

EFEITO DO PROCESSO DE SOLDAGEM SOBRE AS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE JUNTAS SOLDADAS DE TUBULAÇÕES DE AÇO API 5LX 60

Theophilo Moura Maciel

UFCG/CCT/DEM – Rua Aprígio Velloso, 882, CEP: 58109-970, C. Grande, PB – Email: theo@dem.ufcg.edu.br

Kléber Eduardo Siqueira de Souza

UFCG/CCT/DEM – Rua Aprígio Velloso, 882, CEP: 58109-970, C. Grande, PB – Email: klebersouza@texas.com.br

Maria Cléa Soares de Albuquerque

UFCG/CCT/CPGEP – Rua Aprígio Velloso, 882, CEP: 58109-970, C. Grande, PB – Email: cleaalbuquerque@uol.com.br

Resumo: Neste trabalho avaliou-se a influência dos percentuais dos diferentes tipos de microconstituintes de metais de solda de juntas soldadas de tubulações de aço API 5LX60 obtidos por diferentes processos de soldagem sobre a sua dureza e resistência ao impacto. Para tanto, corpos de prova de metais de solda obtidos pelos processos manual ao Arco Elétrico com Eletrodo Revestido (SAER) e semiautomatizados com Arame Tubular (SAT), com proteção de CO₂ e autoprottegido, pelo processo MAG com proteção de CO₂ e de CO₂ + Argônio e pelo processo MIG com proteção de argônio, foram submetidos a ensaios de impacto Charpy a diferentes temperaturas e a ensaios de microdureza. Os metais de adição utilizados em cada processo foram os eletrodos AWS E 7010 G e AWS E 7018 no processo SAER, os arames AWS E 71T1-1 e AWS E 71T-11 nos processos SAT com e sem proteção gasosa e o arame AWS ER 70S-6 nos processos MIG/MAG. Os resultados indicaram uma influência significativa do carbono equivalente e dos parâmetros de soldagem sobre os valores de resistência ao impacto e sobre o percentual de microconstituintes dos metais de solda. Os que obtiveram os melhores valores de resistência ao impacto foram àqueles obtidos pelos processos SAER com eletrodo AWS E 7018, MAG com proteção gasosa de CO₂ e mistura e SAT, com proteção de CO₂, enquanto os obtidos pelo processo SAT autoprottegido apresentaram os piores resultados.

Palavras chave: Metal de solda, Aço API 5L X60, Processos de Soldagem, Microestrutura, Resistência ao Impacto

1.0 INTRODUÇÃO

As tubulações de aço que realizam a exploração e o transporte de produtos como petróleo e gás natural podem estar sujeitas ao risco de fratura frágil devido à sua instalação em profundidades cada vez maiores e em regiões de condições adversas (Pereira et al., 1988, Cunha & Pope, 1983). Por causa disso, durante muitas décadas, muitos esforços têm sido dedicados para melhorar as propriedades dessas estruturas, normalmente confeccionada por aços de alta resistência e baixa liga, cujas vantagens aliam uma maior razão resistência/peso à tenacidade, desenvolvidas a custos razoáveis. Essa combinação de propriedades altamente desejáveis pode envolver todo um

processamento siderúrgico que inclui, além da manutenção de baixos teores de carbono e adição específica de elementos de liga, o controle de impurezas, processamentos termomecânicos de laminação controlada e tratamentos térmicos. Deste modo, os aços produzidos conseguem satisfazer os requerimentos das tubulações, com microestruturas ferrítico-perlíticas ou martensítica revenida, com valores de resistência muito superiores aos obtidos em aços carbono e com propriedades ainda melhores de resistência ao impacto (Yurioka, 1997, Tian et al., 1996, Guimarães et al., 1996).

Por outro lado, as soldas dessas estruturas são bastante vulneráveis a falhas, em virtude das heterogeneidades geométricas e microestruturais introduzidas e que, dependendo do processo de soldagem e consumíveis utilizados, podem influenciar significativamente nas propriedades mecânicas da junta (Cunha & Pope, 1983). Devido a isto é que a Indústria Petrolífera vem estudando o desenvolvimento de novos consumíveis e a possibilidade de utilização de outros processos de soldagem, em substituição aos já tradicionalmente utilizados, que resultem na obtenção de juntas soldadas com propriedades cada vez mais compatíveis com as do metal de base (Guimarães et al., 1996, Teixeira et al., 1990).

O processo de união comumente utilizado na soldagem circunferencial de dutos, devido à facilidade e baixo custo operacional, é o processo de soldagem manual ao Arco Elétrico com Eletrodo Revestido. Entretanto as propriedades mecânicas dos cordões de solda depositados por esse processo podem ser inferiores quando comparados às propriedades de cordões obtidos por processos semiautomáticos como MIG/MAG e com Arame Tubular, os quais proporcionam vantagens no que diz respeito não somente a uma maior taxa de deposição de metal como também soldas com um mínimo de heterogeneidades.

