provavelmente, tal mudança ocorrerá nos próximos anos.

O processo MIG/MAG, quando aplicado na soldagem de aços ferríticos, permite o emprego de uma grande variedade de misturas, envolvendo gases inertes e oxidantes.Deve-se ter em mente que essas misturas influenciam, de maneira diferenciada, no acabamento do cordão, na penetração, nas taxas de deposição, nas velocidades de soldagem, na estabilidade do arco, nos custos de soldagem e, sobretudo, nas propriedades mecânicas.Seu papel é tão importante como o do revestimento de um eletrodo revestido.

Este trabalho trata, principamente, da influência de algumas misturas gasosas utilizadas no processo MIG/MAG, em especial misturas de Ar+O2, Ar+CO2, Ar+O2+CO2, CO2+O2 e CO2 puro, sobre a tenacidade e a resistência do metal de solda.Mediu-se estas propriedades mecânicas empregando-se, respectivamente, ensaio de impacto Charpy-V a 20, 0 e -30 C e ensaio de tração

simples.Para a discussão dos resultados realizou-se, paralelamente, análise química e metalografia quantitativa dos metais de solda.

Em etapa seguinte averiguou-se a influência da mistura sobre as taxas de deposição do processo e sobre a geometria do cordão de solda.

2) ORIGEM E DESENVOLVIMENTO DO PROCESSO MIG/MAG

O processo MIG/MAG data do ano de 1950, quando nos Estados Unidos foi depositada a patente marco do processo /1/.Nos laboratórios da Airco se desenvolvera uma nova técnica de soldagem ao arco elétrico, baseada no emprego de um eletrodo consumível, em forma de arame, alimentado continuamente em direção à zona de fusão por intermédio de um dispositivo eletromecânico de tração.O arco elétrico,estabelecido entre o eletrodo (arame) e a peça de trabalho,era coberto,tal como no processo TIG, por uma atmosfera a base de gases especiais cuja principal função era proteger as regiões em fusão da ação deletéria do oxigênio e do nitrogênio presentes no ar.Uma das principais vantagens, frente aos processos TIG e eletrodo revestido, era a superior produtividade do processo, aliada, ainda ,à excelente qualidade dos cordões de solda.

Para que se possa compreender a origem do processo MIG/MAG faremos,a seguir,uma breve retrospectiva dos processos que o antecederam,sem os quais seria impossível sua concepção.

Em meados de 1885, N. De Bernardos e S.Olszewski /2/ depositam, na inglaterra, a primeira patente do processo de soldagem ao arco elétrico .O processo baseava-se no aproveitamento do calor gerado por um arco elétrico capaz de fundir e unir as paredes da junta de soldagem.O arco era estabelecido entre um eletrodo de carbono não consumível e a peça.Caso houvesse necessidade de algum material de adição, bastava ao operador, a aproximação de uma vareta de

metal que fundia-se concomitantemente com o material base.

O processo de soldagem com eletrodo de carbono sofreu alguns refinamentos no decorrer dos anos ,porém não é matéria de discussão nos dias de hoje.

Mais tarde,no ano de 1889, um russo chamado Slavianoff/3/ substituiu o eletrodo de carbono por uma vareta de metal que atuava ,ao mesmo tempo,como eletrodo e como material de adição.O processo denominou-se "bare-metal-arc-process"(no Brasil, diz-se " soldagem com eletrodo nu").

Embora os processos acima proporcionassem a união de elementos metálicos ,observava-se ,até o momento,que as soldas, na sua totalidade,apresentavam uma grande quantidade de poros e elevada fragilidade.Logo constatou-se que tal comportamento era resultante da intensa contaminação do metal fundido pelo oxigênio e nitrogênio atmosféricos.Ficou clara, assim, a necessidade de proteger-se a solda contra à ação deletéria desses elementos.

Frente a essa necessidade ,alguns cientistas estudaram a possibilidade do emprego de atmosferas especiais a base de gases inertes.Em meados de 1926,L.J.Weber /4/ executou soldas com eletrodo nu cobertas com gás hélio. Para isto, dispos de uma simples câmara fechada, em cujo interior injetara o gás. Por intermédio de uma haste especial o operador manipulava o eletrodo pelo lado de fora da câmara. Weber,nestas condições, obteve soldas mais dúcteis e minimizou,também,o risco de porosidades.

Na mesma época, levantou-se a hipótese do uso do dióxido de carbono como gás de proteção da solda /5/.Alexander e

Thomson estudaram a aplicação deste gás no processo de soldagem com eletrodo nu.Ambos concordaram na impossibilidade de se obter soldas dúcteis via CO2.Ao contrário de Alexander e Thomson, J.C.Lincon obteve razoável ductilidade, porém não mais empregando eletrodo consumível,e sim,eletrodo de carbono.Acredita-se que tal resultado esteja ligado à reação de oxidação do carbono do eletrodo que, ao gerar monóxido de carbono, impediu, de certo modo, uma maior contaminação atmosférica do metal de solda.

Não obstante o sucesso alcançado por alguns cientistas, a utilização de atmosferas especiais a nível industrial era considerada pouco viável ,devido às dificuldades operacionais envolvidas e ao elevado custo dos gases,principalmente,os inertes.Além disso ,nascia na época o eletrodo revestido cuja aceitação fora imediata.Todos estes fatores levaram a um certo desinteresse pela aplicaçe~o de gases especiais de proteção na soldagem ao arco elétrico.

A soldagem sob proteção gasosa foi somente viabilizada mais tarde com o desenvolvimento de um novo equipamento que mais tarde serviria de base para o processo MIG/MAG /4/.Tal equipamento era constituído,basicamente, de uma tocha, em cuja extremidade havia um eletrodo de tungstênio, não consumível, capaz de suportar e de manter o arco elétrico.Possuia, tambem , concentricamente ao eletrodo, um bocal por onde era evacuado gás inerte destinado à proteção da solda.Nascia o processo TIG (Tungsten-inert-gas).

Em meados de 1940 ,a Northrup Aircraft (EUA) estudou a aplicação do processo TIG na soldagem do magnésio e ligas/4/.O

sucesso de tal empreitada abriu novos horizontes ao processo, expandindo-se rapidamente para o campo do alumínio e ligas.O sucessivo barateamento dos gases inertes(hélio e argônio) e a elevada qualidade das soldas possibilitaram,mais tarde,a consolidação do processo que ocupa,até hoje,importante espaço nos mais variados setores industriais.

O processo MIG/MAG só foi desenvolvido no final da década de 40 nos laboratórios da Airco (EUA) /1/, com base nos processos TIG e arco submerso.Um eletrodo ,fornecido em forma de arame (bobinas),era impulsionado por um dispositivo eletromecânico e conduzido para o interior de um conduíte, ligado à tocha de soldagem.Uma peça cilíndrica e oca localizada na extremidade da tocha ,encarregava-se do contato elétrico entre arame e fonte de soldagem.Para que o processo atingisse estabilidade operacional, era imprescindível o correto balanço entre a velocidade de alimentação do arame e a velocidade de fusão do mesmo.Igualmente ao processo TIG,gás inerte ,sob pressão, era injetado nas proximidades do arco, protegendo as partes em fusão, sujeitas à contaminação atmosférica.A **FIG.1** mostra um conjunto dos equipamentos empregados na soldagem MIG/MAG.

Inicialmente, o processo MIG/MAG foi aplicado somente na soldagem do alumínio e ligas.Os resultados eram excelentes. Logo em seguida,pensou-se em usá-lo na soldagem de aços,porém esbarrou-se em dois grandes problemas**/6/**:como enfrentar o oxigênio presente nos aços efervecentes e semi-acalmados e como melhorar a ação de molhamento do metal de solda,responsável ,em

parte, pela ocorre^ncia de mordeduras nas juntas de soldagem.Estas dificuldades foram contornadas, posteriormente, com o emprego de arames devidamente desoxidados e de misturas gasosas de proteção compostas de argônio e oxigênio (Ar + 1 a 5% O2).

Embora o emprego de misturas Ar + O2 em aços resultasse em soldas com altas propriedades mecânicas, a principal limitação era econômica,devido aos elevados custos dos consumíveis(arame e gás).Nem mesmo as maiores taxas de deposição oferecidas pelo processo,tornava-o atrativo frente ao eletrodo revestido.Isto levou à substituição das misturas Ar + O2 pelo dióxido de carbono.O uso deste último como gás de proteçao na soldagem do aço já demonstrara sinais de viabilidade, após os estudos de Lyubavsku e Novoshilov no ano de 1953 /5/.

Mostrando-se capaz, em alguns casos,de reduzir os custos de soldagem sem perda de qualidade/7,8/,o dióxido de carbono atingiu,no início dos anos 60, grande popularidade na soldagem dos aços.

Durante a década de 60,entretanto,verificou-se a queda dos preços do argônio no mercado.Isto desencadeou o desenvolvimento de misturas envolvendo este último e o CO2. Algumas destas misturas possuiam certas vantagens frente ao CO2,entre as quais a considerável redução do salpico.

Durante os anos 70 e 80, notou-se o rápido crescimento do processo MIG/MAG no meio industrial.Na Europa,a participação do processo no mercado era de, aproximadamente,30% em 1974.Este valor cresceu para 50% em 1984/9/.Semelhantes mudanças ocorreram no Japão,nos Estados Unidos e no oeste europeu.As ra0~es para tal

crescimento estariam ligadas às altas taxas de deposição e ao alto rendimento (tempo de arco aberto/tempo total de soldagem) do processo.Além disso,dada as suas características intrínsecas, havia a possibilidade do mesmo ser mecanizado ou automatizado.

O acelerado crescimento do processo MIG/MAG trouxe consigo o estudo de novas misturas gasosas de proteção e de novos equipamentos de soldagem.Hoje o engenheiro dispõe ,no que diz respeito aos aços, de uma boa gama de misturas gasosas, reunindo gases inertes e ativos, as quais devem ser corretamente selecionadas,ponderando-se as vantagens técnicas e econômicas que cada uma pode oferecer. No tocante aos equipamentos de soldagem, destacam-se,por exemplo, os sistemas de auto regulagem/10/("one-knob control/synergic control") que ,sem dúvida,vem reduzindo os problemas de regulagem de máquina e viabilizando automação do processo por meio de robôs.

A soldagem MIG/MAG,hoje,concorre diretamente com os processos TIG,eletrodo revestido,eletrodo tubular e ,em algumas aplicações,com o arco submerso.Dada a sua grande versatilidade ,produtividade e a possibilidade de completa automação,seu futuro parece promissor,não apenas nos países desenvolvidos,mas também aqui no Brasil.

3) CARACTERÍSTICAS DO PROCESSO MIG/MAG

3.1) GENERALIDADES

O MIG/MAG (Metal-Inert-Gas / Metal-Active-Gas) caracteriza-se por possuir grande versatilidade frente aos demais processos de soldagem.O mesmo pode ser empregado em materiais ferrosos e não ferrosos e opera num grande intervalo de correntes (50 A a 850 A),o que permite a soldagem de chapas finas e grossas.Sob certas circunstâncias é possível soldar-se na posição sobre-cabeça.

O processo inicia-se quando o operador aciona o gatilho existente na tocha de soldagem **(FIG.1)**.Neste momento ocorrem três eventos: 1)uma válvula solenóide é acionada, liberando o gás de proteção;2)a unidade de alimentação do arame é acionada;3)o arame é energizado.Uma vez estabelecido o arco, o processo prossegue até que o operador libere o gatilho.A voltagem do arco é regulada atuando-se na fonte de soldagem, (na maioria dos casos um transformador-retificador), e a corrente de soldagem é ajustada variando-se a velocidade de alimentação do arame.

Os modos de aplicação dividem-se em três grupos:o modo semi-automático,o mecanizado e o automático.O mais popular é o semi-automático.Neste, a máquina é responsável pela alimentação contínua do arame e pela manutenção de um dado comprimento de arco ,cabendo ao operador a ajustagem dos parâmetros de soldagem e a manipulação da tocha.O segundo,o modo mecanizado,difere do primeiro apenas no tocante a condução da tocha,que passa a ser realizada mecanicamente.Já no modo automático, cabe à máquina não

apenas a condução da tocha,mas,também,o ajuste dos parâmetros de soldagem,restando ao operador a programação do processo.

Algumas das principais vantagens do processo são:

a) o arco e a poça de fusão são visíveis,

b) pouca ou nenhuma escória é formada,

c) são alcançadas maiores taxas de deposição, quando comparado aos processos TIG e eletrodo revestido,

d) para um mesmo diâmetro de arame existe um largo intervalo de corrente passível de utilização,

e) são possíveis soldas em todas as posições,

f) devido às suas características operacionais,a automação é perfeitamente viável.

Contudo,o processo apresenta também suas limitações. São elas:

a) requer cuidados contra correntes de ar que arrastam consigo o gás de proteção,

b) a tocha deve trabalhar bem próxima ao local da solda,tornando-o menos adaptável em situações de difícil acesso,

c) o equipamento é mais complexo e,portanto,menos portátil.

d) a soldagem com corrente continua com eletrodo no pólo negativo é raramente empregada.Na maioria das situações requer-se corrente continua ou pulsada com eletrodo positivo .A corrente alternada é de difícil operação.

3.2) CARACTERÍSTICAS OPERACIONAIS

3.2.1) CURVAS ESTÁTICAS DO ARCO

A relação entre a voltagem e a corrente de soldagem, para um dado comprimento de arco,é definida como curva estática do arco.A FIG.2 mostra três tipos distintos de curvas. Quando a densidade de corrente é baixa e a voltagem do arco cai com o aumento da corrente,estamos diante de uma curva do tipo corrente constante ou de característica tombante(1).Quando a densidade de corrente é intermediária e a voltagem permanece constante com a elevação da corrente,a curva é dita do tipo tensão constante ou de característica plana(2).Por fim,em situações onde a densidade é superior e a voltagem tende agora a subir com a corrente,a curva é denominada de ascendente ou de característica ascendente(3).

No processo MIG/MAG as curvas estáticas são do tipo ascendente.É oportuno ressaltar que estas curvas dependem do diâmetro do arame,da extensão do arame abaixo do bico de contato, da composição química do arame e do gás de proteção.A FIG.3 mostra,por exemplo,como o gás pode afetar a curva estáticas para 5mm de comprimento de arco,arame de aço com 1.20mm de diâmetro e 10 mm de extensão de arame/11/.

3.2.2) CURVAS ESTÁTICAS DA FONTE DE SOLDAGEM E OS PONTOS DE OPERAÇÃO DO PROCESSO

As curvas estáticas de uma fonte de soldagem representam

as voltagens e as correntes que a mesma pode oferecer.A literatura em geral classifica três tipos mais comuns :curva tombante,plana (levemente tombante) e ascendente.As fontes que apresentam curvas de comportamento tombante são especialmente empregadas na soldagem com eletrodo revestido,enquanto que as planas e ascendentes, normalmente em processos como o arco submerso e MIG/MAG,os quais utilizam arame adição, alimentado a uma taxa constante em direção à poça de fusão.

O ponto de intersecção entre uma das curvas estáticas da fonte e uma das curvas estáticas do arco define um dos possíveis pontos de operação do processo.

3.2.3) AUTO REGULAGEM DO COMPRIMENTO DO ARCO

A FIG.4 mostra três pontos de intersecção entre curvas estáticas do arco de comprimentos L1,L2 e L3 e uma curva estática de uma fonte.Imaginemos que o ponto de operação do processo MIG/MAG esteja em A,localizado na intersecção da curva estática do arco de comprimento L1 e a curva estática da fonte.A medida que o eletrodo é consumido,o comprimento do arco oscila entre L2 e L3,alterando,também,os valores de voltagem e de corrente entre B e C.Caso,por exemplo,o comprimento do arco diminua de L1(ponto A) para L3,a corrente subirá para I3.Este aumento de corrente irá fundir mais rapidamente o arame, restaurando o comprimento inicial L1.Se pelo contrário,o comprimento do arco crescer de L1 para L2(ponto B),a corrente cairá para I2,diminuindo rapidamente a taxa de fusão do eletrodo.Consequentemente,o comprimento L1 é

restaurado.Esta tendência ao equilíbrio do arco em um dado comprimento é denominada de auto-regulagem do comprimento do arco.

A **FIG.5** apresenta três tipos de curvas estáticas de fonte (tombante, plana e ascendente) e duas curvas estáticas de arco.Nota-se que a fonte com curva ascendente produz maior variação na corrente de soldagem (I3),quando o comprimento do arco varia de L1 para L2 ou vice-versa.Menor é a variação da corrente para a fonte plana e pouquíssima,para a tombante.

A auto-regulagem do arco,isto é,a manutenção de um dado comprimento de arco,depende do nível de variação da corrente, quando ocorrem mudanças no comprimento do arco. Assim,a fonte que reagir com a maior variação de corrente, conseguirá restaurar mais rapidamente o comprimento de arco original.Conforme a **FIG.5**,a fonte do tipo ascendente é a que proporciona melhor auto-regulagem do arco.Com resultado,ter-se-á maior estabilidade operacional do processo.As fontes ascendentes e as planas,são, por esta razão,as que melhor se adaptam à dinâmica dos processos MIG/MAG e arco submerso.

3.2.4)RELAÇÃO DE PARAMETROS DE SOLDAGEM

A corrente,a velocidade de alimentação do arame e a voltagem estabelecem entre si importantes relações que devem ser bem compreendidas para o domínio do processo MIG/MAG.A primeira diz respeito a relação existente entre a velocidade de alimentação do arame e a corrente, para um dado comprimento de

arco.A segunda refere-se a relação entre a voltagem e a corrente de soldagem,também para um dado comprimento de arco,denominada de curva estática do arco,já anteriormente vista em 3.2.1 .

As **FIG. 6** e **7** representam,respectivamente, aquelas duas relações,obtidas experimentalmente para um caso particular , onde empregou-se arame de aço de 1.2mm de diâmetro,argônio mais 5% de oxigênio,5mm de arco e 10mm de extensão de arame/11/.Assim,sempre que o soldador desejar aumentar a corrente,mantendo constante o comprimento do arco de 5mm,ele deverá aumentar conjuntamente a velocidade de alimentação do arame e a voltagem do arco.Nota-se que, neste caso, ambas as relações são lineares na faixa de 200 a 400 A,podendo serem expressas por equações do tipo $I=aW + b$ e $V=cI + d$,onde I é a corrente, V ,a voltagem, W ,a velocidade de alimentação e a,b,c e d,constantes a determinar.

As relações acima vistas dependem de fatores como o diâmetro do arame,comprimento do arco,extensão do arame, do gás de proteção e da composição química do arame. Tomando o exemplo do parágrafo anterior,caso o diâmetro do arame fosse diminuído de 1.2 para 1.0 mm,seriam necessárias menores velocidades de alimentação e maiores voltagens para a manutenção dos mesmos 5mm de comprimento de arco **(FIG.8-a,8-b)**.

Se fossem traçadas para cada comprimento de arco a correspondente curva estática teríamos em mãos um conjunto de curvas que demarcaria a região de possível operação do processo MIG/MAG. Encontra-se na **FIG.9** um conjunto destas curvas, traçadas para a soldagem do alumínio/10/ empregando-se arame de 1mm e argônio.Acima e abaixo da região demarcada pelas curvas,

isto é,arcos demasiadamente longos ou demasiadamente curtos, não haverá condições estáveis para a operação do processo,devido ao desequilíbrio entre a velocidade de alimentação e a velocidade de fusão do arame.

O fato, porém, de estarmos dentro da região da **FIG.9**, isto é, com velocidade de alimentação e de fusão equilibradas, não significa que os valores de voltagem e de corrente ali inseridos sejam capazes de proporcionar satisfatórias condições de operação no que diz respeito à conformação do cordão.

3.2.5) MODOS DE TRANSFERÊNCIA DO METAL (ELETRODO/PEÇA)

O modo de transferência do metal afeta amplamente os processos de soldagem ao arco elétrico.Este determina a quantidade de salpicos,a estabilidade do processo,a possibilidade da soldagem em diversas posições,a fluidez do metal de solda, a aparência e a qualidade do cordão de solda.

Para os processos em geral,o Instituto Internacional de Soldagem (IIW) classificou os modos de transferência em três grupos principais: transferência em vôo livre ("free flight transfer"),transferência por contato ("bridging transfer") e transferência guiada pela escória ("slag-protected transfer") **/12/**.Cada grupo foi dividido e subdividido em grupos distintos, conforme a **TAB.1**.Nesta encontram-se,também, alguns exemplos associados aos modos de transferência.

A **FIG.10** apresenta os sete modos de transferência existentes no processo MIG/MAG **/9/**.São eles : transferência

globular ,transferência por repulsão,por projeção, por em aerosol axial, em aerosol rotacional, por explosão e transferência por curto-circuito.A ocorrência de um determinado modo depende de fatores como a natureza do gás de proteção, dos parâmetros de soldagem, da composição química e diâmetro do arame, da distância bico de contato/peça e das característica da fonte de soldagem /9,13,14,15/.

Vários são os tipos de forças que atuam nos mecanismos de transferência.Entre elas destacam-se a força gravitacional, força devido à tensão superficial,forças de origem magnética, força de expansão gasosa, etc /16/.

3.3) GASES EMPREGADOS NO PROCESSO MIG/MAG

Faremos a seguir uma revisão dos principais gases e misturas empregados na soldagem de metais ferrosos e não ferrosos pelo processo MIG/MAG.

3.3.1) GASES EMPREGADOS NA SOLDAGEM DE NÃO FERROSOS

Destacam-se neste campo o gás argônio, o hélio e misturas de ambos.Vejamos, primeiramente, as principais características apresentadas pelo argônio.

O argônio,por ser quimicamente inerte, é amplamente aplicado na soldagem do alumínio, cobre , níquel e magnésio, bem como em metais altamente reativos como o titânio e o zircônio. Este gás é capaz de promover excelente estabilidade do arco, penetração e conformação do cordão.Na maioria dos casos o modo de

transferência do metal é em aerosol.

Para uma dada corrente e comprimento de arco o argônio requer menores voltagens(menor potencial de ionização),quando comparado ao hélio,reduzindo ,portanto, a energia do arco.Isto o torna preferível na soldagem de peças de pequena espessura e de baixa condutividade térmica.

O argônio possui a vantagem de ser aproximadamente 1-1/3 vezes mais pesado que o ar,prestando efetiva proteção do cordão de solda na posição plana e horizontal.Oferece ainda excelente ação de limpeza, isto é, a remoção dos óxidos da superfície de soldagem antes da deposição do arame,efeito particularmente importante perante a soldagem do alumínio e ligas.

O hélio, também um gás inerte, presta-se igualmente para a soldagem do alumínio,magnésio ,cobre e níquel.Apresenta condutividade térmica superior ao argônio e para um dado comprimento de arco e uma dada corrente a tensão do arco é superior (maior potencial de ionização). Consequentemente,mais disperso e mais potente é o calor gerado pelo arco.Por isto, este gás é indicado para soldagem de chapas grossas e de material possuidor de elevada condutividade térmica.

Sendo o hélio mais leve que o ar , a adequada proteção só é alcançada com elevadas vazões(2 ou 3 vezes maior que as vazões de argônio),quando na soldagem plana e horizontal. O modo de transferência predominante é o globular,produzindo maior quantidade de salpicos e cordões menos uniformes.A transferência por pulverização dificilmente se efetua.

O hélio é utilizado em menor escala em não metais.

Basicamente restringe-se à soldagem do alumínio de grande espessura a elevadas correntes.Geralmente apresenta-se misturado ao argônio em proporções adequadas.

Frequentemente mesclas de argônio e hélio são empregadas objetivando-se somar as vantagens que cada gás pode oferecer.Estas mesclas se caracterizam pela alta energia presente no arco (efeito do hélio) e pela menor quantidade de salpicos gerada durante a soldagem (efeito do argônio).

As misturas de argônio e hélio tem sido objeto de estudo de vários pesquisadores.Hilton/17/,por exemplo, descobriu que, na soldagem do alumínio, misturas ricas em hélio seriam capazes de oferecer maior campo operacional,isto é,maiores combinações entre voltagem e corrente usáveis, que o argônio puro. Hilton destaca,neste aspecto,a mistura 75% He - Ar 25% (FIG.11) capaz, ainda,de prestar considerável aumento das taxas de deposição do processo(FIG.12) e ,até mesmo,a redução dos custos de soldagem.

