

## Histórico Recente da Soldagem Subaquática Molhada

João C. Payão Filho  
Ricardo T. Mello  
Raimundo C. Medeiros  
Ronaldo Paranhos

### Introdução

Grande parte da pesquisa e do desenvolvimento em soldagem subaquática realizados até hoje tem sido direcionada para a atividade de extração de petróleo no mar. Portanto, parte do potencial de utilização da soldagem subaquática está concentrada no reparo de elementos estruturais de plataformas marítimas e de tubulações.

A execução de reparos de soldagem subaquática molhada em estruturas de plataformas de petróleo que operam em profundidade elevada é ainda bastante restrita, visto que esses materiais possuem alta resistência mecânica ( $\sigma_e > 350\text{MPa}$ ) e, conseqüentemente, elevado carbono equivalente, o que contribui significativamente para a ocorrência de fissuração pelo hidrogênio. O reparo dessas estruturas tem sido limitado a aços com carbono equivalente de até 0,40% [1]. Por outro lado, a necessidade do aumento do campo de aplicação da técnica de reparo em aços estruturais por soldagem subaquática molhada e a redução dos custos operacionais tem fomentado a pesquisa e o desenvolvimento de consumíveis, bem como de procedimentos de soldagem, que minimizem a susceptibilidade ao trincamento pelo hidrogênio desses aços.

Pesquisadores [2-4] realizaram experimentos em laboratório envolvendo eletrodos comercialmente disponíveis, dos mais variados tipos, desde os feitos com alma de aço ferrítico (com revestimento rutílico, celulósico, básico, ácido e oxidante) ou de aço inoxidável austenítico, até aqueles à base de ligas de níquel. Foi verificado que o metal de solda obtido com eletrodo rutílico apresenta maior tenacidade e

resistência à tração. Já o metal de solda obtido com eletrodo oxidante apresentava baixa resistência à tração e tenacidade, devido ao baixo teor de Mn, C, e Si, resultante do caráter oxidante do revestimento. A composição química típica de soldas depositadas por eletrodos oxidantes era de aproximadamente 0,05% C em peso, e menos do que 0,01% em peso de Si e Mn. Um eletrodo rutílico, por outro lado, deposita soldas com teores típicos de 0,1% C, 0,1% Si e 0,4% Mn em peso [6]. A elevada susceptibilidade ao trincamento pelo hidrogênio verificada em juntas soldadas com eletrodos rútilicos e a imunidade ao trincamento pelo hidrogênio observada em juntas soldadas com eletrodos oxidantes se deve ao nível de hidrogênio difusível medido no metal de solda depositado por esses eletrodos. Eletrodos rútilicos geraram metal de solda com elevado teor de hidrogênio difusível (~90ml/100g), enquanto eletrodos oxidantes apresentaram teores bem mais baixos (~15ml/100g).

Devido aos resultados descritos no parágrafo anterior, a pesquisa e o desenvolvimento de eletrodos revestidos para soldagem subaquática molhada dividiram-se em duas frentes: (a) na Europa e, principalmente, nos Estados Unidos, que se dedica aos eletrodos rútilicos e se concentra na melhoria de procedimentos de soldagem que reduzam a dureza do metal de solda, e (b) no Brasil, cujos trabalhos são realizados pelo Centro de Pesquisas da Petrobras (CENPES), que busca a melhoria da resistência mecânica à tração e da tenacidade dos metais de solda de eletrodos oxidantes, através da adição controlada de elementos de liga termodinamicamente mais estáveis que seus óxidos.

Os eletrodos rútflicos, apesar de predominarem na Europa e nos Estados Unidos, são vistos no Brasil com reservas devido ao elevado teor de hidrogênio difusível presente no metal de solda e às técnicas (de eficácia discutível) utilizadas para remoção do hidrogênio, baseadas na deposição de passe de revenimento e na realização de tratamento térmico pós-soldagem.

O baixo teor de hidrogênio difusível característico de eletrodos oxidantes fomentou no Brasil, no início da década de 80, no CENPES, o desenvolvimento de eletrodos oxidantes com melhores propriedades mecânicas, pois esses, apesar de permitirem obter metal de solda com baixo teor de hidrogênio difusível (cerca de 15ml/100g), apresentam baixas propriedades mecânicas em relação aos eletrodos rútflicos. O primeiro resultado relevante proveniente desse esforço deu-se através de um projeto de pesquisa, que avaliou as propriedades mecânicas de cordões de solda, resultantes da adição de Ni aos eletrodos oxidantes em percentuais que variaram de 0 a 5,0% em peso. A estabilidade termodinâmica do Ni permite que sua transferência se dê através do arco elétrico sem a formação de NiO. Os resultados dos ensaios mecânicos mostraram que os valores máximos de tenacidade e de resistência à ruptura ocorreram para teores entre 2 e 3% de Ni. Além disso, o Ni é um poderoso agente no refino do grão da ferrita equiaxial pertencente à região reaquecida de baixa temperatura. Os valores de tenacidade encontrados foram equivalentes aos de metais de solda depositados por eletrodos rútflicos [6].

## Histórico Recente da Soldagem Subaquática Molhada

Até o surgimento da atividade de extração de petróleo no mar, a soldagem subaquática era somente usada em reparos de caráter emergencial em cascos de navios e estruturas portuárias submersas. O drástico aumento no preço do barril de petróleo, ocorrido em 1973, fez com que a extração de petróleo, que se concentrava quase que totalmente em terra, se expandisse rapidamente para a costa marítima. Conseqüentemente, a necessidade de reparos de sol-

da nessas estruturas estimulou a realização de muitos trabalhos de pesquisa nessa área.

Pesquisadores avaliaram, de forma independente, inúmeras juntas soldadas com eletrodos comercialmente disponíveis para aplicações convencionais. Diversos foram os problemas encontrados, destacando-se como principais: fissuração a frio (ou trincas pelo hidrogênio), fissuração a quente (ou trincas de solidificação), a alteração da estabilidade do arco elétrico e a perda de elementos de liga (desoxidantes) com a conseqüente diminuição das propriedades mecânicas das juntas soldadas em contato direto com o meio aquoso, em relação às juntas soldadas em condições atmosféricas.

