

2

Revisão Bibliográfica

Este capítulo apresenta uma revisão sobre a soldagem subaquática molhada e as melhorias obtidas na soldagem com eletrodo oxidante com adição do níquel. Versa sobre a atuação dos elementos de liga no aço e como eles influenciam as propriedades mecânicas e microestrutura dando especial atenção para o níquel, molibdênio e cobre. Assim como uma abordagem das características de soldagem atmosférica com uso de eletrodos com adição de cobre e molibdênio.

2.1

Soldagem Subaquática Molhada

Na soldagem subaquática molhada, o arco é aberto direto no meio aquoso, procedendo-se à soldagem nas bolhas de gás que envolvem a poça de fusão. Os problemas associados são as dificuldades operacionais decorrentes da pouca visibilidade do arco, a presença de inclusões de escória, porosidade e as baixas propriedades mecânicas obtidas quando comparada à soldagem atmosférica e mesmo em relação à soldagem hiperbárica. Do ponto de vista metalúrgico, a alta velocidade de resfriamento e o elevado teor de hidrogênio absorvido pelo metal fundido são os fenômenos a serem controlados para evitar trincas a frio e a baixa tenacidade das juntas soldadas [3]. A soldagem molhada, no entanto, é selecionada entre outras técnicas por sua rápida implementação e relativa facilidade operacional reduzindo, portanto, o custo e o tempo gasto em relação soldagem hiperbárica. Esta última, entretanto, continua sendo a melhor opção para soldagens realizadas em maiores profundidades (entre 30 e 300m). Na figura 1 tem-se uma representação da soldagem hiperbárica e da soldagem molhada.

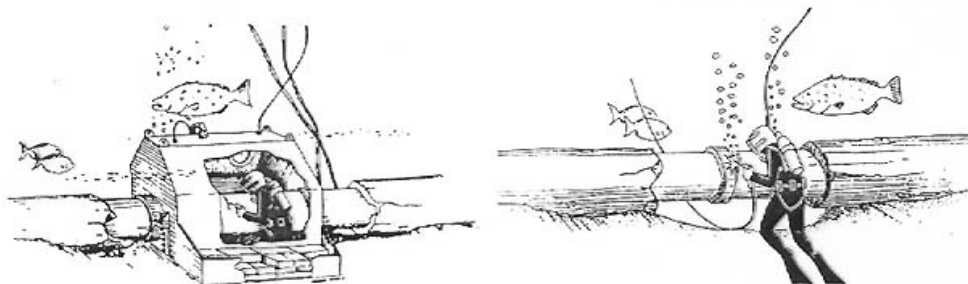


Figura 1-a) Soldagem hiperbárica e b) Soldagem molhada [5].

2.2

Problemas Ocasionados pela Soldagem Molhada

A água é um óxido relativamente instável e facilmente decomposta em oxigênio e hidrogênio pelo o calor gerado pelo o arco. Esses gases além de facilmente se recombinar formando vapor d'água podem também ser absorvidos pelo metal líquido na ponta do eletrodo durante a transferência metálica ou na poça fundida. Quando a pressão ou a profundidade é aumentada a absorção destes elementos é ainda maior [7]. A pressão total aumenta a razão de 1atm para cada 10m de profundidade. Para uma dada composição de um gás sobre a poça, a pressão parcial e, portanto, a atividade química do oxigênio e do hidrogênio aumenta diretamente proporcional a pressão total [8].

A porosidade é um dos maiores problemas que afetam as propriedades mecânicas das juntas soldadas submersas. Segundo Suga e Hasui [9], o maior responsável pela formação dos poros é o hidrogênio no estado gasoso. Eles demonstraram para três diferentes tipos de eletrodos ferríticos que a formação de poros inicia-se a aproximadamente 0.5 bar (5m) e aumenta quase linearmente com a o aumento da pressão. Já o aumento do oxigênio é o maior responsável pela diminuição dos elementos desoxidantes e pela formação das inclusões. Na figura 2 é possível observar um exemplo do que ocorre, conforme o oxigênio aumenta com a profundidade em soldagem molhada há uma concomitante diminuição na quantidade de manganês até que ambos alcançam um patamar.

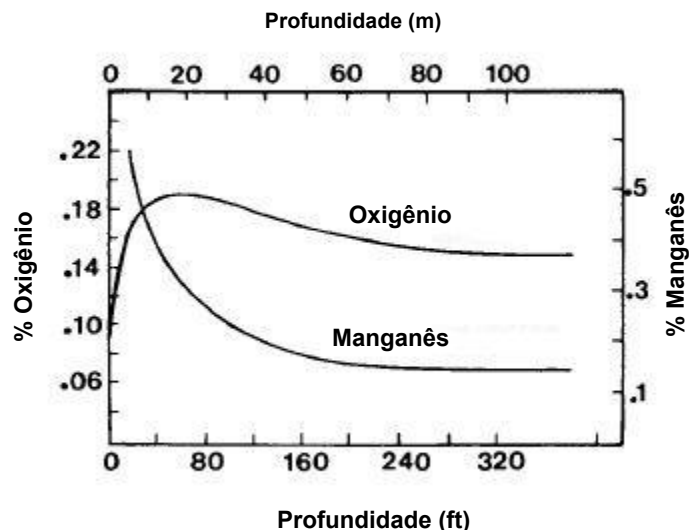


Figura 2-Variação da quantidade de oxigênio e manganês no metal de solda com aumento da profundidade [7].

Na poça de fusão, elementos de liga que tem afinidade pelo oxigênio, como C, Si e Mn, formam compostos como CO, CO₂, SiO ou MnO e, deste modo, são eliminados na forma de escória ou ficam aprisionados em poros ou inclusões. Se a quantidade de desoxidantes for pequena o Fe será oxidado formando FeO. Entretanto, o percentual de oxigênio no metal de solda se torna fixo a partir de certo valor, o qual é de aproximadamente 0,20%, o nível deste patamar foi determinado com base no diagrama ferro-oxigênio pela temperatura da poça de fusão e pelo limite de solubilidade do oxigênio no ferro líquido. Isto pode ser observado na figura 3 [7].

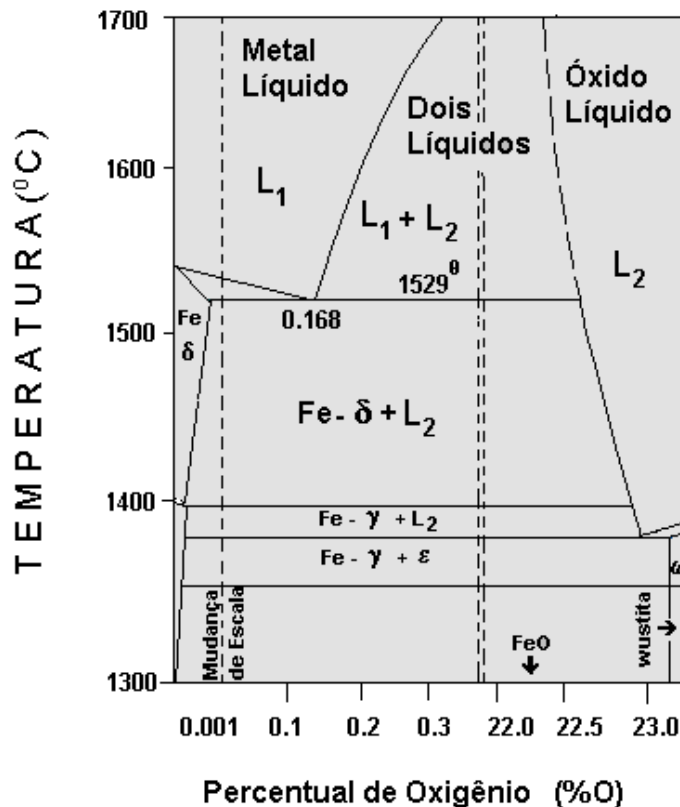


Figura 3- Diagrama de equilíbrio Ferro-Oxigênio (Van Vlack 1977) [7].

Sendo assim, a perda de propriedades mecânicas na zona fundida em função do seu teor de oxigênio está associada principalmente à perda de elementos de liga por oxidação e à formação de inclusões. Estes dois fatores têm efeitos na temperabilidade, tamanho de grão austenítico e, portanto, na microestrutura. Ao contrário do que ocorre em soldagem atmosférica onde a transferência de calor se dá principalmente por condução no metal, na soldagem molhada ocorre predominantemente por convecção. Parâmetros operacionais que são controlados na soldagem realizada ao ar para obtenção de uma microestrutura favorável, como espessura da peça, energia de soldagem e temperatura de pré-aquecimento, são mais difíceis de serem controlados na soldagem molhada. A soldagem atmosférica de aços C-Mn com baixa energia de calor pode resultar em uma zona termicamente afetada (ZTA) com uma dureza superior a 350HV e constituída de uma microestrutura frágil, susceptível a fissuração a frio. Esta situação desfavorável surge quando o tempo de resfriamento entre 800 e 500°C (ΔT_{8-5}) varia entre 5 a 10s [10]. Segundo Stalker [11], na soldagem molhada, ao contrário do que ocorre em soldagem atmosférica, a espessura da junta praticamente não modifica o ΔT_{8-5} nem mesmo com o aumento da energia de calor. Intervalos típicos da soldagem molhada (de 2 a 5s) na faixa de 800 a 500°C significam uma situação inteiramente favorável à formação de produtos de elevada dureza como a martensita [3]. O intervalo de

resfriamento ΔT_{8-5} é uma característica importante a se observar, na medida em que neste intervalo podem ocorrer transformações de fases importantes nos aços.

Nóbrega [3], através do uso de termopares, também fez uma avaliação do ciclo térmico da soldagem molhada realizada com eletrodo do tipo oxidante e os resultados, mostrados na tabela 1, apontaram um pequeno decréscimo na velocidade de resfriamento na faixa 800-500°C, ou seja, pouca variação no tempo de resfriamento, indicando a impossibilidade de se reduzir a dureza na ZTA e o risco de trincas por hidrogênio pelo simples controle dos parâmetros de soldagem (tensão, corrente e velocidade). Esta tabela também mostra o resultado da soldagem realizada em ambiente atmosférico.

Tabela 1-Resultado do ciclo térmico, Nóbrega [3]. Eletrodo 19: Tipo oxidante.

