

APOSTILA

INTRODUÇÃO À SOLDAGEM SUBAQUÁTICA

Organizada por Valter Rocha dos Santos em 2001

Revisada em 2020

Capítulos

1. Aspectos gerais, histórico e aplicações

Alexandre Meirelles Pope, José Cláudio Guimarães Teixeira, Marcelo Torres Paes Pizza e Valter Rocha dos Santos

2. Princípios básicos da soldagem molhada

Alexandre Meirelles Pope, José Cláudio Guimarães Teixeira, Marcelo Torres Paes Pizza

3. Processos de soldagem molhada e considerações práticas

Valter Rocha dos Santos

4. Princípios básicos da soldagem hiperbárica

Valter Rocha dos Santos

5. Métodos de soldagem hiperbárica e considerações práticas

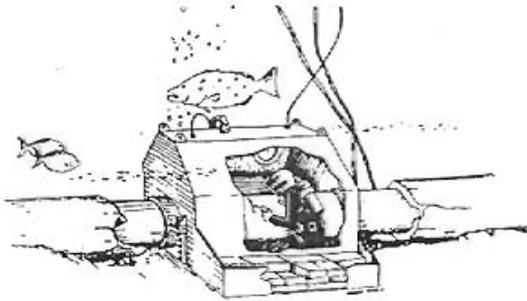
Valter Rocha dos Santos

6. Soldagem hiperbárica em águas profundas

Valter Rocha dos Santos

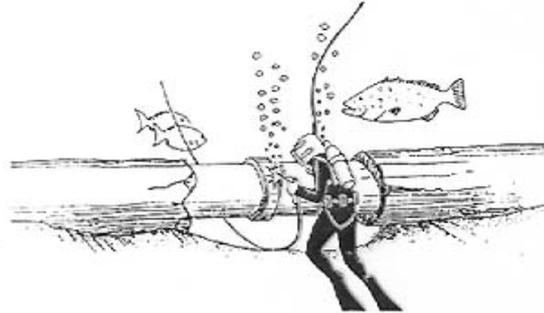
1. ASPECTOS GERAIS, HISTÓRICO E APLICAÇÕES

SOLDAGEM A SECO

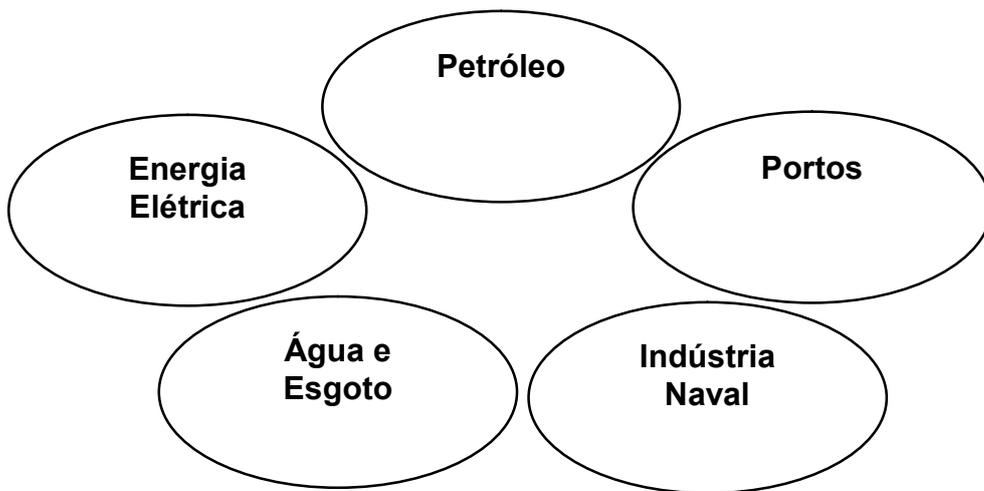


Necessidade de um habitat.
Soldas de melhor qualidade.

SOLDAGEM MOLHADA



Soldagem diretamente no meio aquoso.
Soldas de menor qualidade



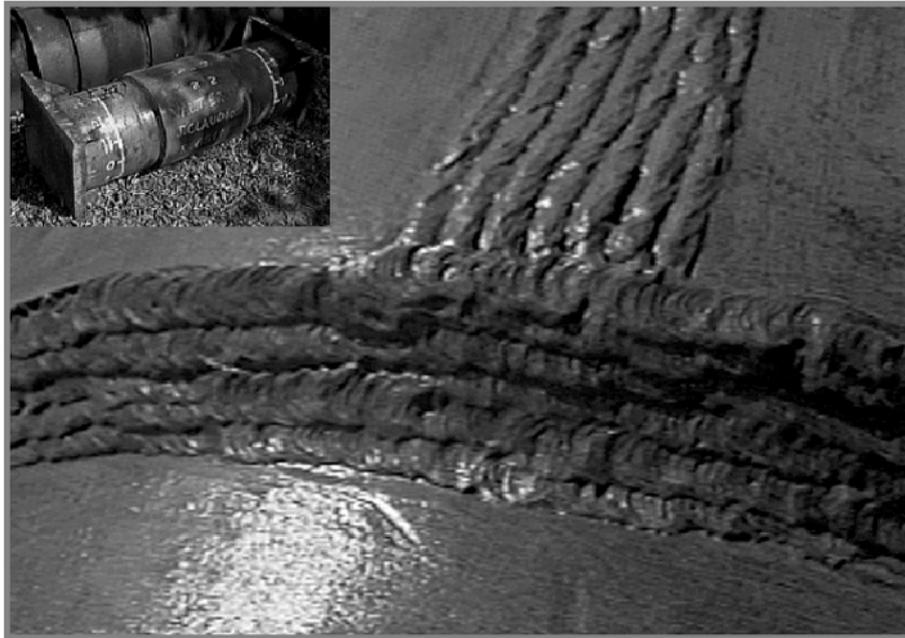
Áreas de aplicação da soldagem molhada

Classes de solda. Normas AWS D3.6M:2017

CLASSE A – Qualidade estrutural. Atende requisitos de tenacidade

CLASSE B – Qualidade estrutural limitada

CLASSE O – Regida por outro código ou norma



Aspecto de solda longitudinal e circunferencial em teste de qualificação de procedimento de soldagem molhada em luva de 14" de diâmetro a 12 m de profundidade. Eletrodo oxidante ESAB OK 41.10s..

Histórico do desenvolvimento e de aplicações da soldagem subaquática na PETROBRAS

O esforço para o desenvolvimento de técnicas de reparo por soldagem submarina na Petrobras iniciou-se em 1975, em decorrência às descobertas de óleo na Bacia de Campos. Sendo a única empresa atuando na indústria do petróleo, a Petrobras teve que assumir para si a tarefa de desenvolver tecnologia nesse assunto.

Ambas as técnicas de soldagem - hiperbárica a seco e molhada - foram enfocadas. É importante lembrar que as primeiras estruturas offshore no Brasil foram feitas com aços de alta resistência e instaladas em lâminas d'água de aproximadamente 100m. Nessas condições o uso da soldagem hiperbárica a seco é preferido, pois produz soldas de qualidade bastante superior à das soldas molhadas. A utilização da soldagem molhada ficaria limitada a pequenas lâminas d'água (tipicamente 10m) e, ainda assim, dependente do tipo aplicação e do aço a ser soldado, para que não houvesse risco de geração de trincas induzidas por hidrogênio na estrutura. Assim, as pesquisas nessa área foram orientadas para o estabelecimento de procedimentos de soldagem hiperbárica a seco e para o desenvolvimento de eletrodos revestidos para soldagem molhada. Ambas as técnicas deveriam ser aplicáveis a aços estruturais, componentes das jaquetas, como, por exemplo o aço BS-4360 gr. 50D.

Embora a Petrobras liderasse os trabalhos, eles foram desenvolvidos em conjunto com empresas prestadoras de serviço e fabricantes de eletrodos no país. Tanto os aspectos tecnológicos quanto os científicos foram igualmente considerados no encaminhamento das pesquisas.

Em maio/junho de 1979 foi executado o reparo que marcou o início de uma série de reparos por soldagem hiperbárica a seco nas instalações marítimas da PETROBRAS. Este trabalho objetivou a eliminação de trinca na margem de uma solda no oleoduto ligando as Plataformas de Agulha-2 à de Ubarana-2, no Rio Grande do Norte, a 15m de profundidade. Em 1981 foi desenvolvido, em parceria com um fabricante de consumíveis de solda um eletrodo com revestimento ácido-oxidante capaz de depositar soldas molhadas com hidrogênio difusível significativamente mais baixo do que os eletrodos rútilicos, os mais comumente usados. Essa constatação permitiu o uso de solda molhada em aços estruturais sem risco de induzir trincas no material base. Entretanto, as baixas resistências mecânica e tenacidade das soldas depositadas por esses consumíveis limitavam, em várias ocasiões, o uso da solda molhada a situações sem grande importância

estrutural. Em 1983 foram desenvolvidos procedimentos para soldagem molhada para fazer o contato elétrico de anodos a gasodutos de aços API 5L X-42 e X-46 e da monobóia de Garoupa. Nestes casos foi usado o teste de soldabilidade CTS (Controlled Thermal Severity) para demonstrar que, apesar das durezas na zona afetada pelo calor das soldas fossem acima de 400 HV, a soldagem molhada com eletrodos ácidos-oxidantes não induz trincas por hidrogênio. Em 1987 foi instalada uma braçadeira para suporte de *riser* na Plataforma de Ubarana-3, no Rio Grande do Norte, utilizando-se soldagem molhada

A intervenção mais significativa empregando soldagem subaquática foi, sem dúvida, o reparo do duto condutor do poço Badejo-7, na Bacia de Campos, em 1983-84. A profundidade no local, de 100m, exigiu que se utilizasse mergulho saturado. O processo de soldagem usado foi o GTAW com argônio como gás de proteção, sendo o material do duto o aço API 5L gr. B de 30" de diâmetro e 25,4 mm de espessura. Para a qualificação dos soldadores e dos procedimentos de soldagem foi preciso montar um pequeno centro hiperbárico. Com isso ficou clara a necessidade de se qualificar, de uma forma barata procedimentos de soldagem para profundidades maiores pois as descobertas de óleo, em todo o mundo, caminhavam para águas cada vez mais profundas. Neste cenário foi então montado no CENPES um laboratório com o objetivo de desenvolver pesquisas e pré-qualificar procedimentos de soldagem hiperbárica para aplicação em até 500m de lâmina d'água. Uma câmara hiperbárica dentro da qual podia-se produzir, de modo automatizado, juntas soldadas por GTAW ou GMAW era o equipamento central deste laboratório. Em conjunto com a Marinha do Brasil foi também construído, na Ilha de Mocanguê (Baía da Guanabara, RJ), um centro hiperbárico com câmaras de vida e de testes que permitem simular mergulhos até 50 bar e realizar testes de equipamentos até 100 bar.

Na última década, paradoxalmente foram as descobertas de petróleo em águas cada vez mais profundas que reviveram o interesse pela soldagem molhada. O uso de plataformas fixas ficou inviável em grandes profundidades e as unidades flutuantes, que a PETROBRAS já operava como Sistemas de Produção Antecipada, se estabeleceram definitivamente. A soldagem molhada se tornou então mais atraente por dois motivos. Primeiramente, as profundidades das intervenções para reparos estruturais ficaram limitadas aos calados das plataformas, que é em torno de 20m. Em segundo lugar, os materiais a serem soldados passaram a ser aços navais, que possuem resistência mecânica, composição química e espessuras muito mais favoráveis para a soldagem molhada do que a dos aços estruturais.

Assim, a última década do século passado concentrou um importante esforço de pesquisas visando desenvolver a soldagem submarina molhada. Diferentemente do resto do mundo, que buscava desenvolver eletrodos e procedimentos para soldagem molhada para águas “mais profundas” (na realidade, por volta dos 100m), a Petrobras se limitou à faixa de 20-30m. Também, ao invés de se utilizar eletrodos com revestimento rutilico, que propiciava um arco mais estável, preferiu-se os de revestimento ácido-oxidante que, embora de manipulação mais difícil, depositava soldas com hidrogênio difusível na faixa de 15-18ml/100g. Desta forma como metas a serem alcançadas foram estabelecidas:

- melhoria das propriedades mecânicas das soldas depositadas por eletrodos ácidos-oxidantes em profundidades de 20-30m;
- melhoria da estabilidade do arco dos eletrodos ácidos-oxidantes;
- aumento da produtividade na soldagem molhada.

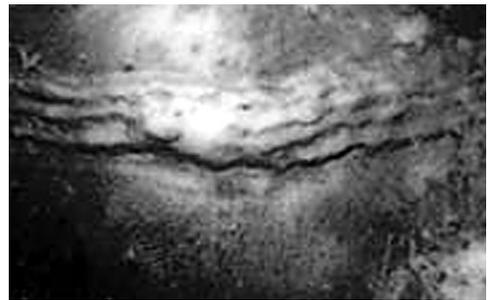
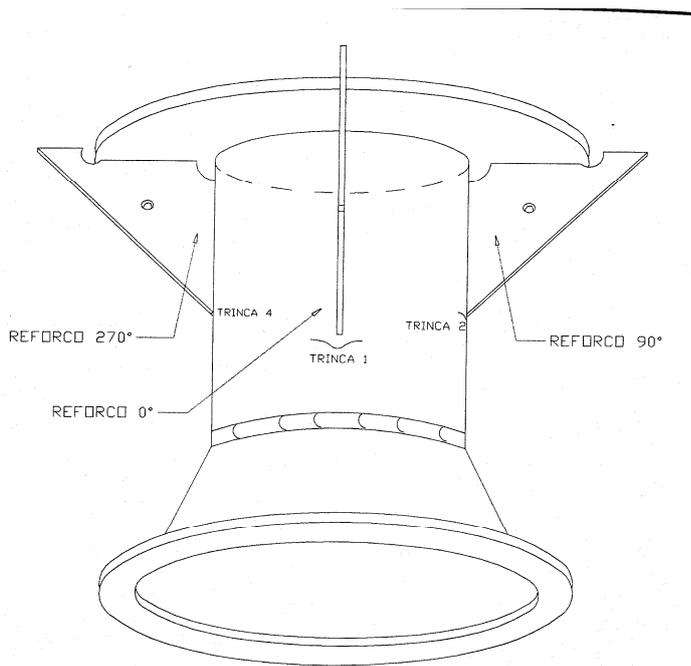
Aplicações recentes da soldagem subaquática na PETROBRAS

Reparo da Monobóia de Marimbá

A monobóia de produção Imodco-3 foi instalada no Campo de Marimba (Bacia de Campos, RJ) em junho de 1995 e tinha previsão de docagem, para substituição dos anodos, em janeiro de 1998. Após cerca de um ano em serviço, porém, foi necessário o reparo de uma trinca, com aproximadamente 120 mm de comprimento, localizada no pescoço da tomada central, próxima à solda de um dos enrijecedores laterais. Outras trincas menores foram detectadas em posições semelhantes nos outros enrijecedores. Análises das tensões atuantes, o aspecto e a localização das trincas sugeriam tratar-se de um problema de fadiga.

