

2 Revisão Bibliográfica

2.1. Soldagem Molhada

A Soldagem Subaquática Molhada é um processo realizado diretamente debaixo d'água, sem nenhuma barreira entre o soldador/mergulhador e a solda, em ambiente úmido (Figura 1). Com isso, geralmente, produzem-se soldas de menor qualidade. O arco elétrico e o metal depositado são protegidos por uma bolha gasosa produzida pelos gases provenientes do revestimento do eletrodo, além da própria dissociação da água em oxigênio e hidrogênio, causada pelo calor gerado pelo arco elétrico, (Figura 2). São usados eletrodos especiais e o processo é realizado manualmente, assim como se faz em uma solda atmosférica. A fonte de soldagem está localizada na superfície sendo a conexão com o mergulhador/soldador através de cabos e mangueiras.

A soldagem é executada com corrente contínua (DC) com polaridade negativa. A polaridade positiva leva a uma eletrólise local e causa uma rápida deterioração de todos os componentes metálicos do porta-eletrodo. Neste tipo de processo, não é utilizado uma corrente alternada (AC) por conta da segurança elétrica e pela dificuldade em manter o arco aberto debaixo d'água [1].

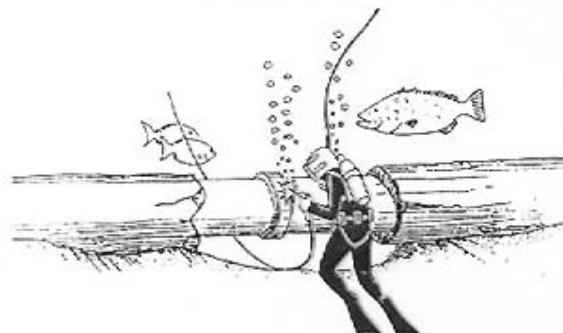


Figura 1: Soldagem Molhada

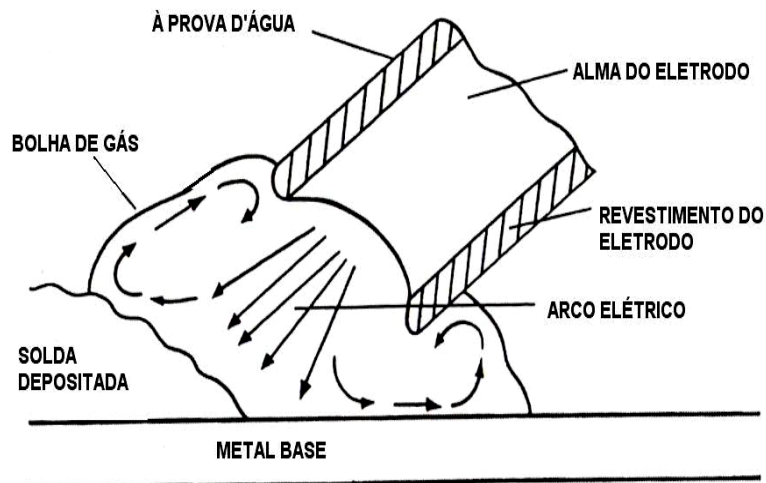


Figura 2: Esquema de uma região soldada

O processo de soldagem molhada vem sendo aplicado em reparos de estruturas “offshore”.

2.2. Classificação das Soldas

Em Soldagem Subaquática Molhada é usualmente seguida a norma D3.6M:1990 da AWS [2], em que as soldas são classificadas nas seguintes categorias:

- Classe A: Qualidade estrutural
- Classe B: Qualidade estrutural limitada
- Classe C: Fixação de elementos não estruturais a membros estruturais.
Sem formação de trincas

Para as soldas da classe A, os requisitos de propriedades mecânicas são os mesmos de solda atmosférica. Soldas da classe B, que são de qualidade estrutural limitada, têm seus critérios de aceitação menos rígidos do que os critérios da classe A.

Trabalhos anteriores indicam que as soldas realizadas pelo processo de Soldagem Molhada com eletrodos revestidos alcançam, no máximo, a classe B da norma AWS [3].

2.3. Problemas na Soldagem Subaquática Molhada

A água é um composto sendo facilmente decomposta em hidrogênio e oxigênio através do calor gerado pelo arco elétrico. Estes gases podem se recombinar formando novamente vapor d'água ou podem também ser absorvidos pelo metal líquido, na ponta do eletrodo, durante a transferência do metal ou na poça fundida. A absorção de oxigênio e hidrogênio obedece a Lei de Sievert, que diz que a quantidade do elemento dissolvido num líquido, a uma determinada temperatura, é proporcional à raiz quadrada da pressão parcial do gás.

Logo, por esta razão, quanto maior for a profundidade em que é realizada a solda, maiores serão as pressões parciais de hidrogênio e de oxigênio. Com isso, problemas como trincas de hidrogênio, porosidade, inclusões e perda dos elementos desoxidantes são bastante comuns em soldagem subaquática molhada.

2.3.1. O Oxigênio

O oxigênio absorvido reagirá primeiramente com elementos desoxidantes presentes no metal líquido como carbono, silício e manganês, formando óxidos estáveis, como mostra o diagrama de Richardson-Ellingham, (Figura 3), que poderão ser eliminados do metal de solda na forma de escória, ou ficar aprisionados, na forma de inclusões e poros. Se a quantidade de elementos desoxidantes for pequena o próprio ferro irá reagir com o oxigênio, formando FeO, conforme o diagrama de fases Fe-O, (Figura 4). O teor de oxigênio no metal de solda aumentará com o aumento da pressão parcial de oxigênio do meio aquoso e se estabilizará quando seu limite de solubilidade no líquido for alcançado.

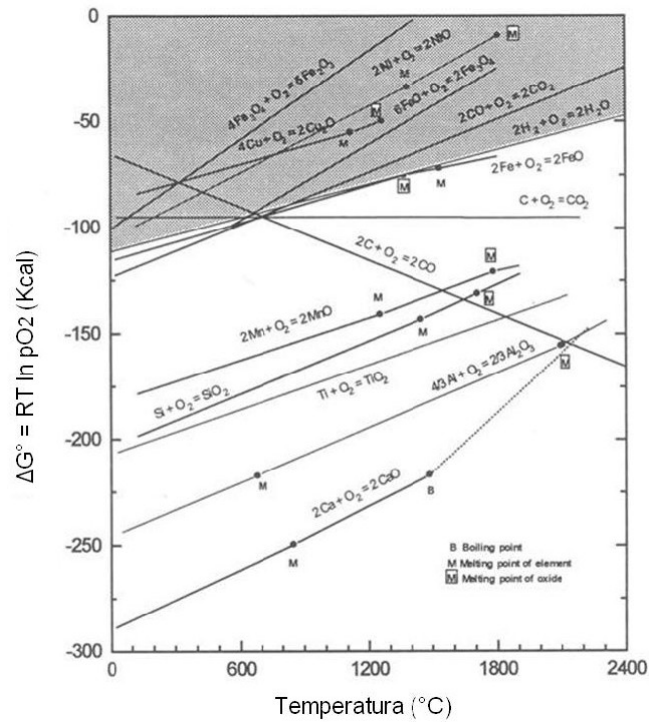


Figura 3: Diagrama de Richardson-Ellingham [4]

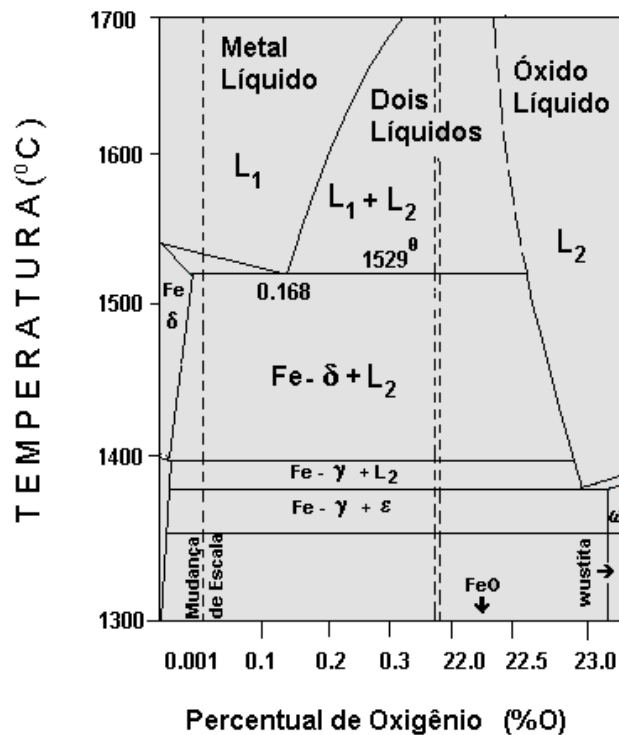


Figura 4: Diagrama de fases Fe-O [5]

Ibarra, Grubbs e Olson [6] comprovaram este fato com soldas depositadas a diferentes profundidades, usando eletrodos rútilicos. Enquanto o teor de oxigênio cresce com o aumento da profundidade, o teor de manganês do metal de solda

decrece com o aumento da profundidade devido a sua oxidação (Figura 5). Este óxido é perdido para a escória ou retido no metal de solda em forma de inclusões.

