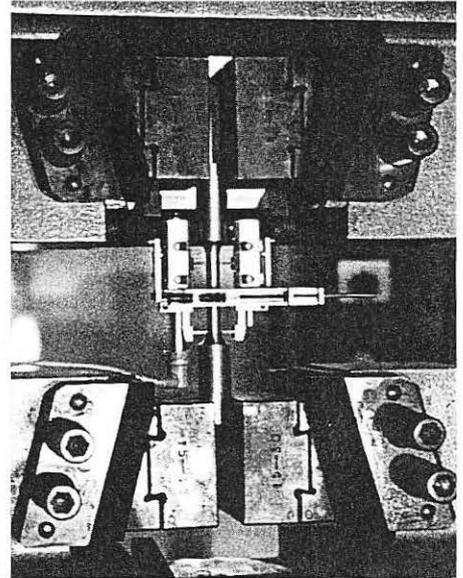


ÍNDICE

ANO 5- Nº 8 - agosto de 1999

| | |
|----------------------------------|----|
| EDITORIAL ----- | 3 |
| LINHA DIRETA ----- | 5 |
| ON LINE ----- | 6 |
| NEWS LETTER ----- | 7 |
| INDÚSTRIA AUTOMOBILÍSTICA ----- | 11 |
| AGENDA DE CURSOS E EVENTOS ----- | 18 |
| ENDESTAQUE ----- | 21 |
| MULHERES ----- | 24 |
| SENAI NOTÍCIAS ----- | 27 |
| SEÇÃO ABENDE ----- | 29 |
| SEÇÃO ABS ----- | 32 |

SUPLEMENTO TÉCNICO - FASCÍCULO 8 DE 1999



Capa: ENSAIO DE TRAÇÃO EM CORPO DE PROVA COM SEÇÃO TRANSVERSAL CILÍNDRICA UTILIZANDO EXTENSÔMETRO ELETRÔNICO ACOPLADO A SISTEMA INFORMATIZADO DA MÁQUINA UNIVERSAL DE ENSAIO. FOTO: WALKER ANDRADE SILVA FILHO - ENGENHEIRO DO CETEC DE SOLDA.

SOLDAGEM & INSPEÇÃO - Ano 5 - nº 8 - agosto de 1999 - ISSN 0104-9224 EXPEDIENTE

ABS

Rua Antonio Comparato, 218
Campo Belo - São Paulo - SP - 04605-030
Tel: (11) 535-1588 / 543-4771
E-mail: abs.soldagem@sti.com.br

DIRETORIA DA ABS

Claudio Pareto - Presidente
Wanderley Nascimento de Oliveira - Vice Presidente
Sergio Duarte Brandi - Diretor Técnico
Mario Agostino Cenni - Diretor de Comunicações
Daniel Marques de Almeida - Diretor Financeiro
Yves Marcel Troadec - Diretor de Cursos

ABENDE

Rua Guapiçu, 05 - Mirandópolis
CEP 04.024-020 - São Paulo - SP
Tel.: (11) 5071-0400 Fax: (11) 5581-1164
E-mail: abende@mandic.com.br
Home-Page: <http://www.abende.org.br>

DIRETORIA DA ABENDE

Maria Izabel Laczko Gebrael - Presidente
José Santaella Redor Jr. - Vice-Presidente
Cláudio Soligo Camerini - Diretor
Siciliano Francisco - Diretor
Edson Vasques Moreira - Diretor
Pedro Feres Filho - Diretor

SENAI-RJ

CENTRO DE TECNOLOGIA DE SOLDA
R. São Francisco Xavier, 601 - Maracanã
20.550-011 - Rio de Janeiro - RJ
Tel.: (21) 587-1196 - Fax: (21) 569-4191
E-mail: ssolda@pontocom.com.br

Home-Page: <http://www.rj.senai.br> e <http://www.ciet.senai.br>

DIRETORIA DO SENAI-RJ

Augusto Franco Alencar - Dir. Operacional Corporativo
José Eduardo de Mattos Treiger - Dir. Regional
Ana Lúcia Thiry Cherques - Superintendente de Adm. e Finanças Corporativa
Regina Maria de Fátima Torres - Dir. de Educação
Nilson Choeri - Dir. de Operações
Maria Helena Braule Pinto - Dir. de Desenvolvimento e Relações com Empresa

CONSELHO EDITORIAL

Cláudio Soligo Camerini, Ricardo Carneval, Ricardo Tadeu Lopes, Annelise Zeemann, Ari Sauer Guimarães, Carlos Camerini, Sérgio Duarte Brandi, Ronaldo Paranhos, Ubirajara Pereira da Costa

COLABORADORES

Romeu Ricardo da Silva, Paulo Cesar F. Henriques, Hilton S.B. Milani, Marcelo de Assis Correa, Jair Carlos Dutra, Larry Fiore Olle, Raul Gohr Júnior, Giovanni Dalpiaz, Ivan Guerra Machado, Odeir Silva de Paula Júnior, Luís Gimenes Jr.

