



CONDIÇÕES DE TRANSFORMAÇÃO DE FASE E DIFUSÃO DE FE DE UM AÇO REVESTIDO FE-ZN E APLICAÇÃO NA ESTAMPAGEM A QUENTE

PHASE TRANSFORMATION AND FE DIFFUSION CONDITIONS OF A FE-ZN COATED STEEL AD APPLICATION IN HOT STAMPING

JULIO HENRIQUE PIMENTEL MEDRANO | jmedrano@uol.com.br | Centro Universitário Ingá, UNINGÁ, Maringá/PR
MATHEUS NACONESKI SEEFELDT | matheus1_sefeeldt@gmail.com | Centro Universitário Ingá, UNINGÁ, Maringá/PR
ERICK DIEGO COUTO | erickmackeba@gmail.com | Centro Universitário Ingá, UNINGÁ, Maringá/PR
NATHALIA ALICE TELLES ANDRE | nat.po@hotmail.com | Centro Universitário Ingá, UNINGÁ, Maringá/PR
EDSON CAETANO | edsonrvii3@gmail.com | Centro Universitário Ingá, UNINGÁ, Maringá/PR
MARIO BRUNO DA COSTA GONZALEZ | mbrunodc@hotmail.com | Centro Universitário Ingá, UNINGÁ, Maringá/PR
ANDRÉ CHICONI RIALTO | prof.andrerialto@uninga.edu.br | Centro Universitário Ingá, UNINGÁ, Maringá/PR
DIEGO CHERUBIM | prof.diegocherubim@uninga.edu.br | Centro Universitário Ingá, UNINGÁ, Maringá/PR
EDUARDO HIDENORI ENARI | enari@unitau.br | Universidade de Taubaté, UNITAU, Taubaté/SP.

RESUMO

Os aços endurecidos por estampagem a quente contribuíram para que o setor automotivo atendesse com sucesso às crescentes regulamentações para reduzir o consumo de combustível e as rigorosas emissões de gases de efeito estufa, além de melhorar a segurança dos passageiros por meio da fabricação de peças leves para a carroceria dos carros. O revestimento de Fe-Zn é uma alternativa para evitar a corrosão ou até mesmo aumentar a resistência à corrosão desses aços. Entretanto, o revestimento de Fe-Zn é propenso à fragilização por fusão líquida (FML) durante o processo de formação a quente. Para evitar a FML, o revestimento deve ser totalmente transformado em uma solução sólida antes da operação de conformação, evitando o contato da fase líquida do zinco com o substrato de aço. Este trabalho teve como objetivo principal determinar as transformações de temperatura de fase e a taxa de resfriamento crítica para definir a janela de processo de uma chapa de aço ao boro com revestimento de Fe-Zn quando submetida a uma taxa de aquecimento mais alta em comparação ao processo de conformação a quente convencional direto. Como um objetivo complementar, foi realizada a difração de raios X em uma peça estampada a quente com aquecimento por efeito Joule.

Palavras-chave: Aço ao boro, Estampagem a quente, Revestimento difusional Fe-Zn

ABSTRACT

Hot stamping hardened steels have played a significant role in enabling the automotive industry to comply with increasingly stringent regulations aimed at reducing fuel consumption and greenhouse gas emissions, while simultaneously enhancing passenger safety through the production of lightweight car body components. Fe-Zn coatings are a viable alternative for preventing corrosion or even improving the corrosion resistance of these steels. However, Fe-Zn coatings are susceptible to liquid metal embrittlement (LME) during the hot forming process. To mitigate LME, it is essential that the coating be fully transformed into a solid solution prior to the forming operation, thereby preventing contact between the liquid zinc phase and the steel substrate. The primary objective of this study was to determine the phase transformation temperatures and the critical cooling rate necessary to define the processing window for Fe-Zn coated boron steel sheets subjected to higher heating rates than those used in conventional direct hot forming processes. As a complementary objective, X-ray diffraction analysis was performed on a hot-stamped component heated by Joule effect.

Keywords: Boron steel, Hot stamping, Diffusional coating Fe-Zn

1. INTRODUÇÃO

O revestimento de zinco tem sido estudado nos últimos anos como uma segunda alternativa para o revestimento do aço ao boro na estampagem a quente (MEDRANO *et al.*, 2022). O revestimento à base de Zn é um processo de galvanização que pode ser usado principalmente por empresas com linhas de galvanização contínuas convencionais, nas quais os potes para o revestimento de Al-Si não estão disponíveis. A principal vantagem do revestimento à base de Zn é a resistência à corrosão, que permite aplicações em peças estampadas expostas a alto teor de umidade (ROBERT *et al.*, 2012). No entanto, o revestimento à base de Zn é propenso à ocorrência de fragilização por fusão líquida (FML). A FML começa durante o aquecimento e a imersão no forno, em que a peça bruta é submetida a uma temperatura de cerca de 900°C, enquanto a temperatura de fusão do zinco puro é de 419,5°C (LEE *et al.*, 2012). Durante o aquecimento e a estampagem a quente, uma parte do zinco líquido entra em contato com o substrato, difundindo-se através dos limites dos grãos de austenita, atuando como núcleos de rachadura e, portanto, levando à fratura intergranular frágil (LEE *et al.*, 2012). A solução viável para evitar a FML é usar a liga Fe-Zn, pois a temperatura de fusão do revestimento galvanizado é mais alta em comparação com o Zn puro. No entanto, o desafio do revestimento para a estampagem a quente do aço ao boro é encontrar o teor de Fe na camada de Zn que reduza o risco de FML, mas que preserve a resistência à corrosão galvânica do revestimento Fe-Zn.