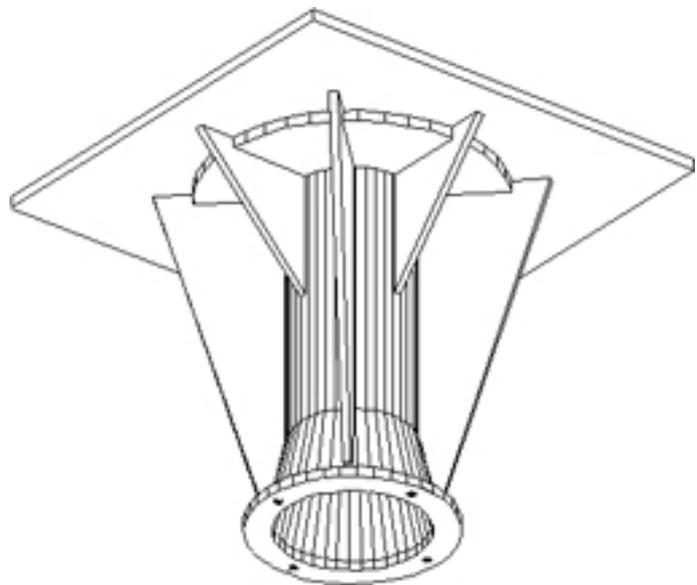
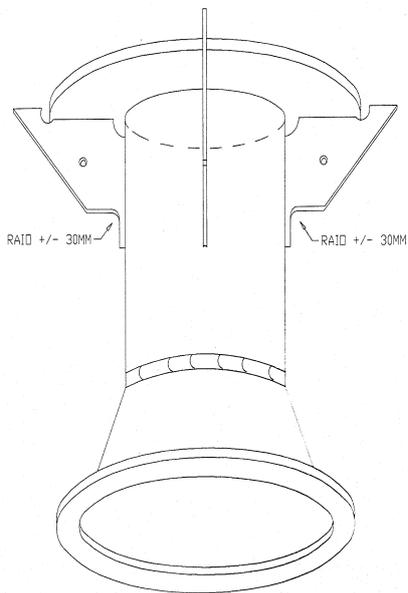
Numa primeira intervenção (fase 1), em caráter emergencial, as trincas foram retiradas por esmerilhamento e posterior enchimento por soldagem molhada e os enrijecedores tiveram as extremidades inferiores arredondadas, para diminuir a concentração de tensões. Após a reanálise do projeto, foram instaladas quatro nervuras enrijecedoras, também por soldagem molhada, de modo a aumentar a vida à fadiga do equipamento (fase 2). O reparo por solda molhada e o adoçamento dos enrijecedores existentes permitiu a operação da monobóia até o final de 1996. A instalação dos novos enrijecedores permitiu que a monobóia operasse até ser retirada de serviço.

A produção diária desta monobóia era de 7000 m³/dia de óleo, ou seja, cerca de 44000 barris/dia. Caso não houvesse a possibilidade de reparo, seria necessária a compra de uma nova monobóia, cujo processo levaria, numa estimativa otimista, pelo menos quatro meses.



Desenho esquemático da tomada central da monobóia, mostrando a localização das trincas.

Aspecto da solda molhada executada no reparo da trinca 1 indicada na figura ao lado.



Fase 1 – Reparo por soldagem molhada e adoçamento dos enrijecedores.

Fase 2 – Instalação de novos enrijecedores por soldagem molhada

Soldagem subaquática de fixação de Suportes de Anodos

Em fevereiro de 2002 foi emitido, pela certificadora DnV, o certificado de qualificação de procedimento de soldagem molhada para fixação de placas suporte de anodos de corrente impressa na estrutura da plataforma PETROBRAS 20. O trabalho, conseqüência da necessidade de se substituir o sistema de proteção catódica da plataforma semi-submersível por um outro com corrente impressa, consistia em fixar as bases dos suportes dos anodos ao casco da embarcação por uma solda em ângulo com perna de 5mm, foi concluído com sucesso. Havia, naturalmente, a preocupação de que as soldas molhadas ,pudessem introduzir trincas induzidas por hidrogênio no aço do casco. O eletrodo selecionado para esse serviço foi aquele de revestimento ácido com cerca de 2% de Ni desenvolvido com fornecedor nacional. A qualificação seguiu a norma AWS D 3.6-93 "Specification for Underwater Welding", classe C e foi realizada no Terminal da PETROBRAS na Baía da Ilha Grande, em Angra dos Reis, a uma profundidade de 12m (significando que a soldagem poderia ser executada na obra até 22m de profundidade).

Procedimento de Soldagem para Reparo da P-27

Inspeções realizadas a partir de março de 2003 constataram trincas nas juntas K de proa e popa da plataforma semi-submersível P-27. Análises de tensões e o histórico da unidade indicaram que o problema se originou, por fadiga, nas extremidades das soldas dos *flat-bars* com as chapas de reforço das juntas K. A propagação posterior desses defeitos, também por fadiga, seccionou totalmente as chapas de reforço entre os *braces* secundários. Uma das várias opções consideradas para reparar a plataforma, que foi posteriormente implementada, previa o uso da soldagem subaquática molhada. A vantagem desta opção era a de não precisar retirar a unidade da locação e nem mesmo alterar o seu calado. Para atender essa necessidade testes de qualificação de procedimento e soldadores foram realizados no GEBIG a uma profundidade de aproximadamente 13m. Dois eletrodos foram testados. Um deles rutílico denominado Hydroweld FS e o outro com revestimento oxidante, ESAB 41.10S. Por se pretender usar mergulho de superfície, o tempo de fundo de cada soldador ficaria limitado a dois períodos diários de cerca de 50 minutos. A profundidade no local a ser reparado era de aproximadamente 17m. Em conseqüência, foi necessário qualificar 10 soldadores-mergulhadores. Os procedimentos de soldagem molhada foram qualificados segundo AWS classe "B" com ambos os eletrodos propostos. O reparo estrutural foi realizado com sucesso usando-se o eletrodo Hydroweld.

2 – PRINCÍPIOS BÁSICOS DA SOLDAGEM MOLHADA

2.1 - INTRODUÇÃO

Uma das técnicas mais interessantes para o reparo de estruturas submersas, devido à sua simplicidade e facilidade de mobilização, é a soldagem submarina molhada. Entretanto, a qualidade das soldas depositadas por este processo é prejudicada pelo fato do arco elétrico estar em contato direto com o meio aquoso. As altas temperaturas alcançadas por este processo fazem com que a água líquida entre em ebulição formando bolhas de vapor ao redor do arco.

Observações do arco de solda molhada com cinematografia de alta velocidade revelaram que as bolhas se desprendem com uma frequência de aproximadamente 13 Hz e que, durante o regime quase-estacionário, a poça fundida está constantemente isolada do meio líquido por uma dessas bolhas de vapor (Tsai e Masubuchi, 1979).

Como a água é um óxido relativamente instável ela é facilmente decomposta, pelo calor gerado pelo arco, em oxigênio e hidrogênio. Estes gases, além de poderem se recombinar formando novamente vapor d'água, podem também ser absorvidos pelo metal líquido, na ponta do eletrodo, durante a transferência metálica ou na poça fundida. A absorção de oxigênio, hidrogênio e outros gases diatômicos pelo ferro líquido obedece à Lei de Sievert, que estabelece que a quantidade do elemento dissolvido, a uma determinada temperatura, é proporcional à raiz quadrada da pressão parcial do gás (Rosenqvist, 1974). Deve-se esperar, portanto, um aumento na quantidade de oxigênio ou hidrogênio absorvidos pelo metal de solda quando a pressão, ou profundidade, de soldagem é aumentada. A quantidade final de cada um destes elementos no metal de solda depende também de outros fatores como o limite de solubilidade do elemento no metal líquido, da presença de outros elementos em solução, da possibilidade de formação de outros compostos (óxidos ou hidretos), do limite de solubilidade deste outro composto no metal líquido e da velocidade com que a fase insolúvel é capaz de se separar do metal de solda durante o processo de solidificação.

2.2 - ABSORÇÃO DE OXIGÊNIO E HIDROGÊNIO

2.2.1 - Absorção de Oxigênio

No caso da soldagem do aço, o oxigênio absorvido reagirá primeiramente com elementos desoxidantes presentes no líquido como o carbono, silício e manganês

formando compostos como CO, CO₂, SiO₂, MnO que poderão ser eliminados do metal de solda, na forma de fumos ou escória, ou ficar aprisionados, na forma de poros ou inclusões. Se a quantidade de desoxidantes for pequena o próprio ferro será oxidado formando FeO. Neste caso, conforme pode ser concluído após uma análise do diagrama de fases Fe-O (fig. 2.1), o teor de oxigênio no metal de solda não aumentará continuamente, mas atingirá um valor constante, determinado pelo limite de solubilidade do oxigênio no ferro líquido. De acordo com a fig 2.1, este teor limite, a 1600 °C, é de 0,22% em peso de oxigênio: Acima deste valor, uma nova fase denominada óxido de ferro líquido (FeO_{liq}) é formada. Como será visto mais adiante, o óxido de ferro, sendo imiscível com o ferro líquido e possuindo menor densidade, é facilmente separado do ferro líquido passando a fazer parte da escória.

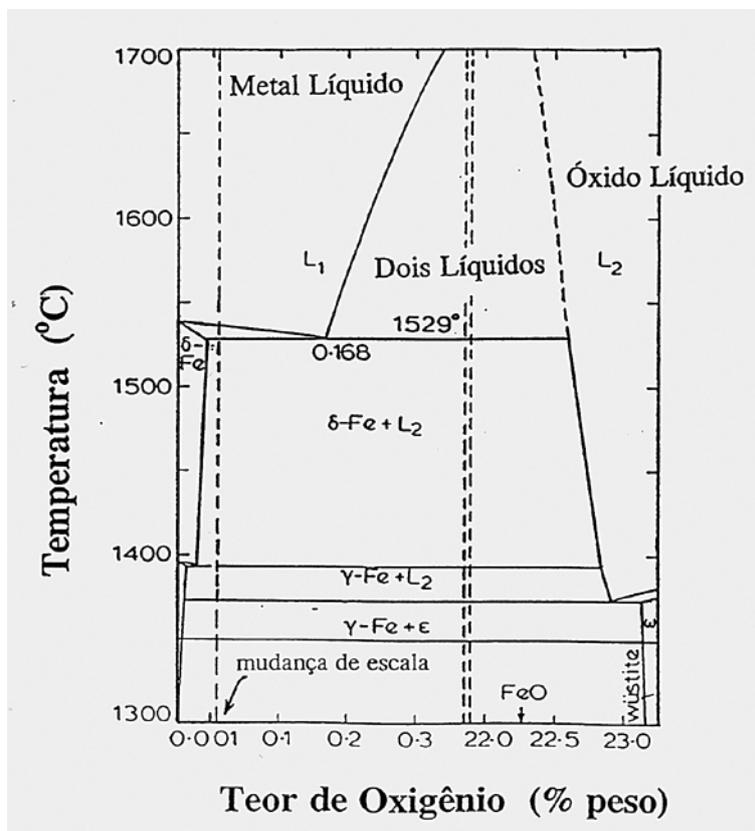


Fig. 2.1 – Diagrama de Equilíbrio ferro-oxigênio (van Vlack, 1977)

Pode-se então prever que o teor de oxigênio do metal de solda irá aumentar com o aumento da pressão parcial de oxigênio no meio envolvente, mas deverá estabilizar num determinado valor limite. Dados experimentais confirmando este fato estão apresentados nas figura 2.2 (Kuwana e Sato, 1990) e 2.2a (Ibarra, Grubbs e Olson, 1987) para os casos de soldas realizadas a seco e com pressões parciais crescentes de CO₂ (fig. 2.2) e de soldas molhadas depositadas a diferentes profundidades com eletrodo rútilico (fig. 2.2a). Em ambos os casos o teor de oxigênio

da solda assume um valor constante que, no entanto, depende do teor de manganês do consumível (fig. 2.2). Concomitantemente, o teor de manganês do metal de solda decresce com o aumento da profundidade (fig. 2.2a) indicando que este elemento, devido à oxidação, é perdido para a escória.

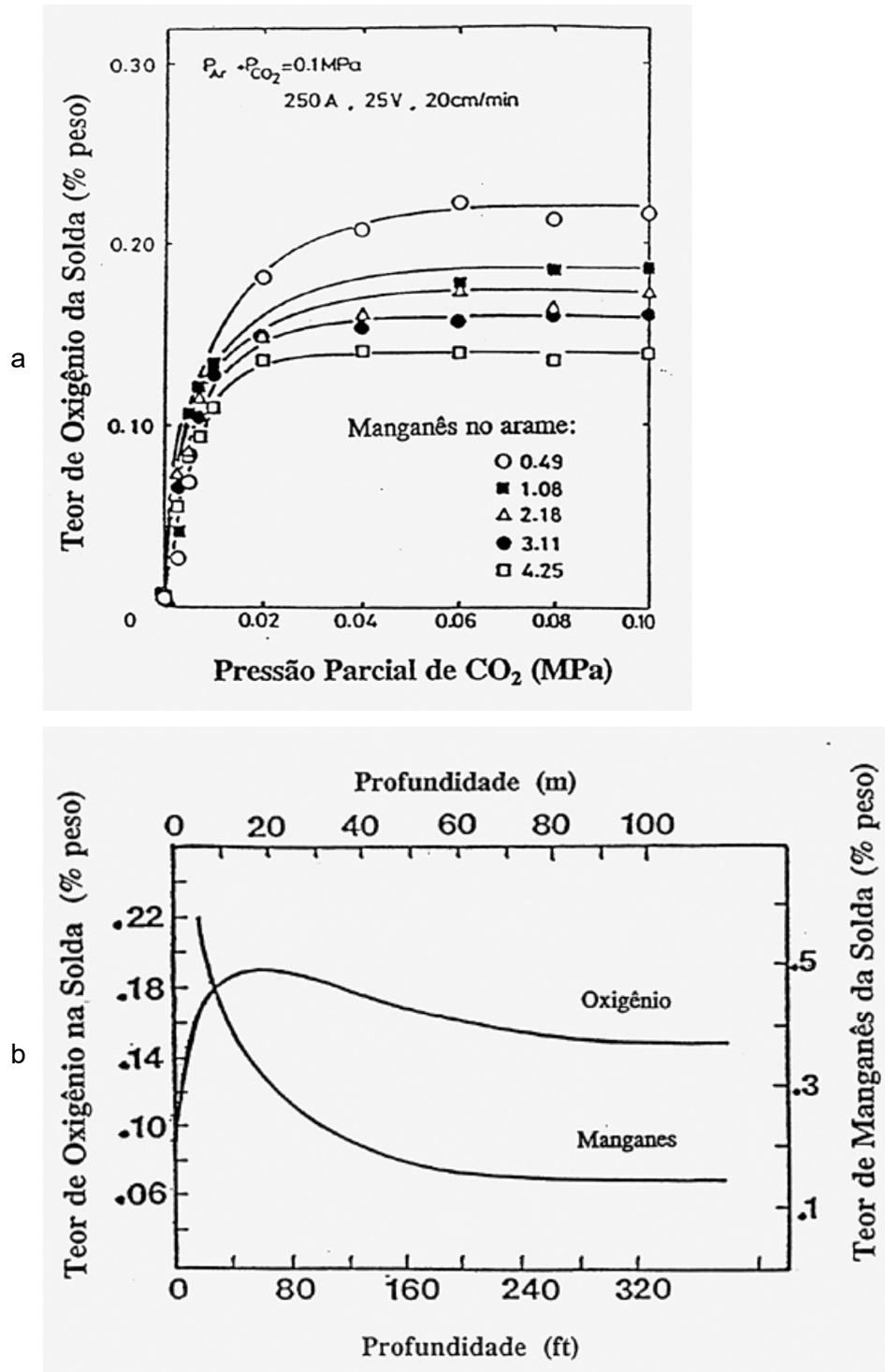


Fig. 2.2 - Efeitos da pressão parcial de CO₂ e do teor de manganês no arame no conteúdo de oxigênio de metais de solda depositados pelo processo GMAW (Kuwana e Sato, 1990). a) Efeito da profundidade de soldagem nos teores de oxigênio e manganês de soldas submarinas molhadas depositadas com eletrodo rutílico (Ibarra, Grubbs e Olson, 1987).