Aliado ao tipo de processo, a otimização dos parâmetros e a escolha adequada dos consumíveis de soldagem podem resultar em metais de solda como maior fração volumétrica de Ferrita Acicular, resultando em cordões de solda com elevados níveis de tenacidade, reduzindo o risco de acidentes e custos adicionais à empresa produtora (Ventrella, 1999).

Neste sentido, este trabalho teve por objetivo avaliar a influência dos percentuais dos diferentes tipos de microconstituintes de metais de solda de juntas soldadas de tubulações de aço API 5L X60 obtidas por diferentes processos e consumíveis de soldagem sobre as propriedades mecânicas de dureza e resistência ao impacto Charpy.

2.0 MATERIAL E METODOLOGIA

2.1 Material

O metal de base utilizado neste trabalho consistiu de um tubo de aço API 5L X60, utilizado para transporte de petróleo, com diâmetro de 0,508 m e espessura de 0,0175 m, cedido pelo Centro de Pesquisa da Petrobrás, cuja composição química é apresentada na Tab.(1) juntamente com a dos metais de solda, com os respectivos valores dos carbono equivalente (CE).

Tabela 1 - Composição química do metal base e dos metais de solda obtidos para cada processo.

Composição	C	S	P	Mn	Si	Ni	V	Cr	Cu	Mo	Nb	Ti	Al	CE
Metal Base (MB)														
MB	0,13	0,009	0,013	1,4	0,31	-----	0,049	-----	0,007	-----	0,042	0,011	0,016	0,425
Metal de Solda (MS)														
(SA10)	0,083	0,01	0,012	0,92	0,36	0,45	0,013	0,01	0,016	0,27	0,009	0,018	0,058	0,386
(SA18)	0,057	0,01	0,025	1,66	0,56	0,047	0,015	0,074	0,036	0,012	0,009	0,014	0,067	0,453
(SATCO)	0,063	0,012	0,012	1,13	0,5	0,12	0,014	-----	0,022	0,11	0,013	0,052	0,023	0,369
(SAUT)	0,092	0,008	0,012	2,12	0,22	1,06	0,005	-----	0,009	0,024	0,022	0,01	0,24	0,559
(MAGCO)	0,057	0,011	0,012	1,34	0,71	0,047	0,023	-----	0,12	0,029	0,023	0,039	0,039	0,42
(MAGCA)	0,061	0,012	0,013	1,32	0,78	0,018	0,013	-----	0,2	0,008	0,01	0,009	0,055	0,43
(MIGAR)	0,047	0,012	0,016	1,85	0,78	0,024	0,027	0,008	0,03	0,009	0,018	0,062	0,064	0,498

2.2 Metodologia

2.2.1 Corte do Tubo e Usinagem do Chanfro

Foram realizados cortes transversais com chama oxi-acetilênica obtendo-se um total de 05 anéis, com comprimentos que variaram de 0,25 a 0,30 m, conforme ilustrado esquematicamente na Fig. (1).

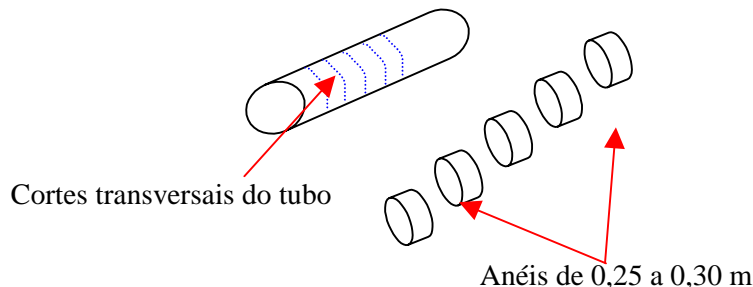


Figura 1 – Ilustração esquemática do corte do tubo.

Em seguida os anéis foram seccionados longitudinalmente e o chanfro em V foi usinado. A Fig. (2) apresenta a foto das secções usinadas e chanfradas, prontas para serem soldadas.



Figura 2 – Fotografia da peça pronta para soldagem.

2.2.2 Soldagem das Secções do Tubo

A soldagem das secções do tubo foi conduzida de forma ascendente com um ângulo de inclinação de $\pm 10^\circ$, procurando-se manter uma distância do bico de contato a peça de 0.01 m nos processos com proteção gasosa. Foram realizados três passes de enchimento, além do passe de raiz, pelos processos Arco Elétrico com Eletrodo Revestido (SAER), Arco Elétrico com Arame Tubular com proteção gasosa de CO_2 (SATCO) e autoprotegido (SAUT), Arco Elétrico com Proteção Gasosa Ativa de CO_2 (MAGCO) e mistura de 25% de CO_2 + Argônio (MAGCA) e Arco Elétrico com Proteção Gasosa Inerte, utilizando argônio puro como gás de proteção (MIGAR). A vazão de gás utilizada em cada processo foi de $0,72 \text{ m}^3/\text{h}$.