EQUIPE DE PRODUÇÃO

Editor
Antonio Luiz de Souza Mello
Jornalista/Revisora
Cintia Borges A. da Fonseca
Projeto Gráfico e Diagramação
Diego Souza Mello

EDITORIA

Brandi Comunicação & Marketing

Telefax: (21) 524-3961 e 524-3956
Email: brandi@brandi-mkt.com.br

EDITADA POR

ABS/Abende/Brandi/Senai

COORDENAÇÃO GERAL

Mario Agostino Cenni - ABS
Wladimir Gonçalves Junior - Senai-Cetec de Solda
Carlos Soligo Camerini - Abende
Antonio Luiz de Souza Mello Netto - Brandi

SELEÇÃO DE MATÉRIAS

Wanderley Nascimento de Oliveira, Silvana Borges - ABS
Aline Guimarães de Oliveira, César Escobar Neto - Senai
João Marcos Alcoforado Rebelo, Eliane Bastos - Abende

IMPRESSÃO

Gráfica JB

FOTOLITO

BRANDI Comunicação e Marketing

SOLDAGEM & INSPEÇÃO é uma publicação mensal de responsabilidade da ABS - Associação Brasileira de Soldagem, da ABENDE - Associação Brasileira de Ensaios Não-Destrutivos e do SENAI - Serviço Nacional de Aprendizagem Industrial - Cetec de Solda Orlando Barbosa, distribuída aos associados e clientes.

NOTA

Os artigos assinados são de responsabilidade dos autores, não sendo a ABS, a Abende, o Senai-RJ e a Brandi responsáveis pelas opiniões neles expressas.

1. Introdução

Apesar dos enormes avanços tecnológicos recentemente alcançados na área de soldagem, bem como do desenvolvimento de novos processos, o entendimento daqueles tradicionais ainda demanda pesquisa. Atualmente, o processo MIG/MAG é provavelmente o líder em crescimento no país e no mundo, mas ainda carece de um mais profundo entendimento no que diz respeito à proteção gasosa.

Com o intuito de aprimorar, ou pelo menos melhor entender o processo de soldagem

MAG com corrente pulsada (doravante mencionado como "MAG pulsado"), é que resolveu-se estudá-lo baseando-se na seguinte consideração: "A velocidade de soldagem e os possíveis fatores que a delimitam poderiam ser otimizados, objetivando o máximo rendimento energético no processo, partindo de, principalmente, variações no gás de proteção?".

O presente trabalho analisa a performance de certas misturas gasosas, utilizadas na soldagem MAG pulsado, considerando aspectos microestruturais, macroestruturais e de pro-

cesso. Para tanto, foi usado como gás de proteção misturas entre argônio, hélio, CO_2 e O_2 , todas estas não comerciais. Para quantificar a influência de cada mistura gasosa associada aos respectivos parâmetros do processo, utilizou-se contagem de fases, observação visual e análise da macroestrutura de solidificação.

2. Procedimento Experimental

Tendo como objetivo estudar o comportamento e, consequentemente a influência de algumas misturas gasosas sobre