Argônio e hélio apresentam diferente desempenho com respeito à penetração do cordão.O hélio normalmente fornece maior penetração lateral no metal base do que o argônio.Soldas realizadas com este último geralmente apresentam uma maior penetração no centro do cordão do que nas laterais.Misturas de ambos os gases tendem, assim, a produzir penetração mais equilibrada.

Para a soldagem do alumínio com mais de 75mm de espessura tem-se empregado a mistura 90% He - 10% Ar /18/, obtendo-se um arco enérgico e cordões de qualidade radiográfica.

Esta mescla pode ,também , ser aplicada em chapas de cobre com mais de 15mm de espessura ,bem como na soldagem de materiais com alto conteúdo em níquel (Inconel,Monel,etc..).

Além do argônio e do hélio,tem-se verificado a atuação de outros gases na soldagem de não ferrosos.Puro ou misturado ao argônio (Ar + 25..30% N2),o nitrogênio tem sido utilizado em chapas de cobre,principalmente na Europa/18/, onde o hélio é caro.

3.3.2) GASES EMPREGADOS NA SOLDAGEM DE FERROSOS(AÇOS)

3.3.2.1) ARGONIO PURO

O emprego do argônio puro na soldagem de aços pelo processo MIG/MAG foi sempre limitado.Esta limitação se deve a dificuldades operacionais e econômicas,relacionadas a este gás.

Do ponto de vista operacional,são dois os obstáculos : a grande instabilidade do arco , quando se utilizam baixas densidades de corrente, e a elevada tensão superficial do metal de solda.

A instabilidade do arco decorre do mecanismo de transferência do metal que,a baixas densidades de correntes, produz grandes glóbulos de metal fundido, os quais são lançados erraticamente em direção à poça de fusão/13/ (certamente transferência do tipo globular).Em consequência, são gerados cordões de forma irregular e de pouca penetração.Ao atingir-se, no entanto ,um dado patamar de densidade de corrente, a instabilidade do arco desaparece por completo, cedendo espaço

a um arco com estabilidade invejável e de muita intensidade, característico do mecanismo de transferência aerosol. Neste regime,produz-se cordões mais uniformes, razoável penetração e nenhuma salpicadura.

A elevada tensão superficial do metal de solda, a segunda dificuldade operacional,poderá ser responsável, em determinados casos,pela produção de defeitos como mordeduras e falta de coalescência.A adição de pequenas parcelas de oxigênio ou dióxido de carbono no argônio atenuaria tais defeitos, uma vez que a oxidação do metal de solda,por estes gases, tende a reduzir sua tensão superficial /18/.

Do ponto de vista econômico, a grande dificuldade é o maior preço do argônio frente a gases menos nobres (como ,por exemplo ,o CO2) que poderá encarecer o processo, especialmente, na soldagem de aços não ligados.

Por estes motivos, o argônio puro é raramente empregado na soldagem de aços, aparecendo ,preferivelmente, misturado ao O2 e ao CO2,como veremos a seguir.

3.3.2.2) MISTURAS ARGONIO E OXIGÊNIO

Vimos,anteriormente,as dificuldades decorrentes do uso do argônio puro na soldagem de aços.Na tentativa de viabilizar-se o processo foram adicionadas pequenas parcelas de oxigênio no argônio.Estas misturas revelaram-se capazes de diminuir a densidade de corrente necessária para a transição entre o modo de transferência globular e o modo por pulverização axial e de

promover a diminuição da tensão superficial do metal de solda.Com isto , melhorou-se , consideravelmente, o aspecto dos cordões e evitou-se o inconveniente das mordeduras.

Herbst e Ebrath /19/,em meados de 1951, foram uns dos primeiros pesquisadores a constatar os benefícios práticos quando o argônio puro era substituído pelas misturas de argônio e oxigênio na soldagem de aços pelo processo MIG/MAG.Segundo eles, os efeitos desta substituição seriam os seguintes:

a)menores correntes poderiam ser empregadas para um dado diâmetro de arame na soldagem por pulverização,

b)maiores velocidades de soldagem seriam permitidas sem que ocorressem defeitos como má coalescência da junta, mordeduras ou porosidades,

c)a soldagem com o eletrodo negativo tornou-se-ia viável nos aços.Em argônio puro e a baixas densidades de corrente esta é impraticável.

As misturas de argônio e oxigênio abrangem teores entre 1 e 12% deste último /20/.A mistura Ar + 1%O2 é especialmente empregada em aços inoxidáveis por pulverização axial, resultando cordões de excelente aspecto.Poderá ser aplicada, também,em aço carbono e baixa liga com o mesmo tipo de transferência.Quando a fluidez do metal de solda é insuficiente, o teor de oxigênio poderá ser aumentado/18/.

Para a soldagem de aço baixo carbono em aerosol empregam-se,particularmente nos Estados Unidos, mesclas contendo 3 a 5% de oxigênio,alcançando-se bons resultados do ponto de vista qualitativo e operacional.

As mesclas de argônio e oxigênio ,quando voltadas principalmente para a soldagem de aço apresentam duas grandes desvantagens.A primeira é econômica, pois este tipo de proteção gasosa é mais cara, se comparada ao CO2 e às misturas Ar + CO2,o que poderá aumentar os custos de soldagem.A segunda é técnica, uma vez que, a elevadas correntes, a transferência em aerosol leva a uma profunda penetração no centro do cordão que facilita o surgimento de porosidades e a falta de fusão lateral nas juntas tipo topo.

3.3.2.3) DIÓXIDO DE CARBONO

A principal limitação das misturas de argônio e oxigênio,no início da soldagem MIG/MAG ligada ao aço, era, sem dúvida,econômica.Embora o processo oferecesse elevadas taxas de deposição e diminuição da mão de obra, o alto custo do argônio reduzia o poder de competição do processo frente ao eletrodo revestido.Isto levou a substituição das misturas pelo dióxido de carbono puro, um gás que era barato e que apresentava ,em geral, satisfatórias condições de operabilidade.

O CO2 desde sua introdução como gás de proteção, tornou-se uns dos gases mais importantes na soldagem dos aços não ligados e de baixa liga, aparecendo simplesmente puro ou misturado ao argônio, ao oxigênio e ao hélio.

No estado puro o CO2 é amplamente aproveitado na soldagem do aço carbono, garantindo excelente penetração, aceitáveis propriedades mecânicas, ausência de porosidades e,

conforme o caso, custos de soldagem mais atraentes.

Como todo gás, apresenta ,também,suas limitações.As principais são/21/:

a) A grande quantidade de salpicos coletados pelo bocal e pelo bico de contato que perturba a passagem do gás,

b) Os caros arames desoxidados necessários para a eliminação das porosidades, causadas pelo monóxido de carbono,

c) A tendência à formação de cordões profundos e estreitos a elevadas correntes , os quais são suscetíveis a trincas de solidificação.

No tocante aos modos de transferência do metal, a literatura,em geral,destaca dois modos principais:o globular e o curto-circuito.No entanto,alguns autores /22/ apontam a existência de um terceiro modo, denominado "sub arc".Este seria caracterizado pelas altas densidades de corrente e pelos pequenos comprimentos de arco que estariam situados abaixo da superfície de soldagem(arco enterrado).Pequenas gotas seriam, então , arrancadas da ponta do arame e arremessadas através do arco (este tipo de transferência estaria classificado dentro dos modos em vôo livre, visto em 2.2.5).Smith/23/ desaconselha a soldagem sob tais condições, pois poderam ser formados cordões estreitos e profundos os quais são suscetíveis a trincas de solidificação.

Embora o CO2 seja empregado, em grande parte, na soldagem de aços carbono,admite-se sua aplicação em alguns aços ligados.Alerta-se, contudo ,ao fato de que, sendo um gás de considerável atividade , parte dos elementos de liga são perdidos por oxidação,durante a operação de soldagem.Neste caso,eventuais

perdas deverão ser compensadas, mediante a escolha de um arame de composição química adequada.Não é comum a utilização deste gás na soldagem de aços inoxidáveis, pois o mesmo eleva o conteúdo de carbono e oxida elementos estabilizadores de carbetos (como por exemplo o nióbio), aumentando a suscetibilidade à corrosão inter--cristalina.

3.3.2.4) MISTURAS DE ARGÔNIO E DIÓXIDO DE CARBONO

Vimos nos parágrafos anteriores alguns inconvenientes técnicos apresentados pelas misturas Ar + O2 e pelo CO2.No casos das misturas,por exemplo,uma das dificuldades era a frequente falta de fusão lateral das juntas tipo topo.No caso do CO2, citamos a grande quantidade de salpicos coletada na extremidade da tocha que acabava por perturbar a passagem do gás através do bocal.

Observou-se que tais dificuldades apresentadas acima poderiam ser minimizadas misturando-se,argônio e CO2 em proporções adequadas.De certa forma, as características individuais de cada gás eram,assim,somadas.Por um lado tínhamos a elevada penetração,não somente lateral,assegurada pelo CO2;por outro, a suave transferência proporcionada pelo argônio.

A queda dos preços do argônio durante a década de 60 abriu novos horizontes para todo tipo de misturas envolvendo argônio,oxigênio e CO2.As misturas Ar + CO2, em especial, revelaram-se capazes de competir a altura com CO2 puro na

soldagem de aços,em virtude da excelente perfomance atingida qual fosse o nível de corrente de soldagem /6,9/.

Stenbacka e Persson /9/ destacam as seguintes vantagens proporcionadas pelas misturas Ar + CO2 (em comparação ao CO2) que,segundo eles,justificaram o rápido crescimento destas dentro do processo MIG/MAG, verificado nos últimos anos:

a) maior fluidez em direção ao metal base e maiores velocidades de soldagem,

b)melhor aparência dos cordões e mínima escória ,

c)melhor estabilidade do arco e redução apreciável dos salpicos,

d)aumento da tenacidade do metal de solda.

A despeito de serem mais caras que o CO2,estas misturas possuem, como vimos, vantagens que podem pesar, quando da escolha do gás de proteção.

As misturas Ar + CO2,no entanto, parecem não superar o CO2 no que se refere à penetração do cordão e às taxas de deposição. Para Smith /23/ a penetração tende a decrescer,tanto em transferência em vôo livre como em curto-circuito,na seguinte ordem de gases: CO2, Ar + CO2, Ar + O2, Ar.Portanto,quando acrescenta-se argônio ao CO2, deve-se esperar considerável perda de penetração.O autor afirma ainda que o CO2 pode alcançar taxas de deposição 20% mais elevadas que qualquer mistura Ar + CO2,pois as taxas de queima de arame necessárias para o CO2 são superiores.

A concentração do CO2 nas misturas varia, na maioria dos casos, de 3 a 50% em volume.Algumas das misturas mais

empregadas são as seguintes /18/:

-- Ar + 3 a 10% CO2:são usadas na soldagem de aço carbono e de baixa liga.A solda tende a oxidar-se menos que as misturas Ar + O2.Obtem-se maior penetração do que misturas Ar + 3 a 5% O2 e similar acabamento do cordão.

-- Ar + 20 a 30% CO2: são usadas amplamente na soldagem de aço carbono com transferência em curto circuito, especialmente em chapas finas.As propriedades da solda são excelentes, desde que sejam usados arames de composição química adequada.Também servem para a soldagem em aerosol de aço carbono. Suas principais vantagens são a melhor estabilidade do arco e a excelente penetração a elevadas correntes de soldagem.

-- Ar + 50% CO2: alguns países empregam estas mesclas, objetivando alcançar maior aporte térmico, especialmente quando se soldam chapas grossas em todas as posições com transferência em curto-circuito.

Este tipo de mistura pode ser igualmente aplicado na soldagem de aço inoxidável/24/, salvo se os teores de CO2 forem mantidos baixos, evitando-se, desta feita, problemas relacionados à corrosão intercristalina.

3.3.2.5)MISTURAS DE He + Ar + CO2

Tem se verificado que as misturas ternárias He+Ar+CO2 possuem a peculiariedade de aumentar, substancialmente, a velocidade de soldagem do processo MIG/MAG.De fato,para Hilton e McKeown /25/ o incremento na velocidade poderá atingir a margem

de até 70% em relação às velocidades normalmente usadas nos processos de soldagem. Para os autores isto significa menor consumo de gás e redução dos gastos em mão de obra, e, consequentemente, custos de soldagem mais atraentes , a despeito do elevado preço que deve ser pago por este tipo de mistura.

É natural que o emprego de velocidades muito elevadas não viabilize a soldagem manual.Por este motivo, acredita-se que as misturas He+Ar+CO2 venham a se adaptar bem à crescente automação do processo MIG/MAG.

Em alguns países se aplicam misturas do tipo 90% He, 7.5% Ar , 2.5% CO2. para a soldagem de aços inoxidáveis com transferência em curto-circuito.O nível de CO2 deverá manter-se baixo,evitando,assim, maior absorção de carbono pelo metal que reduziria a resistência à corrosão intercristalina.

Apesar de não serem objeto de estudo neste trabalho, não podíamos deixar de mencionar que misturas do tipo He+Ar+CO2 /25/ e He+Ar+CO2+O2 /26/ tem demonstrado superior tenacidade frente ao CO2 e a misturas do tipo Ar+CO2.

3.3.2.6) MISTURAS Ar + CO2 + O2

Misturas do tipo Ar+CO2+O2 tem sido empregadas em alguns países da Europa.Na França, por exemplo,encontra-se uma mistura composta de 78% Ar, 20% CO2 e 2% O.Na Alemanha existe uma outra mistura, conhecida como Coxogen,que apresenta 80% Ar, 15% CO2 e 5% O2.Algumas destas mesclas surgiram a partir da mistura do CO2 com argônio não refinado que contêm cerca de 2%

de O2 e 0.2% de N2 /21/(a purificação do argônio, obrigatória quando este gás é empregado na soldagem de alguns não ferrosos, contribui para o elevado custo deste gás).

Em comparação ao CO2 estas misturas podem melhorar o acabamento dos cordões e reduzir os salpicos, sendo possível, ainda,soldar-se com curto-circuito e em aerosol /21/.

3.3.2.7) MISTURAS CO2 + O2

Quando o oxigênio é adicionado em doses adequadas ao CO2,tem-se verificado duas vantagens :a primeira seria a menor perda de material de adição durante a soldagem; a segunda,o aumento da penetração do cordão no metal base.

Sabe-se que na soldagem com CO2 a perda de material devido aos salpicos poderá ultrapassar a marca dos 10%.É possível diminuir esta perda em até 5%, adicionando-se, por exemplo, 4% de oxigênio ao CO2 ,pois,desta feita, reduz-se a geração de salpicos /27/.

No tocante ao aumento da penetração, acredita-se que este se deve à intensa oxidação (de caráter exotérmico) dos elementos desoxidantes que proporciona um adicional térmico à poça de fusão /28,18/.

3.4)VARIAÇÕES DO PROCESSO

O processo MIG/MAG com o decorrer dos anos sofreu algumas variações.Uma das mais significativas foi a introdução da

corrente pulsada.A fonte empregada neste processo trabalha a dois níveis de corrente: uma de valor constante de baixa intensidade abaixo da corrente de transição globular/aerosol; e outra denominada de corrente de pico que supera o limite de transição. Durante a ocorrência do pico, o metal é transferido em direção a poça de fusão.Duas são as vantagens do processo:

a) fica viabilizada a soldagem em qualquer posição com maior geração de energia,se comparada com a soldagem por curto-circuito,

b) trabalha-se com uma transferência estável do tipo aerosol com níveis de corrente abaixo da requerida em soldagem aerosol convencional, permitindo, com isso, a redução das deformações de origem térmicas.

4) MICROESTRUTURA DO METAL DE SOLDA

A microestrutura do metal de solda ,numa visão mais ampla, pode ser dividida, a princípio, em três partes: microestrutura primária, microestrutura secundária e terciária. Veremos a seguir cada tipo em particular, bem como outros fatores microestruturais que também fazem parte da microestrutura como um todo.

4.1) MICROESTRUTURA PRIMÁRIA

Microestrutura primária é aquela que se forma durante a solidificação do metal de solda.É composta por estruturas do tipo planar, celular, celular dendrítica, colunar dendrítica e equiaxial dendrítica.Os fatores que controlam o processo são basicamente a composição química, o gradiente de temperatura (G) na poça de fusão e a taxa de crescimento do sólido (R) no contorno junto a borda da poça **(FIG.13) /29/.**

Em alguns casos a estrutura primária do metal de solda poderá ter sua granulação refinada com o intuito de se reduzir problemas relativos à segregação no metal de solda.Mediante técnicas como a adição de inoculantes ou a agitação do metal de solda **/30,31/**é possível obter-se, na zona central do cordão de solda, maior quantidade de grãos equiaxiais, estrutura esta desejável, a medida que reduz a linha central de segregação e, consequentemente, o risco de trincas de solidificação.Este refinamento na estrutura primária é particularmente importante

quando o processo de soldagem emprega elevadas energias de soldagem (eletroescória , arco submerso), onde estrutura de solidificação é demasiadamente grosseira.

4.2) MICROESTRUTURA SECUNDÁRIA

Microestrutura secundária é aquela que resulta da transformação da austenita durante o resfriamento do metal de solda.No caso de aços ferríticos, os principais produtos desta transformação são a ferrita de contorno de grão,a ferrita com M-A-C alinhado,ferrita acicular e ferrita poligonal.Estes produtos se desenvolvem a certas temperaturas as quais dependem das taxas de resfriamento e da composição química do metal de solda /32/.Perlita, martensita e austenita retida são exemplos de outros produtos que podem estar presentes na estrutura secundária.

O processo de transformação da austenita começa com a formação da ferrita de contorno de grão a elevadas temperaturas. Para a soldagem de aços C-Sn-Mn pelo processo MIG/MAG a transformação poderá iniciar-se a temperaturas superiores aos 700 C /33/.Como o próprio nome diz, esta estrutura ocorre no contorno de grão da austenita, sendo seu crescimento controlado por difusão atômica.É de fácil identificação quando observada em microscópio ótico e permite a demarcação clara do grão austenítico original.

A ferrita de contorno de grão é normalmente considerada uma estrutura prejudicial à tenacidade do metal de

solda, devido à sua granulação grosseira (200-300 um) /34/.

A medida em que a temperatura no metal de solda decresce, segue-se nova transformação, desta vez, a da ferrita com M-A-C alinhado.Originando-se a partir da ferrita de contorno de grão, esta estrutura cresce em direção ao interior do grão austenítico em forma de placas de ferritas paralelas /35/. Durante o crescimento destas placas ocorre rejeição de carbono para a austenita remanescente entre as placas de ferrita.A estrutura final consiste de placas de ferrita com baixo ângulo de fronteira entre as quais encontram-se carbetos ,martensita ou austenita retida.A resistência à clivagem desta estrutura, assim como a ferrita de contorno de grão, é baixa /36/, devendo ser evitada, quando a tenacidade é fator decisivo.

Na sequência da transformação da austenita surge, a temperaturas mais baixas que as anteriores, uma nova estrutura conhecida de ferrita acicular, localizada exclusivamente no interior do grão austenítico original. Apresenta grãnulação mais fina (0.1-1.0 um) e elevado ângulo de fronteira , características estas que garantem superior tenacidade à esta estrutura /34,37/.Existem fortes evidências da nucleação de ferrita acicular em inclusões situadas no interior do grão austenítico original /35,38,39,40,41,42,43/.

4.3) MICROESTRUTURA TERCIARIA

Quando um dado cordão de solda é reaquecido por um cordão subsequente, parte de seu metal de solda tem sua

microestrutura modificada.No caso dos aços, por exemplo, parte de sua microestrutura secundária é recristalizada, resultando em uma estrutura constituída de grãos equiaxiais (originalmente grãos austeníticos de crescimento equiaxial).A esta nova estrutura dá-se o nome de microestrutura terciária.É formada por grãos grosseiros, regiões mais reaquecidas, e por grãos finos, regiões menos reaquecidas.É claro que estruturas deste tipo ocorrem somente em soldas multipasse e podem influenciar substancialmente as propriedades mecânicas do metal de solda /44/.

4.4) OUTROS FATORES MICROESTRUTURAIS

Vimos nos parágrafos anteriores que a microestrutura do metal de solda como um todo era caracterizada, basicamente, pela estrutura de solidificação e pelos produtos da transformação da austenita durante o resfriamento.Contudo, é extremamente importante considerarmos, quando da análise microestrutural do metal de solda,outros fatores como a presença de inclusões, precipitados, soluções sólidas e microfases, fatores estes que podem afetar, tanto direta, como indiretamente, as propriedades mecânicas da solda. É muito comum, por exemplo, a ocorrência de um elevado número de microinclusões de óxidos no metal de solda, em comparação com o metal de fundição convencional, pois, devido às elevadas taxas de resfriamento dos processos de soldagem, muitas destas partículas ficam retidas e acabam por afetar diretamente as propriedades mecânicas e a microestrutura da solda.

5) FATORES QUE AFETAM A MICROESTRUTURA DO METAL DE SOLDA

As propriedades mecânicas do metal de solda estão diretamente ligadas à microestrutura do mesmo. Considera-se, como vimos, fazendo parte da microestrutura as estruturas primárias, secundárias, terciárias, bem como inclusões, precipitados, microfases , soluções sólidas, etc..

Os principais fatores a influenciar sobre a microestrutura são : a composição química e o ciclo térmico do metal de solda.Ao observarmos um diagrama de resfriamento contínuo (C.R.C) hipotético de um aço , **FIG.14**, notamos que que as regiões de início da transformação e fim das transformações secundárias tendem a se deslocar ou no sentido das altas taxas de resfriamento ou das baixas taxas, conforme a composição química presente no metal de solda.Assim para uma dada taxa de resfriamento T1 será possível a modificação da microestrutura via controle da composição química.Na maioria dos casos a adição de elementos de liga tende a deslocar as curvas de transformação no sentido das baixas taxas de resfriamento (p/ direita).A microestrutura poderá também ser alterada mantendo-se fixas as regiões de transformação da **FIG.14** e modificando-se as taxas de resfriamento de T1 para T2 (isso é possível se aumentarmos, por exemplo, a energia de soldagem).

Abordaremos, a seguir, o fator composição química de fundamental importância neste estudo.

5.1) COMPOSIÇÃO QUÍMICA

É oportuno, antes de mais nada, salientarmos que a composição química do metal de solda é determinada pela composição do metal base, do metal de adição, do grau de diluição e das reações químicas que se sucedem próxima ao arco.

O efeito da composição química é bastante diverso.Esta poderá, por exemplo, modificar granulação da austenita, determinar a presença de inclusões não metálicas , modificar a estrutura secundária , etc.. Abordaremos a seguir o efeito de alguns elementos químicos sobre as propriedades mecânicas e microetrutura, os quais possuem relevente importância no presente trabalho.

5.1.1) EFEITO DO OXIGÊNIO

Nas duas últimas décadas vários autores tem estudado quais os efeitos do oxigênio sobre as propriedades mecânicas da solda, em especial, a tenacidade /20,37,45,46,47,48/. Particularmente no processo MIG-MAG destacam-se os estudos de Ito, Nakamischi, Kamizo /46/.Empregando uma série de misturas mais ou menos oxidantes, estes pesquisadores conseguiram variar o teor de oxigênio do metal de solda numa série de três soldas de composição química diferentes e, assim, estudar a tenacidade, dentre outros aspectos.A FIG.15 representa a relação entre a energia absorvida em ensaio o Charpy a 0 C e o conteúdo de oxigênio obtido pelos autores. Observa-se que a energia de

impacto é baixa tanto para baixos como para altos teores de oxigênio e, alta para teores intermediários.A relação entre a temperatura de transição do ensaio Charpy e os teores de oxigênio, mostrada na **FIG.16**, confirma que a tenacidade é mais alta para teores intermediários deste elemento químico.

Bertil Ahblom **/48/** reuniu alguns relevantes estudos sobre os efeitos do oxigênio sobre a tenacidade do metal de solda, realizados nos últimos anos, que se encontram na **TAB.2**.De uma maneira mais abrangente, verifica-se a importância dos teores de oxigênio frente a esta propriedade.

É oportuno salientar que quando nos referimos aos teores de oxigênio, estamos, na realidade, considerando o oxigênio presente na forma de inclusões de óxidos, já que a solubilidade deste, na fase sólida do metal de solda em aços ferrítico, é extremamente baixa (cerca de 20 ppm) **/46/**.

As inclusões de óxidos, em geral, podem afetar as propriedades mecânicas de três maneiras:

a) Inclusões de óxidos podem influenciar diretamente a tenacidade ao promoverem fraturas, em particular, as do tipo dúctil,

b) Inclusões de óxidos afetam o desenvolvimento das microestruturas secundárias de diversas maneiras,

c) A formação de óxidos modifica a composição química, alterando a microestrutura e propriedades da matriz.