Eletrodo Nº	Corrente (A)	Tensão (V)	Energia (KJ/mm)	$\Delta T_{(s)}$ de 800 a 500°C
19	144	30	1,2	3,0
19	168	32	2,0	4,0
19	180	33	2,8	5,5
19	168	27	1,4	22,0*

*Solda a seco

As repercussões do resfriamento muito rápido não se limitam a ZTA. O metal de solda solidifica-se rapidamente, aumentando a chance de retenção de gases e escórias. Além disso, o hidrogênio terá menos tempo para difundir-se e sair da junta, aumentando os riscos de fissuração posterior na ZTA [3].

2.2.1

Fissuração pelo Hidrogênio (Trinca Induzida pelo Hidrogênio)

Essa forma de fissuração é considerada um dos maiores problemas de soldabilidade associado aos aços estruturais, podendo ocorrer tanto na zona termicamente afetada (ZTA) como na zona fundida (ZF). A trinca se forma durante o resfriamento quando o material está entre 200°C e -100°C, por isso,

também chamada de fissuração a frio. A sua formação se inicia após um período inicial, tendendo a crescer de forma lenta e descontínua e levando até 48 horas após a soldagem para sua completa formação.

A fissuração pelo hidrogênio resulta da ação simultânea de quatro fatores [12,13]:

- presença de hidrogênio;
- tensões trativas;
- microestrutura sensível à fissuração e
- temperatura adequada.

Esses quatro fatores acima são facilmente encontrados em soldagem molhada. Como já citado, oxigênio e hidrogênio originam-se facilmente na soldagem molhada pela decomposição da água. Devido à sua elevada mobilidade atômica, a maior parte do hidrogênio absorvido durante a soldagem tende a se difundir rapidamente através do metal de solda e do metal base, escapando destes em um período de horas ou dias. A quantidade de hidrogênio que escapa desta forma, durante um período determinado de tempo, é chamada de hidrogênio difusível [12]. Além da alta mobilidade, o hidrogênio apresenta solubilidade relativamente alta no aço líquido, sendo reduzida no sólido e ainda, a sua solubilidade na austenita é significativamente maior que na ferrita como pode ser observado na figura 4 [14].

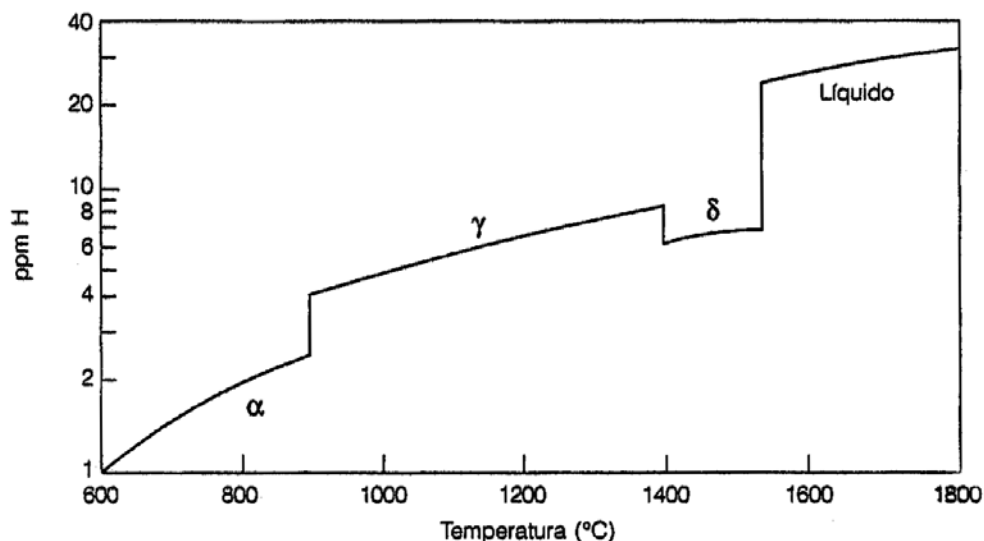


Figura 4-Solubilidade do hidrogênio no ferro e em aços baixa ligas [14].

Tensões residuais trativas são desenvolvidas na junta soldada devido à sua contração durante o resfriamento. Em estruturas rígidas, as tensões de contração são intensificadas pela falta de liberdade (restrições) para acomodação da junta soldada. Concentradores de tensão, como entalhes formados pela raiz, a margem da junta soldada, mordeduras, inclusões de escória e outras descontinuidades, causam um aumento local das tensões, facilitando a nucleação de trincas. Além disso, uma microestrutura de elevada dureza possui menor ductilidade e tenacidade, aumentando a probabilidade de fissuração pelo hidrogênio em função da redução da capacidade de acomodação das tensões na região da solda por deformação plástica.

Existem algumas medidas a tomar para evitar as trincas induzidas pelo hidrogênio, como a escolha do metal de adição, a redução do nível de tensões, o controle das condições de resfriamento (conforme já mencionado é muito difícil de realizar em soldas molhadas) assim como procedimentos de pós-aquecimento ou tratamento térmico pós-soldagem também são de difícil aplicação.

2.2.2

Trincas de Solidificação (Trincamento a Quente)

O trincamento a quente ocorre a temperaturas entre 200 e 300°C abaixo do ponto de fusão do metal se solda. Este tipo de trinca é intergranular e sua ocorrência está associada a uma ductilidade insuficiente que o metal de solda apresenta, num certo intervalo de temperatura, em suportar tensões trativas que surgem no resfriamento. Embora não se possa generalizar a todos os sistemas que apresentam este problema, o tipo de trinca descrito está associado à formação de um filme no contorno de grão, nas proximidades da linha solidus. Este filme resulta, por sua vez, de uma segregação associada a uma segunda fase. Por estas razões, estas trincas são chamadas de trincas de solidificação [4,10]. Isso é esquematizado na figura 5.

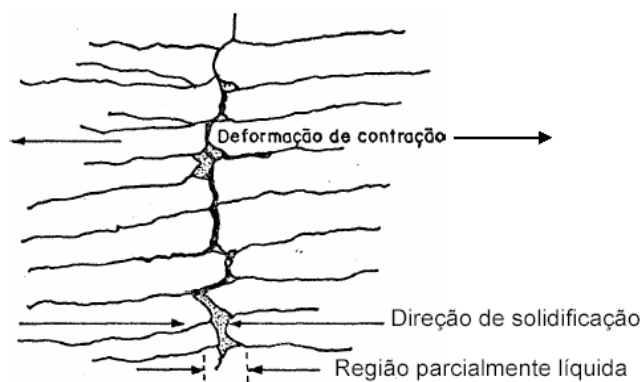


Figura 5-Esquema ilustrando a formação de filmes líquidos entre grãos e a ocorrência de trincas de solidificação, Rebello [10].

A susceptibilidade a este tipo de dano em soldagem molhada é determinada principalmente, pelo tipo de estrutura de solidificação do metal de solda. Quando o metal de solda é depositado em contato direto com a água observa-se uma estrutura de solidificação com elevado grau de segregação, isso porque, a poça de fusão em soldagem molhada possui o formato de gota alongada [4]. Esse formato de poça favorece a segregação de solutos no centro do cordão de solda causando aumento no grau de restrição da junta (gerando tensões residuais), aumentando a susceptibilidade à fissuração a quente. O esquema da formação da trinca pode ser visto na figura 6 [10].

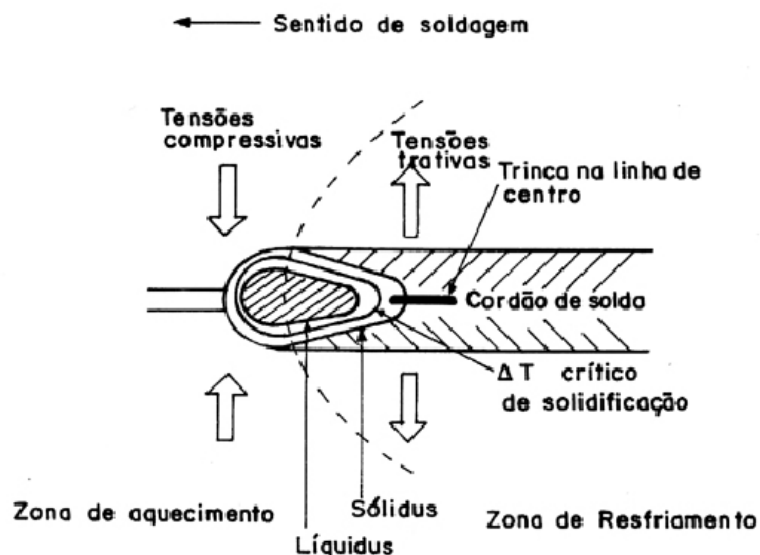


Figura 6-Esquema ilustrando a formação de trincas de solidificação longitudinal ao cordão, Rebello [10].

Esse tipo de trinca é comumente observado em metais de solda depositados com eletrodos de aço inoxidável austenítico e de ligas de níquel [4].

2.3

Tipos de Eletrodos Utilizados na Soldagem Molhada

Embora existam outros métodos de soldagem molhada como GMAW e Arame Tubular, a principal aplicação em campo é o processo por eletrodo revestido. Este processo consiste na fusão de um eletrodo consumível (formado por um núcleo metálico e um revestimento) causada pelo calor do arco elétrico. O núcleo do eletrodo é constituído de um arame trefilado ou fundido condutor de corrente elétrica e o revestimento por pós metálicos/ óxidos compactados que podem ser celulósicos, rutilícos, básicos ou oxidantes, dependendo da composição química. O metal fundido do eletrodo é transferido através do arco para junta a ser soldada. Assim, o metal de adição vai sendo depositado e o eletrodo consumido. Muito embora o processo por eletrodo revestido para soldagem molhada ainda esteja em desenvolvimento é o que apresenta melhores resultados e possui maior estabilidade do arco.

Nóbrega [3] testou sessenta e seis (66) tipos diferentes de eletrodos revestidos para soldagem molhada entre ferríticos, austeníticos e ligas de níquel, abrangendo uma grande variedade de composições adequadas para aço estrutural C-Mn, onde o metal de base utilizado foi um aço da classe API5LX-42. Observou-se que aços de alto carbono equivalente possuem baixa soldabilidade.

Para este caso, a utilização de eletrodos ferríticos com revestimento do tipo oxidante ofereceu os melhores resultados permitindo evitar a formação de trincas por hidrogênio na ZTA. Este comportamento foi atribuído ao teor mais baixo de hidrogênio difusível dos depósitos com este eletrodo. Entretanto, eles apresentaram um limite de escoamento inferior aos outros revestimentos.