Deve ser observado na figura 2.2 que, para o caso do ferro puro, o oxigênio no metal de solda atinge um platô que coincide com o limite de solubilidade do oxigênio no ferro líquido a 1600 °C: 0,22% em peso.

Experiências revelaram que os teores de oxigênio de metais de solda depositados a 0,5 m de profundidade aumentam com o acréscimo da quantidade de hematita no revestimento do eletrodo (fig. 3), acabando por se estabilizar no patamar de 0,22% em peso (Pope, Liu e Olson, 1994). Este resultado atesta que eletrodos com revestimentos oxidantes depositam, a pequenas profundidades, soldas molhadas contendo teores de oxigênio semelhantes aos de soldas depositadas à grandes profundidades por eletrodos do tipo rutilico. É, portanto, razoável se esperar que o teor de oxigênio de soldas feitas com eletrodos oxidantes será insensível à profundidade de soldagem.

Como a solubilidade do oxigênio no ferro sólido é bastante baixa (fig. 2.1) o oxigênio medido no metal de solda está praticamente todo combinado, sob a forma de inclusões de óxidos. Desta forma, pode-se concluir que a quantidade de inclusões de óxido (em porcentagem volumétrica, por exemplo) no metal de solda também atinge um valor constante. Este fato foi observado por Kuwana e Sato (1986) e está ilustrado na figura 2.4.

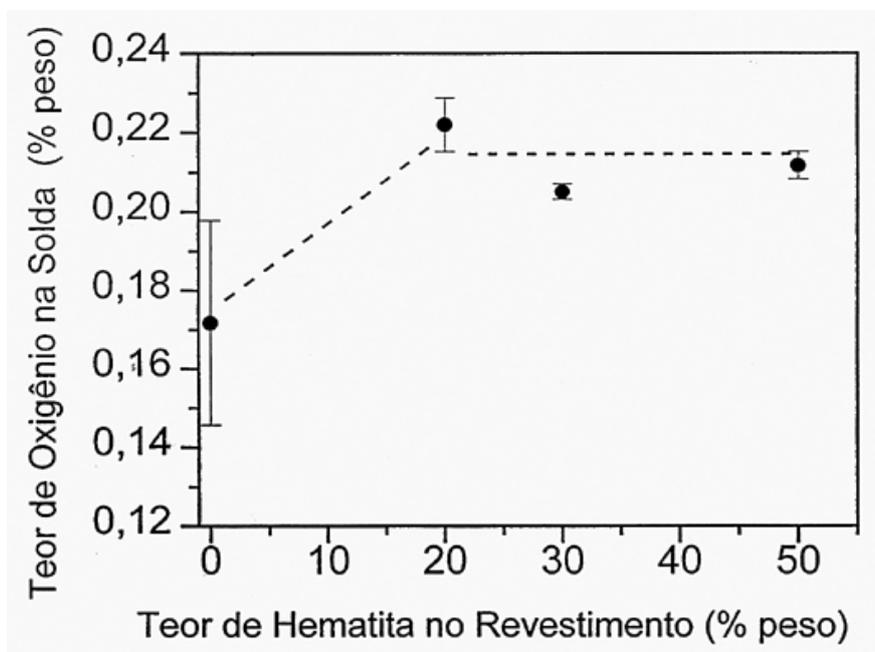


Fig. 2.3 - Teor de oxigênio de metais de solda molhada em função da quantidade de hematita no revestimento dos eletrodos. Profundidade de soldagem em água doce: 0,5 m. (Pope, Liu e Olson, 1994).

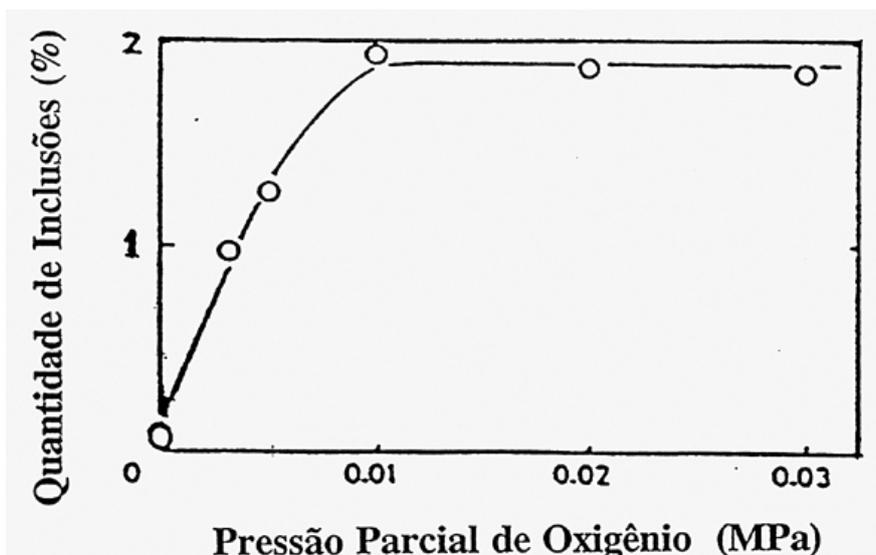


Fig.2.4 - Quantidade de inclusões em soldas feitas pelo processo GMAW em função da pressão parcial de oxigênio no gás de proteção (Kuwana e Sato, 1986).

Em resumo, a decomposição da água nos processos de soldagem molhada, acarretando um elevado teor de oxigênio no arco elétrico, é responsável pelas seguintes alterações químicas do metal de solda:

- queda do teor de elementos desoxidantes com a profundidade causando redução da temperabilidade e modificações microestruturais;
- aumento do teor de oxigênio e da quantidade de inclusões de óxidos com a profundidade até valores máximos (ou manutenção neste valor para o caso dos eletrodos oxidantes). Os valores limites são de 0,22 % em peso de oxigênio ou 1,9 % em volume de inclusões de óxidos.

É importante notar que as alterações de composição química descritas acima são capazes de deteriorar as propriedades mecânicas do metal de solda.

2.2.2- Absorção de Hidrogênio

Conforme foi mencionado anteriormente, a absorção de hidrogênio pelo ferro líquido também obedece a Lei de Sievert, isto é, a quantidade de hidrogênio dissolvida no metal líquido é proporcional à raiz quadrada da pressão parcial de hidrogênio do gás. Diferentemente do oxigênio, o hidrogênio não forma nenhum hidreto estável, a não ser a própria água, capaz de limitar sua solubilidade no ferro. Assim, quanto maior for a profundidade de soldagem maior será a quantidade de hidrogênio dissolvida no metal líquido. Outro fator que influencia a solubilidade do hidrogênio é temperatura. Conforme está ilustrado na figura 2.5, a solubilidade do hidrogênio no

ferro líquido a 1 atm apresenta um valor máximo de aproximadamente 50ml/100g ao redor de 2400 °C e diminui gradativamente com a redução da temperatura até o ponto de solidificação, quando então a solubilidade cai bruscamente, de 25,2 para 7,8 ml/100g (Lancaster, 1993).

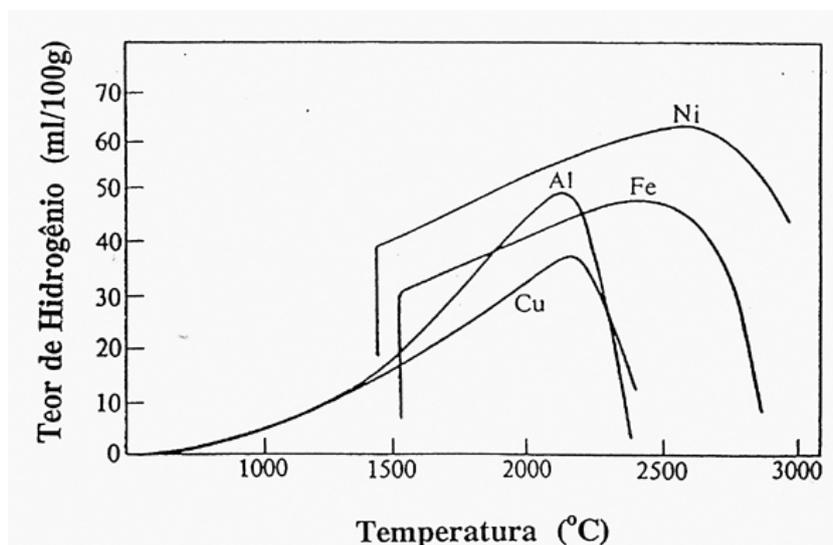


Fig. 2:5 - Solubilidade do hidrogênio em vários metais em função da temperatura (Lancaster, 1993).

O hidrogênio absorvido que não conseguir escapar do líquido durante a solidificação ficará no metal de solda dissolvido, na forma atômica, ou retido nos poros e nas interfaces inclusões-matriz, sob a forma molecular. Grande parte do hidrogênio atômico sendo capaz de se difundir no sólido com grande mobilidade, escapa do metal de solda enquanto alguma quantidade pode, eventualmente, alcançar regiões susceptíveis causando fragilidade local. O hidrogênio sob esta forma é chamado de hidrogênio difusível e é medido por meio de testes padronizados (AWS, 1993). Dois tipos de problemas podem, portanto, ser previstos como decorrentes da absorção de hidrogênio durante a soldagem molhada de aços: porosidade e fissuração induzida pelo hidrogênio.

O efeito da pressão de água (profundidade de soldagem) sobre a quantidade de poros em cordões sobre chapa depositados por solda molhada está apresentado nas figuras 2.6a (Ando e Asahina, 1983) e 6b (Suga e Hasui, 1986). Tanto Ando e Asahina (1983) quanto Suga e Hasui (1986) determinaram que o hidrogênio é o principal gás contido nos poros (96,3 a 99,9% em volume). Observa-se na figura 2.6b que a porosidade começa a se manifestar mais intensamente a partir de 0,5kgf/mm² (ou 5 m de profundidade) e aumenta continuamente com a pressão. A ocorrência de porosidade também é dependente do tipo de eletrodo empregado: a figura 2.6a mostra que o eletrodo de baixo hidrogênio (D4326) é o mais susceptível apresentando

significativa redução da densidade do metal depositado já a 0,3 m de profundidade. Os demais são rútilicos ou ácidos

Além do aumento da porosidade, a morfologia dos poros também varia com a profundidade. Suga e Hasui (1986) observaram que até 3 kgf/mm² os poros tendem a se localizar próximos à linha de fusão e são aproximadamente esféricos. Acima desta pressão os poros tomam-se mais alongados e passam a se localizar mais próximos à superfície do cordão.

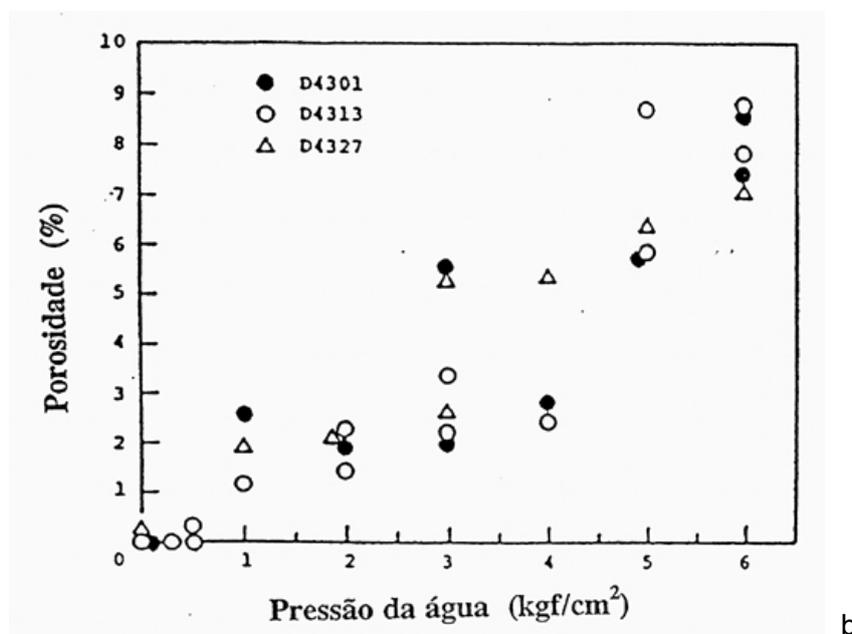
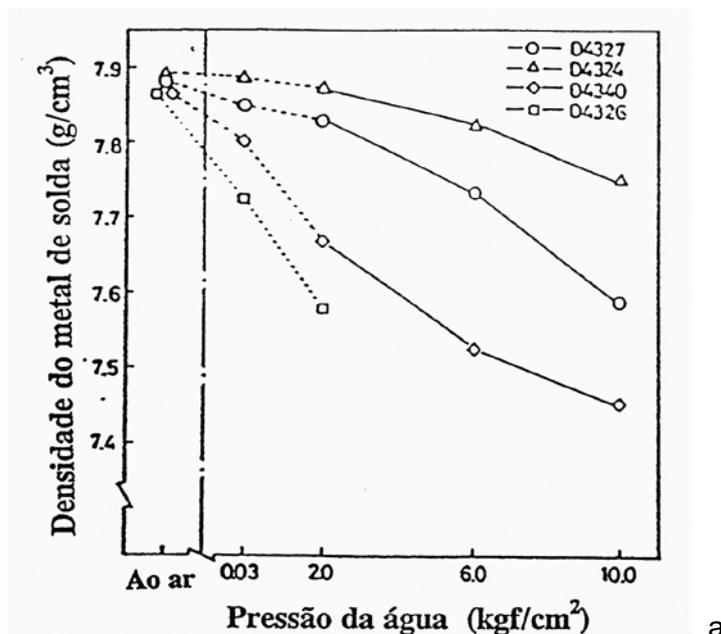


Fig. 2.6 – Efeitos da pressão de soldagem na porosidade de metais de solda molhada. a) Porosidade medida como densidade da solda (Ando e Asahina, 1983). b) Porosidade medida em porcentagem volumétrica (Suga e Hasui, 1983). Eletrodos rútilicos.