As inclusões desempenham um papel decisivo no mecanismo de fratura dúctil, pois sabe-se que elas atuam como pontos de nucleação e crescimento de pequenos vazios por onde

progride uma trinca /49/.Desta forma, é razoável supor que quanto maior o número de inclusões numa solda, mais facilmente progride uma trinca e, portanto, menor será sua tenacidade.Deve-se considerar também neste contexto o efeito do tamanho das inclusões e do espaçamento entre elas /50/.

Sabe-se que as inclusões atuam também de maneira decisiva nas transformações da autenita em ferrita durante o estado sólido.Estas partículas podem, por exemplo, servir de substrato para a nucleação intergranular e intragranular da ferrita ou de elemento controlador do crescimento do grão austenítico, cujo tamanho exerce influência sobre as transformações.

A alguns anos atrás Abson e Dolby /43/ discutiram a influência das inclusões nas transformações da austenita para três níveis de oxigênio : baixo, intermediário e alto.Para cada nível, determinaram o respectivo diagrama de resfriamento contínuo (C.R.C.), que se encontram na FIG.17. Para baixos teores de oxigênio,FIG.17-a, os principais produtos da transformação foram ferrita com M-A-C alinhado e bainita.A quantidade de ferrita acicular intragranular foi restrita, devido, segundo os autores, a existência de pouco nucleantes. As inclusões presentes no contorno de grão da austenita original serviram, provavelmente, como pontos de nucleação da ferrita com M-A-C alinhado.Para intermediários teores de oxigênio, FIG.17-b, a estrutura predominante foi a ferrita acicular.Os autores sugerem a nucleação desta estrutura em inclusões situadas no interior do grão austenítico original. Também constaram, neste estágio,

ferrita de contorno de grão, ferrita com M-A-C alinhado e bainita. Por fim, para soldas com elevados teores de oxigênio, **FIG.17-c**, novamente foi sugerida a nucleação de ferritas em inclusões localizadas nos contorno do grão austenítico original. A ferrita nucleada na fronteira do grão cresceria para o interior do grão, em uma direção preferencial, na forma de ripas paralelas, gerando a estrutura conhecida de ferrita com M-A-C alinhado.

Barrite, Rick e Howell **/38/**também sustentaram a hipótese da nucleação de ferrita em inclusões.Em suas observações metalográficas verificaram várias situações onde ferritas intragranulares do tipo Widmanstatten encontram-se associadas a inclusões.Os autores seguem propondo um mecanismo de nucleação denominado "sympathetic" para demais ferritas.Tal mecanismo consiste no desenvolvimento de novas ferritas a partir de uma ferrita de Windmanstatten nucleada em uma inclusão, resultando na estrutura conhecida de ferrita acicular.

Não restam dúvidas de que as inclusões de óxidos atuando diretamente nas transformações da austenita como locais de nucleação da ferrita.Outros trabalhos confirmam este fenômeno **/35,39,41,42/**.Tem-se verificado, no entanto, que as inclusões também atuam de forma indireta, nas transformações, pois são capazes de controlar o crescimento do grão austenítico original. Harrison e Farrar **/51/**, estudando a influência de inclusões óxidas na transformação da austenita em aços de alta resistência e baixa liga, concluiram que altas quantidades de inclusões tendem a reduzir o tamanho do grão austenítico, favorecendo,

assim, os produtos de elevada temperatura de transformação, como a ferrita poligonal (de contorno de grão) e ferrita com M-A-C alinhado. Semelhante comportamento foi observado por Ferrante e Farrar /39/ e Fleck, Grong, Edwards e Matlock /52/.As inclusões nestes casos atuam como "travas" que limitam o crescimento da austenita, produzindo, assim, maior superfície para a nucleação de ferrita de contorno de grão.

D.J.Abson /53/,em recente revisão bibliográfica sobre inclusões não metálicas, isto é, óxidos e sulfetos, em metais de solda ferríticos, destaca a importante função desempenhada pelas inclusões, atuando como pontos de nucleação de ferrita acicular, constituinte este que fornece elevada tenacidade à solda, quando presente em grandes proporções.Assim, um certo grau de oxidação do metal de solda se faz necessário para que tenhamos suficiente nucleantes de ferrita acicular.Contudo, o autor afirma que oxigênio (inclusões de óxidos) em excesso no metal de solda reduz o tamanho do grão da austenita, aumentando, consequentemente, a proporção de ferrita de contorno de grão, tanto indiretamente, através do aumento da área de contorno de grão, como diretamente, já que as inclusões atuam como pontos de nucleação de ferrita. Neste caso a tenacidade fica prejudicada.

Em geral, o oxigênio pode afetar a tenacidade e microestrutura, conforme o nível, das seguintes maneiras /48/:

a) Altos níveis de oxigênio baixam a tenacidade provalvelmente pela presença de um grande número de inclusões grosseiras quando a fratura é do tipo dúctil.Favorecem, além disso, a formação de ferrita poligonal de inferior tenacidade,

b) Moderados conteúdos de oxigênio favorecem a formação de ferrita acicular, resultando alta tenacidade,

c) Conteúdos de oxigênio extremamente baixos promovem a formaçàò de grandes pacotes de ferrita com M-A-C alinhado, apresentando baixa tenacidade.

5.1.2) EFEITO DO SILÍCIO E DO MANGANÊS

Quando o metal de solda está sujeita à intensa oxidação, é fundamental a adição de adequados elementos químicos para a sua desoxidação.Na soldagem MIG/MAG com CO2, por exemplo, a presença de desoxidantes no arame de adição é imprescindível. Evitando a oxidação do carbono e, portanto, a formação de poros no metal de solda, esses elementos reagem com o oxigênio dissolvido no metal líquido, formando óxidos que tendem a flutuar no mesmo.

Entre os principais elementos desoxidantes, empregados na soldagem de aços ferríticos, estão o Si e o Mn. Este último atua, também, como dessulfurante, reduzindo a possibilidade de trinca de solidificação.

A **FIG.18** representa o efeito do Si e do Mn sobre os teores de oxigênio presentes em metais de solda encontrados por Evans **/54/** em aços ferríticos.Nota-se que aos altos teores de silício associam-se baixos teores de oxigênio para um dado teor de manganês.Menos intensa é a redução do oxigênio a medida que o teor de manganês é aumentado para um dado conteúdo de Si.Ora, ao controlarem os teores de oxigênio (inclusões), estes elementos

acabam certamente afetando a tenacidade e o desenvolvimento microestrutural.

Nos últimos anos, alguns trabalhos em aços C-Si-Mn tem analisado a influência dos teores de Si e Mn sobre a microestrutura e propriedades mecânicas do metal de solda. Recentemente, Grong, Siewert e Edwards /55/ concluiram que a principal função do Mn, durante o processo de transformação da autenita, seria a de restringir o crescimento da ferrita de contorno de grão até que se estabelecessem condições favoráveis para a nucleação da ferrita acicular.Verificaram que o progressivo aumento no conteúdo de Mn, entre a faixa de 0.5 a 2.0%, elevava a quantidade de ferrita acicular e baixava a quantidade de ferrita de contorno no metal de solda.Similar comportamento foi também constatado por Evans /56/.No tocante à tenacidade, ambos chegaram à conclusão que maiores valores de tenacidade são alcançados, quando o conteúdo de Mn é de aproximadamente 1.5%.

Evans, em outro artigo /54/, constata que, ao contrário do Mn, o Si tende a reduzir a tenacidade.A **FIG.19-a** mostra o efeito do Si sobre a temperatura de ensaio Charpy correspondente a uma energia absorvida de 100J.É nítida a perda da tenacidade a medida que aumenta-se os teores do Si no metal de solda.A **FIG.19-b** mostra, por outro lado, a influência benéfica do Mn, onde novamente se confirma a otimização deste elemento em torno de 1.5%.No mesmo artigo, Evans constata uma maior quantidade de ferrita acicular quando os teores de Si são elevados.Esta vantagem, porém, não realça a tenacidade, pois outros fatores,

com o efeito da solução sólida e a presença de microfases em excesso, fragilizam ainda mais o metal de solda.

No que se refere à resistência mecânica, acredita-se que ambos os elementos atuam de modo benéficos, devido a formação de solução sólida fortalecedora.

6) CONTROLE DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO METAL DE SOLDA

Vimos nos itens anteriores como a composição química afeta as propriedades mecânicas e a microestrutura do metal, salientando os efeito do oxigênio, do silício e do manganês.Neste capítulo abordaremos alguns aspectos que, no processo MIG/MAG, definem a presença destes e de outros elementos químicos no metal de solda.

Cabe novamente esclarecer que a composição química do metal de solda depende da composição do metal base, do metal de adição, do grau de diluição, bem como das reações químicas que se sucedem entre o metal fundido e o meio que o circula.No caso do processo MIG/MAG, este meio é constituído, como vimos, de misturas gasosas especiais das mais variadas composições e características.

As misturas gasosas empregadas no processo MIG/MAG envolvem gases inertes e gases ativos.Os principais gases que atuam no controle da composição química da solda, portanto, gases ativos, são o oxigênio e o dióxido de carbono.

O O_2 , quando em presença do arco, dissocia-se, liberando oxigênio ativo, segundo a equação (1).Este poderá ser absorvido pelo metal líquido segundo (2):

$$O_2 \text{ ---- } 2O \qquad (1)$$

$$O \text{ ---- } [O] \qquad (2)$$

onde os colchetes indicam que o elemento encontra-se dissolvido

no metal.Neste momento começam os processos de oxidação dos elementos de liga e ,consequentemente, as modificações na composição química.

No caso do CO2, a dissociação gera monóxido de carbono e oxigênio gasoso, conforme a reação endotérmica:

$$2CO2 \text{ ---- } 2CO + O2 - Q \qquad (3)$$

Nas regiões menos aquecidas do arco a equação acima se inverte, gerando calor.Este fato pode ser uma explição razoável para a superior penetração obtida na soldagem com CO2.

O monóxido de carbono liberado em (3), por sua vez, poderá ser dissociado, liberando mais oxigênio :

$$2CO \text{ ---- } 2C + O2 \qquad (4)$$

O oxigênio livre, ao ser absorvido pelo ferro líquido forma óxidos, os quais são reduzidos pelo carbono presente na poça:

$$FeO + C \text{ ---- } Fe + CO \qquad (5)$$

É formado, portanto, monóxido de carbono, produto indesejável, pois gera porosidades no metal de sola.

A reação acima podem ser eliminada se forem adicionados elementos desoxidantes de maior afinidade com o oxigênio cujas curvas no diagrama de Ellingham /57/ localizam-se abaixo do ferro e do carbono.Na maioria dos casos são usados o Si e o Mn e, mais raramente, o Al, Ti ou Zr.A desoxidação pelo Si ocorre de acordo com a seguinte reação:

$$2FeO + Si \text{ ---- } SiO2 + 2Fe \qquad (6)$$

O óxido SiO2, de menor densidade que o ferro, tende a flutuar sobre a superfície do banho.Reação semelhante ocorre o Mn:

$$FeO + Mn \text{ ---- } MnO + Fe \qquad (7)$$

O Mn, apesar de ser um desoxidante mais fraco, apresenta a vantagem de formar com a Si silicatos de fácil remoção do banho.

É importante salientar que durante a soldagem com CO2 o carbono poderá ser absorvido ou retirado do metal dependendo para que lado tende a seguinte equação :

$$C + CO2 \text{ ---- } 2CO + Q \qquad (8)$$

O potencial de carbono, nas fases gasosas e líquida/sólida, é /58/:

$$\text{Gasosa: } Pcg = RT.\ln pCO^2 / pCO2 - RT.\ln K \qquad (9)$$

$$\text{Líquido/Sólido: } Pcs = RT.\ln Ac \qquad (10)$$

onde:

R = const. universal dos gases

T = temp. absoluta

pCO, pCO2 = pressões parciais do CO e do CO2

Ac = atividade do carbono na fase sólida(líquida)

K = const. de equilíbrio da reação (8)

Haverá absorção de carbono (carburização) caso Pcg for maior que Pcs e, liberação (descarburação), caso Pcg for menor que Pcs.

O teor de equilíbrio do carbono na soldagem de aços ferríticos com CO2 é em torno de 0.10%.Caso o aço possua teores de carbono acima deste valor, ocorrerá descarburação.Se for menor que 0.05, carburação.Isto de certa forma inviabilizar a soldagem com CO2 de aços com teores acima de 0.10%.Apesar de existir pouca tempo disponível para o equilíbrio das reações, é provável que ocorram consideráveis perdas de carbono.Um aço contendo 0.3% de carbono, por exemplo, poderá perder cerca de 50% deste elemento /23/.Já para o caso de aços inoxidáveis austeníticos existe uma tendência no sentido da carburação do metal de solda, pois, o teor de equilíbrio do carbono geralmente supera o teor deste elemento na liga.Como consequência tem-se a redução da resistência a corrosão intercristalina.

A FIG.20 mostra a região do arco no processo MIG/MAG onde ocorrem as reações que definem a composição química do metal de solda.Da figura percebe-se que a poça de fusão não é o único local onde se processam as reações químicas.A ponta do arame e a gota que atravesa o arco também são locais altamente reativos.Alguns estudos tem realmente constatado intensas reações químicas na soldagem MIG/MAG, ao verificarem as perdas e as absorções de certos elementos, medindo as diferenças entre a composição química do arame de adição e a composição resultante no metal de solda /9,20,59,60/.Grong e Christensen /61/, no entanto, foram mais a fundo nesta questão, analisando as possíveis reações químicas que se sucedem em locais de intensa atividade (a ponta do arame, a gota que atravessa o arco, poça de fusão, parte da poça em resfriamento) e o efeito do gás sobre

estas reações. Utilizando técnicas especiais, Grong e Christensen mediram as variçÕes químicas desde a ponta do arame até a poça de fusão para aços C-Si-Mn, submetidos a atmosferas do tipo Ar+O2, Ar+CO2 e CO2.Chegaram as seguintes conclusões:

a)A maior parte de carbono perdido se processa na ponta do arame aquecido via monóxido de carbono;esta perda tende a estabilizar-se a medida que os teores de O2 e CO2 das misturas aumentam (FIG.21 e FIG.22),

b)A maior parte do silício é perdida na poça de fusão sob forma de óxido.Para as misturas do tipo Ar+O2 a perda deste elemento aumenta com o aumento do volume de oxigênio na mistura (FIG.23).Para as misturas Ar+CO2 (FIG.24) a perda tende a estabilizar-se por volta da mistura Ar+60%CO2.Acredita-se que isto se deve ao bloqueio gasoso do CO e do CO2 que impede a penetração do oxigênio em direção a superfície da poça,

c)Boa parte do manganês é perdida antes que o metal transferido atinja a poça de fusão.Presume-se que ocorra intensa vaporização deste elemento, principalmente no seio do arco, onde as temperaturas são mais elevadas.Grande quantidade deste elemento é perdida na poça de fusão na forma de óxido.Tanto para as misturas Ar+O2, como para as misturas Ar+CO2, as perdas na poça de fusão tem comportamento similar ao do Si (FIG.25 e FIG.26),

d)O oxigênio é simultaneamente absorvido e rejeitado na poça de fusão.O rejeito se processa via formação de óxidos de silício e manganês.As FIGS.27 e 28 mostram estimativas das quantidades de oxigênio absorvidas pela poça de fusão.Os teores

de oxigênio absorvido nas misturas Ar+O2 são proporcionais ao volume deste elemento na mistura gasosa (FIG.27).Para as misturas Ar+CO2 os teores absorvidos se estabilizam por volta da mistura Ar+60%CO2 (FIG.28), devido provavelmente ao bloqueio gasoso do CO e do CO2 que impede o contato do oxigênio ativo com a massa de metal líquido.As FIG.29 e 30 registram os teores finais de oxigênio no metal de solda.Ao serem comparadas com as FIG.27 e 28, nota-se que grande parte do oxigênio absorvido foi rejeitado pela solda, devido a ação desoxidante do Si e do Mn.

e)Nas partes da poça em resfriamento é pouco provável a perda de oxigênio, silício e manganês na forma de de escória, devido à pouca agitação do banho.

Do exposto acima conclui-se que os teores finais de silício, manganês e oxigênio dependem, principalmente, do total de oxigênio absorvido pela poça líquida e que este total depende da mistura empregada no processo.No caso das misturas Ar+CO2, há um momento em que a poça líquida não absorve mais oxigênio, devido, provavelmente, a um bloqueio gasoso imposto pelo CO e pelo CO2 que impede uma maior difusão do oxigênio em direção à poça.

Por fim, cabe ainda salientar que a composição química do metal de solda depende também dos parâmetros de soldagem /59,60,61/ empregados no processo MIG/MAG.Não é de nosso interesse, contudo, abordarmos este tema na presente investigação.

7)PARTE EXPERIMENTAL

7.1) PROCEDIMENTOS PARA AVALIAÇÃO DA INFLUÊNCIA DO GÁS SOBRE AS PROPRIEDADES MECÂNICAS DA SOLDA

Vimos no item 4 que as propriedades mecânicas do metal de solda dependiam diretamente da microestrutura e que esta seria definida pela composição química e pelo ciclo térmico. Tendo como objetivo estudar apenas a influência do gás sobre as propriedades mecânicas, que se processa certamente via controle da composição química final do metal de solda , foi necessário impor às soldas os mesmos ciclos térmicos.Para isso, empregamos, em cada experimento, a mesma energia de soldagem, mesma geometria de junta e mesma temperatura de interpasse.

A energia de soldagem, função da voltagem, da corrente e velocidade de voltagem, é dada pela seguinte equação:

$$E = (V \times I) / Vs \qquad (J/mm)$$

onde V representa a voltagem (V), I, a corrente (A) e Vs a velocidade de soldagem (mm/s).Assim, utilizando os mesmos valores de voltagem, corrente e velocidade de soldagem foi possível o emprego de igual energia de soldagem durante os experimentos. Poderia ter sido cogitado, desde que mantida a mesma energia de soldagem, o emprego de diferentes parâmetros durante os experimentos. Porém preferiu-se eliminar qualquer efeito decorrente de uma variação de parâmetros sobre a composição

química do metal de solda.Além disso, provavelmente, as juntas seriam preenchidas de diferentes maneiras,isto é, com diferentes números de passes,portanto com maior ou menor quantidade de zona recristalizada, o que procuramos evitar.

A escolha de um único conjunto de parâmetros (mesma voltagem, corrente e velocidade de soldagem), trouxe, inicialmente, algumas dificuldades de ordem operacional. Sabíamos que cada gás (ou mistura) possuia seu próprio conjunto de curvas estáticas de arco, as quais definiam a região de estabilidade operacional do arco.O par voltagem/ corrente escolhido devia, assim, estar presente em todas as zonas de estabilidade de arco para cada respectivo gás.Além disso, o conjunto de parâmetros selecionado devia igualmente ser tal que produzisse soldas isentas de defeito (falta de fusão, mordeduras, etc.) em qualquer das misturas envolvidas na investigação.

Depois de várias tentativas chegou-se definitivamente a um conjunto satisfatório de parâmetros.A **TAB.3** mostra os valores da voltagem, da corrente e da velocidade de soldagem que foram selecionados para a execução das soldas.O valor da velocidade de alimentação do arame para a dada corrente escolhida ficou na média dos 10m/min. Procurou-se trabalhar sempre próximo a este valor para que as soldas possuissem os mesmos números de passes finais.Em alguns casos foi necessário adequar a distância bico de contato/peça a esta velocidade de arame (para uma dada corrente, a alteração da distância bico de contato/peça modifica a velocidade de alimentação do arame).Com isso a distância bico de contato/peça ficou entre 20 e 26 mm.A posição de soldagem foi

plana, com ângulo do tocha de 90 graus em relação ao plano de soldagem.

As possíveis variações dos parâmetros de soldagem, decorrentes de uma soldagem manual, foram eliminadas mediante a construção de um dispositivo mecânico destinado a condução da tocha de soldagem (**FOTO 1**).

A **FIG.31-a** apresenta as dimensões da junta empregada.Para o enchimento completo do chanfro foram necessários quatro camadas, sendo dois passes por camada.O cálculo da diluição indicou valor inferior a 15%.Portanto, a análise química reflete, praticamente, aquela do metal de solda depositado. Adotou-se como temperatura de interpasse 150 C.

De cada junta foram extraídos nove corpos de prova para ensaio Charpy, um para ensaio de tração longitudinal, um para metalografia quantitativa e um para análise química do metal de solda.A disposição dos corpos de prova na junta de soldagem está conforme a **FIG.31-b**.

As dimensões dos corpos de prova para o ensaio de tração e de impacto Charpy estão de acordo com a ASME, Seção II, Parte C.Neste último estebelecemos como temperaturas de ensaio +20 C, 0 C e -30 C.

As metalografias quantitativas do metal de solda (contagem por pontos dos constituintes da microestrutura secundária) foram realizadas com o auxílio de um microscópio ótico e de um contador eletrônico de fases.Para a classificação dos constituintes adotamos a nomenclatura do IIW **/66/**.Foram contados um total de 400 pontos em cada solda, todos no último

cordão, como mostra a **FIG.31-a.**

As misturas estudadas neste trabalho encontram-se na **TAB.4** com os seus respectivos códigos.Na mesma tabela são mostrados a composição química dos metais de solda resultante para cada mistura, juntamente com a análise do arame, tipo AWS-ER70S-6, empregado na execução das soldas.

Durante toda parte de soldagem foram usados os seguintes equipamentos:

1) Fonte de soldagem transformador/retificador do tipo tensão constante da White & Martins,modelo VI-600,

2) Misturador triplo de gases da White & Martins,

3) Aferidor digital de tensão e de corrente de soldagem da Arcdata-Messer Griesheim,

4) Dispositivo para soldagem MIG / MAG mecanizada construído para o presente trabalho (fixa técnica no apêndice A),

5) Lápis térmico de 150 C para controle de temperatura.

Os percentuais de cada gás nas misturas foram medidos utilizando-se os seguintes intrumentos: Multi-gas Analyser 6800 da Thermco-Instrument Corporation; Portable Oxygen Analizer da Teledyne-Anallytical Instruments; Medidor de eficiência de combustão-MAX 5 da Teledyne-Anallytical Instruments.

7.2) PROCEDIMENTOS PARA AVALIAÇÃO DA INFLUÊNCIA DO GÁS SOBRE AS TAXAS DE DEPOSIÇÃO DO PROCESSO E SOBRE A GEOMETRIA DO CORDÃO

Para a avaliação da influência do gás sobre as taxas de deposição e sobre a geometria do cordão é importante, novamente, o uso de um único conjunto de parâmetros de soldagem para que se possa avaliar apenas a influência do gás.A distância entre bico e contato/peça deverá, neste caso, manter-se também inalterada.

O corpo de prova empregado nesta etapa consiste de uma chapa de 60 x 180 mm com espessura de 12,7 mm , sobre a qual foi depositado um cordão de 150 mm de comprimento.A execução da solda segue os mesmos valores de voltagem, corrente e velocidade de soldagem do item anterior. Adotou-se, porém, um valor fixo para a distância bico de contato peça de 20 mm.

Para o cálculo das taxas de deposição procedeu-se da seguinte forma:

1) limpeza mecânica da superfície de soldagem para a retirada da camada de óxido,

2) pesagem do corpo de prova antes da execução do depósito,

3) execução da solda, cronometrando o tempo de soldagem,

4)pesagem do corpo de prova após o depósito.

A taxa de deposição foi então calculada pela seguinte fórmula:

$$TD = P / t$$

onde P = diferença de peso da chapa antes e depois do depósito, isto é, peso do material depositado,

t = tempo de soldagem

Os valores calculados para cada mistura encontram-se listados na **TAB.5**.

Os corpos de prova, depois de devidamente pesados, foram secionados transversalmente na altura central para o estudo da geometria do cordão.Foram medidas a largura do cordão (L), o reforço (R), e a profundidade ou penetração do cordão (P). Para estes últimos valores calculou-se, também, os respectivos percentuais de penetração (P%) em relação à espessura da chapa. Todos estes valores podem ser encontrados na **TAB.6**.O aspecto geométrico dos cordões podem ser vistos em verdadeira grandeza na **FIG.32**.

