



# EFEITO DA ADIÇÃO DE TI-B NA TENACIDADE DO METAL DE SOLDA PRODUZIDO PELO PROCESSO ARCO SUBMERSO<sup>1</sup>

Marcos Ponciano de Souza<sup>2</sup>  
Luís Claudio Campos Chad<sup>3</sup>  
Fabio Arroyo Moreira<sup>4</sup>

## Resumo

As explorações offshore em águas profunda e ultra profunda somadas a distantes pontos da costa brasileira trazem para indústria nacional importantes desafios tecnológicos. Considerando a necessidade de produzir e escoar grandes volumes de gás em condições seguras à utilização de tubos de aço de grande diâmetro produzidos pelo processo UOE-SAWL é uma alternativa confiável e já aplicada em alguns importantes projetos. Porém, devido ao hostil ambiente em que novos campos vêm apresentando se faz necessário evoluir para atender requisitos mais restritos quanto às propriedades mecânicas. Esse trabalho apresenta a avaliação da tenacidade no metal de solda longitudinal produzidos com diferentes conteúdos de Ti-B aplicados na fabricação de tubos conforme a norma API 5L utilizando aço de baixo carbono e alta resistência. Seis combinações de consumíveis foram utilizadas para realização das soldagens com a variação dos níveis de Ti/B através da adição de mais ou menos arames com esses elementos. Os resultados de tenacidade obtidos para o metal de solda foram comparados com uma soldagem realizada nas mesmas condições sem a adição intencional desses elementos. Excelentes valores de Charpy e CTOD no metal em baixas temperaturas foram alcançados com valores de boro e titânio entre 0,0023% - 0,0043% e 0,015% e 0,028% respectivamente, enquanto os valores de titânio e boro acima de 0,028% e 0,0043% respectivamente apresentaram uma diminuição significativa dos valores nos respectivos testes.

**Palavras-chave:** Tenacidade; CTOD; Adição de Ti/B.

## THE EFFECT OF THE TI-B ADDITION IN THE WELDING METAL PERFORMED BY SUBMERGED ARC WELDING PROCESS

### Abstract

The offshore deep and ultra deep waters exploration summed to the distant points of the Brazilian coast bring to national industry important technological challenges. Considering the need to produce and transport large volumes of gas in safe conditions the use of large diameter steel pipes produced by UOE-SAWL process is a confident alternative and already applied in some important projects. However, due to the hostile environment in which the new fields are placed it is necessary to develop new products in order to meet the rigorous mechanical properties requirements. This work presents the evaluation of toughness in the longitudinal weld metal produced with different contents of TI-B applied in the manufacture of pipes produced according API 5L standard using low carbon and high grade steels. Six consumable combinations were applied to perform the welding with Ti/B variation though the addition of more or less wire with these elements. The weld metal toughness results obtained were compared with a welding metal performed under the same conditions without intentional addition of these elements. Excellent CTOD and Charpy values in the weld metal at low temperatures were achieved with boron and titanium values between 0.0023% 0.0043 and 0.015% and 0.028% respectively, while the titanium and boron values above 0,028% and 0,0043% resepctivley presented a significant dropping to the mentioned tests values.

**KEY WORDS:** Toughness; CTOD; Ti/B addition.

<sup>1</sup> Contribuição técnica ao 65° Congresso Anual da ABM, 26 a 30 de julho de 2010, Rio de Janeiro – RJ, Brasil.

<sup>2</sup> Coordenador de Desenvolvimento de Produto (TenarisConfab).

<sup>3</sup> Engenheiro de Produto (TenarisConfab).

<sup>4</sup> Gerente da Engenharia do Produto (TenarisConfab).



## 1 INTRODUÇÃO

Estima-se que o consumo de combustíveis líquidos no mundo passará de 85 milhões de barris por dia em 2006 para 107 milhões de barris por dia em 2030 enquanto o consumo do gás natural deverá passar dos 104 trilhões de pés cúbicos em 2006 para 153 trilhões de pés cúbicos em 2030.<sup>(1)</sup>

Deve-se considerar que com o aumento da demanda e da produção é necessário também o desenvolvimento das linhas de distribuição de óleo e gás por grandes extensões *onshore* e *offshore*.

No caso das aplicações offshore onde os requisitos adicionais de propriedades mecânicas e resistência a corrosão são geralmente solicitados pelo cliente e, conseqüentemente mais restritos que os das normas, leva ao uso de aços melhor elaborados e, portanto com níveis de impurezas menores que os encontrados em tubulações com exigências menos restritas. Esse tipo de aço é obtido através do controle do processo de fabricação que contempla desde o sopro no forno a oxigênio, passando pelo processo de aciaria, desgaseificação a vácuo, lingotamento até a laminação que obrigatoriamente faz uso do processo *Thermo Mechanical Control Process - Accelerated Cooling* (TMCP-ACC) para cumprimento dos restritos requisitos de propriedades mecânicas e resistência a corrosão.

No presente trabalho o metal de base utilizado foi obtido pelo processo TMCP-ACC que após conformação dos tubos pelo processo UOE-SAWL foram soldados pelo processo arco submerso multiarames utilizando três arames para o cordão interno e quatro arames para o cordão externo atendendo assim, a demanda de alta produtividade.

O processo multiarames utiliza na mesma poça de fusão arcos elétricos distintos ligados a fontes de energia controladas de forma independentes o que leva ao uso da combinação de corrente contínua e alternada no mesmo arranjo dependendo da posição do arame. Por exemplo, pode-se ter o primeiro eletrodo acoplado a uma fonte de corrente contínua e os demais eletrodos acoplados a fontes de corrente alternada.<sup>(2)</sup>

### 1.1 Considerações Metalúrgicas na Soldagem

A solidificação da poça de fusão é de fundamental importância nas propriedades do metal de solda resultante, onde a solidificação da poça de solda incorpora aspectos tanto de uma solidificação convencional, isto é, de uma fundição tradicional, bem como uma tecnologia de rápida solidificação.<sup>(3)</sup> Segundo David e Vitek<sup>(3)</sup> o comportamento da solidificação controla o tamanho e a forma do grão, a extensão da segregação e a distribuição de inclusões e defeitos tais como porosidades e trincas a quente.