### Fissuração a Frio

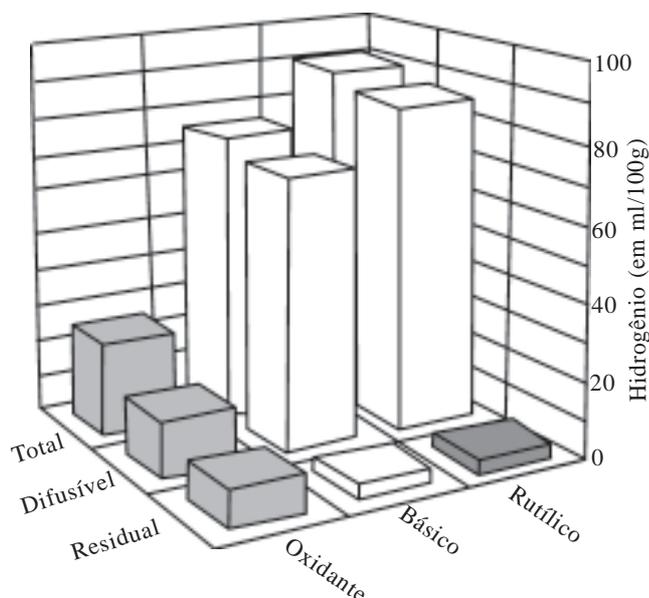
Abaixo são apresentadas as principais características desse fenômeno na soldagem subaquática molhada.

*i)* Os eletrodos com revestimento do tipo rútflico, básico, ácido e celulósico produziram juntas soldadas altamente susceptíveis às trincas por hidrogênio.

*ii)* O uso de metal de solda de aço inoxidável austenítico na soldagem subaquática molhada foi proposto baseado no fato de que o hidrogênio tem alta solubilidade e baixa difusividade na austenita, o que evitaria a difusão de hidrogênio para a zona afetada pelo calor. Entretanto, juntas soldadas com esse metal de adição mostraram-se altamente susceptíveis ao trincamento pelo hidrogênio. Verificou-se que a elevada diluição (principalmente no passe de raiz) propicia a formação de martensita na linha de fusão da junta soldada (região que delimita o metal de solda do metal de base). Ainda, a elevada quantidade de hidrogênio produzida na soldagem subaquática molhada, as tensões residuais potencializadas pela diferença entre os coeficientes de dilatação térmica entre o metal de solda de aço inoxidável austenítico e do metal base de aço carbono, associada a maior incidência de descontinuidades na raiz da solda, tornam esse tipo de união soldada bastante frágil. Apesar de se fazer amanteigamento dos chanfros em condições atmosféricas (objetivando baixa diluição) antes dos

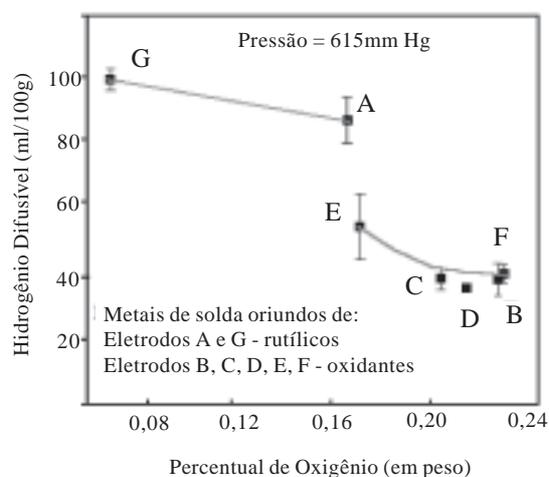
passes seguintes serem depositados em contato direto com a água, a susceptibilidade ao trincamento pelo hidrogênio em juntas soldadas usando a deposição de metal de solda de aço inoxidável austenítico continuou elevada [3].

iii) Os eletrodos com revestimento oxidante e os eletrodos constituídos de ligas de níquel originaram juntas soldadas isentas à fissuração pelo hidrogênio. Uma constatação de grande importância feita entre 1977 e 1983 foi a de que o teor de hidrogênio difusível no metal de solda obtido com eletrodos oxidantes é baixo [2-4]. Pode-se verificar na figura 1 [2] que os eletrodos ferríticos do tipo oxidante são os que depositam soldas com menor quantidade de hidrogênio difusível e total [2]. O baixo teor de hidrogênio difusível é responsável pela produção de juntas soldadas imunes à fissuração pelo hidrogênio, mesmo quando aços com carbono equivalente superior a 0,4% são usados. O fato de a quantidade de hidrogênio residual no metal de solda depositado por eletrodos oxidantes ser elevada em relação aos demais deve-se ao seu maior teor de inclusões não metálicas, ou seja, devido ao maior teor de oxigênio presente nesse tipo de metal de solda.



**Figura 1** Influência do tipo de revestimento do eletrodo no teor de hidrogênio no metal de solda depositado em contato com o meio aquoso [2].

iv) As interfaces matriz-inclusões agem como regiões de aprisionamento de hidrogênio. Como o percentual volumétrico das inclusões não metálicas alcança um valor máximo constante, este limita a área de interface matriz-inclusão a um determinado valor máximo constante. É razoável, portanto, admitir que o metal de solda com elevado teor de oxigênio apresente uma quantidade semelhante de hidrogênio residual. De fato, foi verificado experimentalmente que o teor de hidrogênio residual aumenta com o teor de oxigênio do metal de solda, e atinge um patamar em torno de 5ml/100g para um teor máximo de oxigênio de cerca aproximadamente 0,22% em peso. Como pode ser observado na figura 2 [5], o teor de hidrogênio difusível medido em metal de solda depositado por eletrodos oxidantes (B, C, D, E e F) situa-se em nível inferior ao teor de hidrogênio obtido de metal de solda proveniente de eletrodos rutílicos (A e G). Embora o teor de oxigênio no metal de solda proveniente de eletrodos rutílicos tenha variado de 0,07 a 0,17% em peso e o teor de oxigênio no metal de solda proveniente de eletrodos oxidantes tenha variado de 0,17 a 0,22% em peso, o oxigênio presente nesse último teve uma pequena influência sobre a quantidade medida de hidrogênio difusível. Isto se deve ao fato que o percentual de hidrogênio difusível está relacionada ao tipo de revestimento do eletrodo, e não a quantidade de inclusões não metálicas presentes no metal de solda. Esse fato é bem ilustrado através dos metal de solda depositado pelos eletrodos A (rutílico) e E (oxidante), com quase os mesmos percentuais de oxigênio (0,17% em peso). Esses resultados indicam que o percentual de oxigênio presente no metal de solda (ou inclusões) não explica o baixo nível de hidrogênio difusível e total presentes nas soldas depositadas por eletrodos oxidantes. Portanto, parece lógico que os baixos valores de hidrogênio total e difusível presente em metal de solda proveniente de eletrodos oxidantes deve-se provavelmente à ocorrência de algum fenômeno durante a transferência do metal de adição para a poça de fusão [5].