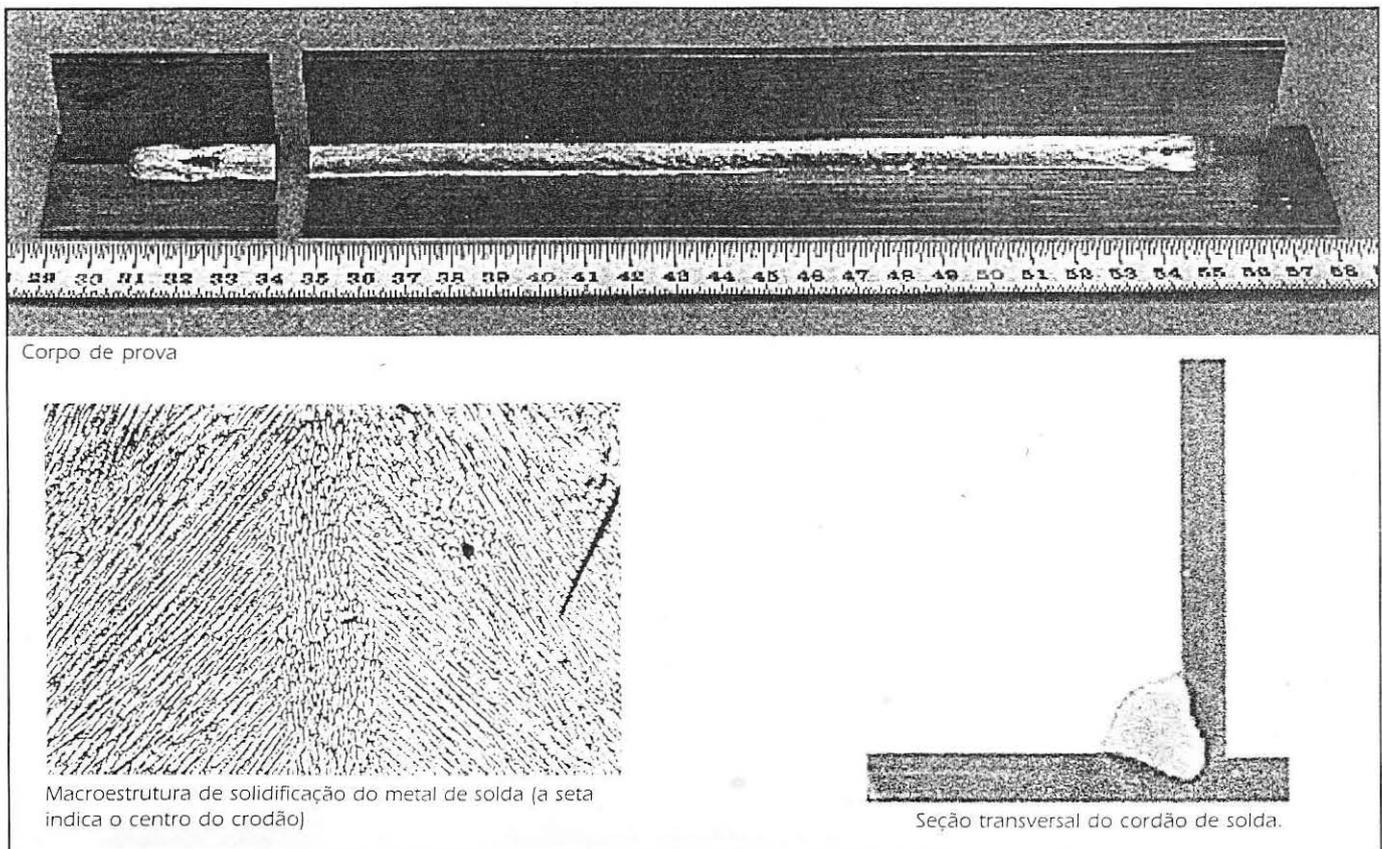


Figura 1 – Corpo de prova utilizado e exemplo de macroestrutura de solidificação.

Os parâmetros de soldagem foram escolhidos observando-se que o comprimento de arame destacado por pulso fosse sempre o mesmo, assim como o volume de arame depositado em cada pulso também permanecesse constante nas cinco condições. Ao variar a velocidade de soldagem alteraram-se também a velocidade de alimentação do arame e a frequência do pulso. O tamanho da gota depositada, mais especificamente o comprimento de arame destacado por pulso, foi selecionado de maneira que, no caso de ser destacada uma gota por pulso, a mesma tivesse o diâmetro ligeiramente superior à bitola do arame empregado (0,8 mm). Estimou-se que a gota poderia atingir um diâmetro igual a 0,96 mm. Isto foi feito visando facilitar a transferência em misturas com hélio, pois este gás apresenta a tendência de forçar a transferência do metal com maiores gotas [2].

As soldas foram realizadas sobre chapas de aço baixo carbono com 3mm de espessura e a seguinte composição química: Carbono 0,04%; Silício 0,01%; Manganês 0,26%; Fósforo 0,015%; Enxofre 0,015%.

Empregou-se o arame classe AWS ER70-S6. Considerando-se que o mesmo possui relativamente alto conteúdo de

manganês e silício - elementos desoxidantes da poça de fusão - o seu uso torna-se mais indicado quando também forem utilizadas misturas gasosas com relativamente alto poder oxidante. A corrente instantânea em cada soldagem foi adquirida com o auxílio de um sensor Hall, seguido de um osciloscópio digital, para que se tivesse certeza da energia fornecida pela fonte durante as soldagens, as quais foram automatizadas. Previamente a esta operação, o corpo de prova foi devidamente limpo, removendo-se óxidos e possíveis impurezas que porventura viessem a contaminar o cordão. A solda somente foi realizada em um dos lados do 'T', como está ilustrado na **Fig. 1**. As dimensões aproximadas do corpo de prova empregado são: largura=35 mm; altura=30 mm; comprimento =700 mm.

Após a realização das soldas, os corpos de prova foram seccionados transversalmente para análise metalográfica. De cada cordão de solda retirou-se duas seções para metalografia. Para revelar a microestrutura secundária do metal de solda (aquelas resultantes da transformação da austenita), atacou-se a amostra previamente preparada, utilizando-se nital a 5%. Para quantificar as fases presentes em cada amos-

tra, utilizou-se microscopia de luz, aumento de 1000 vezes, com o método de contagem de pontos numa determinada área da seção da solda estimando-se, assim, a proporção volumétrica de cada fase. Optou-se por 500 pontos por amostra. Mediu-se, também, a largura, a penetração e o reforço de cada cordão de solda.

A estabilidade do arco relativa à cada situação foi aproximadamente constatada pela forma da onda correspondente à corrente instantânea em cada cordão. Admite-se que tal critério não é absolutamente seguro e, além disso, há limitação quanto ao tempo máximo de aquisição de dados através do osciloscópio (0,4 segundos). Estas aquisições de dados via osciloscópio também serviram para se observar a forma da onda da corrente pulsada em diferentes frequências de pulso, visto que o equipamento de soldagem pode fornecer pulsos com forma irregular em altas frequências [3, 4].

Quanto à microestrutura de solidificação, esta foi avaliada utilizando-se um ataque a quente (cerca de 60°C) composto de uma solução aquosa saturada de ácido pícrico com algumas gotas de agente tensoativo [5]. Através de um projetor de perfis com aumento de 50 vezes, mediu-se o es-

paçamento interdendrítico e o ângulo da frente de solidificação (β na Fig. 2).

3. Resultados e Discussão

3.1 Geometria do Cordão de Solda

Denominou-se neste estudo de geometria do cordão de solda, ao perfil da seção transversal do mesmo, revelado pelo ataque com nital. O esquema abaixo ilustra os três principais fatores capazes de modificar esta geometria:

Δ (arco) e/ou Δ (gás) e/ou Δ (térmico) \Rightarrow Δ (geometria do cordão)

Uma alteração ("um delta") na distribuição energética do arco; um delta gás (aqui interpretado como emprego de gás mais ou menos oxidante), ou um delta no gradiente térmico do metal de solda resultam em um delta na geometria do cordão. A Fig. 2 ilustra a largura (L), a penetração (P) e o reforço (R) do cordão de solda.

