

## **TRINCAS A FRIO INDUZIDAS PELO HIDROGÊNIO** **- métodos para determinação do pré-aquecimento -**

### **5.1- Descrição**

As trincas induzidas pelo hidrogênio são um dos mais sérios problemas metalúrgicos na soldagem de aços ferríticos. Elas surgem quando os seguintes fatores estão presentes simultaneamente:

- microestrutura susceptível (martensita);
- tensões residuais elevadas;
- H difusível no metal de solda;
- temperatura relativamente baixa ( $T < 200^{\circ}\text{C}$ ).

A martensita, particularmente a de alto carbono, é dura, frágil e especialmente susceptível às trincas por hidrogênio. Como a temperatura de início da formação da martensita ( $M_s$ ) é relativamente baixa, as trincas tendem a ocorrer em baixas temperaturas. Por esta razão, elas geralmente são chamadas de “*trincas a frio*”. Elas podem ocorrer tanto durante como minutos e até horas após a soldagem

O hidrogênio fragiliza os aços ferríticos em temperaturas relativamente baixas. A principal hipótese para tal é que os átomos de hidrogênio intersticialmente dissolvidos na matriz ferrítica, interferem com o movimento das discordâncias (isto é, com essas imperfeições no reticulado cristalino que permitem a deformação plástica). Como os átomos de H se movem mais lentamente no aço a medida que diminui a temperatura, eles só podem se mover a velocidade adequada para interferir com as discordâncias dentro de uma faixa limitada de temperaturas (-100 a 200 °C). Além disso, essa interferência só ocorre quando o material é deformado lentamente, de modo que a fragilização por H não é detectável por ensaios de alta velocidade de deformação, como o ensaio Charpy.

Várias teorias têm sido propostas para o trincamento, porém a mais aceita é a do “Modelo da Pressão do Hidrogênio”. Segundo ela, ocorre difusão dos átomos de hidrogênio para a parte mais endurecida e tensionada da junta soldada, onde se agrupam na forma molecular e, com isso, produzem forte pressão na rede cristalina ( $10^5$ - $10^6$  atm).

### **5.2- Aparência e Localização das Trincas a Frio (TF)**

Essas trincas ocorrem geralmente na zona termicamente afetada (ZTA) e em alguns casos— quando da soldagem de aços de alta resistência— no metal de solda (MS). A sua aparência macroscópica é essencialmente reta, seguindo um trajeto serrilhado com ou sem ramificações. As trincas na ZTA podem ser transgranulares, intergranulares ou mistas; no MS são geralmente transgranulares.

As trincas originadas na ZTA estão associadas com a região de grãos grosseiros, pois como esta região atinge elevadas temperaturas, ali a austenita adquire um maior tamanho de grão e, com isso, aumenta sua temperabilidade e diminui sua ductilidade em relação a outras regiões da junta soldada.

Na fratura da solda (se não sofrido qualquer tratamento térmico posterior à soldagem) a superfície da trinca normalmente não estará oxidada em toda sua extensão, indicando que a trinca foi formada em temperaturas próximas da ambiente.

A figura 5.1-a mostra uma forma típica de trinca por hidrogênio, a conhecida *trinca sob o cordão* (underbead crack), a qual ocorre na ZTA e é paralela à linha de fusão. O trincamento por hidrogênio pode ser acentuado por concentradores de tensão, tais como a junção da

superfície metal de solda/metal de base (toe cracks), e uma pequena região de falta de fusão na raiz de uma solda de filete (root cracks). Na figura 5.1-b são mostrados estes dois tipos de trincas encontradas numa solda de filete realizada em junta em T.

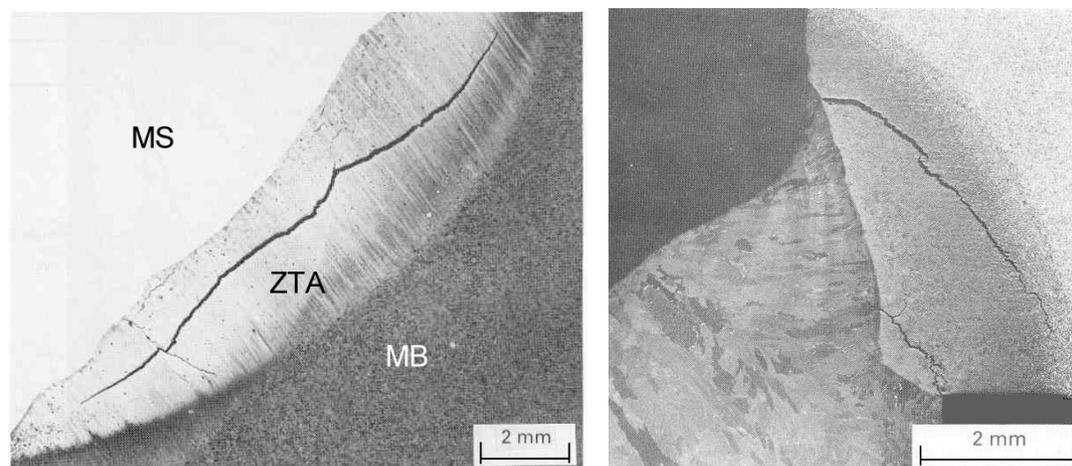


Fig. 5.1- Aparência de trincas a frio ocorridas dentro da ZTA: a) sob o cordão; b) no pé e na raiz do cordão.

### 5.3- Fontes de Hidrogênio

Algum hidrogênio estará sempre presente durante a soldagem. Enquanto que o teor de H no metal de base é exprimido em ppm, o teor de H no metal de solda é normalmente dado em ml/100g de metal de solda. Para efeitos de comparação, 1 ml  $H_2$ /100g equivale a 0,89 ppm.

Existem vários métodos para medir o H introduzido na solda, baseados no fato que o H pode difundir dentro do aço (e escapar dele) mesmo a temperaturas próximas da ambiente. Alguns métodos medem o H total ( $H_t$ ) introduzido na solda, enquanto que outros medem o H difusível ( $H_d$ ), isto é, a quantidade de H que difunde a temperatura ambiente (25 °C) para fora da amostra soldada. A diferença entre o  $H_t$  e  $H_d$  é o H residual. Acredita-se que é só o H difusível o que pode causar fragilização e trincamento.

Os níveis de  $H_d$  introduzidos no metal de solda são classificados como:

- Muito baixo,  $\leq 5$  ml/100 g;
- Baixo,  $5 < H_d \leq 10$  ml/100 g;
- Médio,  $10 < H_d \leq 15$  ml/100 g;
- Alto,  $H_d > 15$  ml/100 g.

A figura 5.2 ilustra os níveis de  $H$  potencial ( $H_p$ ) e  $H$  difusível no metal de solda. O hidrogênio potencial é aquele que está potencialmente disponível para entrar na poça fundida. Em geral, quanto maior  $H_p$ , maior será o teor de H que entrará no MS. Entretanto, outros fatores podem afetar o nível de H que entra no MS. Por exemplo, o aumento da quantidade de  $CO_2$  gerada a partir dos carbonatos nos fluxos e revestimentos causa uma redução da entrada de H.

Em relação aos processos, aqueles que usam gases externos (MIG/MAG) são mais adequados. Entre os eletrodos revestidos, aqueles com revestimento do tipo básico geram menos hidrogênio do que os rútilicos e celulósicos.

Na soldagem, três fontes de hidrogênio devem ser consideradas como as principais: os consumíveis de soldagem, a umidade da atmosfera e o metal de base.

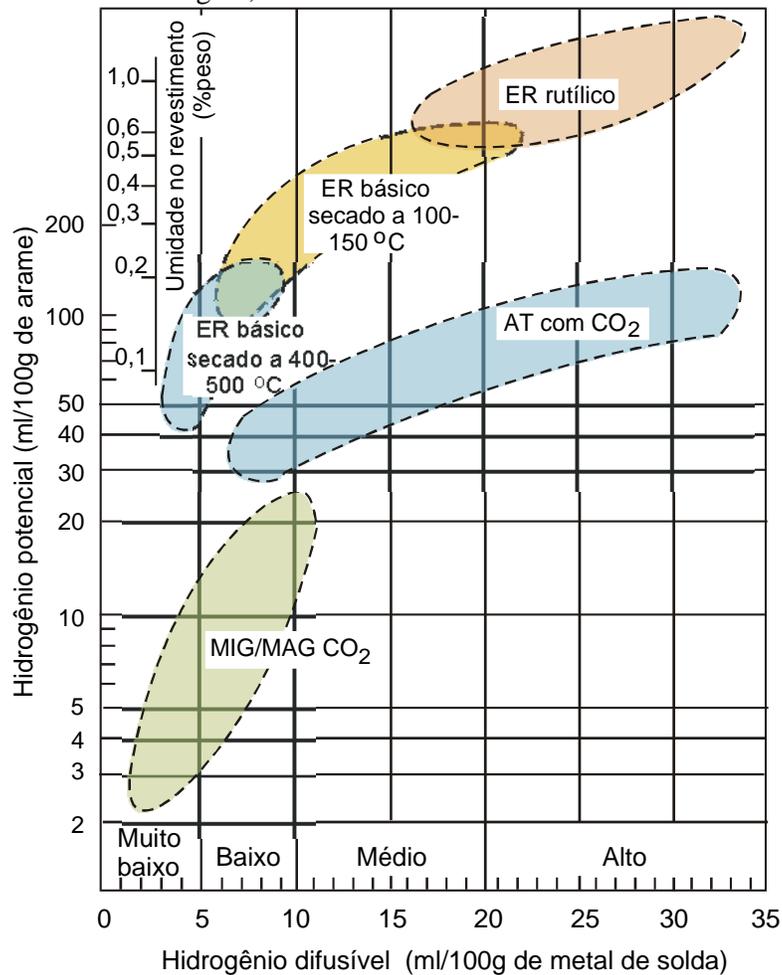


Figura 5.2. Relação entre o hidrogênio potencial e o nível de hidrogênio no metal de solda para diversos processos de soldagem a arco e consumíveis.

### 5.3.1- Consumíveis de Soldagem

O H resulta da umidade, água combinada e outros compostos contendo H dentro dos revestimentos ou fluxos de soldagem. Eles se decompõem no calor do arco, originando H atômico que se pode dissolver no metal fundido.

As principais fontes de H nos consumíveis de soldagem são:

- umidade no revestimentos de eletrodos ou nos fluxos— de arco submerso ou eletrodos tubulares. Essa umidade pode estar na forma de água absorvida, água de cristalização fracamente combinada e água firmemente ligada às moléculas na estruturas dos silicatos. Quanto mais firmemente ligada estiver a umidade, maiores serão as temperaturas de secagem necessárias para removê-la.
- Óleos, sujeira e graxas na superfície de arames ou almas de eletrodos.
- Óxidos hidratados na superfície de arames de soldagem.

Os eletrodos revestidos celulósicos e rutílicos têm dentro de sua composição alguma parcela de compostos orgânicos (p.ex. celulose), de modo que eles não devem ser ressecados

a elevadas temperaturas, pois é necessária alguma umidade para o correto funcionamento dos eletrodos.

Os eletrodos revestidos básicos e a maioria dos fluxos de arco submerso não produzem altos níveis de hidrogênio na solda mas, por serem higroscópicos, requerem cuidados no armazenamento e se necessário, uma nova secagem (*baking*) a elevadas temperaturas, entre 250 e 450°C, para resultar em níveis baixos de hidrogênio no metal de solda.

A soldagem MIG/MAG normalmente produz muito baixos níveis de H. Entretanto, se a superfície do arame de solda estiver oxidada, a umidade que é absorvida na camada de óxidos pode vir a aumentar o teor de H.

### 5.3.2 - H oriundo da atmosfera

Quando se esperam baixos níveis de H, como é o caso do uso de eletrodos e fluxos básicos, a contribuição da umidade da atmosfera pode se tornar significativa. Por exemplo, soldar num ambiente quente e úmido pode elevar o nível de H significativamente (em 1 ou 2 ml/100g) em comparação com a soldagem em clima seco.

### 5.3.3 - Metal de Base

Esta fonte é freqüentemente desprezível, pois o trabalho a quente e os tratamentos térmicos usados na fabricação do aço geralmente reduzem bastante os níveis de hidrogênio.

Fontes mais significativas de H são a umidade produto da condensação, gorduras, óleos, ferrugem e tintas. Os produtos de corrosão são fontes típicas de H quando os aços são soldados após estarem em serviço ou serem armazenados inadequadamente. As fontes mais insidiosas são as relativas ao serviço em atmosferas com H<sub>2</sub>S, em que o aço pode atingir teores de H que o tornam mais susceptível às TF.

## 5.4- Comportamento do Hidrogênio no aço

O ferro no estado líquido tem uma alta solubilidade para o hidrogênio. Ela diminui gradativamente a medida que a temperatura diminui, e apresenta uma queda brusca quando o aço solidifica (figura 5.3).

Quando a austenita (Fe- $\gamma$ ) se resfria e transforma em ferrita (Fe- $\alpha$ ), a solubilidade cai bruscamente, e continua a diminuir, alcançando níveis extremamente baixos na ferrita a temperatura ambiente. A temperatura ambiente, a solubilidade do hidrogênio na austenita é elevada, enquanto que é baixa na ferrita.

Porém, numa solda resfriando continuamente, o equilíbrio nunca é atingido, de modo que a quantidade de H retida numa solda solidificada pode atingir valores bastante altos quando o resfriamento em soldagem for rápido. Valores tão altos como 80 ml/100g têm sido reportados na soldagem com eletrodos celulósicos.

