

INFLUÊNCIA DO TRATAMENTO TÉRMICO INTERCRÍTICO NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE UM AÇO MICROLIGADO COM Ti E Nb

**Pedro C. Sant'Anna ,
Carlos T. E. DeAquino,
Itamar Ferreira**

UNICAMP / FEM / Departamento de Engenharia de Materiais
13083-970 - Campinas, S.P - Brasil

Samuel Irati N. Gomes

EESC / USP / Departamento de Engenharia de Materiais
Av. Dr. Carlos Botelho, 1465
13560 – 250 – São Carlos, SP - Brasil

Resumo

Foi investigado o efeito do tratamento térmico intercrítico nas propriedades mecânicas do aço API 5L X65, microligado com Ti e Nb, largamente empregados em estruturas soldadas. A fragilização, observada por vários autores na região intercrítica da zona termicamente afetada de cordões de solda realizados em aços ARBL, está diretamente relacionada com a fração volumétrica do constituinte M-A formado no resfriamento. As amostras do aço foram previamente homogeneizadas e normalizadas e, posteriormente, submetidas a diferentes tratamentos térmicos intercríticos, realizados a 780 °C por 30 min e resfriados com diferentes taxas $\Delta t_{8/5}$, com o objetivo de variar a microestrutura. Foi obtida maior tenacidade à fratura com menor taxa de resfriamento, e, verificou-se que a baixa fração volumétrica do constituinte M-A não foi suficiente para promover redução na tenacidade

Palavras-chave: Tenacidade à fratura, Constituinte M-A, Aço ARBL, Tratamento Térmico

INTRODUÇÃO

Aços microligados de baixo carbono tem sido desenvolvidos para aplicações estruturais. Além de apresentarem boa resistência à corrosão atmosférica e boa soldabilidade, a conjugação das técnicas de laminação controlada e adição de elementos microligantes produzem uma microestrutura com tamanho de grão refinado que exibe alta tenacidade à fratura e alta resistência mecânica, possibilitando execução de projetos com redução de peso. Contudo, este balanço de propriedades pode ser alterado pelos ciclos térmicos de soldagem, produzindo áreas com baixa tenacidade conhecidas como zonas de fragilização local (DAVIS, 1993).

Durante a soldagem de um aço, as microestruturas da zona afetada pelo calor passam por importantes alterações metalúrgicas, mas o grau de deterioração das propriedades mecânicas irá depender da composição química do metal base e dos parâmetros do processo de soldagem utilizado (KRIVNAK, 1995). Embora a ZTA seja de pequena dimensão, as regiões frágeis na ZTA podem ter uma grande influência na integridade da estrutura devido a falha por fratura frágil (LINNERT, 1994).

Tem sido demonstrado pelos ensaios de tenacidade à fratura e também pelo ensaio de impacto Charpy-V, que a fragilização está localizada na região de grãos grosseiros e na região intercrítica (parcialmente transformada) da zona termicamente afetada (ZTA) (AKSELSEN et al, 1988). Na primeira, a extensão da fragilização depende da composição química do aço e dos parâmetros de soldagem aplicados. A fragilização é devida a formação de microestruturas desfavoráveis como ferrita de contorno de grão e ferrita de placas laterais. Para picos de temperaturas entre A_{c1} e A_{c3} , o mecanismo de fragilização dominante está relacionado com a formação de ilhas de martensita de alto carbono-austenita denominado constituinte M-A (AKSELSEN, 1994). Merece especial atenção a formação do constituinte M-A quando aços de alta resistência são soldados com alto insumo de calor ou através de soldagem multipasses (LEE, S., et al, 1993). Um dos meios de se reduzir custos de fabricação de grandes estruturas metálicas é o aumento na produtividade do processo de soldagem. Uma das técnicas adotadas para promover este ganho é o aumento do insumo de calor, desde que os materiais possam resistir ao alto insumo de calor e ainda satisfazer as propriedades mecânicas requeridas, particularmente, a tenacidade na zona termicamente afetada (NAZIR, 1988).