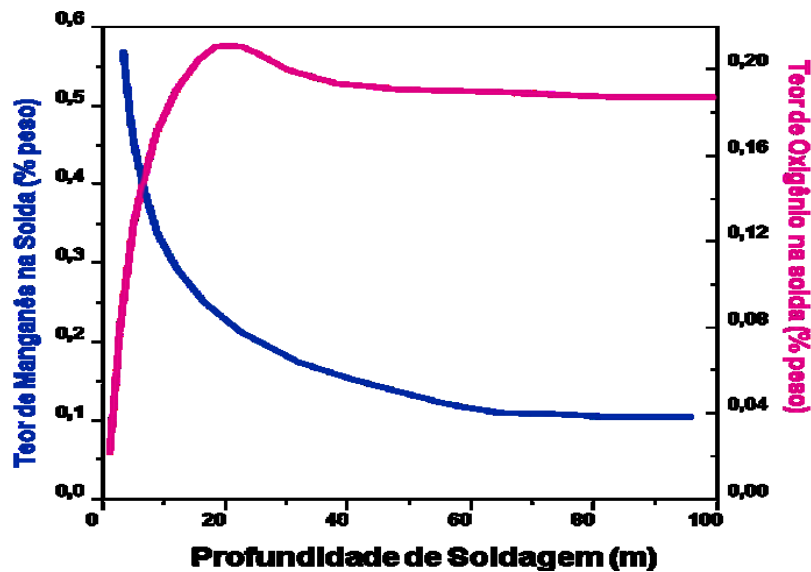


Figura 5: Teor de Mn e O versus profundidade [6]

O diagrama de equilíbrio ferro-oxigênio (Figura 4) mostra que a solubilidade do oxigênio no ferro líquido é bastante baixa, em torno de 0.22 % em peso. Portanto o oxigênio medido no metal de solda está quase todo sob a forma de inclusões de óxidos. Isto leva a concluir que também existe um valor constante para a quantidade de inclusões de óxidos em porcentagem volumétrica no metal de solda conforme observado na Figura 6. São conhecidos os efeitos negativos das inclusões não metálicas nas propriedades mecânicas [7].

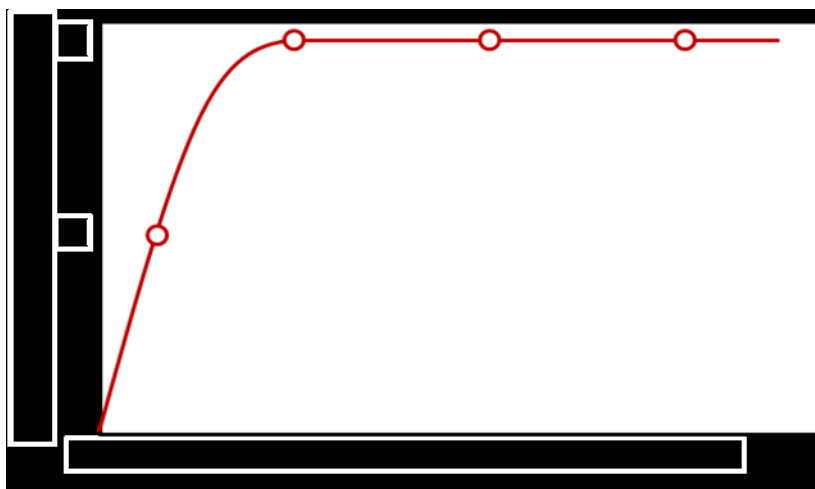


Figura 6: Kuwana e Sato [7]

2.3.2. O Hidrogênio

O hidrogênio também obedece a Lei de Sievert, ele não forma nenhum hidreto estável, 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.

A temperatura também influencia a solubilidade do hidrogênio. A solubilidade do hidrogênio no metal líquido a 1atm apresenta um valor máximo de aproximadamente 50 ml/100g em torno de 2400°C e diminui progressivamente com a redução da temperatura até o ponto de solidificação. A partir deste ponto, a solubilidade cai repentinamente, de 25,2 para 7,8 ml/100g [8].

Decomposto no arco elétrico, o vapor d'água se dissocia em hidrogênio mono-atômico e em íons H^+ . Nos aços, os íons H^+ se dissolvem no metal fundido, principalmente a altas temperaturas, permanecendo retidos em supersaturação, não só pela rapidez do resfriamento como também pela descontinuidade da curva na temperatura de solidificação (Figura 7). Os íons H^+ , já em estado supersaturado pelas condições de solidificação, têm sua concentração aumentada por uma segunda descontinuidade na curva de solidificação com a temperatura, agora, porém em fase sólida, no momento da transformação $\gamma \rightarrow \alpha$. Ocorre, porém uma descontinuidade em sentido inverso relativamente ao coeficiente de difusão D . Estas duas particularidades desempenham papel importante na ocorrência da fissuração a frio. Pela supersaturação, o hidrogênio dissolvido no metal fundido tende a difundir espontaneamente. O hidrogênio que permanece no cordão é chamado de residual e, o que migra de hidrogênio difusível [9]. O diagrama de equilíbrio Fe-H mostra como estes dois elementos se comportam (Figura 7).

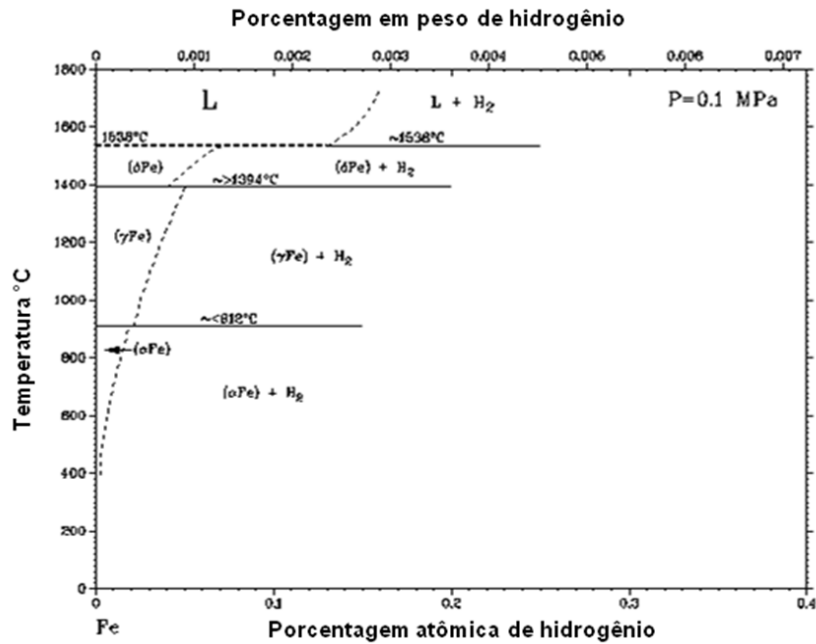


Figura 7: Diagrama de fases Fe-H [10]

Dois problemas podem ocorrer em consequência da absorção do hidrogênio durante a soldagem molhada em aços, que são: porosidades e fissuração induzida pelo hidrogênio. As trincas a frio ou trincas de hidrogênio podem aparecer tanto na ZTA como no cordão de solda.