Com isso, o presente trabalho tem como objetivo principal caracterizar o diagrama de transformação sob resfriamento contínuo da liga de aço ao boro. Como objetivo complementar, visa confirmar a presença do Fe- α na superfície da peça protótipo obtida, utilizando o método de difração por raio X.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Uma extensa pesquisa nos trabalhos de Kondratiuk *et al.*, (2011), Sengoku, Takebayashi, Matsumara (2015), e Chiriac e Sohmshtetty (2017) foi realizada para avaliar o comportamento do revestimento de chapas de aço ao boro submetidas a baixas taxas de aquecimento, principalmente no processo de estampagem direta a quente. Lee *et al.*, (2014) observaram, usando aquecimento por resistência elétrica, que finas camadas contínuas de Al_2O_3 em aço ao boro revestido com Zn

não são danificadas pela formação de compostos intermetálicos Fe-Zn durante um aquecimento rápido (10°C/s) até a temperatura de imersão. Taxas de aquecimento mais altas proporcionam uma fusão parcial do revestimento de Zn em vez de solidificação, o que é observado em taxas de aquecimento convencionais mais baixas, resultando na formação de ZnO e Mn_3O_4 acima das camadas de Al_2O_3 danificadas Lee *et al.*, (2014). Cho *et al.*, (2014) investigaram as rachaduras de FML em chapas de aço ao boro revestidas com Zn, primeiramente aquecidas a 900°C a uma taxa de 30°C/s e, em seguida, submetidas a testes de tração uniaxial e resfriadas até a temperatura ambiente (60°C/s). A partir de análises microestruturais, de mapeamento quantitativo da composição e de reconstrução de imagens digitais tridimensionais, Cho *et al.*, (2014) afirmaram que a propagação da trinca FML durante a têmpera do aço ao boro revestido com Zn é desencadeada pela presença de camadas finas de Fe-Zn limites de grão da austenita, resultantes da difusão de Zn ao longo dessas regiões.

Por meio de testes de estampagem direta a quente realizados no modo de deformação por flexão em V, Takahashi *et al.*, (2018) avaliaram a formação de FML em chapas de boro aquecidas a 900°C durante 90-300 segundos (taxas de aquecimento 10-3 °C/s), e observou-se a penetração das trincas no substrato para tempos de aquecimento entre 120 e 225 segundos e trincas dentro da camada de revestimento para amostras.

Järvinen *et al.*, (2018) avaliaram o efeito da composição do aço sobre as estruturas de fase resultantes formadas nas regiões de revestimento e interface dos revestimentos de Zn e Fe-Zn dos aços ao boro submetidos ao processo de estampagem direta a quente. Após a estampagem a quente, eles observaram a formação de pequenos constituintes martensíticos α -Fe(Zn) próximos à interface substrato-revestimento, principalmente no aço revestido de Zn e Fe-Zn, devido ao seu maior teor de carbono. A camada α -Fe(Zn) parece mais provável de ser formada devido à partição do α -Fe(Zn) para o γ -Fe(Zn) na etapa de aquecimento. Peng *et al.*, (2019) e Kang *et al.*, (2019) investigaram, por meio de testes de tração a quente, os fenômenos de fusão e o comportamento de rachaduras dos revestimentos de Zn e Fe-Zn em aços ao boro, respectivamente. Durante a etapa de aquecimento, foi verificado que a interdifusão entre o revestimento de Zn e o substrato é controlada por uma camada interfacial de Fe_2Al_5 e também que uma camada de transição é

propensa a rachaduras por FML, indicando que tanto o γ -Fe(Zn) quanto o α -Fe(Zn) são suscetíveis ao zinco líquido (PENG *et al.*, 2019). A reação Fe-Zn de diferentes temperaturas de recozimento e deformação (500-900°C) resultou em rachaduras no revestimento que se propagaram para o substrato ao longo de grãos finos de α (Zn), principalmente a 600 e 700°C (KANG *et al.*, 2019).

Considerando os dados da literatura observa-se que poucos estudos investigaram a evolução do revestimento de aços estampados a quente com revestimentos de Fe-Zn quando submetidos a taxas de aquecimento mais altas (>30 °C/s), que podem ser obtidas por meio de aquecimento por resistência elétrica. Tendo em mente que uma transformação completa do zinco deve ocorrer para evitar a ocorrência de FML durante a estampagem a quente, o presente trabalho teve como objetivo avaliar o enriquecimento de Fe de uma chapa de aço ao boro com revestimento de Fe-Zn submetida a uma alta taxa de aquecimento. Em primeiro lugar, as temperaturas de transformação do aço ao boro foram determinadas em função da taxa de aquecimento. Em segundo lugar, o diagrama de transformação sob resfriamento contínuo do aço ao boro investigado foi determinado para definir a taxa de resfriamento que resulta em uma microestrutura totalmente martensítica para sua aplicação em condições industriais. Além disso, os revestimentos de Fe-Zn resultantes de diferentes tempos de permanência foram avaliados por meio de medições de difração de raios X e análise química semiquantitativa por espectroscopia de dispersão de energia (EDS).

3. METODOLOGIA

3.1. Obtenção da curva de transformação sob resfriamento contínuo

Foi investigado uma chapa de aço ao boro endurecível por estampagem a quente com a composição química listada na Tabela 1. A chapa laminada a frio tem uma espessura nominal de 1,5 mm com um peso de revestimento bilateral de Fe-Zn de aproximadamente de 75 a 85g/m², doravante denominado ZN80.

Tabela 01 | Composição química do aço ao boro (% em massa).

C	Mn	Si	Cr	B	Ti
0,23	1,10	0,22	0,14	0,0031	0,052

Fonte: Os Autores

As observações do microscópio eletrônico de varredura (MEV) e a análise química semiquantitativa por espectroscopia de dispersão de energia (EDS) foram realizadas em um microscópio eletrônico de varredura de feixe duplo. O enriquecimento de Fe do revestimento foi avaliado a partir de amostras de ZN80 submetidas a tratamentos térmicos usando uma taxa de aquecimento de 53°C/s a 900°C e, em seguida, variando o tempo de permanência a 900°C. Posteriormente, as amostras foram resfriadas usando uma taxa de resfriamento mais alta em comparação com a taxa crítica do aço investigado, obtida a partir do teste do diagrama de transformação sob resfriamento contínuo, ou seja, a taxa de resfriamento sob a qual a microestrutura resultante é totalmente martensítica para atingir a resistência à tração desejada de 1500MPa. As análises de MEV e EDS foram realizadas nas amostras tratadas termicamente para identificar se toda a camada de revestimento foi transformada em Fe- α e quantificar o teor de Fe. Para que não ocorra a FML, a camada de revestimento deve apresentar um teor de Fe superior a 54% em peso (GHANBARI, 2017).