É geralmente aceito que o constituinte M-A consiste de uma microestrutura fina, dura, formada por martensita e austenita retida, podendo ainda conter cementita (MATSUDA, 1996).

A austenita formada na região intercrítica durante o ciclo de aquecimento será, provavelmente, do mesmo tamanho das colônias de perlita/carboneto presentes na microestrutura do metal base. No resfriamento subsequente, a austenita poderá se decompor numa grande variedade de microestruturas, variando de perlita a martensita maclada, ou até permanecer não transformada, dependendo da temperabilidade do aço, do ciclo de resfriamento e do tamanho inicial das ilhas de austenita (FAIRCHILD, 1991). Para compreender a origem da fragilização durante o ciclo térmico de soldagem intercrítico, deve-se considerar os campos de tensão e as deformações de transformação desenvolvidas na matriz ferrítica circunvizinha como resultado da formação da martensita. As duras ilhas do constituinte M-A originam significativa concentração de tensão na interface martensita/ferrita por causa da diferença existente entre os limites de escoamento das duas fases. Além disso, a expansão de volume associada à transformação da austenita em martensita resultará em grande deformação elástica e plástica da ferrita (DAVIS, 1991). Em temperatura ambiente e sob taxas de deformação moderadas, muitas das discordâncias formadas serão móveis, o que explica a excelente conformabilidade e ductilidade dos aços dual-phase. Porém, quando o ensaio mecânico é realizado em temperaturas sub-zero e sob uma condição de alta taxa de deformação ($> 10^2/s$ para o ensaio Charpy), a resistência da ferrita é aumentada significativamente por causa da redução da mobilidade das discordâncias em hélice. Há também deformações distintas entre as ilhas M-A e a ferrita, o que aumenta ainda mais a concentração de tensão na interface ferrita/M-A. O nível de tensão local nesta interface, eventualmente, excederá a resistência à clivagem da ferrita, com a conseqüente iniciação da fratura frágil. Esta conclusão é consistente com observações feitas no ensaio de tração de aços duplex, no qual a fratura ocorre normalmente na região da ferrita (AKSELSEN, 1987).

O objetivo deste trabalho consiste em avaliar a influência da microestrutura obtida por tratamentos térmicos realizados na região intercrítica, particularmente, a influência do % do constituinte M-A na tenacidade à fratura do aço API 5L-X65.

MATERIAIS E PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

Utilizou-se barras de seção quadrada obtidas de uma chapa do aço API 5L X65 com 1/2 polegada de espessura. As temperaturas de transformação determinadas por dilatométrica são: $A_{c1} = 732 \text{ }^\circ\text{C}$ e $A_{c3} = 893 \text{ }^\circ\text{C}$. A composição química do aço está na tabela 1.

Tabela 1: composição química do aço API 5L X65 (% em peso)

Elemento	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ti	Nb	Al
% em peso	0.12	1.61	0.26	0.023	0.014	0.04	0.07	0.05	0.06

Inicialmente, as barras foram homogeneizadas a $990 \text{ }^\circ\text{C}$ por 170 min para eliminar o bandejamento e depois normalizadas a $940 \text{ }^\circ\text{C}$ por 30 min para refinar o grão. O tratamento térmico intercrítico consistiu em aquecer as amostras a $780 \text{ }^\circ\text{C}$ por 30 minutos e resfriá-las com diferentes taxas obtidas em salmoura, óleo para têmpera e polímero para têmpera solúvel em água. As taxas de resfriamento foram medidas com um sistema de aquisição de dados.

Para caracterizar a microestrutura foram utilizados microscopia ótica e ataque com reagente Lepera, Nital 2% e Klemml. A quantificação do constituinte M-A foi feita pelo método de contagem de pontos baseando-se na norma ASTM E 562-95 e também por analisador de imagens. A determinação do tamanho do grão foi feita pelo método de interseção baseando-se na norma ASTM E 112-96.