Para entender como o H difunde e escapa do aço durante o resfriamento, é necessário antes conhecer como o coeficiente de difusão do H no aço varia com a temperatura. A figura 5.4 mostra que esse coeficiente diminui consideravelmente a medida que a temperatura cai. Também mostra que o H difunde muito mais lentamente na austenita que na ferrita. A taxa de difusão do H na austenita:

- a 500 °C é similar àquela na ferrita a temperatura ambiente;
- a temperatura ambiente é tão baixa, que praticamente o H permanecera retido na austenita indefinidamente. Para conseguir este mesmo efeito na ferrita, seria necessário esfria-la a aproximadamente -70 °C.

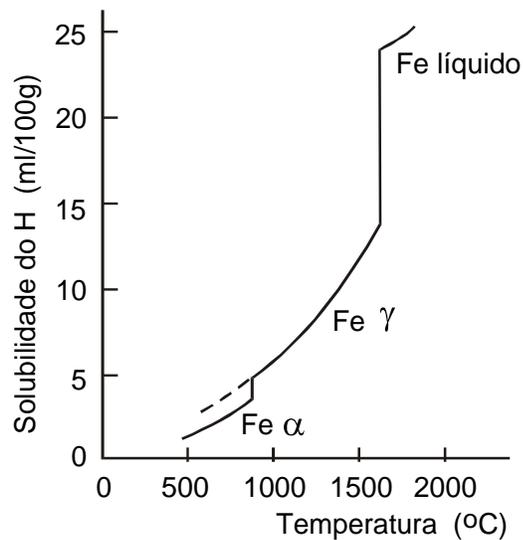


Fig. 5.3- Variação da solubilidade do hidrogênio com a temperatura em um metal de solda típico.

A figura 5.4 também mostra que abaixo de 200 °C a taxa de difusão do H na ferrita começa a se desviar para baixo da linha teórica de difusão do H no reticulado. Isto é devido à presença de partículas de segunda fase (carbonetos e inclusões não metálicas, particularmente sulfetos), que atuam como armadilhas para o H.

A figura 5.5 ilustra a difusão do H do metal de solda para a ZTA durante a soldagem. Como indicado, o metal de solda, tendo usualmente menor teor de carbono e sendo menos temperável que o metal de base, transforma-se de austenita (gama) em ferrita e perlita ( $\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ ) antes da transformação da austenita da ZTA em martensita. Devido à menor solubilidade do H na ferrita que na austenita (veja a figura 5.3), o H é rejeitado da ferrita próxima à interface entre o metal de solda ferrítico e a ZTA austenítica, como mostram as setas curtas na figura. Este processo de difusão é promovido pelo elevado coeficiente de difusão do H na ferrita. Pelo contrário, na ZTA, devido ao muito menor coeficiente de difusão na austenita, o H não tem chances de difundir para mais longe (como, p.ex., para o metal de base) antes de que ocorra a transformação da austenita para martensita, promovendo assim o trincamento por H.

### 5.5- Nível de tensões

Numa solda, as tensões residuais podem atingir valores próximos ao limite de escoamento do material. As tensões residuais trativas são a força motora para o trincamento por H. Elas podem ser intensificadas por concentradores de tensões, como os que surgem em mordeduras, na raiz ou no pé do cordão de solda.

Também, o risco de TF é maior na deposição do passe de raiz, pois uma pequena seção de solda esta sofrendo altos esforços devido à contração da peças sendo unidas.

Pouco pode ser feito para reduzir o nível de tensões de modo a evitar as TF: o *martelamento* de todos os cordões é difícil de controlar; o uso de um metal de adição de menor resistência mecânica – que resulta em menores tensões residuais – geralmente não é possível.

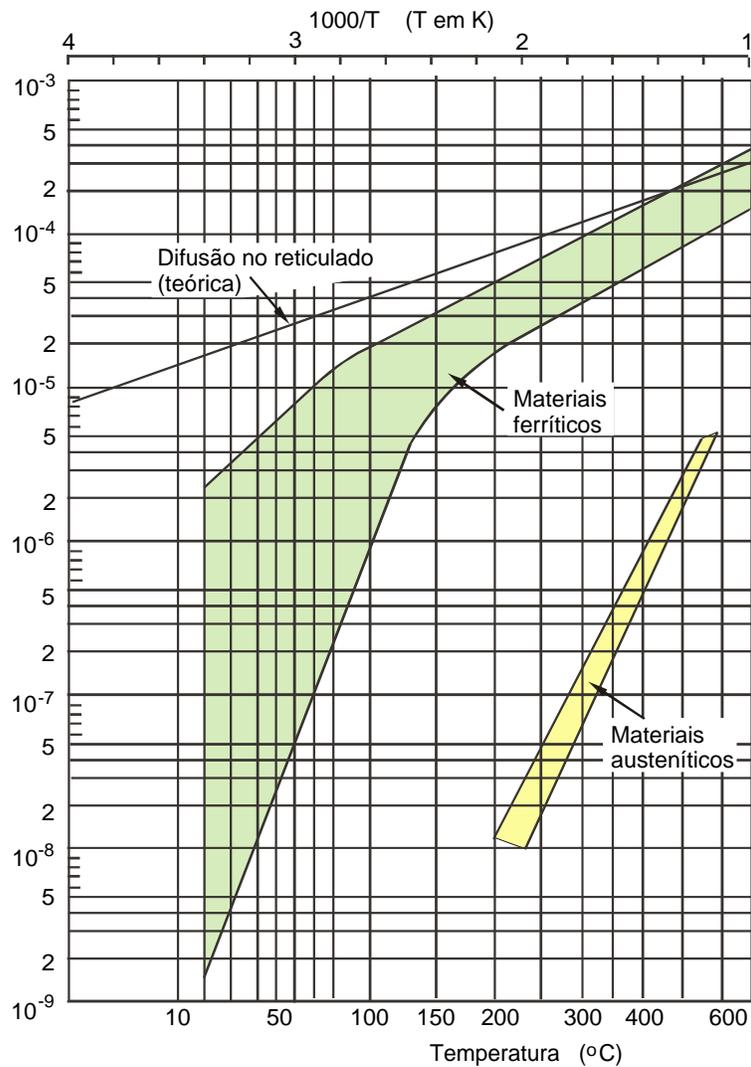


Fig. 5.4- Coeficiente de difusão do hidrogênio em materiais ferríticos e austeníticos em função da temperatura.

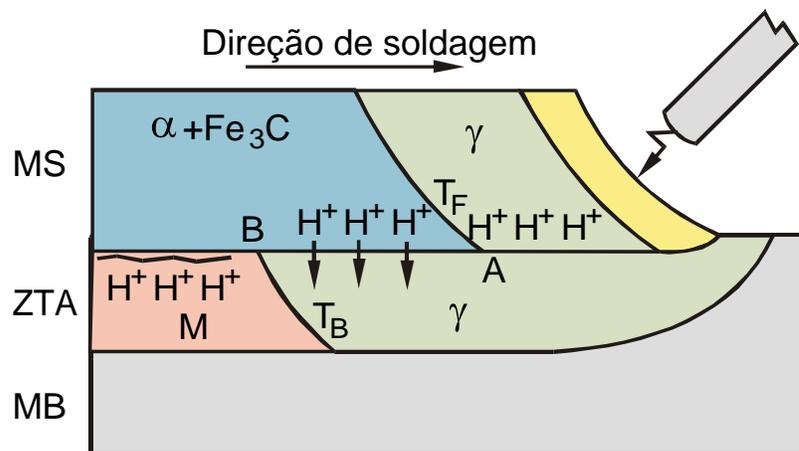


Fig. 5.5- Difusão do H do metal de solda para a ZTA durante a soldagem.

## 5.6- Temperatura de fragilização

A fragilização pelo H ocorre nos aços ferríticos somente a baixas temperaturas, próximas da ambiente, como mostrado na figura 5.6. Nela são comparados os resultados de ensaios de tração em CPs entalhados sobre uma ZTA (produzida por simulação térmica), com e sem hidrogênio. A fragilização é aparente desde 200 °C até uma temperatura bastante baixa, de -100 °C. Com o aumento da temperatura aumenta a taxa de difusão e assim é acelerada a remoção do H da solda. Para aços bastante susceptíveis à fragilização, tem sido verificado trincamento pelo H a temperaturas de 190 °C, enquanto que para aços menos susceptíveis o limite para trincar é menor, ao redor de 150 °C. Deste modo, enquanto o aço for mantido a temperaturas acima daquelas de fragilização, não ocorrerão as TF.

Portanto, é possível evitar as trincas numa microestrutura susceptível, se a mesma for mantida a elevada temperatura por um tempo suficiente para permitir a difusão de H para fora ou até conseguir o revenimento da microestrutura, de modo que esta se torne menos susceptível. Este princípio é utilizado nos *tratamentos térmicos pós-soldagem* e na *soldagem multipasses*.

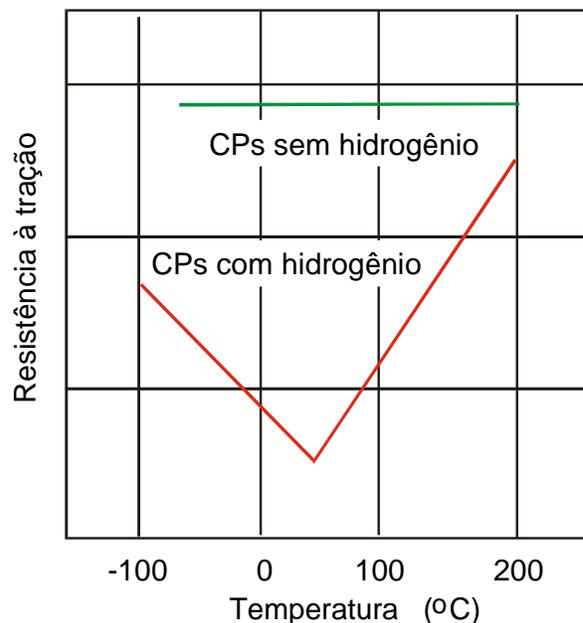


Fig. 5.6- Efeito da temperatura na fragilização pelo H, avaliada através da resistência à tração de CPs entalhados, com e sem hidrogênio.

## 5.7- Susceptibilidade à Fragilização

A susceptibilidade de um aço à fragilização por hidrogênio depende de sua inerente tenacidade, quanto mais tenaz maior será o teor crítico de H necessário para a ocorrência de trincas a frio. Como a tenacidade usualmente decresce com o aumento da resistência e da dureza, de forma geral a tendência a trincas por H na ZAC aumenta com o aumento da resistência ou da dureza do aço. As trincas usualmente ocorrem na ZAC no estado como soldado, de modo que a sua dureza antes de ser revenida pelos passes de solda subsequentes ou pelo tratamento térmico pós-soldagem (TTPS), é o valor de interesse.

Para avaliar os efeitos dos elementos de liga na temperabilidade e na susceptibilidade ao trincamento a frio de chapas de aço, podem ser usadas expressões empíricas de carbono equivalente (CE). Uma das mais antigas e simples foi proposta por Stout em 1953, para aços C e C-Mn:

$$CE = C + Mn/4 + Si/4$$

Testes de simples deposição de cordões de solda (E6010,  $\Phi 1/8''$ , 100A, 25V,  $V_s=10''/\text{min}$ ) sobre chapas de 1'' contendo uma fenda (slot-weld test), indicaram que para um aço com  $CE < 0,4$  não era necessário o pré-aquecimento para evitar trincas a frio!

O gráfico da figura 5.7 (Easterling 1985) traz uma linha tracejada vertical, correspondente a  $CE_{IIW} = 0,4$ , que similarmente define o limite superior de dureza para que um aço possua boa soldabilidade. Porém aqui o que é interessante notar é que esse limite não tem um valor absoluto, mas sim depende da classe de aço estrutural considerada, ou seja do mecanismo de endurecimento atuante. Isso apenas reflete que os aços modernos baixa liga e baixo teor de C combinam alta resistência com superior soldabilidade!

**A tabela 1 reúne alguns dos CE até hoje propostos, que podem ser divididos em três grupos:**

- aqueles do grupo A são caracterizados por um coeficiente igual a 1/6 para o Mn, e incluem o  $CE_{IIW}$ ,  $CE_{WES}$  e  $CE_{StoutII}$ , que tem sido usados por décadas.
- os do grupo B incluem o  $P_{cm}$ ,  $CE_{Graville}$ , e  $CE_{Düeren}$ . Neles o coeficiente para o Mn é 1/16 ou 1/20, o que significa que o C é considerado muito mais importante que os outros elementos de liga. Esses CE do grupo B têm sido propostos mais recentemente, e tendem a prever melhor a soldabilidade de aços modernos, como os aços baixa-liga com carbono reduzido.
- os CEs do grupo C levam em conta as interações entre o C e outros elementos. Na faixa de altos teores de C, o valor de CEN é similar aos CEs do grupo A, enquanto que para baixos teores de C (menores que 0,17%), o valor de CEN apresenta uma relação linear com aqueles do grupo B, como mostra a figura 5.8.

As relações que existem entre o valor de CEN e outros CEs bastante usados são:

- para  $C \leq 0,17\%$   $CEN = 2P_{cm} - 0,092$ .
- para  $C > 0,17\%$   $CEN = CE_{IIW} + 0,012$

Como será exposto mais adiante, uma das fórmulas atualmente mais comumente empregadas é a  $CE_{IIW}$  do Instituto Internacional de Soldagem- IIW, desenvolvida para aços C-Mn e aços baixa-liga, tendo por base o critério da dureza máxima para evitar trincas a frio. Por outro lado, a fórmula  $P_{cm}$ , desenvolvida no Japão, é largamente usada por ser aplicável para aços modernos tipo baixo-carbono ( $C < 0,18\%$ ), alta temperabilidade, onde a microestrutura não sofre variações consideráveis com a taxa de resfriamento e, portanto, o controle das trincas a frio toma por base o conceito do teor crítico de H.

