

## **EFEITO DA ENERGIA DE SOLDAGEM SOBRE A GEOMETRIA E A MICROESTRUTURA DO METAL DE SOLDA DEPOSITADO POR ARCO SUBMERSO**

Juno Gallego, [gallego@dem.feis.unesp.br](mailto:gallego@dem.feis.unesp.br)<sup>1</sup>

Márcia Regina Vieira de Araújo, [araujo@usp.br](mailto:araujo@usp.br)<sup>2</sup>

Vicente Afonso Ventrella, [ventrella@dem.feis.unesp.br](mailto:ventrella@dem.feis.unesp.br)<sup>1</sup>

Ruís Camargo Tokimatsu, [ruis@dem.feis.unesp.br](mailto:ruis@dem.feis.unesp.br)<sup>1</sup>

Wyser José Yamakami, [wyser@dem.feis.unesp.br](mailto:wyser@dem.feis.unesp.br)<sup>1</sup>

<sup>1</sup>MAPROTEC – Departamento de Engenharia Mecânica / UNESP – Ilha Solteira, Avenida Brasil Centro, 56 – Caixa Postal 31 - CEP 15.385-000, Ilha Solteira, SP, Brasil.

<sup>2</sup>Aluna de Doutorado – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo / EPUSP, São Paulo, SP, Brasil.

**Resumo:** A soldagem por arco submerso é um dos mais importantes processos metalúrgicos industriais, extensivamente utilizada na construção naval, petroquímica e de estruturas metálicas de grande porte. Neste tipo de soldagem a poça de fusão é isolada do ar ambiente por uma camada de fluxo granuloso, responsável pela proteção química contra a oxidação e controle de composição química e da microestrutura do metal de solda. No presente trabalho foi realizado um estudo sobre a influência da energia de soldagem sobre a geometria e a microestrutura do metal de solda, no qual foram depositados cordões de solda (bead on plate) sobre chapas de aço-carbono estrutural ASTM A36. A variação dos parâmetros de soldagem permitiu que fossem aplicadas energias entre 1 e 3,3 kJ/mm, utilizando-se arame sólido AWS E70-S6 e fluxo ativo granuloso conforme especificação AWS F7AZ. Parâmetros geométricos relacionados ao cordão de solda foram sensivelmente afetados pela mudança na energia de soldagem, onde os efeitos derivados da tensão, corrente e velocidade de soldagem foram analisados separadamente. A análise do metal de solda por técnicas de metalografia quantitativa mostrou que a mesma era constituída principalmente por ferrita acicular, cuja nucleação foi significativamente afetada pela presença de inclusões não metálicas. O tamanho e a morfologia das inclusões, analisadas por microscopia eletrônica de transmissão, permitiu constatar que a distribuição de partículas também foi afetada pelos parâmetros de soldagem e que apenas uma fração minoritária das inclusões contribuiu efetivamente para a transformação de fase. Evidências da formação da ferrita acicular a partir da nucleação autocatalítica foram identificadas e discutidas. A análise química das partículas por espectroscopia de energia dispersiva de elétrons (EDS) permitiu verificar que a composição das inclusões é bastante variável mas que a presença de titânio tornou-se imprescindível para que as inclusões pudessem atuar como sítios preferenciais para transformação da austenita em ferrita acicular, o microconstituente considerado ideal para que o metal de solda apresente altos níveis de resistência mecânica e tenacidade.

**Palavras-chave:** soldagem por arco submerso, energia de soldagem, geometria do cordão, microestrutura.

### **1. INTRODUÇÃO**

O processo de soldagem por arco submerso (SAS) é um dos processos mais importantes aplicado na fabricação de modernas estruturas de engenharia, empregado em grande escala na indústria devido a sua facilidade de operação e produtividade. Pode ser utilizado na fabricação metálica como tubos, navios, perfis, vasos de pressão, trocadores de calor, caldeiras e todo tipo de equipamento pesado (Marques e colaboradores, 2005). Este processo utiliza um fluxo granular que é alimentado à região da solda produzindo uma completa cobertura do arco e da poça de fusão, permitindo que a soldagem se desenvolva sem respingos, luminosidades e radiação. O fluxo também é responsável pela proteção química contra oxidação e controle da composição química e da microestrutura do metal de solda. O fluxo granular também age como agente desoxidante para controle de contaminantes como o oxigênio, nitrogênio e enxofre da poça de fusão.

A engenharia moderna requer, em escala crescente, materiais com elevados níveis de resistência mecânica, tenacidade e trabalhabilidade, sem comprometimento do preço e disponibilidade. Nesse sentido, o estudo da microestrutura de solda mostra-se importante com intuito de melhorar a qualidade da solda e conseqüentemente as suas

propriedades mecânicas. A ferrita acicular demonstra-se como microconstituente capaz de melhorar a tenacidade do metal de solda, sem prejuízos significativos da resistência mecânica. Formada no interior do grão da austenita prévia, apresenta uma morfologia de agulhas emaranhada e elevada densidade de discordâncias (Ricks et al, 1982). As inclusões não metálicas são fundamentais na nucleação da ferrita acicular, não só pelo fato de serem sítios de nucleação heterogênea, mas, também, por conterem óxidos que influenciam muito a nucleação deste constituinte (Grong et al, 1995). O titânio e o zircônio são poderosos desoxidantes na poça de fusão, e influenciam decisivamente a composição química das inclusões de óxidos formadas. O metal de solda depositado por arco submerso contém grande número de inclusões com diversos tamanhos, formas e composições, heterogeneamente distribuídas pela microestrutura e que se formam na poça de fusão ainda líquida e no decorrer do processo de solidificação, como resultado das reações entre os elementos de liga metálicos e não metálicos. As inclusões em metais de solda, que usualmente tem uma composição química muito complexa, são normalmente constituídas de misturas de óxidos e sulfetos. No presente trabalho será investigado o efeito dos parâmetros do processo de soldagem por arco submerso sobre a geometria dos cordões e de sua microestrutura, onde aspectos quantitativos relacionados à presença de inclusões e o seu papel sobre a formação da ferrita acicular serão avaliados por análises feitas por microscopia ótica e microscopia eletrônica de transmissão.

