

# Influência das temperaturas de pré e pós-aquecimento sobre a formação de trincas induzidas por hidrogênio na soldagem de reparo de aços AISI D6

Gabriel Rover Barbieri <sup>1\*</sup> 

Aloysio Arthur Becker Fogliatto <sup>1</sup> 

Mario Wolfart Junior <sup>2</sup> 

## Resumo

O problema do reparo por soldagem de ferramentas de conformação a frio, fabricadas a partir de aços AISI D6, é recorrente nas empresas que almejam reduzir custos com a recuperação de matrizes danificadas em serviço. Estes aços apresentam um alto índice de Carbono Equivalente e, conseqüentemente, baixa soldabilidade, sendo que os ciclos térmicos de soldagem oferecem riscos de formação de Trincas Induzidas pelo Hidrogênio (TIH) e outras descontinuidades na região da solda. Objetivando-se anular alguns dos fatores responsáveis pela formação da TIH, foram monitorados três parâmetros durante o procedimento de soldagem com eletrodos revestidos: temperaturas de pré e pós aquecimento (parâmetros controláveis) e temperatura de interpasse (parâmetro fixo). Este controle foi realizado visando-se diminuir a quantidade de hidrogênio molecular presente no metal de base e evitar a formação de microestrutura frágil (martensita) durante o reparo. Como resultados, encontrou-se melhores condições de pré-aquecimento, controle de temperatura de interpasse e pós-aquecimento, obtendo-se soldas de reparo sem a ocorrência de descontinuidades, além de manter os valores de dureza da região de corte da ferramenta próximos daqueles do aço AISI D6 na condição de temperado e revenido, tornando-se possível a matriz voltar para o trabalho em vez de fabricar-se um nova.

**Palavras-chave:** Trinca induzida pelo hidrogênio; Soldagem de manutenção; Aço ferramenta AISI D6; Processo eletrodo revestido.

## Influence of pre heating and post welding treatment temperatures on the formation of hydrogen induced cracking in the repair welding of AISI D6 steel

## Abstract

It is essential that companies be able to develop and apply technical and scientific procedures in order to reduce costs. Tool steels are among the most used materials in the cold forming industry, so being able to repair damaged cold forming dies cutting edge by applying welding processes is a relevant manufacturing engineering issue. AISI D6 steel has poor weldability due to its high Carbon Equivalent content, which combined with the thermal welding cycle could lead to cold cracking. In this work the pre heating and post welding treatment temperatures were varied while the interpass temperature was fixed. That aimed to reduce the molecular hydrogen content from base metal and prevent the formation of brittle microstructure (martensite) in the weld zones. The results showed that it is possible to obtain welds without any discontinuities, provided the pre heating, interpass and post welding treatment temperatures are properly determined and followed accurately. Besides that, the hardness of the die cutting edge zone has shown consistent with the quenched and tempered base metal properties, which confirms the efficiency of repair welding procedure.

**Keywords:** Cold cracking (hydrogen induced cracking); Maintenance welding; AISI D6 tool steel; Shielded metal arc welding.

<sup>1</sup>Laboratório de Soldagem e Manufatura Aditiva de Metais, LASOLDAM, Instituto Federal Catarinense, Luzerna, SC, Brasil.

<sup>2</sup>Laboratório de Ensaios Mecânicos e Metalúrgicos, LABEMM, Instituto Federal Catarinense, Luzerna, SC, Brasil.

\*Autor correspondente: grbarbieri2@hotmail.com



## 1 Introdução

Os aços ferramenta estão inseridos em um importante segmento da área de fabricação mecânica. Dentre todos os aços ferramenta, encontra-se o aço AISI D6, o qual possui alto teor de carbono e cromo, sendo muito utilizado para conformação a frio no ramo de matrizaria. Por outro lado, o fato de este aço possuir alta temperabilidade faz com que o mesmo apresente baixa soldabilidade, o que exige certos cuidados na soldagem, de modo a não provocar a formação de Trincas Induzidas pelo Hidrogênio (TIH), visto que é comum a ocorrência destas descontinuidades ao realizar-se o reparo por soldagem destes aços.