A figura 5.9 apresenta a classificação dos aços proposta no código AWS D.1.1 para avaliar o método a usar na prevenção das TF. A AWS recomenda o uso do carbono equivalente  $CE_{IIW}$  para a zona II em que os teores de C são maiores que 0,11% e o uso de  $P_{cm}$  para aços com  $C < 0,11\%$ . Não parece racional que o tipo de CE a usar mude abruptamente com variações do teor de carbono na vizinhança de 0,11%. Portanto, a aplicação de um CE único, tal como o CEN, que de uma forma suave muda entre os valores de  $P_{cm}$  e  $CE_{IIW}$  a medida que aumenta o teor de C, parece mais racional para ser aplicada a uma grande variedade de aços.

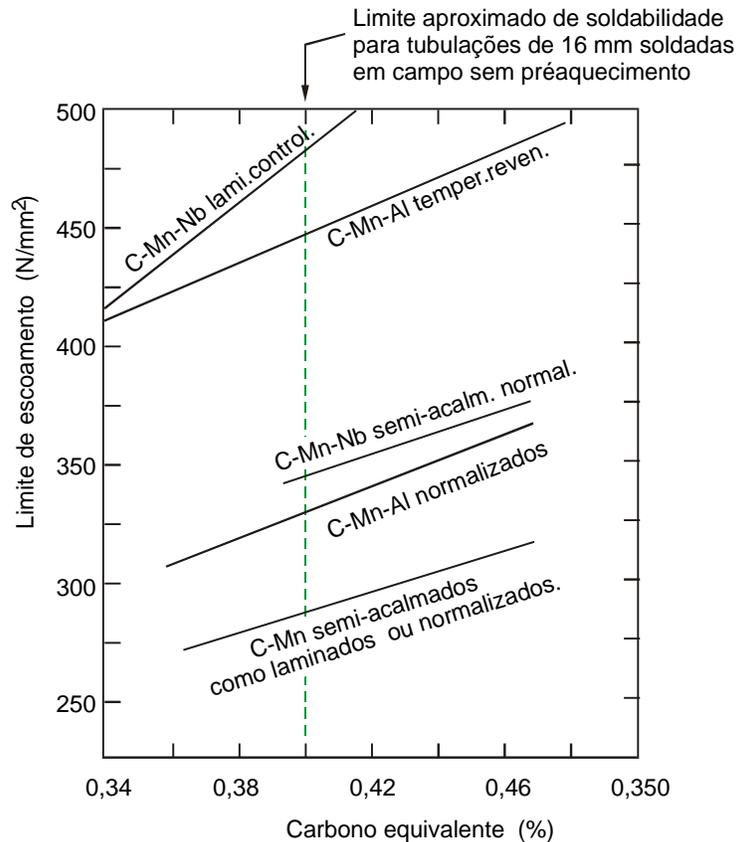


Figura 5.7 – Relação CE e limite de escoamento para classes de aços estruturais. Linha tracejada vertical, correspondente a  $CE_{IIW} = 0,4$  define o limite superior de dureza para que um aço possua boa soldabilidade. (Easterling 1985/ Welding Metallurgy)

Tabela 1- Carbonos equivalentes para avaliar a soldabilidade.

Grupo	Fórmula
A	$CE_{IIW} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu + Ni}{15} + \frac{Cr + Mo + V}{5}$ $CE_{WES} = C + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Ni}{40} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4} + \frac{V}{14}$ $CE_{Stout.II} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{40} + \frac{Ni}{20} + \frac{Cr}{10} + \frac{Mo}{10}$
B	$P_{cm} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B$ $CE_{Graville} = C + \frac{Mn}{16} + \frac{Ni}{50} + \frac{Cr}{23} + \frac{Mo}{7} + \frac{Nb}{8} + \frac{V}{9}$ $CE_{Düren} = C + \frac{Si}{25} + \frac{Mn}{16} + \frac{Cu}{16} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{40} + \frac{V}{15}$
C	$CE_{Stout.I} = 1000 \cdot C \cdot \left( \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo}{10} + \frac{Ni}{20} + \frac{Cu}{40} \right)$ $CEN = C + A(C) \cdot \left( \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{15} + \frac{Ni}{20} + \frac{Cr + Mo + V + Nb}{5} + 5B \right)$ <p>onde <math>A(C) = 0.75 + 0.25 \cdot \tanh(20 \cdot (C - 0.12))</math></p>

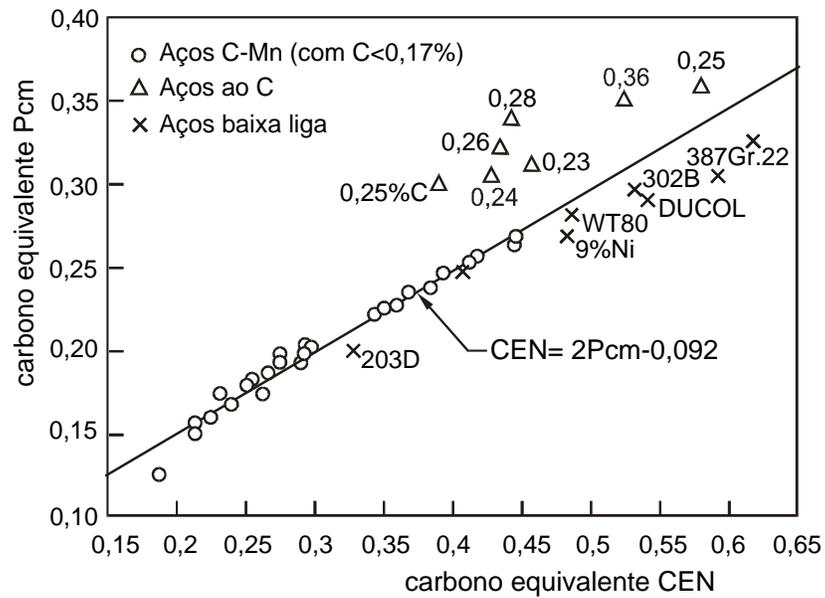


Fig. 5.8- Correlação entre os carbonos equivalentes CEN e Pcm.

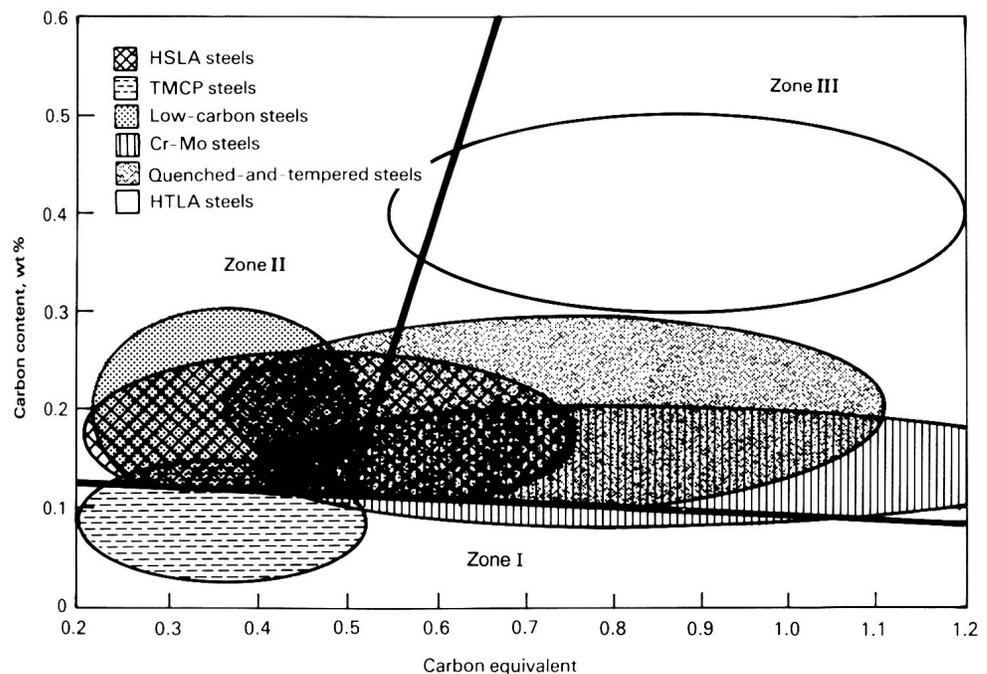


Fig. 5.9- Diagrama de Graville adotado pela AWS para a definição do método a usar para a prevenção de TF; suscetibilidade cresce quando aço migra das zonas I para II e III. (*TMCP thermomechanically controlled processed*, *HTLA heat treatable low-alloy*). Fonte: ASM Specialty Handbook / Carbon and alloy steels 1998

## 5.8- Métodos de Prevenção das Trincas a Frio

A partir da consideração dos fatores necessários para a ocorrência do fenômeno e das características das diferentes classes de aços soldados, diversas medidas foram concebidas para evitar trincas a frio. Como a redução das tensões residuais não é uma opção usualmente possível, as estratégias giram em torno do controle do nível de hidrogênio, do controle da dureza (microestrutura) e de se evitar a faixa de temperaturas de fragilização, enquanto os outros fatores que promovem as trincas tiverem valores altos. Assim as principais medidas preventivas cogitadas para evitar o trincamento são:

- uso de processos e consumíveis de baixo hidrogênio
- controle do aporte de calor
- pré-aquecimento, incluindo controle da temperatura de interpasse
- pós-aquecimento
- passe de revenido
- uso de consumíveis alternativos (p.ex. eletrodos inox austeníticos)

Quanto a uma sistematização internacional da metodologia para o uso dessas medidas, apesar dos esforços do IIW nesse sentido, persistem ainda diferenças oriundas de distintos modelamentos teóricos e tipos de ensaios de soldabilidade adotados por pesquisadores/instituições do Japão, Europa e USA.

Nesse texto serão abordados inicialmente os métodos de origem americana (AWS D1.1-90) e inglesa (Coe 1973, Bailey 94, que traduzem resultados de décadas de pesquisa do TWI *The Welding Institute*) complementados pela revisão de Cottrell 90 da norma BS 5135, em particular a previsão mais acurada da energia aportada e pré-aquecimento ( $T_0$ ) para aços mais modernos com nível reduzido de inclusões. Em seguida é apresentada a metodologia de Yurioka e, na parte final, acrescenta-se breve comentário sobre: i) resultados alemães comparando estimativa de  $T_0$  por ensaios Tekken e CTS e ii) não poderia deixar de ser citada a proposta francesa (IRSID e CRM) de otimização do binômio segurança x custo, através de ensaios de implante e do controle do  $\Delta t_{300/100}$  para evitar trincas a frio pela redução do hidrogênio.

### 5.8.1- Controle Direto do Nível de Hidrogênio

Este é o método mais importante de evitar trincamento, porque quando o teor de hidrogênio introduzido no metal de solda for reduzido para um valor suficientemente baixo, podem ser tolerados maiores níveis de dureza na ZTA sem recorrer a caros tratamentos térmicos de pré- e pós-aquecimento.

Para tanto devem ser usados processos e consumíveis adequados. Para os processos de soldagem envolvendo fluxos (eletrodo revestido, arco submerso e arame tubular), para manter os níveis de hidrogênio baixos é necessário ter cuidados na sua armazenagem, de modo que não absorvam umidade do ambiente, além disso respeitar prescrições quanto a eventual ressecagem em forno a elevadas temperaturas (250 a 450 °C).

Também é importante controlar a limpeza da superfície do aço, isto é, que esteja livre de contaminação por ferrugem, óleos, graxas e tintas.

### 5.8.2- Controle da Microestrutura através da Velocidade de Resfriamento

Este método é aplicável a aços de menor temperabilidade (conforme TWI/Coe quando  $CE_{IIW} < 0.60$  e segundo a norma AWS quando o aço situa-se na zona II da figura 5.9). Visa evitar microestruturas frágeis na ZTA, mediante o uso de condições de soldagem (energia e

pré-aquecimento) que garantam uma velocidade de resfriamento dentro de uma faixa aceitável. A velocidade de resfriamento necessária depende da composição do aço, da quantidade de H introduzido na ZTA durante a soldagem e da espessura das peças a soldar.

Na aplicação desse *Método do Controle da Dureza Máxima* de acordo com o código AWS D1.1-90 (favor consultar o apêndice) a taxa de resfriamento a 540°C deve ser limitada para evitar durezas acima de 350HV ou 400HV, respectivamente para consumíveis de alto ou baixo (<10 ml/100g) teor de H difusível. Gráficamente podem ser estimados o aporte térmico e, se necessário, o pré-aquecimento para evitar o trincamento. Notar que nesse método é usado:

$$CE = C + (Mn + Si)/6 + (Cr+Mo+V)/5 + (Ni+Cu)/15$$

que difere do  $CE_{IIW}$ , o qual não inclui o efeito do Si na temperabilidade.

De modo similar o método do TWI/Coe recomenda diagramas como o mostrado na figura 5.10 usados da seguinte forma:

- Determina-se a escala apropriada, em função do H difusível resultante do processo (escalas A - E). Nela localiza-se o valor do  $CE_{IIW}$ .
- Leva-se a linha na vertical até encontrar a temperatura de pré-aquecimento pretendida.
- Segue-se uma linha horizontal até encontrar a linha inclinada que corresponda ao valor da espessura combinada.
- Descendo verticalmente, será encontrada a energia absorvida (isto é, levando em conta a eficiência térmica do processo), necessária para evitar as TF.