Todos os passes de raiz das secções foram realizados pelo processo SAER, com eletrodo revestido celulósico AWS E 7010 G, devido à alta penetração deste consumível.

Para cada processo de soldagem foram utilizados os seguintes metais de adição:

Processo SAER – Arame AWS E 7010G (SA10) e AWS E 7018 (SA18), com $\phi = 0,0032 \text{ m}$.

Processo SAT com proteção gasosa de CO_2 – Arame AWS E 71T1-1, com $\phi = 0,0012 \text{ m}$.

Processo SAT sem proteção gasosa – Arame autoprotegido AWS E 71T-11 ou ASME E 4801T-11, com $\phi = 0,0011 \text{ m}$.

Processo MIG e MAG – Arame AWS ER 70S-6 com $\phi = 0,0012$ m.

A Tabela 2 apresenta, os parâmetros de soldagem utilizados em cada processo. A determinação dos parâmetros ideais de soldagem baseou-se no melhor aspecto visual do cordão para cada processo de soldagem..

Tabela 2 – Parâmetros de soldagem dos processos de soldagem utilizados.

PROCESSO DE SOLDAGEM	Corrente I (A)	Tensão V (v)	Velocidade v (m/s)	Eficiência térmica - η (Grong, 1994)	Energia H (kJ/m)
SA10	76,50	27,20	$5,8 \times 10^{-4}$	0,80	2880
SA18	92,30	22,30	$6,9 \times 10^{-4}$	0,80	2490
SATCO	150,20	21,70	$1,72 \times 10^{-3}$	0,85	1640
SAUT	160,40	18,70	$1,25 \times 10^{-3}$	0,8	1920
MAGCO	144,50	24,80	$1,61 \times 10^{-3}$	0,85	1910
MAGCA	148,70	24,30	$1,60 \times 10^{-3}$	0,80	1810
MIGAR	196,90	22,20	$2,12 \times 10^{-3}$	0,7	1440

Todos os valores dos parâmetros expostos na Tab. (2), são médias calculadas a partir dos parâmetros utilizados nos 3 passes de enchimento.

2.2.3 Usinagem e Ensaio dos Corpos de Prova Charpy

Os corpos de prova Charpy foram usinados com seções de $55 \times 10 \times 10 \times 10^{-3}$ m de acordo com a norma E-23 (1996) da ASTM, com a ponta do entalhe usinada na parte superior do cordão de solda, com o objetivo de abranger apenas uma morfologia de grão, conforme ilustrado esquematicamente na Fig. (3).

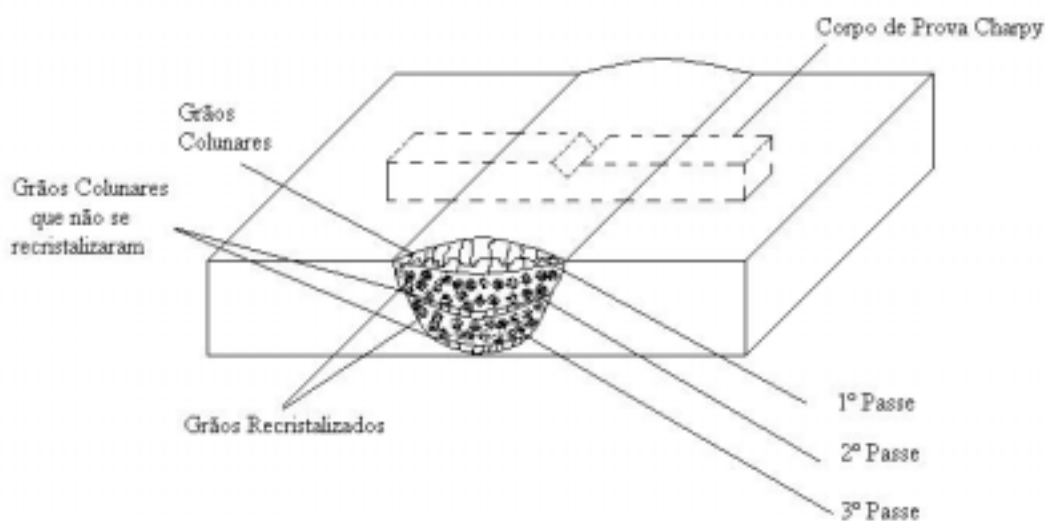


Figura 3 – Ilustração esquemática do posicionamento de usinagem do corpo de prova Charpy.

Os ensaios de impacto Charpy foram realizados a temperaturas de 253K (-20°C), 273 K(0°C) e 298 K (25°C), utilizando-se no mínimo 3 corpos de prova para cada processo de soldagem.