## 2. MATERIAIS E MÉTODOS

O estudo foi realizado sobre cordões de solda depositados por soldagem com arco submerso sobre chapas de aço sem chanfro (*bead on plate*). Os ensaios de soldagem empregaram como metal base barras chatas de aço-carbono estrutural do tipo ASTM A36, cujas dimensões usadas para a deposição de cada cordão foram aproximadamente 400 mm de comprimento, 76 mm de largura e 9,5 mm de espessura. O metal de adição selecionado foi o arame sólido de aço-carbono revestido de cobre, classificação AWS E70S6, com 1,2 mm de diâmetro. Durante os testes a velocidade de alimentação do arame foi mantida constante em 6,5 metros por minuto. As composições químicas nominais do metal base e metal de adição encontram-se na Tab. (1). O fluxo utilizado nos procedimentos de soldagem foi do tipo ativo granulado, correspondente à especificação AWS F7AZ.

**Tabela 1. Composição química nominal do metal base e do metal de solda (máxima % em massa).**

| material  | C    | Mn   | Si   | P    | S    | Cu   |
|-----------|------|------|------|------|------|------|
| ASTM A36  | 0,25 | 1,20 | 0,40 | 0,04 | 0,05 | 0,20 |
| AWS E70S6 | 0,15 | 1,80 | 1,00 | 0,02 | 0,03 | 0,50 |

A energia de soldagem  $E$  aplicada, expressa em kJ/mm, foi determinada através da Eq. (1),

$$E = \frac{60 \cdot n \cdot V \cdot I}{1000 \cdot v} \quad (1)$$

sendo  $n$  a eficiência do processo (considerou-se  $n=1$  nos testes),  $V$  a tensão aplicada em volts,  $I$  a corrente medida em ampères e  $v$  a velocidade de soldagem em milímetros por minuto. Os parâmetros médios foram monitorados durante os ensaios, tornando possível a deposição do metal de adição com aportes térmicos nominais que variaram entre 1,0 a 3,3 kJ/mm.

A análise metalográfica das amostras foi feita em duas etapas, sendo primeiramente realizada uma inspeção macrográfica, seguindo-se então a análise micrográfica em no mínimo quatro amostras distintas para cada condição de soldagem. Após a soldagem, amostras da secção transversal dos cordões foram embutidas em resina de cura a frio (poliéster), seguindo-se então a preparação metalográfica convencional. Um cuidadoso lixamento foi realizado até a grana #1200, seguindo-se um ataque químico com o reativo de iodo para a análise macrográfica. Por meio dessas macrografias foram determinados os parâmetros geométricos dos cordões e da zona termicamente afetada, com o auxílio do *freeware* ImageTool (2008). A caracterização das inclusões no metal de solda por microscopia ótica foi realizada nas amostras polidas. Para que houvesse padronização da região do cordão de solda analisada mapeou-se a região central de cada cordão através do microscópio, de forma que 25 campos fotográficos contíguos não sobrepostos (5 x 5) fossem documentados. Assim, a área total analisada com o auxílio do ImageTool (2008) em cada amostra corresponde a 1,8 mm<sup>2</sup>, onde foi realizado a caracterização quantitativa das inclusões conforme Grong e Klukan (1992). A revelação da microestrutura das amostras foi realizada com o ataque químico da superfície polida feito com nital 2%. Nesta fase experimental o objetivo deste procedimento foi avaliar a fração volumétrica da ferrita em suas variadas morfologias. Nos metais de solda são típicas a ferrita acicular (AF), a ferrita de contorno de grão ou alotriomórfica PF(G), a ferrita intragranular ou idiomórfica PF(I) e a ferrita alinhada com segunda fase ou de Widmanstätten (FS) (IIW, 1988). O procedimento utilizado para a documentação dos 25 campos fotográficos contíguos no metal de solda foi similar ao utilizado para a caracterização das inclusões não metálicas, de maneira que uma área correspondente a 1,8 mm<sup>2</sup> também foi analisada em cada amostra. A técnica usada foi a contagem de pontos de uma grade sobreposta às imagens, ampliadas em 500 vezes. O ajuste de regressão linear aos parâmetros geométricos dos cordões e das inclusões teve seus limites mínimo e máximo determinados com um nível de confiança de 95%.

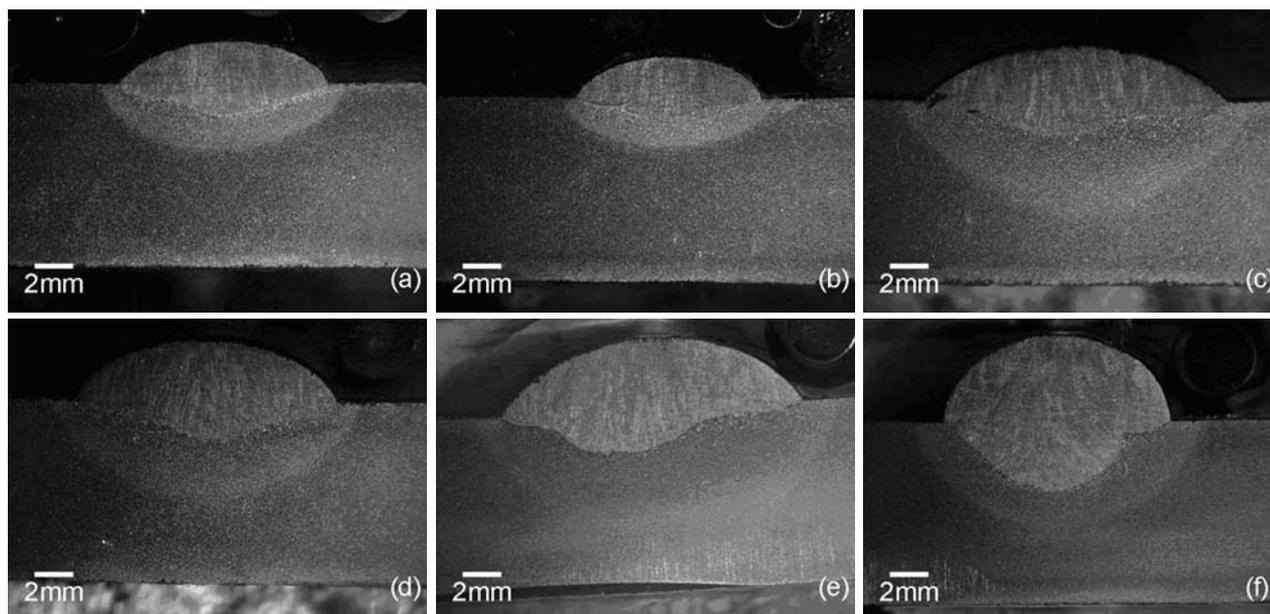
Amostras para microscopia eletrônica de transmissão foram preparadas como lâminas finas, tiradas a partir do corte de cilindros usinados com 3,0 milímetros de diâmetro da região central do metal de solda, paralelo à direção de soldagem. Isto permitiu a identificação de inclusões mais finas que aquelas observadas por microscopia ótica na seção transversal do cordão de solda. Além da obtenção da composição química das partículas por espectroscopia de energia dispersiva (EDS), pode-se também avaliar o papel das inclusões sobre a transformação de fase – particularmente sobre a formação da ferrita acicular no metal de solda.