O diagrama pode ser percorrido também no sentido contrário, isto é, para determinar a energia de soldagem necessária. Quanto a essa energia, há que levar em conta também as limitações que surgem na soldagem fora da posição plana ou da necessidade de evitar o crescimento de grão, para preservar a tenacidade do MS e ZTA.

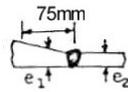
Além da redução da velocidade de resfriamento, o pré-aquecimento traz outros dois efeitos benéficos: reduz o risco de trincas enquanto o aço está ainda quente e permite mais tempo para que ocorra a difusão do hidrogênio da solda, que só é significativa a temperaturas mais elevadas.

Os diagramas como o da figura 5.10 são válidos para aços C-Mn com CE entre 0,32 a 0,58, portanto é essencial perceber que tem abrangência limitada sob dois aspectos:

1. para outras famílias *de aços estruturais soldáveis*, em particular como os tipo baixo carbono BLAR de fabricação mais moderna, em que a microestrutura não varia sensivelmente com a taxa de resfriamento, deve-se recorrer ao uso do carbono equivalente Pcm (por exemplo seguindo metodologia de Yurioka, apresentada a seguir, ou o *Método do Controle do Hidrogênio* do código AWS D1.1-90).
2. Para aços mais temperáveis (aços alto carbono, aços tratáveis termicamente como AISI 4140, 4340...) com  $CE > 0,60$  deve-se recorrer aos métodos apresentados mais adiante (Controle da Temperatura, Transformação Isotérmica ou soldagem Dissimilar com Consumíveis Austeníticos)

Espessura combinada t:

t = espessura média numa distância de 75 mm do centro da solda



$$t = e_1 + e_2 + e_3$$

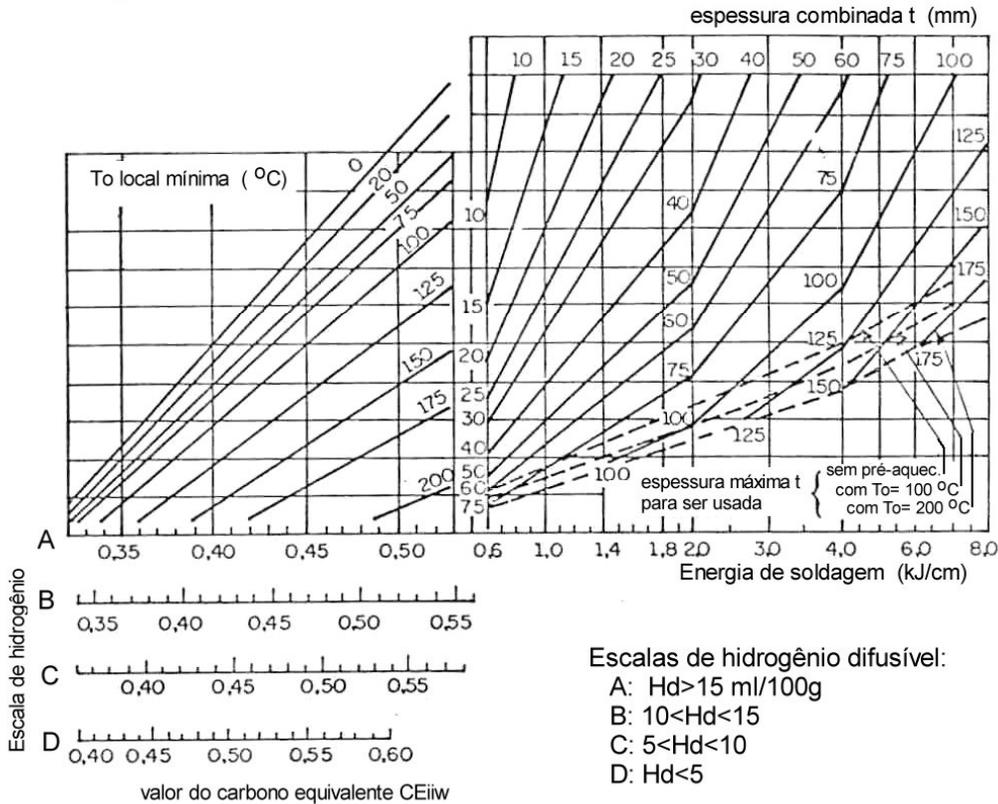
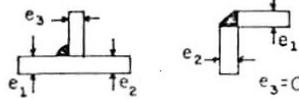


Fig. 5.10 - Exemplo de diagrama para determinar as condições de soldagem (pré-aquecimento e energia) a fim de evitar TF. Esse diagrama é aplicável a aços C-Mn, com teores de  $C \leq 0.25\%$ ,  $Mn = 1.0-1.7\%$ ;  $Si \leq 0.7\%$ ;  $Nb+V \leq 0.1\%$ .

### ***Efeito da população de inclusões /Revisão de Cottrell***

Outra limitação dos diagramas do TWI é que de acordo com a revisão de Cottrell (1990, vide anexo) a aplicação do CE é modificada pela população de inclusões no aço, pois essas afetam a temperabilidade e a susceptibilidade a trincamento. Isso foi pela primeira vez notado quando aços temperáveis de baixo teor de S trincaram, enquanto similares de mais alto teor de S não. Com base em cerca de 1000 testes CTS, para aços C-Mn, baixa-liga, C-Mn-Nb e B-Mo (vide tabela 2) realizados em chapas com espessura de 19 até 300 mm, H no metal depositado 5 a 25 ml/100g, foi proposta uma revisão da norma BS5135. Os valores de aporte térmico crítico para evitar trincas por H na ZAC em algumas classes desses aços estariam sujeitos a erros excessivos (vide figura 5.11). Sobretudo para os aços C-Mn-Nb a energia prevista seria em 23% dos casos muito baixa. Assim foi proposto o CWI *compound welding index*, que inclui correções: i) termo separado para efeito das inclusões IE e ii) novo carbono equivalente balanceado CE<sub>w</sub>:

$$CWI = H^{1/2}(1 - P/300)(CE_w)e^{-(IE/40^{CE_w})}$$

sendo H o teor de hidrogênio em ml/100g; P a temperatura de pré-aquecimento e os índices propostos:

$$IE = 60S + 5Si + 5Si^2 + 100Al - 18Al^{1/2} - 7000Al^3 + 40Ti$$

$$CE_w = C + Ni/30 + Cr/10 + Mo/10 + V/6 + Nb/2,5 + Cu/30 + 3N + 20B$$

	Low alloy type		C-Mn type		C-Mn-Nb type		3-Mo type	
	min%	max%	min%	max%	min%	max%	min%	max%
CE <sub>IIW</sub>	0.32	0.73	0.24	0.52	0.30	0.56	0.30	0.50
C	0.05	0.20	0.07	0.23	0.04	0.25	0.09	0.19
S	0.005	0.043	0.005	0.032	0.003	0.049	0.025	0.034
Si	0.01	0.43	0.01	0.35	0.01	0.57	0.25	0.28
Mn	0.5	2.0	1.1	1.5	1.2	1.8	3.6	0.7
Ni	—	1.6	—	0.35	—	0.66	—	0.01
Cr	—	1.05	—	0.07	—	0.11	—	0.57
Mo	—	0.5	—	0.08	—	0.03	0.44	0.45
V	—	0.15	—	—	—	0.04	—	0.01
Nb	—	0.064	—	—	0.01	0.54	—	—
Cu	—	1.01	—	0.11	—	0.31	—	0.06
Al	—	0.058	—	0.047	0.009	0.070	added est.	0.025
Ti	—	0.006	—	—	—	0.026	—	0.002
N	0.005	0.01	—	0.09	0.002	0.013	—	—
B	—	—	—	—	—	—	—	0.005

Tabela 2

Faixa de composição de  
aços testados por Cottrell

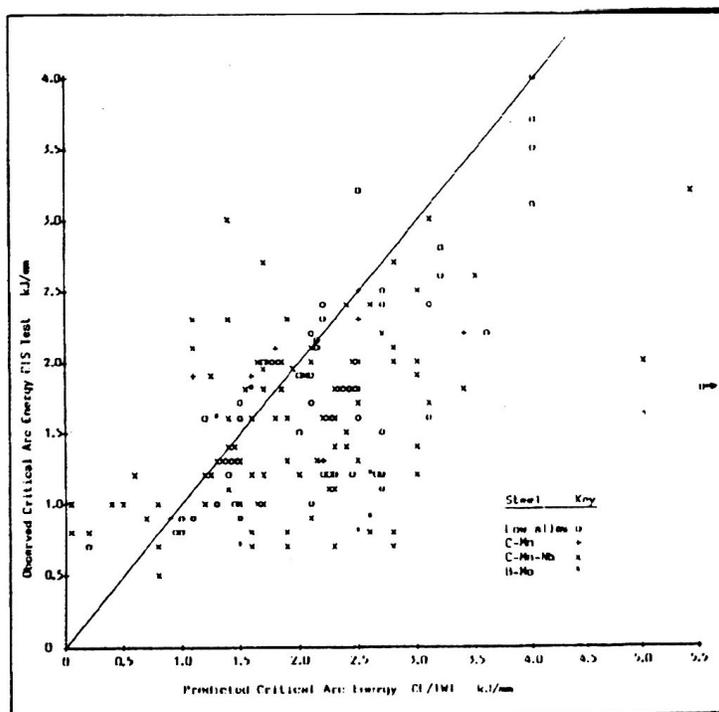


Figura 5.11

Relação entre aporte  
térmico crítico observado e  
previsto usando método do  
TWI (com CE<sub>IIW</sub>).

### 5.8.3- Método de Yurioka para determinar o pré-aquecimento

Os fabricantes japoneses de aços realizam ensaios Tekken (conforme a norma JIS Z3158) para avaliar a soldabilidade dos novos aços que pretendem fabricar. Muitos resultados de ensaios Tekken têm sido acumulados, de modo que a partir deles têm sido estabelecidas empiricamente as temperaturas de pré-aquecimento  $T_o$  críticas, abaixo das quais ocorrerá o trincamento a frio. A figura 5.12 mostra curvas empíricas obtidas para a previsão de  $T_o$  em função da espessura da chapa e do carbono equivalente CEN, quando da soldagem com aporte térmico de 17 kJ/cm, com nível de hidrogênio no metal de solda de 5 ml/100g e temperatura ambiente de 10 °C.

Entretanto, como a tendência ao trincamento a frio é influenciada pelo aporte térmico e pelo nível de H no metal de solda, é necessário levar em conta esses outros fatores. Isto é feito mediante fatores de correção, não aplicados diretamente no valor de  $T_o$ , mas indiretamente através da diferença no carbono equivalente a usar, conforme consta nas figuras 5.13 e 5.14.

Deve ser lembrado que o teste Tekken é muito mais rigoroso que outros testes de trincamento, como o CTS (teste de severidade térmica controlada), pelas seguintes razões:

1. a intensidade de restrição é extremamente forte devido à soldagem num chanfro no meio da chapa.
2. Existe um forte entalhe na raiz da solda.
3. Há um aumento da dureza na ZTA, devido a que é depositada uma solda curta num único passe (passe de raiz).
4. Há menor oportunidade para a saída de H da solda, pois não há rea aquecimento da mesma por passes subsequentes.

Portanto, os valores de  $T_o$  críticos obtidos mediante o ensaio Tekken não são utilizados diretamente na prática. Eles devem ser corrigidos conforme mostra a figura 5.15, em função do limite de escoamento do metal de solda e do nível de restrição da solda. A curva inferior corresponde a uma soldagem normal (com pouca restrição) e a superior corresponde a uma soldagem com alta restrição, como é o caso de uma soldagem de reparo numa estrutura rígida.

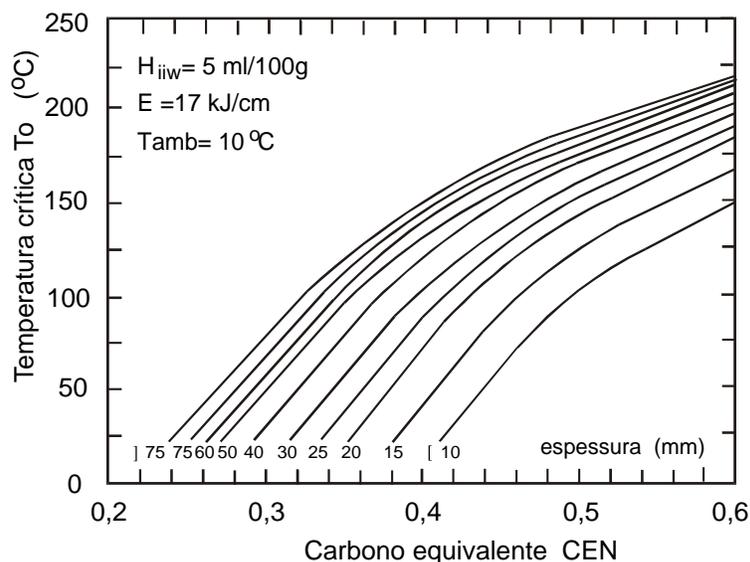


Fig. 5.12- Curvas para determinação do pré-aquecimento necessário em função de CEN e da espessura do metal de base, nas condições assinaladas acima.