Por outro lado, a presença de hélio no gás de proteção faz com que a distribuição energética do arco seja mais uniforme, gerando assim maior penetração lateral do cordão. Como todas as misturas aqui analisadas apresentam este gás em sua

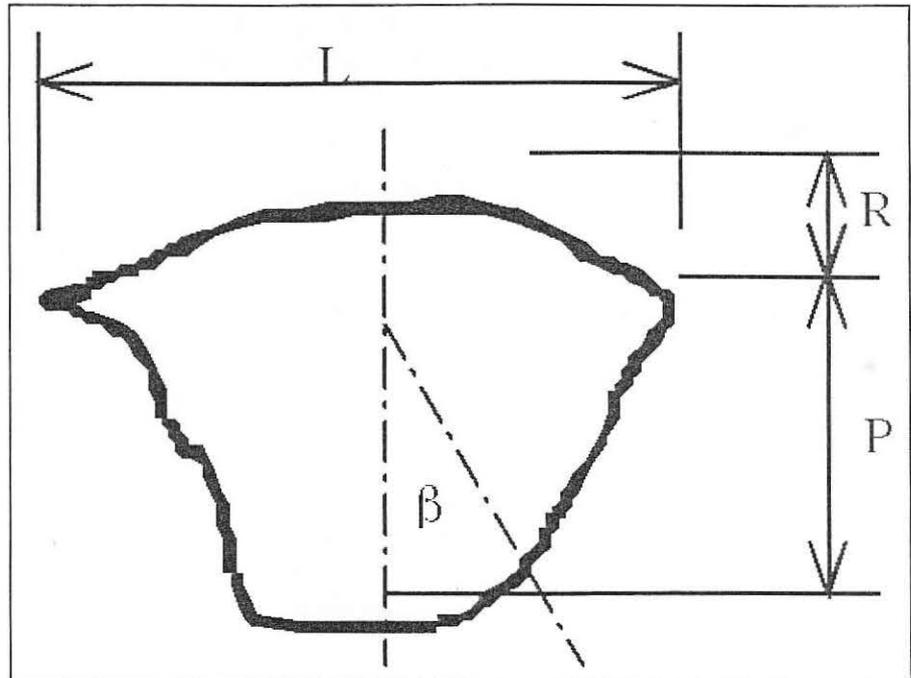
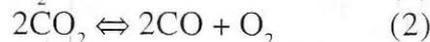


Figura 2 - Hipotético cordão de solda (β é o ângulo da frente de solidificação).

composição, é de se esperar que os cordões resultem em penetração lateral acentuada. Todos os corpos de prova comprovaram este fato. Porém, a penetração lateral não se mostrou proporcional ao hélio contido na mistura.

Além disso, a proporção de oxigênio ou dióxido de carbono no gás de proteção são os fatores que mais influenciam a população de óxidos e, parcialmente, a composição química do metal de solda, sendo que na coluna do arco o O_2 e CO_2 se dissociam segundo as equações abaixo:



Portanto, em contato com

a poça de fusão existe não somente o CO_2 e O_2 mas também CO e o oxigênio monoatômico.

O oxigênio e o carbono em contato com a poça de fusão, se forem absorvidos, o farão segundo as seguintes equações, resultantes da dissociação no arco e posterior dissolução/absorção:



Onde O e C representam o oxigênio e o carbono presentes no metal de solda, respectivamente.

Na temperatura do arco

elétrico, levando-se em conta o conhecido diagrama de Boudouard, a Eq. 2 se dá no sentido da formação do oxigênio e CO (reação endotérmica). Com o aumento da concentração do CO nas regiões mais externas do arco e como nas mesmas a temperatura é menor, a Eq. 2 se inverte e começa a formar CO₂. Neste sentido, tal reação é exotérmica (libera calor) e devido a isto a penetração lateral dos cordões é maior com gases de proteção que contenham CO₂. Em outras palavras, o calor gerado na formação do CO₂, após sua dissociação, se encarrega de aumentar

a penetração do cordão. Portanto, para se estudar quantitativamente esta penetração do cordão, assim como a penetração lateral, deve-se utilizar misturas, ou com CO₂, ou com hélio (mas não ambos na mesma mistura), pois os seus efeitos se confundem neste caso. Em outras palavras, existe uma competição entre as reações exotérmicas provocadas pelo CO₂ e o efeito do hélio em relação à físico-química do arco com o aumento da temperatura/tensão e a melhor distribuição energética. Porém, em baixos níveis de CO₂ e observando-se os gases com O₂, o au-

mento da penetração lateral do cordão foi notada. Quanto à penetração efetiva, nada se pode afirmar com relação ao seu acréscimo [6, 7].