A zona de ligação entre a solda e o metal de base possui uma região parcialmente fundida, para qual foi proposto um mecanismo de solidificação onde segundo o modelo, existe locais onde o ponto de fusão é maior que o ponto de fusão da liga, o que é devido à concentração diferenciada do soluto.<sup>(4)</sup>

Outro fator que interfere na estrutura final da solda é o tamanho do grão do metal de base. Quanto maior o tamanho de grão do metal base, mais grosseira é a solda obtida.<sup>(4)</sup> No caso dos aços TMCP-ACC isso explica parte do que se observa quanto à tenacidade do metal de solda pelo fino tamanho de grão que apresentam. Em uma solda tem-se geralmente uma pequena região de crescimento planar, seguida do



crescimento celular e celular dendrítico e, em algumas situações uma região dendrítica.

A velocidade de resfriamento é outro fator importante e que está diretamente ligada às propriedades do metal depositado e que depende primordialmente do aporte de energia e, portanto, indiretamente, da velocidade do eletrodo e da temperatura inicial (preaquecimento) da junta.

Para soldagens de aço, o tempo de resfriamento de 800°C para 500°C,  $t_{8/5}$ , é amplamente aceito como um índice adequado para as condições térmicas sob as quais a austenita se transforma em ferrita. No caso de fluxo de calor tridimensional (soldagem de placas grossas),  $t_{8/5}$  será aproximadamente proporcional ao aporte de calor líquido.<sup>(5)</sup>

## 1.2 A Ferrita Acicular no Metal de Solda

A Ferrita Acicular no Metal de Solda é responsável pelo aumento de sua tenacidade a natureza de travamento da ferrita acicular, juntamente com seu grão de tamanho fino, produz a resistência máxima à propagação de trinca por clivagem.<sup>(6)</sup>

Para que a quantidade de ferrita acicular seja maximizada, é importante que a quantidade de elementos microligantes, tanto na chapa quanto no consumível, sejam ajustados de modo que partículas deste tipo possam ser formadas, e que a razão entre os elementos químicos seja mantida próxima do valor ótimo o que dependerá de cada combinação de material.<sup>(7)</sup>

Em geral pode-se concluir que o papel das inclusões na nucleação da ferrita acicular é provavelmente secundário se comparados aos efeitos da temperabilidade e/ou da taxa de resfriamento do metal de solda. Estes fatores devem ser favoráveis para a formação dos produtos intragranulares antes que inclusões atuem como adequados sítios de nucleação.<sup>(6)</sup>

## 1.3 O Ti-B e a Ferrita Acicular no Metal de Solda

A ferrita acicular é considerada como sendo a microestrutura mais desejável do ponto de vista tenacidade no metal de solda. Ti-B combinado com baixos níveis de oxigênio é essencial para produzir a estrutura de ferrita acicular.<sup>(8)</sup>

O óxido de titânio atua como sítio de nucleação de ferrita acicular enquanto o boro reduz a energia livre do contorno de grão da austenita retardando a formação da ferrita de contorno de grão.<sup>(8,9)</sup>

O aumento na quantidade de Ti de 0 ppm até 30 ppm (0.003%) aumenta a fração de ferrita acicular da ordem de dez vezes onde o efeito pode ser atribuído a formação de inclusões não metálicas de compostos de titânio, que servem como nucleantes da ferrita acicular.<sup>(10)</sup>

De acordo com a literatura<sup>(11)</sup> os efeitos benéficos proporcionados pelo boro ocorrem quando este se encontra em solução sólida na austenita. A solubilidade é muito baixa, conseqüentemente têm sido difícil determinar valores numéricos com boa precisão. A prática usual é adicionar boro dentro do intervalo de 0,0005 wt.% de 0,003 wt.% para aços totalmente acalmados ao alumínio.

Por outro lado, esse elemento apresenta afinidade muito grande com o nitrogênio. Se mais de 0,003 wt.% boro é adicionado, o seu efeito sobre a temperabilidade começa a diminuir novamente e, em cerca de 0,004 wt% B boretos de ferro precipitam-se no contorno de grão da austenita provocando uma redução na tenacidade final.<sup>(11)</sup>



Para Meyrick<sup>(11)</sup> uma explicação alternativa sugere que o borocarboneto Fe<sub>23</sub>(C, B)<sub>6</sub>, precipita-se nos contornos de grão, inibindo assim a nucleação de ferrita e cementita. É geralmente aceito que os contornos de grãos de austenita são afetados de alguma forma, porque as transformações começam nos contornos de grão e o efeito do boro é superior na austenita de grão fino que na austenita de grão grosso. De certa forma essa afirmação vem de encontro com o afirmado por Meyrick,<sup>(12)</sup> onde segundo ele o boro protegido por titânio sob forma elementar durante a transferência em todo o arco segrega para os contornos de grãos de austenita e conseqüentemente faz a nucleação de ferrita mais difícil.

## 2 MATERIAL E MÉTODOS

As amostras de soldagem utilizadas para o desenvolvimento desse estudo foram obtidas de tubos fabricados pelo processo UOE-SAWL de acordo a norma *API 5L* classificados como grau X65M com diâmetro externo de 457,2 mm x espessura de 25,4 mm. O tipo de junta utilizado foi na forma de “X”.

Seis diferentes combinações de eletrodos foram utilizados mantendo todas as demais condições e parâmetros de soldagem e metal de base sem modificações. A junta completa consistiu de um passe pelo lado interno outro pelo lado externo. Para o passe de solda interno foram utilizados três eletrodos e pelo lado externo foram utilizados quatro eletrodos alimentando a mesma poça de fusão. A combinação de eletrodos é apresentada na Tabela 1.

**Tabela 1.** Matriz de combinações de consumíveis

Condição	Solda Interna			Solda Externa			
	Posição do Arame			Posição dos Arames			
	1°	2°	3°	1°	2°	3°	4°
1	C-Mn-Mo	C-Mn-Mo	C-Mn-Mo	C-Mn-Mo	C-Mn-Mo	C-Mn-Mo	C-Mn-Mo
2	Ti/B	C-Mn-Mo	C-Mn-Mo	Ti/B	C-Mn-Mo	C-Mn-Mo	C-Mn-Mo
3	Ti/B	Ti/B	C-Mn-Mo	Ti/B	Ti/B	C-Mn-Mo	C-Mn-Mo
4	Ti/B	Ti/B	Ti/B	Ti/B	Ti/B	Ti/B	Ti/B
5	Ti/B	C-Mn	C-Mn	Ti/B	Ti/B	Ti/B	Ti/B
6	Ti/B	Ti/B	C-Mn	Ti/B	Ti/B	Ti/B	Ti/B

Para cada condição de soldagem proposta, foram retiradas amostras do metal de solda para ensaios de análise química, Charpy e CTOD. Os ensaios de Charpy foram realizados para cada condição de soldagem conforme proposto na tabela 1. Os ensaios foram realizados em quatro temperaturas (0°C, -20°C, -40°C e -60°C) para as tres diferentes posição da solda ao longo da espessura: a 2 mm da superfície externa, centro (região de encontro solda interna e externa) e a 2 mm da superfície interna, sendo retirados 2 sets (6 corpos de prova) para cada região e temperatura de ensaio conforme resumido na tabela 2. Devido ao alto custo dos ensaios, somente para as 4 condições que melhores valores de Charpy apresentaram, nas 4 temperaturas testadas foram realizados os ensaios de CTOD em duas temperaturas: -10°C e -20°C.