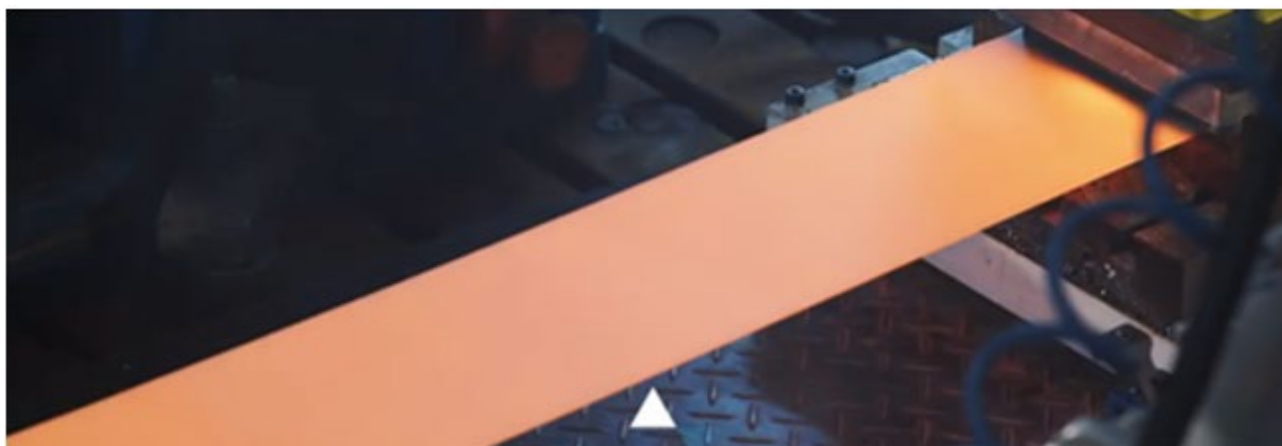
As análises dilatométricas e da transformação sob resfriamento contínuo foram realizadas no dilatômetro Adamel-Lhomargy DT1000 usando amostras retiradas ao longo da direção de laminação com 8 mm de comprimento e 2 mm de largura. Para determinar a temperatura Ac3, as amostras foram aquecidas a 1200°C em diferentes taxas, de 8 a 95°C/s. O diagrama de transformação sob resfriamento contínuo foi determinado primeiramente aquecendo as amostras e mantendo-as por 5 minutos a 960 °C e, em seguida, resfriando-as usando taxas diferentes, a saber, 0,41, 0,5, 1, 2, 3, 6, 10, 17, 30, 50 e 130°C/s. Após cada condição de resfriamento, todas as amostras foram analisadas usando técnicas de microscopia óptica e eletrônica de varredura para identificar as microestruturas resultantes.

No diagrama, as temperaturas das fases de transformação inicial e final foram calculadas a partir do gráfico da dilatação versus temperatura usando o método derivativo.

3.2. Difração de raios X na superfície da peça protótipo

Para realizar a difração de raios X, foram preparadas cinco amostras de aço ao boro com revestimento ZN80 utilizando o processo de estampagem a quente, aquecida a partir de 900°C por efeito Joule, conforme mostrado na Figura 1.

Figura 1 | Peças protótipos analisadas via difração de raios X: (a) aquecimento do blanque de aço ao boro feito por efeito Joule e (b) peça protótipo resfriada obtida da estampagem a quente.



(a)



(b)

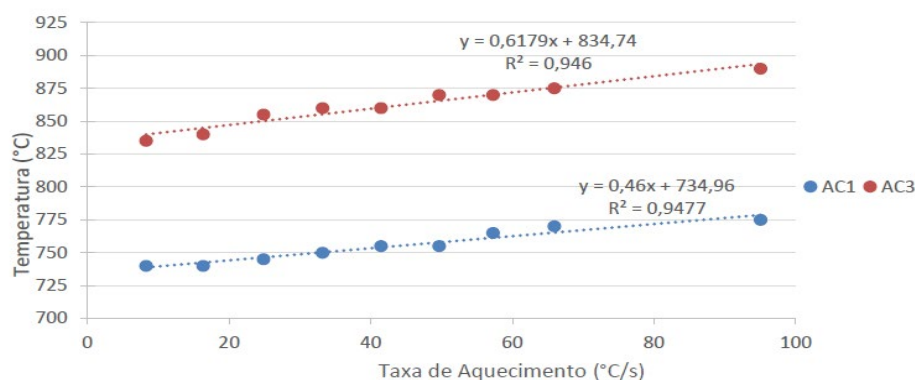
Fonte: Os Autores

Após a obtenção dos cinco protótipos, foi utilizada a máquina de eletro erosão a fio GF CUT E600 para retirada de dois corpos de prova de cada peça protótipo. A partir de cada corpo de prova, foram retiradas duas amostras de 25 x 20 mm para análises por Difração de Raios X (DRX) utilizando o difratômetro de Raios X – Shimadzu XRD-6100.

4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

A Figura 2 mostra a dependência das temperaturas de transformação Ac1 e Ac3 com a taxa de aquecimento. O ajuste linear forneceu estimativas razoáveis para as temperaturas Ac1 e Ac3, que aumentaram com a taxa de aquecimento, variando de 740 a 775°C para Ac1 e de 835 a 890°C para Ac3. O conhecimento dessas variações é essencial, principalmente para processos com altas taxas de aquecimento, nos quais a peça bruta deve ser totalmente austenítica antes da imersão e da conformação a quente. Além disso, a temperatura do intervalo intercrítico variou ligeiramente com valores mínimos e máximos de 95 e 105°C para taxas de aquecimento de 5 e 95°C/s, respectivamente. Portanto, o aquecimento da peça bruta até 900°C é suficiente para obter uma microestrutura totalmente austenítica.

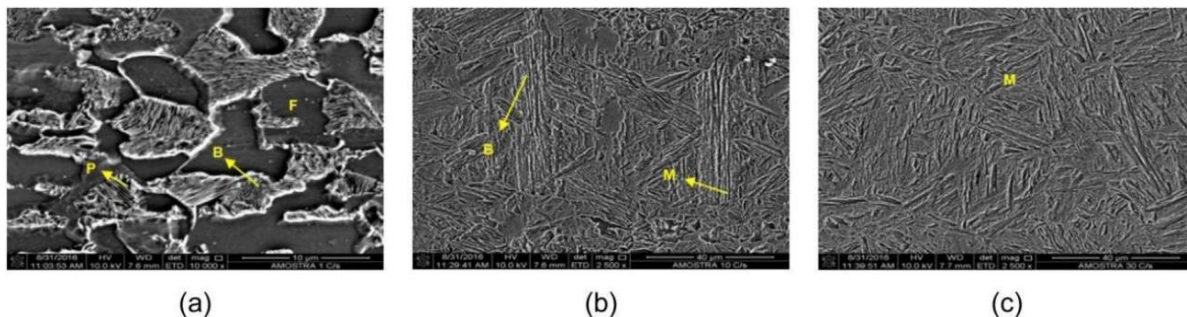
Figura 2 | Temperaturas de transformação Ac1 e Ac3 determinadas para o aço ao boro em função da taxa de aquecimento.