2.2.4 Ensaios de Microdureza

As medidas de microdureza Vickers foram realizadas com uma carga de 0,5 kgf e posicionadas de acordo com a ilustração apresentada na Fig. (4), tomando-se as medidas em 3 (três) linhas horizontais ao longo da extensão de toda a junta soldada, obedecendo a distância entre as indentações de $0,3 \times 10^{-3}$ m para a ZTA, e de 1×10^{-3} m para o metal de solda e metal de base. Para cada processo de soldagem foram analisadas 3 amostras. Duas dessas amostras foram escolhidas nas extremidades e a terceira no centro do cordão.

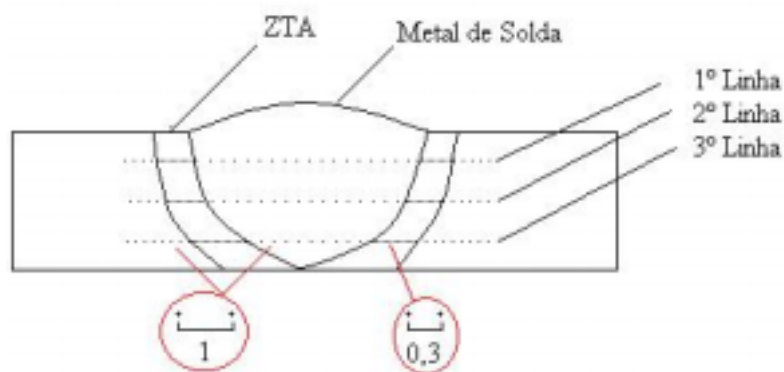


Figura 4 – Foto de uma amostra com as indicações de como foram feitas as medidas de microdureza

2.2.5 Análise Metalográfica

Foram realizadas análises microestruturais quantitativas em 8 áreas do metal de solda, dentro da região de grãos colunares, conforme ilustrado esquematicamente na Fig. (5), perfazendo 100 pontos por área, totalizando 800 pontos por amostra. Utilizou-se 3 amostras para cada processo de soldagem e a contagem dos microconstituintes foi feita pelo método de contagem de pontos (Pickering, 1976). Logo após a contagem, foram determinados os valores médios percentuais de cada microconstituente com os respectivos desvios padrões que serão apresentados juntamente com as fotografias das áreas selecionadas.

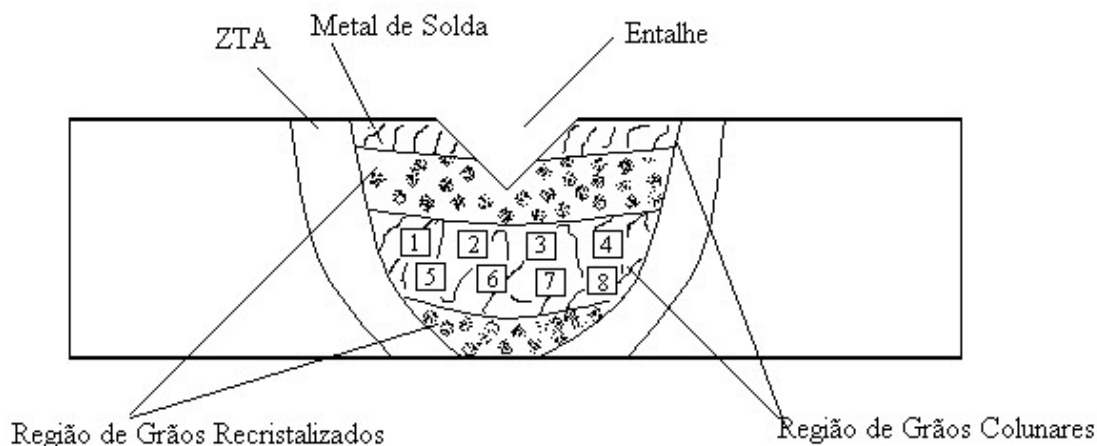


Figura 5 – Ilustração esquemática das áreas de contagem dos pontos abaixo do chanfro no corpo de prova Charpy V.

3.0 RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Análises de Microdureza

O gráfico da Fig. (6) apresenta os resultados médios de microdureza dos metais de solda obtidos para todos os processos, plotados em função dos valores de energia de soldagem (H).