Pelo processo de soldagem arco submerso foram realizados dois cordões de solda em uma chapa de 1/2 polegada, previamente homogeneizada e normalizada. Os parâmetros de soldagem foram controlados para que fossem obtidos insumos de calor de 2 kJ/mm e 3 kJ/mm.

As propriedades mecânicas foram avaliadas pelos ensaios de tração e tenacidade à fratura CTOD em carga máxima (δ_m), realizados em temperatura ambiente. No ensaio de tração, foram medidas as propriedades: tensão máxima (σ_t), limite de escoamento (σ_e) e alongamento (A%). Retirou-se as amostras longitudinalmente ao sentido de laminação e obedeceu-se a norma ASTM E-8M. No ensaio de CTOD realizado segundo ASTM E-1290, os corpos de prova tipo flexão em três pontos com 5 mm de espessura foram retirados da chapa com a orientação L-T.

RESULTADOS E DISCUSSÃO

Após os tratamentos de homogeneização e normalização, a microestrutura das amostras era composta de grãos de ferrita e perlita dispostos aleatoriamente, conforme pode ser observado na fig. 1. O tamanho médio dos grãos é ASTM 11.

As amostras, divididas em três lotes, foram tratadas intercriticamente a $780 \text{ }^\circ\text{C}$ por 30 min e cada lote foi resfriado em um meio distinto. Os tempos de resfriamento ($\Delta t_{8/5}$) obtidos em cada meio estão na tabela 2.

Nas figuras 2-a e 2-b pode-se observar a microestrutura das amostras resfriadas em salmoura, atacadas com reagentes Lepera e Klemml respectivamente. Como o tratamento é intercrítico, a microestrutura será composta de grãos de ferrita e outras fases no contorno destes grãos. O reagente Lepera deixa a ferrita com cor bronze e a martensita branca. O reagente Klemml torna a ferrita azulada, a martensita marrom e a austenita retida branca

(Vander Voort, 1984). Nas micrografias feitas em preto e branco, observa-se que na fig. 2-a há uma fase escura (ferrita) e uma fase branca no contorno dos grãos (martensita). Na fig. 2-b não há fase branca no contorno dos grãos. Logo, pode-se concluir que nas amostras resfriadas com $(\Delta t_{8/5}) = 1,5$ s há apenas martensita no contorno dos grãos ferríticos. O teor médio de martensita é de 29,9 %.

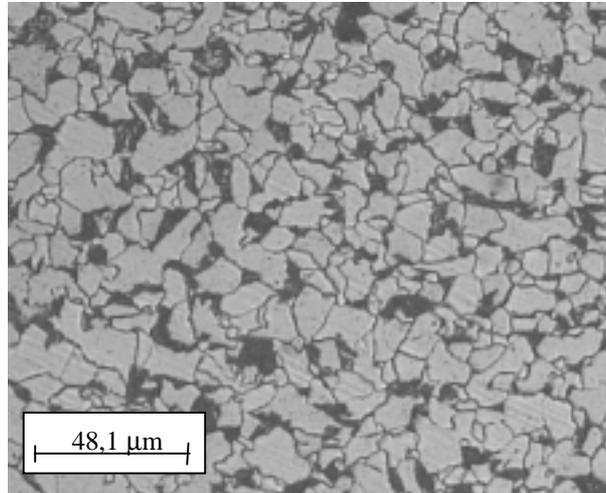
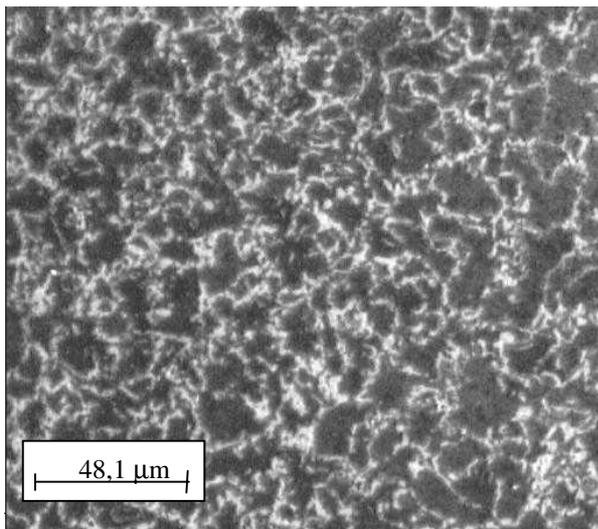