A profundidade (pressão), o revestimento do eletrodo e a estabilidade do arco elétrico colaboram no surgimento de porosidade. A influência da porosidade no metal de solda é semelhante àquela em aços sinterizados, onde provoca redução da tenacidade, ductilidade e do limite de escoamento. Suga e Hasui reportaram em seus trabalhos que os poros são formados no metal de solda a aproximadamente 5 m de profundidade e sua concentração aumenta com o aumento da profundidade, como mostra a Figura 8 [11].

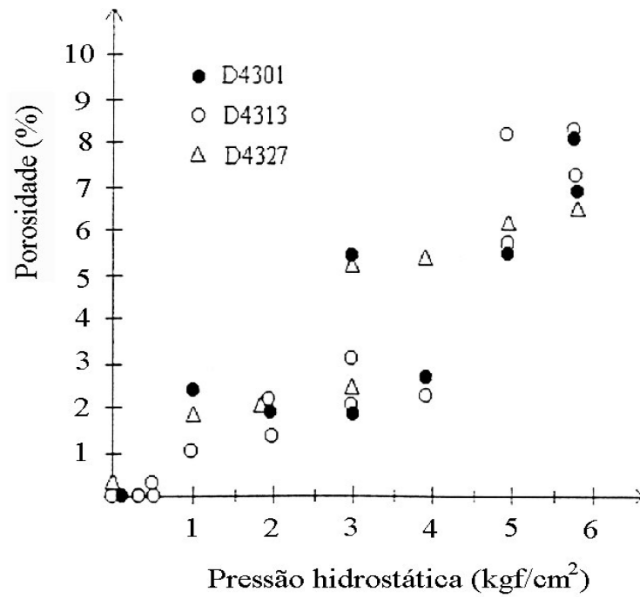


Figura 8: Influência da profundidade versus poros [11]

Pessoa [12] pesquisou a porosidade em função da profundidade, como mostra a Figura 9. Com a profundidade de 50 metros, a porosidade do eletrodo E6013 (polaridade positiva) está em torno de 1% enquanto a 100 metros a porosidade aumentou para 8%. O mesmo eletrodo sendo soldado em polaridade negativa, a porosidade apresentou porcentagem em torno de 8 e 15% para as mesmas profundidades. Já o eletrodo E7018, em ambas as polaridades, apresentou percentual de porosidade em torno de 12 e 21% a 50 e 100 metros, respectivamente.

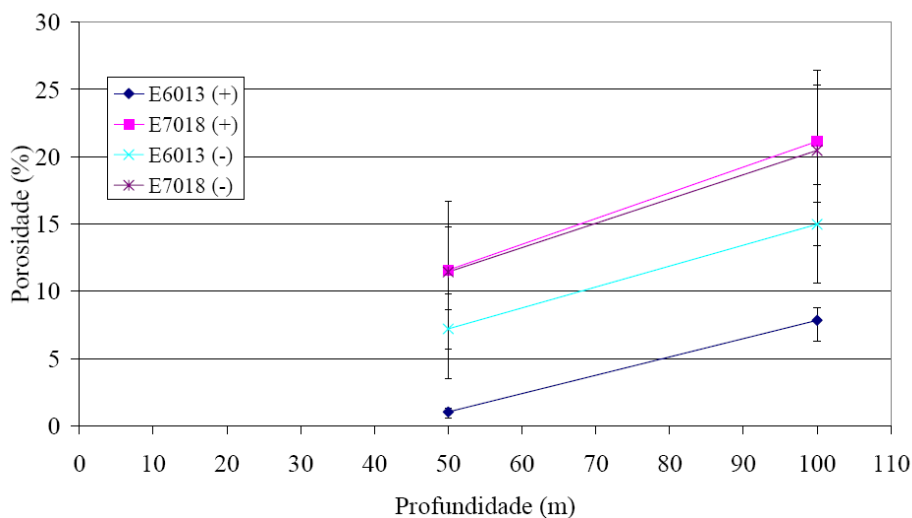


Figura 9: Porosidade do metal de solda em função do tipo de eletrodo, polaridade e profundidade [12]

Em soldagem molhada, o hidrogênio retido no metal de solda (residual) fica aprisionado nas interfaces matriz/inclusões. Por isso, o hidrogênio residual também atinge um valor limite de saturação, em torno de 5 ml/100g, para teores de oxigênio de aproximadamente 0.22% em peso [13].

As trincas de hidrogênio podem ocorrer no metal depositado quando a temperabilidade do metal de base for menor do que a do metal de solda. Assim, a transformação austenítica ocorre primeiro na ZTA e a menor solubilidade do hidrogênio na ferrita impede que este elemento deixe o metal de solda ainda austenítico. Quando a austenita do metal depositado se transforma, o teor do hidrogênio será alto, gerando condições para o surgimento de trincas.

Para que a fissuração a frio possa ocorrer, são necessárias quatro condições a ser satisfeitas:

- Microestruturas suscetíveis
- Quantidade de hidrogênio suficiente no metal
- Tensões trativas na região
- Temperatura aproximadamente entre 100°C e 200°C.

Várias técnicas têm sido exploradas para minimizar a ocorrência de fissuração a frio. É comumente aceito que os aços com carbono equivalente inferior a 0.40 % em peso podem ser soldados sem ocorrência de trincas na ZTA [14]. Redução do nível de tensões, controle dos parâmetros de resfriamento e tratamento térmico pós-soldagem também são utilizados.

Segundo os pesquisadores Stalker [15], Nóbrega [16] e Gooch [17], o hidrogênio depositado no metal de solda varia de teor conforme o tipo de revestimento do eletrodo utilizado. Eletrodos com revestimento oxidante são capazes de depositar soldas com quantidades menores de hidrogênio difusível.

2.4. Eletrodos

O uso da Soldagem Subaquática Molhada em reparos de estruturas offshore tem sido limitado principalmente pela perda das propriedades mecânicas no metal de solda. Como já mencionado anteriormente, as soldas obtidas por este processo são de baixa qualidade em comparação com as soldas atmosféricas. O alto teor de hidrogênio difusível, que gera trincas no cordão de solda e na ZTA e a elevada taxa de resfriamento são alguns dos problemas causados por este processo. Com a

finalidade de diminuir esta alta taxa de hidrogênio difusível no metal de solda, pesquisas estão sendo realizadas usando diferentes formulações de revestimento do eletrodo, que possam diminuir os valores de hidrogênio difusível em relação aos eletrodos revestidos comerciais atualmente disponíveis.

A soldabilidade operatória é um aspecto de grande importância, pois o soldador/mergulhador enfrenta situações ambientalmente desfavoráveis que geram desconforto e instabilidade. Este aspecto pode ser controlado pelo tipo de eletrodo revestido a ser usado no processo. Nóbrega [16] relata que os eletrodos rútilicos têm um melhor desempenho quanto ao aspecto do cordão e estabilidade do arco.

Diversos pesquisadores (Stalker [15], Nóbrega [16], Gooch [17]) encontraram em seus resultados que as trincas de hidrogênio podem ser evitadas no metal de solda com o uso de eletrodos oxidantes. Eletrodos rútilicos depositam soldas com altos níveis de hidrogênio difusível propiciando o surgimento de trincas na ZTA e no metal de solda. A influência dos principais tipos de revestimento do eletrodo no teor de hidrogênio difusível no metal de solda é representada na Figura 10 [17].

Os eletrodos oxidantes são os de maior capacidade de evitar a formação de trincas por hidrogênio na ZTA. Este comportamento deve ser particularmente atribuído ao teor mais baixo de hidrogênio difusível dos depósitos com este eletrodo. Portanto haveria um duplo efeito benéfico ao controle das trincas na ZAC: teor de hidrogênio difusível e nível de tensões residuais comparativamente mais baixos. Uma outra característica é de apresentar metal de solda com limite de escoamento inferior outras classes de revestimento devido ao metal de solda depositado possuir baixo C e Mn [17].