8) DISCUSSÃO DOS RESULTADOS OBTIDOS

8.1) DISCUSSÃO DA INFLUÊNCIA DO GÁS DE PROTEÇÃO SOBRE AS PROPRIEDADES MECÂNICAS DO METAL DE SOLDA

O gráfico da **FIG.33** mostra os níveis de oxigênio no metal de solda obtidos em cada um das misturas estudadas e também o teor deste elemento presente no arame utilizado no transcorrer das experiências.Verifica-se, primeiramente, que os metais de solda apresentaram teores de oxigênio várias vezes superiores ao do arame o que reflete a inevitável absorção deste elemento químico durante a soldagem de aço carbono com o arame do tipo AWS-ER 70 S-6.É claro que os níveis então absorvidos dependem, como se observa, do tipo de mistura utilizada.

Os resultados dos níveis de energia em ensaio Charpy-V a temperatura de 20 C são mostrados no gráfico da **FIG.34**.As misturas M1, M2 e M3 apresentaram os maiores valores de tenacidade, por sinal, valores estes correspondentes as misturas enriquecidas com gás argônio.Para estas três misturas os teores de oxigênio no metal de solda mantiveram-se entre 200 e 350 ppm (**FIG.33**).As misturas M4, M5, M6 e M7 mostraram valores de tenacidade intermediários e ao mesmo tempo teores de oxigênio entre 400 e 500 ppm.Os mais baixos valores de energia absorvida a 20 C ficaram para as misturas M8, M9 e M10 cujas análises químicas acusaram níveis de oxigênio no metal de solda acima de 600 ppm.A mistura M11, apesar de apresentar também elevado índice

deste elemento no metal de solda, mostrou valores de tenacidade um pouco acima da expectativa.

Traçando um paralelo entre os resultados dos ensaios Charpy-V a 20 C e os teores de oxigênio no metal de solda constata-se que, a medida em que os teores deste último aumentam, a tenacidade do metal tende a cair (**FIG.35**).Tudo indica que isto se deve ao efeito daninho das inclusões de óxidos presentes nos metais de solda contendo elevada quantidade de oxigênio.

A **FIG.36** apresenta os resultados da energia absorvida em ensaio Charpy-V a 0 C.As misturas M1 e M2 absorveram maior quantidade de energia, entre 125 a 130 J, enquanto que as demais misturas, valores entre 75 e 100 J.O ensaio Charpy-V a -30 C (**FIG.37**) revelou maior tenacidade das misturas M1, M2 e M3, acima de 75 J.As restantes oscilaram entre 45 e 60 J de energia absorvida.

Observando os resultados dos ensaios Charpy a 20, 0 e -30 C, verifica-se que as misturas ricas em argônio, M1 , M2 e M3, apresentaram os maiores valores de tenacidade.A superior tenacidade das misturas enriquecidas com argônio confirma estudos anteriomente realizados **/9,20,62,63,64,65/**.

Os resultados das metalografias quantitativas são apresentaods na **FIG.38** para cada mistura gasosa.Foram verificadas três diferentes microestruturas: ferrita acicular (AF), ferrita de contorno de grão (PF) e ferrita com M-A-C alinhado (AC).Ao compararmos a **FIG.38** com a **FIG.33**, verifica-se que teores de oxigênio entre 200 e 350 ppm tendem a fornecer maior quantidade de ferrita acicular.Nos teores acima enquadram-se as misturas M1,

M2 e M3, misturas estas contendo pouca quantidade de O2 ou CO2.A medida, porém, que os teores de oxigênio no metal de solda crescem, aumenta a proporção de ferrita com M-A-C alinhado e de contorno de grão.O predomínio destes últimos constituintes, quando os teores de oxigênio, ou de inclusões óxidas, são elevados, também foram constatados por outros autores /39,46,51,52/.A razão para tal comportamento estaria ligada à "ancoragem" dos grãos austeníticos pelas inclusões, impedindo o maior crescimento destes.Assim a estrutura austenítica de tamanho de grão reduzido forneceria maior superfície disponível para a nucleação direta de ferrita de contorno de grão e, a partir desta, a geração de ferrita com M-A-C alinhado.As FOTOS 2 e 3 mostram a gritante diferença entre as microestruturas obtidas com as misturas M1 e M11 que possuem, respectivamente, 234 e 662 ppm.

Não seria completamente correto estabelecermos uma relação entre microestrutura e os resultados dos ensaios Charpy a -30 C na presente investigação (apesar de a esta temperatura a tenacidade depender praticamente da microestrutura), pois na região do entalhe em V do corpo de prova existe um alto grau de recristalização.Contudo, provavelmente os maiores valores de energia absorvida encontrados a esta temperatura, misturas M1, M2 e M3, estejam ligados à maior participação da ferrita acicular.As FOTOS de 4 - 7 mostram detalhes da microestrutura do metal de solda de algumas misturas onde são identificados os diferentes constituintes.

A tenacidade, como vimos, é consequência direta da

microestrutura (estrutura secundária, inclusões,...) e esta última função da composição química e do ciclo térmico.Este último foi mantido, teoricamente, constante em todos os experimentos.O mesmo, porém, não se passou com a composição química do material, ditada pelo arame e pelo gás (não consideramos a composição química do material base por ser pequena a diluição).Os resultados das análises mostram variações nos teores de Si, Mn e O.Acredita-se que este último, na forma de inclusões de óxidos, seja o principal responsável pelas variações na tenacidade atuando diretamente nesta propriedade, quando a fratura é do tipo dúctil, ou indiretamente, no momento em que este elemento afeta o desenvolvimento microestrutural.As misturas M2, M5 e M9, por exemplo, apresentam praticamente os mesmos teores de Si, Mn, P, S e C, porém, diferentes teores de oxigênio.Ao observarmos as **FIG.34,36,37,38** verificamos que os teores de oxigênio no metal de solda acompanham as variações constatadas na tenacidade e na microestrutura.

Na **TAB.7** encontram-se os resultados dos ensaios de tração longitudinal do metal de solda de algumas das misturas empregadas nesta investigação.Existe pouca variação entre os valores da tensão de escoamento, tensão máxima de resistência e alongamento.Isto provavelmente decorre da pequena diferença entre os teores de Si e Mn.A microestrutura do metal parece não influenciar nos valores acima, uma vez que os corpos de prova M1 e M11, que possuem microestrutura bem diferenciada, apresentam praticamente os mesmos valores de resistência e alongamento.

8.2) DISCUSSÃO DA INFLUÊNCIA DO GÁS DE PROTEÇÃO SOBRE AS TAXAS DE DEPOSIÇÃO E GEOMETRIA DO CORDÃO

Na **TAB.5** encontram-se para cada mistura os valores das taxas de deposição, juntamente com a velocidade de alimentação de arame, e na **TAB.6**, as dimensões dos cordões de solda.É importante salientar novamente que os valores destas tabelas foram colhidos mantendo-se mesma voltagem, corrente e velocidade de soldagem (**TAB.3**), bem como a distância bico de contato-peça de 20mm.

Analisando primeiramente os resultados das taxas de deposição, nota-se que é pouca diferença entre os valores calculados. O menor valor, 4.4Kg/h, ficou para a mistura M9, enquanto que o maior, 4.8Kg/h, para a M7.Para as misturas Ar+O2 verifica-se ao adicionarmos maiores quantidades de oxigênio na mistura a taxa de deposição cresce, devido a necessidade de se aumentar a velocidade de alimentação do arame.Entre as misturas Ar+CO2, a M4 e M5, a pesar de possuirem as mesmas velocidades de alimentação, a primeira acusou leve vantagem, certamente pela menor geração de salpicos, notada durante a realização do depósito.As misturas M8 a M11 mesmo trabalhando a velocidades de arame mais elevadas não alcançaram superiores taxas de deposição, com certeza devido a perda de material na forma de salpicos. Observa-se também que a adição de 4% de oxigênio no CO2 reduz a velocidade de alimentação e a taxa de deposição.

As **FOTOS DE 8 A 15** mostram o aspecto dos depositos obtidos com algumas das misturas adotadas neste trabalho.É

interessante notar as variações na geração de salpicos entre as misturas M8 a M11 (FOTOS de 12 - 15).Ao adicionarmos 4% de oxigênio no CO2 constata-se a redução de salpicos.O mesmo ocorre se for adicionado 15% de oxigênio.No entanto, por volta de 25% de oxigênio recomeça novamente uma intensa geração de salpicos.

As dimensões dos cordões de solda obtidos em cada uma das misturas estão listadas na TAB.6.Os cordões que mais penetraram no sentido da espessura de chapa (P) foram os correspondentes às misturas M9 e M10, respectivamente, CO2+4%O2 e CO2+15%O2.Ambos atingiram um percentual de penetração igual 47%. Acredita-se que tal resultado decorre das intensas reações de oxidação de caráter exotérmico.

As larguras dos cordões (L) mantiveram-se entre 15 e 16 mm, com excessão da mistura M2 que apresentou 13.5 mm de largura.Este mesmo cordão registrou-se um reforço (R) acima de média.

9) CONCLUSÕES

Somos levados a admitir como válidas as seguintes conclusões, desde que respeitados os parâmetros estabelecidos nas diversas experiências realizadas:

1- Os gases de proteção empregados no processo MIG/MAG afetam a microestrutura e a tenacidade do metal de solda.

2- Misturas com menores quantidades de O2 e CO2 reduzem os teores de oxigênio absorvidos pelo metal de solda, ampliam a formação de ferrita acicular, garantindo maior tenacidade tanto a altas como a baixas temperaturas.

3- Quanto mais oxidantes forem as misturas gasosas de proteção maiores serão as quantidades de ferrita de contorno de grão e M-A-C alinhado, constituintes de baixa tenacidade.

4- As variações verificadas na microestrutura e na tenacidade estão associadas, em parte, aos teores de oxigênio no metal de solda.

5- Não foram apreciadas alterações significativas nas taxas de deposição por efeito do gás de proteção.

6- A resistência à tração, escoamento e alongamento não foram alterados substancialmente pela variação do gás de proteção.

7- O cordão de solda sofre alterações na sua geometria quando se muda a composição do gás de preteção.

8- Cordões de solda mais profundos são obtidos com misturas do tipo CO2 + (4 até 15%) O2.

10) SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS

1- Estudo da influência dos gases de proteção sobre as propriedades mecânicas da solda com parâmetros diferentes dos utilizados no presente trabalho (30 Volts, 285 Ampéres e 4.7mm/s).

2- Estudo da influência dos gases de proteção sobre os modos de transferência do metal e a geometria do cordão de solda.

11)BIBLIOGRAFIA

/1/ MANZ , A.F. The dawn of gas arc welding.Welding Journal, 69 (1) : 67 - 8 . January 1990

/2/ THE LINCOLN ELETRIC COMPANY. The procedure handbook of welding. 12 ed., Cleveland, The Lincoln Eletric Company,1973.

/3/ MISKOE , W.I. The century of modern welding, 1885-1985-a commemoration.Welding Journal,65 (4) : 19 - 24. April 1953

/4/ WOODING , W.H. The inert-gas-shielded metal-arc welding process.Welding Journal, 32 (1) : 299 - 312 . April 1953

/5/ ROTHSCHILD , G.R. Carbon-dioxide-shielded consumable-electrode arc welding.Welding Journal , 35 (1) : 19 - 29 . January 1956

/6/ BAKER , B.H., CREVIS , N., LUCEY , J.A., LUNAU , F.W. Mild steel welding with argon / CO2 mixtures.British Welding Journal, 8 (4) : 151 - 61 . April 1961.

/7/ KELLER , R.J. & KOSS , J. The carbon-dioxide-shielded metal arc welding process.Welding Journal , 35 (2) :145 - 51 . February 1956.

/8/ KELLER , R.J. Carbon-dioxide metal arc welding of carbon-steel plate. Welding Journal , 38 (1) :27s - 37s January 1959.

/9/ STENBACKA , N. & PERSSON , K.A. Shielding gases for gas metal arc welding. Welding Journal , 68 (11) : 41 -47 , November 1989.

/10/ AMIN , M. & NASSER-AHMED MIG power sources with one knob control.Metal Construction , 18 (7) : 418 - 24 . July 1986 .

/11/ AMIN , M. & NASSER-AHMED Synergic control in MIG welding 1-Parametric relationship for steady DC open arc and short- circuiting arc operation. Metal Construction , 19 (1) : 22 - 8 . January 1987.

/12/ LIU , S. & SIEWERT , T.A. Metal tranfer in gas metal arc welding : Droplet Rate. Welding Journal , 68 (2) : 52s - 8s . February 1989.

/13/ BREYMEIER , R.T. Metal transfer in sigma welding. Welding Journal , 31 (5) : 393 - 8 . May 1952.

/14/ LESNEWICK , A. Control of melting rate and metal transfer in gas-shielded metal-arc welding Part II - Control of metal transfer. Welding Journal , 37 (9) : 418 - 25s . September 1958.

/15/ SMITH , A.A. Characteristics of the short-circuiting CO2-shielded arc.Symposium of the physics of the welding arc , organized by The Institute of Welding , London. October 29 - November 2 1962.

/16/ QUITES , A.M. & DUTRA , J.C. Tecnologia da soldagem a arco voltaico . Florianópolis.Edeme.1979.248 p.

/17/ HILTON , D.E. Welding and Metal Fab. , 50 (5) : 232 - 40 June 1982.C in: JOHN R. & McKEOWN D. Developments

in power source and consumable design towards improved productivity in MMA and MIG-welding. 1st International Conference on Developments and Innovations for Improved Welding Production. Birmingham, 13-15 September, 1983.

/18/ BORTONI , O.E. Gases de proteccion usados en soldadura electrica.Conarco Boletin Tecnico,9 (78) Diciembre 1983.

/19/ HERBST , H.T. & McELRATH , T.Jr. Sigma welding of carbon steels.Welding Journal , 30 (12) : 1084 - 91 . December 1951.

/20/ SCHACKLETON , D.N. & RUCKDESCHEL , W.E.W. The effect of gas mixture in MIG welding of ferritic steel on oxygen transfer and metal impact values.Welding Research international , 6 (3) : 11 - 27 . March 1976.

/21/ SALTER , G.R. Argon-CO2-O2 mixtures for the welding of mild steel.British Welding Journal , 11 (2) : 63 - 78 February 1964.

/22/ DILTHEY , U. Metal transfer during CO2 welding. IIW DOC , 212 - 273- 73 .1973. in LIU , S. & SIEWERT , T.A. Metal transfer in gas metal arc welding : droplet rate. Welding Journal , 68 (2) : 52s - 8s. February 1989.

/23/ SMITH , A.A. CO2 welding of steel. Published by Welding Institute , Abington Hall , Abington , Cambridge, U.K..Third Edition.1970.

/24/ GEIPL , H. & POMASKA , H.U. Boletin Tecnico Sonder Druck.

/25/ HILTON , D.E. & McEOWN , D. Improvements in mild steel weld properties by changing the shielding gas - theory or practice? . Metal Construction 18 (10) : 617 - 9 . October 1986

/26/ U K PATENT APPLICATION GB 2 124 531 A.

/27/ BUKI , A.A. , STEPANOV , V.V. & MOLCHANOV , A.A. Investigation of welding of steel 10 Kp in a CO2-O2 mixture.Welding Production , 21 (3) : 24 - 6 . 1974.

/28/ PATSKEVICH , I.R. , PALASH , V.N. & BASH , M. The effects of the compositions of mixtures of CO2 and O2 on the formation of welds made with steel wire in iron .Automatic Welding , 29 (11) :23 - 5. 1976

/29/ CHRISTOFFEL, R.J. Weldments : Physical Metallurgy and Failure Phenomena. .Ed. General Eletric Co. 1979.

/30/ MACHADO , I.G. Weldability aspects of high yield strenght Q & T steels.Cranfield Institute of Technology , School of Industrial Science. 1984. 277p PhD Thesis.

/31/ EASTERLING , K.E. Introduction to the Physical Metallurgy of Welding.Second Edition.Butterworths & Co. (Publishers) Ltd.1985.231p.

/32/ KENNY , B.G. , KERR , H.W. , LAZOR , R.B. & GRAVILLE , B. Ferrite tranformation characteristics and CCT

diagrams in weld metals.Metal Construction , 17 (6) : 374r - 81r .June 1985.

/33/ NAKANISHI , M. & KOMIZO , Y. Tranformation behavior and toughness of low carbon low alloy steel weld metals.The Sumitomo Search , (28) : 53 - 71 . October 1983.

/34/ FARRAR , R.A. , TULIANI , S.S. & NORMAN , S.R. Relationship between fracture toughness and microstructure of mild steel submerged-arc weld meta.Weld Metal Fabrication , (42) : 68 - 73 .1974.

/35/ CHOI , C.L. & HILL , D.C. A study of microstructural progression in as-deposited weld metal.Welding Journal , 57 (8) : 232s - 6s .August 1978.

/36/ WIDGER , D.J. & SAUNDERS , G.G. Microstructures in steel weld metals.The Welding Institute Research Bulletin, :277 - 81 . October 1975 .

/37/ TAYLOR , L.G. & FARRAR , R.A. Metallurgical aspects of the mechanical properties of submerged-arc weld metal Weld Metal Fabrication , (43) : 305 - 10 .1975.

/38/ RICKS , R.A. , HOWELL P.R. & BARRITE G.S. The nature of acicular ferrite in HSLA steel weld metal.Journal of Materials Science , (17) : 732 - 40 .1982.

/39/ FERRANTE , M. & FARRAR , R.A. The role of oxygen rich inclusions in determining the microstructure of metal deposits.Journal Materials Science , 17 : 3293 - 98 .1982.

/40/ OHKITA , S. , HOMMA , H. , TSUSHIMA, S. & MORI , N. The effect of oxide inclusion on micro-structure of Ti-B containing weld metal.Australian Welding Journal , 29 (13) : 29 - 36 . 1984.

/41/ KAYALI E.S. & CORBETT J.M. Observations on inclusions and acicular ferrite nuclation in submerged arc HSLA welds.Journal of Materials Science Letters , 2 : 123 - 128. 1983.

/42/ LIU , S. & OLSON , D.L. The role of inclusions in controlling HSLA steel weld microstructures. Welding Journal , 65 (6) : 139s - 49s .June 1986.

/43/ ABSON , D.J. & DOLBY , R.E. Microstructural transformation in steel weld metals - a reappraisal. The Welding Institute Research Bulletin , 19 (7) : 202 - 7 . July 1978.

/44/ EVANS , G.M. The effect of heat input on the microstructure and properties of C-Mn all-weld-metal deposits.

/45/ HANNERZ , N.E. & LOWERY , J.F. Influence of micro-slag distribution on MIG-MAG weld impact properties. Metal Construction , 8 (9) : 21 - 26 .January 1976.

/46/ ITO , Y. , NAKANISHI , M. & KOMIZO , Y. Effects of oxygen on low carbon steel weld metal.Metal Construction 14 (9) : 472 - 78 . September 1982 .

/47/ ITO , Y. & NAKANISHI , M. Study of Charpy impact properties of weld metal with submerged-arc welding.The Sumimoto Search, 15 42 - 62. 1976.In:HOEKSTRA S.,

MUNNIG SCHMIDT-VAN DER BURG M. A. & OUDEN G. DEN .Microstruture and notch toughness of ferritic weld metal (a review).Metal construction, 18 (12) : 771 - 75. December 1986.

/48/ AHLBLOM , B. Oxygen and its role in determining weld metal microstructure and toughness-state-of-the-art review.I.I.W. , DOC -1322-84 .

/49/ REED-HILL, R.E. Princípios de Metalurgia Física, 2 ed., ED Guanabara Dois, 1982, 776 pp.

/50/ FARRAR , R.A. The role of inclusions in the ductile fracture of weld metals.Welding and Metal Fabrication , 578 - 81. October 1976.

/51/ HARRISON , P.L. & FARRAR , R.A. Influence of oxygen-rich inclusions on the phase transformation in high-strength-low-alloy (HSLA) steel weld metals. Journal of Materials Science ,16 :2218 - 26.1981.

/52/ FLECK , N.A. , GRONG , O. , EDWARDS , G.R. & MATLOCK , D.K. The role of filler metal wire and flux composition in submerged arc weld.Metal transformation kinetics.Welding Journal , 65 (5) : 113s - 121s . May 1986.

/53/ ABSON , D.J. Non-metallic inclusions in ferritic steel weld metals - a review.Welding in the world , vol 27 , No 3/4 , pp 76-101 , 1989.

/54/ EVANS , G.M. Effects of silicon on the microstructure and properties of C-Mn all-weld-metal deposits 18 (7) 438r - 44r.July 1986.

/55/ GRONG , O. , SIEWERT , T.A. & EDWARDS , G.R. Effects of deoxidation pratice on the tranformation behavior and toughness of steel welds. Welding Journal , 65 (11) : 279s - 88s . November 1986.

/56/ EVANS , G.M. Effects of manganese on the microstructure and properties of all-metal deposits. Welding Journal 59 (3) : 67s - 75s . March 1980 .

/57/ CAMPOS , V.F. Tecnologia de Fabricação do Aço Líquido. Vol 1 -Fundamentos. 1.Ed. Prof. José Martins Goddi - CNPq 1980 , 225 p.

/58/ MACHADO , I.G. Publicação a ser realizada.

/59/ KUWANA , T. & SATO , Y. Oxygen absorption and oxide inclusion of iron weld metal during arc welding. Transactions of the Japan Welding Society , 19 (2) .October 1988 .

/60/ POLLARD , B. & MILNER , D.R. Gas-metal reactions in CO2 arc Welding Journal of The Iron and Steel Institute.

/61/ GRONG , O. & CHRISTENSEN , N. Factors controlling MIG weld metal chemistry. Scandinavian Journal of Metallurgy , 4 : 155 - 65 . 1983.

/62/ HILL , D.C. & PASSOJA , D.E. Understanding the role of inclusions and microstructure in ductile fracture Welding Journal , 53 (11) : 481s - 5 .November 1974.

/63/ SHACKLETON , D.N. & RUCKDESCHEL , W.E.W. Oxygen tranfer during welding . Metal Contruction , 8 (7) : 305 - 6 . July 1976 .

/64/ MALOV , V.V. & ROSHCHVPKIN , N.P. Selection of the composition of the argon bearing mixture shieding gases in the welding of structural steels. Welding Production , 28 (10) : 19 - 21 . October 1981 .

/65/ SVETSINSKII , V.G. , RIMSKII , S.T. & KIRYAN , V.I. Evaluation the fracture toughness of gas-shielded arc and submerged-arc welds. Automatic Welding , 35 (8) : 12 - 15 .1982

/66/ Guidelines for Classification of Ferric Steel Weld Metal Microstrutural Constituents Using The Light Microscope. IIW Doc. IXJ-102-85

TABELA 1: Classificação dos modos de transferência do metal

1)TRANFERÊNCIA EM VÔO LIVRE	EXEMPLO
1.1) Trans. globular	
1.1.1) Trans. por gotas	-MIG/MAG com baixas densidades de corrente
1.1.2) Trans. por repulção	-MIG/MAG com 100% CO2
1.2) Trans. em aerosol	
1.2.1)Trans. por projeção	-MIG/MAG pulsado
1.2.2)Trans. em aerosol axial	-MIG/MAG com medias densidades de corrente
1.2.3)Trans. em aerosol rotacional	-MIG/MAG com elevadas densidades de corrente
1.3)Trans. por explosão	-Eletrodo revestido
2)TRANSFERÊNCIA POR CONTATO	
2.1)Trans. por curto-circuito	-MIG/MAG 100% CO2 a baidensidades de corrente
2.2)Trans. por contato ininterrupto	-Soldagem TIG
3)TRANSFERÊNCIA GUIADA PELA ESCORIA	
3.1)Transferência guiada pela parede	-Arco submerso
3.2)Outros modos	-Eletrodo tubular

TABELA 2: studos realizados nos últimos anos sobre o efeito do oxigênio sobre a tenacidade do metal de solda /48/

Autor	Processo	oxigênio ppm	efeito do oxigênio sobre a tenacidade
Taylor,Farrar 1975	Arco submerso	300-1200	negativo
Hannerz,Lowery 1975	MIG/TIG (Ni-mo) (1,4 KJ/mm)	100-550	negativo
Ito,Nakanishi 1976	Arco submerso (3-6KJ/mm) (Mo-Ti)	100-500	negativo
	(Outros)	50-500	ótimo entre 200-300 ppm
Ito,Nakanishi 1982	MIG/MAG (2,5 KJ/mm) (Vários)	50-500	ótimo entre
	(Ti)	100-700	200-400 ppm
	(Ti-B)	50-500	
Terashimo,Tsuboi 1982	Arco submerso (4,4 KJ/mm)	50-850	ótimo em 300 ppm

TABELA 3: Parâmetros de soldagem empregados nos experimentos

VOLTAGEM (V)	30
CORRENTE (A)	285
VELOC. SOLDAGEM (mm/s)	4.7
ENERGIA DE SOLDAGEM (KJ/mm)	1.8
VAZÃO DE GÁS (l/min)	17
TEMPERATURA DE INTERPASSE (C)	150

Tabela 4: Análise química do metal de solda e do arame

Cod.	Mistura	C	Si	Mn	P	S	O
		% peso					ppm
M1	Ar+3%O2	0.10	0.79	1.23	0.015	0.010	234
M2	Ar+8%O2	0.10	0.65	0.98	0.016	0.009	339
M3	Ar+8%CO2	0.11	0.75	1.17	0.015	0.010	320
M4	Ar+27%CO2	0.11	0.66	1.14	0.017	0.009	425
M5	Ar+40%CO2	0.11	0.67	1.08	0.014	0.010	443
M6	Ar+2%O2+15%CO2	0.11	0.67	1.12	0.015	0.008	395
M7	Ar+2%O2+25%CO2	0.11	0.70	1.18	0.016	0.010	475
M8	CO2	0.11	0.67	1.23	0.016	0.010	628
M9	CO2+4%O2	0.11	0.63	1.04	0.014	0.010	611
M10	CO2+15%O2	0.10	0.50	0.92	0.016	0.009	624
M11	CO2+25%O2	0.09	0.55	1.25	0.015	0.010	662
E	ARAME	0.11	0.88	1.34	0.015	0.010	30

Tabela 5: Taxa de deposição e velocidade de alimentação do arame.