Os três pilares para a formação de TIH são: a presença de hidrogênio (molecular ou atômico) na região a ser soldada, microestrutura frágil nas regiões de solda e tensões residuais provenientes da soldagem. Tendo em vista estas três condições, é necessário levar em consideração alguns fatores para a elaboração do procedimento de soldagem destes aços, tais como, o fato de que os consumíveis podem possuir suscetibilidade em absorver hidrogênio - como é o caso dos eletrodos revestidos [1] - o qual pode ser absorvido do ambiente ou caso os consumíveis não sejam armazenados da maneira correta. Essa condição, somada aos fatores de o aço AISI D6 apresentar uma microestrutura frágil, como a martensita [2], com a presença de tensões residuais, favorece a formação da TIH.

A literatura [1,3,4] cita diferentes maneiras de evitar-se a ocorrência de TIH, as quais consistem, entre outras, em: 1. Realizar o adequado controle do armazenamento dos consumíveis (eletrodos, arames); 2. Pré-aquecer e/ou pós-aquecer a peça (reduzindo-se o gradiente térmico - o qual determina a taxa de resfriamento da solda - e aliviando-se as tensões residuais provenientes da soldagem), sendo que as ações 1 e 2 citadas tendem a diminuir a quantidade de hidrogênio molecular tanto dos consumíveis quanto do metal de base; 3. Controlar a temperatura de interpasse, para que não sejam atingidos valores inferiores a 200 °C, que é a temperatura de início da formação de martensita (Mi) do aço AISI D6 [5].

Segundo Fortes e Araújo [6], a temperatura de pré-aquecimento pode ser calculada a partir das Equações 1-3:

$$C_{eq} = \%C + \frac{\%Mn}{6} + \frac{\%Cr + \%Mo + \%V}{5} + \frac{\%Ni + \%Cu}{15} \quad (1)$$

$$C_{eqtotal} = 0,005 * C_{eq} * espessura(mm) \quad (2)$$

$$Temperatura\ de\ pré - aquecimento\ (^{\circ}C) = 350 * \sqrt{C_{eqtotal} - 0,25} \quad (3)$$

Onde:

$C_{eq}$ : Carbono Equivalente;

$C_{eqtotal}$ : Carbono Equivalente Total.

A Equação 1 é fornecida pelo IIW (Internacional Institute of Welding) e foi escolhida dentre as diversas que existem para calcular o índice do carbono equivalente

devido à composição química do aço AISI D6, o qual apresenta uma quantidade relativamente alta de carbono [6] (a composição química do aço AISI D6 será mostrada na seção Metodologia). O índice Carbono Equivalente ( $C_{eq}$ ) é um dos fatores que tem influência na soldabilidade dos aços, devido ao fato que, quanto maior for o seu valor, maior será a tendência para a formação de uma microestrutura martensítica na solda. Segundo Yurioka [7], a ocorrência de TIH nas regiões de solda também é influenciada pelo  $C_{eq}$ , isto é, no caso de utilizar-se aços com valores relativamente altos de  $C_{eq}$ , mais cuidados são necessários para realizar-se a soldagem do material.

Alguns autores [6,8-10] citam intervalos de valores de  $C_{eq}$  para os quais são necessários cuidados adicionais quando da realização do procedimento de soldagem. Todavia, tais intervalos - assim como o procedimento de soldagem em si - devem ser especificamente definidos em função do tipo de aço, das normas de projeto e fabricação, da criticidade do serviço, dos tipos de indústria e de aplicação (exemplo: componente sujeito à corrosão sob tensão na indústria de petróleo e gás). Segundo Fortes e Araújo [6], para aços que apresentam um valor relativamente alto de  $C_{eq}$ , é imprescindível o uso de pré e pós-aquecimento, para evitar a formação de TIH. Sabendo-se que o valor de  $C_{eq}$  do aço AISI D6 pode ser estimado na ordem de 4,65, surge a necessidade de estudos relacionados ao procedimento de soldagem destes aços.