Um outro problema associado com a absorção de hidrogênio na soldagem molhada é a fissuração induzida pelo hidrogênio. Os fatores responsáveis por este tipo de problema são: a presença de uma microestrutura susceptível (martensita, por exemplo), a quantidade de hidrogênio difusível no metal depositado, o nível de tensões trativas atuantes na região e temperaturas abaixo de cerca de 200 °C (Yurioka e Suzuki, 1990). No caso da soldagem submarina molhada a água tem um outro papel importante na geração de trincas. Além de ser a principal fonte de hidrogênio a água refrigera rapidamente a junta soldada podendo causar o aparecimento de regiões martensíticas na zona afetada pelo calor (ZAC). Estes dois fatores aliados, concorrem para a elevada susceptibilidade das juntas de solda molhada a apresentarem problemas de trincamento pelo hidrogênio.

Segundo diversos pesquisadores (Stalker, 1977, Nóbrega, 1981 e Gooch, 1983) o teor de hidrogênio difusível depositado por solda molhada varia como tipo de revestimento do eletrodo. Os resultados obtidos por Gooch (1983) estão demonstrados na figura 2.7 onde se pode notar que os eletrodos do tipo oxidante são os que depositam soldas com as menores quantidades de hidrogênio difusível e total. Estes eletrodos, devido aos seus teores de hidrogênio difusível mais baixos, são capazes de depositar cordões isentos de trincas induzidas por hidrogênio, mesmo em aços com carbono equivalente acima de 0,4% em peso (Stalker, 1977, Nóbrega, 1981 e Gooch, 1983).

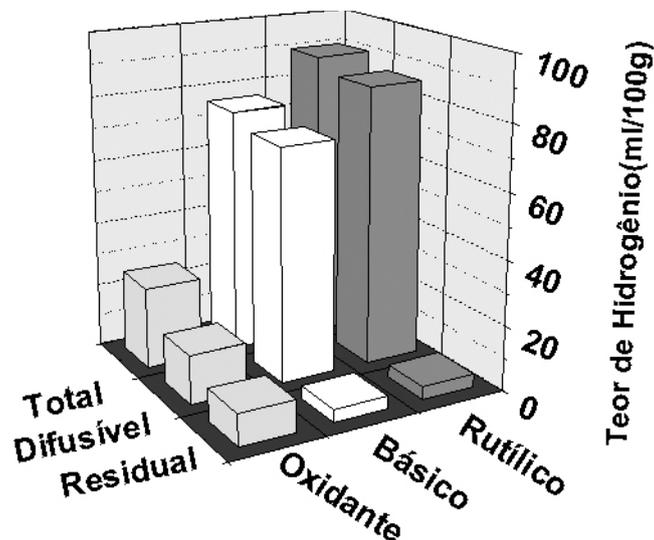


Fig. 2.7 - Teores de hidrogênio total, difusível ou residual de soldas produzidas por eletrodos com revestimentos básicos, rútilicos ou oxidantes (Gooch, 1983).

O hidrogênio residual, o qual fica retido principalmente nas interfaces matriz-inclusões, é mais elevado nas soldas depositadas pelos eletrodos oxidantes (fig. 2.7).

Este resultado está relacionado com o fato das soldas com eletrodos oxidantes possuírem maior teor de inclusões (maior teor de oxigênio), tendo portanto, maior capacidade de reter hidrogênio. Como a quantidade de inclusões de óxidos atinge um valor de saturação (fig. 2.4) é razoável se esperar que o hidrogênio residual também atinja um valor limite. De fato, foi verificado experimentalmente que o teor de hidrogênio residual aumenta com o oxigênio do metal de solda atingindo um patamar por volta de 5 ml/100g para teores de oxigênio de cerca de 0,22% em peso (pope, 1995).

A razão pela qual os eletrodos oxidantes depositam soldas com níveis de hidrogênio difusível mais baixos não é perfeitamente compreendida. Stalker (1977) e Gooch (1983) acreditam que o maior número de inclusões nos depósitos oxidantes, atuando como "armadilhas" para o hidrogênio, seria um dos motivos. No entanto, este mecanismo não explica o teor mais baixo de hidrogênio total nos cordões oxidantes em relação aos rutilicos e básicos. Este fato só pode ser explicado por algum mecanismo capaz de reduzir a quantidade de hidrogênio absorvido pelo metal, desde o momento em que ele funde, na ponta do eletrodo, até o instante de sua solidificação, no cordão de solda.

Um dos mecanismos possíveis para explicar o teor de hidrogênio mais baixo dos cordões de eletrodos oxidantes baseia-se no fato de que a hematita (Fe_2O_3), sendo termodinamicamente menos estável do que a água, se decompõe no arco elétrico em FeO e/ou Fe_3O_4 liberando oxigênio. O aumento da pressão parcial de oxigênio devido à essa reação atuaria no sentido de reduzir a atividade do hidrogênio no arco, seja pela sua diluição e/ou pela sua recombinação com oxigênio para formar água.

Quanto ao efeito da pressão no hidrogênio difusível do metal de solda Ando e Asahina (1983) demonstraram que, ao contrário do que ocorre com a porosidade, o seu teor diminui com o aumento da pressão). Não foi dada uma explicação para este comportamento, entretanto é interessante observar que, conforme visto anteriormente, o efeito da profundidade no teor de oxigênio da solda (fig 2.2a) é semelhante ao da adição de hematita ao revestimento (fig. 2.3). Assim, pode-se argumentar que à medida que a profundidade de soldagem aumenta o eletrodo adquire um caráter mais oxidante depositando, conseqüentemente, cordões com menor hidrogênio difusível.

Em resumo, a decomposição da água nos processos de soldagem molhada gerando hidrogênio no arco elétrico é responsável pelos seguintes problemas:

- aumento da porosidade do metal de solda com o aumento da profundidade de soldagem;

- ocorrência de trincas induzidas pelo hidrogênio na ZAC e no metal de solda;

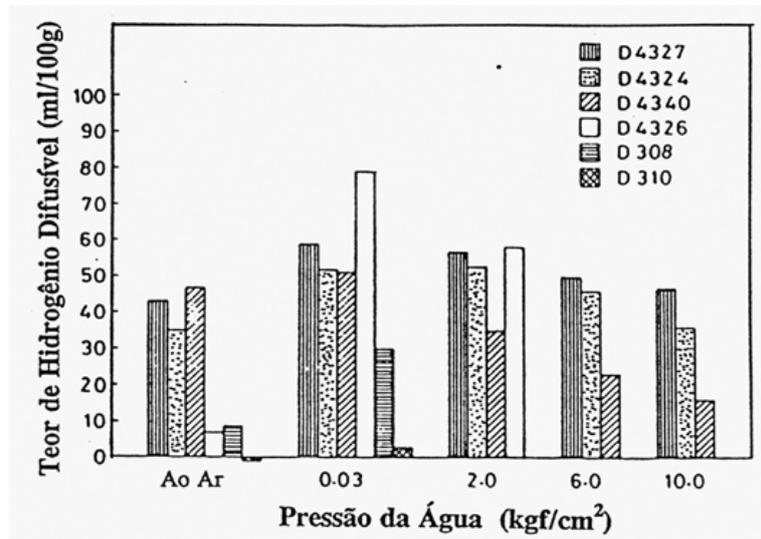


Fig. 2.8 – Variação dos teores de hidrogênio difusível em função da pressão da água (Ando e Asahina, 1983). D4327: oxidante, D4324: rutilico, D4340: ilmenítico, 4326: básico, D308 e D310: inox austeníticos.

2.3 - PROBLEMAS PRODUZIDOS PELA SOLDAGEM SUBMARINA MOLHADA

As propriedades mecânicas e o comportamento em serviço de juntas soldadas, em geral, estão relacionados com a presença de descontinuidades físicas (trincas, poros, etc.) e com determinadas características metalúrgicas (microestrutura e composição química) do metal de solda e da ZAC. Fundamentalmente, as descontinuidades atuam reduzindo a seção resistente e/ou como concentradores de tensões. Microestrutura e composição química de metais de solda estão interrelacionadas e são fortemente afetadas pelas variáveis do processo de soldagem. Os efeitos destas variáveis metalúrgicas sobre as propriedades mecânicas das soldas podem ser, no caso de juntas soldadas, bastante complexos e serão analisados neste trabalho apenas de maneira superficial.

Como já foi mencionado, a água tem efeitos importantes na qualidade das juntas produzidas por soldagem molhada. A ação do meio aquoso na degradação das propriedades mecânicas destas soldas está demonstrada na figura 2.9. Pode-se dizer, portanto, que os principais problemas encontrados na soldagem submarina molhada são: fissuração pelo hidrogênio na ZAC, fissuração pelo hidrogênio no metal de solda, porosidade e perda de propriedades mecânicas devido a alterações químicas e metalúrgicas.

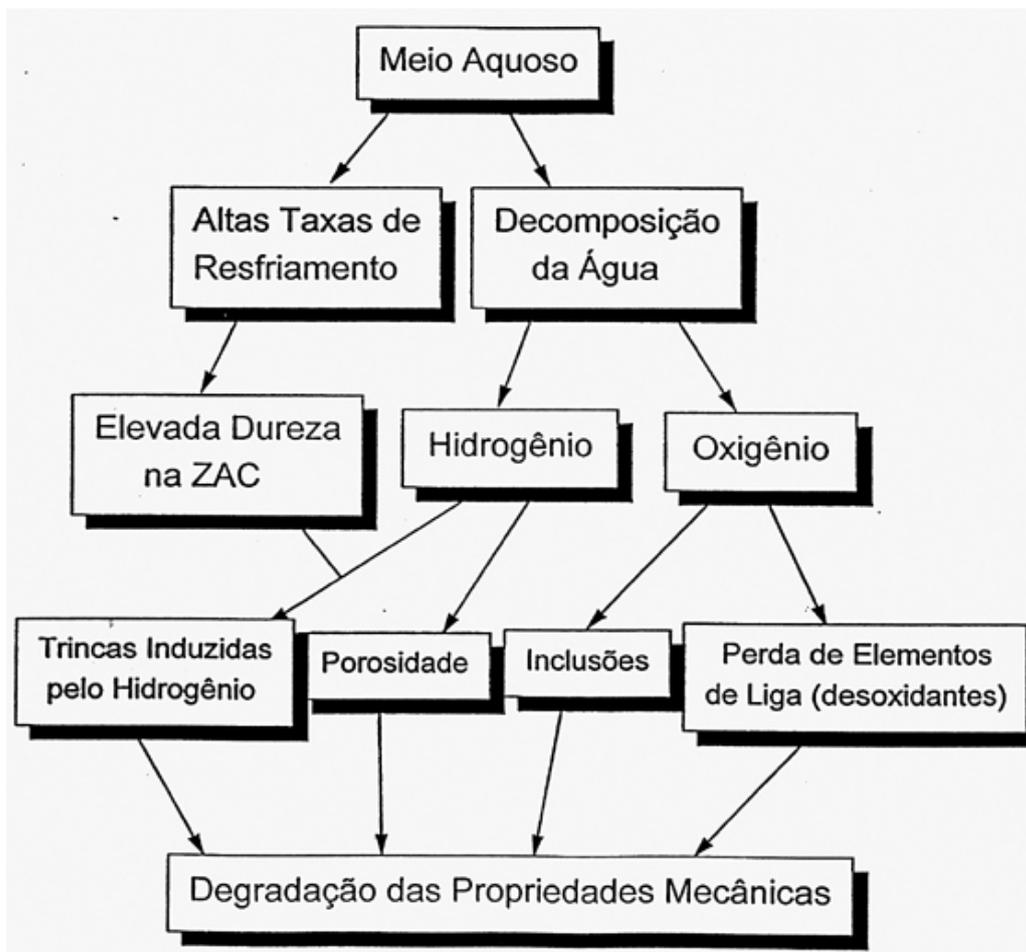


Fig. 2.9 – Efeitos do meio aquoso na degradação das propriedades mecânicas das soldas submarinas molhadas (Pope, 1995).

2.3.1- Fissuração Induzida pelo Hidrogênio na ZAC

As condições necessárias para a ocorrência de trincas induzidas pelo hidrogênio são (Yurioka e Suzuki, 1990):

- concentração de hidrogênio difusível acima de um nível crítico;
- microestrutura susceptível;
- existência de tensões trativas;
- temperaturas abaixo de cerca de 200 °C

De modo a evitar o problema de fissuração pelo hidrogênio os efeitos de pelo menos uma destas condições têm que ser eliminados ou reduzidos. A dificuldade na soldagem submarina molhada está no fato de que estas condições são facilmente satisfeitas e de difícil controle. Elas são, em princípio, afetadas por fatores inerentes aos materiais (composição química, espessura da junta, tipo do revestimento do

eletrodo e sua espessura), ao processo de soldagem (aporte térmico) e ao meio circundante (profundidade de soldagem, temperatura).

Para poder definir soluções para o problema é necessário compreender como os diversos fatores mencionados acima se correlacionam com as condições de fissuração.

2.3.1.1 - Hidrogênio Difusível

A principal fonte de hidrogênio na soldagem molhada é a água. No entanto, a quantidade deste elemento nas soldas molhadas, com eletrodos ferríticos, pode variar de 8 até cerca de 100ml/100g de metal depositado. O valor mais oxidante (Nóbrega, 1981), enquanto que teores associados aos eletrodos rúflicos (Gooch, 1983; Pope, 1995).; Os teores dos depósitos de solda de eletrodos oxidantes, por razões não perfeitamente compreendidas, variam entre 8 e 40 ml/100g.

Para uma determinada composição de eletrodo rúflio com alma de 4 mm, Hoffmeister e Küster (1983) verificaram que o teor de hidrogênio difusível aumenta quando a espessura do revestimento aumenta (o diâmetro do eletrodo variou de 7 para 10 mm). O resultado foi atribuído ao aumento da profundidade do cone que se forma na ponta do eletrodo devido às diferentes características de fusão da alma e do revestimento. Um eletrodo com cone mais profundo produz um arco de comprimento maior (fato que foi verificado pelo aumento da tensão de soldagem) dando mais tempo para a absorção de hidrogênio.

Hoffmeister e Küster (1983) também verificaram que o aumento da energia de soldagem propicia um ligeiro decréscimo do hidrogênio difusível. Este efeito, entretanto, tem pouco valor prático, pois a possibilidade de se variar o aporte de calor, na soldagem molhada, é reduzida.

2.3.1.2 - Microestrutura Susceptível

Estruturas martensíticas com elevada dureza são as mais propensas à fissuração pelo hidrogênio (Coe, 1973). Como a microestrutura dos aços depende da composição química, temperabilidade e velocidade de resfriamento os problemas com trincas de hidrogênio podem ser controlados por meio da escolha do metal-base, quando possível, e das variáveis de soldagem as quais, por sua vez, controlam a velocidade de resfriamento (ou, o que é mais usual referenciar: o tempo de resfriamento entre 800 e 500 °C $-\Delta t_{8-5}$) da junta.