### 3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os parâmetros do processo de soldagem por arco submerso determinados na série de ensaios estão apresentados na Tab. (2). A velocidade de soldagem foi a principal responsável pela variação da energia de soldagem aplicada em cada um dos seis cordões analisados, pois a alteração dos parâmetros elétricos teve uma amplitude menor. A Figura 1 apresenta macrografias com o aspecto típico da seção transversal dos cordões de solda investigados. O ataque da superfície com o reativo de iodo revelou de modo adequado as regiões do metal de solda, a zona termicamente afetada e o metal base.

**Tabela 2. Parâmetros médios do processo de soldagem por arco submerso.**

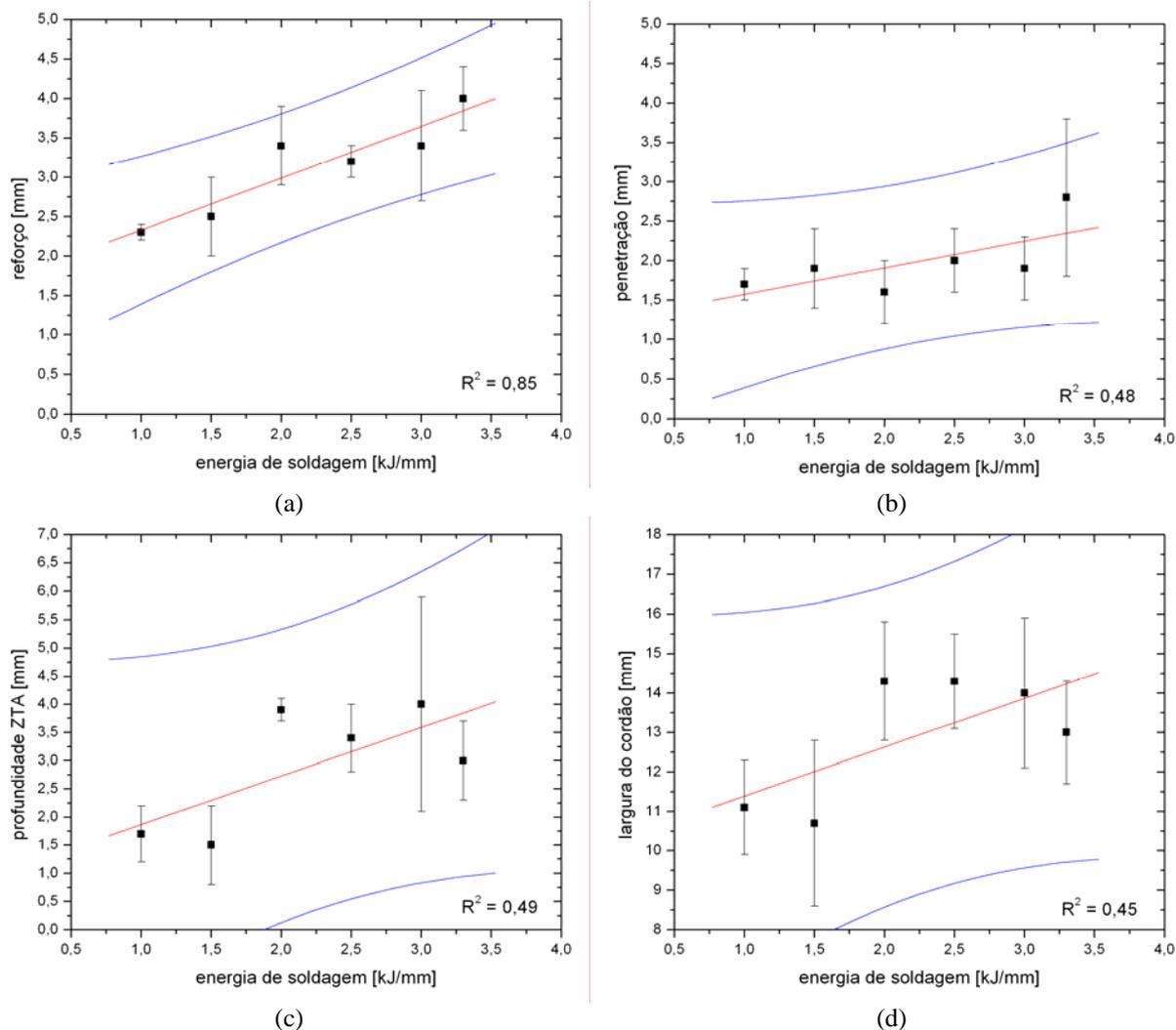
| # | V (V) | I (A) | V.I (W) | $\nu$ (mm/min) | E (kJ/mm) |
|---|-------|-------|---------|----------------|-----------|
| 1 | 35,9  | 231,8 | 8322    | 500            | 1,0       |
| 2 | 43,2  | 231,1 | 9984    | 400            | 1,5       |
| 3 | 35,4  | 232,5 | 8230    | 250            | 2,0       |
| 4 | 43,7  | 240,3 | 10500   | 250            | 2,5       |
| 5 | 41,4  | 227,3 | 9410    | 190            | 3,0       |
| 6 | 43,7  | 238,2 | 10409   | 190            | 3,3       |



**Figura 1. Macrografias das soldas depositadas com diferentes energias de soldagem. Cordão #1 em (a), #2 em (b), #3 em (c), #4 em (d), #5 em (e) e #6 em (f). Ataque com reativo de iodo. Aumento: 2,5 vezes.**