Código	Mistura	Taxa de deposição Kg/h	Veloc. Alimentação em m/min para 285 A
M1	Ar+3%O2	4.5	8.60
M2	Ar+8%O2	4.7	9.04
M3	Ar+8%CO2	4.6	8.63
M4	Ar+27%CO2	4.7	9.72
M5	Ar+40%CO2	4.6	9.72
M6	Ar+2%O2+15%CO2	4.7	9.53
M7	Ar+2%O2+25%CO2	4.8	9.92
M8	CO2	4.6	10.62
M9	CO2+4%O2	4.4	10.10
M10	CO2+15%O2	4.7	10.61
M11	CO2+25%O2	4.6	10.36

Tabela 6: Dimensões dos cordões obtidos em cada mistura

Código	Mistura	P	L (mm)	R	P%
M1	Ar+3%O2	4.0	15.0	3.0	31%
M2	Ar+8%O2	5.5	13.5	4.0	43%
M3	Ar+8%CO2	4.5	15.0	3.0	35%
M4	Ar+27%CO2	4.5	16.0	3.0	35%
M5	Ar+40%CO2	5.0	15.5	3.5	39%
M6	Ar+2%O2+15%CO2	4.5	16.5	3.0	35%
M7	Ar+2%O2+25%CO2	5.5	16.0	3.0	43%
M8	CO2	4.5	14.5	3.0	35%
M9	CO2+4%O2	6.0	15.0	3.0	47%
M10	CO2+15%O2	6.0	15.0	3.0	47%
M11	CO2+25%O2	4.5	16.0	3.0	35%

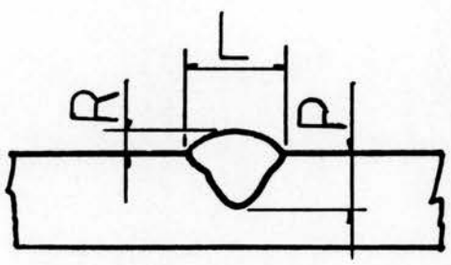
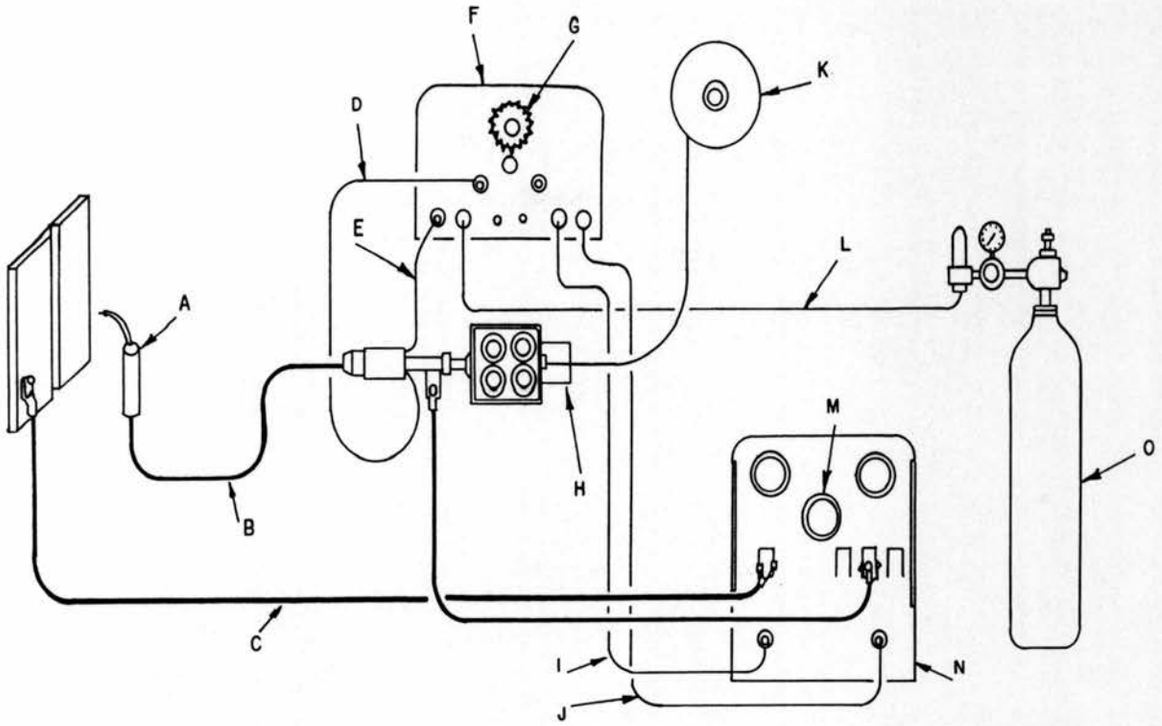


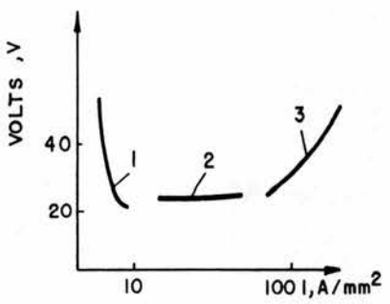
TABELA 7: Resultados dos ensaios de tração logitudinal do metal de solda

MISTURA	TENSÃO DE ESCOAMENTO N/mm2	LIMITE DE RESISTÊNCIA N/mm2	ALONGAMENTO %
M1	505.8	625.8	32.1
M3	512.1	623.8	30.0
M4	505.8	615.8	29.0
M7	474.6	595.8	34.6
M9	499.6	562.0	22.4
M11	493.3	602.0	31.8



A - Tocha de soldagem
B - Cabo (força, gás)
C - Cabo terra
D - Saída de gás
E - Controle da tocha
F - Sistema de controle
G - Controlador de velocidade
H - Motor de tração do arame
I - Disparador
J - Suprimento 110V
K - Bobina do arame
L - Suprimento de gás
M - Controle de tensão
N - Fonte de soldagem
O - Cilindro de gás

Fig. 1 EQUIPAMENTO EMPREGADO NO PROCESSO MIG/MAG



1- TOMBANTE
2- PLANA
3- ASCENDENTE

Fig. 2 CURVAS ESTÁTICAS DO ARCO

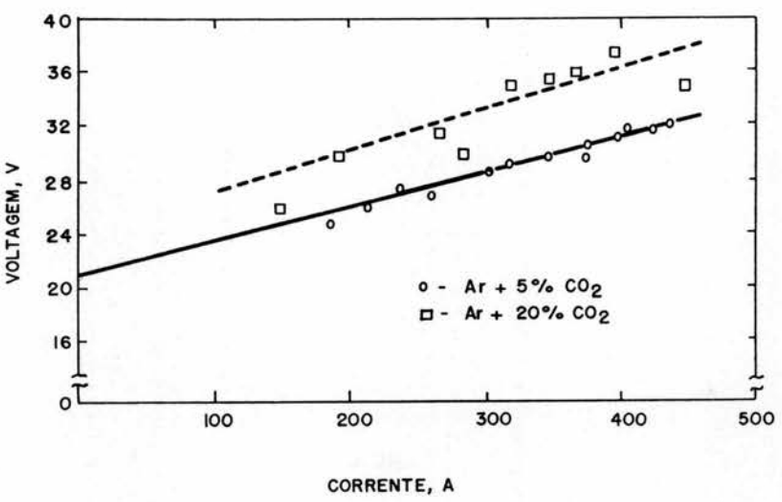


Fig. 3 EFEITO DO GÁS SOBRE A CURVA ESTÁTICA DO ARCO /11/

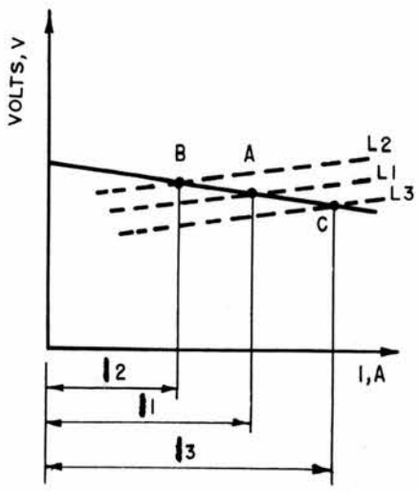
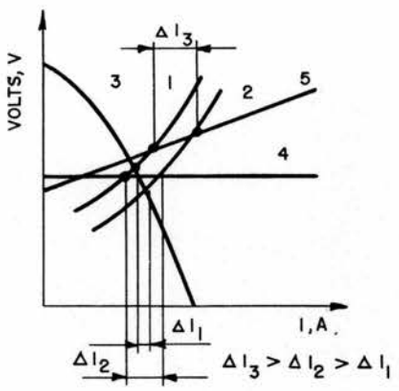


Fig. 4 PONTOS DE OPERAÇÃO DO PROCESSO MIG/MAG



1,2 - CURVA CARACTERÍSTICA DO ARCO
3,4,5 - CURVA ESTÁTICA DA FONTE

Fig. 5 AUTO REGULAGEM DO ARCO

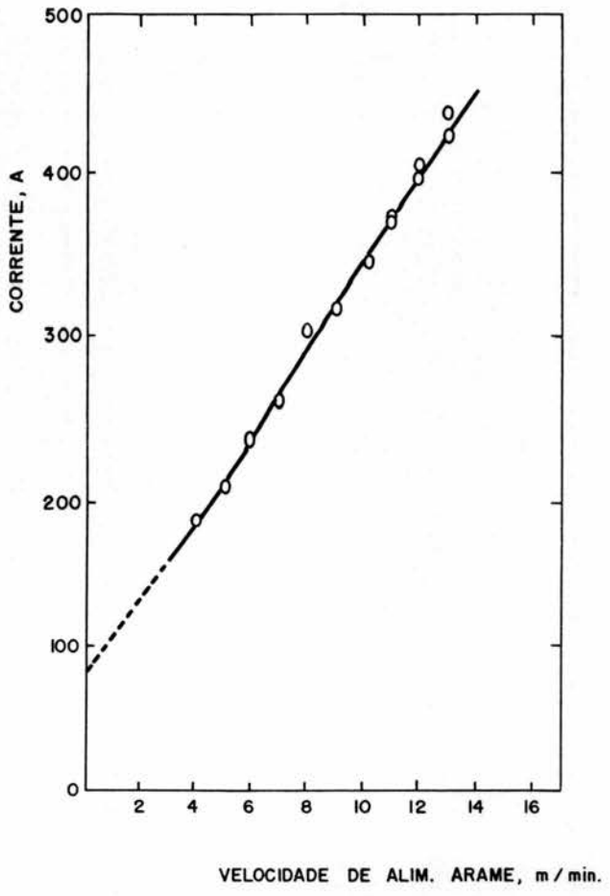


Fig. 6 RELAÇÃO VELOCIDADE DE ALIMENTAÇÃO/CORRENTE / 11 /

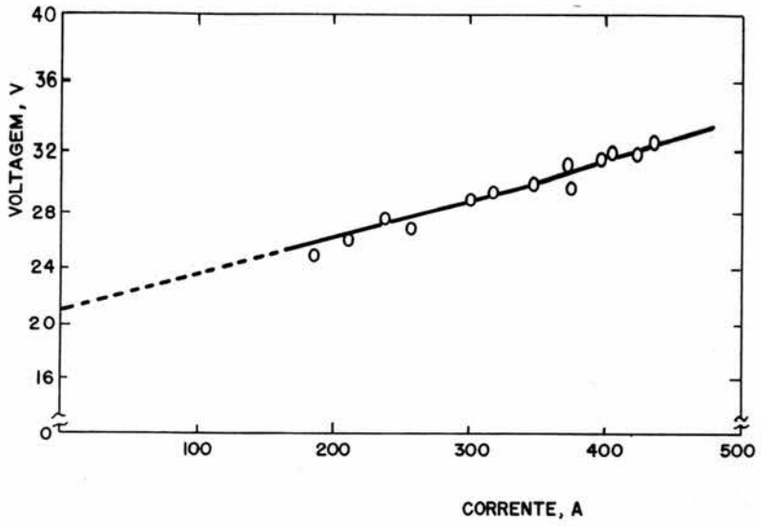
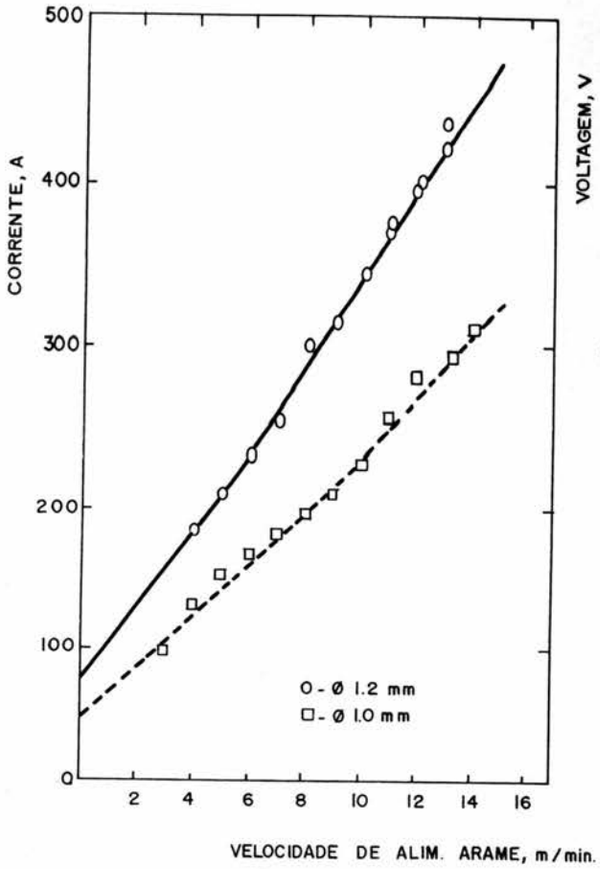
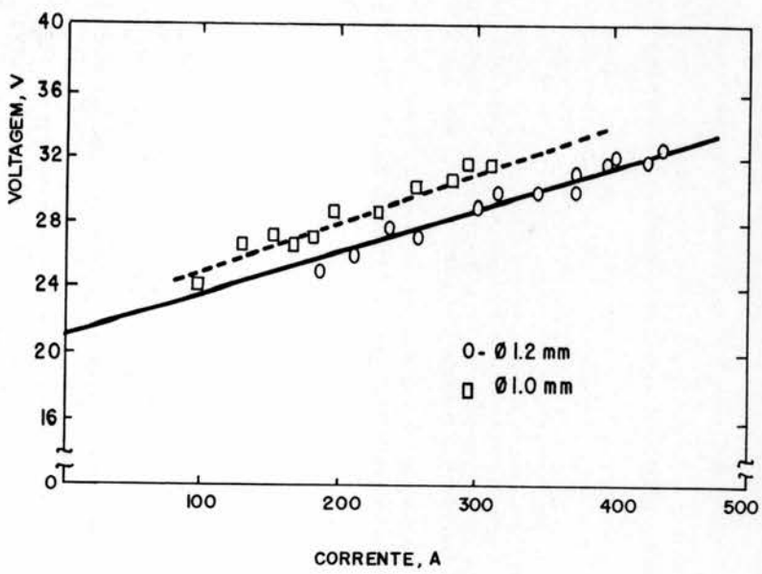


Fig. 7 CURVA ESTÁTICA DO ARCO /11/



a



b

Fig. 8 / 11 /

a - EFEITO DO DIÂMETRO DO ARAME SOBRE A RELAÇÃO VELOCIDADE DE ALIMENTAÇÃO/CORRENTE

b - EFEITO DO DIÂMETRO DO ARAME SOBRE A CURVA ESTÁTICA DO ARCO

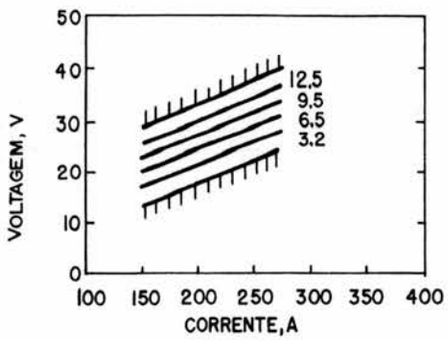


Fig. 9 REGIÃO DE OPERAÇÃO PARA SOLDAGEM MIG DO ALUMÍNIO / 10 /

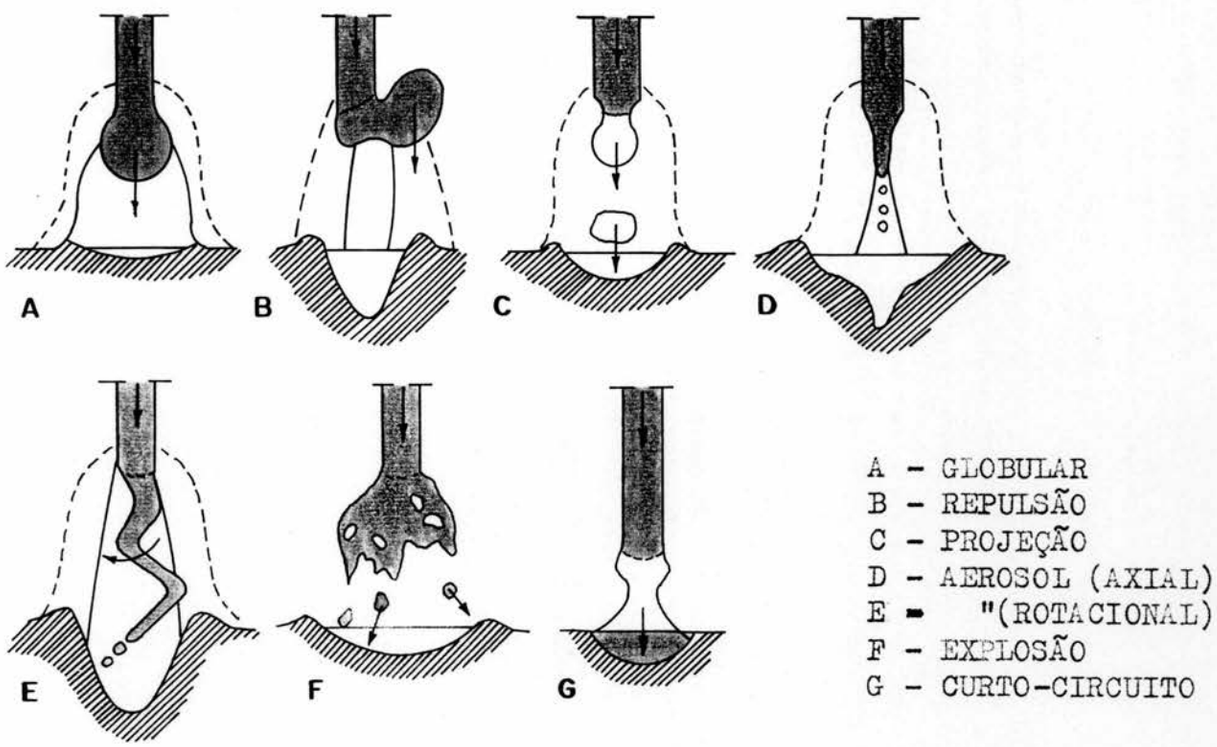


Fig. 10 MODOS DE TRANSFERÊNCIA DO METAL NO PROCESSO MIG/MAG / 9 /

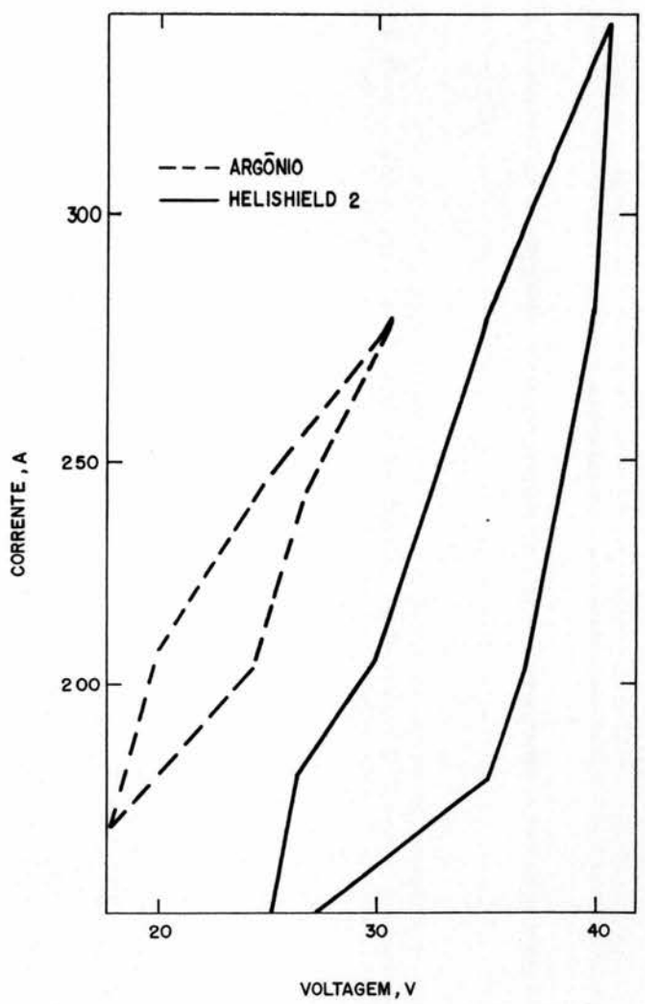


Fig. 11 COMPARATIVO DE CAMPOS OPERACIONAIS ENTRE ARGÔNIO E MISTURA HELISHIELD 2 (75% He + 25% Ar) / 17 /

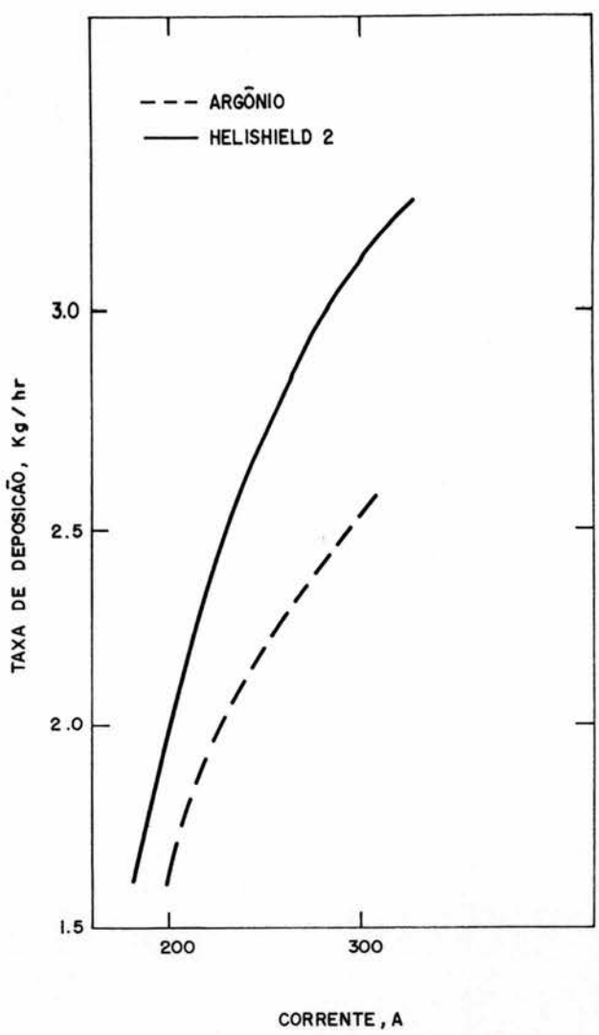
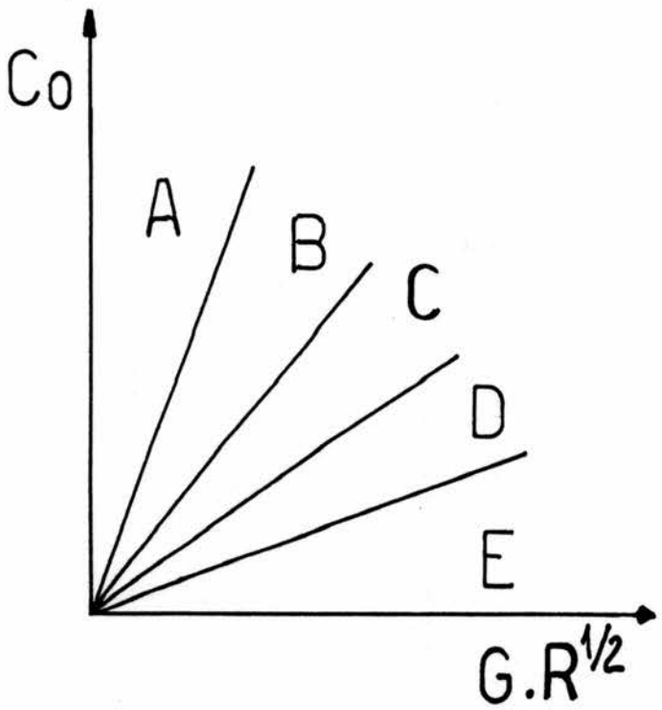