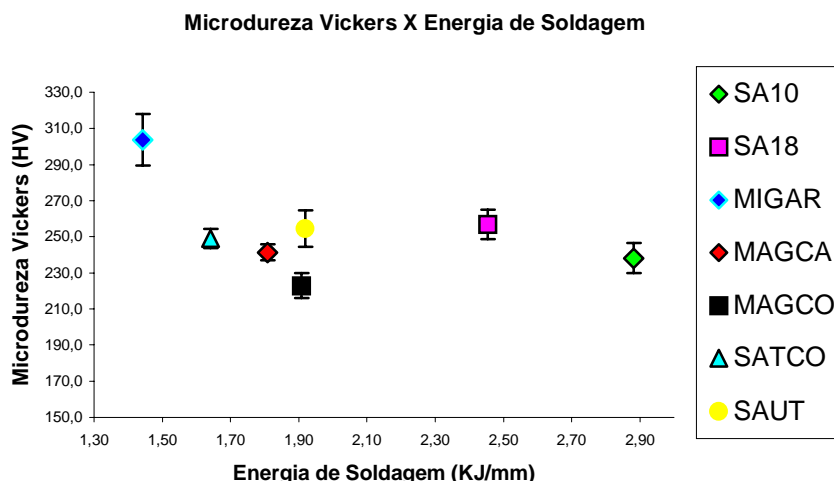


Figura 6 – Valores médios de microdureza (HV-0,5 kgf) em função das energias de soldagem utilizadas em cada processo.

Observa-se que os valores médios de microdureza dos metais de solda variaram muito pouco, à exceção dos metais de solda obtidos pelo processo MIG. Este resultado pode ser atribuído ao menor aporte de calor utilizado, resultado de uma maior velocidade de soldagem empregada neste processo (ver tab.1). Uma baixa energia de soldagem proporciona uma maior velocidade de resfriamento conduzindo à formação de microconstituintes resultantes de baixas temperaturas de transformação; como bainita ou Ferrita Acicular (Ferrante, 1989; Harrison, 1979). Smith (1998) realizou pesquisas referentes ao efeito da energia de soldagem no metal de solda e em suas conclusões afirmaram que, em geral, uma boa tenacidade pode estar associada a baixas energias de soldagem (< 2 kJ/mm) por causa do elevado percentual de estruturas refinadas. Além da menor energia de soldagem, o maior valor de CE, resultado de um maior percentual de Mn e Si, pode ter contribuído para a maior dureza apresentada pelo metal de solda obtido pelo processo MIG (Maciel e Fechine, 1986, Christensen and Simonsen, 1980).

O maior valor de CE encontrado para o metal de solda obtido pelo processo SAUT (0,559) não mostrou uma maior influência com relação à microdureza encontrada no metal de solda.

3.2 Análise Microestrutural

Foram registradas fotografias de uma área abaixo do chanfro Charpy, da qual observou-se que, para todos os processos de soldagem analisados, a região que se definiu na ponta do entalhe foi a região de grãos recristalizados.

Com relação à análise metalográfica na região de grãos colunares, verifica-se pelas fotos exibidas na Fig. (7), que os metais de solda que obtiveram os maiores percentuais de AF foram, na ordem decrescente os obtidos pelos processos: SAUT, SA18, MIGAR, SATCO, MAGCO, MAGCA e SA10.