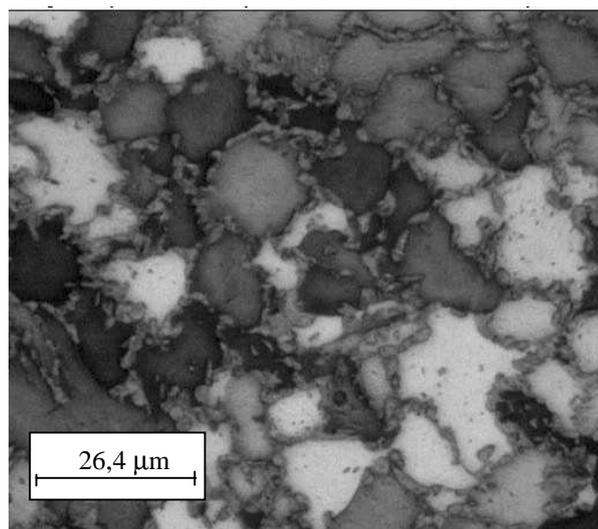
Figura 1: microestrutura do aço após os tratamentos de homogeneização e normalização. Ataque Nital 2%.

Tabela 2: tempos de resfriamento ($\Delta t_{8/5}$) obtidos em cada meio

Meio de resfriamento	Tempo de resfriamento ($\Delta t_{8/5}$) (s)
Salmoura	1,5 s
Óleo	12 s
Polímero	35 s



(a)



(b)

Figura 2-a: microestrutura da amostra resfriada em salmoura. Ataque Lepera.

2-b: Microestrutura da amostra resfriada em salmoura. Ataque Klemml

A microestrutura das amostras resfriadas em óleo e das resfriadas em polímero são mostradas nas fig. 3-a e 3-b, respectivamente, atacadas com reagente Klemml. A fase branca presente no contorno dos grãos é o constituinte M-A. A fração volumétrica do constituinte M-A nas amostras resfriadas em óleo é de aproximadamente 1% e no resfriamento em polímero 2,1%. Pode-se, então, concluir que aumentando-se o tempo de resfriamento ($\Delta t_{8/5}$), ou seja, diminuindo-se a taxa de resfriamento no intervalo de 800 °C a 500 °C, aumenta-se a fração volumétrica do constituinte M-A. Há, também, conseqüente redução no teor de martensita e aumento na quantidade de bainita.