A Figura 2 apresenta o efeito da energia de soldagem sobre os parâmetros geométricos do cordão, sendo a dispersão representada pelo desvio padrão dos resultados obtidos, com os limites de confiança mínimo e máximo da regressão linear ajustados para um nível de 95%. Verifica-se que houve um aumento nos tamanhos do reforço, da penetração e da largura média do cordão com o incremento da energia aplicada na soldagem. No aspecto qualitativo estes resultados são coerentes com os apresentados por outros pesquisadores em estudos do metal de solda depositado por arco submerso (Basu et al, 2002; Gunaraj et al, 2000ab). A energia de soldagem aplicada durante os ensaios depende da tensão e da corrente elétrica, bem como também da velocidade de soldagem. Considerando a variação dos parâmetros elétricos medidos durante os ensaios, de 35 a 44 volts para a tensão e de 227 a 240 ampères para a corrente, a potência elétrica variou de modo crescente entre 8 a 10,5 kVA. O incremento da energia de soldagem mostrou ser mais facilmente controlado através de uma significativa redução da velocidade de soldagem, que passou de 500 para 190 mm/min durante a série de experimentos. Pelos resultados apresentados a velocidade de soldagem foi considerado, para esta série de experimentos, o parâmetro mais significativo para a geometria dos cordões de solda observados, pois

com a sua sistemática redução pode-se aumentar o volume de material depositado para uma mesma velocidade de alimentação de arame (Gunaraj et al, 2000a). A exposição do arco elétrico por mais tempo, resultado da diminuição da velocidade de soldagem, é a principal razão para o aumento da profundidade da zona termicamente afetada mostrada na Fig. 2(c), considerando que a espessura da chapa e a difusividade térmica são as mesmas em todos os ensaios realizados (Basu et al, 2002; Gunaraj et al, 2002).

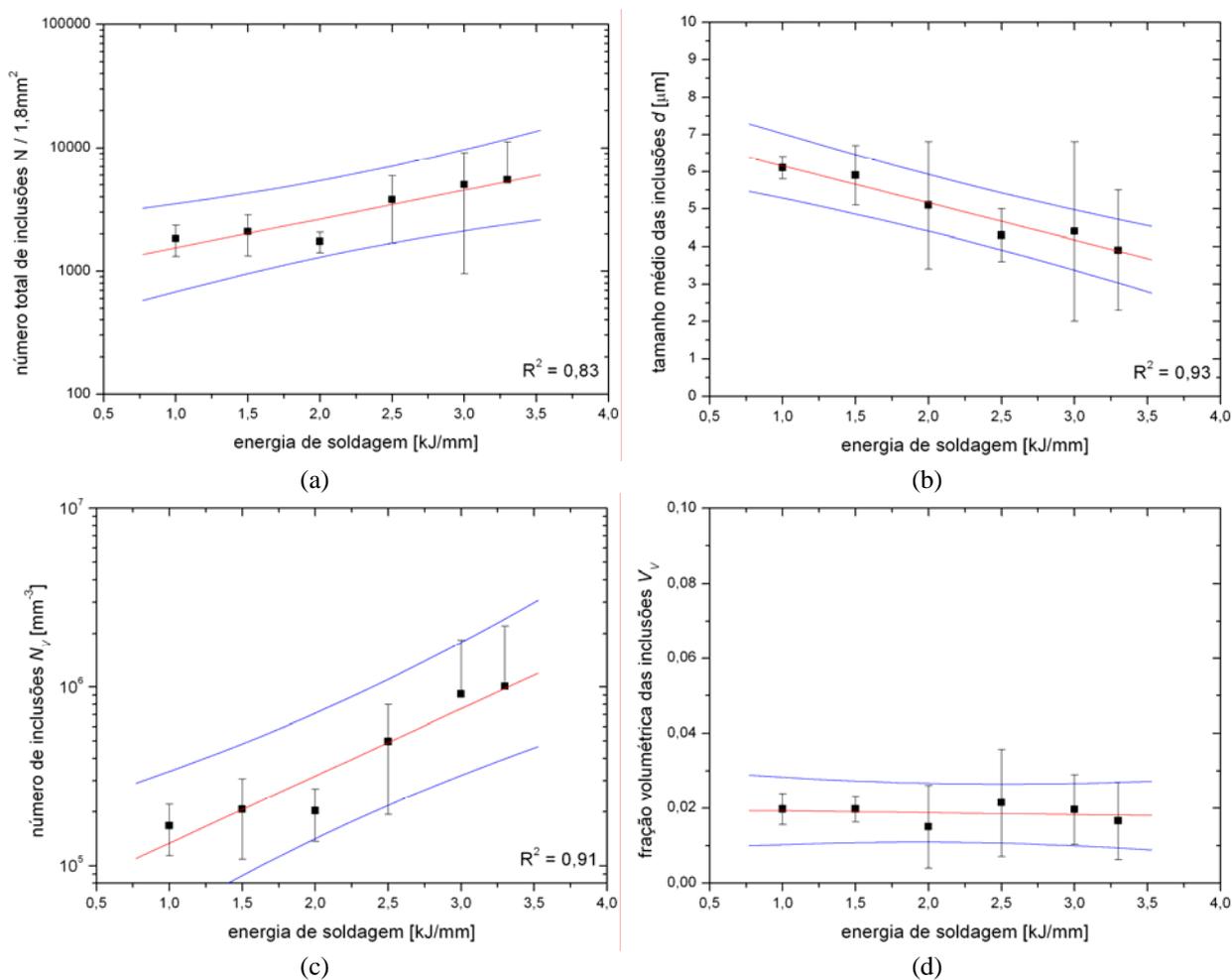


**Figura 2. Efeito da energia de soldagem sobre a geometria dos cordões: (a) reforço; (b) penetração; (c) profundidade da ZTA; (d) largura do cordão de solda depositado por arco submerso.**

A análise macrográfica permitiu observar que houve um crescimento linear da área da zona fundida com o aumento do calor fornecido para soldagem, um comportamento coerente com os resultados apresentados por Basu e Raman (2002). Também foi observado um ligeiro aumento da região afetada pelo calor (ZTA) em relação à superfície da zona fundida, o que foi associado com a redução da velocidade de soldagem usada para incrementar a energia disponibilizada para a fusão do metal de adição. As taxas médias de diluição variaram entre 28 a 36% na série de soldagens realizadas, estando ligeiramente abaixo dos valores experimentais divulgados por Gunaraj e Murugan (2000a). Notou-se também uma pequena queda da diluição com o aumento da energia de soldagem, comportamento que foi atribuído ao maior crescimento do metal de reforço em relação ao metal diluído e que foi favorecido pela redução da velocidade de soldagem (Marques et al, 2005). A taxa média de deposição estimada na série de experimentos foi considerada aceitável para a soldagem por arco submerso (3,1 a 4,3 kg/h), considerando os valores reportados por Marques e colaboradores (2005), e mostrou ser decrescente com o aumento da energia de soldagem. Este comportamento foi associado ao fato que, apesar de haver mais energia capaz de fundir uma quantidade maior do metal de adição, a velocidade de alimentação do arame sólido usado nos experimentos foi mantida constante. Isto limitou a massa de metal adicionada ao cordão, apesar do mesmo ter sofrido significativas alterações em sua geometria como mostrado na Fig. 2.