**Figura 2** Variação da quantidade de hidrogênio difusível em função do teor de oxigênio no metal de solda [5].

A baixa absorção de hidrogênio que ocorre durante a transferência do metal de adição de eletrodos oxidantes para a poça de fusão é devido a diversos fatores, conforme descrito a seguir:

*i)* A grande quantidade de oxigênio presente na região do arco elétrico durante a soldagem com eletrodos oxidantes oxida o hidrogênio, formando vapor d'água e reduzindo, dessa forma, a absorção desse elemento no metal de solda líquido [3]. Também foi sugerido que o baixo nível de hidrogênio difusível em metal de solda obtido com eletrodos oxidantes baseia-se no fato da hematita ( $Fe_2O_3$ ) ser termodinamicamente menos estável do que a água, o que favoreceria a decomposição dessa no arco elétrico em  $FeO$  e/ou  $Fe_3O_4$ , com a conseqüente liberação de oxigênio. O aumento da pressão parcial de oxigênio devido a essa reação reduziria a atividade do hidrogênio no arco elétrico, seja pela sua diluição e/ou pela sua recombinação com oxigênio, formando água.

*ii)* Outra explicação possível para esse problema baseia-se na ocorrência de dois fatores: a presença de solutos superficialmente ativos e/ou fases interfaciais agindo na diminuição de absorção de hidrogênio pelo metal líquido. Pesquisadores fundamentaram-se na existência de um mecanismo de

passivação, exercido por solutos superficialmente ativos, como o oxigênio na absorção de nitrogênio pelo ferro líquido [5,6,7]. De acordo com esse modelo, átomos de oxigênio concentrados na interface líquido-gás formam uma superfície constituída por uma monocamada iônica de  $Fe^{+2} O^{-2}$ . Foi verificado [7] que a cinética de absorção de nitrogênio pelo ferro líquido é reduzida, a partir do momento em que o percentual de oxigênio no ferro líquido atinge valores em torno de 0,02% em peso, e este fato foi atribuído à saturação da monocamada iônica formada na superfície do líquido. A partir desta constatação, foi proposto que a redução de oxigênio absorvido por metal de solda depositado por eletrodos oxidantes deve-se também à existência de uma reação na interface líquido-gás (constituída por uma monocamada iônica) do hidrogênio com o oxigênio, com a formação de moléculas de água [8,9].

*iii)* Observando a figura 2 [5], os valores de hidrogênio difusível do metal de solda dos eletrodos A e E parecem indicar que o modelo de formação de uma monocamada iônica não é aplicável, no caso da absorção de hidrogênio em metal de solda depositado em contato direto com a água. Isto porque o metal de solda obtido com esses dois eletrodos (A e E) apresentaram aproximadamente o mesmo percentual de oxigênio, sendo razoável assumir que a cinética de absorção de hidrogênio seria similar. Portanto, de acordo com o modelo de formação de uma barreira superficial, esses dois metais de solda deveriam apresentar o mesmo nível de hidrogênio difusível e total, a menos que, durante a operação de soldagem com eletrodos rútflicos, a monocamada iônica de  $Fe^{+2} O^{-2}$  não se forme, ou seja, muito fina para reduzir a cinética de absorção de hidrogênio em condições onde prevalece elevada turbulência na ponta do eletrodo ou na poça de fusão.

Embora a observação experimental dessa monocamada iônica não seja possível, sua existência foi comprovada através da observação de wustita ( $FeO$  sólido) na escória que envolve o metal de solda e na ponta de eletrodos oxidantes [5].

*iv)* Foi proposto também um modelo eletroquímico que avaliou a influência da escória sobre a quantidade de hidrogênio difusível presente no metal de solda depositado em contato direto com o meio aquo-

so [9]. Nessa investigação, a interface metal/escória foi identificada como responsável pelo controle da quantidade de hidrogênio no metal de solda. Nesses experimentos, soldou-se com eletrodos revestidos com corrente contínua e polaridades positiva e negativa. Vinte tipos de eletrodos oxidantes foram utilizados, com quantidades de  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  crescentes no revestimento (variando de 0 a 70% em peso). Paralelamente a isso, a fração molar de  $\text{CaO}/\text{SiO}_2$  nos fluxos variou de 0,05 a 0,35, independente das adições de  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ . Soldas tipo cordão sobre a chapa foram efetuadas em profundidade de 0,27m. Para correlacionar o teor de hidrogênio no metal de solda com a composição química da escória, o teor de hidrogênio na escória foi determinado. Difração de raio X realizada em diferentes escórias mostrou que os menores valores de hidrogênio difusível estavam associados com a presença de faialita ( $2\text{FeO}\cdot\text{SiO}_2$ ). Também foi realizada análise por espectroscopia de Mössbauer em diferentes escórias, quando se verificou que todo o  $\text{Fe}^{+3}$  inicialmente presente nas escórias havia se transformado em  $\text{FeO}$ , livre ou combinado. A quantidade de hidrogênio total e difusível no metal de solda aumentou monotonicamente com o aumento do hidrogênio na escória. Análise química mostrou que a elevada quantidade de hidrogênio no metal de solda é fortemente dependente da solubilidade da água na escória [10].

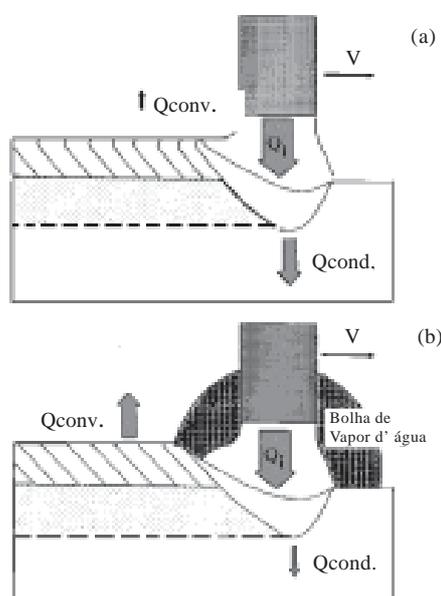
### **Fissuração a Quente (trinca de solidificação)**

Esse fenômeno foi observado em quase todos os metais de solda obtidos com eletrodos de aço inoxidável austenítico e de ligas de níquel. O trincamento a quente ocorre a temperaturas entre 200°C e 300°C abaixo do ponto de fusão do metal de solda [11]. A susceptibilidade a esse tipo de dano em soldagem subaquática molhada é determinada principalmente pelo tipo de estrutura de solidificação do metal de solda característica desse processo, conforme descrito a seguir.