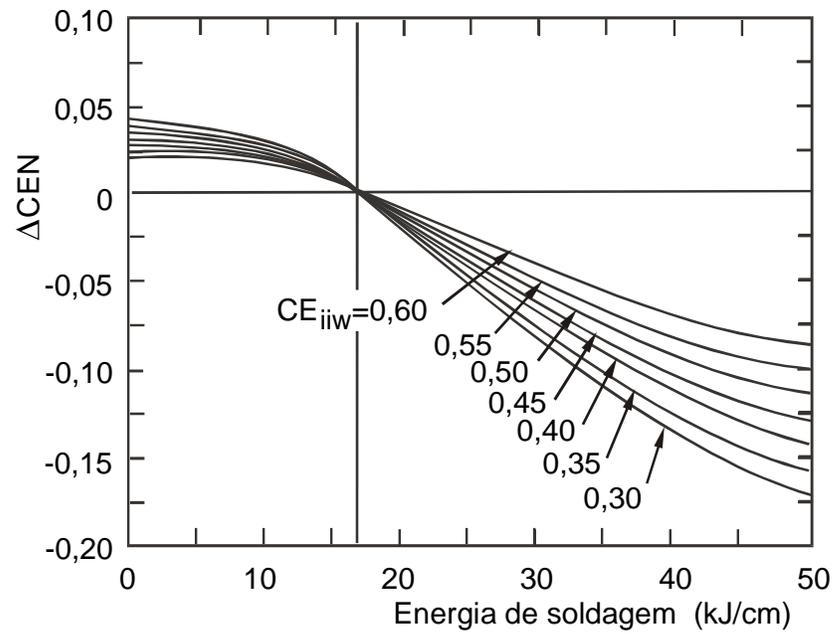


Fig. 5.13- Correção do valor de CEN em função da energia de soldagem e do carbono equivalente ( $CE_{IIW}$ )

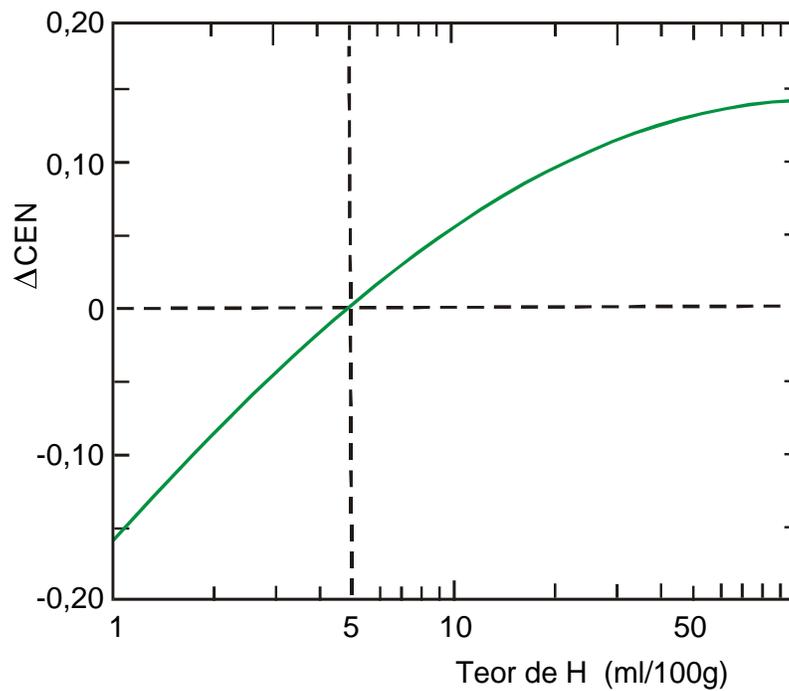


Fig. 5.14- Correção do valor de CEN em função do teor de H no metal de solda.

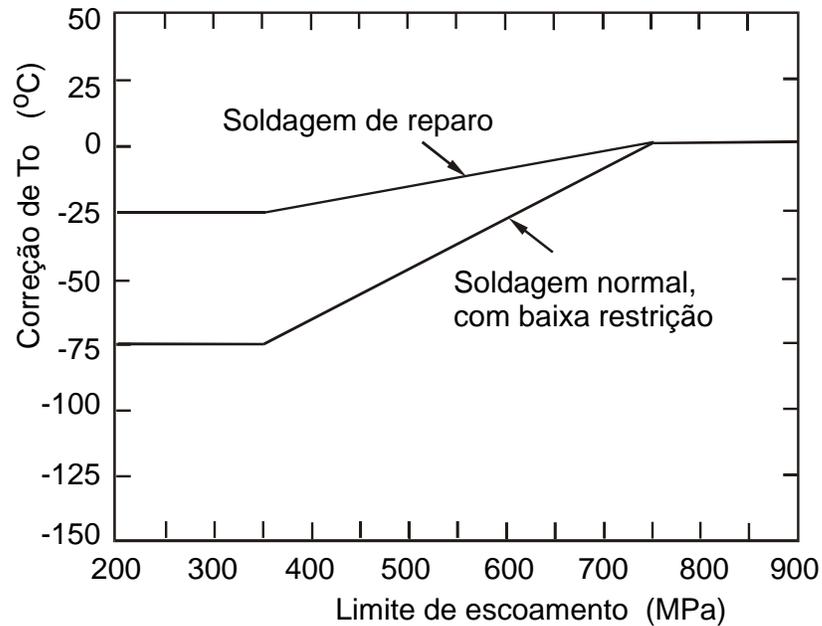


Fig. 5.15 - Correção da temperatura de pré-aquecimento em função do limite de escoamento do material e do grau de restrição da junta.

#### 5.8.4 – Método Alemão / Uwer & Höhne 92

Mostrando que ainda não há completo consenso sobre a questão a nível internacional, encontra-se em publicações alemãs da última década a seguinte proposta para determinar a temperatura de pré-aquecimento  $T_o$ , baseada no carbono equivalente CET e ensaios TEKKEN:

$$T_o = 700CET + 160 \tanh\left(\frac{d}{35}\right) + 62.H_d^{0,35} + (53CET - 32).Q - 330$$

sendo

$$CET = C + (Mn + Mo)/10 + (Cr + Cu)/20 + Ni/40$$

$d$  = 10 a 90 mm (espessura)

$H_d$  = 1 – 20 ml/100g (hidrogênio difusível)

$Q$  = 0,5 a 3,5 kJ/mm (aporte de calor)

Conforme os autores a expressão tem validade para aços na seguinte faixa de composição:

0,05 – 0,32% C	<0,75% Mo
<0,8% Si	< 2,5% Ni
0,5 a 1,9% Mn	< 0,12% Ti
<0,06% Nb	<0,18% V
<1,5% Cr	<0,005% B
<0,7% Cu	

A figura 5.16 reproduz os resultados levantados para  $T_o$  comparativamente através de ensaios Tekken (alto grau de restrição/passe de raiz em junta de topo) e CTS (médio grau de restrição/caso de passe único em solda de filete). Do paralelismo das retas resulta que, para as

condições adotadas nos ensaios ( $d=30\text{mm}$ ;  $Hd = 4$  e  $Q = 1 \text{ kJ/mm}$ ), a temperatura mínima de pré-aquecimento necessária para evitar TF pelo ensaio Tekken é cerca de  $60 \text{ }^\circ\text{C}$  maior que a obtida pelo ensaio CTS.

Em trabalho posterior Uwer e Wegmann utilizam esse método (para determinar as condições que evitam TF), combinado com restrições de dureza e tenacidade, para levantar um campo de trabalho (aporte térmico e pré-aquecimento), na soldagem de um aço baixa liga temperado e revenido (figura 5.17).

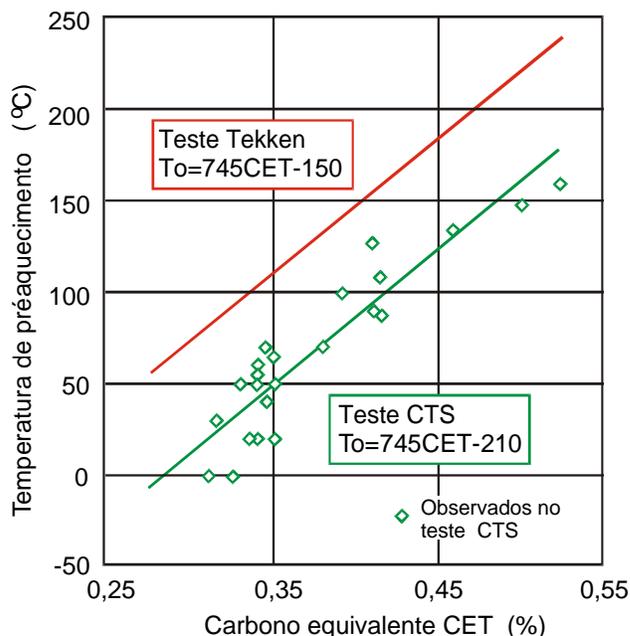


Figura 5.16

Comparação de valores de pré-aquecimento mínimo em função de CET para ensaios de soldabilidade de alta (Tekken) e baixa restrição (CTS).

Aporte térmico

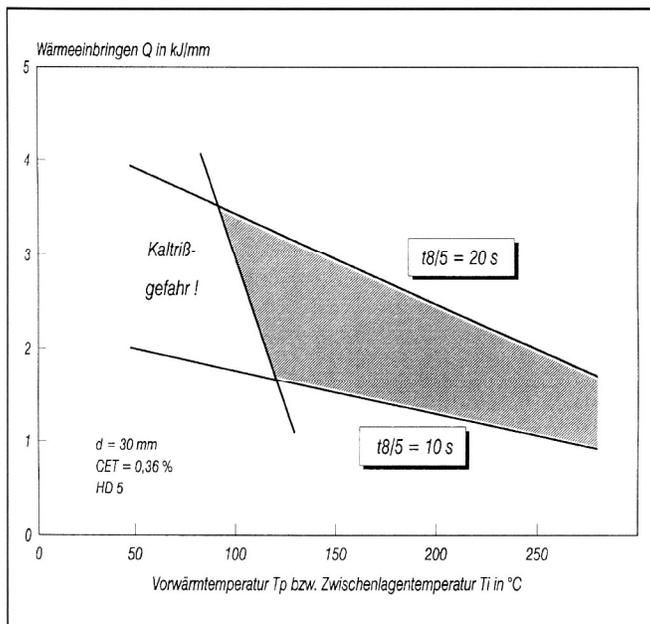


Figura 5.17

Campo de trabalho na soldagem do aço S690QL/QL1 para  $T_{27}$  no mínimo igual a  $-40 \text{ }^\circ\text{C}$  e dureza máxima de  $400 \text{ HV}_{10}$

$T_0$  e Interpasse

5.8.5 - Método do Controle da Temperatura para difusão do H

O método do *controle da temperatura*, conforme  $C_{oe}/TWI$ , é principalmente usado para aços liga com  $CE > 0,6$ , (o que corresponderia no enfoque da AWS à região III do diagrama de Graville da figura 5.9) para os quais, mesmo com o uso de elevadas energias e temperaturas de pré-aquecimento, não podem ser conseguidas velocidades de resfriamento suficientemente lentas para evitar microestruturas frágeis. Por outra parte, também pode ser usado para aços C-Mn de seções espessas, que em função do resfriamento rápido são totalmente endurecidos na soldagem.

Consiste em manter a junta soldada em temperaturas em que o aço não trincará (isto é, acima de 150 a 200 °C) e em que a difusão de hidrogênio para fora do aço é relativamente rápida, por um suficiente tempo suficiente para que os níveis finais de H não sejam mais críticos para causar as TF.

A figura 5.18 mostra um exemplo de diagrama proposto por Coe para determinar a temperatura de pré-aquecimento (e interpasse) a usar neste método. Se o tipo de aço e o seu teor de carbono forem conhecidos, a dureza da ZAC pode ser determinada na parte inferior da figura; a partir daí pode ser estimada a temperatura mínima de pré-aquecimento e interpasse, conforme o grau de restrição na junta a soldar.

Em relação ao tempo que é necessário manter essa temperatura, durante e após a soldagem, no caso de aços mais endurecíveis, de acordo com a literatura não é possível ainda quantificar qual o teor final de hidrogênio que seria admissível para evitar as TF. Coe apresentou diagramas para calcular o tempo necessário para difundir 50% do H inicialmente existente na solda. Como esses diagramas se aplicam aos vários tipos de aços, eles apresentam uma elevada incerteza pois os coeficientes de difusão do H variam bastante com a composição química do aço. Um método desenvolvido mais recentemente, baseado no cálculo por elementos finitos (vide figura 5.19 e artigo de Kyte e Chew no apêndice), permite avaliar de forma mais acurada a distribuição e concentração final relativa de hidrogênio ( $C/Co$ ) em função do parâmetro adimensional  $T/L^2$ . A variável T expressa a dependência do coeficiente de difusão com a temperatura, sendo definida como:

$$T = \int_0^t D dt$$

no caso isotérmico a equação seria reduzida a  $T = D_0 \cdot t$ , onde  $D_0$  é o coeficiente de difusão na temperatura  $\theta$ .

A desvantagem do método de controle da temperatura é que ele mantém a ZTA dura e, provavelmente, pouco tenaz. Quando se realiza *tratamento térmico pós-soldagem* (TTPS), ele deve ser aplicado imediatamente após o término da soldagem, isto é, sem permitir que a temperatura decresça abaixo daquela especificada para pré-aquecimento. Há o risco de que os defeitos somente sejam detectados após o TTPS, pois a inspeção da junta por END só é realizada na temperatura ambiente.