Os eletrodos rutilícos se destacaram por apresentar desempenho superior quanto ao aspecto do cordão de solda e estabilidade do arco. Já os eletrodos do tipo ácido tiveram desempenho inferior aos rutilícos e, além disso, possuem o inconveniente de não soldar fora da posição plana. Os dos tipos, celulósico e básico, apresentaram cordões irregulares e arco instável.

Todos os eletrodos não ferríticos apresentaram problemas de trincas a quente, não sendo, portanto, adequados pra serem usados em soldagem molhada. Stalker, Hart e Slater [15] mostraram, em trabalhos anteriores, que

somente eletrodos ferríticos do tipo oxidante podem evitar trincas na ZTA, porém o carbono deve ser inferior a 0,36.

Gooch [1,16] avaliou vários tipos de consumíveis em soldagem molhada quanto aos defeitos e propriedades mecânicas, utilizando materiais base com carbono equivalente variando de 0,28-0,47. As conclusões obtidas por Gooch foram similares aos trabalhos anteriormente citados. A figura 7 mostra que os eletrodos oxidantes contêm em comparação com os eletrodos básicos e rútilicos o menor teor de hidrogênio difusível, também foi observado que, em geral, os níveis de hidrogênio encontrados foram maiores do que na soldagem atmosférica e estes níveis aumentaram com a pressão.

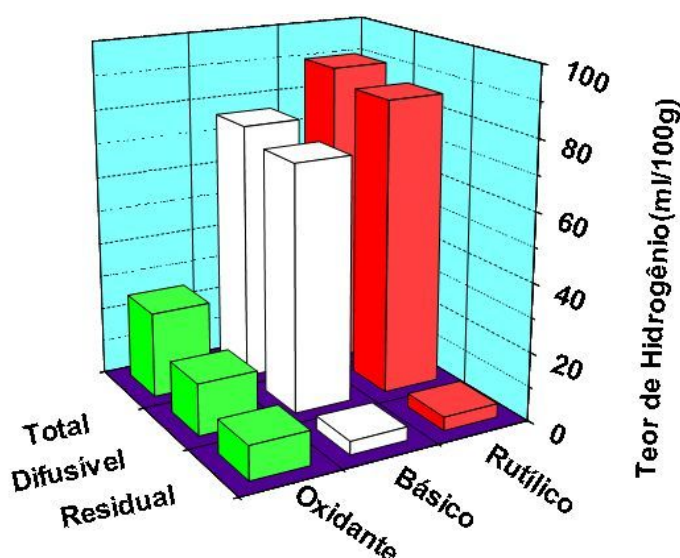


Figura 7-Influência dos tipos de revestimentos dos eletrodos sobre os teores de hidrogênio nos metais de solda depositados em contato com o meio aquoso [16].

Para entender o efeito de eletrodos oxidantes em soldas molhadas Pope e Olson (7) variaram o potencial oxidante, através da adição de hematita (Fe_2O_3), no revestimento de um eletrodo rútilico. As soldas foram realizadas a 0,5m de profundidade. Os resultados mostraram que aumentando o potencial oxidante do eletrodo ocorre um aumento concomitante do oxigênio no metal de solda até que este alcance um patamar de 2100ppm. Este patamar, como já explicado anteriormente, está relacionado com o diagrama ferro-oxigênio. Os resultados também demonstraram que os efeitos do potencial oxidante do revestimento do eletrodo na composição e microestrutura são similares aqueles do aumento da profundidade quando utilizado eletrodo rútilico. A tabela 2 indica a composição química utilizada em cada eletrodo.

Tabela 2-Composição química dos eletrodos usados para o teste [7].

	Eletrodo R1	Eletrodo OR1	Eletrodo OR2	Eletrodo OX1	Eletrodo ORM1
Alumina	2.3	2.3	2.3	2.3	2.3
Feldspato	5.6	5.6	5.6	5.6	5.6
Titanato de Potássio	9.3	9.3	9.3	9.3	9.3
Sílica	10.4	10.4	10.4	10.4	10.4
Mica	2.3	2.3	2.3	2.3	2.3
Caulim	2.8	2.8	2.8	2.8	2.8
Hematita	0	20	30	50	20
Rutilo	50	30	20	0	20
Magnésia	0	0	0	0	10
Silicato de Potássio	17	17	17	17	17
Potencial de oxidação	0	0.4	0.6	1	0.4

O eletrodo R1 é o eletrodo rutilico, ou seja, sem adição de hematita. A partir dele foram adicionados hematita em substituição ao rutilo e assim obtidos diferentes potenciais de oxidação. O potencial de oxidação é obtido através da equação 1:

$$O.P = \frac{Fe_2O_3}{Fe_2O_3 + TiO_2 + MgO} \quad (\%Peso) \quad Eq.(1)$$

No eletrodo ORM1 foi adicionado MgO com a finalidade de controlar o conteúdo de oxigênio.

De acordo com este trabalho, a formação de óxido nas soldas subaquáticas pode ser entendida com a ajuda do diagrama Ellingham-Richardson apresentado na figura 8.

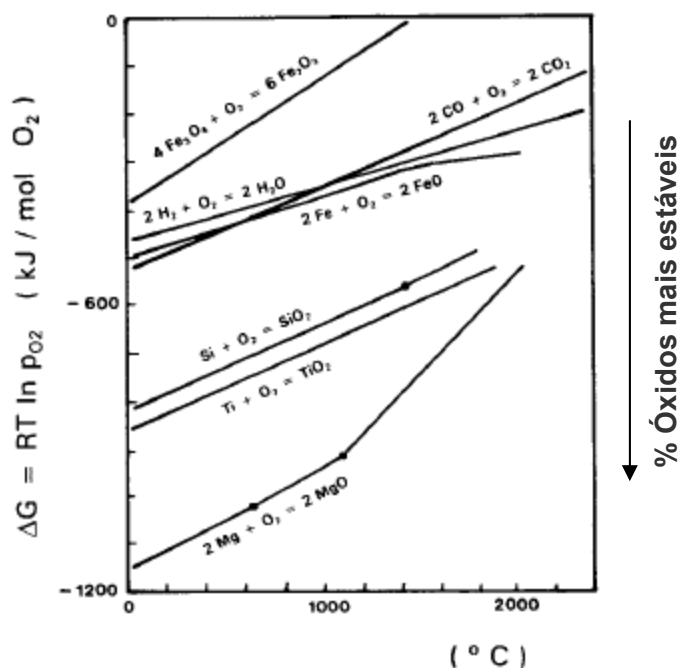


Figura 8-Diagrama de Ellingham-Richardson [7].

No caso de soldas realizadas com eletrodo rútilico, por exemplo, o óxido menos estável no sistema é a água a qual se decompõe em hidrogênio e oxigênio. A água, dessa maneira, é quem controla o conteúdo de hidrogênio e oxigênio em soldas subaquáticas realizadas com eletrodos rútilicos. E, neste caso, o conteúdo de oxigênio pode ser controlado pela presença de desoxidantes como Mn e Si. No caso do uso de eletrodos oxidantes, os quais possuem adição de hematita no seu revestimento, a água já não é o óxido menos estável, mas sim o Fe_2O_3 (hematita). Esta, por sua vez, se decompõe em wustita (FeO) e/ou magnetita (Fe_3O_4) liberando oxigênio. Neste caso, os desoxidantes presentes no metal de base e no eletrodo não são suficientes para manter os níveis de oxigênio baixo, mesmo para soldas realizadas a baixas profundidades. A liberação do oxigênio contribui para diminuir a atividade química do hidrogênio [7]. Este fato explicaria o menor teor de hidrogênio difusível apresentado em soldas depositadas com eletrodos oxidantes, como tem sido relatado em muitos trabalhos.

2.4

Influência da Microestrutura na Tenacidade

Diversos microconstituintes podem se formar durante o resfriamento de sodas realizadas em aço C-Mn e baixa liga, sendo a terminologia do IIW [17] (1988) a mais utilizada para designá-los. A tabela 3 identifica essa classificação:

Tabela 3-Classificação do metal de solda de aços ferríticos observados ao microscópio ótico, segundo o IIW [17].

CONSTITUINTE	CÓDIGO	DESCRIÇÃO
- Ferrita de Contorno de Grão -Ferrita Primária - Ferrita Poligonal Intragranular	PF(G) PF(I)	Veios de grão poligonal associado com contornos de grão de austenita prévia. Grão de ferrita normalmente poligonal, no interior do grão austenítico prévio, que deve ser maior que cerca de três vezes o tamanho médio das ripas de ferrita acicular
-Ferrita com Segunda Fase Alinhada -Ferrita com Segunda Fase - Ferrita com Segunda Fase Não Alinhada	FS(A) FS(NA)	Duas ou mais ripas de ferrita paralelas. No caso de apenas duas placas a razão deve ser maior 4:1. É constituída de ferrita circundando completamente grãos de ferrita acicular e/ou microfases.
-Ferrita Acicular	AF	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 aspecto.
-Agregado Ferrita Carboneto	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.

Embora a terminologia do IIW seja a mais utilizada por diversos autores, alguns trabalhos utilizam uma nomenclatura diferente para algumas microestruturas como, por exemplo, ferrita pró-eutetóide em substituição a ferrita primária. Muitos autores também classificam a ferrita de segunda fase como dois microconstituintes separadamente que são a ferrita de Widmastätten e a bainita superior. A justificativa da classificação dessas duas estruturas em ferrita com segunda fase alinhada segundo o IIW está na dificuldade de análise desses constituintes apenas com o uso do microscópio ótico [18].

De acordo com a literatura referente a metais de solda ferríticos baixo C e baixa liga, as principais microestruturas encontradas são: ferrita de contorno de grão PF(G), ferrita de segunda fase alinhada FS(A), ferrita acicular (AF) e em certos casos martensita (M). A figura 9 mostra alguns exemplos dessas microestruturas.



Figura 9- Micrografia mostrando a microestrutura típica de aços baixo C: A- Ferrita de Contorno de grão; B- Ferrita Poligonal; C- Ferrita de Widmanstätten; D- Ferrita Acicular [13].

De um modo geral, microestruturas que contenham alta porcentagem de ferrita acicular apresentam ótimas propriedades de resistência à fratura por clivagem. Entretanto, a predominância de ferrita acicular na microestrutura não é o único fator para que possa garantir boa tenacidade ao impacto [19].