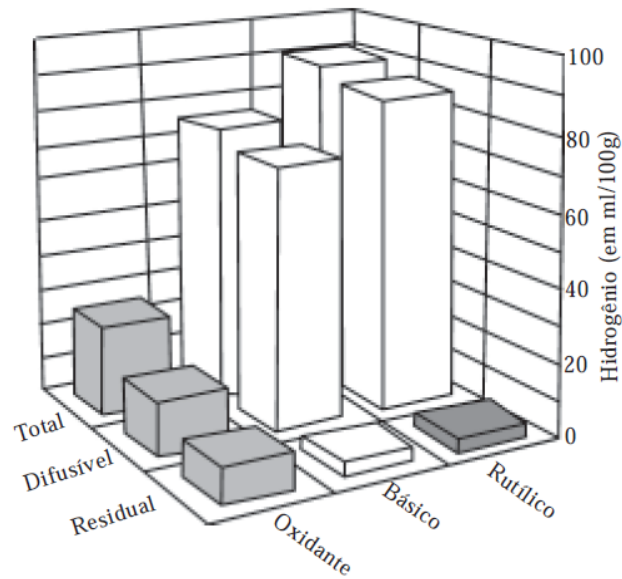


Figura 10: Influência do revestimento do eletrodo no teor de hidrogênio difusível em soldas molhadas [17]

Existem diversas teorias que comprovam o baixo teor de hidrogênio difusível em soldas depositadas por eletrodos oxidantes. Stalker [15] e Gooch [17] acreditam que o maior número de inclusões nas soldas com eletrodos oxidantes atuam como “armadilhas” para o hidrogênio. Porém este fato não comprova o baixo teor de hidrogênio total nos depósitos oxidantes em relação aos rutílicos e aos básicos.

Uma segunda explicação, relatada por Pope [13], é a de que uma possível formação de uma barreira superficial reduz a entrada de hidrogênio no metal líquido. Esta barreira seria formada pelos átomos de oxigênio concentrados na superfície do ferro líquido, formando uma mono-camada de $\text{Fe}^{+2} \text{O}^{2-}$, capaz de retardar a cinética de absorção do nitrogênio ou hidrogênio. Uma evidência que pode comprovar a existência desta mono-camada é a presença de wustita (FeO) na escória que envolve as gotículas, os cordões de solda e a ponta de eletrodos oxidantes.

Uma outra explicação 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 a essa reação atuaria no sentido de reduzir a atividade do hidrogênio no arco, seja pela diluição e/ou pela sua recombinação com o oxigênio para formar água [13]. Medeiros [18], por outro lado, propõe que fenômenos de natureza

eletroquímica atuando na escória reduzem a permeabilidade do hidrogênio. Este efeito seria maximizado com o aumento da quantidade de Faiálita ($2\text{FeO},\text{SiO}_2$) na escória.

O teor de hidrogênio difusível medido em metal de solda (Figura 11) depositado por eletrodos oxidantes (B, C, D, E e F) situa-se em nível inferior ao teor de hidrogênio obtido no metal de solda proveniente de eletrodos rútilicos (A e G). Conforme Pope [13], embora o teor de oxigênio proveniente de eletrodos rútilicos 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 neste último teve uma pequena influência sobre a quantidade de hidrogênio difusível. Isto se deve ao fato de que o percentual de hidrogênio difusível está relacionado ao tipo de revestimento do eletrodo, e não à quantidade de inclusões não metálicas presentes no metal de solda. Esse fato é bem ilustrado através dos metais de solda depositados pelos eletrodos A (rútilico) e E (oxidante), com quase os mesmos percentuais de oxigênio (0.17 % em peso). Estes resultados indicam que o percentual de oxigênio presente no metal de solda (ou inclusões) não explica o baixo nível de hidrogênio difusível e total presente nas soldas depositadas por eletrodos oxidantes. Isto reforça a hipótese de que estes baixos valores advêm de algum fenômeno durante a transferência do metal de adição para a poça de fusão e de formação da poça de fusão [13].

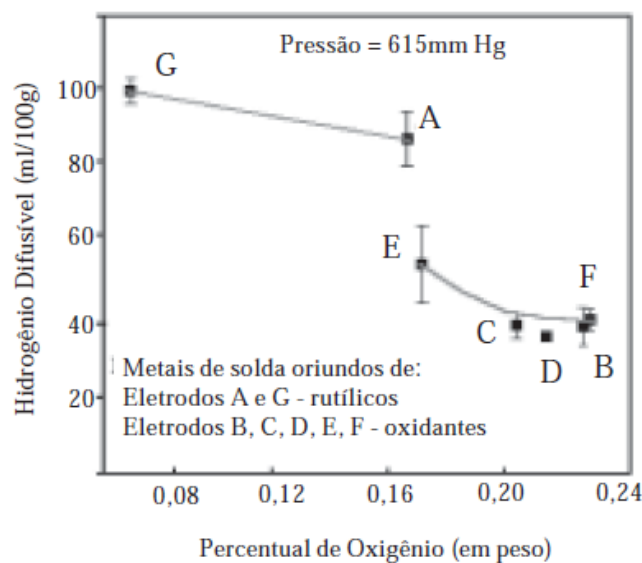


Figura 11: Variação da quantidade de hidrogênio difusível em função do teor de oxigênio no metal de solda [13]

Vários autores comprovaram que eletrodos rútilicos apresentam maior tenacidade, boa resistência a tração, melhor acabamento superficial e remoção de escória. No entanto, por produzirem soldas com alto teor de hidrogênio difusível, suscetíveis a trincas, estes eletrodos depositam metal de solda de baixa ductilidade.

Já os eletrodos oxidantes depositam soldas com baixa resistência a tração, menor tenacidade, pior acabamento superficial e difícil remoção da escória. Porém, em contra partida, as soldas realizadas têm baixo teor de hidrogênio difusível, dificultando a formação de trincas induzidas por hidrogênio e com boa ductilidade.

A perda das propriedades mecânicas se dá por este eletrodo ser de caráter oxidante. Durante a soldagem subaquática molhada, alguns elementos de liga (Mn, C e Si) são oxidados e perdidos para escória ou ficam na forma de inclusões. Pesquisas baseadas em princípios termodinâmicos buscaram adicionar elementos de liga que fossem menos estáveis que seus óxidos, sendo transferidos totalmente para a poça de fusão através do arco elétrico, assim promovendo a melhoria das propriedades mecânicas do metal de solda.

Com a finalidade de otimizar as características dos eletrodos citados acima, avaliar os principais eletrodos comerciais e estabelecer padrões de referência para a elaboração de novos consumíveis, pesquisas estão sendo desenvolvidas na elaboração de um eletrodo do tipo oxi-rútilico, cuja soldabilidade operatória seja melhor do que as dos eletrodos oxidantes e cuja soldabilidade metalúrgica (susceptibilidade a trincas de hidrogênio) seja melhor do que as dos eletrodos rútilicos.

Alguns experimentos já foram realizados com eletrodos oxi-rútilicos e seus resultados serão comparados com resultados de diversos autores na literatura. A seguir serão apresentados alguns destes resultados de soldas molhadas realizadas a uma profundidade de 10 a 20m [19].

- Hidrogênio difusível:

Todos os eletrodos comerciais rútilicos (B, C, D e E) testados apresentam teores de hidrogênio difusível extremamente elevados, da ordem de 90 ml/100g de metal depositado. O eletrodo oxidante e o oxi-rútilico (A e EXP, respectivamente) testados apresentam médio teor de hidrogênio difusível (20 ml/100g de metal

depositado) como mostra a Figura 12 [19]. Os resultados obtidos estão de acordo com o trabalho de Medeiros [20] e Stalker [15].

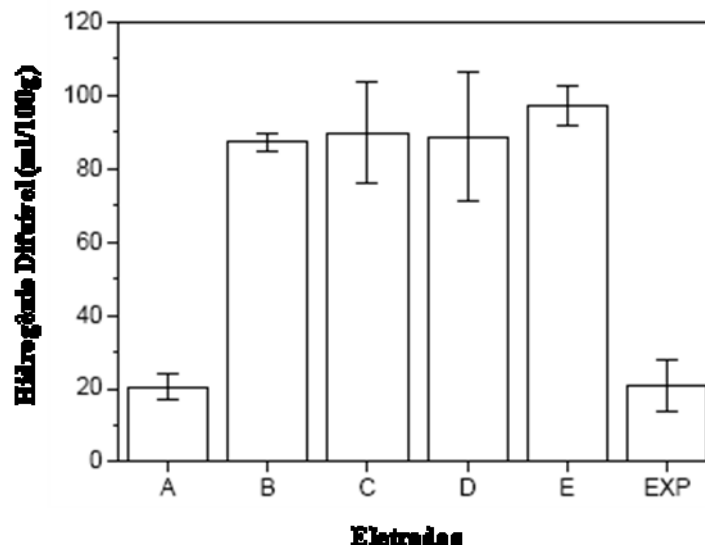


Figura 12: Teor de hidrogênio difusível dos eletrodos comerciais [19]

- Composição química do metal de solda:

Os teores de oxigênio dos eletrodos rútilicos E e C crescem com o aumento da pressão e se estabilizam num patamar da ordem de 0.25%, que é o limite aproximado de solubilidade do oxigênio no ferro líquido na faixa de 1600°C. Nos eletrodos de característica oxidante (A e EXP) a pressão não exerce influência porque o patamar de 0.25% já é atingido a 0.5m de profundidade (Tabela 1) [19].