Na utilização do método de controle da temperatura, deve-se cuidar para que a temperatura usada não seja tão alta que produza excessivo revenimento e, com isto, redução da resistência mecânica, ou que esteja acima da temperatura  $M_f$  (de fim da transformação martensítica). Caso a solda seja mantida acima de  $M_f$ , a ZTA reterá alguma austenita (e algum H dissolvido nela), de modo que ao finalmente resfriar até a temperatura ambiente, a austenita residual transformará a martensita, e estará supersaturada em H, o que a fará susceptível ao trincamento. Portanto, para este método é comum usar temperaturas entre 150°C e  $M_f$ .

A soldagem multipasses oferece uma importante vantagem sobre a soldagem com passe único: a martensita na ZTA de um passe de solda pode ser revenida pelo calor dos passes subsequentes. Como resultado, a tenacidade global do metal de solda é aumentada.

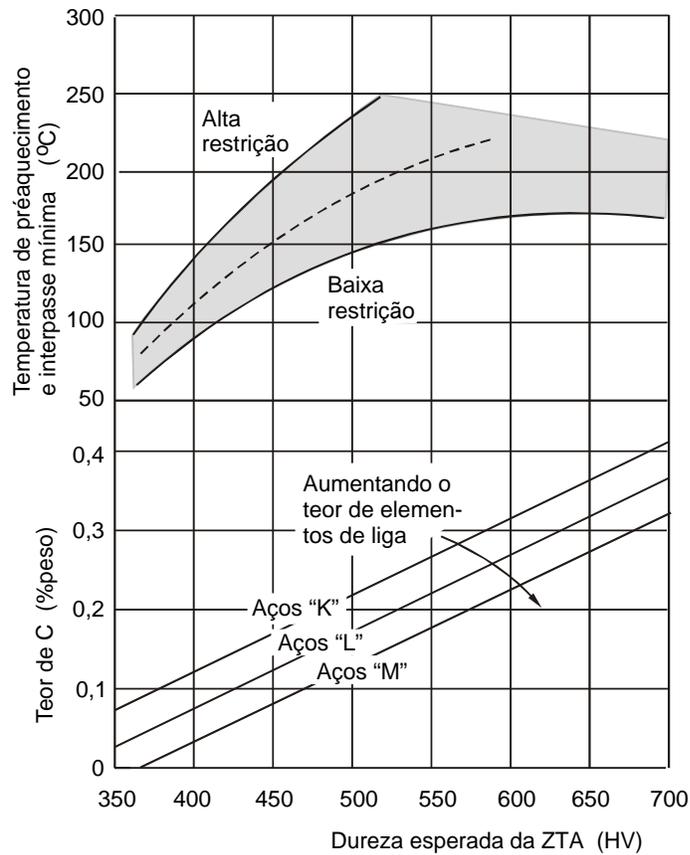


Fig. 5.18- Diagrama para determinar a temperatura de pré-aquecimento e interpassagem a usar no método de controle da temperatura.

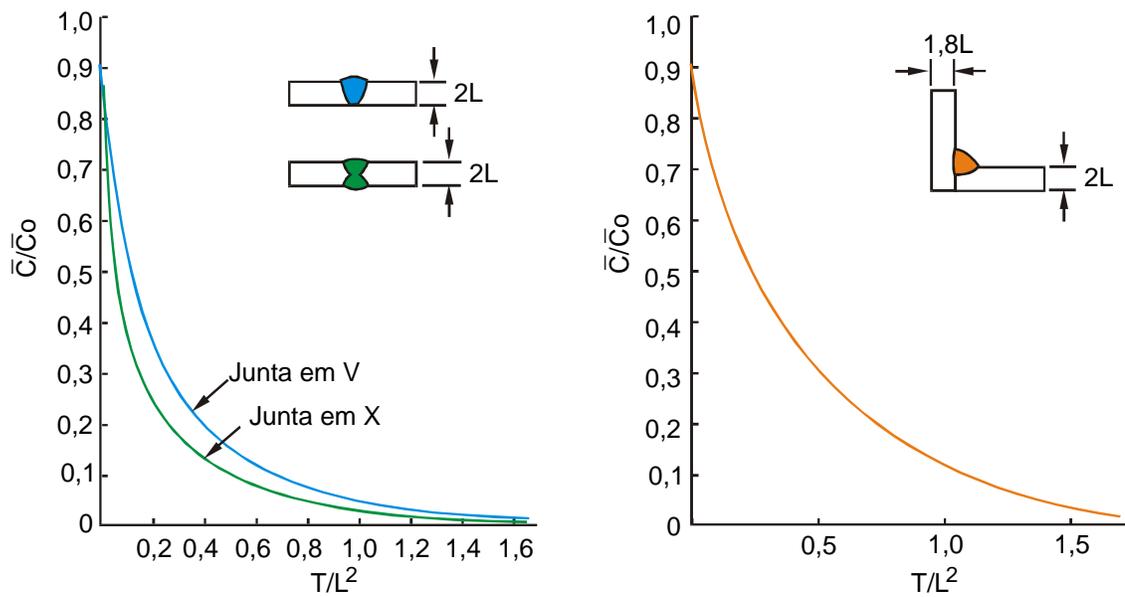


Fig. 5.19- Concentração final de H em vários tipos de juntas soldadas, em função do parâmetro adimensional  $T/L^2$

### 5.8.6 - Controle da Microestrutura por Transformação Isotérmica

Este método é utilizado para produzir uma ZTA mais macia. Consiste em efetuar a soldagem com a peça a uma temperatura suficientemente alta que permita que a ZTA transforme isotermicamente em bainita, ou num produto similar mais macio que a martensita (figura 5.20). Com esse maior tempo de manutenção a elevadas temperaturas, o H também terá mais oportunidade de difundir para fora da solda.

Para estimar as temperaturas e tempos necessários neste método é necessário usar o *diagrama de transformação isotérmica* (diagrama TTT) para o aço que será soldado. Para este método ser viável, a temperatura selecionada deve promover uma transformação para bainita num tempo razoavelmente curto. É aconselhável usar um tempo de duas vezes o indicado pelo diagrama TTT, porque a austenita da ZTA-GG levará mais tempo para se transformar do que uma austenita obtida pelo aquecimento a menores temperaturas, como aquela dos CPs usados para construir o diagrama isotérmico.

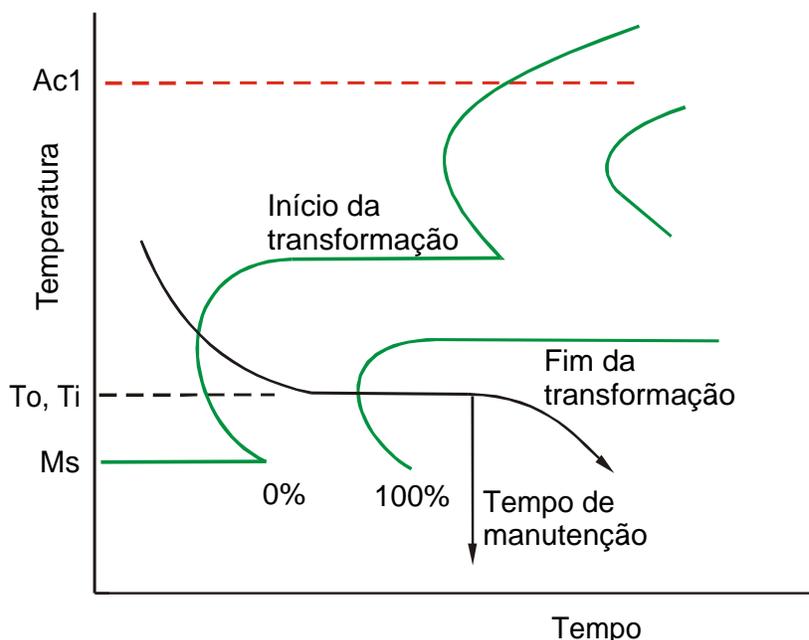


Fig. 5.20- Método da transformação isotérmica, ilustrado num diagrama TTT.

### 5.8.7- Soldagem com Ligas Austeníticas

Em situações onde os níveis de pré-aquecimento necessários para aplicar outros métodos forem inaceitavelmente altos sob um ponto de vista técnico ou econômico, ou quando mesmo com o pré-aquecimento for inevitável a formação de trincas, podem ser empregados consumíveis austeníticos.

O princípio do método é que os metais austeníticos podem conter em solução sólida apreciáveis quantidades de H a temperatura ambiente, e não são normalmente susceptíveis à fragilização pelo H.

Durante a soldagem, algum H pode difundir do metal de solda para a ZTA, enquanto esta permanece ainda austenítica. Mais tarde, quando a ZTA transformar no resfriamento, o H migrará novamente para o MS austenítico.

Alguns cuidados são necessários no uso desses metais de adição. As ligas de níquel são susceptíveis a trincas de solidificação, particularmente quando elas se enriquecem em S

provido do metal de base. Por outro lado, essas ligas apresentam vantagens em relação aos aços inoxidáveis austeníticos, no sentido em que estes são mais propensos a formar martensita dura nas proximidades da linha de fusão, como resultado de mistura incompleta do metal de base com o metal de adição, o qual pode gerar problemas de trincas. Também, a diferença entre os coeficientes de dilatação térmica entre os aços inoxidáveis austeníticos e os aços ferríticos é maior que entre estes últimos e as ligas de níquel. Tais diferenças podem produzir problemas quando forem depositadas grandes quantidades de metal de adição e também quando forem realizados tratamentos térmicos após a soldagem, pois os aços inoxidáveis não permitirão um alívio de tensões tão eficaz como as ligas de níquel.

Há que ressaltar que ambos tipos de ligas austeníticas deixam uma ZTA dura. Além disso, as soldas são difíceis de examinar por métodos não destrutivos, como ultrassom e raios X, devido às diferentes estruturas cristalinas da austenita (cfc) e da ferrita (bcc). As únicas opções seriam a inspeção visual e os líquidos penetrantes.

A figura 5.21 dá algumas guias dos níveis de pré-aquecimento necessários ao soldar com aços inoxidáveis austeníticos, em função do teor de carbono do metal de base e de outros fatores. Normalmente, quando se soldam aços contendo 0.2 a 0.3 %C o pré-aquecimento não é requerido. Mas, acima de 0,4%C será necessária uma temperatura mínima de 150 °C para evitar trincas na ZAC. As influências do nível de hidrogênio, da temperabilidade do aço e do grau de restrição também são ilustradas na figura.

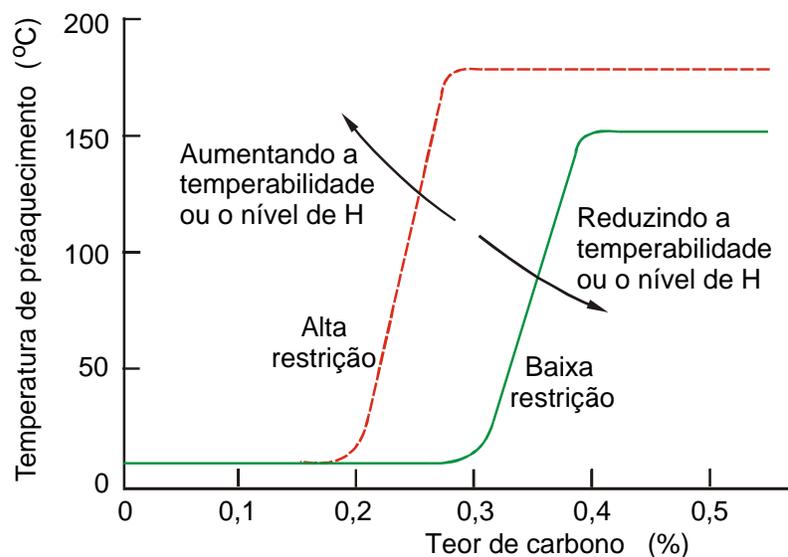


Fig. 5.21- Temperaturas de pré-aquecimento a usar na soldagem com eletrodos revestidos de aço inoxidável austenítico, com aportes térmicos de 10 a 20 kJ/cm: a) para juntas com baixa restrição; b) para alta restrição.

### 5.8.8 - Metodologia do CRM e IRSID / Ensaios de implante para otimização do par “preaquecimento-aporte térmico”

Essas duas instituições desenvolveram métodos que permitem determinar as condições de soldagem de aços carbono e baixa liga, garantindo a máxima segurança pelo menor preço! Os dois métodos, CRM e IRSID, procuram controlar a temperatura na parte final do ciclo térmico para dominar e agir sobre o hidrogênio como fator de trincamento.

Há dois caminhos para diminuir a taxa de resfriamento em soldagem: o aumento do aporte térmico (figura 5.22) e a elevação do pré-aquecimento (figura 5.23). Do ponto de vista prático, o aumento do aporte térmico pode esbarrar rapidamente em impossibilidades operacionais, de tal modo que o pré-aquecimento aparece como o meio mais adequado uma

vez que ele reduz o resfriamento de modo mais eficiente a médias do que a altas temperaturas. Um recurso mais radical consiste em interromper temporariamente o resfriamento numa temperatura suficiente via um pós-aquecimento.

O método desenvolvido pelo CRM propõe para aços estruturais tipo C-Mn e microligados que se considere o  $\Delta t_{3/1}$  na junta real em complemento ao  $\Delta t_{8/5}$  com o objetivo de otimizar o par *aporte térmico - pré-aquecimento*. O outro desenvolvido pelo IRSID, mais peculiarmente adaptado a soldas multipasses em aços baixo-liga, propõe o uso do conceito da *temperatura crítica de pós-aquecimento*  $T_{cp}$  para determinar as mínimas temperaturas de pré-aquecimento e interpasse e completar aqueles cuidados com um pós-aquecimento final.