A identificação e caracterização de inclusões com tamanho superior a 0,5  $\mu\text{m}$  foram realizadas por microscopia ótica. O processamento digital das imagens contendo inclusões permitiu determinar o efeito da energia de soldagem sobre o número e o tamanho das partículas, a densidade de partículas por unidade de volume e a correspondente fração volumétrica. Os resultados médios e a sua dispersão (desvio-padrão) são apresentados na Fig. 3, com os limites de

confiança mínimo e máximo da regressão linear ajustados para um nível de 95%. O acréscimo da energia de soldagem promoveu um aumento no número de inclusões formadas na poça de fusão, embora as mesmas tenham sofrido uma redução em seu tamanho médio. Os comportamentos dos parâmetros mostrados nas Figs. 3(a) e 3(b) foram bem ajustados por regressões lineares, cujos coeficientes de correlação foram respectivamente 0,83 e 0,93. A densidade de inclusões no metal de solda mostrou ter um comportamento linear crescente bem ajustado com o aumento da energia de soldagem, Fig. 3(c). É bem plausível que o aumento da temperatura ocasionado pelo incremento do calor na soldagem tenha favorecido a dissolução de óxidos no metal fundido, diminuindo o seu tamanho sem que houvesse variações significativas na fração volumétrica dessas partículas, Fig. 3(d). A literatura indica que a quantidade de inclusões é afetada essencialmente pela composição química, particularmente do oxigênio em solução no metal fundido (Abson, 1989). A variação da fração volumétrica das inclusões encontrada neste trabalho mostrou conformidade com os resultados coletados na literatura, sugerindo que o teor de oxigênio introduzido durante a fusão e a solidificação do metal de solda tenha sido mantido em níveis praticamente constantes durante a série de soldagens (Abson, 1989; Indacochea, 1983). Do exposto pode-se destacar que o aumento da energia durante a soldagem por arco submerso promoveu a formação de um grande número de inclusões em detrimento ao seu tamanho, sem que estas modificações sobre a distribuição das partículas provocassem alterações muito significativas em sua fração volumétrica.

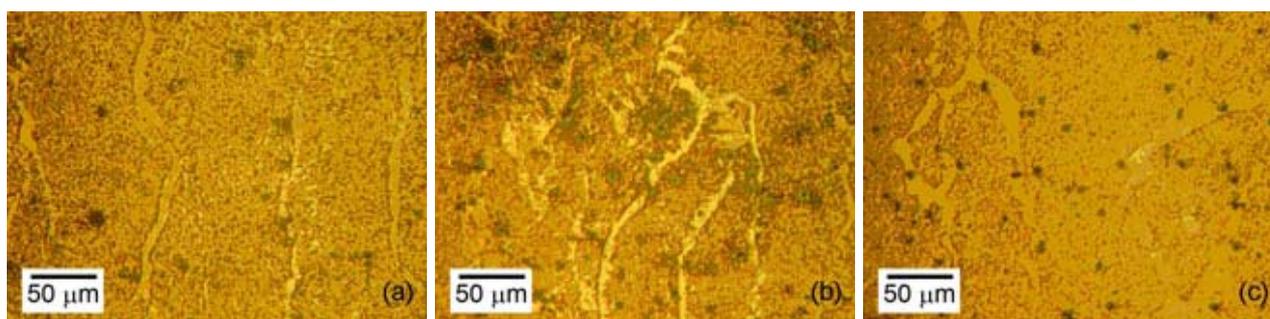


**Figura 3. Variação de parâmetros relativos à distribuição de inclusões. (a) quantidade; (b) tamanho médio; (c) número de inclusões por unidade de volume; (d) fração volumétrica.**

A Figura 4 apresenta exemplos típicos das microestruturas observadas nos cordões de solda feitos com diferentes níveis de energia de soldagem. A microestrutura observada na região da zona fundida das amostras era constituída principalmente por ferrita acicular (AF) circundada com grãos de ferrita primária de contorno de grão (PF(G)). Com menor freqüência um outro microconstituente, a ferrita com segunda fase alinhada – FS(A), também foi identificado (Grong et al, 1992). A identificação das inclusões não metálicas sobre a superfície da amostra também foi possível, apesar do seu contraste ter sido prejudicado com o ataque metalográfico.

A caracterização da microestrutura do metal de solda tornou evidente que a ferrita acicular pode ser considerada a morfologia preponderante - entre 50 a 62%. A participação da ferrita primária, seja de contorno de grão PF(G) ou intragranular PF(I), foi significativa mas menor. A análise quantitativa estimou entre 15 a 23% da fração volumétrica constituída por PF(G), enquanto estes valores caíram entre 7 a 10% para PF(I). Outros microconstituintes, como as

ferritas com segunda fase alinhada FS(A) e não alinhada FS(NA), microporosidades e microconstituintes agregados complexos, participaram com uma parcela entre 9 a 19% do volume do metal de solda.



**Figura 4. Exemplos da microestrutura do metal de solda com diferentes energias de soldagem: (a) 1,0 kJ/mm; (b) 2,0 kJ/mm e (c) 3,0 kJ/mm. Aumento padronizado em 175X. Ataque: nital 2%.**