No caso de soldas molhadas depositadas com eletrodos oxidantes a maior perda de elementos de liga comparada aos eletrodos rútilicos altera a microestrutura e diminui a resistência e tenacidade. A microestrutura de soldas molhadas consiste principalmente de ferrita primária (PF) e ferrita com segunda

fase alinhada (FS). Em contraste, soldas de superfície freqüentemente contêm grandes frações de ferrita acicular (AF) [20].

O oxigênio em teores elevados, além de propiciar a formação de inclusões, pode dar origem a microestruturas frágeis como a ferrita com segunda fase alinhada e a ferrita pró-eutetóide (ferrita primária). Aumentando-se a quantidade de oxigênio aumenta-se o número de inclusões, entretanto, essas inclusões se tornam menores [13]. Já que partículas de segunda fase agem no sentido de inibir o crescimento de grão por ancoramento dos contornos de grão, aumentando-se a quantidade de oxigênio pode-se diminuir o tamanho de grão austenítico e facilitar o aparecimento de ferrita com segunda fase, pois esta nucleia nos contornos de grãos. A figura 10 mostra o efeito do oxigênio na microestrutura bem como a influência de outros fatores: elementos de liga, tempo de resfriamento e tamanho de grão austenítico.

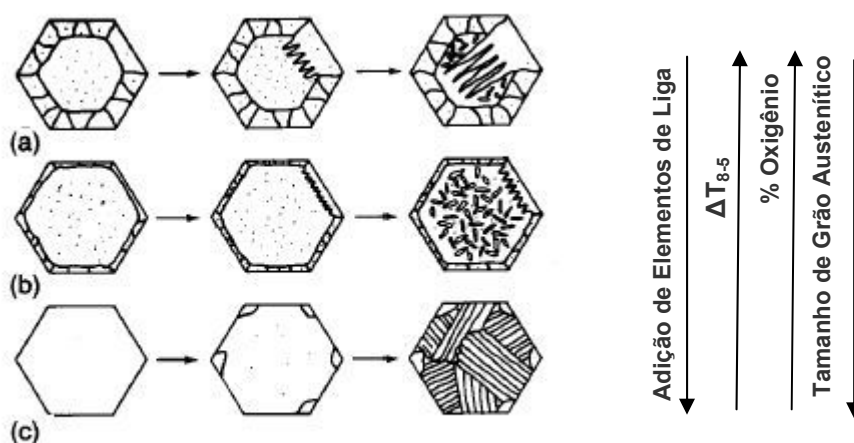


Figura 10-Esquema mostrando os efeitos da adição de elementos de liga, tempo de resfriamento, quantidade de oxigênio e tamanho de grão austenítico [13].

A propagação fácil e frágil, por clivagem, ao longo da ferrita pró-eutetóide e através da ferrita com segunda fase explica porque a resistência ao impacto Charpy decresce com o aumento da fração dessas duas microestruturas no cordão de solda. Embora seja de baixa dureza, a ferrita pró-eutetóide é frágil, principalmente quando apresentar veios de grande espessura. Estes constituem regiões onde a trinca propaga com facilidade. Já a ferrita acicular é vista como a microestrutura mais desejável para cordões de solda, em virtude dos valores elevados de resistência mecânica e tenacidade que possui. Na figura 11, pode-se ver a influência da quantidade de ferrita acicular nos resultados de ensaios

Charpy (-40°C) realizados em corpos de prova soldados por arco submerso (chapa C-Mn-Mo-Nb) [13].

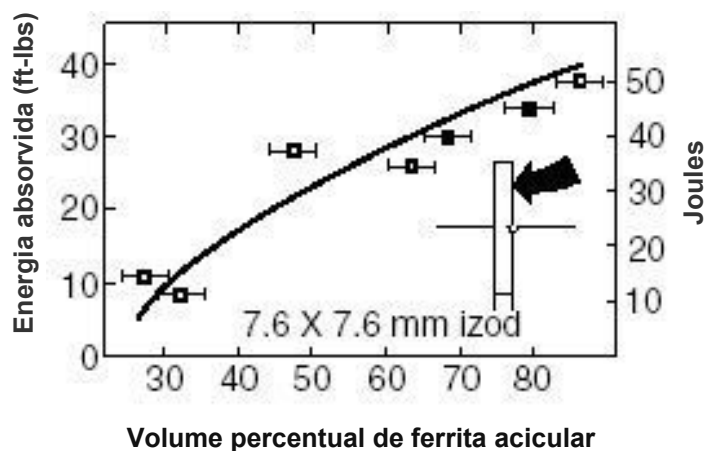


Figura 11-Valores de tenacidade em função da fração de volume da ferrita acicular obtida em soldas realizadas por arco submerso [13].

Esta característica é atribuída ao seu tamanho de grão extremamente fino (1-3 μm), à subestrutura de discordâncias da ferrita acicular e aos ângulos elevados entre contornos das ripas. Este último fator aumenta a resistência à propagação da trinca por clivagem, pois obriga a trinca a mudar de direção e reiniciar o processo de propagação, cada vez que cruza um emaranhado de ripas (Figura 12) [10].



Figura 12-Trinca propagando pela ferrita de segunda fase (FS(A)), imobilizada pela ferrita acicular [10].

De um modo geral, os elementos de liga presentes no metal de solda atuam no sentido de aumentar sua temperabilidade, favorecendo desta maneira a formação da ferrita acicular (figura 10). Paralelamente a este benefício, a adição destes elementos traz o efeito indesejável de aumentar a dureza do

cordão e torná-los assim propensos à fratura frágil. Um elemento de adição será tanto mais desejável e benéfico quanto mais fraco for seu poder endurecedor comparativamente ao seu efeito sobre a temperabilidade [10]. Os elementos de liga atuam por diferentes mecanismos nas propriedades mecânicas podendo aumentar a resistência mecânica através do endurecimento de solução sólida, dispersão, ou ainda, melhorar ambos, resistência mecânica e tenacidade através do refino de grão.

2.5

Mecanismo de Aumento de Resistência Mecânica

Endurecimento por Solução Sólida

A introdução de átomos de solutos em solução sólida numa rede de átomos solventes, invariavelmente, produz uma liga mais forte do que o metal puro. Existem dois tipos de solução sólida:

a) solução sólida substitucional: aquela na qual os átomos de soluto e solvente são similares em tamanho. Vários elementos como, por exemplo, Mo, Cu, Ni, V, Al, etc formam solução sólida substitucional na austenita e na ferrita.

b) solução sólida intersticial: aquela na qual os átomos de soluto são muito menores que os átomos de solvente, eles irão ocupar as posições intersticiais na rede cristalina do solvente. Carbono, nitrogênio, oxigênio, hidrogênio e boro são elementos que comumente formam solução sólida intersticial [21,22].

Aumento da Resistência pela Redução no Tamanho do Grão

O refinamento do tamanho de grão da ferrita constitui um dos processos mais importantes de endurecimento dos aços. A equação de Hall-Petch representada abaixo (Equação 2) fornece uma relação com a tensão de escoamento e o tamanho de grão.

$$\sigma_0 = \sigma_i + Kd^{-1/2} \quad \text{Eq.(2)}$$

onde:

- σ_0 : tensão de escoamento
- σ_i : tensão de atrito que se opõe ao movimento das discordâncias
- K: constante que representa uma medida da extensão do empilhamento de discordâncias nas barreiras.
- d: diâmetro do grão [21]

A redução no tamanho do grão aumenta não somente a resistência, mas também a tenacidade de muitas ligas [23].

Endurecimento devido a partículas finas

O aumento de resistência de um material devido a uma segunda fase insolúvel, finamente dispersa na matriz, é conhecido como endurecimento por dispersão. Um fenômeno similar a este seria o endurecimento por precipitação, o qual ocorre mediante um tratamento térmico de solubilização seguido de um resfriamento rápido numa liga na qual o soluto fica em solução sólida a temperatura elevada, mas precipita frente a um resfriamento rápido e envelhece a baixas temperaturas. Para o endurecimento por precipitação ocorrer é necessário que a segunda fase seja solúvel a temperaturas elevadas, mas que diminua a solubilidade com o decréscimo da temperatura. Ao contrário disso, a segunda fase de sistemas de endurecimento por dispersão tem uma solubilidade muito baixa na matriz mesmo a elevadas temperaturas. As fases dispersas mais comuns que ocorrem nos aços são os carbonetos, nitretos, boretos,... [21].

No caso de endurecimento por precipitação, pode-se citar o exemplo do cobre como partículas não dissolvidas dentro do aço. O cobre apresenta uma solubilidade máxima na ferrita de aproximadamente 2% a 835°C e a 590°C sua solubilidade é de apenas 0,3%. Dessa maneira, o cobre dissolvido na ferrita a altas temperaturas é rejeitado, formando partículas de Cu puro à medida que a temperatura decresce. Em função disso, ligas de Fe com mais de 1,5% Cu apresentam endurecimento por precipitação [14].

2.6

Influência dos Elementos de Liga nos Aços

Os efeitos dos elementos de liga nos aços envolvem não apenas alterações nas fases ou constituintes presentes em equilíbrio, mas também na maneira e velocidade com que estas fases se formam. A presença de elementos de liga pode, além disso, alterar as próprias características das fases presentes.

Os elementos de liga dos aços podem ser apresentados em quatro subdivisões de acordo com o diagrama de equilíbrio binário com o ferro (figura 13):

- tipo Al ou campo austenítico aberto: são os elementos de liga que aumentam a faixa de temperatura para austenita estável, pela diminuição da

temperatura de transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ e aumento da temperatura de transformação $\gamma \rightarrow \delta$.

- tipo AII ou campo austenítico expandido: Neste caso, o campo austenítico é expandido até a formação de um composto de ferro. Carbono e nitrogênio são os dois elementos mais importantes deste grupo.

- Tipo BI ou campo austenítico fechado: são os elementos de liga que favorecem a expansão do campo ferrítico. Neste caso, o campo austenítico encontra-se totalmente circundado pela região ferrítica.

- Tipo BII ou campo austenítico contraído: o campo austenítico é interrompido pela formação de compostos de ferro.

Os elementos de liga que promovem abertura e expansão do campo austenítico (AI e AII) são denominados de estabilizadores da austenita e aqueles que promovem fechamento ou contração (BI e BII) do campo austenítico são classificados como estabilizadores da ferrita [14].