Neste estudo pretende-se realizar o reparo por soldagem - utilizando-se o processo Eletrodo Revestido (SMAW) - em uma amostra de aço AISI D6 temperada e revenida, simulando-se as condições do fio de corte de uma matriz avariada (trincada), visto que a recuperação pode ter um custo menor quando comparada com a fabricação de uma nova matriz. Objetiva-se concluir o reparo com melhores condições de temperatura de pré-aquecimento, temperatura de interpasse e pós-aquecimento, evitando-se o surgimento de trincas (principalmente TIH) nas amostras, mantendo-se os valores de dureza das regiões da solda dentro do intervalo de 58 a 62 HRC, segundo a norma ASTM E18 - 15.

## 2 Metodologia

O aço AISI D6 apresenta a seguinte composição química: C - 2,25%; Si - 1,00%; P - máx. 0,04%; S - máx. 0,05%; Cr - 12%, a análise química foi realizada por espectrometria de emissão óptica por meio do espectrômetro SHIMADZU OES-5500II. Antes de realizar-se o reparo, os corpos de prova (CP) de dimensões de 100 mm de comprimento, 50 mm de largura e 40 mm de espessura foram temperados e revenidos, visando simular as condições de tratamento térmico reais das matrizes de conformação à frio. Para a têmpera, o tempo de encharque foi de 45 minutos à 1040 °C, com resfriamento em óleo à temperatura ambiente; para o revenimento, o tempo de encharque foi de 2 horas à 200 °C, com posterior resfriamento dentro do forno. Após atingir a dureza necessária para a matriz

**Tabela 1.** Parâmetros fixos

1. Condição fratura	Trincado
2. Preparação	Chanfro em 15°
3. Sequência de Soldagem Amanteigamento	Sequência Corrida
4. Parâmetros Amanteigamento	Temperatura de Interpasse de 225 °C
5. Troca de Eletrodos	Temperatura da troca Eletrodos de 225 °C
6. Sequência de Soldagem Revestimento Duro	Sequência Corrida
7. Parâmetros Revestimento Duro	Temperatura de Interpasse de 225 °C
8. Corrente de Soldagem	60 A
9. Tempo de encharque para Pré e Pós-Aquecimento	45 minutos

trabalhar (entre 58 e 62 HRC segundo a norma ASTM E18 – 15), os CP's foram quebrados ao meio com o auxílio de uma prensa hidráulica, visando-se simular uma trinca e produzir tensões residuais nos mesmos. Posteriormente, os CP's foram preparados com o auxílio de uma esmerilhadeira, com a qual foi possível produzir-se chanfros de aproximadamente 15°, visando remover a superfície fraturada, eliminando possíveis concentradores de tensão, como mostra a Figura 1.

Foram utilizados os seguintes consumíveis (ambos com diâmetro de 2,4 mm): o eletrodo revestido Eutec Trode 680, que apresenta a seguinte composição: C – 0,1%, S – 0,001%, P – 0,02%, Si – 0,47%, Mn – 1,68%, Cr – 29,4%, Ni – 9,2%, para a etapa de amanteigamento; e o Eutec Trode N – 12 CGS, que apresenta a seguinte composição: C – 0,69%, S – 0,01%, P – 0,02%, Si – 0,53%, Mn – 1,2%, Cr – 3,65%, Mo – 2,74%, para a etapa de revestimento duro. Neste trabalho optou-se pela não realização da ressecagem dos metais de adição.

Durante o reparo, evitou-se o contato direto entre o revestimento duro e o metal de base (MB); isto foi possível “amanteigando-se” toda a região do chanfro antes de realizar-se a deposição dos cordões de solda com o eletrodo de revestimento duro, tomando-se o cuidado para que estes cordões não extrapolassem as fronteiras da região “amanteigada”. Segundo Borghi [3], o “amanteigamento” funciona como uma armadilha, impossibilitando a difusão do hidrogênio para dentro da zona afetada pelo calor (ZAC).