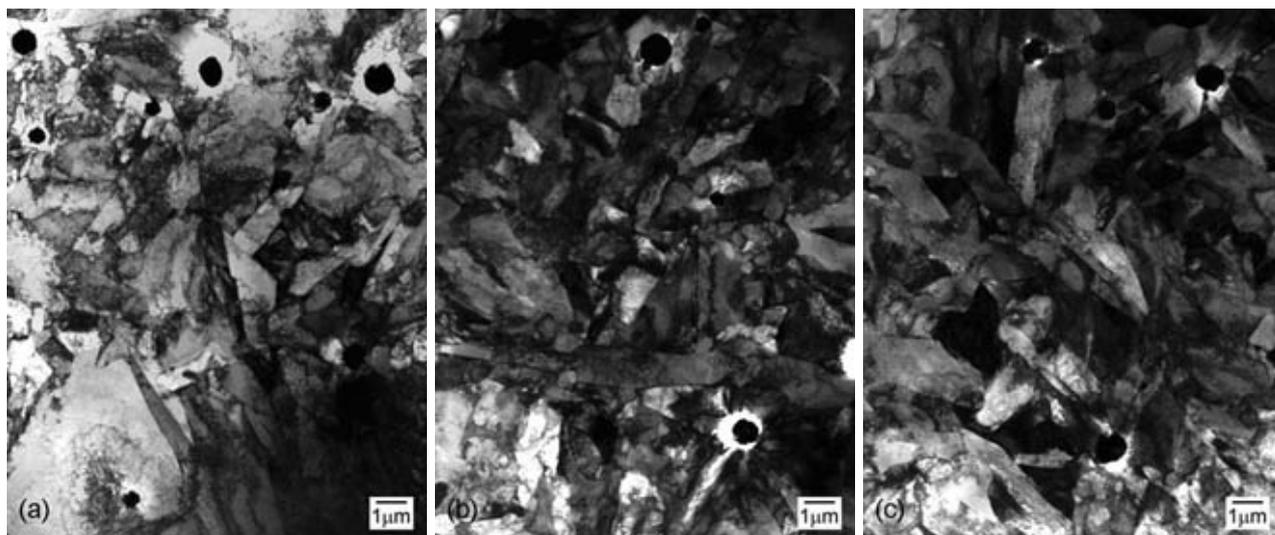
A presença de ferrita primária PF(G) e/ou com segunda fase alinhada FS(A) permitiu identificar a localização dos antigos contornos de grão da austenita. O agrupamento dos grãos de ferrita revelou que a estrutura antes da transformação de fase era constituída por grãos grosseiros de austenita com morfologia colunar, cujo crescimento epitaxial manteve normalmente uma orientação muito próxima à normal da linha de fusão – direção onde o fluxo de calor tende a ser maximizado. Evidências que as inclusões não metálicas podem restringir o crescimento desses grãos colunares têm sido indicadas na literatura (Indacochea et al, 1983).

Inclusões não metálicas com tamanho submicrométrico foram identificadas em todas as amostras observadas por microscopia eletrônica de transmissão (MET), onde não foram encontradas evidências de contraste por deformação (*strain contrast*) – indicação que estas partículas sejam efetivamente incoerentes com a matriz ferrítica. A documentação de um grande número de micrografias possibilitou realizar um estudo estatístico sobre o tamanho e a morfologia dessas partículas encontradas no metal de solda, bem como determinar a atuação das mesmas com relação à nucleação da ferrita acicular. A Figura 5 apresenta exemplos da participação das inclusões como sítio preferencial para a nucleação da ferrita acicular, estando na Tab. 3 os resultados da análise quantitativa realizada sobre as micrografias MET tiradas em diferentes níveis de energia de soldagem.

**Tabela 3. Tamanho das inclusões encontradas no metal de solda por MET.**

| Energia de soldagem (kJ/mm) | Número de inclusões | Tamanho médio ( $\mu\text{m}$ ) | Desvio Padrão |
|-----------------------------|---------------------|---------------------------------|---------------|
| 1,0                         | 1249                | 0,73                            | 0,35          |
| 2,0                         | 934                 | 0,86                            | 0,40          |
| 3,0                         | 840                 | 0,97                            | 0,43          |

A análise estatística dos resultados mostrados na Tab. 3 mostrou que as diferenças apresentadas são significativas, de maneira que o aumento da energia de soldagem contribuiu para o aumento do tamanho médio das inclusões encontradas no metal de solda, comportamento também relatado por Grong e Klucken (1992) para inclusões com tamanho submicrométrico. Considerando que a deposição dos cordões de solda foi feita em chapas semelhantes e consultando a Tab. 2 notou-se que a variação da energia de 1 para 2kJ/mm foi provocada principalmente pela redução da velocidade de soldagem (de 500 para 250mm/min), sem grandes alterações na potência elétrica. Isto significou que a linha de solidificação avançou mais lentamente com 2kJ/mm, favorecendo a interação química entre os elementos formadores da inclusão e o seu conseqüente crescimento. O mesmo raciocínio poderia ser aplicado no metal de solda depositado com 3kJ/mm, onde a velocidade de soldagem foi reduzida ainda mais (190mm/min) e a potência elétrica foi incrementada – tornando mais favorável o crescimento das partículas na poça de fusão.



**Figura 5. Exemplos da microestrutura ferrítica do metal de solda vista por MET com diferentes energias de soldagem: (a) 1,0 kJ/mm; (b) 2,0 kJ/mm e (c) 3,0 kJ/mm. Amostra em lâmina fina. Aumento: 4000X.**

Além da análise dimensional das inclusões identificadas nas dezenas de micrografias MET tiradas do metal de solda foi também realizada uma caracterização do papel das partículas no tocante à nucleação da ferrita acicular, seguindo-se para tanto a classificação proposta por Lee e colegas (2000). Deste modo foi determinado, com o auxílio do Image Tool (2008), a variação do tamanho das inclusões não-nucleantes (tipos 1 e 2) e nucleantes (tipos 3 e 4) em função da energia de soldagem. Foi possível constatar que o aumento do poder de nucleação foi acompanhado de um incremento no tamanho das inclusões e que este comportamento foi afetado pelo insumo de calor. Houve um expressivo aumento na proporção de inclusões inertes à nucleação da ferrita acicular (tipos 1 e 2) com o aumento da energia de soldagem, que atingiu 80% com a aplicação de 3kJ/mm. Apesar de sempre estarem em menor número, o papel da fração de inclusões com um efeito nucleante foi decisivo para a obtenção de uma elevada fração volumétrica de ferrita acicular, cujo efeito foi complementado pela ocorrência da nucleação autocatalítica. A constatação que inclusões muito pequenas são menos eficazes como sítios de nucleação também foi relatada em outros trabalhos (Grong, 1992; Bott, 1998; Lee et al, 2000; Ricks et al, 1982).

A análise por microscopia eletrônica de transmissão permitiu verificar que a utilização de maiores insumos de calor afetou significativamente o diâmetro equivalente das inclusões, que aumentaram no tamanho. Essas variações também ocorreram entre os tipos de inclusão (nucleantes e não-nucleantes) que foram observadas em uma mesma condição de soldagem. Assim, as inclusões nucleantes do tipo 4 (mais eficientes) foram as que mostraram maior tamanho médio, independentemente do aporte térmico usado. Já as partículas não nucleantes do tipo 1 (mais ineficientes) foram as menores. O grau de arredondamento, medida que compara o perímetro real com o de uma partícula esférica de mesma área projetada, sofreu uma significativa redução com a utilização do aporte térmico de 3kJ/mm, sugerindo que as inclusões formadas no metal de solda tenham apresentado uma morfologia mais irregular - considerando que o valor unitário corresponderia ao formato circular perfeito (Russ, 1986).