Embora não haja dúvidas sobre a existência de um teor de carbono equivalente (CE) limite, abaixo do qual a soldagem molhada não geraria trincas a frio, o valor de 0,40% em peso normalmente mencionado na literatura (Grubbs e Seth, 1977) deve ser utilizado com cautela. Isto porque a composição química não é a única variável que controla o fenômeno de trincamento. O grau de restrição e a geometria da junta, que influenciam o nível de tensões local, juntamente com a concentração de hidrogênio difusível, como já foi visto, também têm influência. Assim, um teor limite de CE só tem sentido quando relacionado com o nível de tensões local e com o tipo de consumível. Por exemplo, eletrodos revestidos oxidantes são capazes de produzir depósitos sobre chapas sem trincas em aços com CE = 0,48% em peso (Nóbrega, 1981). Por outro lado, utilizando processo de solda com eletrodo tubular rutilo-básico, Andrade (1995) verificou trincas na ZAC de depósitos sobre chapa de um aço com CE = 0,375% em peso.

O tempo de resfriamento Δt_{8-5} , que na soldagem ao ar, pode ser manipulado com facilidade através da combinação dos parâmetros de soldagem, é de difícil controle na soldagem molhada. Hasui e Suga (1980) pesquisaram os efeitos da energia de soldagem, espessura do metal-base, pressão e temperatura da água na taxas de resfriamento medidas na linha de fusão de soldas molhadas depositadas por diferentes eletrodos revestidos na posição plana. Nas figuras de 2.10 a 2.13 apresentam-se os resultados desta pesquisa.

De todos os efeitos estudados o da energia de soldagem sobre Δt_{8-5} é, sem dúvida, o mais significativo e, mesmo assim, limitado. Como pode ser observado na figura 2.10, Δt_{8-5} varia de 2 a 6 s quando a energia de soldagem é aumentada de 1 para 3,5 kJ/mm. No entanto, essa faixa de variação só pode ser coberta com o uso de eletrodos de diâmetros maiores (5 e 6 mm), o que nem sempre é possível na prática da soldagem molhada. Na figura 2.10 apresenta-se urna pequena alteração em Δt_{8-5} , de 2 para 3 s, com variações de aporte de calor na faixa de 1,0 a 1,5 kJ/mm para soldas com eletrodos de 4 mm.

A variação da espessura da chapa só é importante para chapas com menos de 13 mm. A partir daí, conforme indicado na figura 2.11, Δt_{8-5} fica constante. Finalmente, nas figuras 2.12 e 2.13 demonstra-se que a temperatura e a pressão da água praticamente não têm influência no tempo de resfriamento.

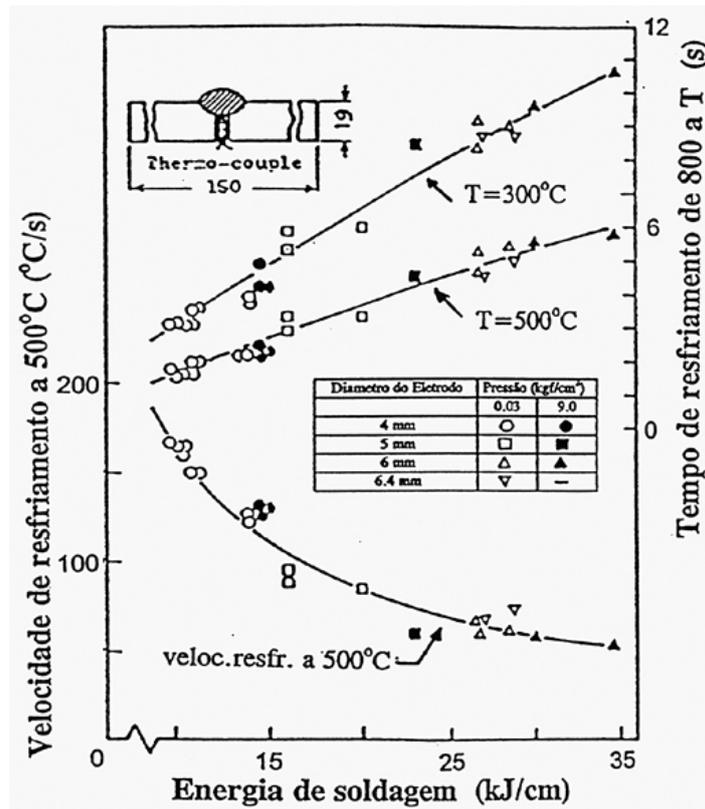


Fig.2.10 - Efeito da energia de soldagem no resfriamento de pontos próximos à linha de fusão de soldas submarinas molhadas (Hasui e Suga, 1980).

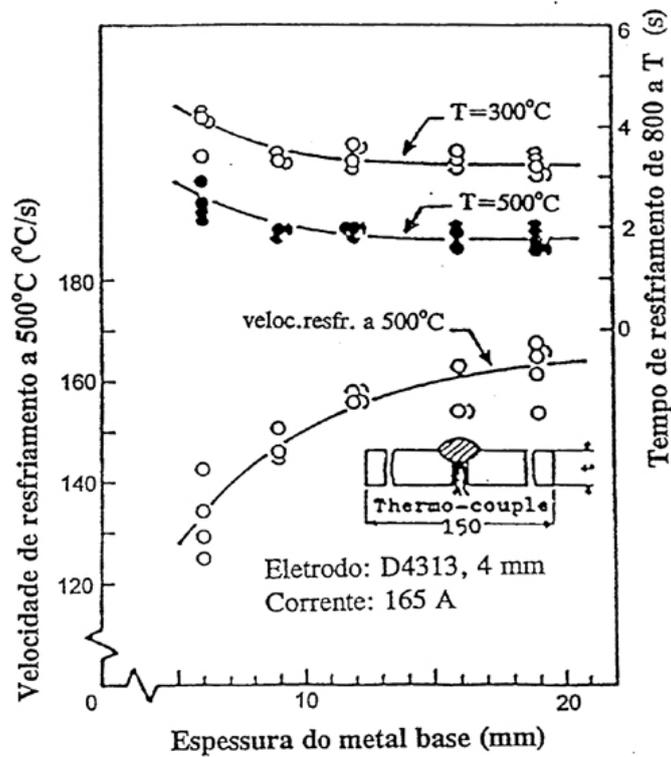


Fig. 2.11 – Efeito da espessura do metal de base no resfriamento de pontos próximos à linha de fusão de soldas submarinas molhadas (Hasui e Suga, 1980).

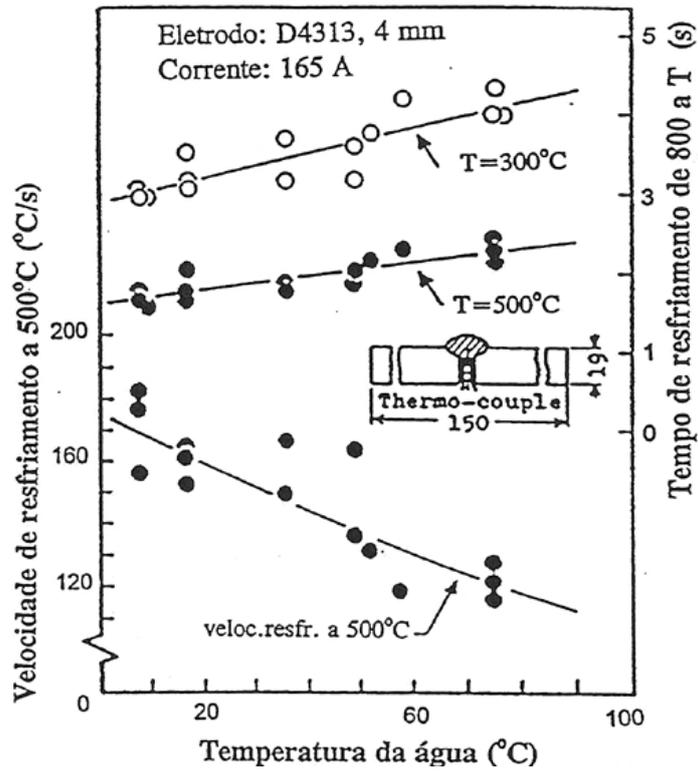


Fig. 2.12 - Efeito da temperatura da água no resfriamento de pontos próximos à linha de fusão de soldas submarinas molhadas (Hasui e Suga, 1980).

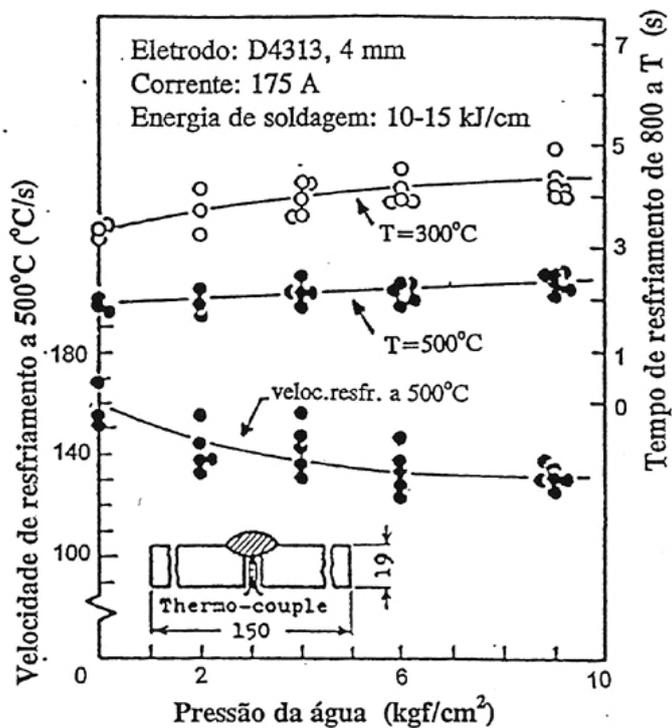


Fig. 2.13 - Efeito da pressão da soldagem no resfriamento de pontos próximos à linha de fusão de soldas submarinas molhadas (Hasui e Suga, 1980).

2.3.1.3 - Nível de Tensões Local

As margens, raiz e descontinuidades como mordeduras e inclusões em um cordão de solda são concentradores das tensões geradas pela contração térmica durante o seu resfriamento. Conseqüentemente, estas regiões são mais propensas a desenvolver trincas induzidas por hidrogênio. Outros fatores que também têm influência são o tamanho e a geometria da solda, o grau de restrição externo e os limites de resistência do metal de solda e do metal-base.

Yurioka e Suzuki (1990) relataram que, dependendo da geometria do chanfro, o fator de concentração de tensões pode chegar a 6,9, como no caso de chanfros em K. Neste aspecto, portanto, o depósito sobre chapa é a geometria mais tolerante à fissuração pelo hidrogênio. Por este motivo a técnica de “amanteigamento” é extensivamente empregada em aços de difícil soldabilidade.

Metais de solda com limites de escoamento mais baixos do que o metal-base induzem menos deformação na ZAC reduzindo a propensão a trincas à frio. Na figura 2.14 (Liu, Pope e Daemen, 1995), preparada com dados obtidos por Nóbrega (1981), mostra-se que a utilização de metais de solda com alta dureza não é aconselhável em solda submarina molhada pois, mesmo para condições de hidrogênio difusível mais baixo, foram observadas trincas em depósitos sobre chapa. Os melhores resultados foram obtidos com a combinação de menores dureza e hidrogênio, condições usualmente satisfeitas pelos eletrodos oxidantes.

2.3.1.4 - Temperatura

De um modo geral, o uso da temperatura para controlar o problema de fissuração pelo hidrogênio na ZAC pode ser feito de duas maneiras: em preaquecimento ou pós-aquecimento. O primeiro recurso é utilizado para controlar a velocidade de resfriamento da solda e influencia tanto a dureza da ZAC quanto o nível de hidrogênio difusível da solda. O pós-aquecimento só é efetivo se aplicado logo após a soldagem, num tempo inferior ao de incubação da trinca, e é mais utilizado visando à remoção de hidrogênio. O controle da dureza mediante pós-aquecimento pode ser feito, entretanto, pode requerer temperaturas muito elevadas.

No caso da soldagem submarina molhada, devido ao contato direto da água com a parte a ser soldada, o uso do preaquecimento é praticamente inviável. O pós-aquecimento *in situ* foi pesquisado experimentalmente e demonstrou ser efetivo tanto na redução da dureza quanto no teor de hidrogênio difusível do metal depositado

(Szelagowski, Ibarra, Ohliger e dos Santos, 1992). A maior limitação do processo é a baixa velocidade de deslocamento da tocha de aquecimento (1,3 a 4,0 cm/min).

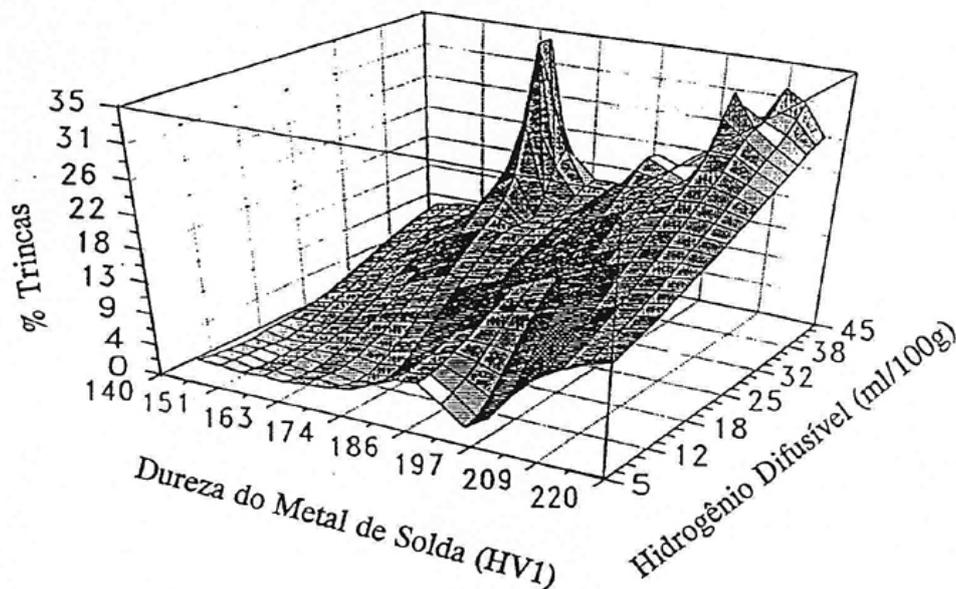


Fig. 2.14 - Influência da dureza do metal de solda e do hidrogênio difusível na quantidade de trincas observadas em ZACs de soldas molhadas com durezas entre 407 e 467 HVI (Liu, Pope e Daenien, 1995)

2.3.2 - Fissuração Induzida pelo Hidrogênio no Metal de Solda

Os mesmos fatores que afetam a fissuração na ZAC também controlam a ocorrência de trincas no metal de solda mas, a microestrutura e a composição química, neste caso, têm um papel ainda mais importante. O fenômeno de trincamento no metal de solda ocorre com maior probabilidade quando a temperabilidade do depósito é mais elevada do que a do metal-base. Nesta situação, a transformação da austenita ocorre primeiro na ZAC e a menor solubilidade do hidrogênio na ferrita impede que este elemento deixe o metal de solda (ainda austenítico neste momento). Quando, finalmente, a austenita do metal de solda se transforma, e provavelmente o fará formando martensita ou bainita, a concentração de hidrogênio local é elevada propiciando as condições necessárias para o aparecimento de trincas.