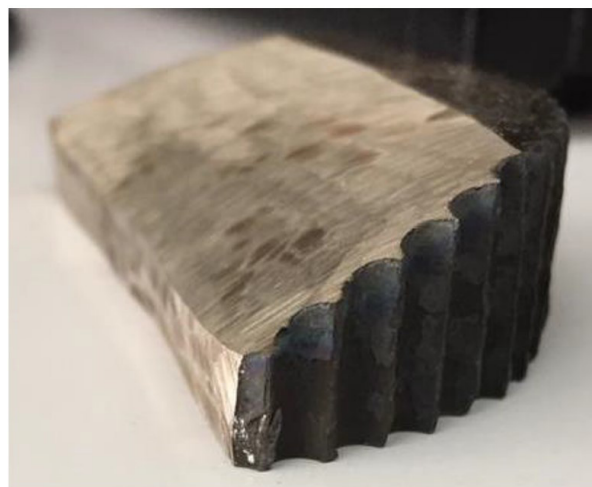
A Tabela 1 mostra os parâmetros fixos que foram utilizados em todos os testes. Para o controle das temperaturas de interpasse e de troca de eletrodos, foi utilizado um lápis térmico de 225 °C, devido ao fato de que a temperatura na qual se inicia a formação de martensita é de 200°C.

A Tabela 2 mostra os valores dos parâmetros que foram alterados ao longo dos testes: optou-se por variar as temperaturas de pré-aquecimento e de pós-aquecimento. A temperatura de pré-aquecimento do Teste 1 foi calculada por meio das Equações 1-3; a temperatura do Teste 3 foi obtida a partir de um minicurso oferecido pelo fabricante Bohler UTP [11]; e a temperatura do Teste 2 foi proposta neste estudo, visando-se obter uma temperatura intermediária em relação aos Testes 1 e 3. Para as temperaturas de pós-aquecimento, acrescentou-se 50 °C à temperatura de pré-aquecimento em cada um dos testes, conforme recomendações do fabricante Bohler UTP [11].

Os valores dos parâmetros controlados mostrados na Tabela 2 foram obtidos por meio de testes prévios,

**Tabela 2.** Parâmetros controlados

	TESTE 1	TESTE 2	TESTE 3
Pré-Aquecimento	207 °C	300 °C	400 °C
Pós-Aquecimento	257 °C	350 °C	450 °C
Tipo de Resfriamento	No forno	No forno	No forno

**Figura 1.** Chanfro de 15° nas amostras.

os quais consistiram na realização de procedimentos de reparo sem a utilização de pré e pós-aquecimento, sendo, também, variado o tipo de resfriamento dos CP's (utilizou-se resfriamento em areia, em vez de resfriamento ao ar). Entretanto, em todos estes testes prévios, os CP's trincaram após o reparo.

Com o intuito de verificar se o reparo atingiu os requisitos para ser aplicado na recuperação de matrizes de aço AISI D6, foram realizados os ensaios de Líquido Penetrante (LP) nos CP's (visando detectar possíveis descontinuidades existentes) e perfil de microdureza nas regiões de Metal de Base, Zona Afetada pelo Calor e Zona Fundida (visando medir o comportamento da dureza através dos CP's). Para o ensaio de microdureza, os CP's foram preparados visando-se à análise de seções transversais dos mesmos. Os Testes 1 e 3 foram preparados com o auxílio de uma Cortadora Metalográfica. O Teste 2 foi preparado por meio do processo de fresamento.

### 3 Resultados e discussões

A Figura 2a-2c mostra os resultados dos ensaios de LP realizados nos CP's, analisando tanto o metal de base quanto as zonas soldadas.

Nota-se, por meio da análise da Figura 2a -2c que, em todos os testes, não foram detectadas trincas superficiais. Isso pode ser explicado pelo fato do pré-aquecimento ter diminuído consideravelmente a quantidade de hidrogênio molecular presente no metal de base, minimizando um dos fatores que provocam a TIH, conforme Possebon et al. [1].