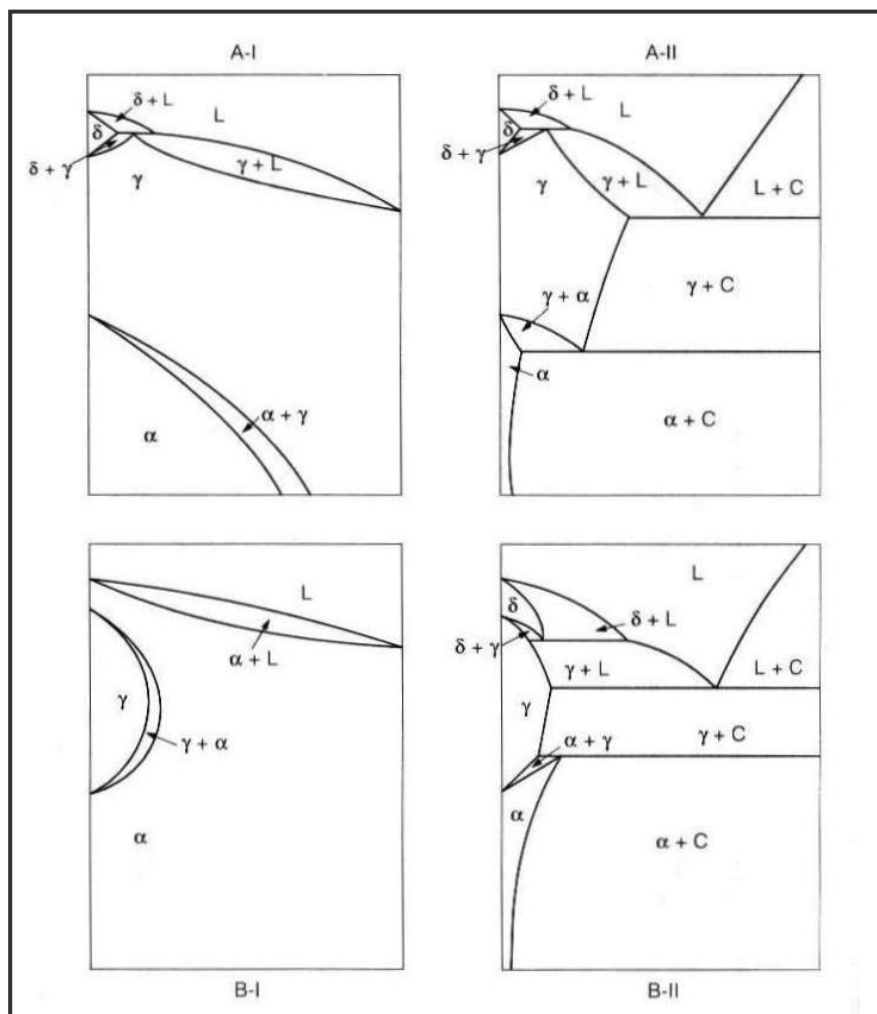


Figura 13-Tipos de diagramas de equilíbrio para o sistema ferro-elemento de liga [14].

2.6.1 Influência do Níquel

O níquel amplia a fase austenítica no diagrama Fe-C. A adição de Ni promove aumento da dureza por solução sólida e retarda a transformação ferrítica. A temperabilidade do aço aumenta com o teor de níquel e por esta razão se utiliza adição de níquel em muitas ligas em teores que variam de 0,5-5% [24]. Na figura 14 pode-se ver a influência do Ni, assim como de outros elementos, no endurecimento por solução sólida quando adicionados ao aço [14].

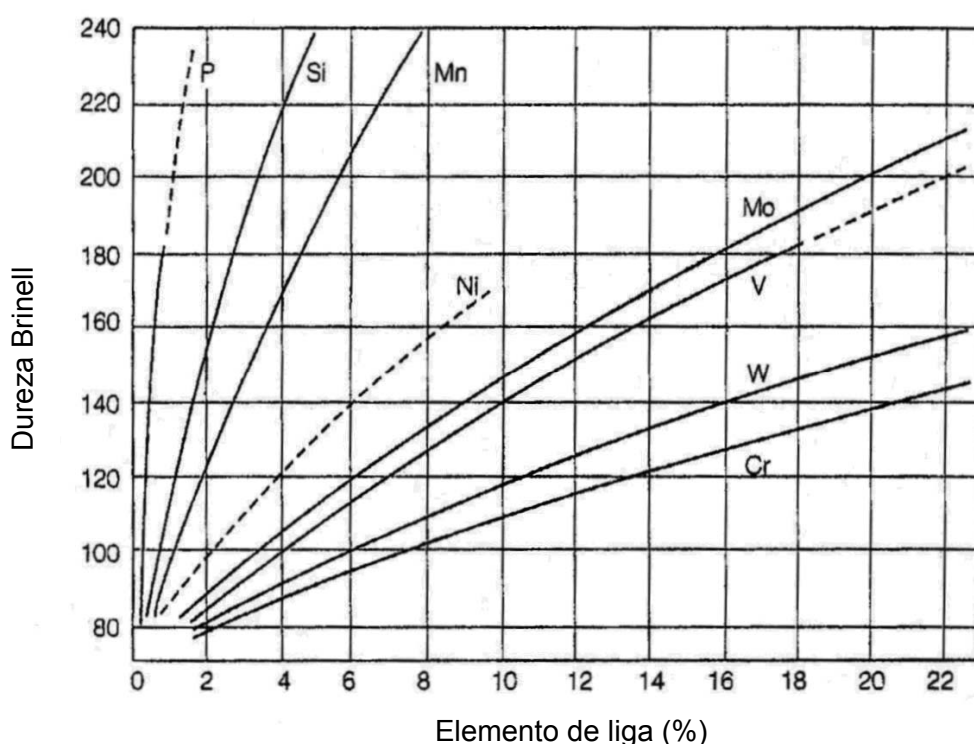


Figura 14-Efeito do endurecimento por solução sólida, causado pela adição de elementos de liga ao aço [14].

Em geral, também se reconhece que a adição de níquel forma uma ferrita acicular fina e esta acarreta uma diminuição da temperatura de transição, além de colaborar para o refino do grão [19].

Trindade et al [25] fizeram um estudo da tenacidade ao impacto em metal de solda de aço C-Mn-Ni depositado com um único passe por arco submerso com conteúdo de Ni variando entre 0,5-3,11%, as porcentagens de Mn eram de 0,78 e 1,3% (em peso) no metal de base e metal de adição, respectivamente. Os resultados mostraram que o níquel aumenta a energia de impacto para teores

até 1%, pois teores maiores, apesar de aumentarem a fração volumétrica de ferrita acicular, diminuíram significativamente a tenacidade devido à formação do microconstituente AM (austenita-martensita). A dureza aumentou um pouco com o Ni e foi atribuído ao endurecimento por solução sólida e ao refino da estrutura como mostra a figura 15.

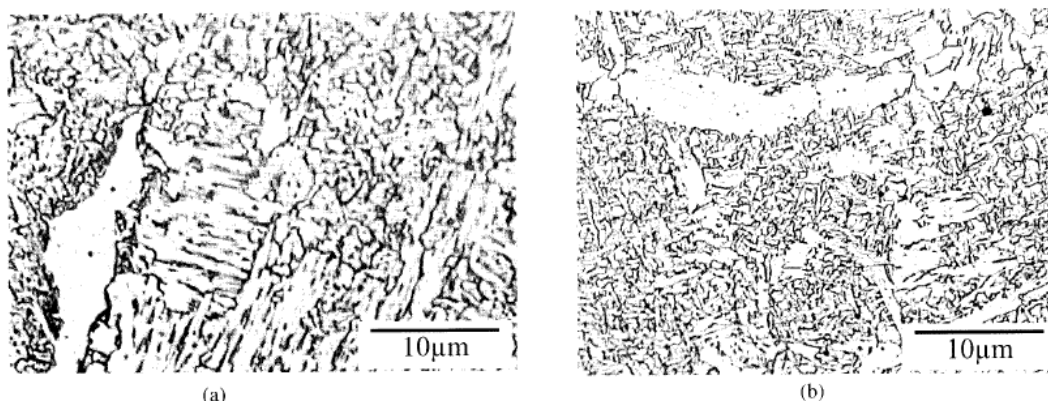


Figura 15-Microscopia ótica do metal de solda, ataque nital 2% a) sem adição de Ni, b) Adição de 1,83% Ni [25].

Zhang e Farrar [26] estudaram a influência do Mn e do Ni na microestrutura e tenacidade de metais de solda C-Mn obtidas com eletrodo revestido. Foi observado que excelente tenacidade foi obtida para 0,7% Mn e 2,5% Ni. No entanto, para teores mais altos de Mn (1,6%) de modo a manter a tenacidade próxima a obtida com 0,7% Mn, o teor de Ni foi reduzido para 1% Ni. Estes resultados mostraram que existe uma relação sinérgica entre Mn e Ni. De um modo geral, a adição de Ni promove a formação de ferrita acicular, reduzindo significativamente a quantidade de ferrita de contorno de grão. Estes fatos foram comprovados também por Evans [27]. Este autor estudou o efeito de Ni em teores entre 0 a 3,5% na microestrutura de metal de solda contendo de 0,6 a 1,8% Mn e concluiu que as propriedades de impacto foram governadas por um poder interativo do Ni, ou seja, o Ni foi benéfico para baixos teores de Mn e deletério para altos teores de Mn.

Segundo Rebello [10] existe um ponto ótimo para o Mn entre 1,1 a 1,6% que privilegia a formação de ferrita acicular em detrimento do constituinte lamelar (ou ferrita com segunda fase), sem que haja variações no teor de ferrita pró-eutetóide.

Pope et al [6] investigaram a influência do Ni no limite de resistência à tração e resistência ao impacto de depósitos de solda molhada realizada com

eletrodos oxidantes a 1,1m de profundidade. Para isso foram utilizados seis eletrodos com percentuais de Ni variando de 0 a 5%. Em três dos eletrodos o Ni foi adicionado apenas no revestimento e em outros dois o níquel foi adicionado na alma do eletrodo e no revestimento. Os resultados de tenacidade, nos metais de solda, obtidos a partir dos ensaios Charpy realizados nas temperaturas de 0 e 25°C demonstraram que a resistência ao impacto variou com o teor de Ni e alcançou um valor máximo entre 2 e 3% de Ni, o oxigênio permaneceu constante ($\approx 2200\text{ppm}$), independente da quantidade Ni na solda. Isso é demonstrado na figura 16.