Por outro lado, é possível que a largura do cordão esteja diretamente ligada aos fatores que favorecem a penetração lateral. Com os resultados obtidos, observou-se que existe uma tendência coerente apenas na condição 1 e na condição 5 (menor e maior velocidade de soldagem, respectivamente), conforme ilustrado na **Fig. 3**. Na condição 1, o aumento de hélio provocou aumento de largura para o menor e para o in-

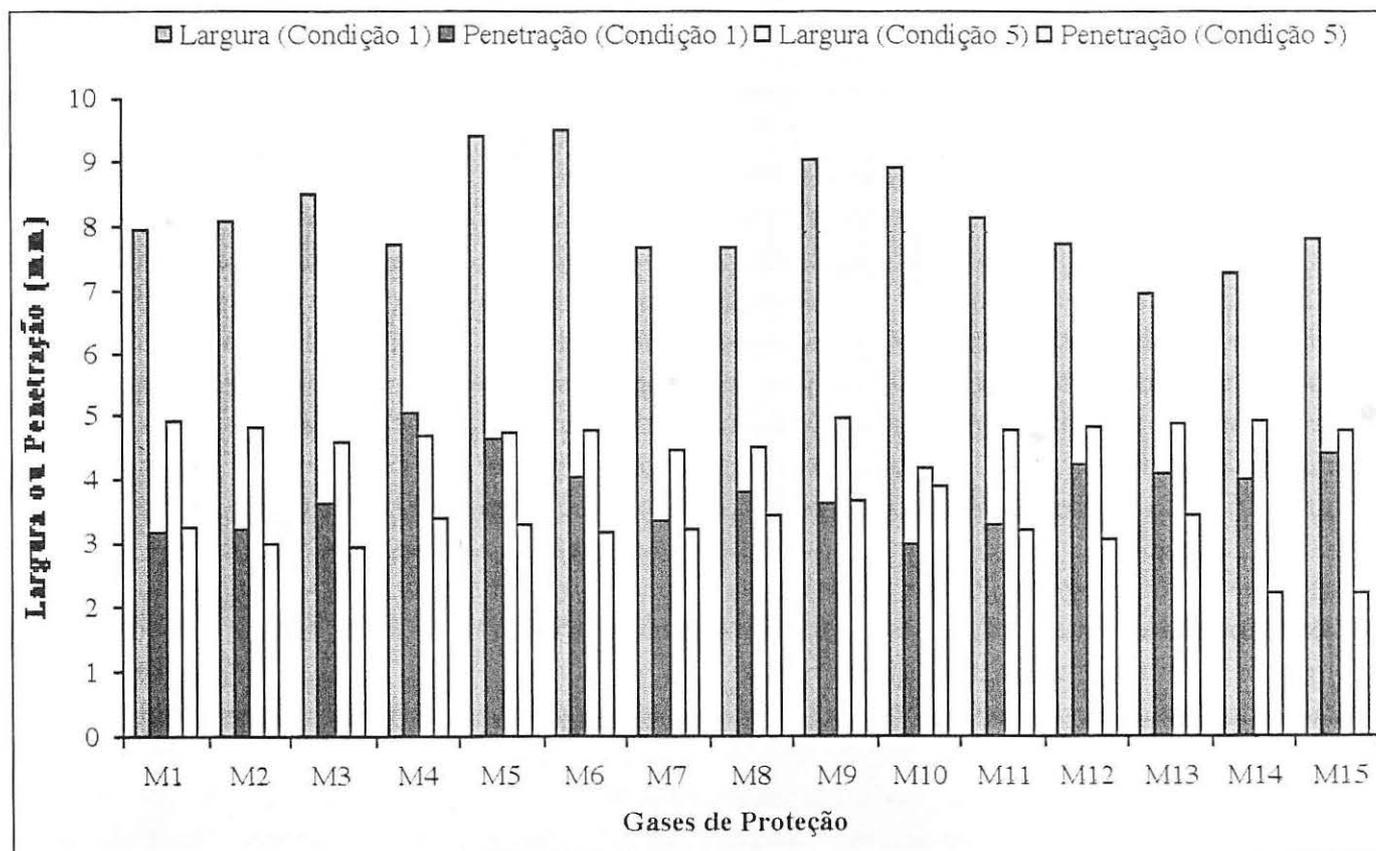


Figura 3 - Largura e penetração do cordão de solda, em função do gás de proteção para as condições de soldagem 1 e 5 (vide Tab. 2).