Ambos os métodos baseiam-se na caracterização do aço via ensaios de implante, contendo um entalhe para gerar deformação plástica local e levar em conta o critério da tensão mínima para trincamento.

### Método do CRM

O método do CRM baseia-se no fato de que o valor do tempo de resfriamento crítico entre 800 e 500 °C ( $t_{rc}$ ), para um dado par *aço base – consumível* está ligado ao  $\Delta t_{3/1}$

O valor  $t_{rc}$  (tempo  $\Delta t_{8/5}$  abaixo do qual ocorrem TF) corresponde ao ponto onde a curva de trincamento no teste de implante (figura 5.24) atinge o nível do limite de escoamento do metal base. Verifica-se o efeito da taxa de resfriamento a moderadas temperaturas sobre o valor de  $t_{rc}$ , como mostra a curva 2 obtida para chapa pré-aquecida, o que favorece a efusão do hidrogênio.

A correlação entre os tempos  $t_{rc}$  e  $\Delta t_{3/1}$  é expressa por um parâmetro  $\gamma$  (com dimensão  $s^2$ ) que exprime a sensibilidade do par “*metal base – metal de adição*” às trincas a frio:

$$\gamma = [t_{rc} - (\gamma / 5000 + 3)][\Delta t_{3/1} - (\gamma/3 - 150)]$$

A hipérbole que representa essa lei na figura 5.25 para dois valores de  $\gamma$  é equilátera nas coordenadas  $\Delta t_{3/1}$  e  $\Delta t_{8/5}$ . O parâmetro  $\gamma$  que varia entre 200 e 3500 para esse tipo de aços, como função entre outros coisas do CE, pode ser calculado por essa relação a partir de um par de valores:  $t_{rc}$  determinado na curva de trincamento do implante e o  $\Delta t_{3/1}$  medido nesse teste de implante. Existem tabelas que possibilitam a determinação simples desses dados. A tabela 3a fornece o valor de  $\gamma$  a partir de  $CE_{IIW}$  e a tensão limite de escoamento do aço base; a tabela 3b fornece o par “*aporte térmico – pré-aquecimento*”.

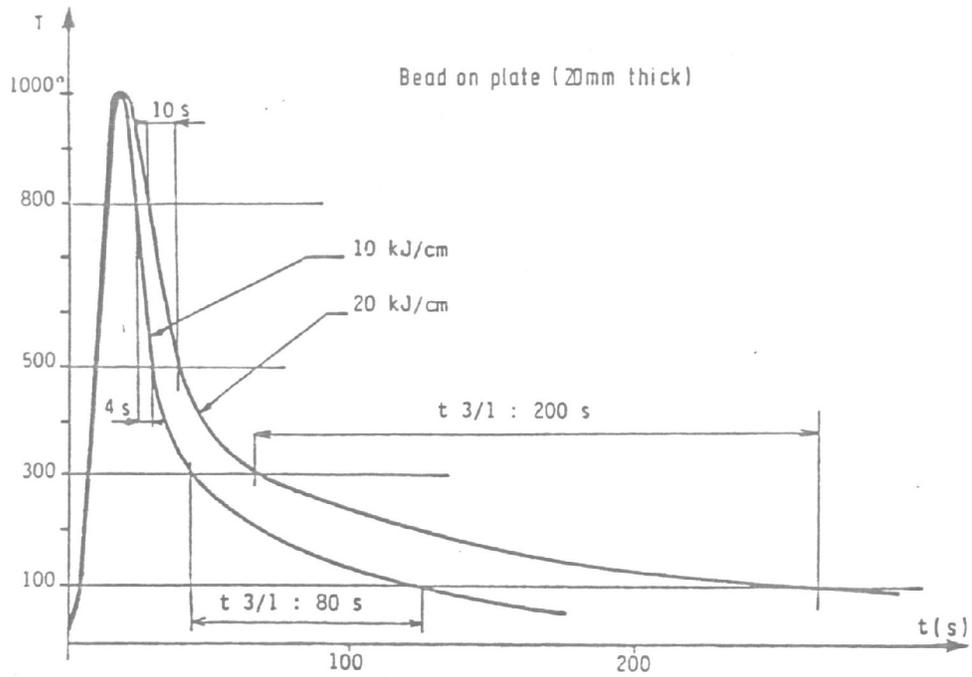


Figura 5.22– Influência do aporte térmico

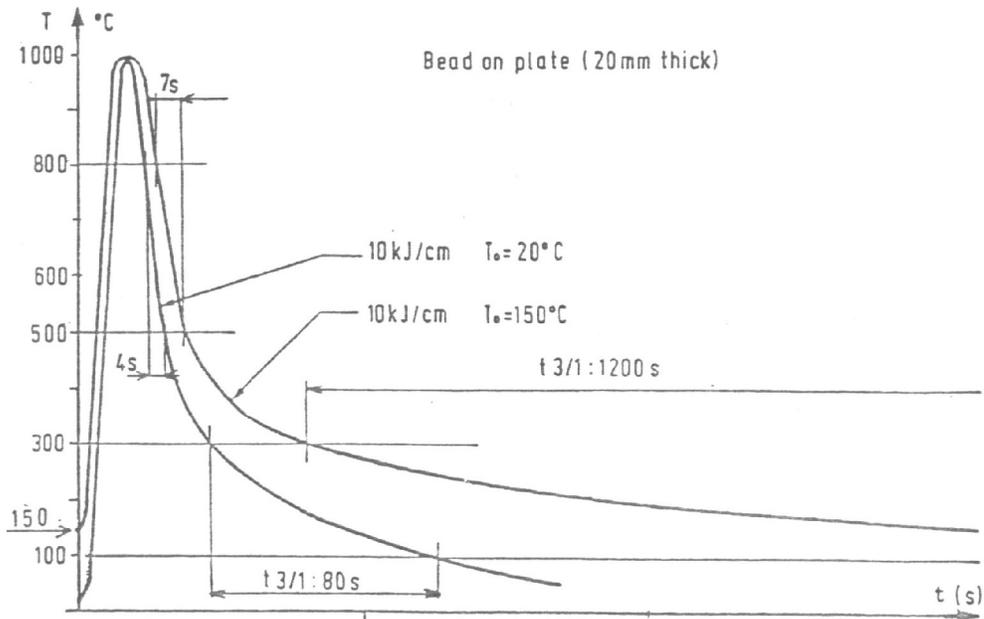


Figura 5.23 – Influência do pré-aquecimento na diminuição da taxa de resfriamento

Os autores ilustram a vantagem do método através dos dados da figura 5.26 que compara as temperaturas de pré-aquecimento (bastante mais baixas) permitidas pelo modelo do CRM com estimativas pelo método convencional (mais conservador) da dureza máxima, para uma série de aços listados na tabela 4.

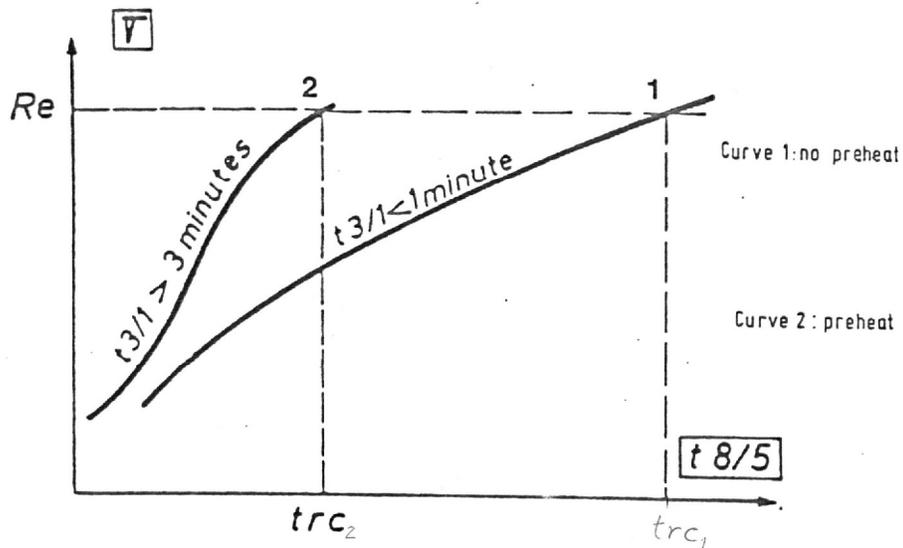


Figura 5.24 – Influência de  $\Delta t_{3/1}$  sobre  $trc$

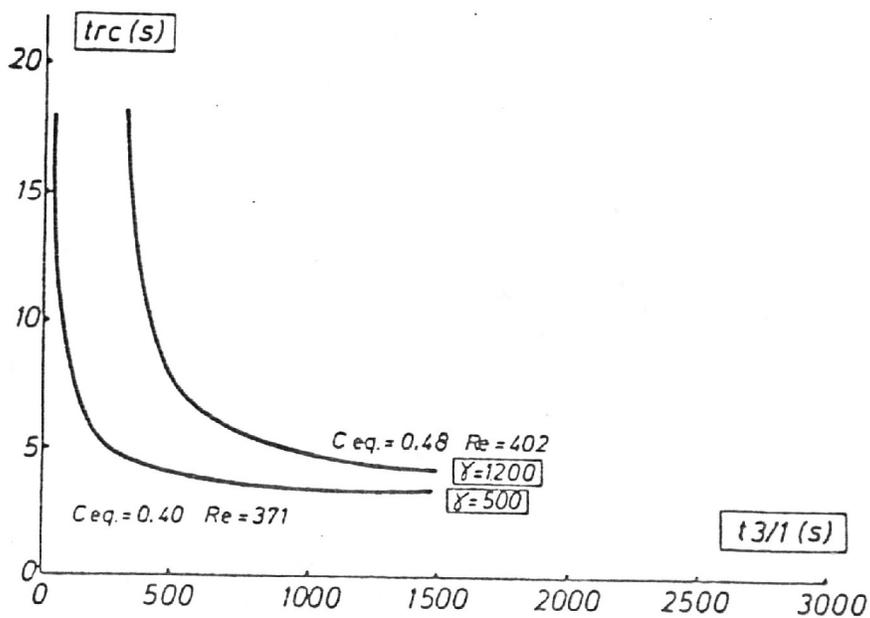


Figura 5.25 – Exemplos das correlações  $trc$ -  $\Delta t_{3/1}$

Tabela 3a – Determinação de  $\gamma$ 

Manual Metal Arc Welding with basic electrodes

Céq. Re	( $H_2 \leq 6\text{cm}^3/100\text{g}$ deposited metal )						
	.300	.325	.350	.375	.400	.425	.450
300.	450.	450.	450.	450.	552.	651.	744.
325.	450.	450.	450.	493.	605.	708.	806.
350.	450.	450.	450.	539.	655.	763.	866.
375.	450.	450.	450.	583.	703.	816.	924.
400.	450.	450.	489.	626.	751.	869.	982.
425.	450.	450.	527.	668.	797.	920.	1039.
450.	450.	450.	563.	708.	843.	971.	1095.
475.	450.	450.	598.	748.	888.	1021.	1151.

Tabela 3b – Determinação do aporte térmico

$T_0$ / $\gamma$	450.	500.	600.	700.	800.	900.
20.	22.	23.	26.	28.	30.	33.
50.	18.	20.	22.	24.	26.	29.
75.	16.	17.	19.	21.	22.	24.
100.	13.	14.	15.	17.	18.	20.
125.	11.	12.	12.	14.	15.	16.
150.	9.	10.	10.	11.	12.	13.
175.	8.	8.	9.	9.	10.	10.
200.	7.	7.	8.	8.	8.	9.