**Tabela 2.** Matriz de testes

Matriz de Testes								
Condição	Análise Químico Metal de Solda		Charpy - V / Temperatura (°C)				CTOD - Temperatura Teste (°C)	
	S. Interna	S. Externa	0	-20	-40	-60	-10	-20
1	1	1	18	18	18	18	5	5
2	1	1	18	18	18	18	5	5
3	1	1	18	18	18	18	5	5
4	1	1	18	18	18	18	5	5
5	1	1	18	18	18	18	5	5
6	1	1	18	18	18	18	5	5

Quanto aos eletrodos foram utilizados basicamente três tipos: Carbono manganês, C-Mn, Carbono manganês Molibdênio C-Mn-Mo e o eletrodo contendo Titânio Boro Ti/B. Na Tabela 3 são apresentados os eletrodos e composição química que os mesmos devem cumprir de acordo a norma da *American Welding Society* - AWS 5.17 e AWS 5.23.

**Tabela 3.** Composição química consumíveis de acordo a American Welding Society – AWS 5.17 e 5.23

Arame	Corrida	AWS	C	Mn	Si	P	S	Ti	B	N	Mo	Cu
			( % )									
C-Mn	446102	5.17	0.05 a 0.15	0.8 a 1.25	0.10 a 0.35	0.030	0.030	-	-	-	-	0.350
C-Mn-Mo	D309	5.23	0.05 a 0.17	0.95 a 1.35	0.20	0.025	0.025	-	-	-	0.45 A 0.65	0.350
Ti/B *	10793/06	5.23	0.07	1.20	0.30	≤ 0.015	0.025	0.10 a 0.15	0.001 a 0.015	≤ 0.015	0.500	0.350

\* Composição química não especificada pela norma AWS - Valores típicos esperados de acordo ao informado pelo fabricante.

## 4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

A seguir são apresentados os resultados obtidos para cada ensaio, assim como o estabelecimento de uma correlação dos mesmos com as combinações de consumíveis que os originaram.

### 4.1 Macrografia

Por se tratar de um processo de soldagem 100% automatizado e não haver variações de parâmetros de soldagem para as seis condições realizadas, apenas uma macro foi realizada. A macrografia é mostrada na Figura 1, mostrando a eficiência do processo de soldagem.

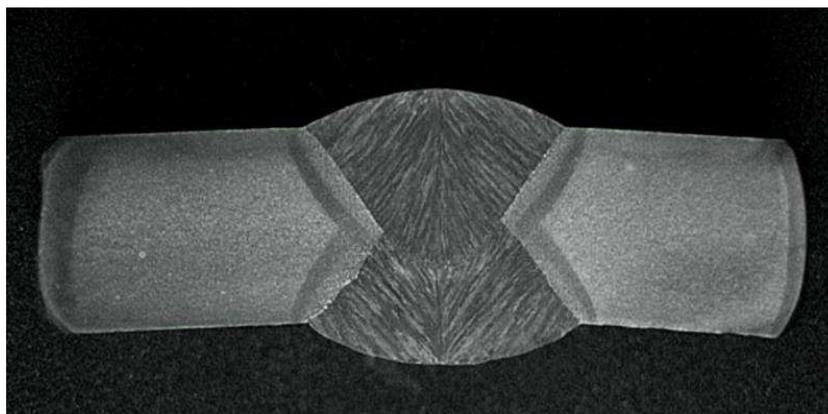


Figura 1. Macrografia Solda SAWL - completa

## 4.2 Composição Química

Na Tabela 4 são apresentados os resultados de composição química obtida no metal de solda para parte interna e externa.

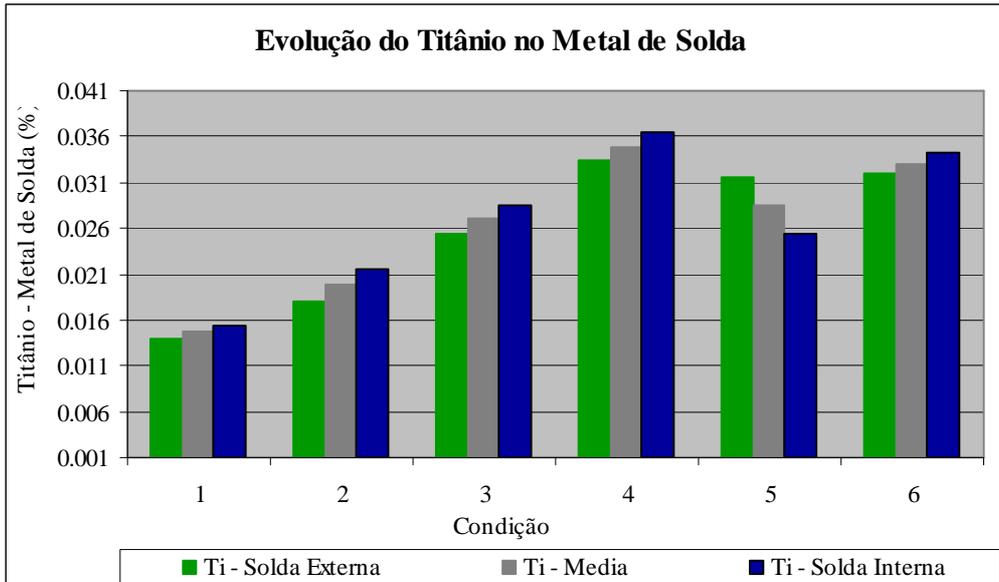
Tabela 4. Media Composição química do metal de solda obtido para cada condição de soldagem