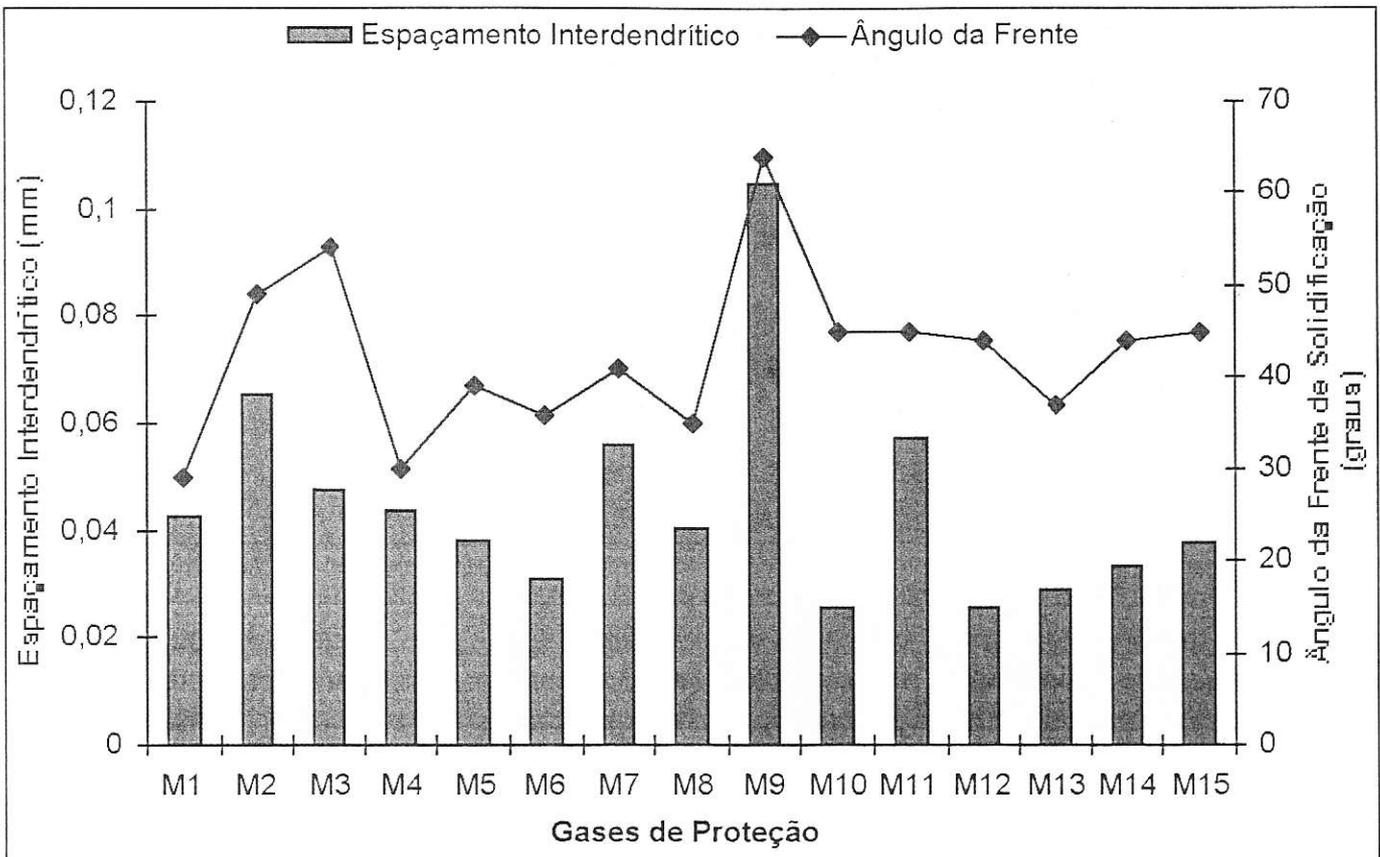


Figura 4 - Espaçamento interdendrítico e ângulo da frente de solidificação, em função do gás de proteção para a condição de soldagem 3 (vide Tab. 2).

termediário nível de CO_2 e diminuiu a largura para o maior. Para o O_2 , o menor nível diminuiu a largura e o maior a aumentou. Na condição 5 tem-se efeito inverso para as misturas com CO_2 . Como está se observando os extremos em relação à velocidade de soldagem, poderia-se supor que o efeito inverso nas duas situações seria devido a razões de cinética. O efeito do hélio é praticamente instantâneo, pois sua influência se dá diretamente no arco, ao passo que o efeito do CO_2 sobre a penetração lateral necessita de algum tempo para ocorrer. Com velocidade de

soldagem de 25 mm/s, o efeito do CO_2 quase não se manifestou. Confirma-se, então, o fato de que quanto maior a velocidade de soldagem, mais distante se está do equilíbrio termodinâmico da solda.

Quanto à penetração e ao reforço, os resultados não mostraram uma clara tendência. Porém, para as condições extremas observou-se uma provável inversão de efeitos.

3.2 Espaçamento Interdendrítico / Solidificação

Dependendo das condições de soldagem impostas, a

solidificação heterogênea do metal de solda assume características distintas e qualquer variável do processo possui potencial para modificar o modo de solidificação. Em outras palavras, uma mudança geométrica do perfil da poça de fusão causada, por exemplo, pela substituição do gás de proteção, altera substancialmente o modo de solidificação pela variação do perfil da poça, gradientes térmicos e, no caso de gases reativos, composição química. Neste trabalho não foram realizados ensaios mecânicos para relacionar a macroestrutura de solidifica-