i) A geometria da junta soldada e seu grau de restrição: quando o metal de solda é depositado em contato direto com a água, observa-se uma estru-

ra de solidificação com elevado grau de segregação. A forma de solidificação da poça de fusão influencia o padrão de solidificação final do metal de solda e sua microestrutura, aumentando a susceptibilidade a defeitos e comprometendo as propriedades mecânicas [12]. O formato da poça de fusão quando soldada em condições atmosféricas, é função da velocidade de avanço do eletrodo. Quando a velocidade de soldagem é baixa, a poça de fusão apresenta formato elíptico. Quando a velocidade de soldagem é elevada, a poça de fusão apresenta formato do tipo gota alongada, ou em lágrima. Poça de fusão em lágrima fomenta o crescimento competitivo de cristais, onde apenas um pequeno número de grãos favoravelmente orientados é hábil para crescer. Dessa forma, uma estrutura de grãos colunares grosseiros que se encontra no estágio final de solidificação na linha central da junta soldada concentra a segregação nessa região e favorece o aprisionamento de elementos de soluto. Por outro lado, uma poça de fusão com formato elíptico força os grãos colunares a se curvarem, facilitando o crescimento de grãos com diversas orientações durante o avanço da frente de solidificação, promovendo uma estrutura de solidificação primária mais fina, o que evita a concentração de soluto, diminuindo a propensão à fissuração a quente. Foi constatado que a poça de fusão oriunda de soldagem subaquática molhada possui formato em lágrima, independente da velocidade do eletrodo [13]. Foi comprovado que a alteração da geometria da poça de fusão, depositada em contato direto com a água, estava relacionada com a alteração das condições de transmissão de calor. Na soldagem atmosférica, grande parte do calor dissipado ocorre por condução através do metal sólido, sendo somente uma pequena porção de calor perdida principalmente por convecção. As condições de transmissão de calor no caso da soldagem molhada são significativamente diferentes, como pode ser observado na figura 3 [13]. Enquanto o metal depositado encontra-se dentro da bolha de vapor de água gerada pelo arco elétrico, a perda de calor ocorre de forma semelhante àquela na soldagem atmosférica. No entanto, à medida que o arco avança, o metal de solda passa a ficar em contato direto com o meio aquoso, fazendo com que a perda de calor passe a ser predomi-

nantemente por convecção. A elevada quantidade de calor, que passa a ser dissipada por convecção, altera o formato da poça de fusão, fazendo com que esta adquira a forma de gota alongada, aumentando, portanto, a sua susceptibilidade à fissuração a quente. As tensões residuais originadas no ciclo térmico de soldagem são função do grau de restrição oferecido pela junta soldada, sendo a magnitude dessas tensões crescente com o aumento do resfriamento da junta soldada.



**Figura 3** Desenho esquemático mostrando a transmissão de calor na soldagem sob condição atmosférica (a) e subaquática (b) [13].

ii) A presença de elementos solutos no metal de solda: diz respeito à segregação de constituintes de baixo ponto de fusão que pode persistir sob forma de filme contínuo, nos contornos de grãos grosseiros, reduzindo a força de coesão sólido/sólido durante o estágio final de solidificação [14]. Quanto maior for o tamanho do grão solidificado, menor será a área do contorno de grão e mais facilmente o líquido impedirá o contato sólido/sólido. Dentre os aços inoxidáveis, os austeníticos são os mais sensíveis a trincas a quente [15]. A imunidade ao trincamento a quente nos aços inoxidáveis austeníticos pode ser alcançada quando o teor de

ferrita  $\delta$  no metal de solda se situa entre 5% a 15%. A formação de ferrita  $\delta$  na fase final de solidificação é importante devido a sua maior capacidade de solubilizar o enxofre (0,18%) em relação à austenita (0,05%). O uso do diagrama de Schaeffler permite selecionar metal de adição com percentual de Cr e Ni compatível ao grau de diluição do processo utilizado, o que poderia reduzir consideravelmente a ocorrência de trincas a quente no cordão de solda. No entanto, qualquer esforço nesse sentido seria inútil, tendo em vista que a utilização de eletrodo de aço inoxidável austenítico promove, além de fissuração a quente, também a fissuração a frio. O uso de eletrodos de ligas de níquel, embora imunes à fissuração pelo hidrogênio, mostraram-se susceptíveis a trincas de solidificação, especialmente no passe de raiz, onde a diluição é elevada, sendo que essas trincas foram reduzidas pelo uso de um maior teor de Mn.

### Estabilidade do Arco Elétrico

Foi consistentemente melhor para eletrodos com revestimentos rutílico e ácido/rutílico, produzindo cordões com boa penetração e bom acabamento. Eletrodos com revestimentos básico e celulósico apresentaram características de arco insatisfatórias e cordões com geometrias irregulares. Eletrodos de ligas de níquel com revestimentos básicos apresentaram baixa estabilidade de arco, especialmente em pressões de 4 atmosferas. Todos os eletrodos funcionaram satisfatoriamente com valores de corrente e tensão acima dos usados para soldagem atmosférica. Com relação à polaridade, nenhuma diferença foi encontrada [4].

Foi verificado que a estabilidade do arco elétrico é função da espessura do revestimento [16]. De um modo geral, menor espessura resultou em um arco mais estável, devido ao incremento na densidade de corrente elétrica, com o conseqüente aumento da "rigidez" do arco, ou seja: a taxa de queima da alma não é muito superior àquela do revestimento. Comprovou-se, também, que a estabilidade do arco melhora em profundidade entre 1,5m e 6m, voltando a sofrer deterioração em profundidade superior a 6m.

## Propriedades Mecânicas

Conforme constatado, em todos os eletrodos avaliados, as propriedades mecânicas mostraram-se inferiores às exigidas em norma [17]. Metal de solda obtido com eletrodo oxidante apresentou limite de escoamento e de ruptura inferiores aos demais. Porém, apresentou valores superiores de alongamento e estrição, mas uma baixa tenacidade. O metal de solda proveniente de eletrodos rúflicos apresentou melhor tenacidade em relação a todos os demais.

## Principais Linhas de Pesquisa

A elevada tenacidade relativa obtida a partir de eletrodos com revestimento rúflico, e a imunidade à fissuração pelo hidrogênio observada em juntas soldadas com eletrodos oxidantes deram origem a duas linhas de pesquisa distintas na soldagem subaquática molhada. Um grupo de pesquisa, constituído majoritariamente por norte-americanos e europeus, dedicou-se à investigação da melhoria da resistência e da tenacidade do metal de solda obtido com eletrodo rúflico através da adição controlada de Ti e B. Além disso, foram elaborados procedimentos de soldagem que amenizassem os efeitos deletérios promovidos pelo elevado teor de hidrogênio difusível no metal de solda obtido com esses eletrodos. Outro grupo, constituído por pesquisadores brasileiros, dedicou-se à melhoria da resistência mecânica e da tenacidade do metal de solda obtido com eletrodo oxidante, através da adição de elementos de liga termodinamicamente mais estáveis do que seus óxidos.

### ***Linha de Pesquisa Norte-americana e Européia***

A maior parte dos esforços dessa linha de pesquisa concentra-se na investigação de procedimentos que evitem os males provocados pelo hidrogênio no metal de adição e de base com carbono equivalente superior a 0,4%.