Visando-se complementar a análise, os CP's foram preparados com o objetivo de realizar-se um perfil de microdureza nas seções transversais ao reparo, assim como obter-se registros macrográficos e micrográficos. As amostras passaram pelas lixas de granulometria 80, 120, 220, 320, 400, 600 e 1200; ao terminar o processo de lixamento, as amostras foram polidas utilizando pastas de diamante, começando pelo pano de 3  $\mu\text{m}$  e depois seguindo para o pano de 1  $\mu\text{m}$ . Tanto o lixamento quanto o polimento foram realizados utilizando água corrente para não danificar as amostras. Por fim, as amostras foram atacadas utilizando Nital (2% de ácido nítrico e 98% de álcool). Após a preparação, percebeu-se que o CP do teste 1 apresentou trincas na ZAC. A Figura 3a-3c mostra uma macrografia da seção transversal dos CP's.

Isto pode ser explicado por meio da análise das micrografias das seções transversais dos CP's, mostradas nas Figuras 4-6.

Analisando-se as Figuras 4-6, e comparando-se com a literatura [12], nota-se que todos os CP's apresentaram uma microestrutura formada por martensita em placas com presença de austenita retida. A presença da austenita retida pode ser explicada pelo fato de que, para que toda a austenita fosse transformada em martensita - durante o tratamento térmico

dos CP's - seria necessário um resfriamento em temperaturas negativas [5]. Segundo Colpaert [13], aços mais ricos em carbono - que é o caso do AISI D6 - apresentam martensita em placas, a qual, segundo Braga [2], é uma matriz que possui elevada dureza, porém frágil.

A hipótese levantada pelos autores para explicar a trinca presente no CP do Teste 1 é a de que as tensões residuais provocadas pelo corte metalográfico - tensões estas que se assemelham às tensões causadas por uma retificação severa, as quais, conforme Farias [14], são tensões de tração - somam-se às tensões provenientes da soldagem - as quais, segundo Modenesi et al. [15] e Marques et al. [16], também são tensões de tração. Isto, por sua vez, tende a gerar um acúmulo de tensões residuais (na matriz microestrutural) suficiente para, em conjunto com a microestrutura frágil e a presença de hidrogênio difusível, produzir a trinca a frio. Seguindo-se o raciocínio da redução da energia livre de Gibbs [17], a tendência é que a entropia do sistema aumente [17]. Como consequência disso, surge a trinca induzida pelo hidrogênio, no sentido de aliviar as tensões residuais presentes na matriz, o que de fato conduz a uma redução da energia livre do sistema.

O CP do teste 2 não apresentou trincas após o corte. Neste caso, não é possível afirmar se isto deve-se às temperaturas de pré e pós-aquecimento maiores, ou à alteração do processo de usinagem utilizado quando da preparação para o ensaio de dureza (fresamento).

Ao analisar-se o CP do Teste 3, no qual a preparação para o ensaio de microdureza foi realizada por meio do mesmo processo empregado no Teste 1, não observou-se TIH. Neste caso, é possível inferir que a temperatura de pré e pós-aquecimento foram suficientes para promover o alívio das tensões de tração provenientes da soldagem e do corte metalográfico, além de propiciar um maior tempo para



Figura 2. Ensaio de LP. a) Teste 1. b) Teste 2. c) Teste 3.



Figura 3. Seção transversal. a) Teste 1. b) Teste 2. c) Teste 3.

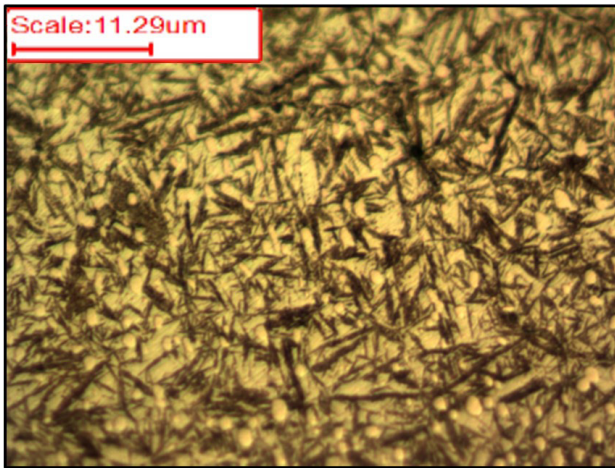


Figura 4. ZAC teste 1 com aumento de 400x.