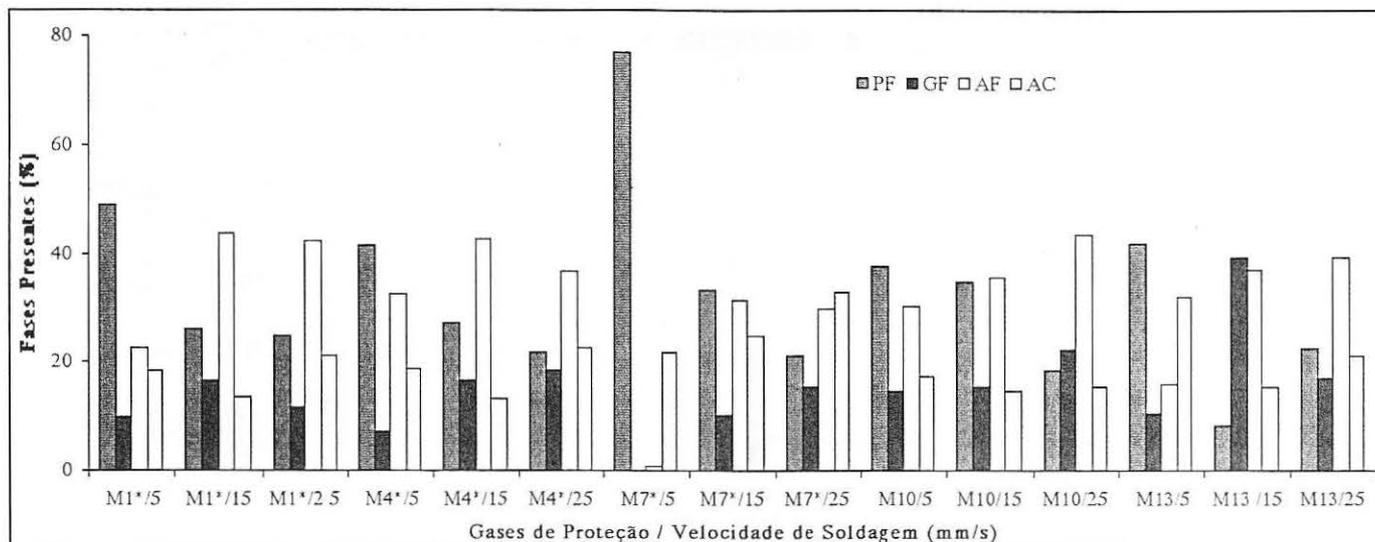


Figura 5 - Proporção das fases presentes no metal de solda, em função do gás de proteção e outras condições de soldagem. As misturas com (*) indicam 10%He/CO₂, enquanto as restantes contêm 10%He/O₂ (vide Tab. 1).

ção com as propriedades mecânicas dos cordões de solda. Porém, certamente há vantagens em se obter estruturas mais refinadas [5].

Mediu-se o espaçamento interdendrítico, ou seja, a distância entre dendritas adjacentes e o ângulo da frente de solidificação (β), conforme exemplificado para a condição de soldagem 3 na Fig. 4. Este ângulo é medido na seção transversal do cordão de solda, entre a vertical e a frente de solidificação, segundo a mencionada Fig. 2. Quanto menor for o ângulo da frente, menores serão as chances de segregação de soluto no plano central da seção transversal do cordão, reduzindo a tendência a trincas de solidificação, quando o material for suscetível a este tipo de defeito. Para encontrar o espaçamento interdendrítico,

estipulou-se uma distância padrão, no caso 4mm, e com um projetor de perfis contou-se as dendritas contidas na mesma. Dividindo-se o número de dendritas obtido por 4, obteve-se este espaçamento [8, 9]. Os valores apresentados são a média de duas seções em cada cordão, sendo aqui mostrados somente exemplos de cada caso, por razão de espaço nesta publicação (seriam necessárias 8 figuras para todos os casos).

Para a condição 1 não foi possível medir o ângulo da frente de solidificação, pois o crescimento das dendritas se deu de baixo para cima, resultando num ângulo próximo de zero, provavelmente em função da baixa velocidade de soldagem. Por outro lado, as dendritas se mostraram bastante largas. Baseado nesta condição (limite inferior de velocidade

de soldagem), pode-se suspeitar da existência de uma relação de compromisso entre ângulo da frente de solidificação e quantidade de dendritas para a otimização das propriedades mecânicas, principalmente a tenacidade. Para o caso do efeito do gás hélio sobre o ângulo da frente de solidificação, notou-se que para a menor velocidade de soldagem onde o ângulo foi medido (10 mm/s), os acréscimos na proporção de hélio nas misturas tenderam a aumentar o ângulo desta frente. Já na condição 5 (25 mm/s) o efeito do hélio se inverteu, fato principalmente evidenciado para as misturas com O₂. Cabe aqui salientar que o ângulo da frente de solidificação depende da geometria do cordão e, portanto, é de difícil análise individual.

Analisando-se o espaça-

mento interdendrítico em função do gás de proteção, fixadas as demais condições de soldagem, chega-se a quatro relações aparentemente sem coerência. Apenas para as condições limites observam-se tendências de aumentar o espaçamento com a adição de hélio e diminuir na condição 5 com gases constituídos por O_2 . Porém, plotando-se gráficos fixando a quantidade de hélio para diversos níveis de oxidação da poça, nota-se que para a grande maioria dos casos existe uma tendência clara de aumentar ou diminuir este espaçamento. Para a condição 1 o aumento do poder oxidante tende a aumentar o espaçamento. Quando se eleva a velocidade de soldagem, os resultados não são coerentes, talvez pelas mesmas razões cinéticas mencionadas na análise da geometria do cordão, ou pelo fato de existirem pontos de inflexão não detectados neste estudo. Por outro lado, analisando-se o caso em que o gás de proteção é fixado nas quatro condições, nota-se uma tendência clara de minimização do espaçamento com o aumento da velocidade de soldagem, tanto para energias de soldagem iguais (condições 1 e 3), quanto para energias diferentes (condições 4 e 5). Apenas as misturas M2, M9 e M11, para

idênticas energias de soldagem, apresentaram maior espaçamento com o aumento da velocidade. Portanto, para estas misturas, provavelmente ocorreu interação entre as variáveis espaçamento interdendrítico e composição da mistura gasosa.

3.3 Microestrutura

Após a solidificação ocorrer, iniciam-se as transformações da austenita pelo decaimento da temperatura do metal de solda. Devido às altas taxas de resfriamento e também pela particular composição química do metal de solda, este adquire características peculiares, quando comparadas com as do metal base, conforme esquema abaixo, com o significado do Δ (delta) explicado anteriormente:

$$\Delta (\text{químico}) + \Delta (\text{térmico}) = \Delta (\text{microestrutura do metal de solda})$$

Não existe ainda um padrão único para classificar estas microestruturas, mas o IIW (International Institute of Welding), através do documento II-A-389-76 e posteriormente pelo documento 1533-88, propõe uma terminologia que se tem mostrado satisfatória.