Coerente com o aumento do teor de oxigênio, os teores dos elementos de liga Mn e Si dos eletrodos de característica oxidante tendem a decrescer com a pressão [6]. As perdas destes elementos influenciam na microestrutura e nas propriedades mecânicas.

Tabela 1: Influência da profundidade na composição química do metal de solda (% em peso) [19]

Manganês	Prof. (m)	A	C	E	EXP
	0,5	0,033	0,513	0,340	0,075
	10	0,055	0,490	0,400	0,048
	20	0,056	0,440	0,290	0,044
Silício	Prof. (m)	A	C	E	EXP
	0,5	0,010	0,384	0,199	0,013
	10	0,008	0,31	0,238	0,009
	20	0,007	0,289	0,175	0,006
Oxigênio	Prof. (m)	A	C	E	EXP
	0,5	0,261	0,092	0,110	0,265
	10		0,25	0,259	0,268
	20		0,256	0,221	0,265
Níquel	Prof. (m)	A	C	E	EXP
	0,5	2,020	0,069	0,026	2,010
	10	2,170	0,066	0,034	2,080
	20	2,070	0,067	0,034	2,180

- Porosidade:

Com o aumento da profundidade, os eletrodos rútilicos apresentaram maior porosidade. Os eletrodos oxi-rútilicos e o oxidante apresentaram baixa porosidade (Figura 13), [19].

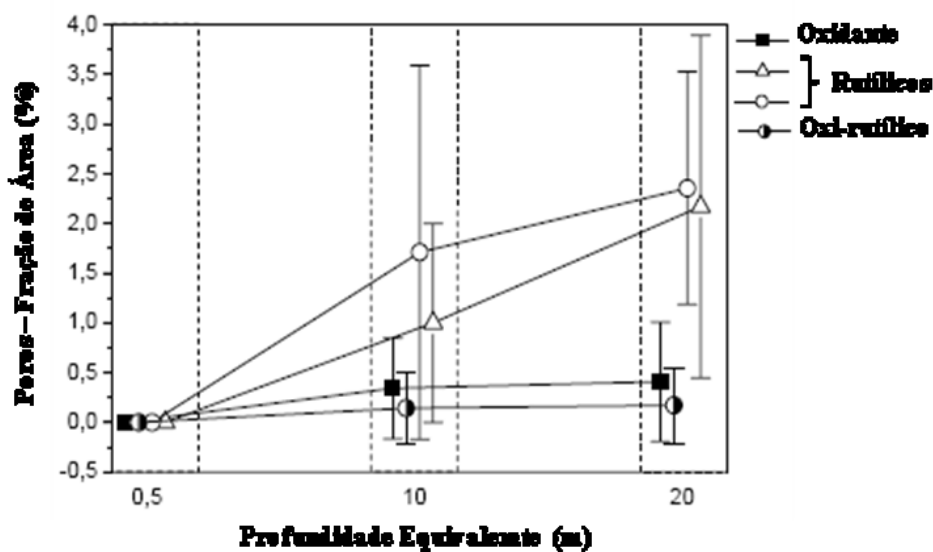


Figura 13: Porosidade x profundidade [19]

- Desempenho Operacional:

Os resultados desta avaliação podem ser vistos nas fotos da Figura 14. Os eletrodos rútilicos apresentam melhores resultados do que os oxidantes. Isto se dá por estes eletrodos apresentarem maior facilidade e melhor manutenção de arco elétrico, remoção da escória e um cordão de melhor aspecto [19], (Figura 14).

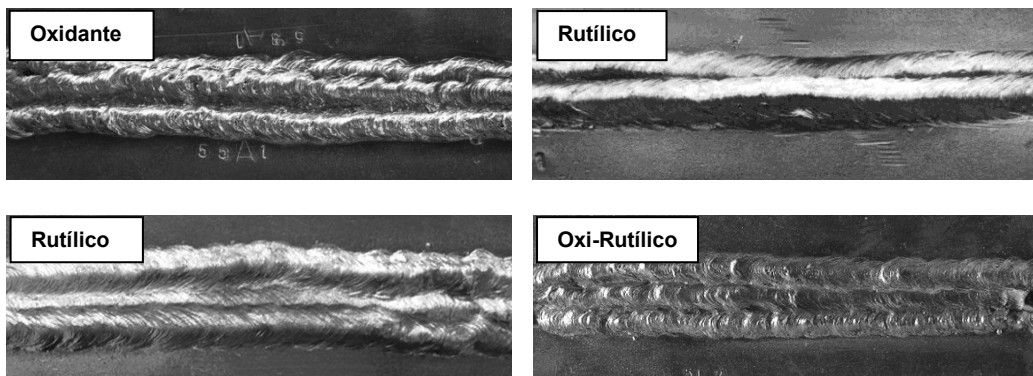


Figura 14: Aspecto das superfícies das soldas realizadas a 20m de profundidade [19]

2.5. Características do Metal de Solda

A rápida velocidade de resfriamento e a influência de alguns elementos de liga dão certas características próprias ao metal depositado por soldagem subaquática molhada. Em geral, as soldas produzidas sofrem uma redução da resistência mecânica principalmente devido a fatores microestruturais, de oxidação dos elementos de liga e de baixo teor de carbono no metal de solda. Técnicas como endurecimento por solução sólida, refinamento dos grãos e adição de elementos de liga são utilizadas para tentar compensar estes problemas.

2.5.1. Micro-constituintes do Metal de Solda

As microestruturas que são formadas no metal de solda podem ser observadas no diagrama de resfriamento contínuo (Figura 15).

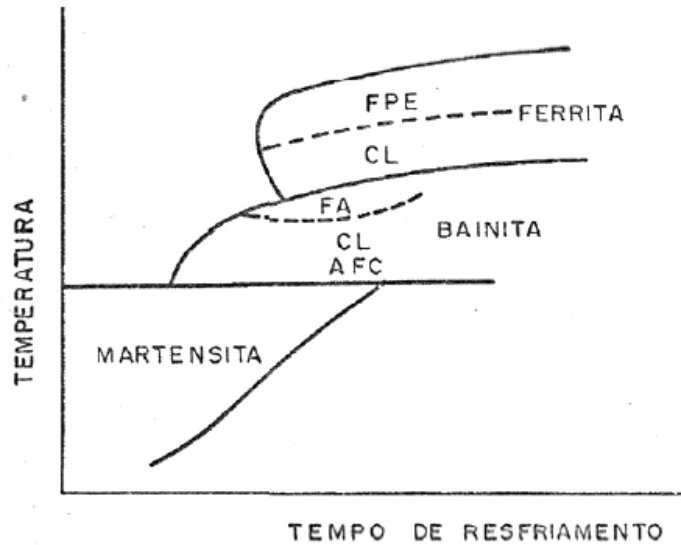


Figura 15: Diagrama de resfriamento contínuo idealizado para um cordão de solda de aço [9]

Pela classificação da IIW (International Institute of Welding) [21], as microestruturas encontradas no metal de solda são descritas como:

- Ferrita de Contorno de Grão – PF(G): Veios de grão poligonal associado com contornos de grão de austenita prévia.
- Ferrita Poligonal Intragranular – PF(I): Grão de ferrita normalmente poligonal, no interior do grão austenítico prévio, que deve ser maior que três vezes o tamanho médio das ripas de ferrita acicular.
- Ferrita com Segunda Fase Alinhada – FS(A): Duas ou mais ripas de ferrita paralelas. No caso de apenas duas placas, a razão deve ser maior que 4:1.
- Ferrita com Segunda Fase Não Alinhada – FS(NA): É constituída de ferrita circundando completamente grão de ferrita acicular e/ou microfases.
- Ferrita Acicular – FA: Ocorre no interior do grão de austenita prévia, possui razão de aspecto entre 3:1 e 10:1, apresenta uma morfologia de grãos emaranhados, bem como contornos de alto ângulo e elevada densidade de discordâncias. A ferrita acicular também pode ocorrer isoladamente como ripa de elevada razão de aspectos.
- Agregado Ferrita Carbetto – FC: Estruturas finas de ferrita e carboneto, incluindo ferrita com carbonetos “interfásicos” e perlita.