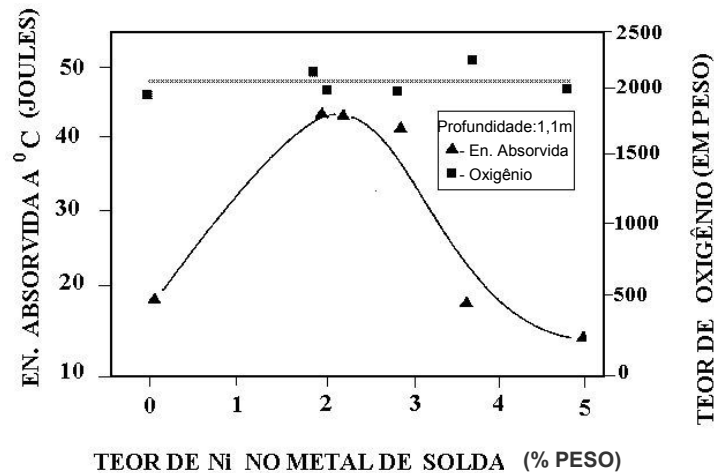


Figura 16-Efeito do níquel na energia absorvida a 0°C através de ensaio Charpy-V e sobre o oxigênio no metal de solda [6].

Testes de tração também variaram com o teor de Ni, apresentando um máximo entre 2 e 3% (Figura 17).

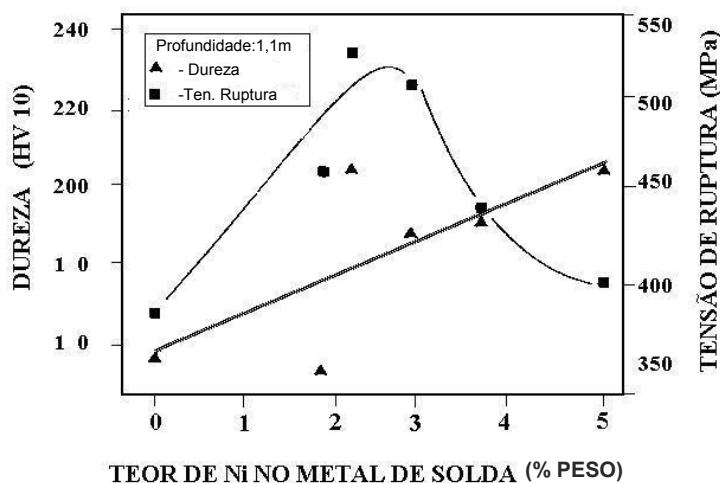


Figura 17-Efeito do níquel sobre a dureza e tensão de ruptura do metal de solda [6].

A dureza do metal de solda também demonstrada na figura 17 aponta um diferente padrão, ela aumenta continuamente com a adição de Ni. A diminuição da resistência à tração e da tenacidade com aumento do níquel foi devido à formação de trincas de solidificação.

Trabalhos anteriormente realizados com soldagem atmosférica com adição de Ni indicaram um leve efeito do Ni nas propriedades mecânicas quando comparado com soldagem molhada. Essa diferença foi explicada pelo efeito do Ni no tamanho de grão. Observações metalográficas revelaram que as regiões reaquentadas com ferrita equiaxial e inclusões de óxidos predominaram no metal de solda. Este tipo de microestrutura, resultante do uso de eletrodos de pequeno diâmetro e baixo aporte de calor, é reconhecidamente benéfica ao metal de solda [6].

Através da utilização de metalografia quantitativa verificou-se que o tamanho de grão ferrítico diminuiu de 10,6 microns para 3,8 microns quando o percentual de níquel aumentou de 0 para 2,2% em peso.

2.6.2 Influência do Molibdênio

O molibdênio é considerado um estabilizador da ferrita e assim como o níquel causa endurecimento por solução sólida na ferrita e na austenita. Além disso, o molibdênio pode formar carbonetos estáveis.

Estudos sobre a influência do Mo são mais comuns em soldas atmosféricas não havendo na literatura informação sobre a influência da adição de Mo em soldagem molhada. Apesar de existirem poucos trabalhos a respeito, adições de molibdênio em soldas atmosféricas realizadas por eletrodos revestidos são feitas principalmente para aumentar a resistência. Entretanto é reconhecido que o molibdênio pode melhorar a tenacidade e aumentar a quantidade de ferrita acicular. Foram encontradas mais informações a respeito do Mo adicionado em soldas atmosféricas realizadas por arco submerso. Nesses trabalhos, existe consenso que adições acima de 0,5% Mo em metais de solda C-Mn tem um efeito deletério na tenacidade, mas que pequenas adições podem ser benéficas [19].

Evans [28] estudou o efeito do molibdênio na microestrutura de metais de solda atmosférica de aços C-Mn realizados com eletrodos revestidos e sua influência no refino de grão, dureza e tenacidade. Eletrodos com 0,6; 1,0; 1,4 e 1,8% de Mn foram utilizados com adição de ferro-molibdênio para alcançar as

seguintes porcentagens de Mo: 0; 0,25; 0,5 e 1,1%. Os resultados demonstraram que houve uma tendência contínua na redução de ferrita primária com o aumento da quantidade de Mo. Já a ferrita acicular aumentou com o aumento de Mo até 0,5%. Para valores de Mo acima deste valor ocorreu uma queda da ferrita acicular com concorrente aumento da ferrita de segunda fase. Esta tendência pode ser vista na figura 18.

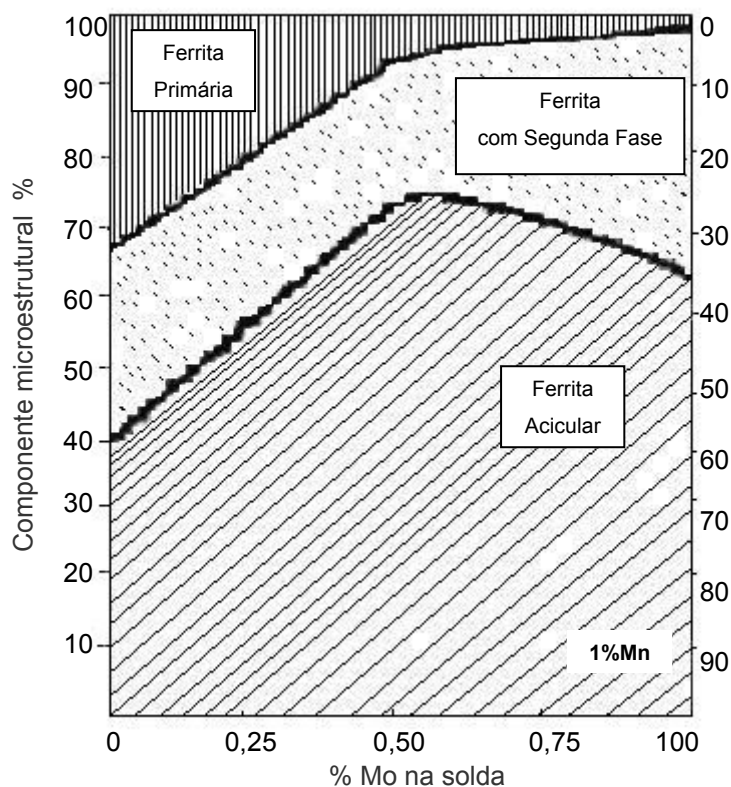


Figura 18-Efeito do Mo em metais de solda C-Mn [28].

Os melhores valores de energia absorvida foram obtidos com 0,25%Mo. Este efeito, entretanto, diminui com o aumento da quantidade de Mn como mostrado na figura 19 [28].

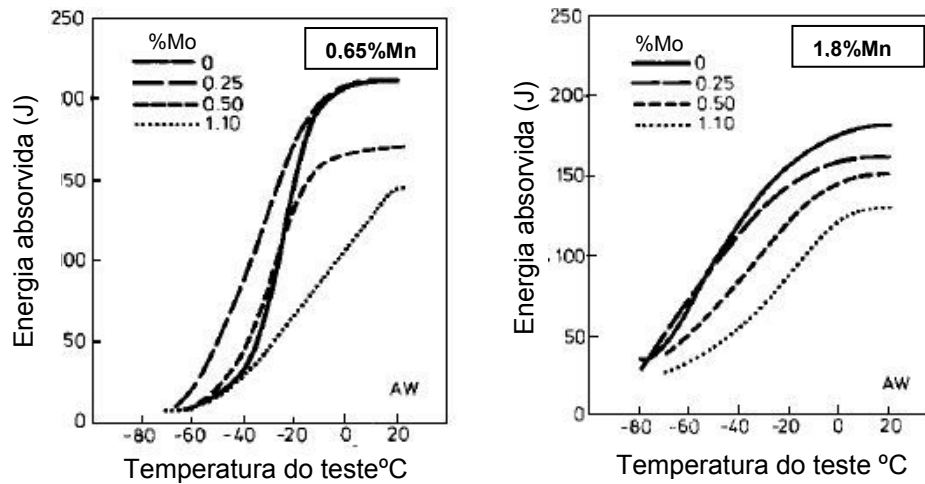


Figura 19-Resultados do teste Charpy para 0,65%Mn e 1,8%Mn [28].

Surian et al [29] também estudando a influência do Mo (variações de 0 a 0,9%) em um metal de solda com 0,5%C, com adição de dois diferentes teores de Mn 1,0 e 1,5% e com adição de 1,8% Ni determinaram resultados similares a Evans [28], ou seja, o aumento do teor de Mo aumenta a dureza, tensão de escoamento e resistência à tração. O aumento de Mo foi deletério para tenacidade quando foi usado 1% Mn, mas atingiu um valor máximo com 0,25% Mo e 1,5% Mn (Figura 20).

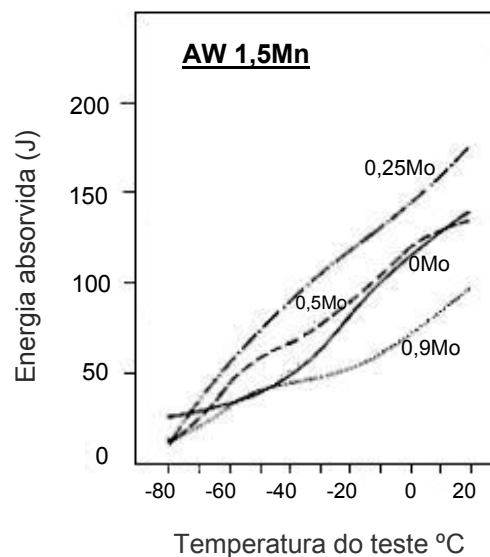


Figura 20-Resultados de testes de Impacto Charpy para condições sem tratamento térmico com teores de 1,5%Mn [29].