A microanálise feita por espectroscopia de energia dispersiva dos elétrons (EDS) foi utilizada para determinar a composição química de algumas inclusões encontradas no metal de solda. As partículas são constituídas por alumínio, silício, enxofre, titânio e manganês. A presença do ferro foi atribuída ao fato que as partículas analisadas estavam agregadas à matriz ferrítica das amostras preparadas como lâminas finas. A presença do oxigênio, fundamental para a formação dos óxidos, não pode ser confirmada pela microanálise utilizada devido à efeitos de absorção da janela de berílio que protege o cristal analisador. A complexidade da natureza química das inclusões verificada está em conformidade com os relatos da literatura (Abson, 1989; Byun et al, 2003; Grong et al, 1995). A Figura 6 mostra a variação da composição química das inclusões em função do seu poder de nucleação e da energia de soldagem empregada no metal de solda. A aplicação da menor energia de soldagem implicou na obtenção de partículas nas quais as variações de composição química foram muito pequenas, independentemente da inclusão ser ou não nucleante da ferrita acicular. Entretanto o aumento do calor na poça de fusão favoreceu a heterogeneidade química das inclusões, de modo que as partículas com tendência nucleante (tipo 4) apresentassem um significativo incremento nos teores de titânio e manganês. Lembrando que os consumíveis e o metal base que foram utilizados nos experimentos eram os mesmos, é provável que estas partículas tenham sofrido o efeito MDZ descrito por Byun e colaboradores (2003) – onde partículas ricas em titânio empobrecem a matriz circunvizinha de manganês e favorecem a nucleação da ferrita acicular.

A mudança da energia na soldagem afetou a proporção entre os elementos químicos encontrados nas partículas. Embora não haja diferença expressiva entre as inclusões nucleantes e não-nucleantes quando a solda foi feita com o menor nível de energia, as razões atômicas Mn:Si e Mn:Al se aproximaram de 1 e 2, respectivamente, sugerindo a formação de compostos estequiométricos como o  $MnSiO_3$  (Byun et al, 2003) e o  $AlMn_2O_4$  (Dowling et al, 1986) no metal de solda. A razão Mn:Ti para a mesma condição de soldagem aproximou-se de 3,9 para as partículas nucleantes

da ferrita acicular, mas este valor caiu para 1,6 com a aplicação da energia de 3,0kJ/mm. A razão Mn:Si manteve-se praticamente inalterada com a mudança dos parâmetros de soldagem, sendo a razão Mn:Al reduzida quase pela metade com o aumento no insumo de calor. Deste modo há indícios que a presença do titânio na composição química das inclusões seja fundamental para que as mesmas possam ter um efeito significativo sobre a nucleação da ferrita acicular.

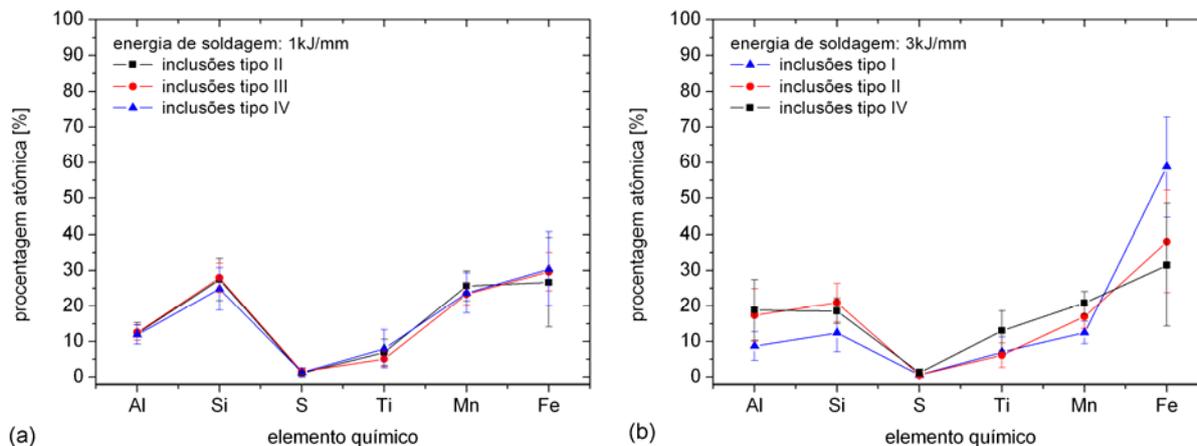


Figura 6. Variação da composição química, expressa em porcentagem atômica, entre os diversos tipos de inclusões e o efeito da energia de soldagem aplicada. (a) 1kJ/mm; (b) 3kJ/mm.

#### 4. CONCLUSÕES

Neste trabalho de pesquisa a formação da ferrita acicular no metal de solda depositado por arco submerso foi investigada, onde empregadas técnicas de análise como a microscopia ótica e a microscopia eletrônica de transmissão foram aplicadas. Com a apresentação e a discussão dos resultados experimentais as seguintes conclusões puderam ser tiradas:

- A energia de soldagem afetou a geometria do cordão de solda, sendo que a velocidade de soldagem foi considerada o parâmetro mais importante para este quesito nos experimentos realizados. O incremento no aporte de calor também promoveu o aumento da zona afetada termicamente (ZAT);
- O aumento da energia de soldagem contribuiu para o aumento da densidade de partículas com tamanho micrométrico sem que houvesse incremento expressivo na fração volumétrica das mesmas, o que foi atribuído à eficiência do fluxo em manter praticamente constante o teor de oxigênio na poça de fusão. O tamanho das inclusões aumentou com o aporte de calor, fato que foi associado com o aumento da atividade química no aço fundido;
- A análise microestrutural realizada por microscopia ótica determinou que a microestrutura do metal de solda era complexa e formada principalmente por ferrita acicular (AF), ferrita primária de contorno de grão PF(G) e outras morfologias de ferrita encontradas com menor frequência. A quantidade relativa de ferrita acicular encontrada no metal de solda variou entre 30 a 70% nas amostras analisadas.
- Os estudos realizados por microscopia eletrônica de transmissão mostraram que as inclusões submicrométricas encontradas no metal de solda são incoerentes com a matriz ferrítica e tiveram o seu tamanho médio incrementado de 0,73 $\mu$ m para 0,97 $\mu$ m com a aplicação de maiores energias de soldagem. O aumento da energia de soldagem tornou as superfícies das inclusões nucleantes mais irregulares ou intrincadas;
- A composição química das inclusões era constituída principalmente por alumínio, silício e manganês, mostrando também a presença de titânio e enxofre. A variação na composição química das inclusões foi afetada pela energia de soldagem, de modo que o poder nucleador das partículas esteja relacionado tanto à morfologia das inclusões e quanto à presença de titânio nelas.