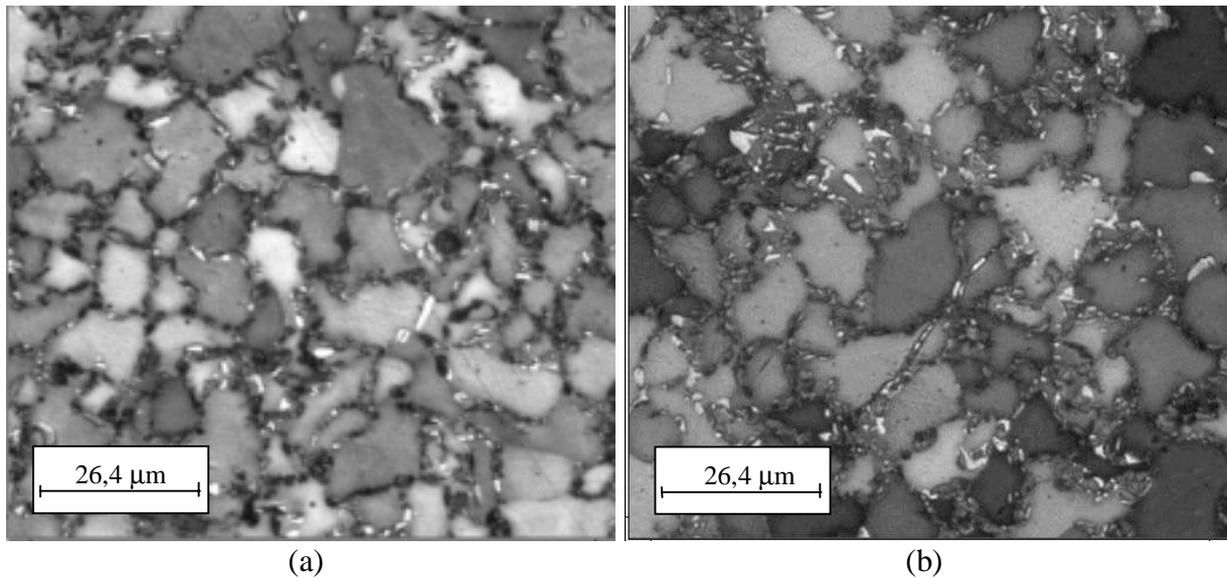


Figura 3-a: microestrutura de amostra resfriada em óleo. 3-b: microestrutura de amostra resfriada em polímero. Ataque Klemml.

O tempo de resfriamento ($\Delta t_{8/5}$) para a região intercrítica da ZTA dos cordões de solda realizados com insumos de calor de 2kJ/mm e com 3 kJ/mm é de 12 s e de 35 s, respectivamente (RAJAD, 1992). A microestrutura da região intercrítica da ZTA do cordão obtido com 3 kJ/mm está na fig. 4. A amostra foi atacada com Klemml. Observa-se a presença do constituinte M-A de cor branca destacada na matriz de ferrita. A fração volumétrica do M-A é de aproximadamente 1,8 %. Foi observado que a quantidade do constituinte M-A da solda realizada com 3 kJ/mm é maior que o percentual verificado na solda feita com 2 kJ/mm.

Os resultados dos ensaios mecânicos de tração e CTOD estão na tabela 3.

TABELA 3: Resultados dos ensaios de tração e CTOD

condição	σ_e (kgf/mm ²)	σ_t (kgf/mm ²)	A (%)	CTOD (δ_m)
Inicial	37,55	52,73	36,55	0,586
Salmoura (S)	44,17	81,7	21,65	0,156
Óleo (O)	31,46	65,04	32,5	0,335
Polímero (P)	31,9	67,91	30,9	0,438

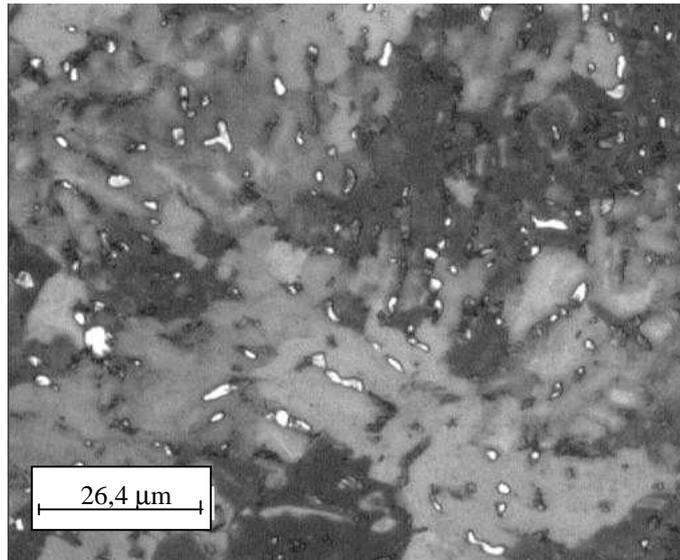


Figura 4: região intercrítica da ZTA do cordão realizado com 3kJ/mm. Ataque Klemml.