## ***A Utilização da Técnica de Passe de Revenimento***

Consiste na deposição de um passe adicional de solda. Os benefícios que podem ser promovidos na junta soldada são o revenimento da zona afetada pelo calor e de parte do metal de solda, bem como a melhoria da tenacidade do metal de solda, resultante do aumento do percentual de grãos equiaxiais, consequência do reaquecimento promovido no metal bruto de fusão nesse último passe. Pesquisadores relataram a aplicação dessa técnica no reparo de uma plataforma no Mar do Norte feito em julho/agosto de 1990 [18].

A adoção desse procedimento é questionada, na medida em que o hidrogênio inicia a "incubação" de trincas quando a temperatura da junta soldada durante o resfriamento atinge 200°C [11, 19, 20]. Esse fato deve-se à diminuição abrupta da difusividade do hidrogênio no ferro  $\alpha$ , na faixa de temperatura entre 200°C e 100°C, tornando esse procedimento extremamente dependente da perícia do soldador-mergulhador, considerando-se as condições de visibilidade e mobilidade existentes em uma operação de soldagem molhada no mar. Além de ter que depositar o passe de revenimento em tempo hábil para evitar o aprisionamento do hidrogênio no ferro  $\alpha$ , a deposição desse passe em uma região adjacente ou mesmo sobre a zona afetada pelo calor promoverá uma nova têmpera sobre o metal base em função do brusco ciclo térmico gerado.

### ***Tratamento Térmico Pós-soldagem "In-situ"***

A realização de tratamento térmico de pós-soldagem, operado manualmente, foi proposta e investigada [21]. O objetivo é reduzir a quantidade de hidrogênio difusível no metal de solda e revenir a zona termicamente afetada e do metal de solda, quando o carbono equivalente do metal de base for superior a 0,4%. Foi usado no experimento metal base e de adição com carbono equivalente de aproximadamente 0,6%. Szelagowski [21] verificou que o tratamento térmico, executado com velocidade de avanço da tocha de 1,3cm/min, reduz o teor de hidrogênio difusível de 59ml/100g para 15ml/100g

(73%), produzindo dureza de 200HV na zona afetada pelo calor.

O sucesso desse procedimento, por ser manual, está diretamente relacionado à perícia do soldador-mergulhador, devido à dificuldade de se aquecer a junta soldada na velocidade de aplicação especificada e ao curto espaço de tempo necessário entre a deposição do metal de solda e o aquecimento da junta, já citado no item anterior. Não foram encontrados registros da aplicação industrial desse procedimento, assim como aos custos envolvidos.

### Adição de Ti e B no Revestimento de Eletrodos Rutílicos

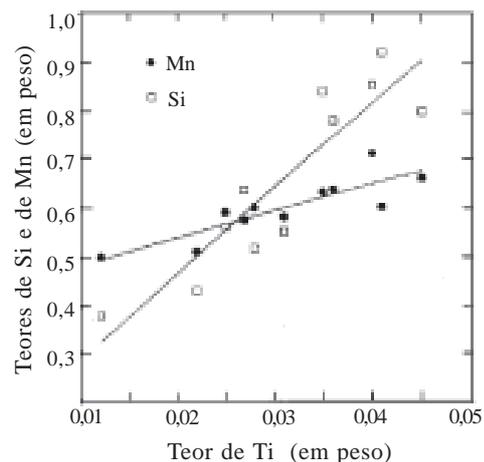
A adição de diferentes quantidades de Ti e B no revestimento de eletrodos rutílicos foi realizada com o objetivo de promover um aumento da temperabilidade do metal de solda [22]. O Ti e o B, por serem excelentes desoxidantes, diminuem significativamente o teor de oxigênio no metal de solda, preservando o manganês e o silício, que são elementos importantes para a formação de uma microestrutura tenaz e resistente. Tendo o Ti um caráter mais oxidante que o B, evita que esse último seja totalmente oxidado [23]. O B, por possuir pequeno raio atômico, tem um poder endurecedor muito inferior ao seu efeito sobre a temperabilidade. Esse elemento segrega nos contornos dos grãos austeníticos, reduzindo significativamente a energia livre nesses locais. Essa redução da energia livre retarda a nucleação de ferrita pró-eutetóide, favorecendo a nucleação de ferrita acicular e poligonal.

Durante o resfriamento do metal de solda, o aparecimento de uma nova fase, mais estável, portanto com menor energia de Gibbs do que a fase anterior, diminui a energia de Gibbs do sistema ( $\Delta G = \Delta G_V + \Delta G_S$ ) em  $-\Delta G_V$ . No entanto, como o surgimento de um novo cristal está associado ao aparecimento da superfície de separação entre a fase nova e a inicial, há um dispêndio de energia de caráter interfacial ( $\Delta G_S$ ). Existem indícios de que o TiO seria o local mais favorável para a nucleação de ferrita acicular, devido ao desajuste de rede existente entre o TiO e a ferrita acicular (3%) ser bem

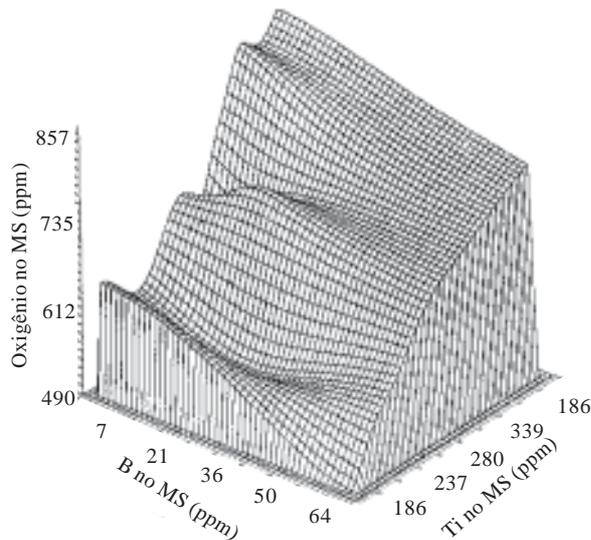
inferior que os desajustes existentes entre o BN e o  $Al_2O_3$ , e esta fase, sendo, conseqüentemente, necessários maiores  $\Delta G_S$ 's a serem vencidos para a nucleação da ferrita acicular a partir de partículas de BN e o  $Al_2O_3$  do que a partir do TiO.

Observou-se que, mesmo quando o percentual de ferro-manganês nos eletrodos rutílicos utilizados em soldagem subaquática molhada foi mantido constante (aproximadamente 6% em peso), houve uma grande variação do teor de Mn no metal de solda, em função das quantidades de Ti e B adicionadas [22]. Como pode ser observado na figura 4 [1], o teor de Mn no metal de solda depositado em contato direto com a água mostrou-se fortemente dependente do teor de Ti presente. Para um aumento de 200ppm de Ti, foi constatado um aumento de mais de 2000ppm de Mn. A figura 5 [1] mostra o potencial de oxidação do Ti e do B, onde se observa que o oxigênio pôde ser mantido em 500ppm, com percentuais de Ti e B, respectivamente, de 400ppm e 70ppm.