Cond.	Solda	C	Mn	Si	P	S	Ti	B	N	Cr	Mo	V	Ni	Cu	Nb	Al	CE
		(%)															-
1	Externa	0,05	1,40	0,33	0,011	0,004	0,0139	0,0024	0,007	0,12	0,18	0,006	0,015	0,03	0,024	0,014	0,35
	Interna	0,06	1,39	0,34	0,011	0,005	0,0155	0,0023	0,004	0,11	0,18	0,006	0,015	0,02	0,023	0,014	0,35
2	Externa	0,05	1,45	0,37	0,012	0,005	0,0180	0,0032	0,006	0,12	0,17	0,006	0,015	0,03	0,025	0,014	0,35
	Interna	0,05	1,43	0,37	0,012	0,004	0,0216	0,0035	0,004	0,11	0,19	0,006	0,015	0,03	0,023	0,013	0,35
3	Externa	0,05	1,46	0,41	0,012	0,005	0,0255	0,0041	0,007	0,12	0,18	0,006	0,014	0,03	0,025	0,014	0,35
	Interna	0,05	1,48	0,37	0,013	0,005	0,0284	0,0044	0,004	0,12	0,19	0,006	0,015	0,03	0,023	0,012	0,36
4	Externa	0,04	1,49	0,43	0,012	0,004	0,0334	0,0054	0,006	0,12	0,18	0,006	0,016	0,03	0,025	0,014	0,36
	Interna	0,04	1,51	0,40	0,012	0,004	0,0364	0,0053	0,003	0,12	0,17	0,006	0,017	0,03	0,025	0,013	0,35
5	Externa	0,05	1,49	0,42	0,012	0,004	0,0316	0,0050	0,006	0,12	0,16	0,005	0,016	0,03	0,026	0,015	0,36
	Interna	0,05	1,46	0,41	0,013	0,005	0,0254	0,0036	0,003	0,11	0,08	0,006	0,017	0,04	0,023	0,014	0,33
6	Externa	0,04	1,48	0,42	0,012	0,004	0,0319	0,0050	0,006	0,12	0,16	0,005	0,016	0,03	0,026	0,016	0,35
	Interna	0,04	1,47	0,42	0,013	0,004	0,0342	0,0046	0,003	0,11	0,14	0,006	0,016	0,04	0,024	0,014	0,34

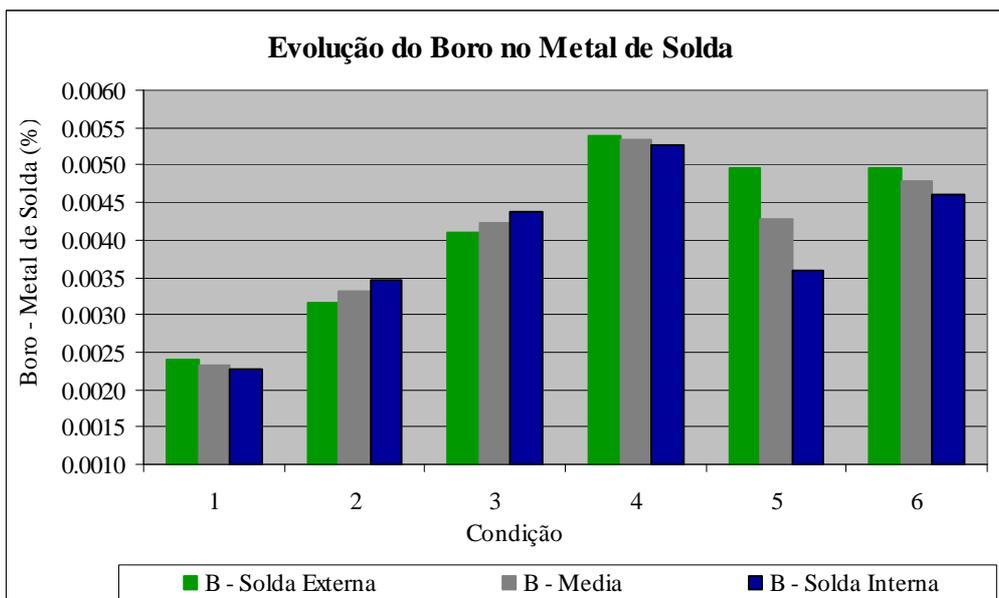
Nota-se que ainda que realizada com consumíveis sem a adição intencional de titânio e boro, a condição “1” apresenta valores consideráveis desses elementos no metal de solda. Parte desse resultado deve estar associado com o fenômeno da diluição ocorrida no processo de soldagem onde elementos do metal de base são incorporados ao metal de solda e ao residual desses elementos contidos nos eletrodos, ou ainda sendo incorporados, através do fluxo que segundo a literatura,<sup>(13)</sup> seria outra opção de se adicionar no metal certos elementos químicos.

### 4.2.1 Titânio e boro no metal de solda

Os resultados da evolução de composição de titânio e boro no metal de solda podem ser melhor observados na Figuras 2 e 3.