#### 5. AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem ao apoio prestado pela FAPESP (processo 2005/01865-9) e pela SERVTEC SERVIÇOS TÉCNICOS TERCEIRIZADOS LTDA para a realização deste trabalho, bem como a CAPES (MRVA) e ao CNPq/PIBITI (BPNM) pela concessão de bolsas de estudo.

#### 6. REFERÊNCIAS

- Abson, D. J., 1989, "Non-metallic inclusions in ferritic steel weld metals – a review". *Welding in the World*, v. 27, n. 3/4, pp. 76-101.
- Basu, B. and Raman, R., 2002, "Microstructural variations in a high-strength structural steel weld under isoheat input conditions". *Welding Journal*, November, pp. 239-248.
- Bott, I. de S. and Rios, P. R., 1998, "On the effectiveness of inclusions as nucleation sites in weld deposits". *Scripta Materialia*, v. 38, n. 8, pp. 1269-1274.

- Byun, J.-S.; Shim, J.-H.; Cho, Y. M. and Lee, D. N., 2003, "Non-metallic inclusion and intragranular nucleation of ferrite in Ti-killed C-Mn steel". *Acta Materialia*, v. 51, pp. 1593-1606.
- Dowling, J. M.; Corbett, J. M. and Kerr, H. W., 1986, "Inclusion phases and the nucleation of acicular ferrite in submerged arc welds in high strength low alloy steels". *Metallurgical Transactions A*, v. 17A, n. 9, pp. 1611-1623.
- Grong, O. and Kluken, A. O., 1992, "Microstructure and properties of steel weld metals". *Key Engineering Materials*, v. 69-70, pp.21-45.
- Grong, O.; Kluken, A. O.; Nylund, H. K.; Dons, A. L.; Hjelen, J., 1995, "Catalyst effects in heterogeneous nucleation of acicular ferrite". *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 26A, n. 3, pp. 525-534.
- Gunaraj, V. and Murugan, N., 2000a, "Prediction and optimization of weld bead volume for the submerged arc process – Part 1". *Welding Research Supplement*, October, pp. 286-294.
- Gunaraj, V. and Murugan, N., 2000b, "Prediction and optimization of weld bead volume for the submerged arc process – Part 2". *Welding Research Supplement*, November, pp. 331-338.
- Gunaraj, V. and Murugan, N., 2002, "Prediction of heat-affected zone characteristics in submerged arc welding of structural steel pipes". *Welding Journal*, January, pp. 94-102.
- ImageTool, 2008, Freeware disponível em <http://ddsdx.uthsca.edu/dig/itdesc.html> ; Acesso em 10.03.2008.
- Indacochea, J. E. and Olson, D. L., 1983, "Relationship of weld-metal microstructure and penetration to weld-metal oxygen content". *Journal of Materials for Energy Systems*, v. 5, n. 3, pp. 139-148.
- International Institute of Welding, 1988, "Guide to the light microscope examination of ferritic steel weld metals". IIW DOC IX-1533-88.
- Lee, T.-K.; Kim, H. J.; Kang, B. Y. and Hwang, S. K., 2000, "Effect of inclusion size on the nucleation of acicular ferrite in welds". *ISIJ International*, v. 40, n. 12, pp. 1260-1268.
- Marques, P. V.; Modenesi, P. J. e Bracarense, A. Q., 2005, "Soldagem – Fundamentos e Tecnologia". Editora UFMG, Belo Horizonte, pp. 263-275.
- Ricks, R.A.; Howell, P. R.; Barrite, G. S., 1982, "The nature of acicular ferrite in HSLA steel weld metals". *Journal of Materials Science*, v. 17, pp. 732-740.
- Russ, J. C., 1986, "Practical Stereology". Plenum Press, New York, pp. 103-120.

## 7. DIREITOS AUTORAIS

Os autores são os únicos responsáveis pelo conteúdo do material impresso incluído neste trabalho.

## EFFECT OF HEAT INPUT ON THE GEOMETRY AND THE MICROSTRUCTURE OF STEEL WELD METAL DEPOSITED BY SUBMERGED ARC WELDING

Juno Gallego, [gallego@dem.feis.unesp.br](mailto:gallego@dem.feis.unesp.br)<sup>1</sup>

Márcia Regina Vieira de Araújo, [araujo@usp.br](mailto:araujo@usp.br)<sup>2</sup>

Vicente Afonso Ventrella, [ventrella@dem.feis.unesp.br](mailto:ventrella@dem.feis.unesp.br)<sup>1</sup>

Ruís Camargo Tokimatsu, [ruis@dem.feis.unesp.br](mailto:ruis@dem.feis.unesp.br)<sup>1</sup>

Wyser José Yamakami, [wyser@dem.feis.unesp.br](mailto:wyser@dem.feis.unesp.br)<sup>1</sup>

<sup>1</sup> MAPROTEC – Mechanical Engineering Department / UNESP – Ilha Solteira, Avenida Brasil Centro, 56 – P. O. Box 31 - 15.385-000, Ilha Solteira, SP, Brazil.

<sup>2</sup> PhD student – Polytechnic School – University of São Paulo / EPUSP, São Paulo, SP, Brazil.

**Abstract:** *Submerged Arc Welding (SAW) is one of the most important industrial metallurgy processes which is extensively used in the shipbuilding, off shore and metallic structures. In the present work a study was accomplished on the influence of the heat input on the geometry and the microstructure of the steel weld metal, where bead on plate weldings were deposited on pieces of low-carbon structural steel ASTM A36. The variation of the welding parameters allowed that heat input were applied from 1 up to 3,3 kJ/mm, being used solid wire AWS E70-S6 and granulated active flux according to AWS F7AZ specification. Geometric parameters related to weld metal were affected sensibly for the change in the heat input, where the derived effects of the voltage, current and welding speed were analyzed separately. The analysis of the weld metals for quantitative metalography techniques have showed that the same was constituted mainly by ferrita acicular, whose nucleation was affected significantly by the presence of inclusions. The size and the morphology of the inclusions analyzed by transmission electron microscopy allowed to verify that the distribution of particles was also affected by the welding parameters and that just a minority fraction of the inclusions contributed indeed to the phase transformation. The chemical analysis of the particles made by electron dispersive spectroscopy (EDS) was able to verify that the composition of the inclusions is very complex but that the presence of titanium became indispensable so that the inclusions could act as preferential sites for nucleation during transformation of the austenite to acicular ferrite, considered the best weld metal microstructure because presents high levels of strength and toughness if compared with other microconstituents.*

**Key-words:** *submerged arc welding, heat input, weld metal geometry, weld metal microstructure.*