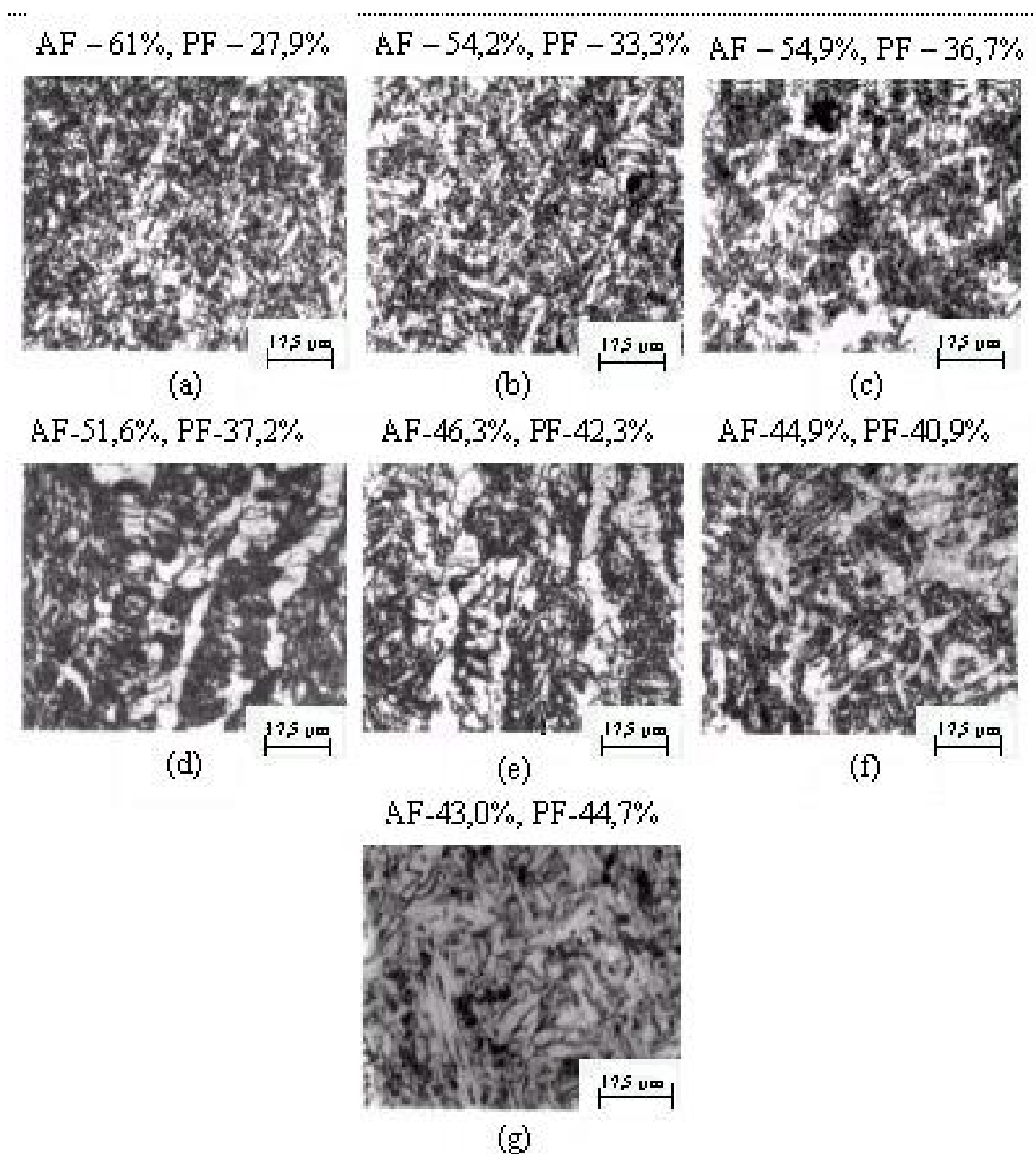


Figura 7 –Microestruturas da região de grãos colunares dos metais de solda obtidos pelos processos: a) SAUT, b) MIGAR, c) SA18, d) SATCO, e) MAGCO, f) MAGCA e g) SA10.

O percentual de cada microconstituente depende da composição química do metal de solda e das taxas de resfriamento envolvidas no processo. Maiores taxas de resfriamento e maiores percentuais de elementos de liga tais como Mn, Ni, Si, Ti, Mo, favorecem maiores percentuais de AF em detrimento da PF. Sendo assim, quanto maior a energia de soldagem, menor será a taxa de resfriamento e quanto maior o valor do CE, maior a relação dos elementos de liga que favorecem um maior percentual de AF (Maciel, 1991).

A Figura 8 apresenta os percentuais dos microconstituintes encontrados nos metais de solda em função do CE calculado para cada processos.

Pode ser verificado que os metais de solda obtidos pelos processos SAUT, MIGAR e SA18 apresentaram os maiores valores de AF (61%, 54,3% e 54,9% respectivamente) e isto pode ser atribuído aos valores elevados do CE obtidos pelos mesmos (0,559, 0,489 e 0,453 respectivamente). O efeito do CE foi considerado preponderante sobre o efeito da energia de soldagem com relação aos percentuais de AF, pois apesar do maior valor de energia de soldagem utilizado, os processos

SAUT (H=1,92 kJ/mm) e SA18 (H=2,49 kJ/mm) proporcionaram a formação de maiores percentuais desse microconstituente.

Percentual de Microconstituintes X Carbono Equivalente

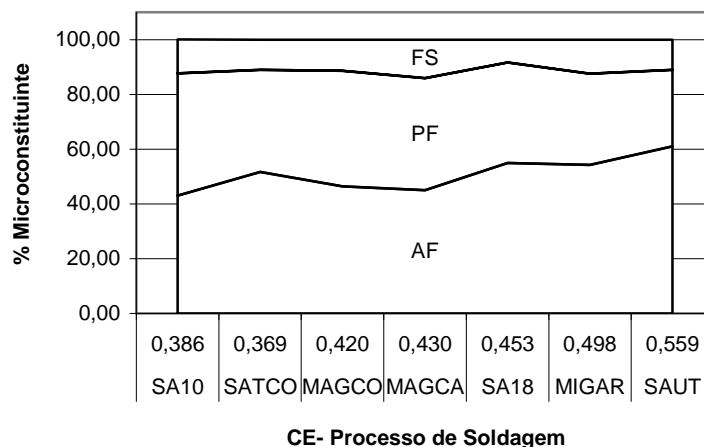


Figura 8 – Percentual de microconstituintes (AF, PF e FS- ferrita com segunda fase) do metal de solda em função do CE.

O menor percentual de AF (43%) e por consequência o maior % de PF (45%) dos metais de solda obtidos pelo processo SA10, deu-se em virtude do baixo valor do CE (0,386) associado à maior energia de soldagem (2,88 kJ/mm).

3.3 Ensaios de Impacto Charpy

No gráfico da Figura 9 são apresentados os valores médios de energias de impacto absorvidas em função das temperaturas de realização dos ensaios.