A condição inicial, homogeneizada e normalizada, apresentou grande tenacidade à fratura devido ao pequeno tamanho de grão e a disposição aleatória dos grãos de perlita (HERTZBERG, 1996 e HONEYCOMBE, 1984)

As amostras resfriadas em salmoura (S), com $(\Delta t_{8/5}) = 1,5$ s, apresentaram maior resistência à tração, menor ductilidade que as demais devido a presença de martensita no contorno dos grãos de ferrita (AKSELSEN, 1994). A tenacidade à fratura (δ_m) é menor pois a martensita aumenta a resistência à tração, mas reduz a resistência à clivagem (DOLBY, 1979).

As condições O e P apresentam menor resistência à tração e maior ductilidade que a condição S devido a redução no teor de martensita e o aumento na quantidade de bainita (MATSUDA, 1996).

A medida que o tempo de resfriamento ($\Delta t_{8/5}$) é aumentado, há um crescimento na fração volumétrica do constituinte M-A, de caráter nocivo para a tenacidade à fratura (HARRISON, 1989). Contudo, comparando-se a tenacidade à fratura das condições resfriadas em óleo e em polímero, observa-se que a condição resfriada em polímero, que possui maior % de M-A, é mais tenaz que a resfriada em óleo. Tal fato deve-se a combinação dos seguintes fatores: O aumento no tempo ($\Delta t_{8/5}$) promove progressiva redução na quantidade de martensita e aumento do teor de bainita inferior de grande tenacidade à fratura. Além disso, a pequena fração volumétrica do constituinte M-A não foi suficiente para reduzir a tenacidade, ou, para superar os efeitos benéficos promovido pela bainita inferior (MATSUDA, 1991).