- Martensita – M: Colônias de martensita maiores que as lâminas adjacentes de ferrita.

A tenacidade do metal de solda é 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. 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 se tornam caminhos preferenciais para a propagação de trincas.

As microestruturas das soldas depositadas por eletrodos oxidantes são predominantemente constituídas de ferrita pró-eutetoíde e poligonal, de característica pouco tenaz [22].

2.6. Mecanismos de Endurecimento

2.6.1. Endurecimento por Solução Sólida

Devido à perda dos elementos desoxidantes, como já foi dito anteriormente, o metal de solda sofre uma redução de sua resistência mecânica e um dos mecanismos utilizados para reverter esta situação é o endurecimento por solução sólida [23].

O endurecimento por solução sólida consiste na adição de elementos de liga, visando à formação de soluções sólidas substitucionais ou intersticiais. As ligas metálicas são mais resistentes que metais puros porque os átomos do elemento de liga impõem tensões e deformações na rede ao redor destes átomos. A interação entre estes campos de tensão e as discordâncias provoca conseqüentemente, uma restrição no movimento das discordâncias, endurecendo a liga, sem a formação de uma nova fase [24].

A Figura 16 mostra como alguns elementos de liga aumentam a dureza de um aço por solução sólida.

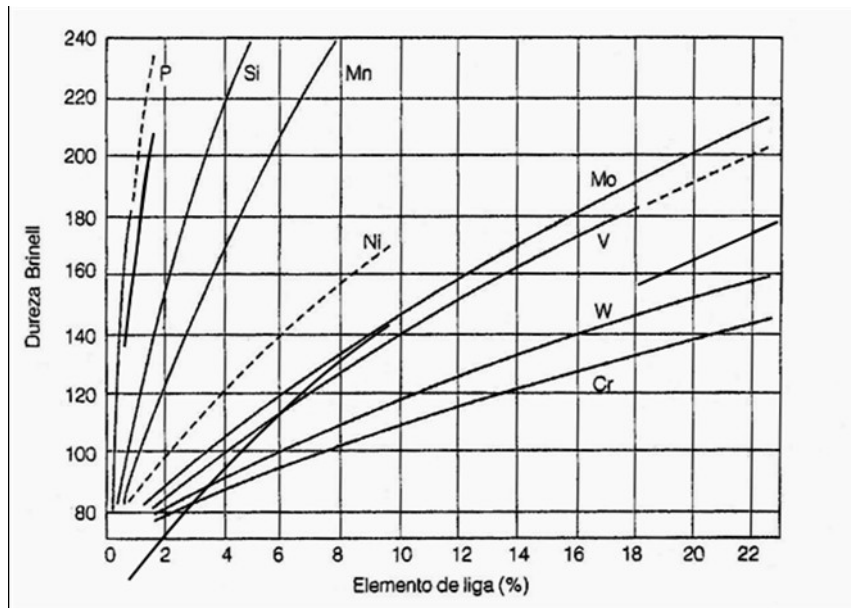


Figura 16: Efeito do endurecimento por solução sólida, causado pela adição de elementos de liga ao aço [25]

2.6.2. Diminuição do Tamanho de Grão

O tamanho dos grãos num metal policristalino influencia as propriedades mecânicas. Grãos adjacentes têm diferentes orientações cristalográficas e um contorno de grão comum. Os contornos de grão atuam como barreiras para a movimentação de discordâncias por duas razões:

- Como os grãos possuem orientações diferentes, uma discordância que se movimenta do grão A para B, deve mudar sua direção de movimento e isso é tão mais difícil quanto maior for a diferença entre os grãos.
- A desordem atômica na região de um contorno de grão resulta em uma descontinuidade no plano de escorregamento de um grão para outro.

Um material com pequenos grãos é mais duro e mais resistente do que um que seja grosseiramente granulado, uma vez que o primeiro tem maior área total de contorno de grão para impedir o movimento das discordâncias. A redução no tamanho do grão aumenta não somente a resistência, mas também a tenacidade de muitas ligas [2].

2.7. A Influência do Níquel

O motivo de se utilizar o níquel como elemento de liga em eletrodos oxidantes se baseia em algumas de suas características. Este elemento é termodinamicamente mais estável em altas temperaturas e, por isso, é facilmente transferido da ponta do eletrodo para a poça de fusão sem sofrer oxidação. Vários trabalhos comprovaram que o níquel exerce uma importante influência sobre as propriedades mecânicas no metal de solda, agindo por solução sólida [23] e também na microestrutura (formação de ferrita acicular), resultando no aumento da resistência mecânica do metal depositado [26].

Em metais de solda em soldagem atmosférica de aços C-Mn, com o depósito de pó de níquel (em diversos teores) feito no fundo do chanfro ao longo do comprimento da junta, foi observado que o aumento do teor de Ni refinou a microestrutura conforme a Figura 17 [26]. A análise metalográfica mostrou que a fração de volume de ferrita acicular (FA) aumenta enquanto a de ferrita pró-eutetóide (FPE) diminui quando se eleva o teor de Ni no metal de solda. O aumento do teor de Ni de 0,50% para 3,11% aumentou a fração de volume de FA de 52% para 65% no metal de solda. Contudo, para teores de Ni superiores a 1% houve uma queda da tenacidade causada pela formação do micro-constituente austenita-martensita (A-M), [26].

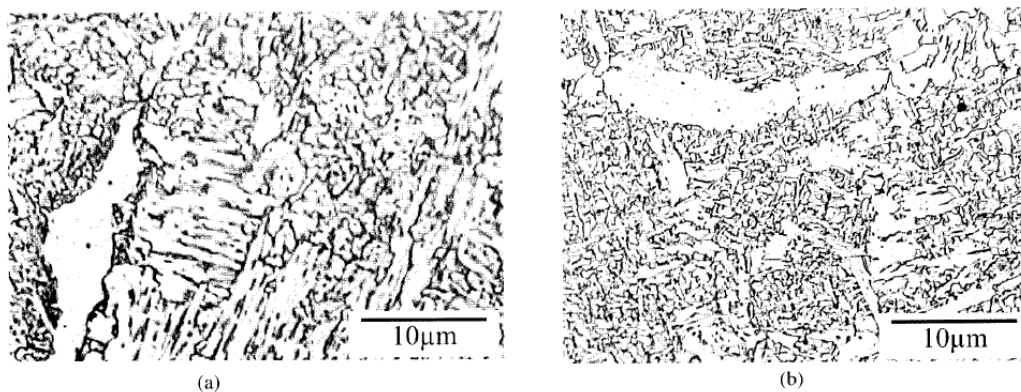


Figura 17: Microscopia óptica digital do metal de solda no estado como soldado, (a) sem adição de níquel e (b) com adição de 1.83%Ni [26]

Evans [27] pesquisou a influência da adição de Ni em metais de solda em soldagem atmosférica de aço C-Mn, sendo o níquel incorporado no revestimento do eletrodo. Notou-se que, com a adição deste elemento, as frações de volume de

ferrita pró-eutetóide e de ferrita poligonal reduziram progressivamente e o grau de acicularidade aumentou sem afetar a fração de volume de ferrita com segunda fase. Na região reauecida de grãos finos houve diminuição do tamanho dos grãos com o aumento do teor de Ni. Em relação às propriedades mecânicas, o aumento do teor de Ni influencia no aumento da dureza nos metais de solda dos eletrodos A, B, C e D, como mostra a Figura 18. Os resultados de tenacidade mostraram que a adição de Ni foi benéfica para baixos teores de Mn e prejudicial para altos teores de Mn, como pode ser visto na Figura 19.