Quanto à microestrutura foram encontrados resultados também semelhantes aos apresentados por Evans [28]. Com aumento de Mo até teores de 0,5% Mo houve um aumento de ferrita acicular e depois, com teores mais altos de Mo, ocorreu uma queda deste constituinte e simultâneo aumento de ferrita de segunda fase. Além disso, o aumento de Mo e Mn causaram um refino na zona colunar e também nas zonas reaquecidas sujeitas a austenitização.

Bhole et al [30] estudaram os efeitos de Ni e Mo individualmente e Ni e Mo juntos na tenacidade ao impacto realizados entre (-60 à 18°C) de soldas realizadas por arco submerso no aço API HSLA 70, ou seja, baixo C e microligado com nióbio (Nb), titânio (Ti) e vanádio (V). A tabela 4 indica os teores de Ni e Mo adicionados.

Tabela 4-Teores de Ni e Mo adicionados no metal de solda [30]. SLW: Metal de solda sem adição de Ni e Mo.

Amostra		Elemento de liga adicionado no MS (%)	
		Ni	Mo
A	SLW	-	-
B	LWNI1	1.00	-
	LWNI2	2.50	-
	LWNI3	3.50	-
C	LWMO1	-	0.75
	LWMO2	-	0.9
D	LWMONi1	2.00	0.9
	LWMONi2	3.00	0.75

O estudo mostrou que os resultados de microdureza aumentaram um pouco em relação à amostra sem Ni e Mo, sendo que as amostras com os dois elementos juntos apresentaram melhores resultados (Tabela 5).

Tabela 5-Resultados de microdureza [30]

Amostra	Microdureza (HV5)
A	256
B	274
	266
	270
C	257
	289
D	271
	296

Quanto aos resultados do teste Charpy, as amostras com Ni apenas apresentaram baixa energia de impacto quando comparado às amostras do metal de solda sem Mo e sem Ni (amostra SLW). Com 3,75% de Ni essa energia foi ainda mais baixa, devido à formação de trincas no contorno de grão de regiões reaquecidas a baixa temperatura. Os melhores resultados no teste de impacto Charpy a -45°C foram obtidos para amostra com 0,9% Mo.

Para as amostras com Mo e Ni juntos houve uma melhora na tenacidade a baixas temperaturas (-60 e -45°C), mas acima destas temperaturas, não houve uma melhora significativa em relação ao metal de solda sem adição de Mo e Ni (SLW). Estes resultados são demonstrados na figura 21.

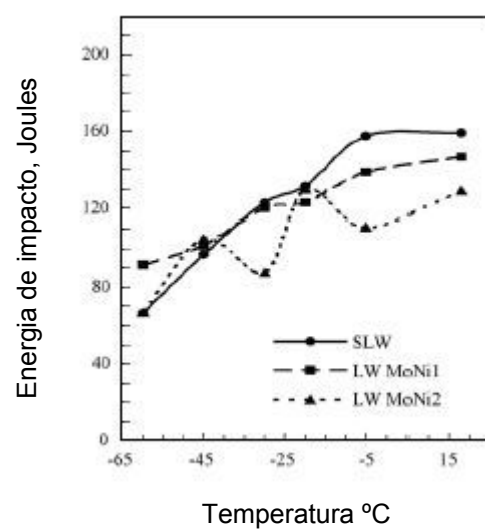
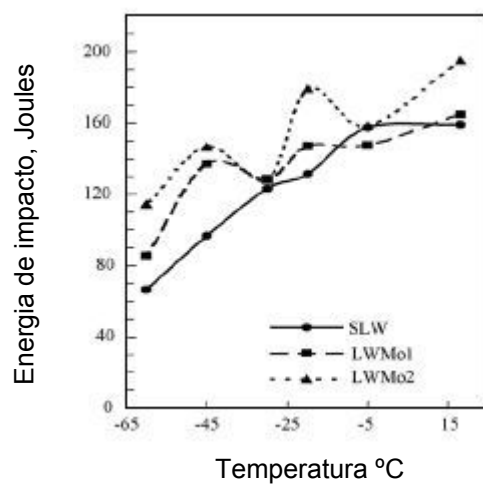
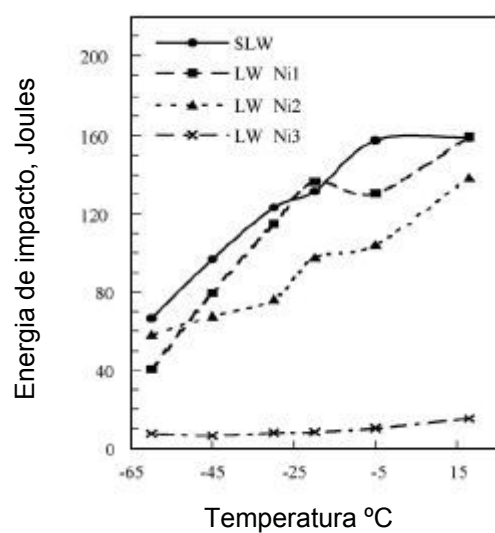


Figura 21-Resultados da energia de impacto em diferentes temperaturas [30].

Estes resultados foram explicados com base nas análises das microestruturas encontradas apresentadas na tabela 6:

Tabela 6- Porcentagem microestrutural no metal de solda [30].

Amostra	Ferrita Acicular (AF) (%)	Bainita Granular (GB) (%)	Ferrita com Segunda Fase Alinhada (FS(A)) (%)	Ferrita de Contorno de Grão (GBF) (%)
A	59.5	16.3	9.9	14.3
B	58.6	15.2	18.8	7.4
	57.1	14.6	24.8	3.5
	45.4	7.3	47.2	0
C	74.5	19.5	4.5	1.5
	76.7	20.6	2.3	0.4
D	62.4	22.7	14.9	0
	64.7	17.5	17.8	0

A piora na tenacidade com adição de Ni foi atribuída à quantidade de Mn presente no metal de solda (1,53%), que como já indicado anteriormente é deletéria ao aumento de Ni. Como consequência, houve uma diminuição na porcentagem de ferrita acicular (FA) e aumento da ferrita com segunda fase alinhada (FS(A)). As amostras com adição de Mo apresentaram um aumento na porcentagem de FA conduzindo para os melhores resultados de teste Charpy. Adições de Mo e Ni juntos apresentaram um leve aumento na porcentagem de ferrita acicular (FA).

2.6.3

Influência do Cobre

Aços com resfriamento rápido podem conter entre 3 ou 4% de Cu em solução sólida a temperatura ambiente [24]. Segundo Hannerz [31] o Cu pode facilmente entrar em solução supersaturada no Fe α quando ocorre a transformação de Fe γ para Fe α se o resfriamento for suficientemente alto. Para baixa razão de resfriamento alguma precipitação ocorre.

O Cu tem dois efeitos importantes quando adicionado ao aço, primeiramente ele retarda a transformação da austenita (já que é considerado um estabilizador da austenita) e, em segundo age como endurecedor da ferrita

através da precipitação de ϵ -Cu [32]. Além disso, ele é utilizado em consumíveis com o objetivo de melhorar a resistência à corrosão.

Es-souni et al [33] avaliaram o efeito da concentração de Cu com teores variáveis de 0.02 a 1.4% na microestrutura, dureza, tenacidade e propriedades de impacto de soldas multipasses de aço C-Mn no estado como soldado e com um tratamento de alívio de tensões de 2 horas a 590°C. A soldagem foi realizada com eletrodo ferrítico com baixo hidrogênio. Os resultados de microdureza apresentados na figura 22 demonstram que a dureza aumenta com o conteúdo de Cu e os maiores valores foram obtidos para teores de 1,4% Cu.

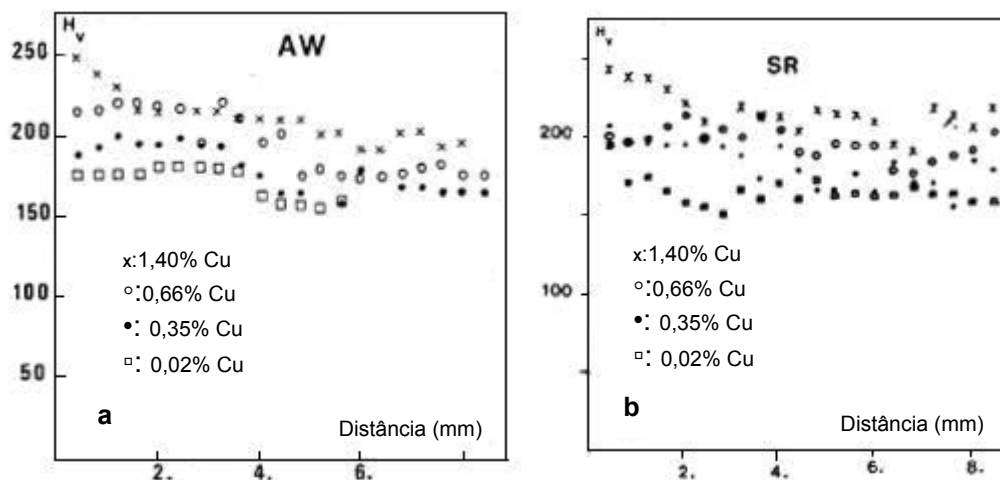


Figura 22-Variação da microdureza ao longo do cordão de solda [33]. a-como soldado (AW); b-com alívio de tensões (SR).

O aumento do teor de Cu proporcionou também um aumento no limite de resistência à tração e no limite de elasticidade como mostra a figura 23.

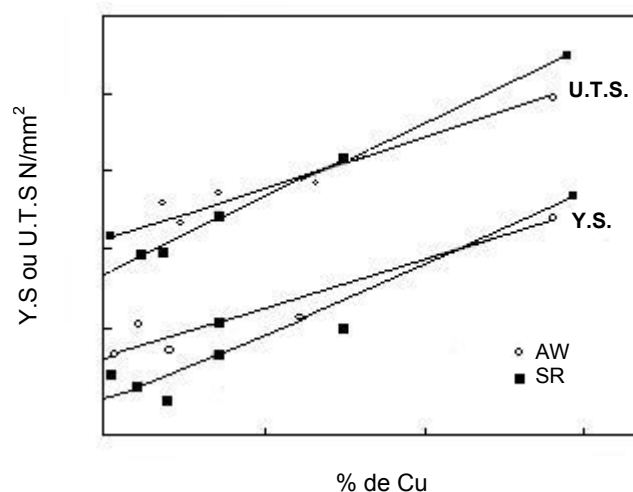


Figura 23-Efeito do teor de Cu no limite de elasticidade (Y.S) e no limite de resistência à tração (U.T.S) [33].