Os metais de solda apre-

sentaram as fases PF (ferrita poligonal), GF (ferrita de contorno de grão), AF (ferrita acicular) e AC (ferrita com segunda fase). A Fig. 5 ilustra as proporções destas fases para os gases de proteção contendo 10% He+CO₂ e 10% He+O₂.

Excetuando-se as misturas M5, M6 e M13, os metais de solda mostraram decréscimo na proporção de ferrita poligonal com o aumento da velocidade de soldagem. Porém, cabe salientar que esta energia é reduzida com o aumento da velocidade de soldagem. Pode-se afirmar, através dos dados obtidos com relação à ferrita poligonal, que o aumento da velocidade de soldagem, ou o decréscimo da energia de soldagem, ou mesmo a interação entre estes dois fatores, faz com que diminua a porcentagem de ferrita poligonal. Estes resultados são coerentes quando confrontados com a teoria das transformações da austenita, pois relativamente altas taxas de resfriamento não favorecem à formação de ferrita poligonal.

Com as misturas M5, M6 e M13 os resultados não apresentaram a mesma tendência. Para estes casos, observou-se um mínimo de ferrita poligonal na velocidade de 15 mm/s, confirmando-se a complexidade e, conseqüentemente, a dificul-

dade do entendimento das transformações austeníticas na soldagem, bem como a interação entre os efeitos do CO_2 , do O_2 e do He.

Com relação à formação da ferrita acicular, observou-se aumento diretamente proporcional da porcentagem da mesma com a velocidade de soldagem para as misturas com O_2 . Quando substituiu-se o O_2 pelo CO_2 nas misturas, obteve-se a máxima proporção de ferrita acicular na velocidade de 15 mm/s, com exceção da M5. Com esta constatação, pode-se supor que em 25 mm/s, para misturas com CO_2 , a ferrita poligonal foi substituída pela ferrita acicular. Com 15 mm/s, não somente a ferrita poligonal, mas também a ferrita com segunda fase e a ferrita de contorno de grão provavelmente cederam espaço para a ferrita acicular.

Portanto, é possível otimi-

zar as fases presentes no metal de solda alterando-se a velocidade de soldagem. Outrossim, quando há CO_2 no gás de proteção, as reações exotérmicas da dissociação da molécula fazem com que mude de maneira significativa as condições para a transformação austenítica. Provavelmente, esta é a razão do conteúdo diferenciado de fases quando o CO_2 está presente no gás de proteção.

4. Conclusões

Considerando os limites experimentais deste estudo, pode-se concluir que:

A velocidade de soldagem é uma variável muito importante, com relação ao efeito do gás de proteção sobre a macroestrutura de solidificação, microestrutura e geometria do cordão de solda;

O aumento da velocidade de soldagem tende a diminuir

o espaçamento interdendrítico, para iguais e diferentes energias de soldagem;

O aumento da velocidade de soldagem, ou a redução da energia de soldagem, tende a reduzir o nível de ferrita poligonal;

Nas misturas contendo CO_2 e na velocidade de 25 mm/s, ocorreu aumento da ferrita acicular (com relação aos outros gases de proteção empregados);

Para as misturas contendo O_2 e quando a velocidade de soldagem é elevada, observou-se aumento da ferrita acicular (com relação aos outros gases de proteção utilizados);

Sob o ponto de vista metalúrgico, o limiar de velocidade de soldagem atingida neste trabalho, ao contrário do que previamente poderia se suspeitar, favoreceu a formação de fases consideradas tenazes.

B i b l i o g r a f i a

1] Machado, I.G. **Soldagem & Técnicas Conexas: Processos**. 477 pp; Ed. pelo Autor (distribuído pela Livraria Conceitual e Associação Brasileira de Soldagem - ABS), Porto Alegre, 1996.

2] Amin, M. **Pulse Current Parameters for Arc Stability and Controlled Metal Transfer in Arc Welding**. Metal Construction, 272-278, May 1983.

3] Quintino, L. and Allum, C. J. **Pulsed GMAW: Interactions Between Process Parameters - Part 1. Welding and Metal**

Fabrication, 85-89, March 1984.

4] Chandel, R. S. **Wire Melting Rate in Mild Steel MIG Welding**. Metal Construction, 214-216, May 1988.

5] Machado, I. G. **Weldability Aspects of High Yield Strength Q & T Steels**. Cranfield Institute of Technology, School of Industrial Science. PhD Thesis. April 1984.

6] Kuwana, T. and Sato, Y. **Oxygen Absorption and Oxide Inclusion of Iron Weld Metal During Arc Welding**. Transactions of the JWS, 19 (2):54-62, October 1988.

7] Grong, O. and Christensen, N. **Factors Controlling MIG Weld Metal Chemistry**. Scandinavian Journal of Metallurgy, 4:155-165, 1983.

8] Okui, N. et al. **Study of High Speed Fillet Welding By Tandem Arc MAG Process**. Proceedings of EVALMAT, 803-810, 1989.

9] Davies, G. J. and Garland, J. G. **Solidification Structures and Properties of Fusion Welds**. International Metallurgical Reviews, Review 196, 83-106, 1975.