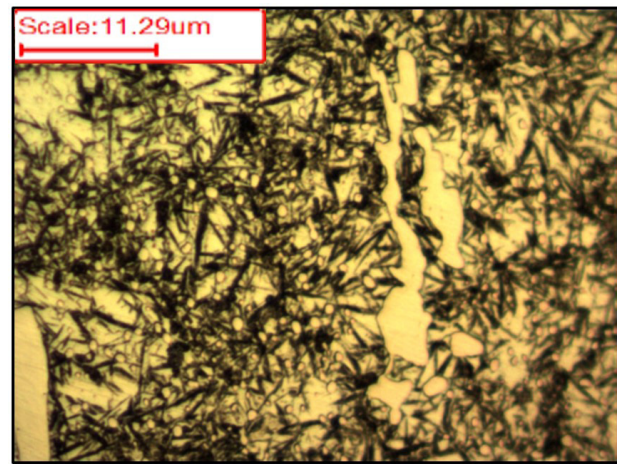


Figura 6. ZAC teste 3 com aumento de 400x.

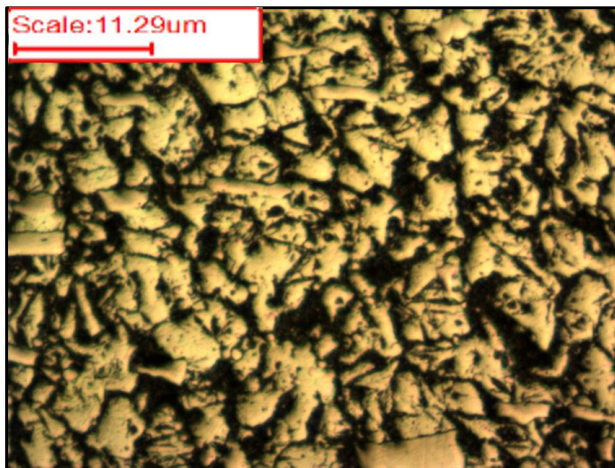


Figura 5. ZAC teste 2 com aumento de 400x.



Figura 7. Perfil de microdureza.

que o hidrogênio difusível escape da ZF para o atmosfera circundante [18].

Após as preparações, foi realizado o perfil de microdureza nas seções transversais dos CP's, partindo-se do metal de base e seguindo uma linha reta, passando-se pela ZAC, amanteigamento e chegando na extremidade da deposição do revestimento duro (canto no qual estaria o fio de corte de uma matriz de conformação a frio), como mostra a Figura 7. As medições foram realizadas no micro durômetro Vickers Equilam EQMHV-2000Z, utilizando uma carga de 5 kg, de acordo com a norma ASTM E92-82, com espaçamento de 0,5 mm entre cada medição.

A Tabela 3 mostra os resultados do ensaio de microdureza.

O perfil de microdureza foi realizado com o intuito de, junto com as micrografias, avaliar a zona fundida, zona afetada pelo calor, metal de base e também verificar se o revestimento duro atingiu a dureza exigida na aplicação de

matriz de corte, visto que é na superfície do corpo de prova onde será reconstituído o fio de corte da ferramenta.

Devido ao fato de ter ocorrido trinca no CP do Teste 1, os resultados de microdureza medidos tendem a apresentar-se sem validade e também inferiores quando comparados aos CP's do Teste 2 e 3, pois, como há a presença de trincas, quando o indente do durômetro faz contato com a superfície da amostra, os vazios provenientes das discontinuidades podem induzir ao erro na medida da microdureza Vickers.

Ao analisar especificadamente a medição 10 do Teste 3, é possível levantar a hipótese de que a medição foi realizada sobre um carboneto, explicando o motivo do valor ter dado maior do que das medições 11 e 12, visto que, devido à difusão dos elementos químicos do amanteigamento, esta medição deveria apresentar um valor menor quando comparado com as medições 11 e 12.

As diferenças entre as medições de microdurezas realizadas no MB e na ZAC dos Testes 2 e 3 podem ser explicadas levantando a seguinte hipótese, devido ao fato de os tratamentos térmicos terem sido realizados em dias diferentes, os resultados não foram precisamente iguais, devido ao fato das diferenças climáticas influenciarem nas taxas de resfriamento, mesmo utilizando os mesmos parâmetros para realização da têmpera e revenimento iniciais.