Também de acordo com a figura 23 foi demonstrado que ocorreu uma leve diminuição nos valores do limite de elasticidade com o tratamento de alívio de tensões quando comparado ao estado como soldado para porcentagens de Cu até 1,0% e um aumento com teores de 1,4%Cu. Para o limite de resistência com o alívio de tensões esse aumento ocorreu com teores acima de 0,66%Cu.

Os resultados de impacto Charpy apresentam melhores resultados para teores de 0,19%Cu, entretanto com o Cu variando de 0,02 até 0,66% foram observadas pequenas variações. O metal de solda com 1,4% apresenta as piores propriedades de tenacidade como demonstrado na figura 24.

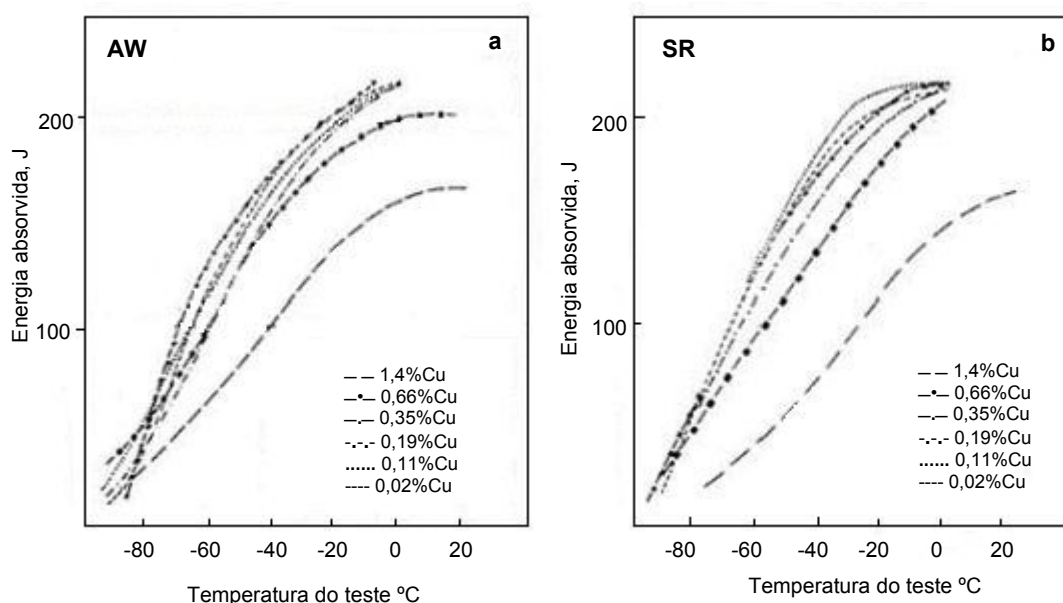


Figura 24-Resultados de ensaio Charpy. a-como soldado, b-com alívio de tensões [33]

Quanto à microestrutura os principais efeitos do aumento do teor de Cu foram um refino na ferrita acicular. Houve também um aumento na das quantidades de ferrita poligonal de contorno de grão (PF(G)) e da ferrita de segunda fase alinhada (FS(A)), além da diminuição da média do tamanho de grão. A figura 25 apresenta a comparação das microestruturas para os dois extremos de teores de Cu, ou seja, 0,02 e 1,4% Cu.

0,02% Cu

1,4% Cu

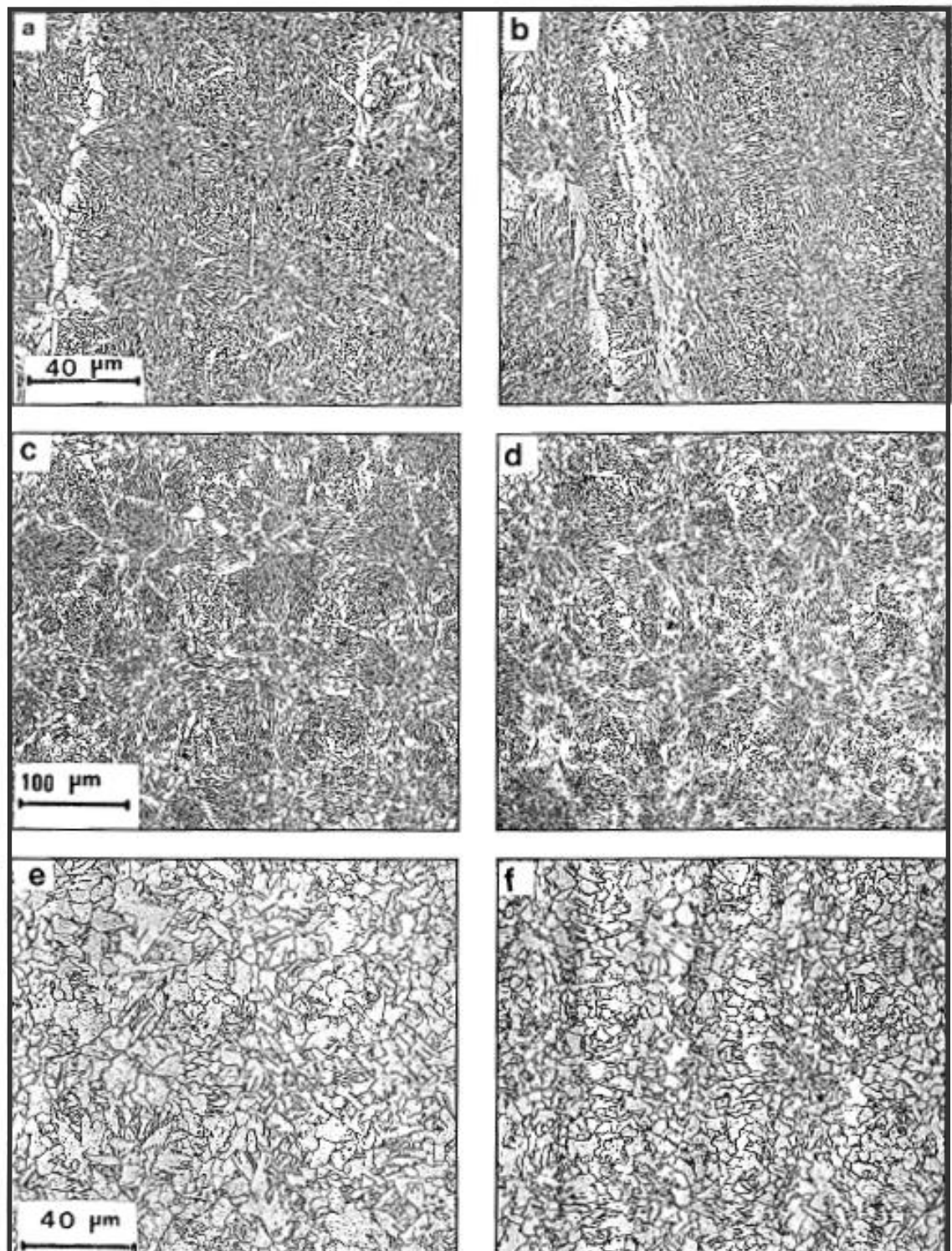


Figura 25-Fotomicrografias da microestrutura como soldada com dois teores de Cu, 0,02 e 1,4%. Zona colunar: a e b; Região de grãos grosseiros (RGG): c e d; Região de grãos finos (RGF): e e f [33].

Sumarizando, Es-souni et al [33] concluíram que para um nível particular de Mn (~1,5%) até 0,66%Cu pode ser adicionado na solda de um aço C-Mn e, dessa maneira, melhorar a resistência, dureza e provavelmente a resistência à corrosão, sem prejudicar a tenacidade.

Um grande número de pesquisas tem demonstrado que teores até 0,4 ou 0,6%Cu não são prejudiciais à tenacidade e podem até ser benéficos. Para valores maiores parece haver divergência de opiniões. Hannerz [31] resumizou alguns desses trabalhos apresentados na tabela 7. Como pode ser observado não há uma concordância em relação à quantidade ótima de Cu a ser adicionada.

Tabela 7-Resumo de alguns trabalhos mostrando a influência do Cu no metal de solda [31].

Autor (ano)	Método de Soldagem	Tratamento Térmico	Conteúdo de Cu	Conteúdo de Ni	Fontes de Cu	Resultados
Vidts and Sy (1970)	SAW	Normalização	0-1,3%	-	-	Ótima tenacidade com 0,9%
Heuschkel (1973)	GMAW	-	0-0,85%	-	Arame	Cu aumenta a tenacidade e escoamento.
Shackleton (1973)	GMAW	600°C, 10hs	0.07% e 1,12% Sem Ni e 1,43% com Ni	0 e 2%Ni	Fusão	Mais do que 1% de Cu tem menos ductilidade
Widgery (1978)	GMAW	-	0,28;0,43;0,52; 0,86%	-	Arame	Pequena influência do Cu na tenacidade
Borisenkol (1976)	GMAW	-	0,3-1%	0-0,7%	Metal de base	Ótima tenacidade com 0,45%Cu
Easterling (1972)	MMA	-	0,02;0,62;1,06%	-	Eletrodo	Melhor tenacidade a 0,62%Cu
Hannerz (1972)	SAW	-	0-0,4%	-	Arame	Tenacidade melhora com o aumento do conteúdo de Cu até 0,4%
Hannerz (1983)	SAW	Sem e com TT 590°C 1h	0-1,3%	-	Metal de base	Ótimo resultado com 0,6%Cu sem Ni
Fenn e Roberts (1983)	GMAW	-	0,18;0,27; 0,42;0,68%	-	Fusão	Nenhuma influência na tenacidade até 0,42%, acima disso há uma piora.
Debiez (1985)	GMAW 1,5 e 2,5KJ/mm	Sem e com 600°C 30min	1,5KJ/mm 0,03;0,17;0,47; 0,97;1,37 2,5KJ/mm 0,04;0,15;0,59; 1,16;1,30	-	Arame	Diminuição da tenacidade com aumento de Cu. O TT é prejudicial com mais de 1%Cu