A fissuração pelo hidrogênio no metal de solda ocorre sob a ação das tensões longitudinais de soldagem, conseqüentemente, as trincas tendem a ser perpendiculares à direção de soldagem, sendo dificilmente detectadas, observando-se uma seção transversal da junta. A micrografia da figura 2.15 ilustra este fenômeno, ocorrido em uma solda molhada executada com eletrodo rutilico a 0,5 m de

profundidade. O metal de solda neste caso possuía um carbono equivalente de 0,19% em peso (0,12% de carbono e 0,44% de manganês).



Fig. 2.15 - Micrografia de uma seção longitudinal de solda molhada depositada por eletrodo rutílico a 0,5 m de profundidade. Observe-se a orientação das trincas, perpendiculares à direção de soldagem. Ataque: nital 2%. Aumento: 50x. (Liu, Pope e Daemen, 1995).

2.3.3 - Porosidade

O efeito da porosidade nas propriedades mecânicas de metais de solda foi pouco estudado ou divulgado na literatura. Um dos motivos para isso está relacionado com o fato de que as discontinuidades volumétricas, apesar de serem menos severas do que as planares (trincas, falta de fusão), podem mascarar a presença de defeitos mais graves se ocorrerem em grandes quantidades. Como elas são facilmente detectadas, e os fatores geradores do problema são bem conhecidos, o problema pode ser corrigido de forma eficaz e a ocorrência de poros em soldas atmosféricas acaba ficando limitada a pequenas quantidades, situação em que a influência nas propriedades mecânicas é desprezível (Boulton, 1977). Esta situação não ocorre no caso de soldas submarinas molhadas ou aços sinterizados, onde quantidades significativas de poros (acima de 2% em volume) devem ser consideradas como inerentes ao próprio processo de produção.

A influência da porosidade na resistência mecânica de metais de solda molhada foi notada por Szlagowski *et al* (1989) que verificaram que soldas

depositadas a profundidades maiores, e portanto mais porosas, eram menos resistentes do que aquelas feitas em profundidades menores. Não existe, entretanto, um estudo correlacionando, quantitativamente, as diversas propriedades mecânicas com o nível de porosidade do metal de solda. Uma das dificuldades para a realização de estudos sobre este tema é o elevado custo da pesquisa em soldagem submarina.

Pesquisas realizadas com materiais sinterizados, por outro lado, geraram informações que propiciaram uma melhor compreensão dos mecanismos de falha de metais porosos e permitem prever o comportamento mecânico destes materiais em função dos seus níveis de porosidade. Alguns destes resultados estão apresentados nas figuras 2.16a a 2.16f que ilustram claramente o efeito nocivo da porosidade nas propriedades mecânicas de material sinterizado, produzido a partir de ferro atomizado contendo 0,01% de C e 0,07% de O (Danninger *et al.*, 1993). Nas figuras também demonstram-se que algumas propriedades são mais afetadas pela porosidade do que outras. É o caso, por exemplo, da resistência ao impacto (fig. 2.16d) que decresce mais rapidamente com o aumento da porcentagem de poros do que a resistência mecânica (fig. 2.16a).

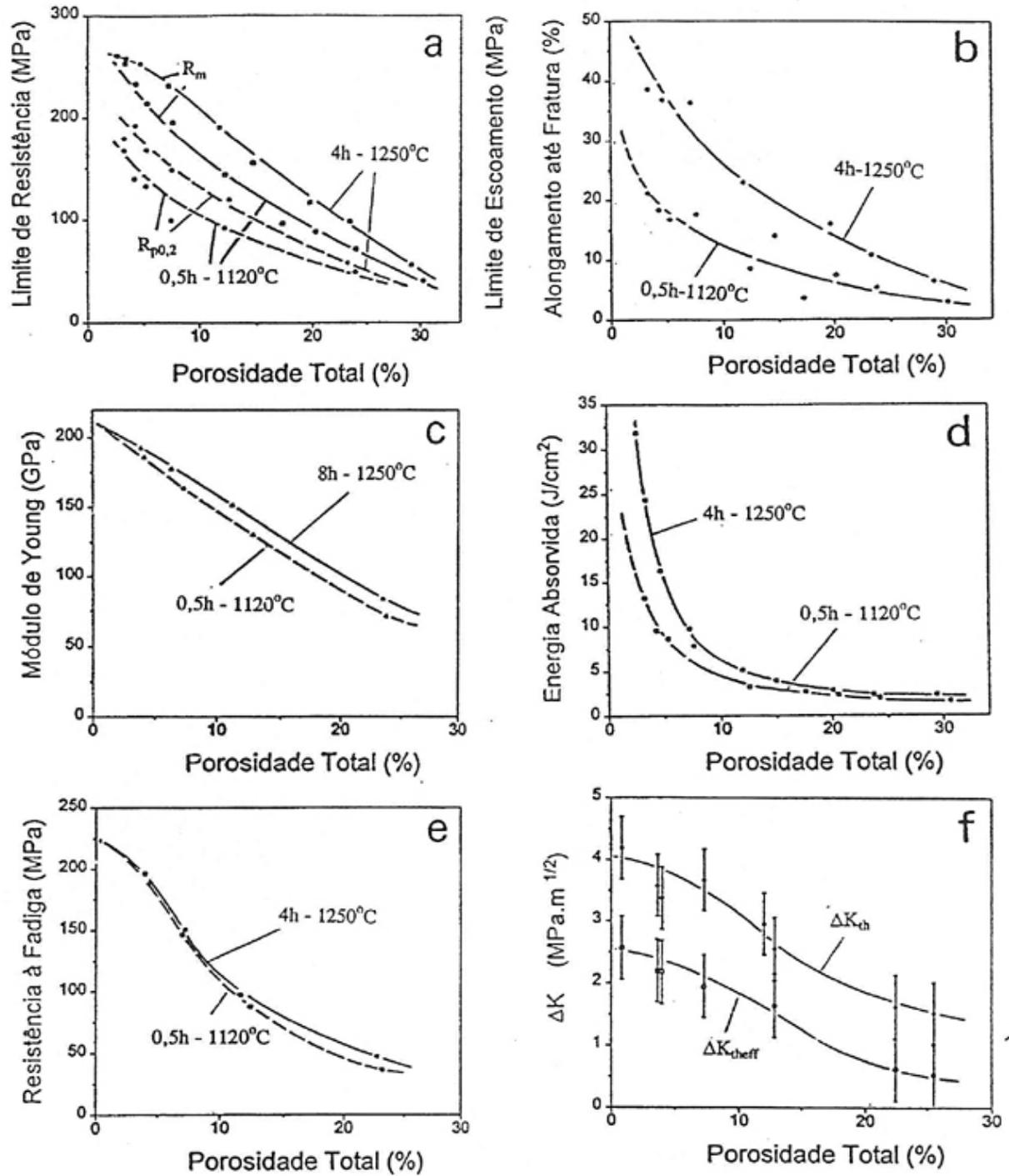


Fig. 2.16 - Propriedades mecânicas em função da porosidade total de ferro sinterizado com diferentes tratamentos. a) resistência mecânica, b) alongamento, c) módulo de Young, d) resistência ao impacto, e) limite de resistência à fadiga, e f) fator limiar de intensificação de tensões (Danninger et al., 1993).

REFERÊNCIAS

- American Welding Society. 1993. Standard methods for determination of the diffusible hydrogen content of martensitic, bainitic, and ferritic steel weld metal produced by arc welding. ANSI/AWS A4.3-93. Miami, FL.
- Ando, S. and T. Asahina. 1983. A study on the metallurgical properties of steel welds with underwater gravity welding. Underwater Welding, IIW Conference. Trondheim : Pergamon Press : 255-261 (June).
- Barnby, J. T., D. C. Ghosh, and K. Dinsdale. 1973. The fracture resistance of a range of sintered steels. Powder Metallurgy. 16 (31) : 55-71.
- Cahn, J. W. and R. J. Charles. 1965. The initial stages of phase separation in glasses. Physics and Chemistry of Glasses. 6 : 181-191 (Oct.).
- Danninger, H., G. Jangg, B. Weiss, and R. Stickler. 1993a. Microstructure and mechanical properties of sintered iron. Part I: Basic considerations and review of literature. Powder Metallurgy International 25 (3) : 111-117.
- Danninger, H. , G. Jangg, B. Weiss, and R. Stickler. 1993b. Microstructure and mechanical properties of sintered iron. Part II: Experimental study. Powder Metallurgy International 25 (4) : 170-173.
- Danninger, H., G. Jangg, B. Weiss, and R. Stickler. 1993c. Microstructure and mechanical properties of sintered iron. Part II: Experimental study (cont.). Powder Metallurgy International 25 (5) : 219-223.
- Distin, P. A. and S. G. Whiteway. 1970. Kinetics of vaporization and oxidation of liquid iron levitated in flowing helium-oxygen. Can. Metall. Quart. 9 (2) : 419-426.
- Fleck, N. A., and R. A. Smith. 1981a. Effect of density on tensile strength, fracture toughness, and fatigue crack propagation behavior of sintered steels. Powder Metallurgy. : 121-125.
- Fleck, N. A., and R. A. Smith. 1981b. Use of simple models to estimate effect of density on fracture behavior of sintered steels. Powder Metallurgy. : 126-130.
- Gooch, T. G. 1983a. Properties of underwater welds. Part 1. Procedural trials. Metal Construction : 164-167 (March).
- Gooch, T. G. 1983b. Properties of underwater welds. Part 2. Mechanical properties. Metal Construction : 206-216 (April).
- Grubbs, C. E. and O. W. Seth. 1977. Underwater wet welding with manual arc electrodes". In: Underwater Welding for Offshore Installations. Cambridge, England : The Welding Institute : 17-33.
- Hasui, A. and Y. Suga. 1980. On Cooling of Underwater Welds. Trans. of the Japan Welding Society 11 (1) (April).

- Hoffmeister, H. and K. Küster. 1983. Process variables and properties of underwater wet shielded metal arc laboratory welds. *Underwater welding, IIW Conference*. Trondheim : Pergamon Press : 115-120 (June).
- Ibarra, S., C. E. Grubbs, and D. L. Olson. 1987. The Nature of Reactions in Underwater Welding. . *19th Annual Offshore Technology Conference Paper OTC 5388*. Houston, Texas : 277-281 (April).
- Kluken, A. O. and O. Grong. 1989. Mechanisms of inclusion formation in Al-Ti-Si-Mn deoxidized steel weld metals. *Metallurgical Transactions*. 20A : 1335-1349 (Aug.).
- Kozakevitch, P. and G. Urbain. 1963. Influence de certains éléments dissous sur la vitesse de dissolution de l'azote dans le fer liquide. *Mém. Scient.Rev. Métallurg.* 60 (2) : 143-156.
- Kuwana, T. and Y. Sato. 1986. Oxygen absorption and oxide inclusion of iron weld metal during arc welding. *IIW Doc. IX - 1392 - 86* (April).
- Kuwana, T. and Y. Sato. 1990. Effect of manganese on oxygen absorption by steel weld metal during arc welding. *IIW Doc. IX-1593-90* (July).
- Lancaster, J. F. 1993. *Metallurgy of welding*. 5th ed. London : Chapman & Hall.
- Massalski, T. B., ed. 1990. *Binary alloy phase diagrams*. Materials Park, Ohio : ASM International .
- Matlock, D. K., G. R. Edwards, D. L. Olson, and S. Ibarra. 1983. An evaluation of the fatigue behavior in surface, habitat, and underwater wet welds. *Underwater Welding, IIW Conference*. Trondheim : Pergamon Press : 303-310 (June).
- Nóbrega, A. F. 1981. *Study of underwater welding with covered electrodes*. MSc Thesis; Federal University of Rio de Janeiro, Brazil (in Portuguese).
- Pope, A. M., J. C. G. Teixeira, V. R. dos Santos, M. P. Paes, and S. Liu. 1995. Use of nickel to improve the mechanical properties of high oxygen underwater wet welds. *Proceedings : Offshore Mechanics and Arctic Engineering Conference*.
- Rosenqvist, T. 1974. *Principles of Extractive Metallurgy*. McGraw-Hill.
- Small, W. M., R. H. Radzilowski, and R. D. Pehlke. 1973. Kinetics of solution of hydrogen in liquid iron, nickel, and copper containing dissolved oxygen and sulfur. *Met. Trans.* 4 : 2045-2050 (Sept.)
- Stalker, A. W. 1977. Welding Institute Research on Underwater Welding. In: *Underwater Welding for Offshore Installations*. The Welding Institute : 63-74.
- Suga, Y. and A. Hasui. 1986. On formation of porosity in underwater weld metal. *IIW Doc. IX - 1388 - 86* (April).
- Szelagowski, P., I. Pachniuk, and H. Stuhff. 1992. Wet welding for platform repair. *Proceedings Second International Offshore and Polar Engineering Conference*. San Francisco, CA. International Society of Offshore and Polar Engineers (ISOPE), Golden, CO. : 208-215. (June).

- Szelagowski, P., S. Ibarra, A. Ohliger and J. F. dos Santos. 1992. In-situ post-weld heat treatment of wet welds. 24th Offshore Technology Conference. Paper 6907. Houston, Texas. (May).
- Tsai, C. L. and K. Masubuchi. 1979. Mechanisms of rapid cooling in underwater welding. Applied Ocean Research. 1 (2) : 99-110.
- van Vlack, L.H. 1977. Oxide inclusions in steel. Int. Metals Reviews : 187 (Sept.).
- Yurioka, N. and H. Suzuki. 1990. Hydrogen assisted cracking in C-Mn and low alloy steel weldments. International Materials Reviews. 35 (4) : 217-249.