Analisando-se o resultado das medições realizadas nos corpos de prova dos Testes 2 e 3, percebe-se que a temperatura de pós-aquecimento influenciou nos valores de

**Tabela 3.** Ensaio de dureza Vickers

Região do CP	Medições	Teste 1	Teste 2	Teste 3
		Microdureza (HV)	Microdureza (HV)	Microdureza (HV)
Metal de Base	Medição 1	323,6	647,9	560,6
	Medição 2	517,1	595,3	724,4
	Medição 3	747,5	611,6	741,6
ZAC	Medição 4	596,9	618,0	592,7
	Medição 5	455,0	608,0	660,9
	Medição 6	609,8	584,0	665,9
Amanteigamento	Medição 7	278,3	507,7	358,3
	Medição 8	270,4	428,0	344,9
	Medição 9	265,3	403,0	364,3
Revestimento Duro	Medição 10	670,9	689,1	670,9
	Medição 11	724,4	627,2	527,5
	Medição 12	601,2	732,5	524,0

dureza. No Teste 3, a temperatura de 450 °C foi suficiente para promover um revenimento na microestrutura durante o pós-aquecimento, visto que, conforme Martins [19], o revenimento é utilizado com a função de restaurar a tenacidade do material, diminuindo a fragilidade do mesmo e, conseqüentemente, diminuindo sua dureza. Convertendo-se os valores de Vickers para Rockwell C do Teste 3, obteve-se um valor de 51 HRC na superfície do corpo de prova. No Teste 2, a temperatura de pós-aquecimento foi suficiente apenas para proporcionar o alívio das tensões provenientes da soldagem, fazendo com que a dureza se mantivesse no intervalo necessário. Convertendo-se os valores de microdureza, também analisando-se a superfície do CP, obteve-se um valor de aproximadamente 61 HRC.

#### 4 Conclusão

Neste trabalho, utilizou-se o processo de soldagem com Eletrodos Revestidos para realização de reparo em corpos de prova de aço AISI D6, simulando-se a condição de uma matriz de conformação a frio avariada. Diante dos resultados obtidos, as seguintes conclusões podem ser listadas:

- A realização do pré-aquecimento evitou a formação da TIH, tendo-se em vista que os CP's soldados nos testes prévios, nos quais não foi realizado pré-aquecimento, trincaram e, nos ensaios de LP dos Testes 1, 2 e 3, não foram detectadas trincas. Com isso, infere-se que o pré-aquecimento diminuiu consideravelmente a quantidade de hidrogênio molecular presente nos CP's e, conseqüentemente, a quantidade de hidrogênio difusível após a dissociação da molécula no arco elétrico.

- O lápis térmico de 225 °C mostrou-se eficiente para controlar a temperatura de interpasse, visando-se evitar a formação de martensita durante a soldagem.
- Nos Testes 2 e 3, a hipótese levantada foi que as temperaturas de pré e pós-aquecimento foram suficientes para aliviar as tensões de tração originadas pela soldagem, além de propiciar um maior tempo para que o hidrogênio difusível escape da ZF para o atmosfera circundante, evitando a ocorrência da TIH.
- No Teste 2, a utilização de uma temperatura de pós-aquecimento de 350 °C possibilitou que os valores de dureza do CP ficassem dentro do intervalo necessário.
- No Teste 3, a utilização de uma temperatura de pós-aquecimento de 450 °C acarretou na redução dos valores de dureza medidos no revestimento duro do CP, sendo que estes valores ficaram abaixo do intervalo exigido na aplicação de matriz de corte.
- É necessária a utilização de um procedimento de soldagem que contemple pré-aquecimento, controle da temperatura de interpasse e pós-aquecimento, para evitar-se a formação de trincas na soldagem de um aço AISI D6 por meio processo de Eletrodo Revestido.