Fonte: Os Autores

As microestruturas de MEV determinadas a partir de três taxas de resfriamento são apresentadas na Figura 3. Para a taxa de resfriamento de 1°C/s, a microestrutura formada é composta de ferrita/pearlita e bainita. Nessa taxa, o início da temperatura de transformação da fase ferrítica/pearlita ocorreu em 710°C e terminou em 645°C. A bainita também foi formada com um início e um fim temperaturas de transformação de 645 e 580°C, respectivamente.

Figura 3 | Microestruturas do aço ao boro observadas pelo MEV em função das taxas de resfriamento: (a) 1°C/s, (b) 10°C/s e (c) 30°C/s. As letras F, M, B e P designam ferrita, martensita, bainita e perlita, respectivamente.

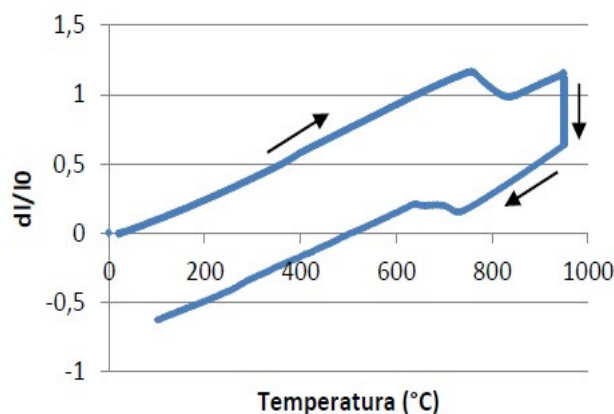


Fonte: Os Autores

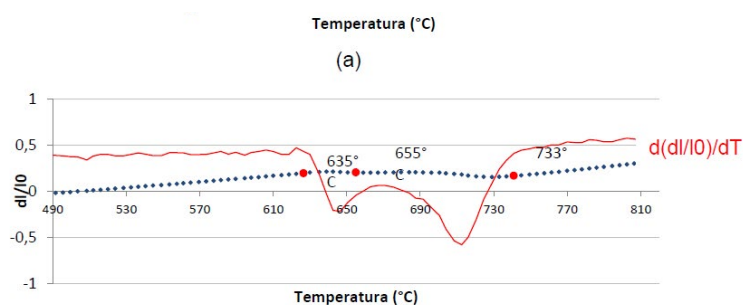
A dureza da microestrutura formada com a taxa de resfriamento de 1°C/s é de 185 HV. Para 10 °C/s, bainita e martensita foram formadas com temperaturas de início e fim de transformação de 585 e 405°C, respectivamente, resultando em um valor de dureza maior, igual a 391 HV. Ao aplicar uma taxa de resfriamento de 30°C/s, o aço apresentou somente a fase de martensita com um valor de dureza de 490 HV. Portanto, 30°C/s é a taxa de resfriamento crítica do aço ao boro investigado, a partir da qual a microestrutura resultante é totalmente endurecida.

A Figura 4 retoma a metodologia do diagrama de transformação sob resfriamento contínuo da análise dilatométrica para a taxa de resfriamento mais baixa de 0,41°C/s, da qual foram obtidas duas transformações difusionais para ferrita-pearlita (733°C) e ferrita-pearlita para bainita (655°C). Também foram realizadas medições de microdureza em cada amostra de transformação sob resfriamento contínuo testada.

Figura 4 | Resultados do ensaio de dilatometria determinados para a taxa de resfriamento de 0,41°C/s: (a) ciclo de aquecimento e resfriamento x dilatação (dl/l_0), (b) intervalo da curva de dilatação (linha azul pontilhada) e derivada da curva de dilatação em relação à temperatura (linha vermelha).



(a)



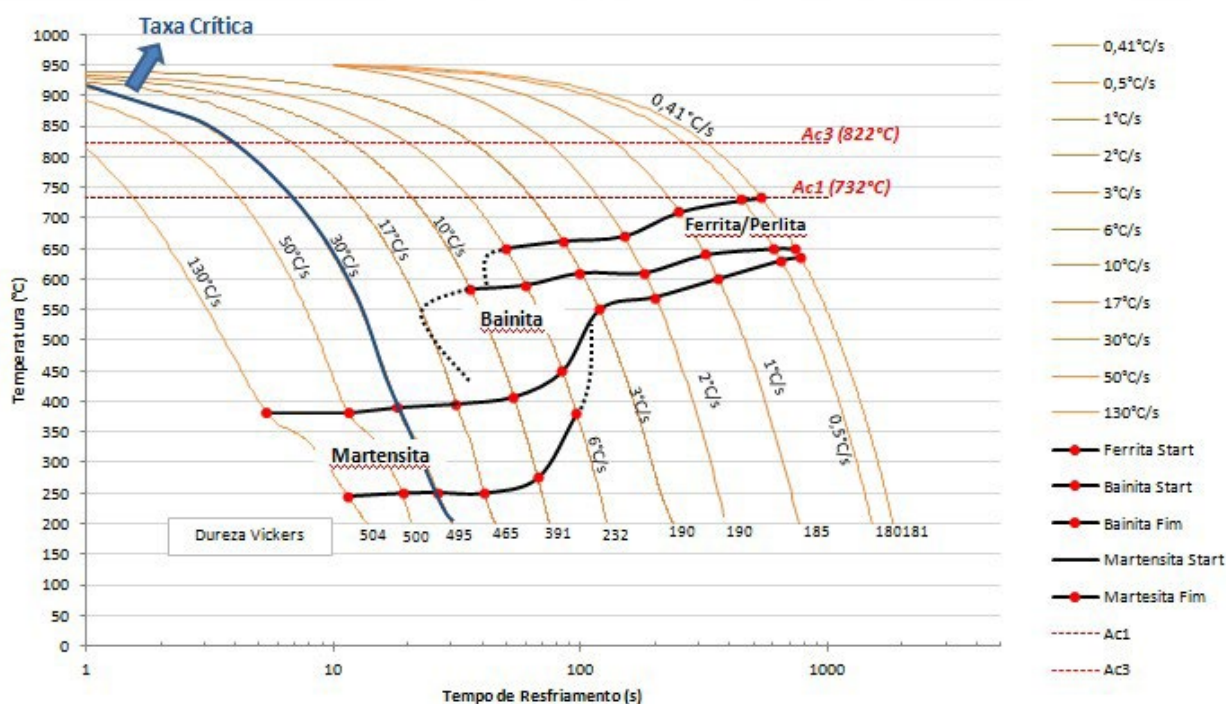
(b)