Fig. 12 COMPARATIVO DE TAXAS DE DEPOSIÇÃO ENTRE ARGÔNIO E MISTURA HELISHIELD 2 (75% He + 25% Ar) / 17 /



ESTRUTURAS

A - EQUIAXIAL DENTRÍTICA
B - COLUNAR "
C - CELULAR "
D - CELULAR
E - PLANAR

Fig. 13 ESTRUTURAS DE SOLIDIFICAÇÃO EM FUNÇÃO DA PERCENTAGEM DE SOLUTO (Co), DO GRADIENTE DE TEMPERATURA (G) E DA TAXA DE CRESCIMENTO DO SÓLIDO (R). /29/

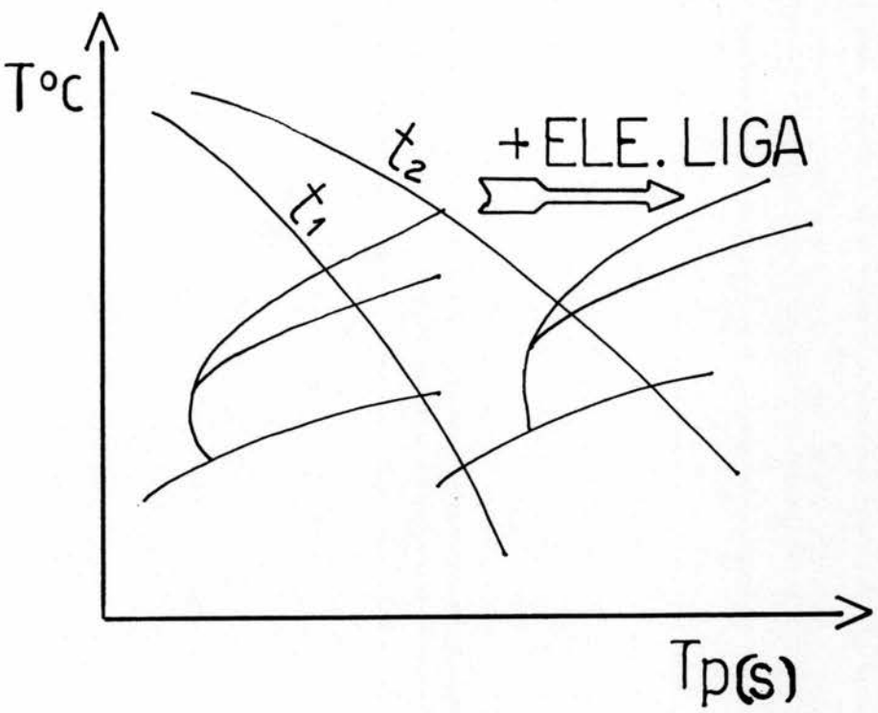


Fig. 14 DIAGRAMA DE REFRIAMENTO CONTÍNUO

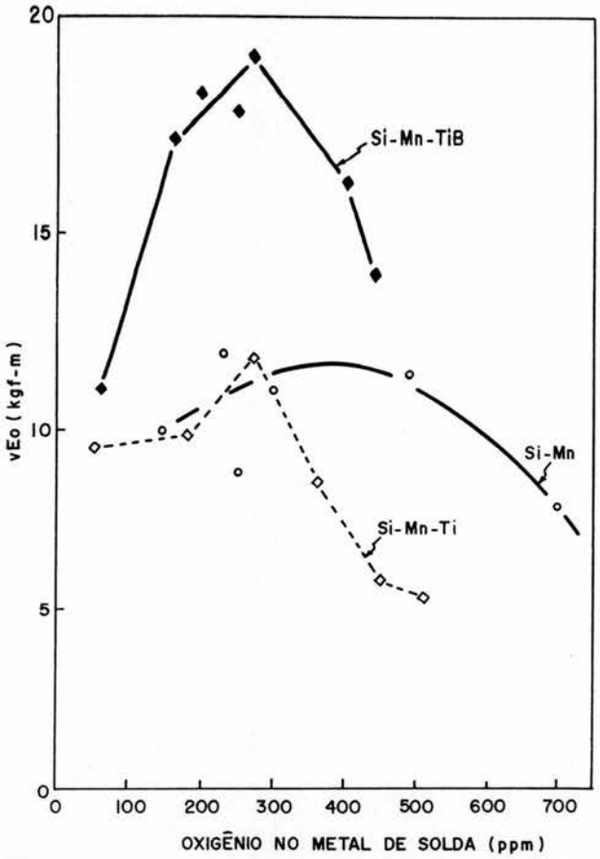


Fig. 15 ENERGIA ABSORVIDA EM ENSAIO CHARPY A 0°C EM FUNÇÃO DO OXIGÊNIO NO METAL SOLDA / 46 /

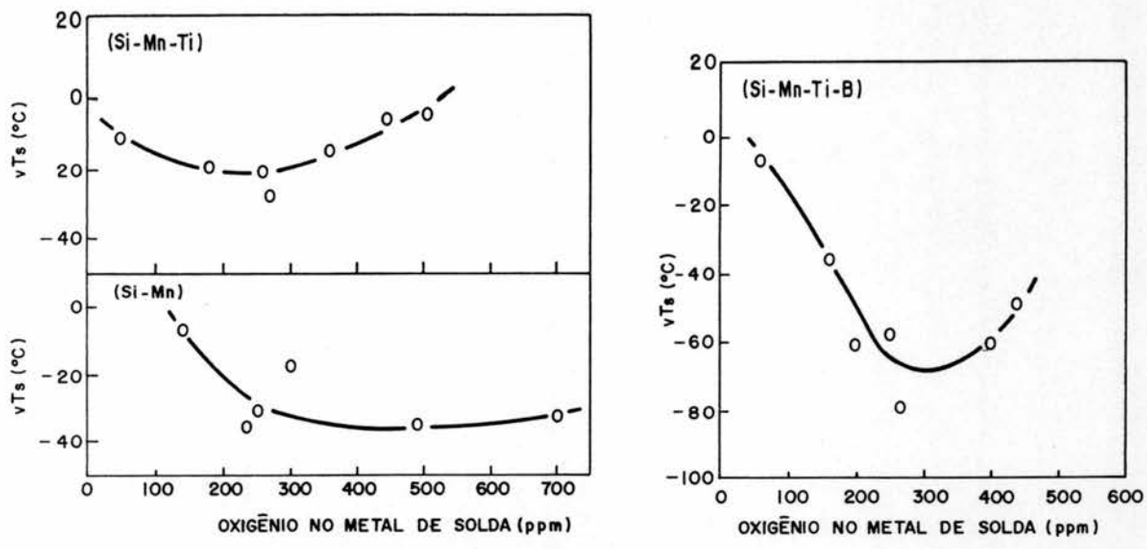
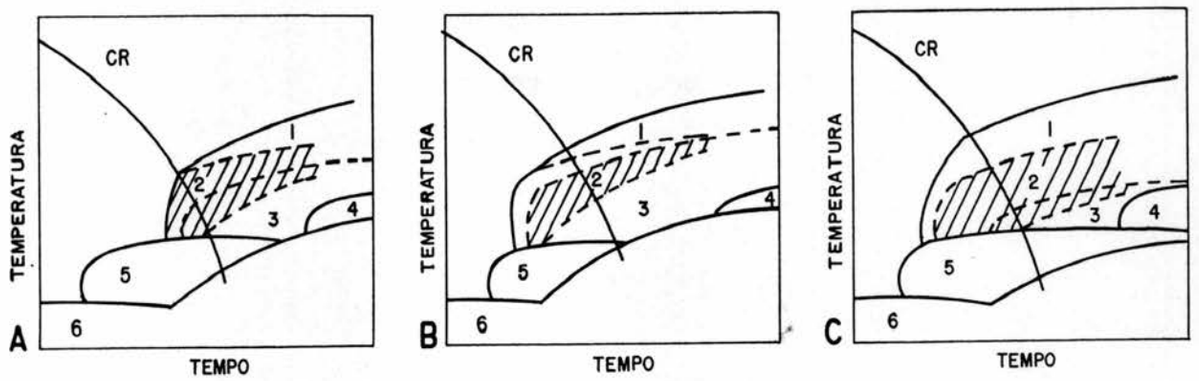
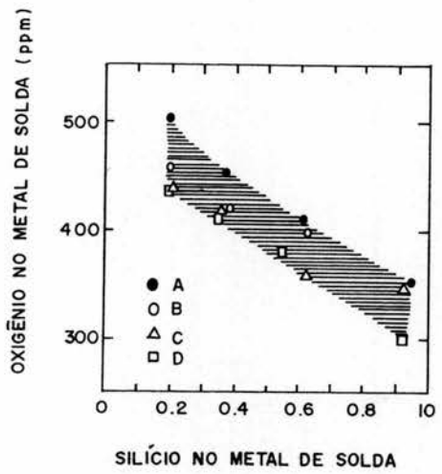


Fig. 16 TEMPERATURA DE TRANSIÇÃO DO ENSAIO CHARPY EM FUNÇÃO DOS TEORES DE OXIGÊNIO NO METAL DE SOLDA / 46 /



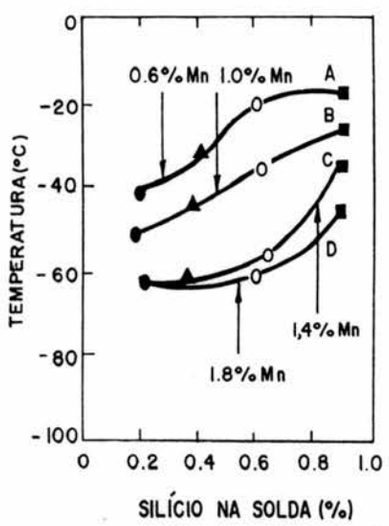
CR - CURVA DE RESFRIAMENTO
1 - FERRITA DE CONTORNO DE GRÃO
2 - FERRITA COM M-A-C ALINHADO
3 - FERRITA ACICULAR
4 - PERLITA
5 - BAINITA
6 - MARTENSITA

Fig. 17 CURVA DE RESFRIAMENTO CONTÍNUO DO AÇO / 43 /

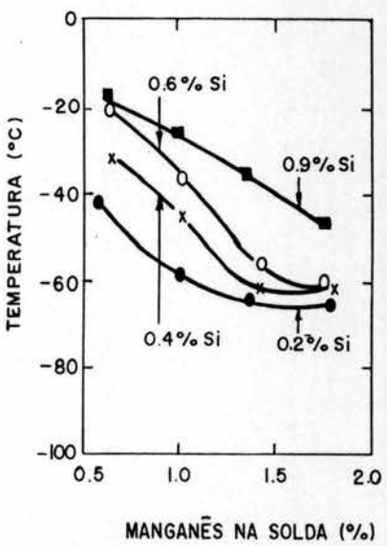


A - 0,6 %Mn
B - 1,0 %Mn
C - 1,4 %Mn
D - 1,8 %Mn

Fig. 18 EFEITO DO Si E DO Mn SOBRE O OXIGÊNIO DO METAL DE SOLDA / 54 /

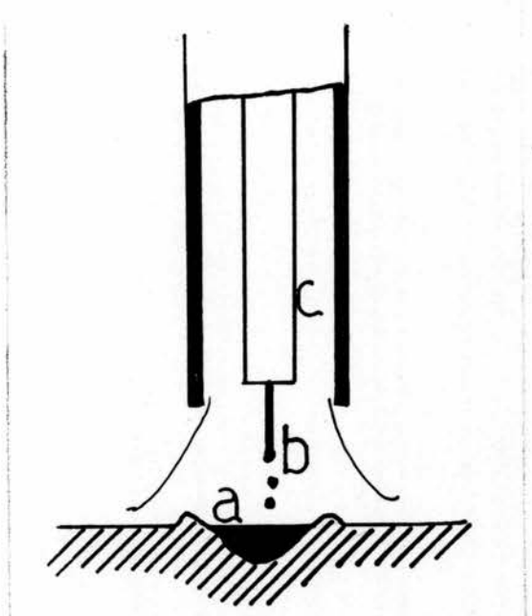


a



b

Fig. 19 a - b TEMPERATURA DE ENSAIO CHARPY CORRESPONDENTE A UMA ENERGIA ABSORVIDA DE 200j EM FUNÇÃO DOS TEORES DE Si e Mn /54 /



a - POÇA DE FUSÃO
b - PONTA DO ARAME
c - BICO DE CONTATO

Fig. 20 REGIÃO DO ARCO NO PROCESSO MIG/MAG

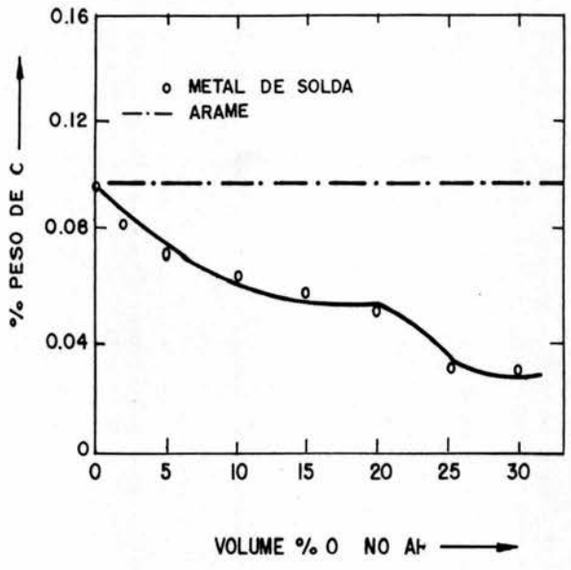


Fig. 21 CONSUMO DE CARBONO EM FUNÇÃO DO VOLUME DE O_2 NO Ar / 61 /

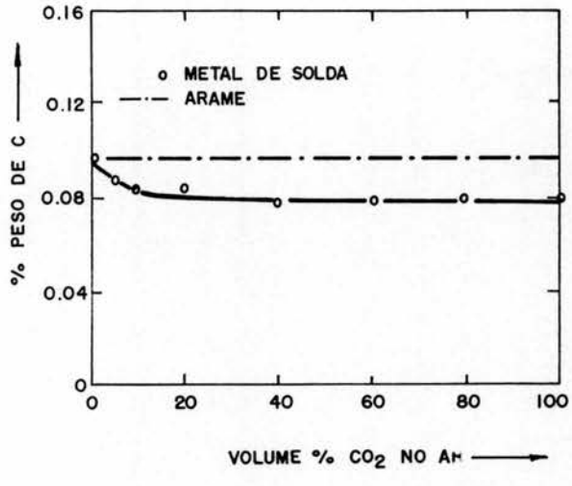


Fig. 22 CONSUMO DE CARBONO EM FUNÇÃO DO VOLUME DE CO_2 NO Ar / 61 /

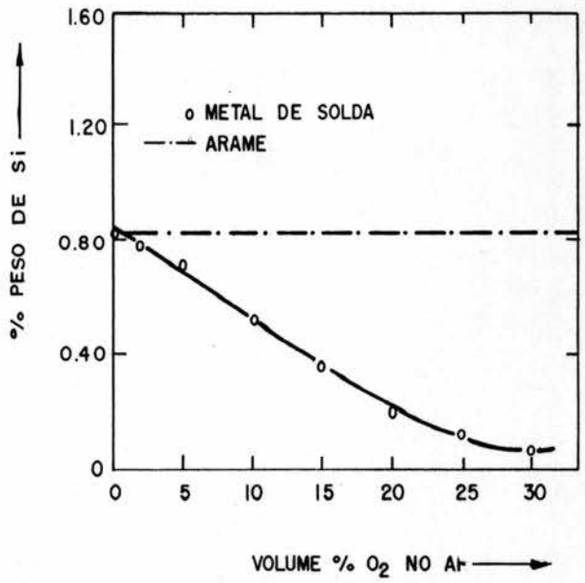


Fig. 23 CONSUME DE Si EM FUNÇÃO DO VOLUME DE O_2 NO Ar /61 /

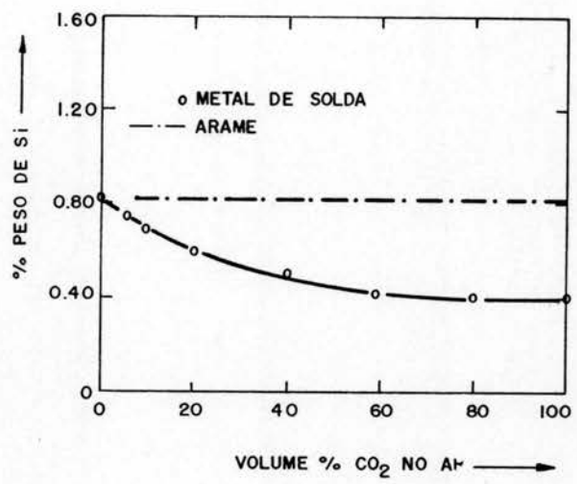


Fig. 24 CONSUMO DE Si EM FUNÇÃO DO VOLUME DE CO_2 NO Ar / 61/

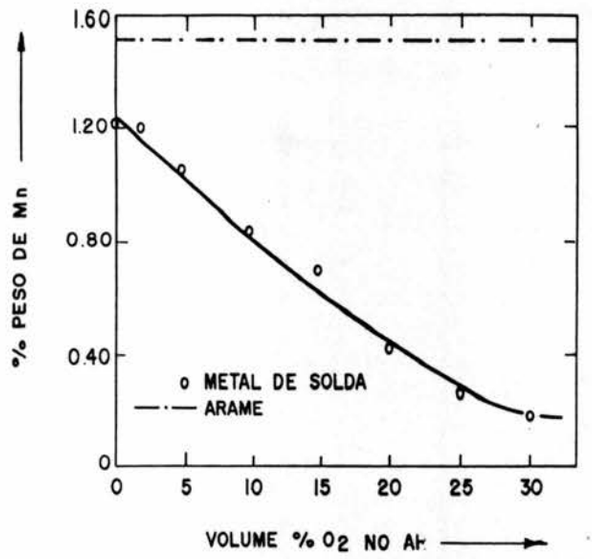


Fig. 25 CONSUMO DE Mn EM FUNÇÃO DO VOUME DE O_2 NO Ar / 61 /

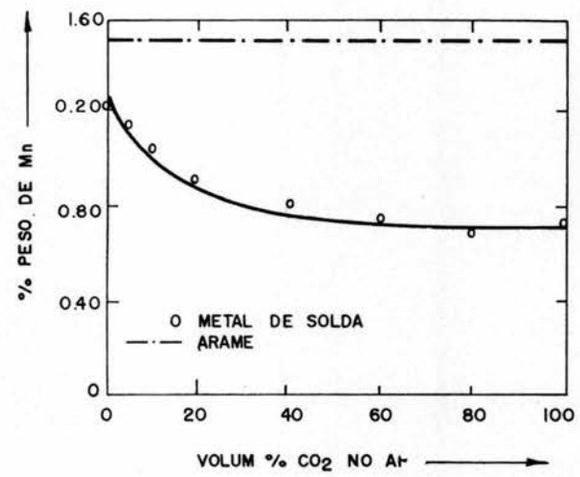


Fig. 26 CONSUMO DE Mn EM FUNÇÃO DO VOLUME DE CO_2 NO Ar /61 /

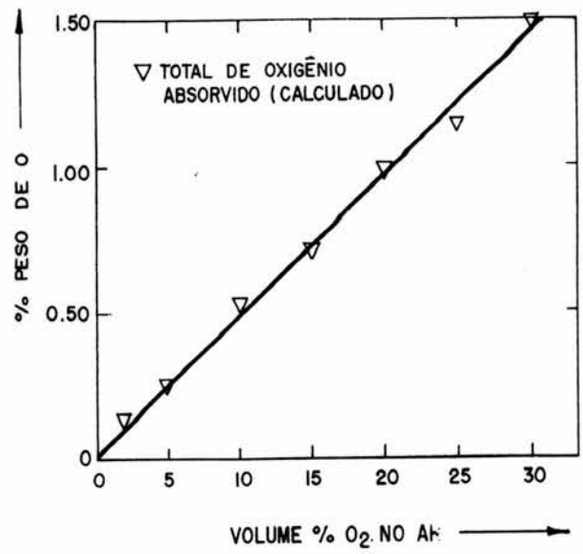


Fig. 27 ESTIMATIVA DA QUANTIDADE DE OXIGÊNIO ABSORVIDO PELA POÇA DE FUSÃO EM FUNÇÃO DO VOLUME DE O_2 NO Ar /61/

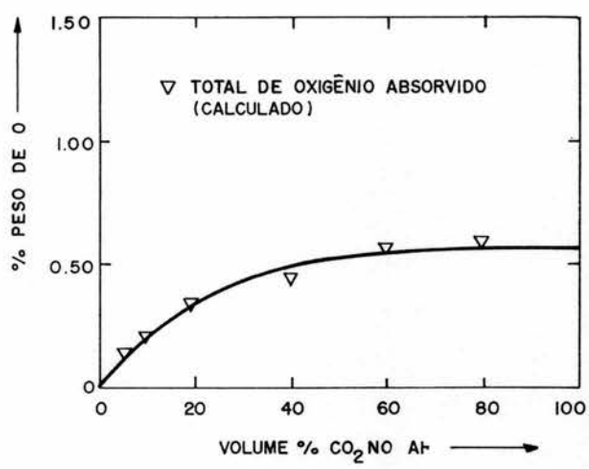


Fig. 28 ESTIMATIVA DA QUANTIDADE DE OXIGÊNIO ABSORVIDO PELA POÇA DE FUSÃO EM FUNÇÃO DO VOLUME DE CO_2 NO Ar /61/

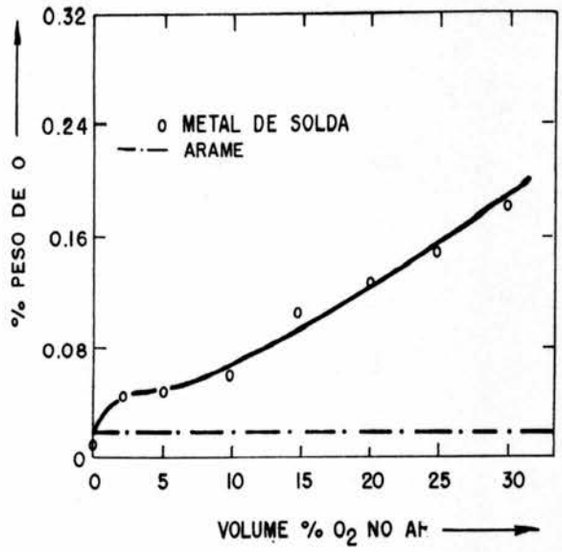


Fig. 29 TEORES FINAIS DE OXIGÊNIO NO METAL DE SOLDA EM FUNÇÃO DO VOLUME DE O_2 NO Ar /61/

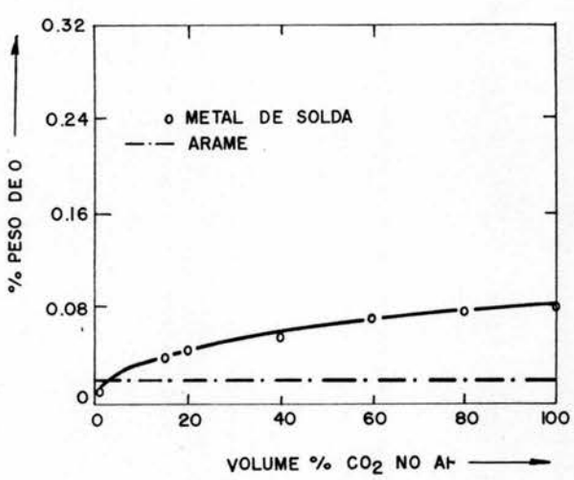
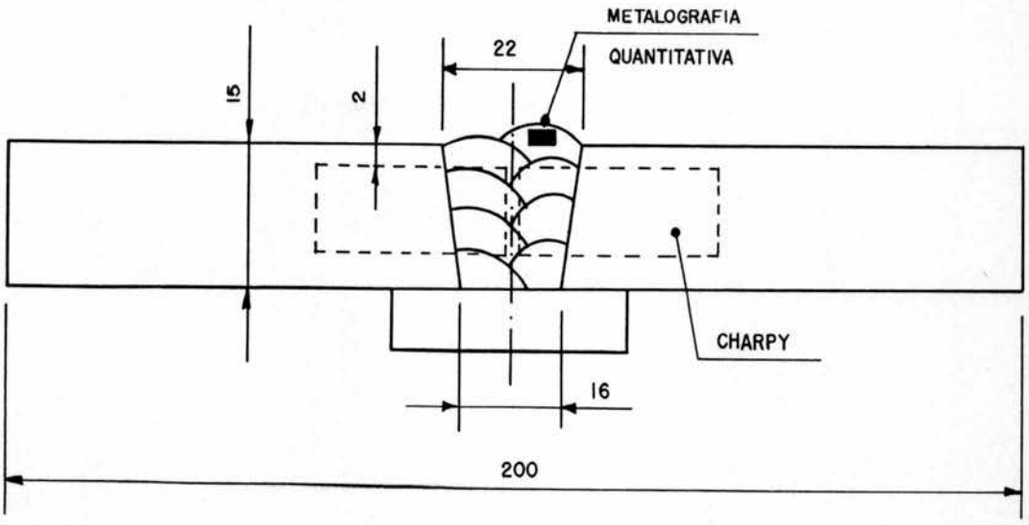