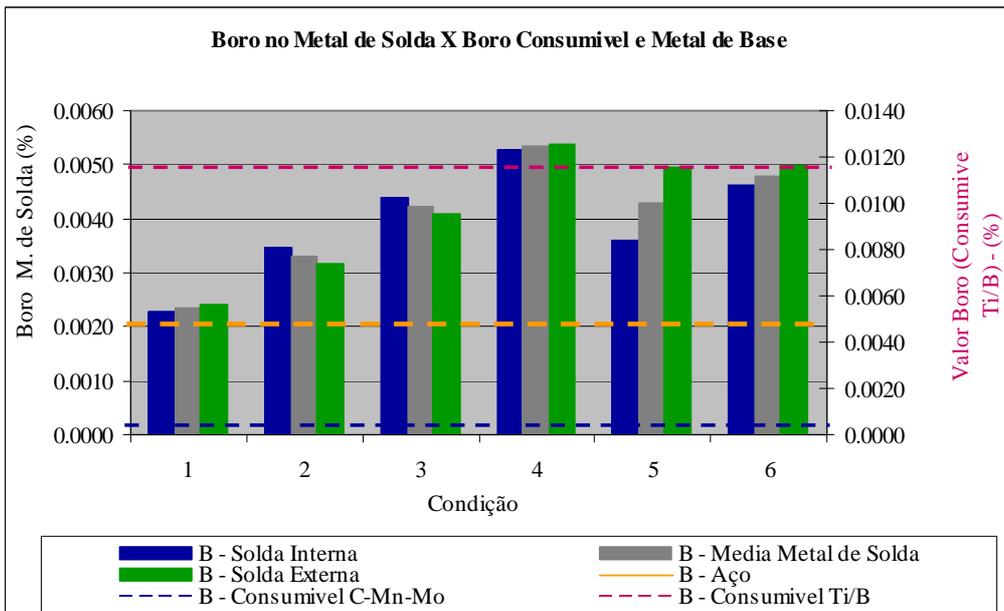


**Figura 2 .** Evolução do conteúdo de Titânio no metal de solda para a seis condições de soldagem realizadas.

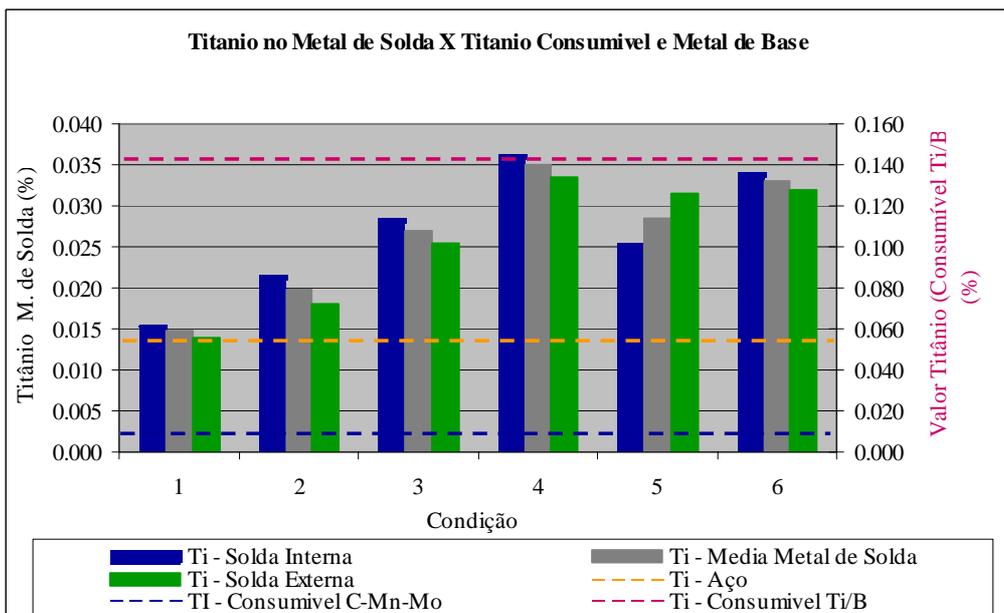


**Figura 3.** Evolução do conteúdo de Boro no metal de solda para a seis condições de soldagem realizadas

Ao contrário da condição 1, onde não foram utilizados consumíveis com a adição intencional de titânio e boro, para a condição 4 foram utilizados todos os eletrodos com mesmos conteúdos de titânio e boro solda interna e externa buscando a máxima presença desses elementos no metal fundido conforme apresentado na matriz de combinações de consumíveis (Tabela 1). Como pode ser observado nas Figuras 2 e 3, o objetivo foi alcançado, porém a quantidade desses elementos encontrados no metal de solda é bem diferente do encontrado no metal de adição conforme demonstrado nas Figuras 4 e 5.



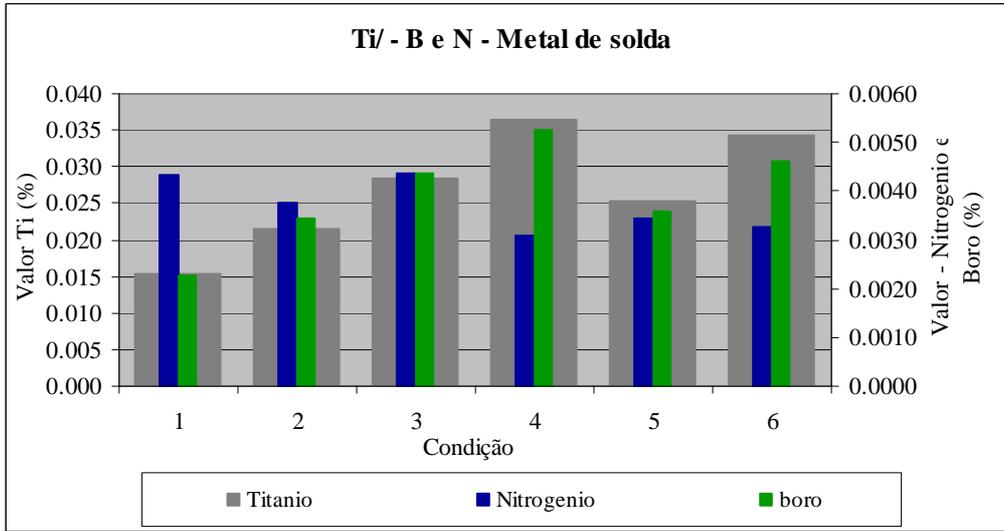
**Figura 4.** Evolução do conteúdo de Boro no metal de solda comparado com o conteúdo de Boro no metal de base, eletrodo C-Mn-Mo e eletrodo Ti/B.



**Figura 5.** Evolução do conteúdo de Titânio no metal de solda comparado com o conteúdo desse elemento no metal de base, eletrodo C-Mn-Mo e eletrodo Ti/B.

Nas Figuras 4 e 5 pode ser observado na condição 4 que enquanto os eletrodos apresentam valores de titânio e boro na ordem de 0,138% e 0,0115% respectivamente, o metal de solda por esses constituídos apresentam valores na ordem de 0,03% 0,0053% em média apesar das contribuições recebidas do aço e do fluxo conforme já discutido anteriormente. Por um lado, parte dessas diferenças pode ser atribuída à diluição do metal de adição com o metal de base para formação da zona fundida. Por outro lado elementos como o nitrogênio e oxigênio possuem muita afinidade pelo titânio e boro, sugerindo que a combinação entre esses elementos possam estar levando ao consumo de parte do titânio e boro conforme explica a literatura.<sup>(12)</sup>

Na Figura 6 pode ser observada a evolução do nitrogênio com relação ao titânio e boro no metal de solda.