Tendo em vista que os corpos de prova do metal de base não fraturaram à 273K (0°C), resultados de outro trabalho semelhante com o mesmo aço foi adicionado (Brito, 1999).

Os resultados de energia absorvida para o metal de base a 298K (25°C) são atribuídos a apenas 1 corpo de prova, visto que os outros não romperam e desta forma foram desconsiderados.

Energia de Impacto Média X Temp. de Ensaio

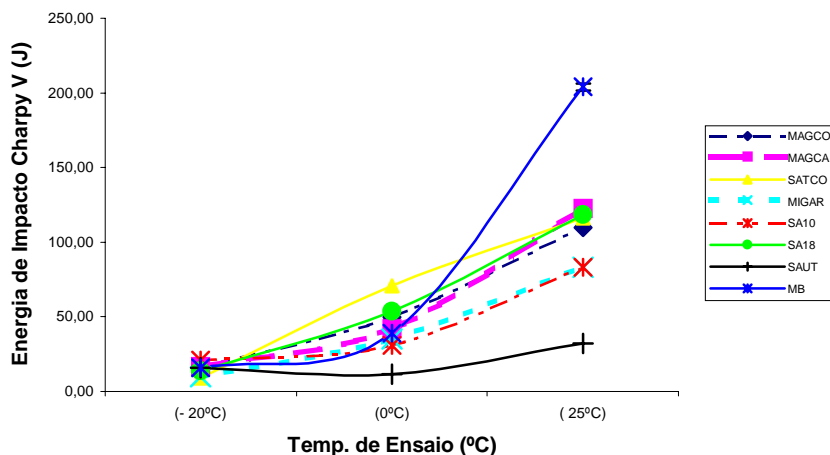


Figura 9 – Comportamento da curva de energia de impacto para os metais de solda obtidos por todos os processos de soldagem.

Através dos resultados obtidos podemos observar que não houve diferença nos valores de energia de impacto para os ensaios realizados a 253K (−20°C). Entretanto, para os ensaios realizados a 273K e a 298K (0°C e 25°C respectivamente) pode-se observar uma diferença significativa, principalmente para os ensaios realizados à temperatura ambiente. Nessas temperaturas, o metal de solda que obteve a menor energia de impacto foi aquele obtido pelo processo SAUT, enquanto que os metais de solda obtidos pelos processos MAGCA, SA18 e SATCO apresentaram os melhores resultados, principalmente aqueles obtidos por este último processo, o qual pode ser atribuído ao baixo valor do CE do metal de solda.

O baixo valor de energia de impacto dos metais de solda obtidos pelo processo SAUT pode ser atribuído ao maior valor do CE (Svenson & Gretoft, 1990). Este resultado pode indicar que a fragilidade devido ao elevado valor do CE superou os efeitos benéficos da estrutura mais refinada observada na ponta do entalhe desses metais de solda.

Os metais de solda obtidos pelo processo MIGAR apresentaram os segundos menores valores de resistência ao impacto, o que pode ser atribuído aos maiores valores de microdureza, proporcionados pelo elevado valor do CE associado à baixa energia de soldagem.

Finalmente pode-se verificar que, à exceção do processo SA18, os processos com proteção gasosa apresentaram os melhores resultados de resistência ao impacto, demonstrando assim o efeito benéfico do gás de proteção, no que diz respeito à presença de inclusões de escória, que fragilizam o metal de solda (Ferrante, 1989).

4.0 CONCLUSÕES

Os metais de solda que apresentaram os maiores percentuais de AF na região colunar foram aqueles obtidos pelo processo ao Arco Elétrico com Arame Tubular Autoprotégido, enquanto que os metais de solda obtidos pelo processo ao Arco Elétrico com Eletrodo Revestido, utilizando o eletrodo AWS E 7010 apresentaram os menores valores percentuais deste microconstituente e os maiores percentuais de PF.

Os metais de solda obtidos pelos processos ao Arco Elétrico com Eletrodo Revestido, utilizando o eletrodo AWS E 7018, MAG com proteção de CO₂ e Argônio e SAT protegido com CO₂ apresentaram os melhores resultados de resistência ao impacto à temperatura ambiente.

Os metais de solda que obtiveram os melhores e os piores resultados de resistência ao impacto a 273 K (0°C) foram os processos ao Arco Elétrico com Arame Tubular com e sem proteção gasosa respectivamente.

O Carbono Equivalente apresentou-se como a variável decisiva com relação aos resultados obtidos de resistência ao impacto.

5.0 AGRADECIMENTOS

ANP, FINEP, CNPq-CTPETRO, Centro de Pesquisa da PETROBRAS, ESAB SA, DEM/UFCG.