3. PRINCIPAIS PROCESSOS DE SOLDAGEM MOLHADA E CONSIDERAÇÕES PRÁTICAS

SOLDAGEM MOLHADA COM ELETRODOS REVESTIDOS

Largamente aplicada em águas rasas. Ainda em estágio de desenvolvimento buscando atingir qualidade estrutural plena

ARAME TUBULAR

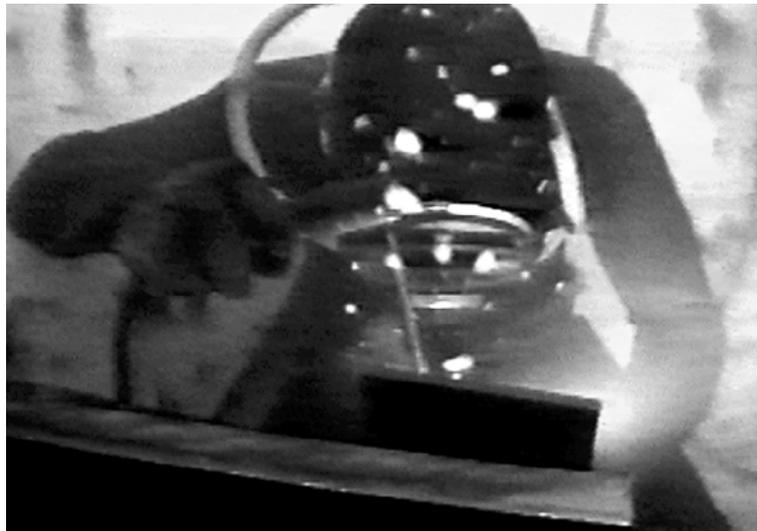
Ainda em estágio de desenvolvimento buscando atingir qualidade estrutural. Poucas aplicações de campo são conhecidas, todas em águas rasas

PROCESSO MIG/MAG

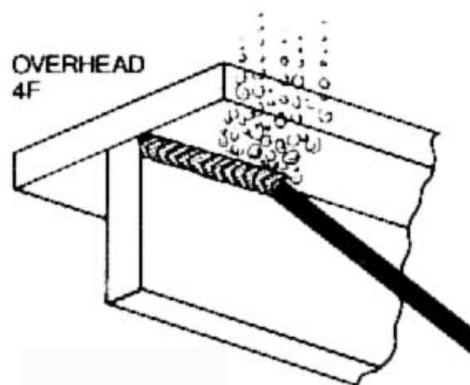
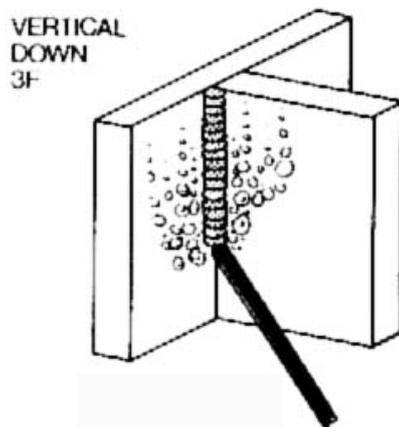
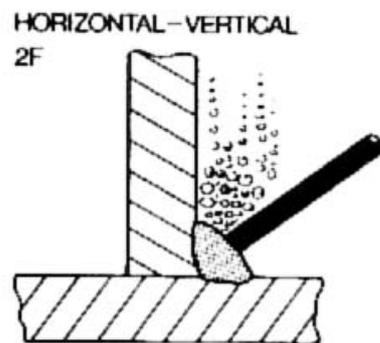
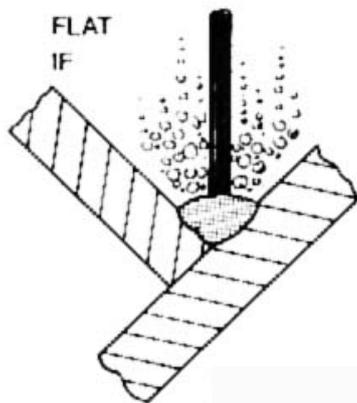
Testado apenas em laboratório. Nenhuma aplicação de campo é conhecida em virtude da pouca estabilidade do processo

SOLDAGEM POR ATRITO

Empregado na soldagem de estojos em estruturas para fixação de diversos dispositivos temporários ou permanentes. Existem equipamentos e consumíveis comercialmente disponíveis. O processo é pouco sensível ao aumento da pressão e passível de automação

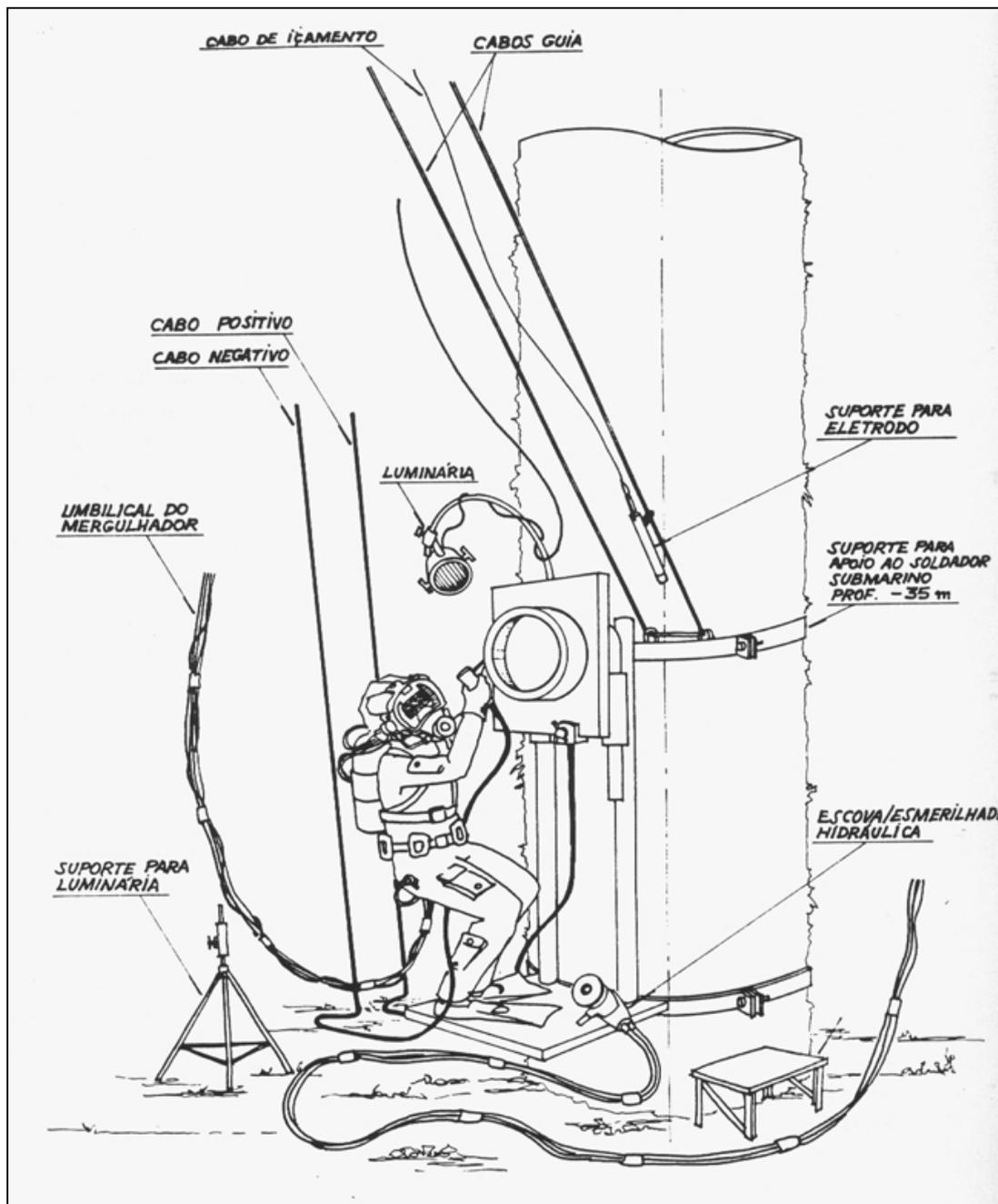


Soldagem molhada com eletrodos revestidos



Posições de soldagem molhada – evolução das bolhas gasosas

Equipamentos usualmente empregados na soldagem molhada com eletrodos revestidos



Equipamentos para soldagem molhada

Soldagem Molhada com Eletrodos Revestidos

(Alguns Requisitos e Práticas Recomendadas extraídos da norma PETROBRAS)

Preparação dos Eletrodos

a) acondicionar os eletrodos em sacos plásticos, selados, com no máximo 5 eletrodos por saco; estes devem ser selados, para evitar a penetração de água em qualquer profundidade; cada eletrodo deve ficar em compartimento isolado dos demais.

Descida dos Eletrodos

- a) os eletrodos (embalados ou não) devem ser enviados dentro de recipientes abertos, com peso suficiente para permitir a descida no menor tempo possível, reduzindo, assim a absorção de água; a descida dos eletrodos pode ser feita com cabo-guia;
- b) quando os eletrodos não forem acondicionados em sacos plásticos, os eletrodos devem ser descidos um de cada vez, segundo a solicitação do mergulhador;
- c) em qualquer caso, os eletrodos que ficarem expostos à ação direta da água por mais de 5 minutos devem ser descartados.

Técnicas de Soldagem

- a) a polaridade do porta-eletrodo deve ser negativa;
- b) evitar, sempre que possível, a posição sobrecabeça (SC), trabalhando o máximo possível na posição plana (P) ou vertical descendente (VD); dispositivos com geometria especial devem ser utilizados de modo a minimizar o comprimento na posição sobrecabeça
- c) executar a soldagem na posição vertical exclusivamente na direção descendente; a posição vertical ascendente não deve ser empregada;
- d) a técnica de soldagem deve ser a de arraste, com cordões filetados; a inclinação do eletrodo recomendada em relação à peça deve estar entre 30° a 45°;
- e) a velocidade de soldagem recomendada é 2 mm/s a 3 mm/s;
- f) utilizar preferencialmente eletrodos de 3,25 mm de diâmetro;
- g) o amanteigamento com eletrodo oxidante (hidrogênio difusível < 15 ml/100g) é recomendado sempre que o CE (carbono equivalente) do aço a ser soldado for superior a 0,40;
- h) deve ser evitada a oscilação durante a soldagem, podendo ser a mesma aceita para casos especiais constantes no procedimento de soldagem

Equipamentos e Instrumentos de Controle

Devem se utilizados, no mínimo, os seguintes:

- a) 2 máquinas de solda tipo gerador;
- b) cabos de solda testados previamente para evitar possíveis fugas de corrente;
- c) cabos de solda identificados com cores diferentes nas extremidades (tochavermelha/terra-verde);
- d) chave tipo faca para acionar circuito de soldagem;
- e) voltímetro e amperímetro analógico e se possível registradores gráficos para monitoração e registro da tensão e da corrente de soldagem;
- f) fichas contendo os principais dados do procedimento de soldagem e as variáveis de soldagem para cada cordão de solda executado (corrente, tensão, tempo e comprimento de cordão e outros)
- g) equipamentos para esmerilhamento e limpeza de solda: 2 esmerilhadeiras hidráulicas (para discos abrasivos de desbaste e corte e escovas de aço, todos de 4" de diâmetro), 2 ferramentas hidráulicas com mandril para lima rotativa e ponta montada;
- h) consumíveis para os equipamentos mencionados nas alíneas acima.

Equipamentos e Materiais de Mergulho

Além dos equipamentos previstos no item 2 do Anexo VI da norma NR-15, são essenciais os seguintes:

- a) sistema de comunicação entre o mergulhador-soldador e a equipe de superfície;
- b) sistema de aquecimento dos mergulhadores quando a temperatura de trabalho for baixa o suficiente para causar desconforto ao soldador.
- c) sistema de iluminação no local de trabalho do soldador (dentro e fora d'água);
- d) equipamento de vídeo para acompanhamento da soldagem pela superfície.

Projeto de Dispositivo de Reparo

O projeto e a construção de luvas e dispositivos auxiliares para reparos devem considerar os problemas inerentes à soldagem molhada:

- a) a geometria das luvas deve ser tal que maximize a extensão das soldas na posição plana e minimize a extensão das soldas na posição sobrecabeça;
- b) o aço para construção das luvas deve ser criteriosamente selecionado para evitar trincas de hidrogênio durante a soldagem molhada; recomenda-se carbono equivalente inferior a 0,38 % e teor de carbono inferior a 0,13 %; como alternativa recomenda-se amanteigamento a seco com eletrodos básicos, tipo AWS E7018, das superfícies das luvas sobre as quais deve haver depósito de solda molhada.

4. PRINCÍPIOS BÁSICOS DA SOLDAGEM HIPERBÁRICA

É usualmente designada por soldagem hiperbárica aquela executada em ambiente seco e pressurizado, embora a outra modalidade de soldagem subaquática, a soldagem molhada, seja também executada em condições hiperbáricas. Em função do superior nível de qualidade obtido pela soldagem hiperbárica, somente esta técnica tem sido desenvolvida visando a aplicações na soldagem em águas profundas.

A princípio, os principais processos de soldagem ao arco elétrico podem ser utilizados em condições hiperbáricas, entretanto, a sensibilidade de cada um ao aumento da pressão é diferenciada. Os processos que envolvem formação de escória são os mais sujeitos a problemas de ordem metalúrgica e à redução de propriedades mecânicas, resultado de alterações na composição química do metal depositado. Nesta categoria estão o processo eletrodo revestido (ER) e arame tubular. Por outro lado, os processos com proteção exclusivamente gasosa TIG e MIG/MAG têm como limitação a baixa taxa de deposição e a dificuldade de controlar a transferência metálica, respectivamente. A conclusão é que, em maior ou menor grau, todos os processos de soldagem ao arco elétrico necessitam de adaptações para as condições hiperbáricas.

PROCESSO ELETRODO REVESTIDO

Facilmente adaptável para soldagem hiperbárica em águas rasas, onde, pela sua simplicidade o processo eletrodo revestido (ER) é empregado, a presença acentuada de compostos estabilizadores do arco, no revestimento dos eletrodos, permite que a tensão do arco seja pouco influenciada pela pressão. Entretanto, com o aumento da pressão as flutuações de tensão são mais pronunciadas em virtude do aumento da frequência de destacamento de gotas e do aumento da resistência de campo elétrico da coluna do arco. Do ponto de vista metalúrgico este processo apresenta sérias restrições. A decomposição de carbonatos presentes no revestimento produz CO e CO₂, que interagem no sentido de favorecer a produção de carbono, resultando em maior concentração deste elemento no metal de solda [30], o que aumenta a temperabilidade e reduz a tenacidade. Desta forma, diferentes formulações de revestimentos de eletrodos são necessárias para ajustar a composição química do metal de solda à medida que a profundidade aumenta.

Além das limitações apresentadas acima e da possibilidade de absorção de hidrogênio pelo metal de solda como consequência da elevada umidade relativa no

interior da câmara hiperbárica, o processo ER tem sofrido restrições para aplicações em águas profundas devido à sua reduzida possibilidade de automação.

PROCESSO TIG

A influência da pressão sobre o arco elétrico no processo TIG tem sido estudada por alguns pesquisadores. O acréscimo da pressão aumenta a penetração, a luminosidade, a constrição e a energia do arco. Ocasiona, ainda, dificuldade na abertura, notadamente por alta frequência, e a instabilidade do arco durante a soldagem. O problema mais grave provocado pela pressão elevada é a instabilidade do arco, por interferir diretamente na operacionalidade do processo tanto em soldagem manual quanto automatizada.