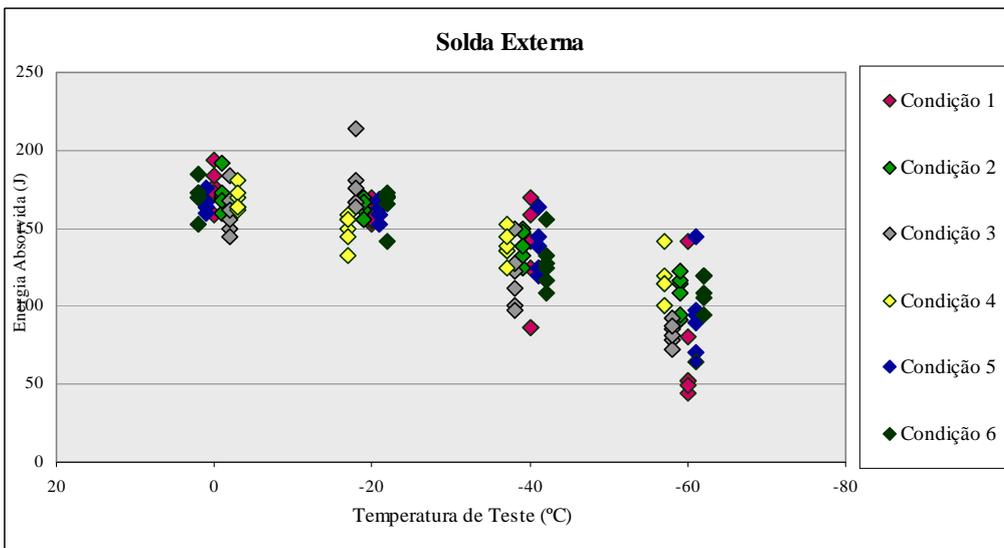


**Figura 6.** Comportamento do nitrogênio com relação à evolução dos conteúdos de Titânio e Boro no metal de solda.

Observa-se que à medida que o consumível com Ti/B foi sendo adicionado o conteúdo de nitrogênio no metal de solda foi diminuindo (condição 1 a 4), sendo que na condição 4 o nitrogênio chega ao seu patamar mínimo e o titânio e boro nos seus máximos patamares. A diminuição de N pode ser atribuída à combinação desse com o titânio elemento pelo qual possui grande afinidade, deixando livre o boro.

### 4.3 Resultados Charpy Metal de Solda

Os valores de energia absorvida variaram de acordo com cada condição de soldagem e a posição do corpo de prova com relação à espessura do cordão de solda. Nas Figuras 7, 8, e 9 são reportados os valores de Charpy encontrados para cada posição de solda: externa, meio espessura e solda interna.



**Figura 7.** Apresentação dos resultados de Charpy V – Solda externa.



Conforme pode ser observado na Figura 7, não houve mudança significativa de energia absorvida no ensaio de Charpy para as 6 condições testadas a temperaturas de 0°C e -20°C. Para as temperaturas de ensaio de -40°C e -60°C é possível observar uma queda significativa na energia absorvida, quando comparada às temperaturas de 0°C e -20°C, porém com exceção da condição 1 e 5 todos os demais valores não apresentam dispersões significativas mesmo à temperatura de -60°C.

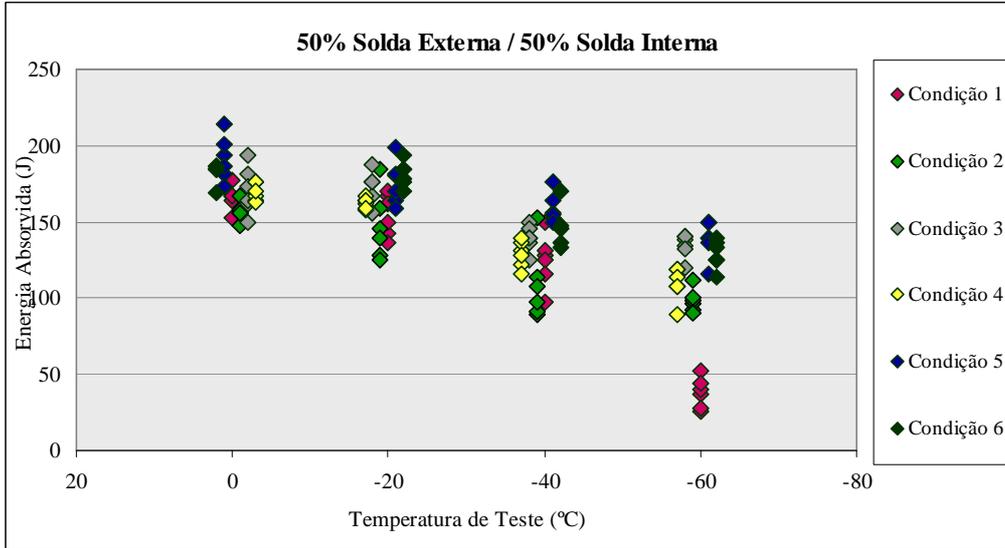


Figura 8. Apresentação dos resultados de Chapy V – Meia espessura.

Para os ensaios de Charpy realizados a meia espessura (50% de metal de solda interna e 50% de metal de solda externa), os valores de energia absorvida são em média superiores aos valores encontrados para as mesmas condições de teste realizadas na solda externa exceto para condição 1 que a -60°C apresentou valores abaixo do encontrado na mesma condição para solda externa sugerindo que essa condição de soldagem pode está se aproximando de sua temperatura de transição dúctil frágil.