Fonte: Os Autores

O diagrama de transformação sob resfriamento contínuo determinado pelo teste dilatométrico para o aço ao boro está representado na Figura 5, na qual o início as temperaturas de transformação de ferrita/pearlita, bainita e martensita são indicadas com as temperaturas de transformação Ac1 e Ac3 e os valores de microdureza Vickers resultantes. Para o aço ao boro investigado, a temperatura inicial de transformação para a obtenção de uma microestrutura martensítica está próxima de 380°C, enquanto a temperatura inicial de transformação que resulta em microestruturas ferríticas-pearlíticas-bainíticas é de 580°C. Temperaturas de início de transformação semelhantes foram determinadas no trabalho realizado por Maki *et al.*, (2015) para um aço ao boro austenitizado a 950°C

por 5 minutos, ou seja, cerca de 600°C e 400°C para atingir temperaturas de início de transformação ferrítica-pearlítica-bainítica e martensítica, respectivamente. Para fins de comparação, os valores de microdureza determinados nos testes de transformação sob resfriamento contínuo atuais são iguais a 504 HV (130°C/s) e 190 HV (2°C/s), enquanto os valores correspondentes obtidos no trabalho de Maki *et al.*, (2015) são 445 HV (130°C/s) e 193 HV (2°C/s).

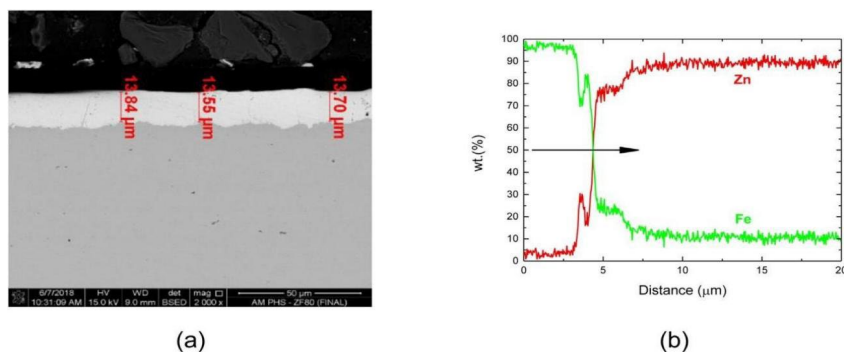
Figura 5 | Diagrama de transformação de resfriamento contínuo do aço ao boro.



Fonte: Os Autores

Na condição de recebimento, o revestimento é formado principalmente pela $\delta 1$ com um teor de Fe de cerca de 10% em massa, conforme indicado na Figura 6. Para determinar o tempo mínimo de permanência a 900°C necessário para que o aço ao boro com revestimento de Fe-Zn conclua a transformação em uma solução sólida de zinco enriquecido com ferro (α -Fe), as amostras foram aquecidas a uma taxa de 53°C/s, que é mais alta do que a taxa de aquecimento do processo de forno convencional, geralmente 20°C/s. Depois disso, os revestimentos de amostra resultantes foram avaliados por análises de SEM e EDS.

Figura 6 | Revestimento aço ao boro Fe-Zn como recebido: (a) micrografia SEM em seção transversal e (b) distribuição elemental EDS para Fe e Zn.