Fig. 30 TEORES FINAIS DE OXIGÊNIO NO METAL DE SOLDA EM FUNÇÃO DO VOLUME DE CO_2 NO Ar /61/

a



b

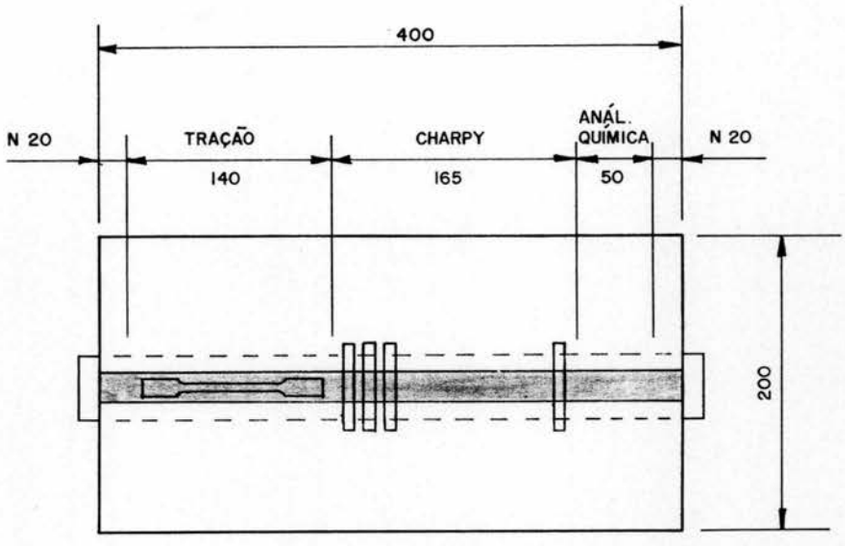
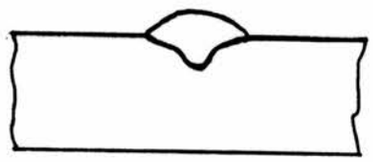
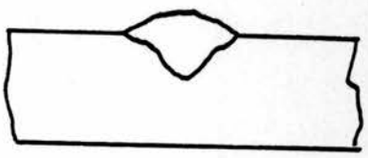


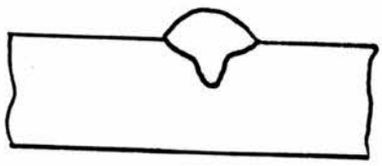
Fig. 31 JUNTA EMPREGADA PARA O DEPÓSITO DO METAL DE SOLDA



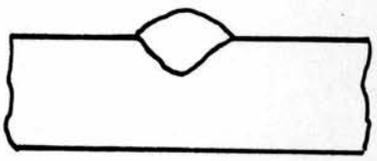
Ar + 3%O_2 (M1)



Ar + 2%O_2 + 25%CO_2 (M7)

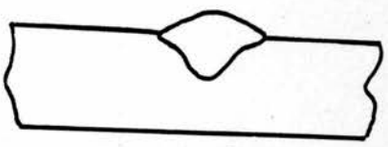


Ar + 8%O_2 (M2)

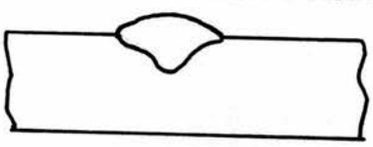


CO_2 (M8)

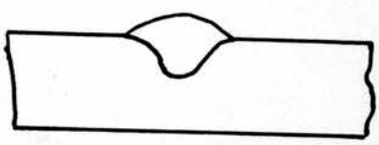
Ar + 8%CO_2 (M3)



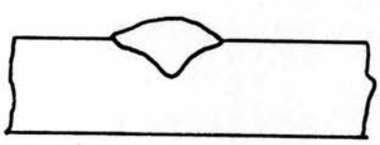
CO_2 + 4%O_2 (M9)



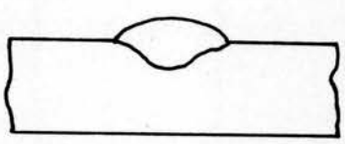
Ar + 27%CO2 (M4)



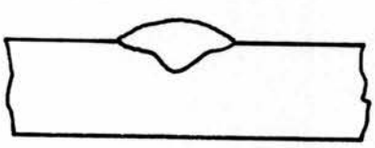
CO_2 + 15%O_2 (M10)



Ar + 40%CO_2 (M5)



CO_2 + 25%O_2 (M11)



Ar + 2%O_2 + 15%CO_2 (M6)