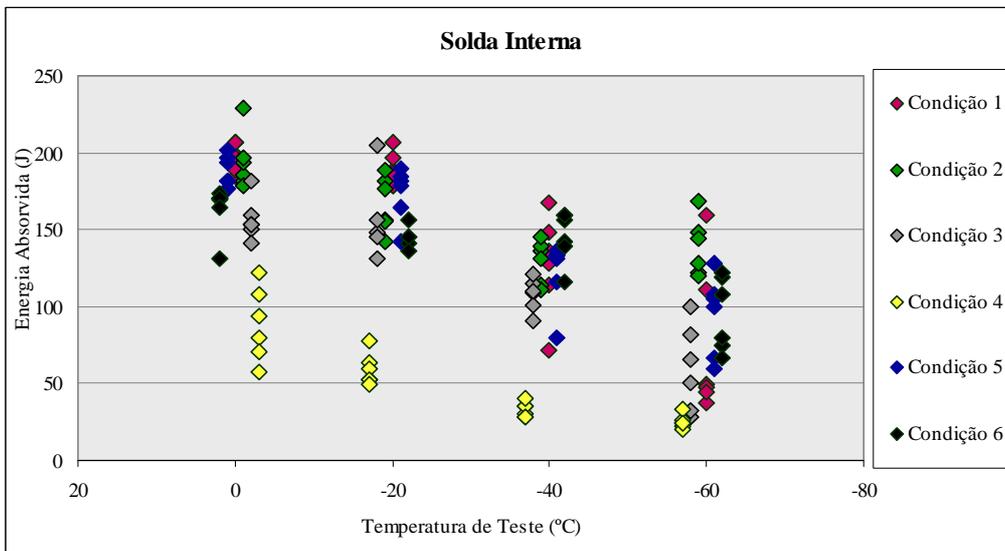
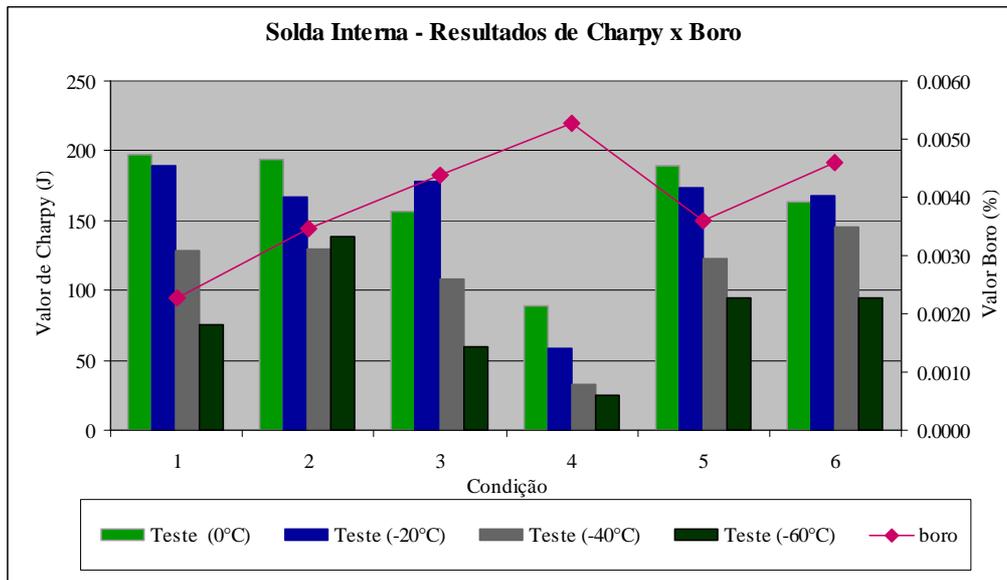


Figura 9. Apresentação dos resultados de Chapy V – Solda Interna.

Conforme pode ser observado para a Figura 9, para a solda interna as condições 3 e principalmente a condição 4 apresentaram em média valores baixos de Charpy para todas as temperaturas de ensaios quando comparadas as demais condições. Isso pode estar associado ao reaquecimento sofrido por essa região devido ao passe de solda externa que é realizado sobre o mesmo, assim como a ultrapassagem do valor ótimo de boro no metal foi alcançado. Segundo Meyrick<sup>(11)</sup> se mais de 0,003 wt.% boro é adicionado, o seu efeito sobre a temperabilidade começa a diminuir novamente e, em cerca de 0,004 wt% B boretos de ferro precipitam-se no contorno de grão da austenita provocando uma redução na tenacidade final. O efeito da ultrapassagem do valor nos resultados de tenacidade obtido no presente trabalho pode ser melhor observado nas Figuras 10 e 11 para solda interna e externa respectivamente.



**Figura 10.** Valores de Charpy em função do valor de boro encontrado na solda interna

Na Figura 10 é possível observar que para as condições 3, 4 e 6 onde o percentual de Boro está acima de 0,0040% os testes de Charpy apresentam uma elevada redução nos seus valores chegando ao menor patamar de energia absorvida quando esse atinge 0,0055% (condição 4).

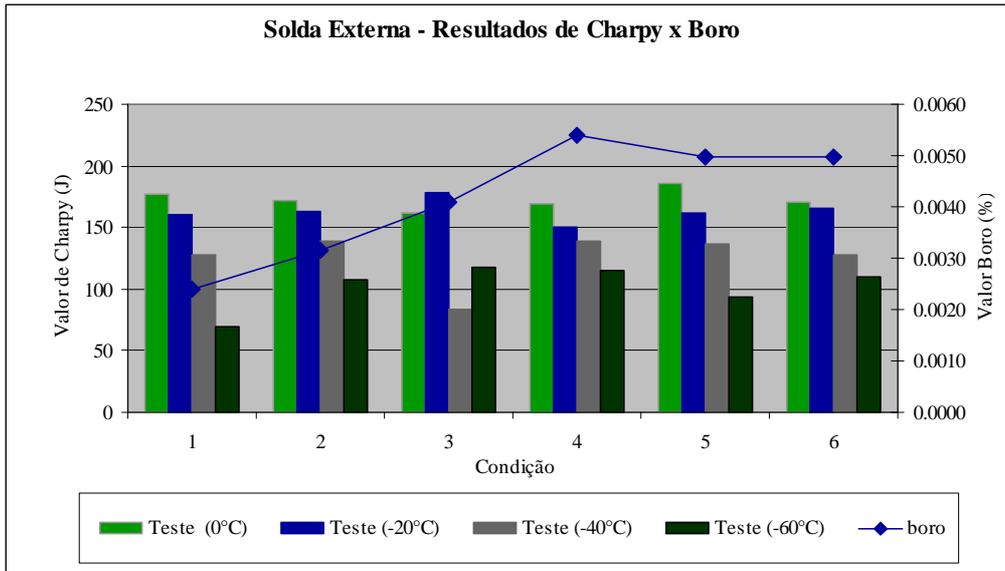


Figura 11. Valores de Charpy em função do valor de boro encontrado na solda externa.

Já para solda externa o efeito do boro sobre a energia absorvida nos ensaios de Charpy é menos dramática. Isso pode está associado à velocidade de esfriamento do metal de solda e ao fato de que essa não sofre efeitos de reaquecimento como é o experimentado pelo cordão de solda interno.

Quanto aos valores de nitrogênio na solda interna, observa-se que chega a patamares mínimos quando o boro está no seu máximo patamar, porém os valores de energia absorvida são baixos. Nesse caso pode ser concluído que o elemento responsável pela diminuição de tenacidade não é o nitrogênio e sim o reaquecimento sofrido na região causado pelo cordão de solda externo.

#### 4.4 Resultados CTOD Metal de Solda

Os ensaios de CTOD foram realizados somente para as condições que apresentaram consideráveis valores de energia absorvida no ensaio de Charpy V a -4°C e -60°C. A Figura 12 mostra os resultados de CT OD obtidos para as condições 1, 2, 5 e 6 comparando-os com os valores de Boro encontrados no metal de solda.