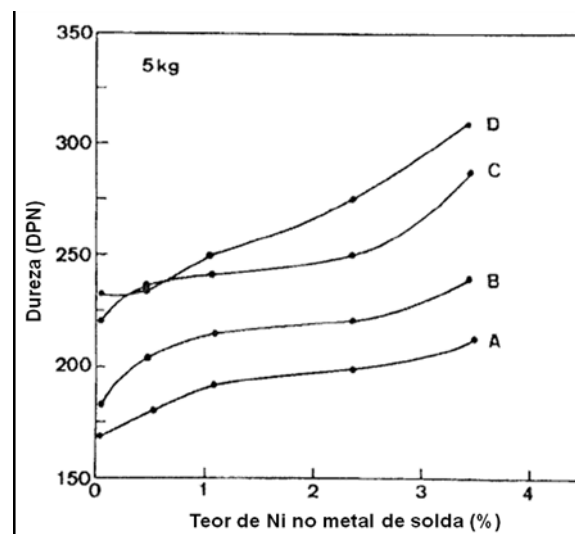


Figura 18: Efeito do Ni na dureza do metal depositado [27]

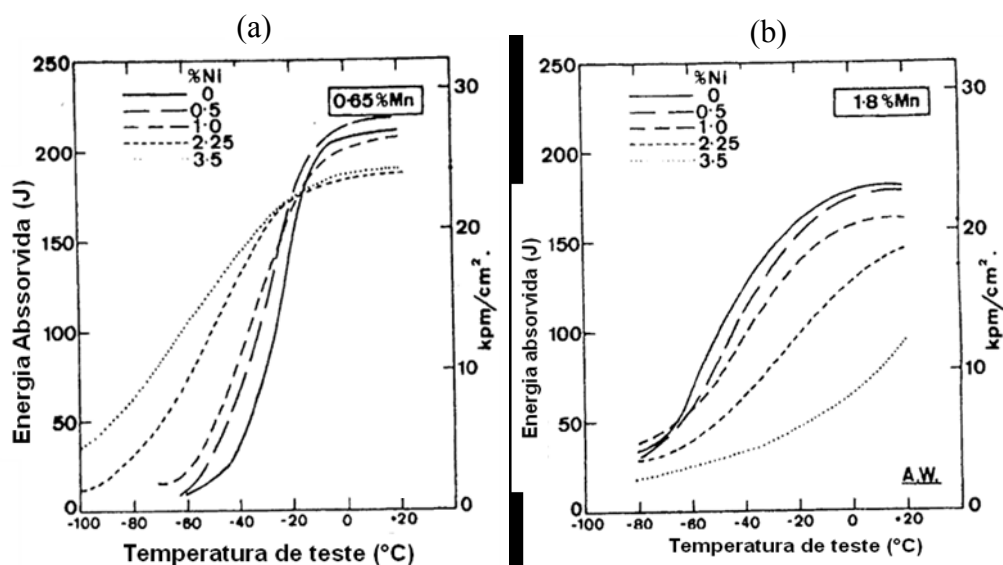


Figura 19: Curvas das energias absorvidas para (a) 0.65%Mn e (b) 1.8%Mn no metal de solda [27]

Em metais de solda depositados por eletrodos oxidantes em soldagem molhada [28], o níquel agiu beneficemente nas propriedades mecânicas. Pode ser observado na Figura 20a que a energia absorvida teve valor máximo de aproximadamente 43 J entre os teores de 2 a 3% de Ni no metal de solda. O oxigênio manteve-se constante em aproximadamente 2200 ppm, independente do valor de Ni no metal de solda. Os testes de resistência a tração também mostraram que o valor máximo foi obtido com os teores de 2 a 3% de Ni. A dureza seguiu um diferente padrão, aumentando continuamente com o teor de níquel. A tendência oposta da variação da dureza quando comparado com as mudanças na resistência a tração e na energia absorvida sugere que algum mecanismo de fragilização pode ter sido desencadeado para teores de Ni acima de 3% (Figura 20). Medidas quantitativas indicaram que a média do tamanho de grão ferrítico diminuiu de 10.6 para 3.8 μm com o teor de Ni aumentando de 0 a 2.2% em peso e mantendo-se constante com teor acima de 5.08%Ni [28].

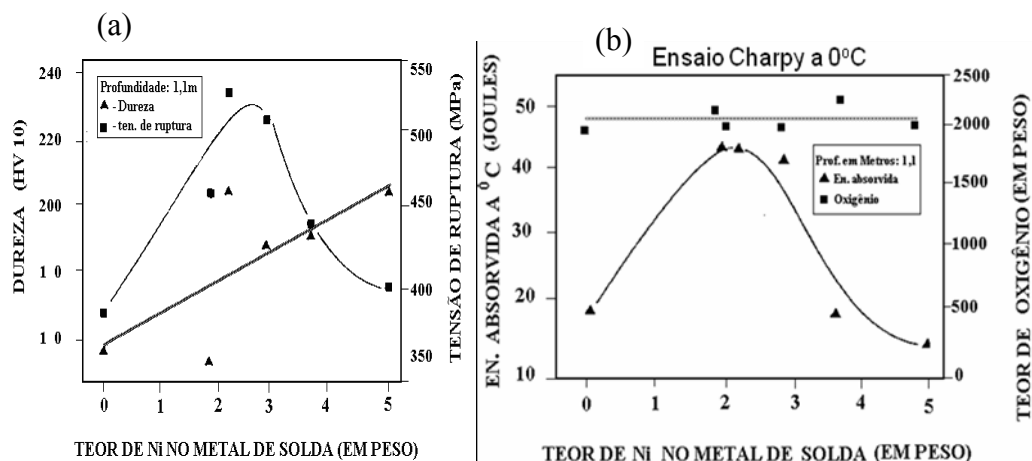


Figura 20: Efeito do níquel na (a) dureza, (b) tenacidade e no teor de oxigênio do metal de solda [28]

2.8. A Influência do Molibdênio

O molibdênio, assim como o níquel, é um elemento de liga que tem a característica de ser termodinamicamente mais estável que outros elementos em altas temperaturas (Figura 3), sendo possivelmente transportado para poça de fusão sem sofrer oxidação. Além disso, pode contribuir com o aumento das propriedades mecânicas do metal de solda.

Em pesquisas realizadas com metais de solda para soldar aço HSLA (arco submerso), a adição de Mo (na faixa de 0.81 a 0.88%) resultou no aumento da tenacidade devido à formação predominante de ferrita acicular e grãos de bainita na redução da ferrita com segunda fase e ferrita pró-eutetóide [29].

Surian et al [30] verificaram que o molibdênio tem a característica de refinar os grãos da região reaquecida, assim diminuindo a fração de volume de grãos grosseiros. A Figura 21 mostra a diminuição do tamanho de grãos para dois teores de Mo (0 e 0.9%). Na região colunar, a média da largura dos grãos diminuiu com aumento do teor de Mo.

Em relação às propriedades mecânicas o Mo contribui para o aumento dos valores de limite de resistência à tração e limite de escoamento, além de aumentar a dureza pelo mecanismo de solução sólida e refino dos grãos. Porém, foi observado que para 1% de Mn (no metal de solda), o Mo (variando de 0 a 0.9%) teve um efeito deletério sobre a tenacidade. Já para o valor de 1.5% de Mn no metal de solda, o efeito do Mo (variando de 0 a 0.9%) teve um efeito benéfico sobre a tenacidade, sendo o melhor valor encontrado de energia absorvida para o teor de 0.25% de Mo.