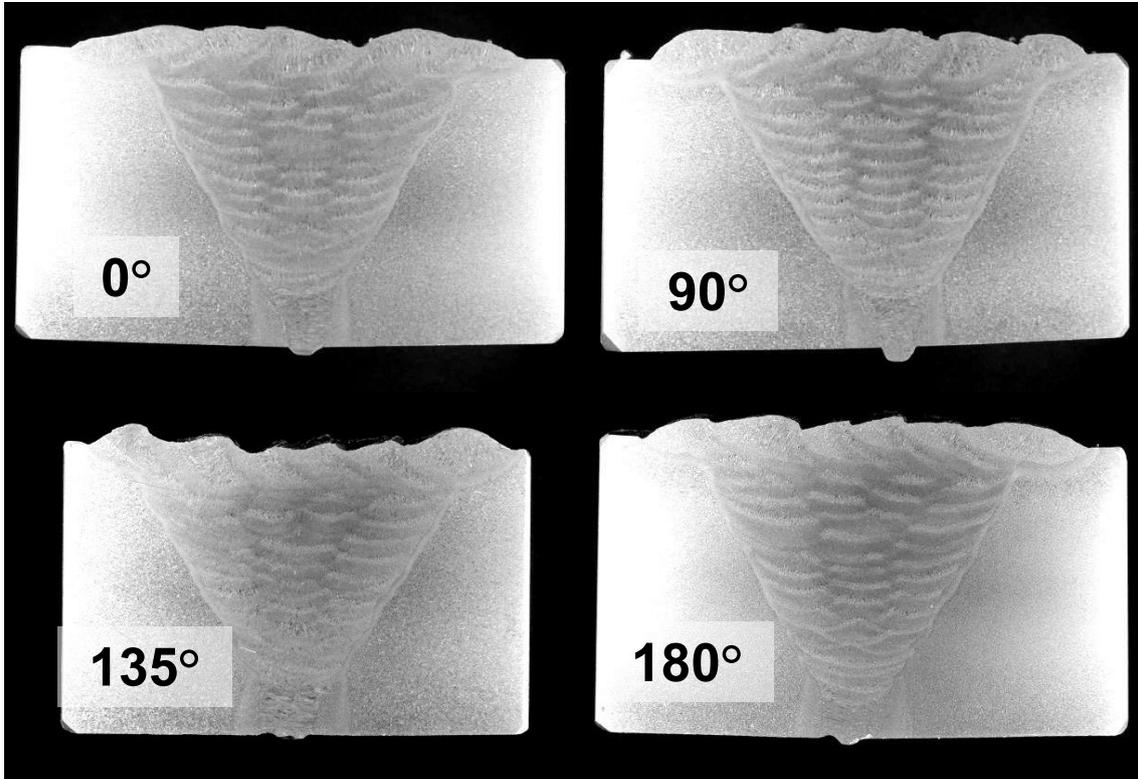
As tensões do arco podem assumir valores próximos à tensão em vazio da fonte de soldagem em consequência da instabilidade sob altas pressões. Este problema é agravado quando se utiliza hélio como gás de proteção, podendo a tensão do arco, a 40 bar, atingir valores da ordem de 40 V que, somados aos picos de tensão ocasionais, poderão ultrapassar a tensão de instabilidade da fonte causando a extinção do arco.

A instabilidade do arco é acompanhada de irregularidades na geometria do cordão: penetração, largura e reforço, podendo levar à formação de defeitos, notadamente falta de fusão e, por outro lado, dificultar o controle sobre a poça de fusão. Consideráveis evidências sugerem que, mesmo em condições de laboratório, estas instabilidades tornam o processo TIG inviável para aplicações em lâminas d'água superiores a 500 m.

PROCESSO MIG/MAG

O processo MIG/MAG tem sido estudado nas instalações hiperbáricas do GKSS até o limite de 120bar e no simulador hiperbárico da Universidade de Cranfield até pressões de 250 bar. O principal objetivo destes trabalhos tem sido controlar o processo de modo a estabelecer condições operacionais e definir parâmetros que melhorem a estabilidade do arco para permitir a produção de juntas isentas de defeitos em qualquer posição de soldagem. Adicionalmente, testes para levantamento de propriedades mecânicas de juntas soldadas também têm sido realizados. Nos testes desenvolvidos no GKSS o modo de transferência metálica imposto é o curto circuito, enquanto que os pesquisadores de Cranfield têm concentrado seus esforços na exploração do processo sob transferência metálica por corrente pulsada e relatam que, nas pressões mais elevadas, os dois modos de trabalho se aproximam, porque a necessidade de reduzir o comprimento do arco torna a ocorrência de curtos circuitos

inevitável, mesmo em corrente pulsada, tendendo a um modo de transferência híbrido. Os resultados obtidos em Cranfield são excelentes como mostrado nas 2 figuras seguintes



Soldagem MIG orbital. Profundidade simulada 1630m. Richardson *et al.* ISOPE, 2002.

	160bar 4G Joint	160bar 3G Joint	160bar 1G Joint	200bar 1G Joint	250bar 1G Joint
Yield Strength (MPa)	578	551	651	607	598
Ultimate Tensile Strength (MPa)	647	638	732	678	674
Elongation %	22.4	23.5	22.1	31.3	21.7

Propriedades do metal de solda na soldagem de aço API 5LX-65 com o processo MIG/MAG. Richardson *et al.* ISOPE, 2002.

5. MÉTODOS DE SOLDAGEM HIPERBÁRICA E CONSIDERAÇÕES PRÁTICAS

Soldagem com atmosfera de ar comprimido (águas rasas)

Aplicável a todos os processos com os mesmos parâmetros da superfície

Atende classe A (AWS D3.6)

Largamente empregada e testada

Custos intermediários entre a soldagem molhada e a soldagem hiperbárica em atmosferas gasosas especiais

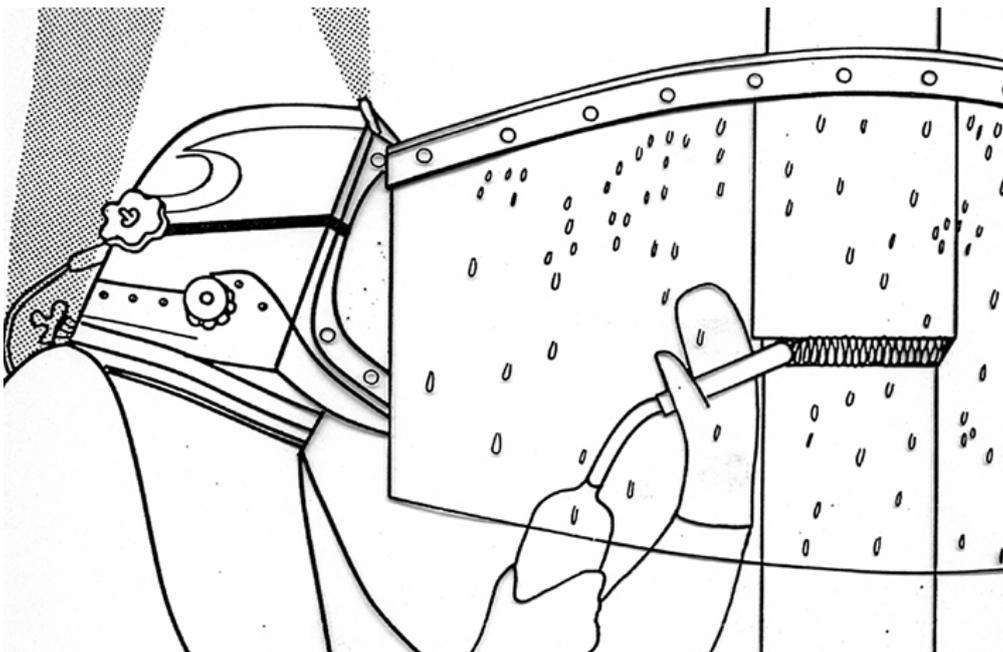
Soldagem MIG/MAG em câmara portátil

Atende classe A (AWS D3.6)

Simplicidade de aplicação

Implica em desconforto para o soldador

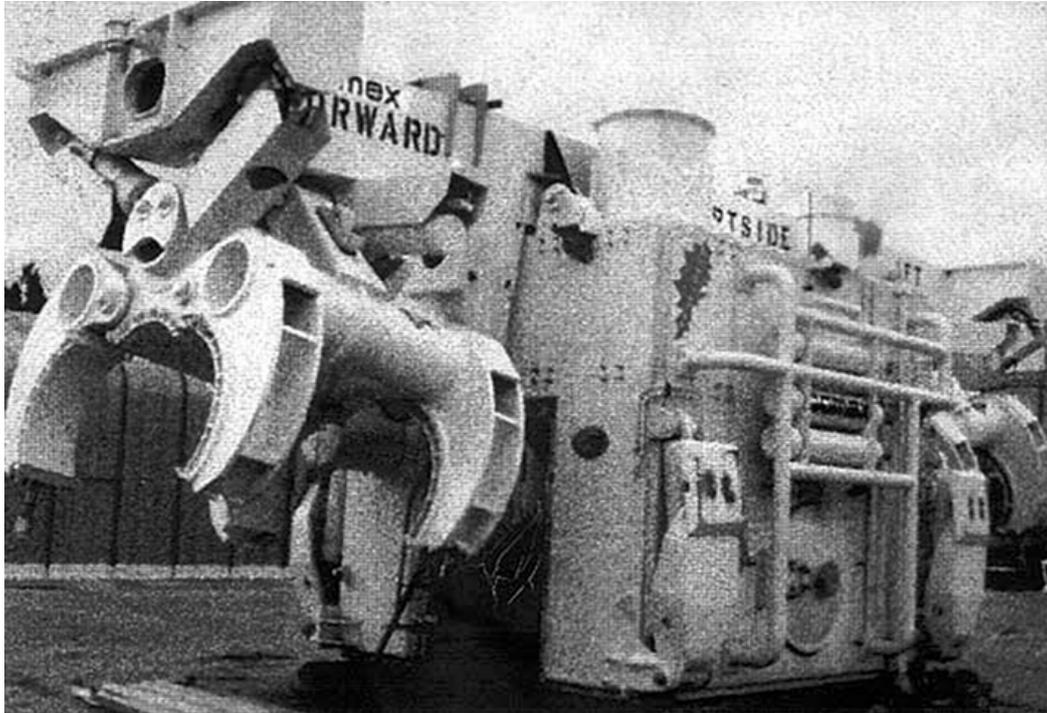
Pouca visibilidade (condensação, fumaça, refração)



Soldagem hiperbárica pelo processo MIG/MAG em câmara portátil

Soldagem em câmara hiperbárica com misturas gasosas (30m a 300m)

Processos empregáveis: Eletrodos revestidos, TIG, MIG/MAG e Arame Tubular



Câmara hiperbárica para soldagem supervisionada ou executada por mergulhador. Ajustável para diferentes diâmetros de dutos.

Soldagem em câmara hiperbárica Processo eletrodos revestidos (30m a 300m)

Fatores positivos:

Fácil operação

Boa produtividade

Limitações:

elevada absorção de hidrogênio

Aumento dos teores de carbono e oxigênio do metal de solda

Queda da tenacidade com a pressão

Contaminação do ambiente da câmara

Não aceita automação

Dependência da capacidade física e intelectual do homem, influenciadas pela pressão

Custos elevados

Soldagem em câmara hiperbárica Processo TIG (30m a 300m)

É o processo mais empregado apesar da baixa produtividade

Fatores positivos:

Bom desempenho em passe de raiz

Atende Classe A (AWS D3.6)

Podem ser produzidas soldas semelhantes às de superfície

Adequado à automação

Pouco poluente (contaminante: argônio)

Baixíssima absorção de hidrogênio

Ausência de reações químicas na poça de fusão

Fácil controle do arco e da poça de fusão

Limitações

Contaminação do ambiente da câmara

O gás de selagem deve ser respirável

Dependência da capacidade física e intelectual do homem, influenciadas pela pressão

Custos elevados (atinge valores da ordem de US\$ 1,000,000.00)

Soldagem em câmara hiperbárica Processo MIG/MAG e Arame Tubular (30m a 300m)

Fatores positivos

Aceita automação

Alta produtividade

Propriedades mecânicas pouco sensíveis à pressão

Limitações

Parâmetros de soldagem muito sensíveis à pressão

Aumento de respingos com o aumento da pressão

Aumento dos teores de carbono e oxigênio do metal de solda (exceto no MIG)

Queda da tenacidade com a pressão

Contaminação do ambiente da câmara

Instabilidade do arco crescente com a pressão

Pouco testado e aplicado na prática

6. SOLDAGEM HIPERBÁRICA EM ÁGUAS PROFUNDAS

Como extensão natural da tecnologia de soldagem em águas rasas, os processos de soldagem hiperbárica ao arco elétrico continuam a ser considerados os mais promissores para águas profundas e para eles convergem os maiores esforços de pesquisa e desenvolvimento por parte das companhias de petróleo, institutos de pesquisa e universidades. Recentemente, outros métodos de soldagem subaquática como, principalmente, a soldagem por atrito têm sido propostos para reparos em águas profundas e começam a ser desenvolvidos em laboratório. Considerações sobre os principais processos de soldagem para aplicação em condições hiperbáricas são apresentadas a seguir.

É possível afirmar que a tecnologia de soldagem hiperbárica, já desenvolvida e aplicável, está limitada à profundidade de 500 m. Três sistemas de soldagem foram construídos e são largamente empregados no Mar do Norte denominados, respectivamente, OTTO, THOR e PRS. Embora todas estas aplicações tenham ocorrido em profundidades inferiores a 200 m, os sistemas desenvolvidos foram testados e qualificados, em laboratório, sob pressões equivalentes a 500 mlda. Estes sistemas empregam o processo TIG e dependem de assistência de mergulhador estando, portanto, limitados a aplicações em profundidades acessíveis ao homem (atualmente 300 mlda). Reparos em profundidades superiores exigem a concepção de novos sistemas totalmente automatizados onde duas modalidades são propostas: a primeira consiste de sistema orbital de soldagem instalado por manipuladores ou robôs e a segunda emprega somente robôs que executam todas as tarefas de preparação e também a soldagem. A utilização de tais equipamentos em ambiente hiperbárico já não constitui barreira tecnológica, considerando que robôs comerciais podem ser adaptados para operar em tais condições. Testes com robô marinizado, operando em contato direto com a água, na pressão de 100 bar, foram conduzidos com sucesso.

O problema do reparo de dutos em profundidades inacessíveis através do mergulho humano é extremamente complexo, uma vez que todas as operações envolvidas, tanto na fase preparatória quanto na fase do reparo propriamente dita, têm de ser totalmente automatizadas e comandadas remotamente da superfície, independente do método de reparo escolhido. Considerando a inexistência de tecnologias comprovadas para reparo "in situ" de dutos em águas profundas, a solução adotada atualmente para estes casos ainda é o içamento das extremidades seccionadas do duto até a superfície e a inserção de um trecho de linha flexível entre elas. Os métodos de reparo "in situ", hoje em desenvolvimento, são a instalação de conectores mecânicos e a soldagem hiperbárica. A soldagem hiperbárica apresenta

como principal atrativo o restabelecimento da continuidade metálica e, por conseguinte, a possibilidade de produzir reparos com qualidade equivalente aos executados na condição atmosférica. Entretanto, nos processos de soldagem ao arco elétrico, as condições hiperbáricas interferem nas características físicas e geométricas do arco que reduzem sua estabilidade e modificam a geometria dos cordões de solda. Adicionalmente, ênfase deve ser dada ao controle das propriedades mecânicas do metal de solda, cuja microestrutura depende das variações de composição química produzidas pelo aumento da pressão parcial dos gases ativos presentes no arco elétrico.

Do ponto de vista da qualidade das soldas, os trabalhos desenvolvidos na Universidade de Cranfield demonstraram a viabilidade técnica da soldagem hiperbárica a seco em águas ultra profundas (até 2500m) com o processo MIG.