6.0 REFERÊNCIAS

- Pereira, L C. Strohaecker, T R., Bastian, F. L., et al. Influência das dimensões dos corpos de prova na avaliação do comportamento à fratura de aços para tubulações. In: Congresso Alamet 1 e Colóquio Latino Americano de Fadiga e Fratura dos Materiais, 3, Rio de Janeiro, RJ, p 837-849, 1988.
- Cunha, P. C. R.. Pope, A. M. Influência da espessura na tenacidade à fratura de juntas soldadas. In: Congresso da Associação Brasileira de Metalurgia, 38, São Paulo, SP, p 389 –399, 1983.
- Yurioka, N. TMCP steels and their welding. *Welding in the World*, 43,2, p. 2-17, 1997.
- Tian, D. W., Karjalainen, L.P., Qian, B., Chen, X. Nonuniform distribution of carbonitride particles and its effect on prior austenite grain size in the simulated coarse-grained heat affected zone of thermomechanical control –processed steels. *Metallurgical Materials Transactions Advanced*,

27, 3, p. 4031-4038, 1996.

- Guimarães, S., Araújo, V. L., Zeeman, A. A qualidade do metal de base e dos consumíveis na soldagem de aços estruturais. In: Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem, 22, Blumenau, SC, Anais, v.2, p 435-445, 1996.
- Teixeira, J.C.G., Filho, J.C., Pope, A M. Tenacidade à fratura da região de grãos grosseiros da zona afetada pelo calor de um aço temperado e revenido para estruturas offshore. In: Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem, 16, Caxambu, MG, p. 123 –138, 1990.
- Ventrella, V.A. Identificação microestrutural de juntas soldadas de aços de alta resistência e baixa liga. Tese de Doutorado, UFSCar, São Carlos, SP, 183p, 1999.
- Grong, O. Metallurgical modelling of welding. The Institute of Materials, 1994.
- ASTM E 23-96. Standard Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials, 1996.
- Pickering, F.B. The basis of quantitative metallography. Institute of Metallurgical Technicians, Monograph n.1, Londres, 1976.
- Ferrante, M. Influência da composição química sobre a microestrutura e tenacidade de metal de solda ferrítico,. Parte 1: Manganês, Silício, Oxigênio e Nióbio. Soldagem & Materiais, v. 1, n. 3, p. 36-43, jul/set., 1989.
- Harrison, P. Continuous transformation diagrams for C/Mn and Nb bearing HSLA steel weld metal. Southampton University Report, ME79/24, oct., 1979.
- Smith, W.F. Princípios de Ciência e Engenharia de Materiais. Portugal, Editora McGraw-Hill, 3^o ed., 1998.
- Maciel, T.M., Fachine, G.J. Efeito da variação da temperatura de pré-aquecimento sobre a microestrutura e dureza de juntas soldadas de aços ARBL. IV CEM-NNE, 1996, P.91-96.
- Christensen, N.E., Simonsen, T. Transformation Behaviour of Weld Metal. Scand. J. Metallurgy, 10, p.147-151, 1981.
- Maciel, T. M. Ciclos térmicos em metais de solda de alta resistência. Tese de Doutorado- UFSCar, São Carlos, SP, 194p, fev. 1991.
- Brito, V.L.O. Estudo de tenacidade da ZTA no aço ASTM A537C e em tubos API 5L X70, soldados com arco submerso. Dissertação de Mestrado – UESP, Guratinguetá, SP, 111p, 1999.
- Svenson, L. E., Grefott. B. Microstructure and impact toughness of C-Mn weld metals, Welding Journal, p. 454s-461s, Dec. 1990.

EFFECT OF WELDING PROCESS ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF WELDED JOINTS OF API 5LX60 STEEL PIPELINES

Abstract: *In this work the influence of the percentile of the different types of microconstituents of weld metals of API 5L X60 steel pipeline welded joints, obtained from different welding processes on it hardness and impact resistance was evaluated. For so much, specimens cut from weld metals obtained by the process Shielded Metal Arc Welding (SMAW) and by semiautomatic processes such as Flux Cored Arc Welding (FCAW) with protection of CO₂ and innershield, by process MGAW with protection of CO₂ and of CO₂ + Argon and for the process MGAW with protection of argon, were submitted to microhardness and Charpy impact tests to different temperatures. The filler metals used for each process were the electrodes AWS E 7010 G and AWS E 7018 in the process SMAW, wire AWS E 71T1-1 in the process FCAW, wire AWS ER 70S-6 in the process MGAW and wire AWS E 71T-11 for the process FCAW innershield. The obtained results indicated significative influence of the Equivalent Carbon values and welding parameters on the impact resistance and microconstituent percentile. The weld metals that obtained better impact resistance values were those obtained by the processes SMAW with AWS E 7018 electrode, MGAW with gaseous protection of CO₂ + Argon and FCAW with protection of CO₂, while the weld metals obtained by the processes FCAW innershield presented the worst results.*

Key-words: Weld Metal, API 5L X60 steel pipeline, Welding Processes, Microstructure, Impact Resistance