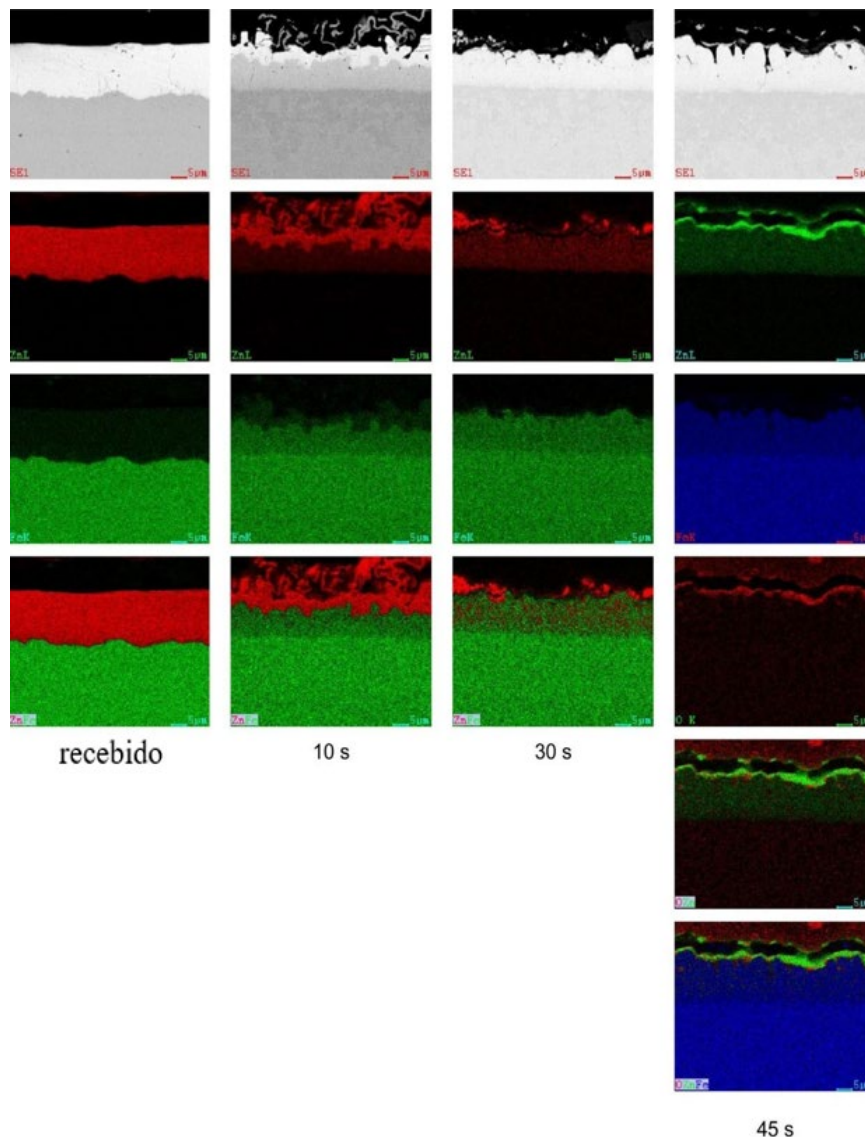


Fonte: Os autores

A Figura 7 mostra as microestruturas de seção transversal e as distribuições elementares correspondentes obtidas dos revestimentos aço ao boro Fe-Zn para a condição como recebido e tempos de permanência iguais a 10, 30 e 45 segundos. Na condição como recebido, a camada de revestimento é composta principalmente por zinco, mostrando uma interface claramente definida com o substrato de aço. Após 10 segundos de espera, pode-se observar que o revestimento foi submetido a um nível de enriquecimento de Fe que, por sua vez, não foi suficiente para transformar totalmente a camada de revestimento.

O teor de Fe, revelado pela região escura do revestimento, é qualitativamente próximo ao teor de Fe correspondente no substrato de aço. No entanto, a região clara da camada de revestimento (Zn) não foi exposta a um enriquecimento substancial de Fe, o que pode ser obviamente observado no mapeamento combinado de Fe e Zn. Por outro lado, para tempos de permanência maiores, veja as imagens de mapeamento obtidas por 30 segundos, a camada de revestimento é consideravelmente enriquecida por Fe, o que é evidente devido à ausência de uma interface de enriquecimento bem definida que era claramente perceptível para tempos de permanência menores. Isso indica que, durante 30 segundos, o revestimento investigado é totalmente transformado em α -Fe, o que é mostrado na Figura 8, a partir dos resultados da análise química semiquantitativa (EDS) e das medições de espessura de α -Fe. Também é possível observar que o tempo de permanência de 30 segundos resultou em um enriquecimento homogêneo de Fe camada de revestimento ZN80. Após 45 segundos, oxigênio e zinco são observados devido a um tempo maior de exposição a altas temperaturas e, portanto, resultando na formação de uma camada de óxido de zinco na superfície do revestimento.

Figura 7 | Microestrutura de seção transversal do revestimento ZN80 e distribuições elementares correspondentes para a condição de recebimento e para os tempos de permanência de 10, 30 e 45 segundos.