CONCLUSÕES

- No tratamento térmico intercrítico do aço API 5L X65, o aumento do tempo de resfriamento ($\Delta t_{8/5}$) faz aumentar a quantidade do constituinte M-A;
- A baixa fração volumétrica do constituinte M-A não foi suficiente para promover redução na tenacidade à fratura;
- A baixa tenacidade à fratura verificada nas amostras tratadas na região intercrítica e resfriadas com alta taxa de resfriamento deve-se a formação de martensita;
- Na têmpera realizada com polímero, com menor taxa de resfriamento, foi obtida maior tenacidade à fratura devido a formação de bainita inferior.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- AKSELSEN, O. M., SOLBERG, J. K., GRONG, O., 1994, Effects of martensite-austenite (M-A) islands on intercritical heat-affected zone toughness of low carbon microalloyed steels, **Scandinavian Journal of Metallurgy**, v. 17, n. 1, p. 194-200.
- AKSELSEN, O. M. et al., 1994, Prediction of tensile properties of intercritical heat affected zone. **Materials Science and Technology**, v. 10, n. 1, p. 75-80.
- AKSELSEN, O. M., GRONG, O., SOLBERG, J. K., 1987, Structure-property relationships in intercritical heat-affected zone of low-carbon microalloyed steels. **Materials Science and Technology**, v. 3, n. 9, p. 649-655.
- DAVIS, C. L.; KING, J. E., 1993, Effect of cooling rate on intercritically reheated Microstructure and toughness in high strength low alloy steel, **Materials Science and Technology**, v. 9, n. 1, p. 8-15.
- DAVIS, C. L., KING, J. E., 1994, Cleavage initiation in the intercritically reheated coarse grained heat-affected zone: part 1: fractographic evidence. **Metallurgical and Material Transactions A**, v. 25-A, p. 563-573,
- DOLBY, R. E., 1979, Factors controlling HAZ and weld metal toughness in C-Mn steels. In: NATIONAL CONFERENCE ON FRACTURE ENGINEERING APPLICATION OF FRACTURE ANALYSIS, Nov. 7-8, 1979. Johannesburg. **Proceedings**. Oxford: Pergamon Press, p. 117-134.
- FAIRCHILD, D. P. et al., 1991, A study concerning intercritical HAZ microstructures and toughness in HSLA steels. **Welding Journal**, v. 70, n.12, p. 321s-329s.
- HARRISON, P. L., FARRAR, R. A., 1989, Applications of continuous cooling transformation diagrams for welding of steels. **International Materials Reviews**, v. 34, n. 1, p. 35-51.
- HERTZBERG, R. W., 1996, **Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials**, 4^a ed., New York: John Wiley, p. 405-433.
- HONEYCOMBE, R. W. K., 1984, **Aços: microestrutura e propriedades**, Lisboa: Fundação Calouste Gulbenkian, p. 287-288.
- KRIVNAK, I. Weldability of modern steel materials. **ISIJ International**, v. 35, n. 10, p. 1148-1156. 1995.
- LEE, S., KIM, B. C., KNON, D. Fracture toughness analysis of heat-affected zones in high strength low-alloy steel welds. **Metallurgical Transactions A**, v. 24A, p. 1133-1141, May. 1993.
- LINNERT, G. E., 1994, **Welding Metallurgy Carbon and Alloy Steels**. Miami: AWS, p. 653-705.
- MATSUDA, F. et al, 1991, An investigation on the behaviour of the M-A constituent in Simulated HAZ of HSLA steels, **Welding in the World**, v. 29, n. 9/10, p. 307-313.
- MATSUDA, F. et al, 1996, Review of mechanical and metallurgical investigations of martensite-austenite constituent in welded joints in Japan, **Welding in the World**, v. 37, n. 3, p. 134-154.
- NAZIR, U. A., JOHN, M. Y., 1988, The effect of high heat input welding on the HAZ toughness of three Nb-Ti based HSLA steels. **Materials Forum**, v. 12, n. 6, p. 62-72.
- RAJAD, D., 1992, **Heat Effects of Welding**, New York: Springer-Verlag, p. 111-119.
- VANDER VOORT, G. F., 1984, **Metallography - Principles and Practice**, New York: McGraw-Hill, p. 637-638.

**EFFECT OF THE INTERCRITICAL HEAT TREATMENT ON
THE MECHANICAL PROPERTIES OF A Ti-Nb
MICROALLOYED STEEL**

**Pedro C. Sant'Anna ,
Carlos T. E. DeAquino,
Itamar Ferreira**

UNICAMP / FEM / Departamento de Engenharia de Materiais
13083-970 - Campinas, S.P - Brasil

Samuel Irati N. Gomes

EESC / USP / Departamento de Engenharia de Materiais
Av. Dr. Carlos Botelho, 1465
13560 – 250 – São Carlos, SP - Brasil

Abstract

The effect of the intercritical heat treatment on the mechanical properties of the API 5L X65 steel, microalloyed with Ti and Nb, widely used in welded structures, was investigated. The embrittlement, observed by several authors in the intercritical region of the heat affected zone of welds performed in HSLA steels, is closely related to the volume fraction of M-A constituent, formed in the cooling. Just upon the homogenization and normalizing heat treatments, the specimens were submitted to different intercritical heat treatments, performed at 780 °C for 30 min and cooled with different $\Delta t_{8/5}$ rates, with the purpose of varying the microstructure. High fracture toughness was obtained with the lower cooling rate, and, it was verified that the low M-A constituent volume fraction was not enough to promote reduction on the fracture toughness.

Key-words: fracture toughness, M-A constituent, HSLA steel, heat treatment