#### Agradecimentos

Os autores agradecem a empresa parceira INDUCAL, pelo fornecimento de todos os consumíveis necessários para os testes e pelo suporte técnico disponibilizado ao longo de todas as etapas do projeto. E também ao IFC, pelo suporte financeiro por meio do edital N° 004/2018.

#### Referências

- 1 Possebon S, Machado IG, Dalpiaz G, Marinho RP. Utilização do MIG/MAG com curto-circuito controlado e MIG/MAG pulsado na soldagem de dutos em operação. Anais do XXXV Consolda - Congresso Nacional de Soldagem; 2009 Outubro 26-29; Piracicaba, Brasil. São Paulo: Associação Brasileira de Soldagem; 2009. p. 1-8.

- 2 Braga C. Análise da dureza e microestrutura dos aços AISI D2 e AISI D6 submetidos a têmpera convencional e tratamento criogênico [trabalho de conclusão de curso]. Belo Horizonte: Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais; 2015.
- 3 Borghi GB. Soldagem de reparo de ferramenta em aço D6 para conformação a frio [trabalho de conclusão de curso]. Florianópolis: Universidade Federal de Santa Catarina; 2010.
- 4 Silveira EJ, Lima AA, Camargo SB, Camargo JR. Soldagem TIG aplicado na recuperação de matrizes de corte de aço VC-131 temperado. *Revista Ciências Exatas*. 2018;24:21-28.
- 5 Bohler [página da internet]. [acesso em 26 mar. 2020]. Disponível em: <https://www.bohler-edelstahl.com/en/products/k107/>
- 6 Fortes C, Araújo W. Apostila de metalurgia da soldagem. Contagem: ESAB; 2005.
- 7 Yurioka N. Physical metallurgy of steel weldability. *ISIJ International*. 2000;41(6):566-570.
- 8 Menezes MS, Silva PR, Camargo JR. Estudo comparativo da soldabilidade dos tubos API 5CT Q125 e API 5CT C110 para aplicação em junta circunferencial de gasoduto terrestre. *Revista Ciências Exatas*. 2011;17:55-74.
- 9 Modenesi PJ. Soldabilidade de aços transformáveis. Belo Horizonte: Universidade Federal de Minas Gerais; 2012.
- 10 Soeiro JC Jr, Rocha DB, Brandi SD. Uma breve revisão histórica do desenvolvimento da soldagem dos aços API para tubulações. *Soldagem & Inspeção*. 2013;18:176-195.
- 11 Colissi CA. Notas de aula. Procedimento de soldagem para aços especiais. Luzerna: Instituto Federal Catarinense - Campus Luzerna; 2019.
- 12 Kwietniewski CEF, Kiss FJ. Metalografia e tratamentos térmicos de aços e ferros fundidos. 3. ed. Porto Alegre: Universidade Federal do Rio Grande do Sul; 2011.
- 13 Colpaert H. Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns. 4. ed. São Paulo: Blucher; 2008.
- 14 Farias A. Análise da tensão residual e integridade superficial no processo de torneamento em material endurecido do aço ABNT 8620 cementado [dissertação]. São Paulo: Universidade de São Paulo; 2009.
- 15 Modenesi PJ, Marques PV, Santos DB. Introdução à Metalurgia da Soldagem. Belo Horizonte: Universidade Federal de Minas Gerais; 2012.
- 16 Marques PV, Modenesi PJ, Bracarense AQ. Soldagem: fundamentos e tecnologia. Belo Horizonte: Editora UFMG; 2009.
- 17 Tatagiba LCS, Gonçalves RB, Paranhos R. Tendências no desenvolvimento de gases de proteção utilizados na soldagem MIG/MAG. *Soldagem & Inspeção*. 2012;17(3):218-228.
- 18 Modenesi PJ. Soldabilidade dos aços transformáveis. Belo Horizonte: Universidade Federal de Minas Gerais; 2004.
- 19 Martins M. Temperabilidade Jominy e influência do revenido sobre a dureza - um estudo em aços estruturais nacionais [dissertação]. Florianópolis: Universidade Federal de Santa Catarina; 2002.

Recebido em: 15 Jan. 2021

Aceito em: 16 Jan. 2023