Em contrapartida, a adição de Ti e B, visando o aumento da tenacidade, encontra as seguintes restrições:



**Figura 4** Variação do teor de Mn e Si no metal de solda em função do teor de Ti (solda subaquática molhada) [1].



**Figura 5** Variação do teor de oxigênio no metal de solda obtido em contato direto com a água em função do teor de Ti e B [1].

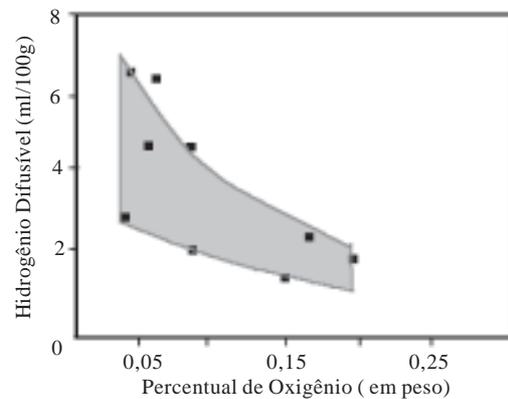
*i)* A quantidade de Ti e B adicionados aos revestimentos dos eletrodos rútilicos é função da profundidade em que a soldagem subaquática é realizada, sendo necessária, portanto, uma grande quantidade de composições para o campo de aplicação para a qual essa atividade se destina.

*ii)* A utilização desse tipo de eletrodo rútilico aumenta o carbono equivalente do metal de solda, tornando-o mais susceptível ao trincamento pelo hidrogênio. É fundamental, portanto, para o sucesso da adição de Ti e B em eletrodos de revestimento rútilicos, a utilização, com sucesso, dos procedimentos de passe de revenimento ou de pós-aquecimento já descritos nos itens anteriores.

*iii)* A drástica diminuição na quantidade de oxigênio compromete as propriedades mecânicas do metal de solda. A relação entre a quantidade de hidrogênio difusível e o teor de FeO em metal de solda depositado sob condição atmosférica foi investigada [23] e constatou-se: (a) um drástico decréscimo na quantidade de hidrogênio difusível quando o caráter oxidante do eletrodo aumentou; (b) um acréscimo na quantidade de hidrogênio difusível quando o teor de oxigênio diminuiu drasticamente, com con-

seqüente aumento na propensão à fissuração a frio, como pode ser observado na figura 6 [23].

*iv)* Em vez de depositar o metal de solda através de múltiplos passes, como de fato ocorre em aplicações práticas, utilizou-se como procedimento o depósito de um único passe tipo cordão sobre a chapa. Esse procedimento não levou em consideração que, em soldas com vários passes, parte do metal bruto de fusão é reaquecido com conseqüente alteração na morfologia original dos seus grãos, que durante o ciclo térmico de soldagem deixa de ser alongada e passa a ser equiaxial [23].



**Figura 6** Variação do teor de hidrogênio difusível com o teor total de oxigênio no metal de solda [23].

## Linha de Pesquisa Brasileira

A imunidade à fissuração pelo hidrogênio que o eletrodo oxidante confere à junta soldada foi o principal motivo que levou o CENPES a se concentrar na busca de alternativas para a melhoria das propriedades mecânicas do metal de solda obtido por esse tipo de eletrodo. Baseando-se em princípios termodinâmicos e nos fundamentos da metalurgia mecânica, esses pesquisadores buscaram a adição de elementos de liga em eletrodos oxidantes, que tivessem simultaneamente as seguintes características: fossem termodinamicamente mais estáveis que seus óxidos (sendo transferidos integralmente para a poça de fusão através do arco elétrico), e que promovessem a melhoria das propriedades mecânicas

do metal de solda resultante, através de refino de grão, endurecimento por solução sólida, e endurecimento por dispersão / precipitação.

A oxidação de elementos de liga (como o Mn, C e Si) durante a soldagem subaquática molhada utilizando eletrodo oxidante faz com que o metal de solda apresente baixa tenacidade e resistência à tração. Os principais motivos são comentados a seguir.

i) A tenacidade do metal de solda é, em grande parte, função da natureza e proporção dos constituintes da microestrutura presente na região de grãos colunares, já que cada constituinte possui uma tenacidade específica. A quantidade desses constituintes é determinada pelos elementos de liga presentes no metal de solda e pelo ciclo térmico de soldagem. A propagação fácil e frágil, por clivagem ao longo da ferrita pró-eutetóide e através do constituinte lamelar, explica porque a resistência ao impacto Charpy decresce com o aumento da proporção desses constituintes no metal de solda. Embora seja de baixa dureza, a ferrita pró-eutetóide torna o metal de solda pouco tenaz, principalmente quando se apresenta na forma de veios de grande espessura, pois tornam-se caminhos preferenciais para a propagação de trincas [14].

ii) Devido ao seu caráter altamente oxidante, a microestrutura do metal de solda obtido de eletrodo oxidante torna-se predominantemente constituída de ferrita pró-eutetóide e poligonal, de característica pouco tenaz.

Como forma de minimizar substancialmente as conseqüências da má formação microestrutural do metal de solda obtido de eletrodo oxidante, tornou-se imperativo o emprego de elementos de liga que substituam o C, Mn e Si, e que sejam termodinamicamente mais estáveis seus óxidos (sendo, portanto, integralmente transferidos do eletrodo para a poça de fusão) e contribuam para o aumento da resistência mecânica da liga metálica depositada, através de mecanismos de endurecimento por solução sólida, por refino de grão e pela formação de precipitados.

O Ni foi avaliado como potencial elemento de liga visando atingir estes objetivos. De fato, os principais efeitos promovidos pela adição do Ni aos aços

são o aumento da resistência da estrutura cúbica de corpo centrado e o retardo na transformação da austenita em outras fases durante o resfriamento com conseqüente aumento da tenacidade [25, 26]. Algumas questões em relação ao aumento da tenacidade promovido pelo Ni devem ser respondidas, tais como, se essa melhoria se dá por uma redução do limite de escoamento a baixas temperaturas ou por um aumento da resistência à fratura por clivagem [27]. A adição de Ni produz um aumento da energia de falha de empilhamento, o que determina uma maior facilidade na movimentação de discordâncias através do deslizamento cruzado na rede cúbica de corpo centrado [25]. Uma característica peculiar dos aços ao Ni é sua boa tenacidade em baixas temperaturas. O fato de o Ni diminuir a temperatura de transição dúctil-frágil deve-se à diminuição da tensão de cisalhamento necessária para movimentação de discordâncias. Com isso, mesmo sob estado de tensão triaxial, onde a magnitude das tensões máximas de cisalhamento é significativamente diminuída, verificam-se modos de fratura dominados por deformação plástica [25].