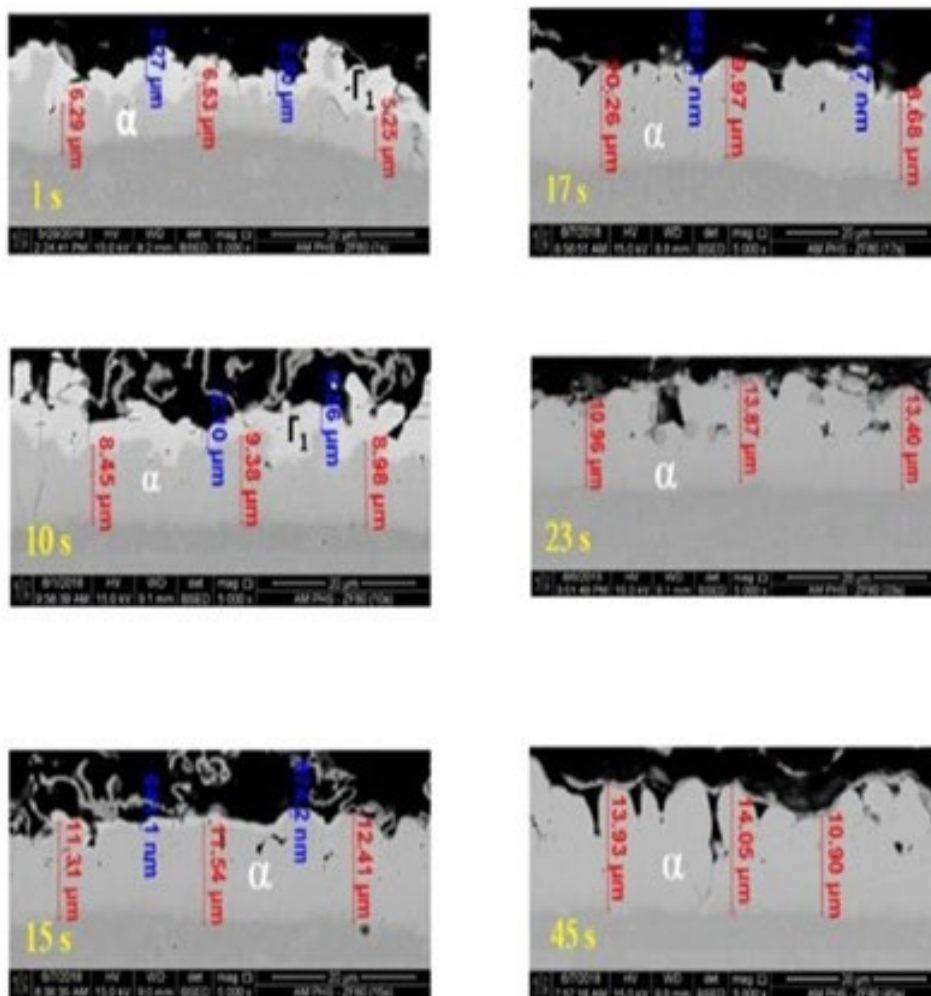


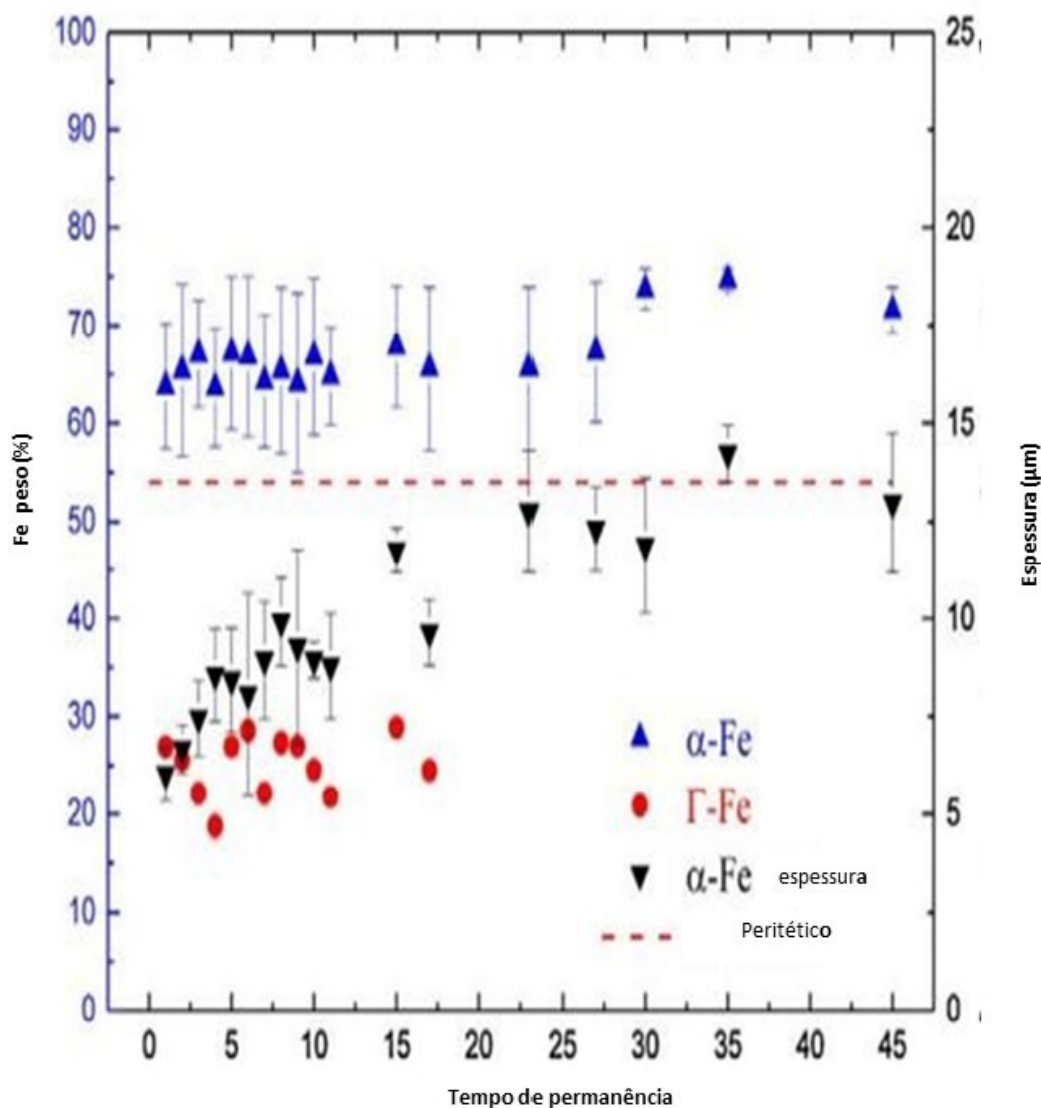
Fonte: Os autores

O tempo mínimo de permanência em 900°C obtido para o Fe- α . O tempo de espera para o enriquecimento do revestimento ZN80 foi de 23 segundos, como pode ser visto no gráfico da Figura 8. Para tempos de permanência inferiores a 23 segundos, duas fases foram identificadas nos revestimentos, a saber, uma rica em zinco com teor de Zn superior a 70 % em peso e outra rica em ferro. De acordo com o diagrama Fe-Zn, as fases ricas em zinco são as δ -delta, Γ -gama e Γ 1-gama, enquanto a fase rica em ferro é α -Fe.

A espessura α -Fe, determinada a partir de observações de MEV e também plotados na Figura 8, foram ligeiramente alterados com o enriquecimento de ferro observado entre os tempos de 17 e 45 segundos. Por outro lado, essas mudanças de camada geralmente ocorrem quando a chapa de aço revestida com aço ao boro é exposta ao processo de aquecimento convencional do forno (20°C/s por 600 segundos a 900°C). Com o aumento das taxas de aquecimento, a camada de zinco é derretida nos primeiros segundos e o processo de difusão do ferro ocorre entre as fases sólida (substrato de aço) e líquida (Fe-Zn), sendo mais rápido em comparação com uma baixa taxa de aquecimento. Como resultado, a frente de difusão ocorre entre duas fases sólidas e a temperatura de fusão da camada de Fe-Zn formada aumenta devido à difusão favorecida do ferro e ao enriquecimento do revestimento.

Figura 8 | Microestruturas de seção transversal do revestimento ZN80 obtidas com diferentes tempos de permanência e a espessura da camada de α -Fe correspondente, teores de α -Fe e Γ -Fe em peso.