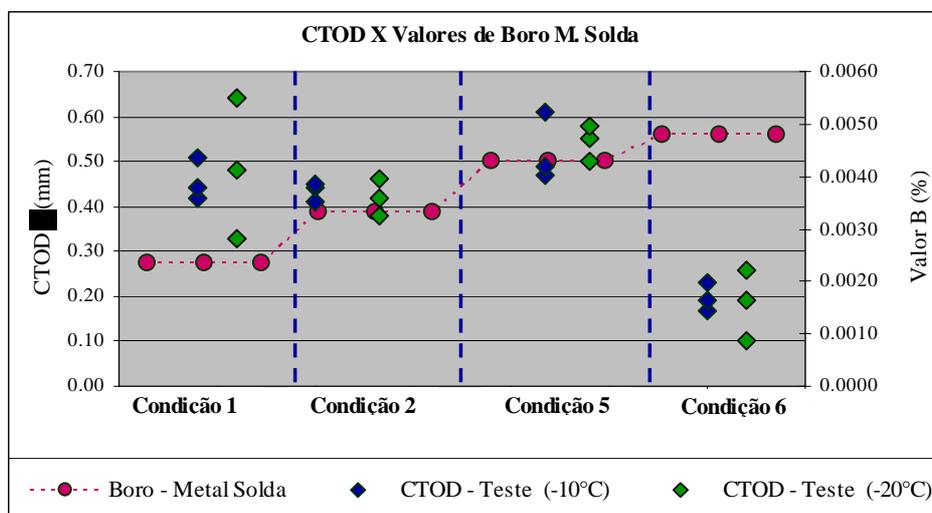


Figura 12. Apresentação dos resultados de CTOD X valores de boro no metal de solda.

Como pode ser observado Figura 12; para as condições de Boro com valores entre 0,0028 e 0,0040 (condições: 1, 2 e 5), os valores de CTOD para as duas temperaturas apresentam uma tendência a aumentar junto com o valor do boro. Por outro lado sendo, ultrapassado o valor que a literatura<sup>(11)</sup> chama de ótimo para a dada condição considerada entre 0,0038 % e 0,0040%, o valor de CTOD cai bruscamente.

## 5 CONCLUSÕES

Com base nos resultados de CTOD e Charpy exposto nesse trabalho pode se concluir que:

- a) Uma faixa ótima de titânio e boro no metal de solda para se conseguir os melhores valores de energia absorvida no ensaio de Charpy e bons resultados de CTOD considerando as condições de soldagem nesse utilizada estaria entre 0,0023% - 0,0043% para o boro e 0,015% e 0,028% para o titânio, sendo esses valores alinhados com o que diz a literatura para os aços e para outros processos de soldagem incluindo o processo de soldagem por Arco submerso utilizando um arame e outros processos de soldagem a arco;
- b) Valores de titânio e boro acima de 0,028% e 0,0043% respectivamente provocam uma brusca queda nos valores de energia absorvida no ensaio de Charpy e CTOD;
- c) Mesmo sem adição de eletrodos com titânio e boro em sua composição os mínimos valores recomendados para o alcance de bons resultados quanto à tenacidade poderiam ser alcançados para as condições estudadas. Isso se deve ao fato principalmente dos seguintes fatores:
  - conteúdo de Ti e B no metal de base associado com a alta diluição do processo de soldagem arco submerso; e
  - residual dos elementos Ti e B no metal de solda e presença desses elementos no fluxo utilizado que uma vez fundido incorpora-se ao metal de solda.

## Agradecimentos

À TenarisConfab pela colaboração com o material aqui utilizado e pelo incentivo em avançar com as atividades.

A todos os colaboradores da TenarisConfab envolvidos direto ou indiretamente nas atividades de Engenharia, Produção e laboratórios realizadas durante o desenvolvimento desse estudo.

## REFERÊNCIAS

- 1 ENERGY INFORMATION ADMINISTRATION. Oficial Energy statistics from the USA Government. Disponível em: <<http://www.eia.doe.gov/oiaf/forecasting.html>>. Acesso em: 24 ago. 2009.
- 2 PARANHOS R.P.R, PAYÃO J.C.F, ORTEGA C. L - Efeito da Adição de Boro e Titânio na Microestrutura e Tenacidade do Metal de Solda Obtido por Arco Submerso em Juntas de Dois Passes. In: XXV Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem, Set 1999, Belo Horizonte. Anais . . . ABS 1999.
- 3 DAVID, S. A; VITEK, J.M. Correlation between solidification parameters and weld microstructures. International Materials Reviews Ohio: v.34, n. 5, 1989. p. 213-245. DET NORSKE VERITAS – DNV. DNV-OS-F101, Offshore Standard Det Norske Veritas Submarine Pipeline Systems. Norway: editora, 2007.

- 4 WAINER, E., BRANDI S.D, MELLO F. D. H ,: Processos e Metalurgia. São Paulo:Edgard Blucher Ltda, 2004.
- 5 GRONG, O. and Matlock, D.K., Microstructural development in mild and low-alloy steel weld metals, International Metals Reviews. London: v. 31, n. 1, p. 27-48, 1986
- 6 FARRAR, R.A.,HARRISON, P.L., Acicular ferrite in carbon-manganese weld metals: an overview, Journal of Materials Science, Cambridge, UK: v. 22, n. XX, 1987. p. 3812-3820.
- 7 SVENSSON. L.E., Control of Microstructures and Properties in Steel Arc Welds, Florida: CRC Press, 1994.
- 8 NAGASHIMA, M., NAKANISHI M., KATSUMOTO N. e KAWAI K.- Four-wire Submerged Arc Welding Process with DC-AC Power Combination for Production of High Toughness Line Pipe. Japan V.26, n.5, 1885 p. 373-378.
- 9 NAKANISHI M. and KOMIZO Y.: The Sumitomo Search Report, Japan: n. 28, 1983, p. 53-71.
- 10 EVANS, G.M., The effect of micro-alloying elements in C-Mn steel weld metal, In:Latin American Regional Congress, April, 1992.
- 11 MEYRICK G - Steel Class Notes and lecture material For MSE 651.01- Physical Metallurgy of Steel – ago, 2001.
- 12 BHADESHIA, H. K. D. H; SVENSSON, L.E. The microstructure of submerged arc-weld deposits for high-strength steels. Journal OF Materials Science, Netherlands. v. 24, n. 9, Set, 1989. p. 3180-3188.
- 13 PARANHOS, R., SOUZA, A.C., Soldagem a Arco Submerso, Coleção Soldagem 2000, volume 2, FIRJAN/SENAI, Rio de Janeiro, 1999.