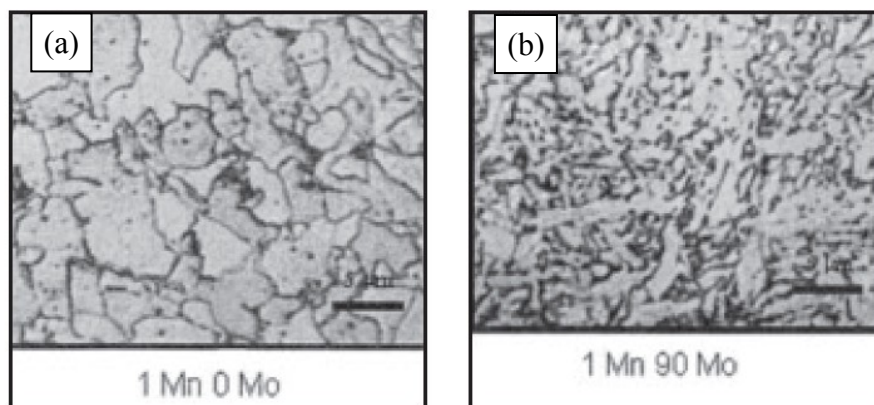


Figura 21: Imagem da região reaquecida, (a) Com 0%Mo e (b) com 0.9%Mo [30]

Em soldas de aço C-Mn [31], a adição de teores crescentes de molibdênio gerou efeitos sobre a microestrutura e também sobre as propriedades mecânicas. A ferrita primária foi progressivamente reduzida no metal de solda. A caracterização micrográfica revelou que houve mudança microestrutural e refino dos grãos da região reaquecida, local onde pode ser observada a presença de agregados ferrita-carbeto. Na região de grãos grosseiros, a microestrutura ferrita

pró-eutetóide foi reduzida quase por completo com a presença de Mo. Na região de grãos finos também houve grande mudança microestrutural - o aumento do teor de Mo levou ao aumento da acicularidade, levando à substituição de grãos de ferrita por colônias de ferrita com segunda fase, principalmente com o teor de 1.1% de Mo em peso no metal de solda (Figura 22). A característica acicular do metal de solda e a presença de agregados de ferrita-carbeto propiciaram o aumento da dureza e da resistência à tração. Por outro lado, teores acima de 0.25% de Mo e o aumento da quantidade de Mn foram prejudiciais à tenacidade do metal de solda, pois a microestrutura da região reaquecida de grãos finos que era de ferrita acicular foi transformada em ferrita com segunda fase (Figura 23) [31].

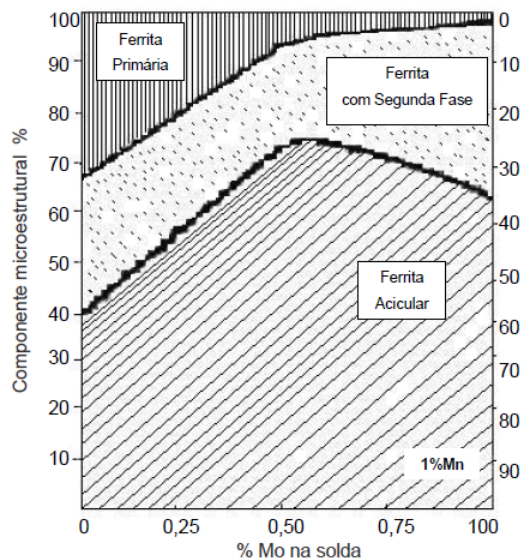


Figura 22: Efeito do Mo nos metais de solda C-Mn [31]

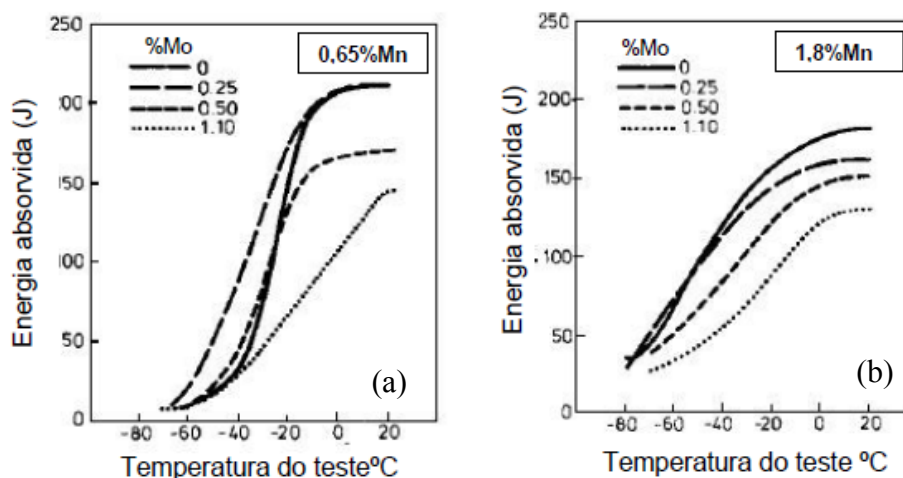


Figura 23: Ensaio Charpy para valores de (a) 0.65%Mn e (b) 1.8%Mn [31]

O efeito da adição de molibdênio, em diversas faixas de teores, em metais de solda molhada contendo 2% de Ni foi analisado por Leão [32], onde pode ser notada a influência deste elemento sobre a microestrutura e sobre a dureza. Com o aumento do teor de Mo ocorreu um considerável aumento da microdureza (Figura 24). O aumento da dureza do metal de solda pode ser justificado pelo refino dos grãos. Ao se observar os resultados das medidas do tamanho de grão em relação aos teores de Mo (Figura 25) é possível concluir que o aumento deste elemento foi eficiente para reduzir o tamanho de grão da ferrita equiaxial (poligonal), onde o menor valor de tamanho de grão encontrado foi de 3.91 μm com teor de 0.85%Mo.

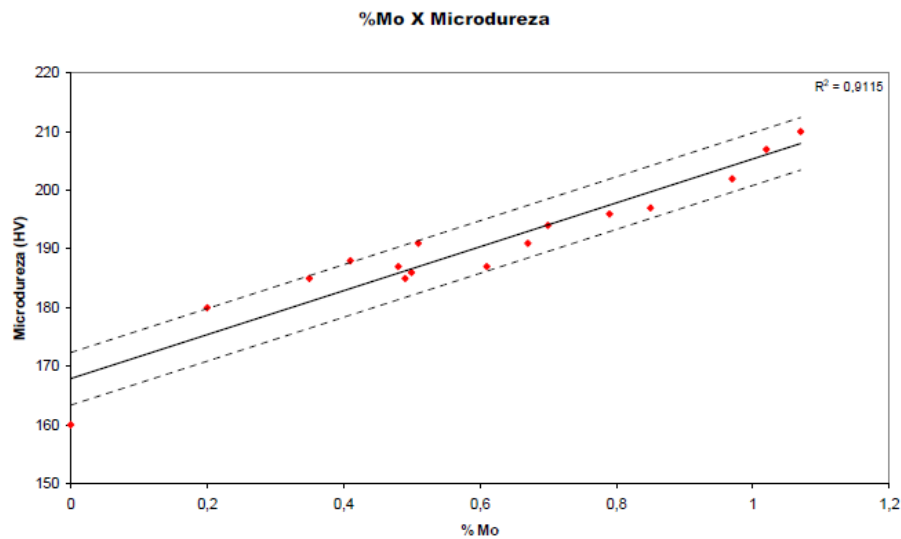


Figura 24: Influência do molibdênio na microdureza no metal de solda [32]

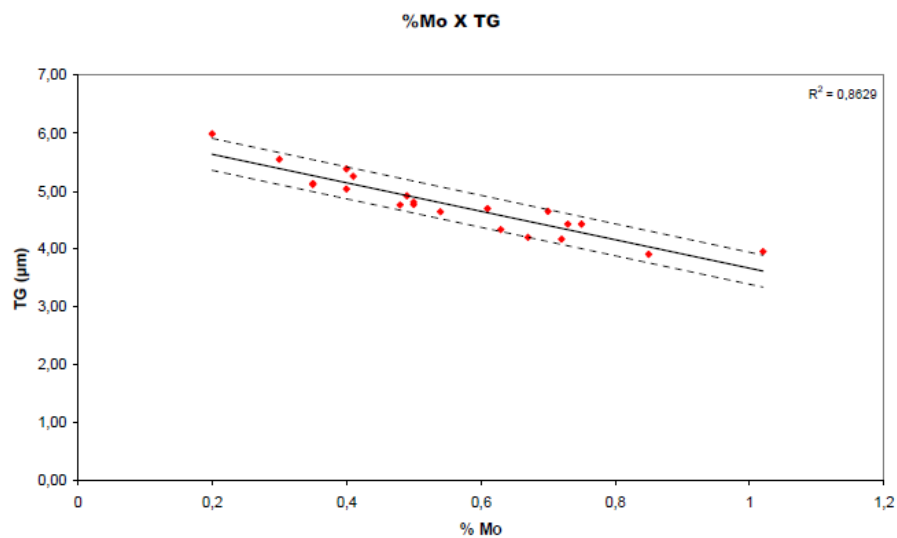


Figura 25: Influência do Mo no tamanho de grão (μm) no metal de solda [32]