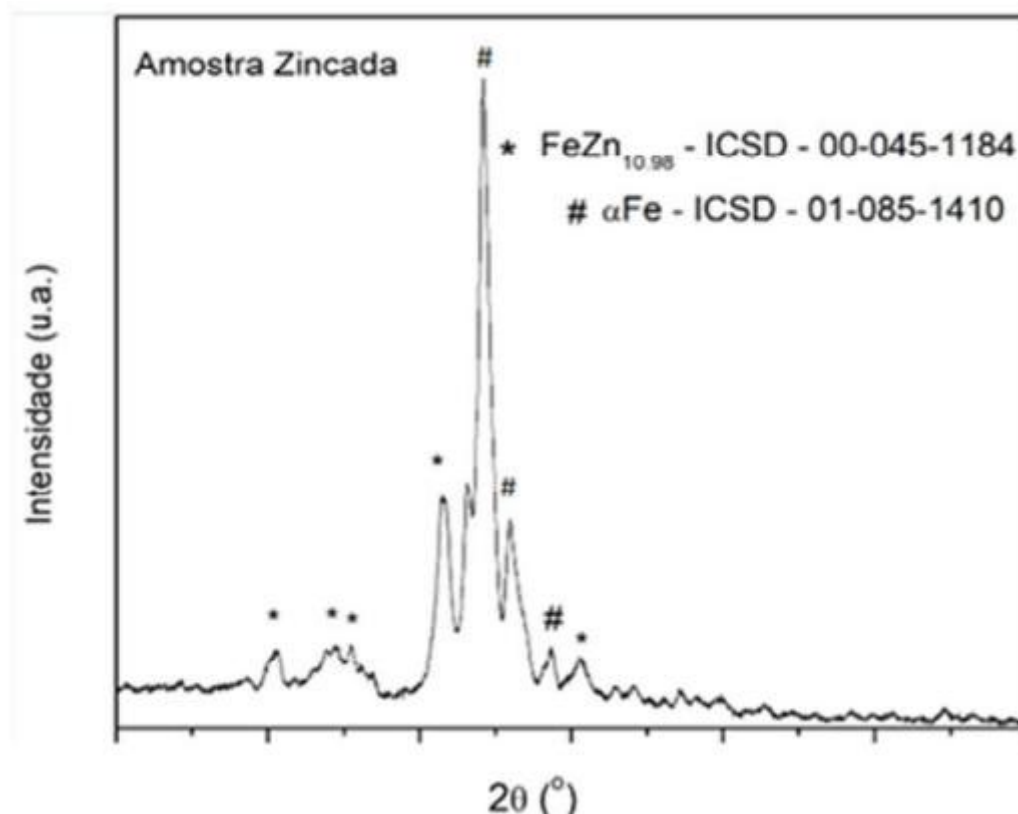




Fonte: Os Autores

Para o experimento da difração, a Figura 9 mostra o gráfico intensidade (u.a.) x 2θ , no qual confirma a presença do ferro alfa na superfície amostra da peça protótipo com revestimento ZN80. Para validar foi utilizado o ICSD (*Inorganic Crystal Structure Database* - Base de Dados de Estruturas Cristalinas) para o ferro alfa no qual é a referência descrita na Figura 8 como ICSD – 01-085-1410. A confirmação da presença de ferro alfa segue conforme literatura (SENGOKU, TAKEBAYASHI, MATSUMARA, 2015).

Figura 9 | Indicadores da presença do Fe- α na peça protótipo aquecida pelo efeito Joule a 900°C.



Fonte: Os Autores

5. CONCLUSÃO

No presente trabalho foram realizados procedimentos experimentais e caracterização microestrutural para determinar as temperaturas de transformação de fase e o ganho de processo necessário para aplicar taxas de aquecimento mais altas a uma chapa de aço ao boro com um revestimento de Fe-Zn. As temperaturas de transformação Ac1 e Ac3 aumentaram com a taxa de aquecimento e suas diferenças variaram ligeiramente na faixa de 8-95°C/s, permitindo, assim, identificar a temperatura de 900°C para concluir o estágio de austenitização. A partir do diagrama de transformação sob resfriamento contínuo as temperaturas de início e fim da fase de transformação do aço ao boro foram definidas na faixa de taxas de resfriamento baixas (0,41°C/s) e altas (130 °C/s). Para esse aço, uma microestrutura martensítica totalmente direcionada é obtida com uma taxa de resfriamento de 30 °C/s. O peso do revestimento de Zn de dois lados adotado varia de 75 a 85g/m² aquecido a 53°C/s a 900°C é completamente transformado em solução sólida α -Fe em 23 segundos. Esse curto tempo de permanência pode ser visto como um aprimoramento do

ponto de vista da relação custo-benefício industrial em comparação com os tempos de permanência muito mais longos necessários para a produção de aços endurecidos por estampagem a quente por meio do processo convencional de conformação direta a quente com fornos de aquecimento e/ou aquecimento por efeito Joule. Além disso, o ensaio por difração de raios X garantiu a existência do Fe- α na superfície do protótipo, após a estampagem a quente, com aquecimento por efeito Joule. Portanto, a liga Fe-Zn pode ser aplicada de forma eficaz como uma alternativa interessante como revestimentos na estampagem a quente de peças de aço de ultra-alta resistência.

REFERÊNCIAS

- Chiriac C, Sohmshtetty R. **The effects of the heating rate and the incoming microstructure on the phase transformation temperatures of 22MnB₅ Steel**. Em: CHS², organizador. Anais 6ª conferência internacional sobre conformação de chapas metálicas a quente de aço de alto desempenho. 2017. p. 403-13.
- Cho L, et al. **Microestrutura de trincas de fragilização de metal líquido em aço endurecido por prensagem 22MnB₅ revestido com Zn**. Scr Mater 2014;90- 91:25-8.
- Ghanbari ZN. **Fe-Zn phase evolution and cracking behavior in Zn-coated press-hardened steel**. Tese (Doutorado). Colorado: Escola de Minas do Colorado; 2017.
- Järvinen H, et al. **Endurecimento por prensagem de aços ao boro revestidos com zinco: Papel da composição do aço no desenvolvimento de estruturas de fase nas regiões de revestimento e interface**. Surf Coat Technol 2018; 352: 378-91.
- Kang J-H, et al. **Reação Fe-Zn e sua influência nas microfissuras durante a deformação por tração a quente do aço 22MnB₅ galvanizado**. Surf Coat Technol 2019; 357: 1069- 75.
- Kondratiuk J, et al. **Revestimentos de zinco para formação de chapas metálicas a quente: comparação da evolução da fase e da microestrutura durante o tratamento térmico**. Surf Coat Technol 2011; 205: 4141-53.
- Lee CW, et al. **Fragilização induzida por metal líquido de aço para estampagem a quente revestido com Zn**. Metall Mater Trans A 2012; 43:5122-7
- Lee CW, et al. **Surface oxide formation during rapid heating of Zn-coated press hardening steel**. ISIJ Int 2014; 54: 2364-8.
- Maki T, et al. **Prensa servo de ligação mecânica para hot forming**. Em: CHS², organizador. Anais da 5ª conferência internacional sobre conformação de chapas metálicas a quente de aço de alto desempenho. 2015. p. 179-87.
- Medrano, J.H.P.; Tavares, F.O.; Ferrari, T.C.; **Processamento e caracterização de aço ao boro (hot stamping)**, In: CBECL-MAT, 24., Águas de Lindóia, nov., 2022.
- Peng H, et al. **Comportamento de difusão e rachadura envolvido na formação de prensagem a quente de 22MnB₅ revestido com Zn**. J Alloys Compd 2019; 806:195-205.
- Robert A, et al. **Surface and coating analysis of press-hardened hot-dip galvanized steel sheet**. Steel Res Int 2012; 83: 1005-11.

Sengoku A, Takebayashi H, Matsumara K. **Microstructural and phase evolution of galvanized coating during hot stamping heating**. Em: CHS², organizador. Anais da 5ª conferência internacional sobre formação de chapas metálicas a quente de aço de alto desempenho. 2015. p. 363-70.

Takahashi M, et al. **Fragilização por metal líquido de chapas de aço boro galvanizado estampadas a quente - efeito do tempo de aquecimento na formação de trincas**. ISIJ Int 2017; 57: 1094-1.