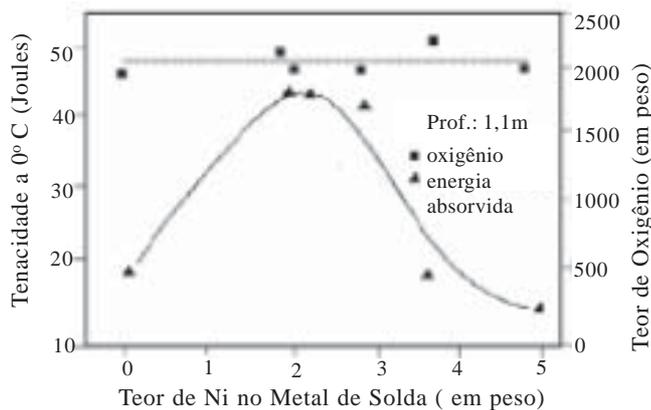
Baseado no efeito benéfico do Ni (melhoria das propriedades mecânicas), associado ao fato deste elemento ser mais estável que o Fe e o H em temperaturas elevadas, ser facilmente transferido através do arco elétrico e indiferente a profundidade da água, foi investigada a influência da adição desse elemento sobre a tenacidade e a tensão de ruptura em metal de solda depositado em contato direto com a água, a 1,1m de profundidade [27]. Foram utilizados seis eletrodos com percentuais de Ni variando de 0% a 5%. Em três eletrodos a adição de níquel foi feita ao revestimento e em dois eletrodos o Ni foi adicionado simultaneamente à alma e ao revestimento. Chapas de aço com 25,4mm de espessura, temperadas e revenidas, com tensão de escoamento de 460MPa foram utilizadas. As juntas soldadas foram submetidas a ensaios mecânicos de resistência à tração ( $\sigma_R$ ) e de tenacidade através de ensaios Charpy V em corpos de prova reduzidos e ensaiados a 0°C e a 25°C. Recursos de microscopia eletrônica de varredura (MEV) foram utilizados em fractografia, objetivando a determinação dos mecanismos de fratura nos corpos-de-prova dos me-

tais de solda com diferentes percentuais de Ni e energias absorvidas.

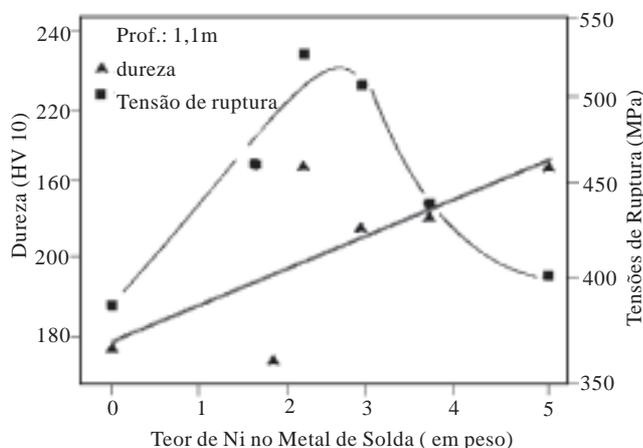
Os resultados de tenacidade do metal de solda, juntamente com os teores de oxigênio são plotados na figura 7 [27]. Pode ser observado que a resistência ao impacto do metal de solda variou com a adição de Ni atingindo um valor máximo de 43J entre 2 e 3% de Ni. O comportamento observado nos ensaios de tração foi semelhante ao dos ensaios Charpy, atingindo também máximos valores entre 2 e 3% de Ni, como mostrado na figura 8 [27]. Por outro lado, a dureza variou de maneira uniforme e linear com o teor de Ni. A queda na tenacidade e resistência a tração observada para teores de Ni acima de 2,5% foi atribuído ao trincamento por solidificação. Análise com o MEV constatou grande quantidade de trincas intergranulares (de solidificação).

Foi estimado que somente 69MPa (cerca de 49%) do aumento de 140MPa verificado na tensão de ruptura, alcançada entre 0% e 2,2% de níquel, pôde ser atribuído ao endurecimento por solução sólida, com base em resultados de pesquisas mais antigas [28].

Observações metalográficas revelaram que as regiões reaçadas com ferrita equiaxial e inclusões de óxidos predominaram no metal de solda. Este tipo de microestrutura, resultante do uso de eletrodos de pequeno diâmetro e baixo aporte de calor, é reconhecidamente benéfica ao metal de solda [27]. Através da utilização de metalografia quantitativa verificou-se que o tamanho de grão ferrítico diminuiu de 10,6 $\mu$ m para 3,8 $\mu$ m quando o percentual de níquel aumentou de 0% a 2,2% em peso.



**Figura 7** Variação da energia de impacto Charpy V a 0°C e do teor de oxigênio do metal de solda em função do teor de Ni [27].



**Figura 8** Variação da dureza Vickers e do limite de resistência à tração em função do teor de Ni do metal de solda [27].

Utilizando-se a relação de Hall-Petch, e assumindo que  $k = 9,6\text{MPa}\sqrt{\text{mm}}$  e  $\sigma_i = 290\text{MPa}$ , foi obtida a seguinte relação para a tensão de ruptura ( $\sigma$ ) em função do tamanho de grão ferrítico [24]:

$$\sigma = 290 + 9,6 d^{-1/2}$$

A partir da diminuição do tamanho de grão, de 10,6 para 3,8 $\mu\text{m}$ , a relação de Hall-Petch previu um aumento na tensão de ruptura de 62MPa (aproximadamente 44% dos 140MPa observados). Os 78MPa remanentes (56%) podem ser atribuídos ao endurecimento por solução sólida (49%), como já discutido, a outras transformações microestruturais ou a própria margem de erro inerente à metodologia empregada (7%).

Dois fatos de relevância em soldagem subaquática molhada devem ser destacados. O primeiro deve-se aos elevados valores obtidos de resistência ao impacto no metal de solda mesmo com percentuais de oxigênio elevados. O segundo encontra-se na própria concepção do projeto do eletrodo/metal de solda [27].

Se uma determinada microestrutura pode ser concebida e mantida em metal de solda depositado por eletrodos oxidantes ligados ao Ni em diferentes profundidades, então as propriedades mecânicas dependerão exclusivamente da quantidade de poros presentes. Essa situação é bastante semelhante à encontrada em materiais sinterizados, que de acordo com as variáveis de processo possuem diferentes níveis de porosidade. O elevado custo inerente à pesquisa em soldagem subaquática deve considerar uma observação cuidadosa dos dados disponíveis na literatura sobre materiais sinterizados, permitindo prever as propriedades de metais de solda subaquática molhada concebidos [27].