Fig. 32 GEOMETRIA DOS CORDÕES DE SOLDA

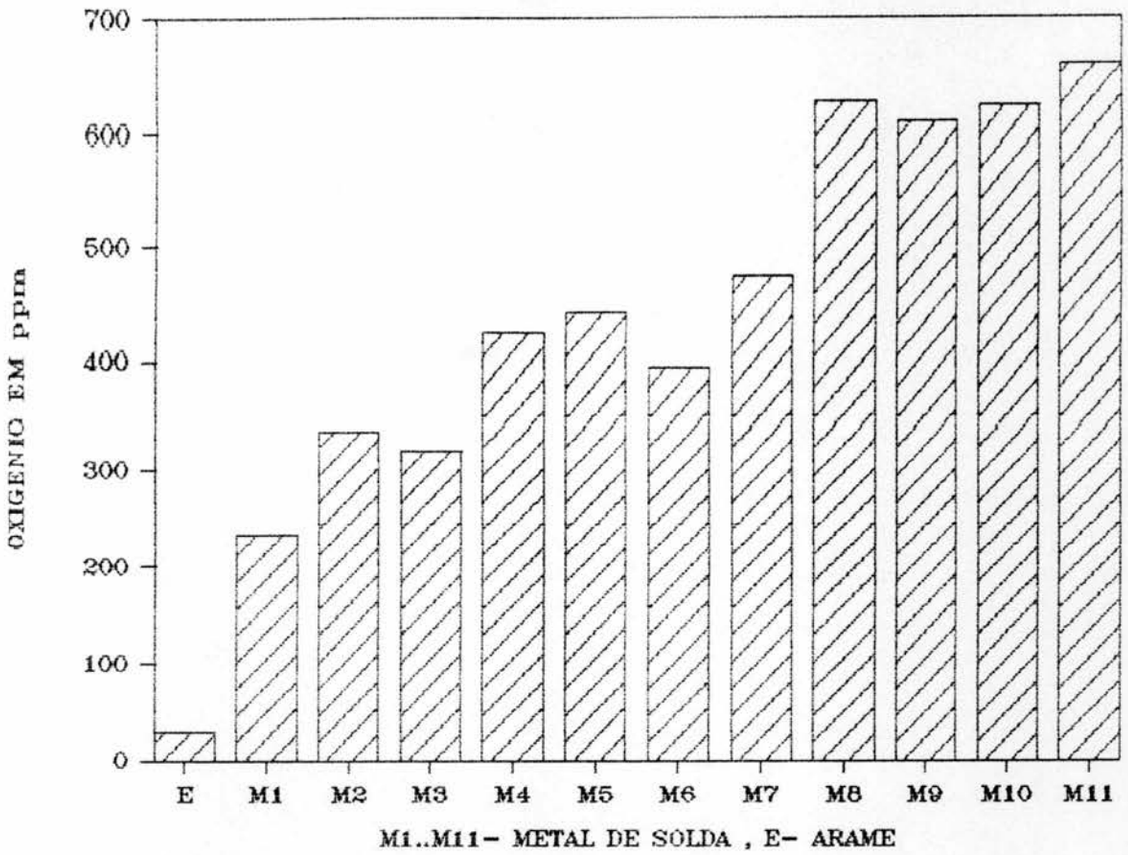


Fig. 33 TEORES DE OXIGÊNIO NOS METAIS DE SOLDA E NO ARAME

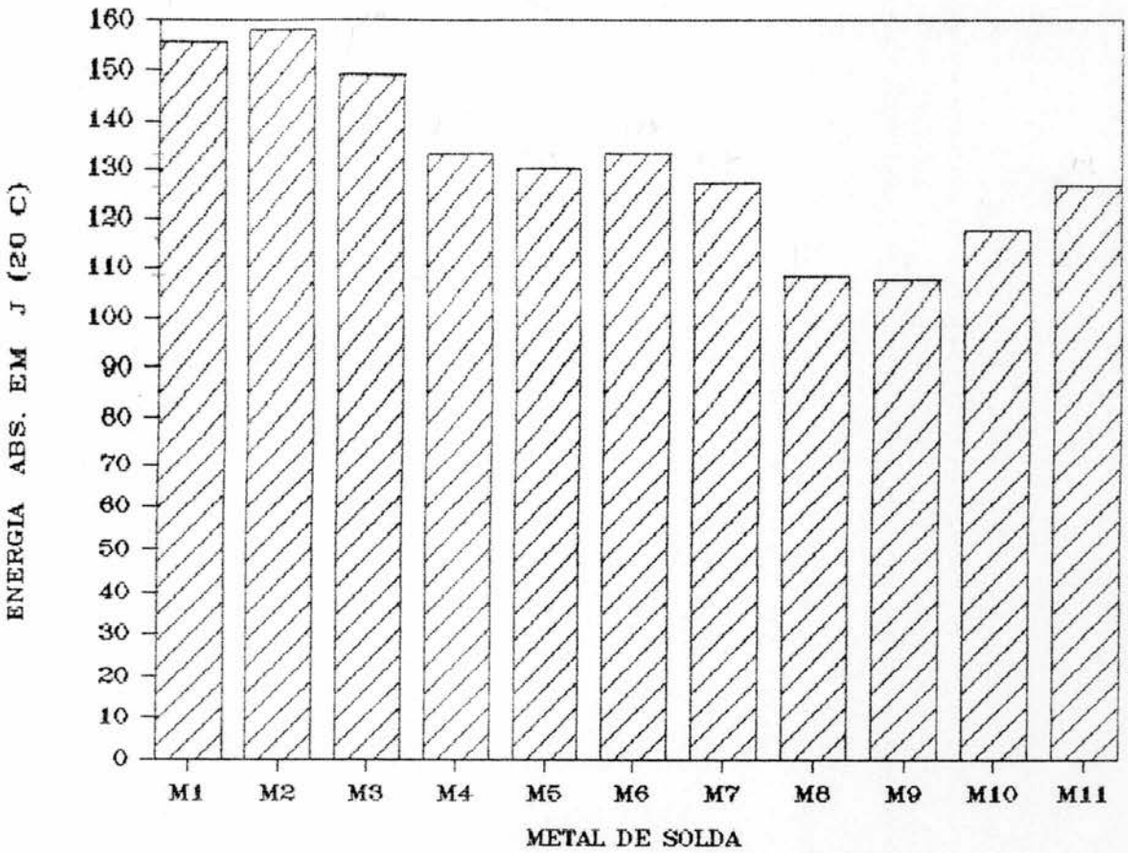


Fig. 34 ENERGIA ABSORVIDA PELOS METAIS DE SOLDA EM ENSAIO CHARPY-V A 20°C

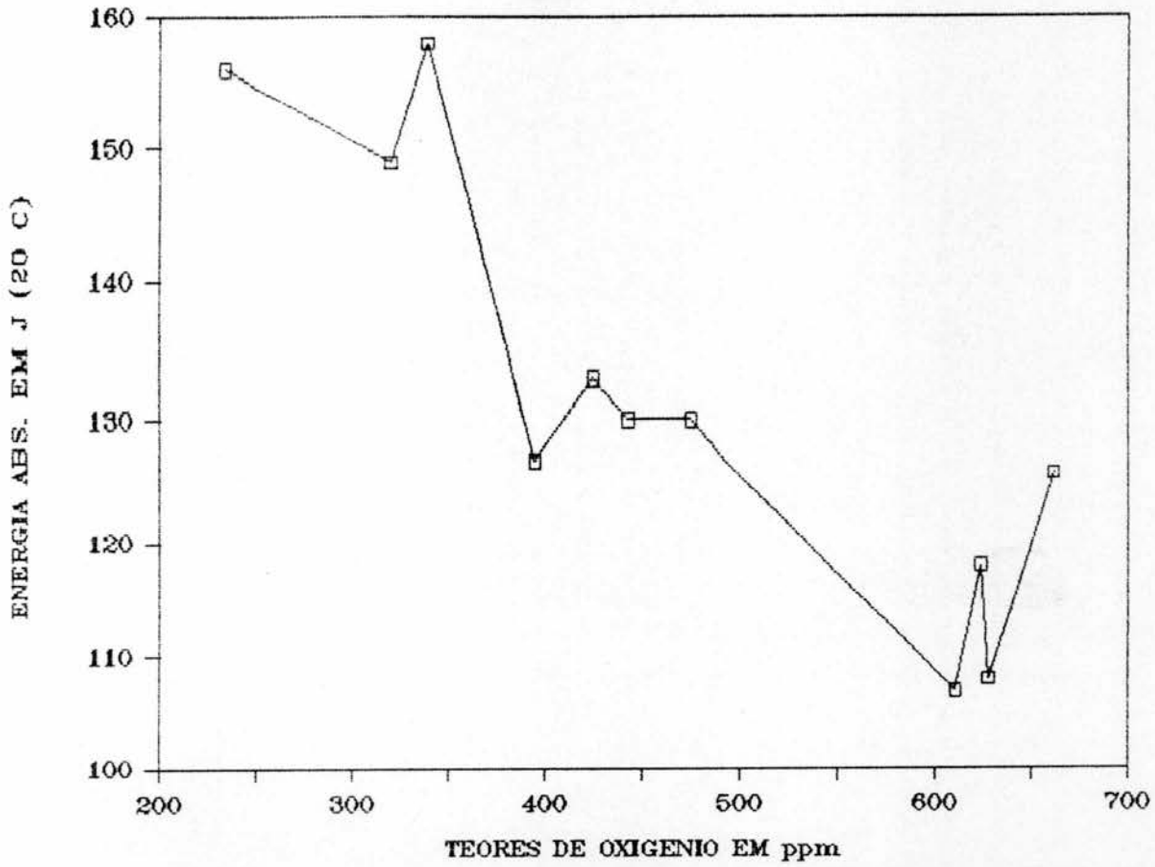


Fig. 35 RELAÇÃO ENTRE TEORES DE OXIGÊNIO NOS METAIS DE SOLDA E ENERGIA ABSORVIDA EM ENSAIO CHARPY-V A 20°C

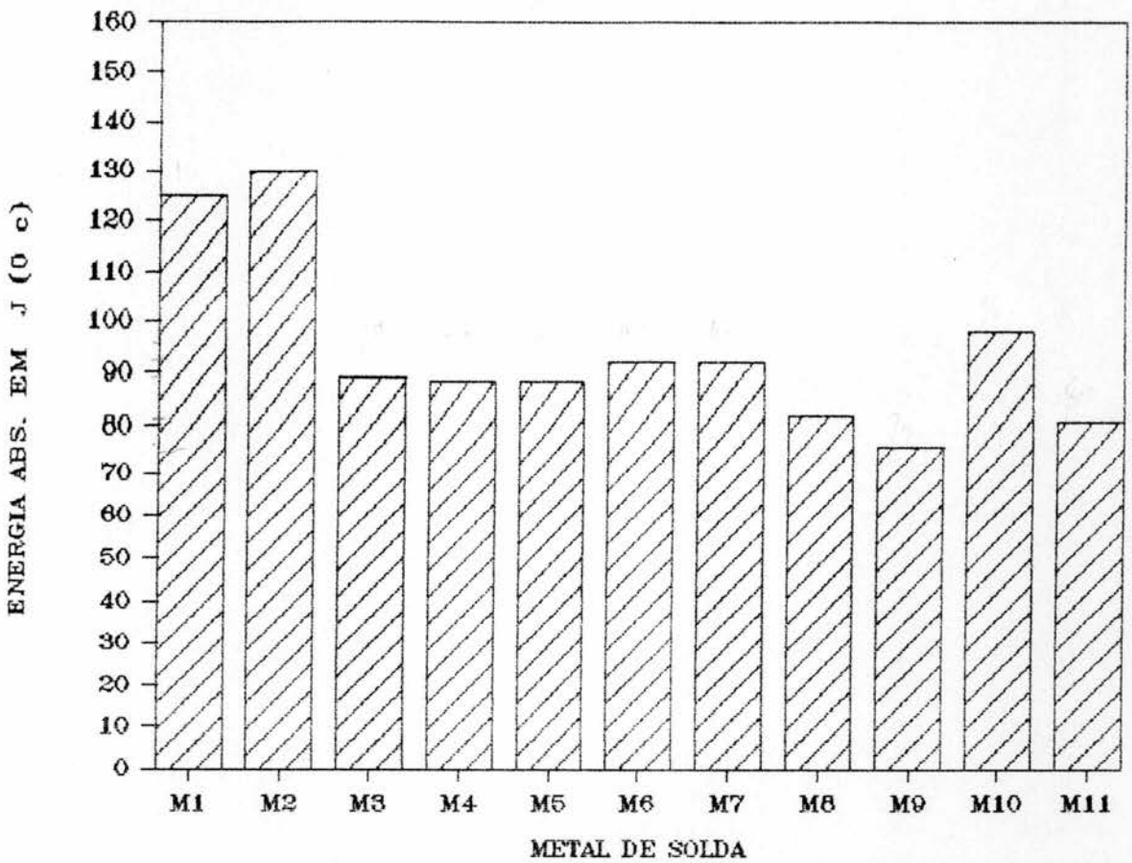


Fig. 36 ENERGIA ABSORVIDA PELOS METAIS DE SOLDA EM ENSAIO CHARPY-V A 0°C

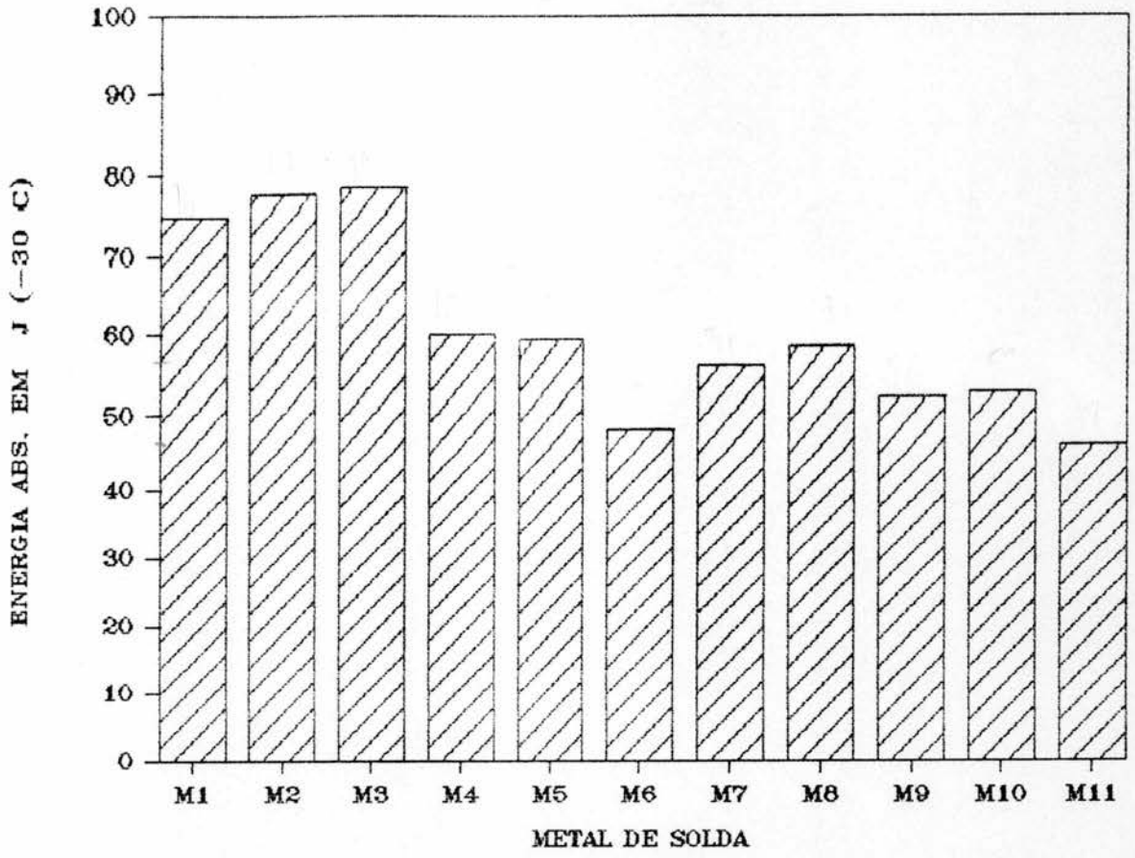


Fig. 37 ENERGIA ABSORVIDA PELOS METAIS DE SOLDA EM ENSAIO CHARPY-V A -30°C

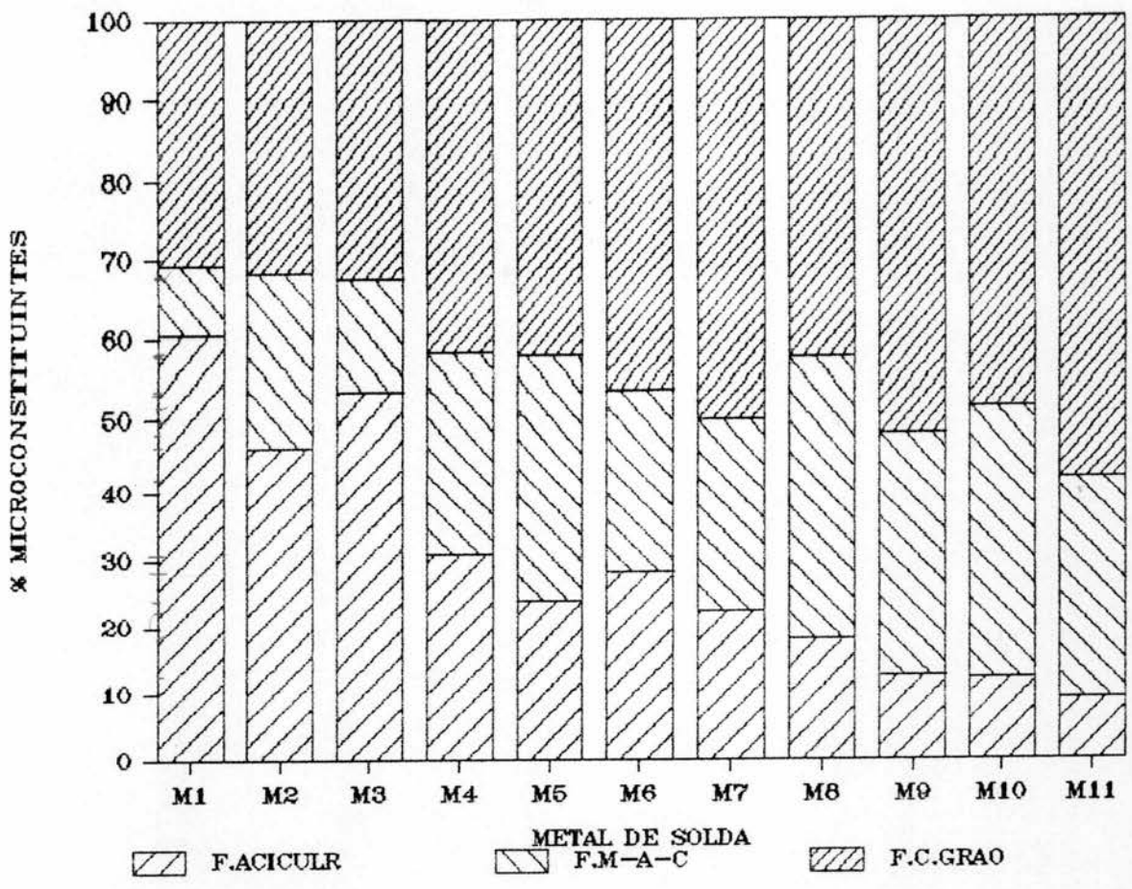


Fig. 38 MICROESTRUTURA DOS METAIS DE SOLDA

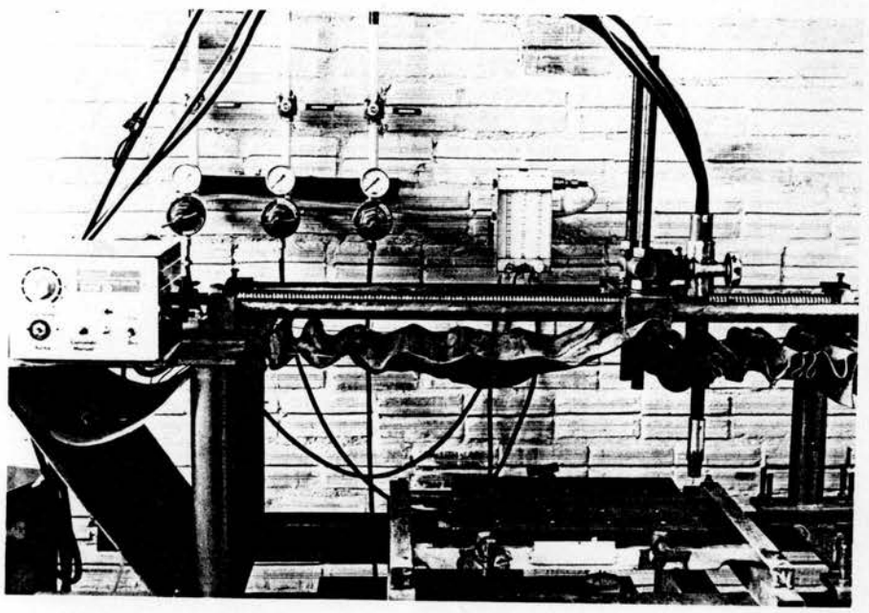


Foto 1 DISPOSITIVO PARA SOLDAGEM MIG/MAG MECANIZADA

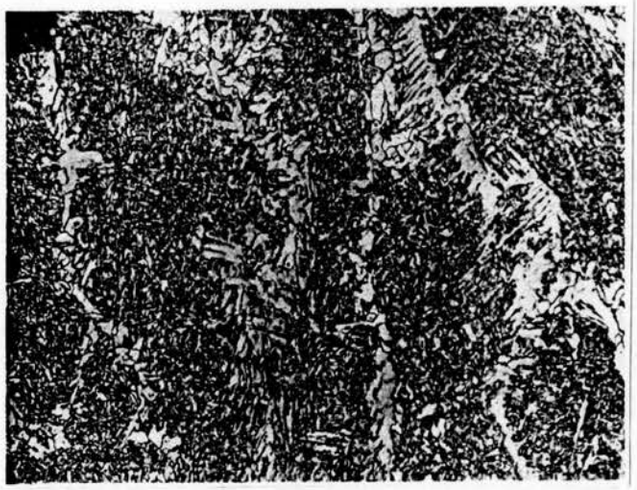


Foto 2 MICROESTRUTURA DO METAL DE SOLDA OBTIDA
COM A MISTURA DE Ar + 3% O_2 (200x)
TEOR DE OXIGÊNIO NO METAL DE SOLDA: 234 ppm
REAGENTE:NITAL 2%

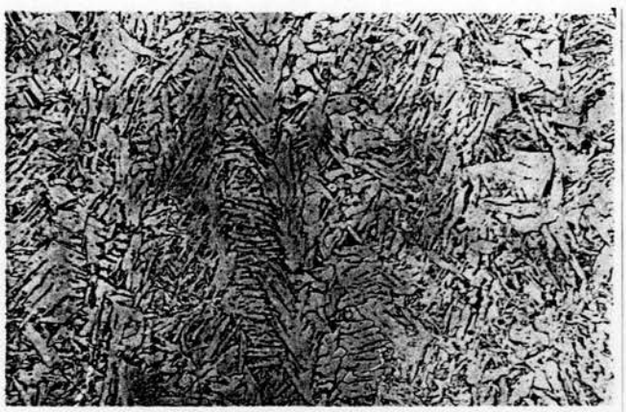


Foto 3 MICROESTRUTURA DO METAL DE SOLDA OBTIDA
COM A MISTURA CO_2 + 25%O_2 (200x)
TEOR DE OXIGÊNIO NO METAL DE SOLDA: 662 ppm
REAGENTE:NITAL 2%

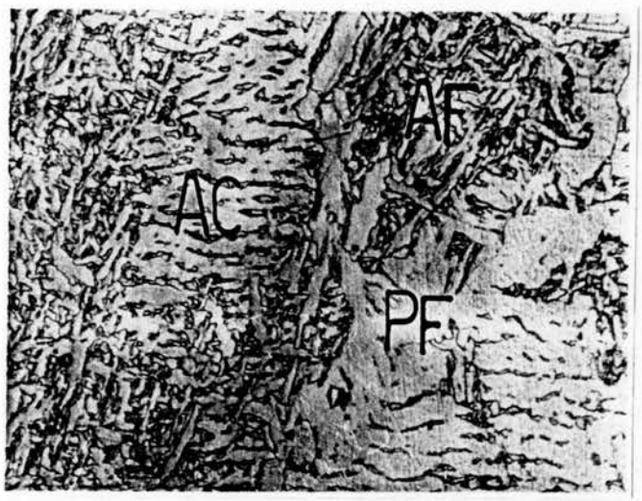


Foto 4 MICROESTRUTURA DO METAL DE SOLDA OBTIDA COM A MISTURA Ar + 8%O_2 (500x)

REAGENTE : NITAL 2%

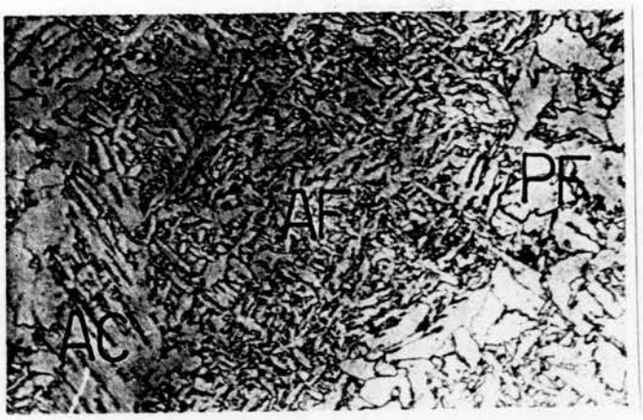


Foto 5 MICROESTRUTURA DO METAL DE SOLDA OBTIDA COM A MISTURA Ar + 27%CO_2 (500x)

REAGENTE : NITAL 2%

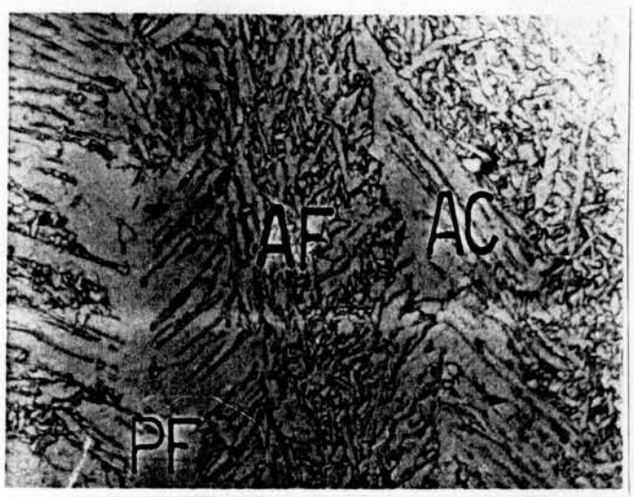


Foto 6 MICROESTRUTURA DO METAL DE SOLDA OBTIDA COM CO_2 (500x)
REAGENTE : NITAL 2%

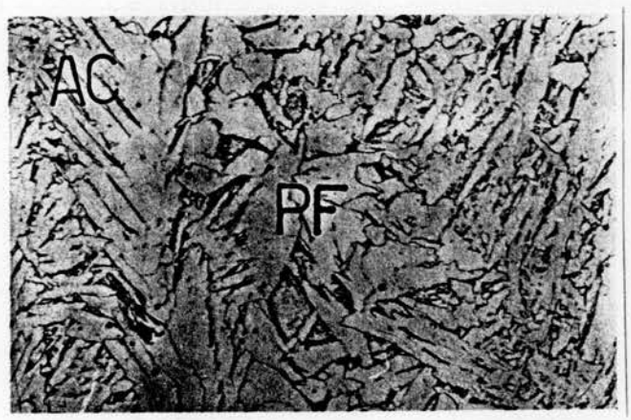


Foto 7 MICROESTRUTURA DO METAL DE SOLDA OBTIDA COM A MISTURA CO_2 + 25%O_2 (500x)
REAGENTE : NITAL 2%

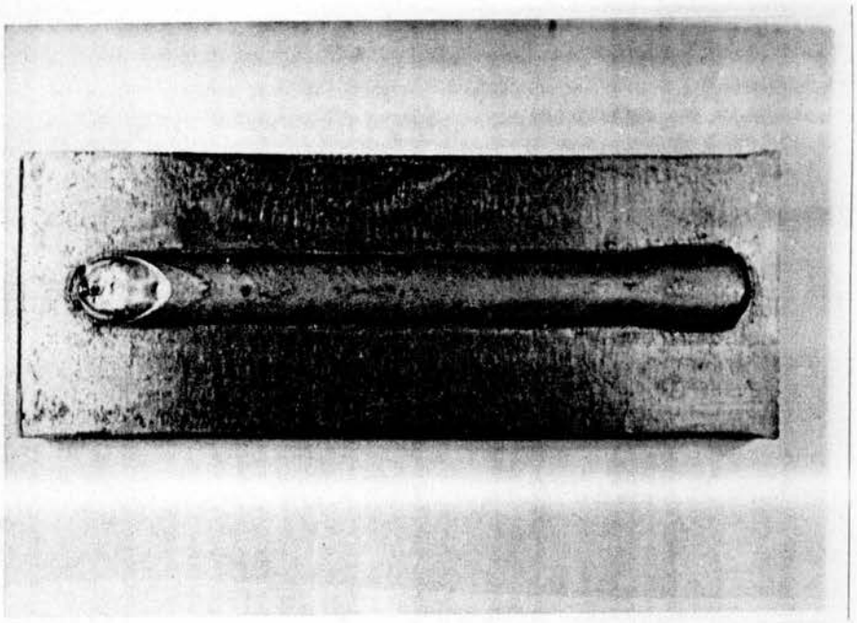


Foto 8 ASPECTO DO CORDÃO CORRESPONDENTE À MISTURA Ar + 3%O_2 (M1)

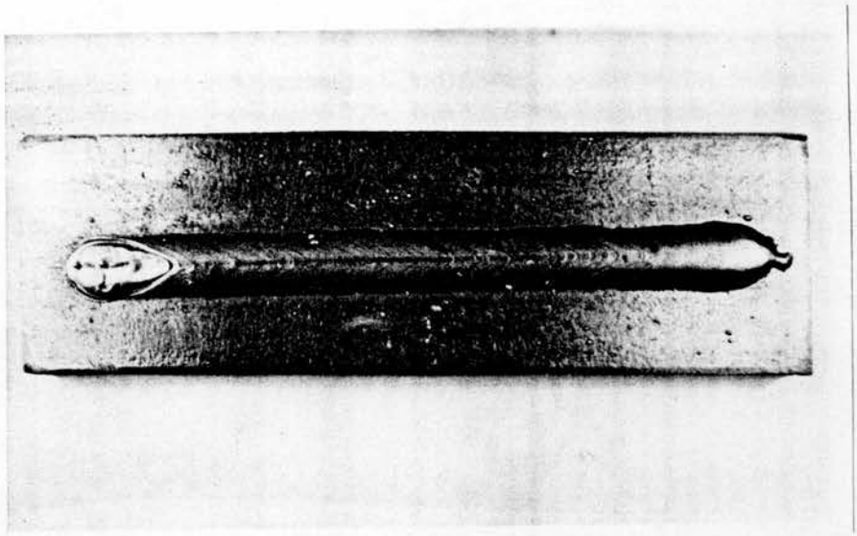


Foto 9 ASPECTO DO CORDÃO CORRESPONDENTE À MISTURA Ar + 8%CO_2 (M3)

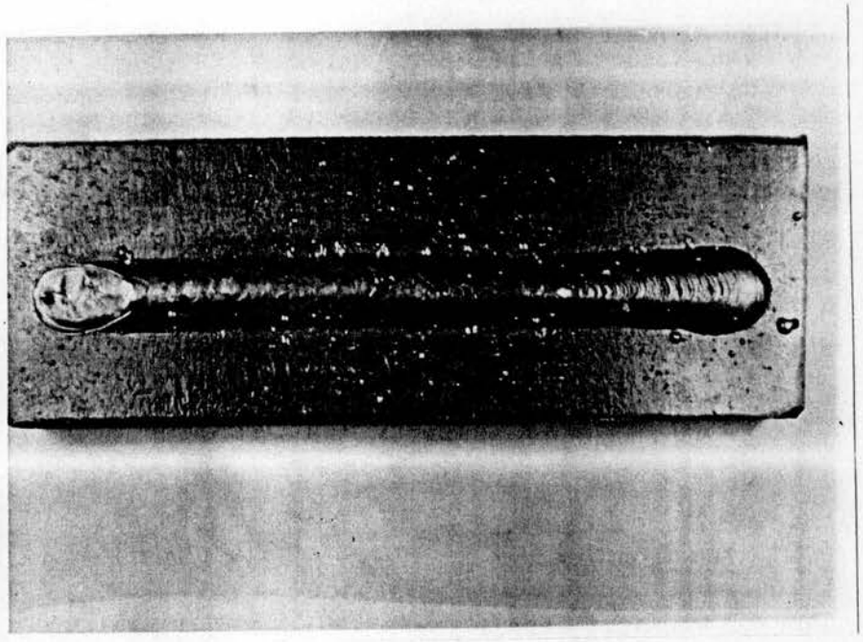


Foto 10 ASPECTO DO CORDÃO CORRESPONDENTE À MISTURA Ar + 40%CO_2 (M5)

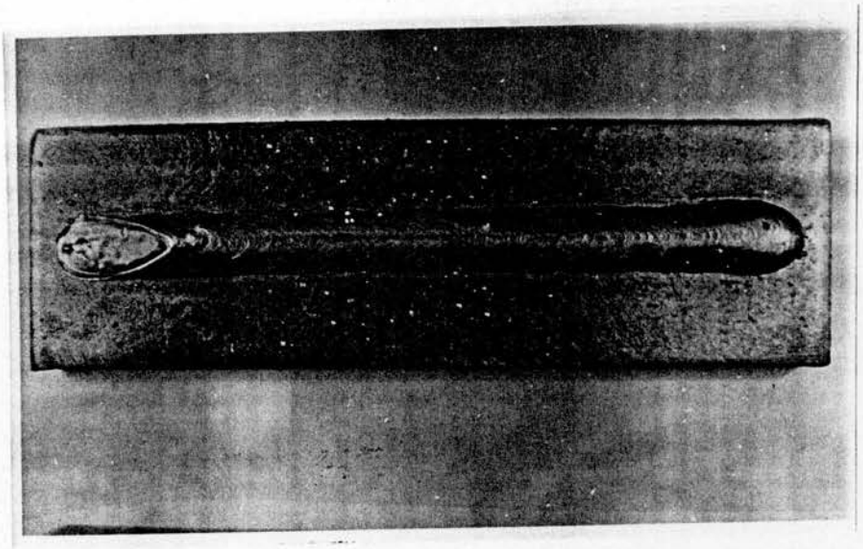


Foto 11 ASPECTO DO CORDÃO CORRESPONDENTE À MISTURA Ar + 2%O_2 + 25%CO_2 (M7)

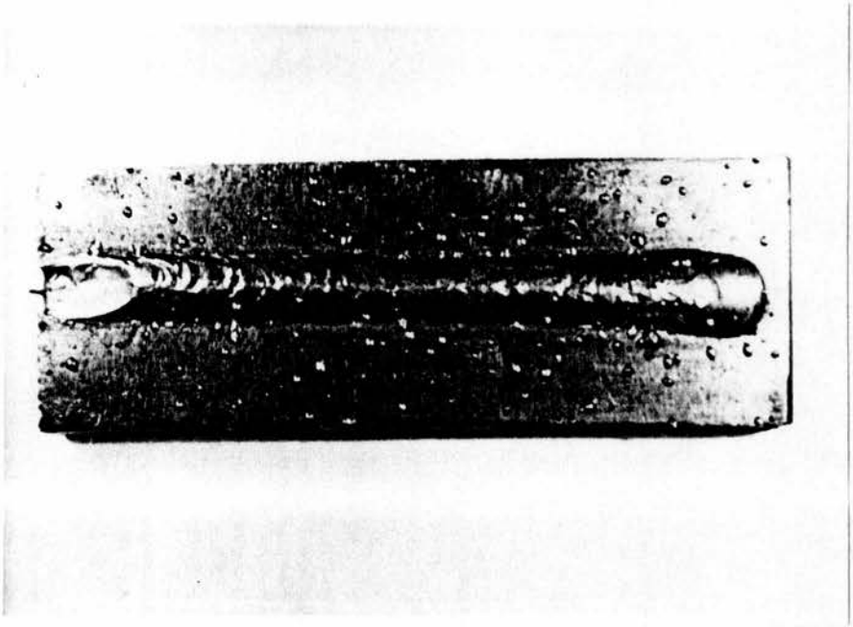


Foto 12 ASPECTO DO CORDÃO CORRESPONDENTE AO CO_2 (M8)

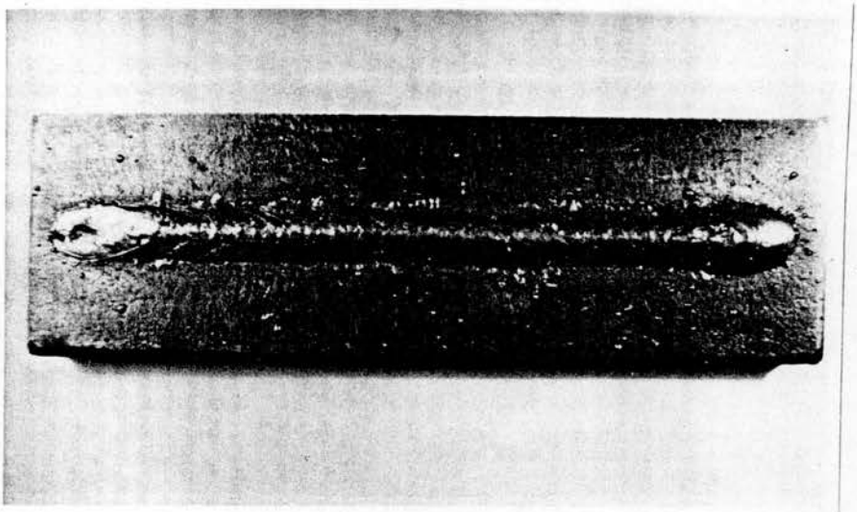


Foto 13 ASPECTO DO CORDÃO CORRESPONDENTE À MISTURA CO_2 + 4%O_2 (M9)

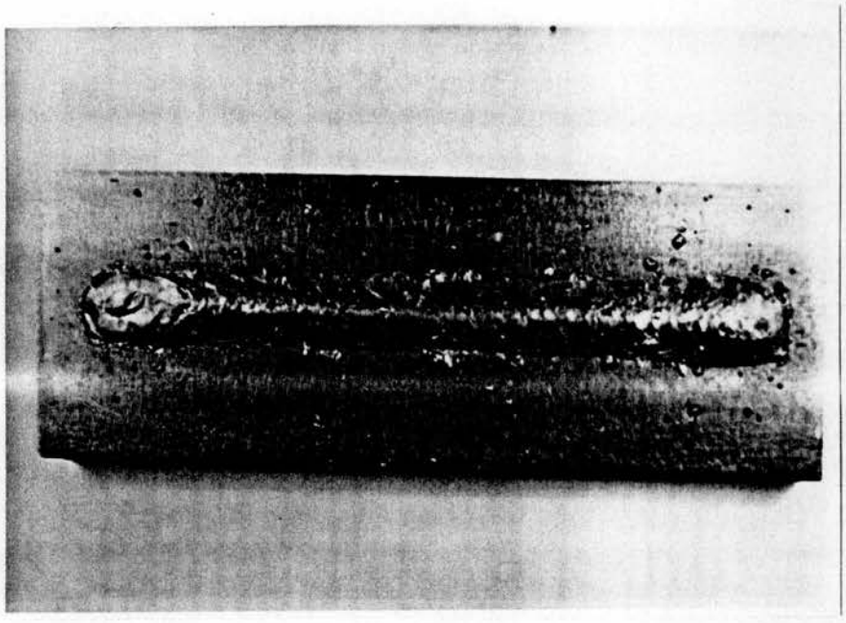


Foto 14 ASPECTO DO CORDÃO CORRESPONDENTE À MISTURA CO_2 + 15%O_2 (M10)

Foto 15 ASPECTO DO CORDÃO CORRESPONDENTE À MISTURA CO_2 + 25%O_2 (M11)

APENDICE A

Ficha técnica do dispositivo para soldagem MIG/MAG mecanizada (FOTO 1):

1- Acionamento: Moto/redutor cc com controlador continuo de velocidades

2-Sistema de acoplamento : Flange elástico

3-Sistema de Transmissão: Parafuso sem-fim/porca

4-Barramento/guia: Barras cilíndricas retificadas

5-Dimensões: 1.40 m de comprimento, 0.51 m de largura e 0.70 m de altura

6-Velocidades de soldagem : de 0 a 10.0 mm/s

7-Curso útil de soldagem : 700 mm

8-Curso vertical da tocha de soldagem : 250 mm