HI(kJ/cm)

Tabela 4 – Descrição dos aços (CRM)

Aço	C	Mn	P	S	Si	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Al	Nb	Céq.	t (mm)	Re (N/mm <sup>2</sup> )	Rm (N/mm <sup>2</sup> )
1	0,16	1,12	0,017	0,025	0,423	0,285	0,140	0,090	0,024	-	0,022	0,036	0,40	95	374	542
2	0,14	1,17	0,011	0,026	0,437	0,212	0,114	0,051	0,015	-	0,023	-	0,37	15	400	572
3	0,15	1,17	0,024	0,026	0,427	0,235	0,113	0,045	0,021	-	0,021	-	0,38	14	383	578
4	0,15	1,17	0,015	0,021	0,454	0,234	0,132	0,090	0,028	-	0,023	0,029	0,39	30	418	586
5	0,15	1,16	0,018	0,020	0,451	0,250	0,144	0,090	0,020	-	0,029	0,028	0,39	28	396	-
6	0,16	1,43	0,016	0,007	0,440	0,020	0,010	0,020	0,020	-	0,044	0,026	0,41	28	383	554
7	0,17	1,27	0,018	0,010	0,431	0,245	0,100	0,030	0,022	-	0,034	0,025	0,41	30	376	547
8	0,17	1,42	0,012	0,002	0,410	0,010	0,020	0,030	0,020	-	0,032	0,030	0,42	20	400	571
9	0,18	1,24	0,014	0,010	0,400	0,210	0,125	0,062	0,016	-	0,029	-	0,42	35	387	548
10	0,17	1,32	0,016	0,011	0,451	0,348	0,160	0,080	0,024	-	0,037	0,032	0,45	30	414	553
11	0,16	1,49	0,027	0,017	0,550	0,050	0,044	0,210	0,008	-	0,031	0,026	0,45	30	395	560
A	0,10	1,11	0,011	0,019	0,270	0,364	0,037	0,626	0,008	0,053	0,050	-	0,45	15	361	498
B	0,10	1,11	0,011	0,019	0,270	0,364	0,037	0,626	0,008	0,053	0,050	-	0,45	30	345	502
C	0,12	0,96	0,029	0,017	0,320	0,410	0,270	0,610	-	-	0,054	0,034	0,45	23	410	542

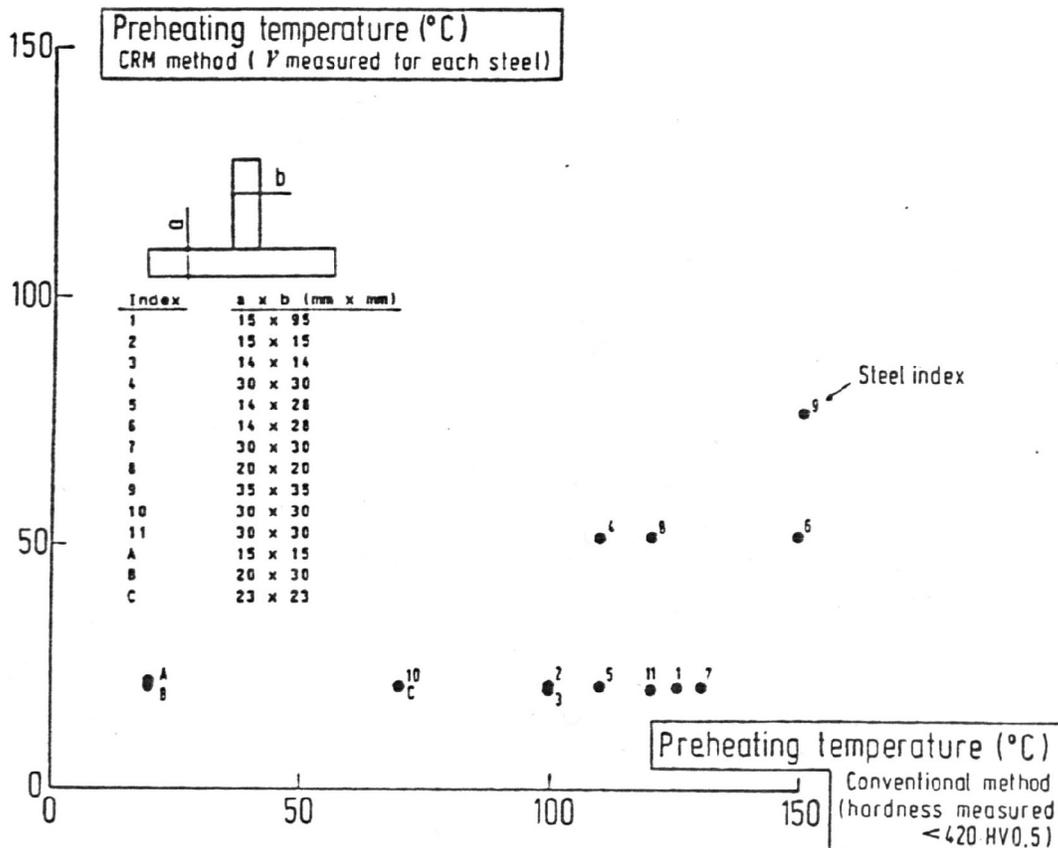


Figura 5.26 - Comparação entre temperaturas de pré-aquecimento pelo modelo CRM e pelo critério convencional da dureza.

### Método do IRSID

Pode-se perceber que uma limitação do modelo do CRM resulte de uma sensibilidade excessiva do par "metal base – consumível", que leve à necessidade de temperaturas de pré-aquecimento demasiado altas. Em tal caso, o meio mais seguro de reduzir o pré-aquecimento a um nível aceitável é manter essa temperatura após a soldagem por tempo suficiente para descer o teor de H a um valor baixo o bastante para evitar o trincamento.

Assim o IRSID propõe o uso de uma *temperatura crítica de pós-aquecimento*  $T_{cp}$ , graças a um procedimento particular do teste de implante, esquematizado na figura 5.27. Uma carga é aplicada ao corpo de prova assim que o pós-aquecimento seja iniciado e mantida por 20 hs. Vários testes permitem chegar a um diagrama como o da figura 5.28, que separa uma área segura de uma zona onde trincas retardadas ocorrem após pós-aquecimento e durante resfriamento. A evolução da duração  $t$  é dependente da mobilidade do H como função da temperatura. A tentativa de baixar a temperatura enquanto aumentando a duração do ensaio, acaba definindo uma  $T_{cp}$ , sob a qual trincamento ocorrerá durante o próprio pós-aquecimento: isto significa que a ZAC não estará suficientemente protegida nesse período transiente durante o qual a concentração de H decresce.

Na definição de um procedimento operacional é proposto o uso da temperatura crítica  $T_{cp}$  para especificar a mínima temperatura de pré-aquecimento

bem como a mínima temperatura de interpasse. Essa prescrição implica que a temperatura da junta e suas vizinhanças numa largura total de 200mm não deverá em nenhuma hipótese cair abaixo desse valor antes que o pós-aquecimento final seja aplicado. A figura 5.29 representa a evolução da temperatura que seria observada em qualquer ponto da junta.

Para a aplicação do método do IRSID é necessário dispor de diagramas de pós-aquecimento para a desejada aplicação, lembrando que tais diagramas são levantados para um par “metal base – teor de H do metal de solda”, para dado aporte térmico e nível de tensão. Para garantia contra o maior risco possível, a tensão considerada é a do limite de escoamento do aço (como isso não conduz a temperaturas excessivas não é usualmente necessário modular a tensão nominal como função do grau real de restrição para cada aplicação).

A figura 5.30 reproduz um diagrama de pós-aquecimento para um aço 2,25Cr – 1Mo, soldado com energia de 15kJ/cm, para 4ml/100g H difusível. Esse caso especial destina-se a ilustrar a influência do teor de C, como elemento indutor de mudança na sensibilidade a trincas a frio.

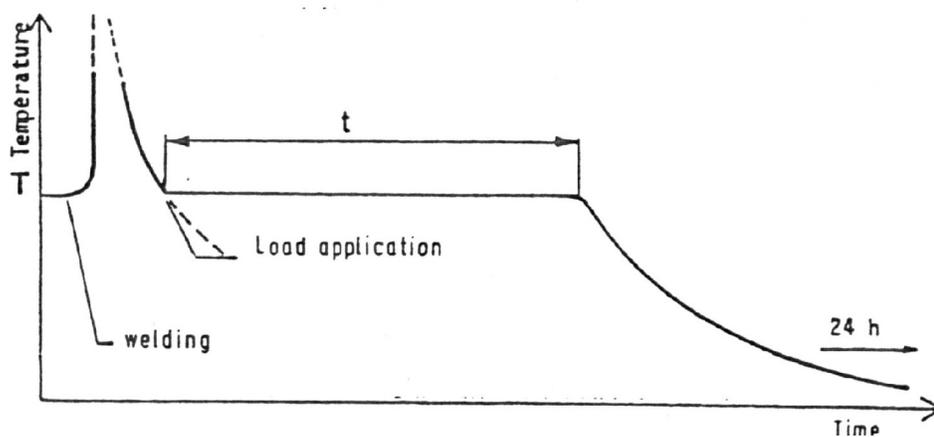


Figura 5.27 – Teste de implante com pré- e pós-aquecimentos

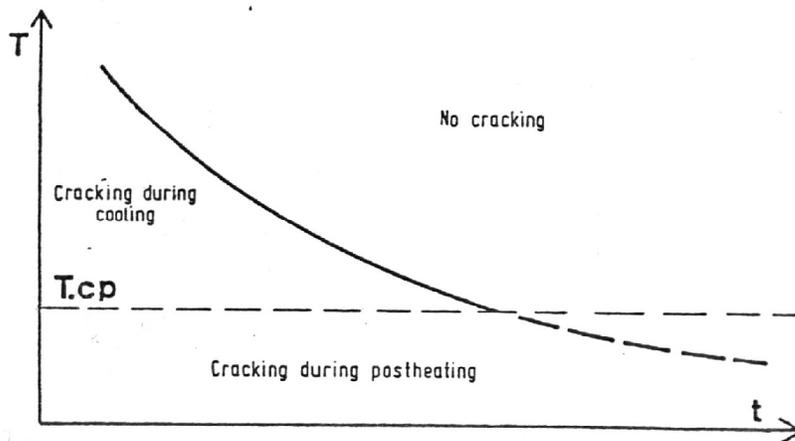


Figura 5.28 – Diagrama de pós-aquecimento

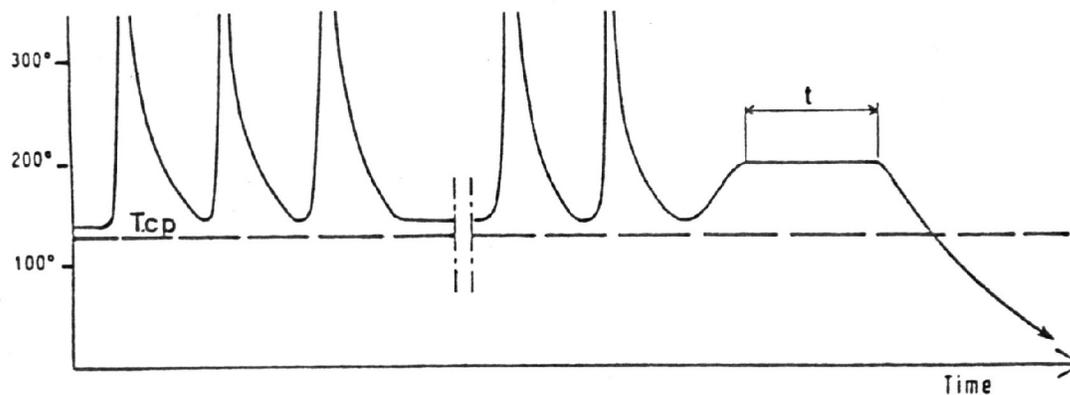


Figura 5.29 - Procedimento do teste de implante com pré- e pós-aquecimento

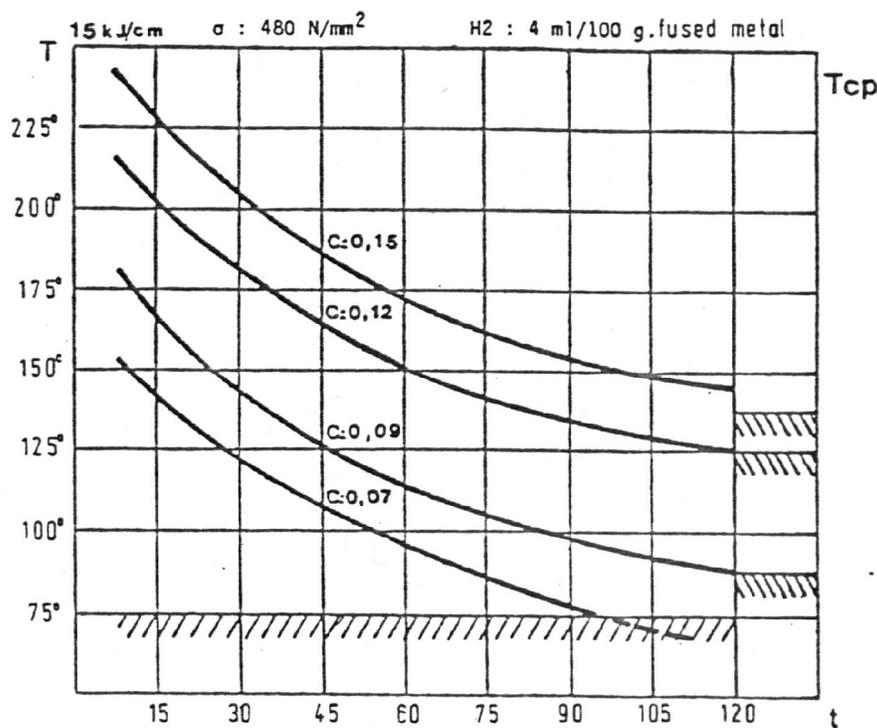


Figura 5.30 – Diagrama de pós-aquecimento para aço 2,25Cr-1Mo

## 7. Bibliografia

- (1) Kou, Sindo. "Welding Metallurgy", John Wiley & Sons, USA, 1987.

- (2) Bailey, Norman. "Weldability of Ferritic Steels", Abington Publishing, England, 1994.
  - (3) Yurioka, N.
  - (4) Lucas, Bill; Mathers, Gene; Abson, David. "Trincas por Hidrogênio", *Soldagem & Inspeção*, ano 6, n.º 1, Abril 2000.
  - (5) Lucas, Bill; Mathers, Gene; Abson, David. "Trincas por Hidrogênio em Aços-Prevenção e Boas Práticas", *Soldagem & Inspeção*, ano 6, n.º 3, Junho 2000.
  - (6) Irving, Bob. "Preheat: the main defense against hydrogen cracking", *Welding Journal*, Julho de 1992.
- 
- (7) Uwer, D. e H. Höhne: Metall and Cutting 43 (1991), Heft 5.
  - (8) Uwer, D. e Wegmann, H.: Metall and Cutting 47 (1995) Heft 6

This document was created with Win2PDF available at <http://www.win2pdf.com>.  
The unregistered version of Win2PDF is for evaluation or non-commercial use only.  
This page will not be added after purchasing Win2PDF.