## Comentários Finais

É fundamental que seja dada continuidade à pesquisa em soldagem subaquática no Brasil, e para que maiores avanços sejam obtidos é imprescindível um auxílio efetivo a Petrobras dos pesquisadores atuantes nos departamentos de metalurgia e de materiais das universidades brasileiras, na busca por metais de solda depositados por eletrodos

oxidantes, que apresentem melhores níveis de resistência e tenacidade.

## Agradecimentos

Os autores agradecem ao CNPq pela concessão de bolsa de estudo, e ao Dr. Alexandre Meirelles Pope, do Centro de Pesquisas da Petrobras (CENPES) por disponibilizar boa parte do material bibliográfico e pelas valiosas sugestões dadas.

## Referências Bibliográficas

1. Ibarra, S., Grubbs, C.E., Liu, S. "State-of-The-Art and Practice of Underwater Wet Welding of Steel". International Workshop on Underwater Welding of Marine Structures. American Bureau of Shipping (ABS), USA, (1994).
2. Gooch, T.G. "Properties of Underwater Welds. Part 1. Procedures Trials". Metal Construction. pp.164-167, vol.8, March, England, (1983).
3. Stalker, A.W. "Underwater Welding for Offshore Installations". In: Welding Institute Research on Underwater Welding. pp. 124-137, The Welding Institute, June, England (1987).
4. Nóbrega, A.F. "Estudo da Soldagem Subaquática Molhada com Eletrodos Revestidos". Tese de Mestrado. Universidade Federal do Rio de Janeiro. Brasil. (1981).
5. Pope, A.M. "Oxygen and Hydrogen Control in Shielded Metal Underwater Wet Welding". Tese de Doutorado. Colorado School of Mines. USA. (1995).
6. Pope, A.M., Liu, S., e Olson, D.L. "Effects of the Electrode Oxidizing Potential on Underwater Wet Welds". Proceedings of the 13th. International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering, pp. 135-147, American Society of Mechanical Engineers (ASME), USA, (1994).
7. Kosakevitch, P., Urbain, G. "Influence de Certains Éléments Dissous sur la Vitesse de Dissolution de Lázote Dans le Fer Liquide". Mém. Scient. Ver. Métallurg. vol. 6, pp. 29-43, April, France, (1963).
8. Pope, A.M., Liu, S., "Hydrogen Content of Underwater Wet Welds Deposited by Rutile and

- Oxidizing Electrodes. Proceedings OMAE, Vol. III, pp.85-92, USA (1996).
9. Medeiros, R.C. "Effect of Oxidizing Electrodes and polarity on Hydrogen Mitigation in Underwater Wet Welding". Tese de Doutorado. Colorado School of Mines. USA. (1997).
10. Medeiros, R.C., Liu, S. "A Predictive electrochemical Model for Weld Metal Hydrogen Pickup in Underwater Wet Welds". Journal of Offshore Mechanics and Arctic Engineering. Transaction of the ASME. Vol. 120. pp.20-34, June, USA, (1998).
11. Easterling, K. "Introduction to the Physical Metallurgy of Welding". Butterworths Monographs in Materials (BMM), 2ª ed., pp. 69, England, (1983).
12. Savage, W.F. e Aronson, A.H, "Preferred Orientation in the Weld Fusion Zone", Welding Journal, Vol. 45, pp. 454s-467s, February. USA, (1996).
13. Pope, A.M., Medeiros, R.C. e Liu, S. "Solidification of Underwater Wet Welds". Proceedings of the 14th International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering, Materials Engineering, Vol. III, pp. 54-63, April, USA, (1995).
14. Rebello, J.M.A, "Curso de Tecnologia de Soldagem", COPPE, UFRJ, pp. 47, Brasil, (1987).
15. Cadenet, J.J., e Castro, R. "Welding Metallurgy of Stainless and Heat-Resisting Steels". Cambridge University Press. Pp. 89, England, (1974).
16. Nixon, J.H. e Graham, S.R.B. "Arc Instability in Shallow Water Wet Welding". International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering, American Society of Mechanical Engineers (ASME), USA, (1993).
17. Gooch, T.G. "Properties of Underwater Welds". Part 2. Mechanical Properties. Metal Construction, vol.11, pp.206-215, April. England, (1983).
18. Ibarra, S., Reed, R.L., Smith, J.K., Pachniuk, I. and Grubbs, C.E. "Underwater Wet welding Repair of an Offshore Platform in the North Sea". Offshore Technology Conference, OTC Report 6652, pp. 213-226, Houston, June, USA, (1991).
19. Kou, S. "Welding Metallurgy". 1ª ed., pp. 234, Wiley-Interscience. England, (1987).
20. Bailey, N. "Weldability of Ferritic Steels". Abington Publishing, 1ª ed., pp. 129, Cambridge, England. (1994).
21. Szelagowski, P., Ibarra, S., Ohliger, A., dos Santos, J.F. "In-Situ Post-Weld Heat Treatment of Wet Welds", 24th Offshore Technology Conference, Paper 6907, pp. 167-174, September, Houston, USA, (1992).
22. Sanchez-Osio, A., Liu, S., Olson, D.L., Ibarra, S. "Underwater Wet Welding Consumables for Offshore Applications", Proceedings OMAE, Vol. III-A, pp.115-127, July, USA, (1993).
23. Tsuboi, J., Terashima, H. "Review of Strength and Toughness of Ti and Ti-B Microalloyed Deposits", IIW/IIS Doc. IX-1246-82, IIW J-58-82, June, England, (1982), Reeve, L. "The Relation Between the Hydrogen Content of Weld Metal and Its Oxygen Content", The Journal of the Iron and steel Institute, Vol. 11, pp. 123-134, March, USA, (1945).
24. Dieter, G.E. "Mechanical Metallurgy". 5ª ed. p. 194. McGraw-Hill, USA, (1995).
25. Betteridge, W. "Nickel and Its Alloys", 1ª ed., p.43, Ellis Horwood Limited/John Wiley & Sons, USA, (1985).
26. Pense, A.W. e Stout, R.D. "Fracture Toughness and Related Characteristics of Cryogenic Steels". WRC Bulletin, pp. 1-34, May, USA, (1975).
27. Pope, A.M., Liu, S., Teixeira, J.C.G., dos Santos, V.R., Paes, M.T.P. "Use of Nickel to Improve the Mechanical Properties of High Oxygen Underwater Wet Welds", OMAE -Materials Engineering, Volume III, pp. 102-117, American Society of Mechanical Engineering (ASME), August, USA, (1995).
28. Kranslein, H.H., Burton, M.S. and Smith, G.V. "Solid Solution Strengthening in Iron-Nickel and Iron-Platinum Alloys", Transactions of The Metallurgical Society of AIME, Vol. 233, pp. 134-148, January, USA, (1965).