



EFEITO DAS CONDIÇÕES DE TRATAMENTO DE GALVANNEALING NA QUALIDADE DO REVESTIMENTO GALVANNEALED EM AÇOS BAKE HARDENABLE*

Aldo Henrique de Almeida Barbosa¹

Sandra Goulart-Santos²

Vicente Tadeu Lopes Buono³

Resumo

Dentre os revestimentos galvanizados a quente, o *galvannealed* (GA) destaca-se por possuir uma estrutura composta por fases Fe-Zn, o que lhe confere excelente desempenho na aplicação em peças de alta sollicitação. A qualidade do revestimento GA é governada principalmente pelo tratamento de *galvannealing*, tendo em vista seu efeito na formação dos compostos Fe-Zn. A influência desse tratamento é ainda mais pronunciada em aços com características de *bake hardenability* (BH), pela presença de elementos que alteram a sua reatividade. Nesse estudo, foram avaliados os efeitos das condições de *galvannealing* na formação do revestimento GA sobre aços BH. Para tal, ciclos de *galvannealing* variando-se a temperatura de aquecimento entre 530°C e 580°C foram simulados em escala de laboratório. Além dos ciclos completos, foram também realizadas interrupções do tratamento ao longo da etapa de encharque, através de resfriamentos bruscos das amostras, com o objetivo de avaliar a microestrutura do revestimento ao longo de todo o tratamento. Os resultados permitiram determinar os mecanismos de formação e crescimento dos compostos intermetálicos Fe-Zn que constituem o revestimento *galvannealed*, e correlacioná-los com as características do produto final, de maneira a estabelecer faixas adequadas de processamento desse material.

Palavras-chave: Aço *galvannealed*; Tratamento de *galvannealing*; Simulador de galvanização a quente.

EFFECT OF GALVANNEALING CONDITIONS IN THE QUALITY OF GALVANNEALED COATINGS FORMED ON BAKE HARDENABLE STEELS

Abstract

The galvannealed coated (GA) is distinguished by having a structure containing Fe-Zn phases, which gives it excellent performance on highly demanding applications. The coating quality is determined by the galvannealing treatment, because of its effects on Fe-Zn compounds formation. The treatment influence is even more pronounced in bake hardenable steels, due the presence of alloying elements that change their reactivity. In this study, the effects of different galvannealing conditions on the GA coating formation on BH steels were evaluated. For this, galvannealing cycles at temperatures varying from 530°C to 580°C were simulated in laboratory scale. In addition to the completed cycles, interrupted cycles were also carried out, stopping the cycle during the soaking step by quenching the samples, aiming to evaluate the microstructure throughout the whole treatments. The results allowed determining the nucleation and growth mechanisms of the Fe-Zn intermetallic compounds, and correlating them with the characteristics of the final product, in order to establish appropriate ranges for processing this material.

Keywords: Galvannealed steel; Galvannealing treatment; Hot dip galvanizing simulator.

¹ Engenheiro Metalurgista, Doutor em Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Pesquisador Especialista do Centro de Tecnologia Usiminas, Ipatinga, MG, Brasil.

² Engenheira Química, Doutora em Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Pesquisadora do Centro de Tecnologia Usiminas, Ipatinga, MG, Brasil.

³ Físico, Doutor em Engenharia Metalúrgica e de Minas, Professor do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da EEUFMG; Belo Horizonte, MG, Brasil.

* Contribuição técnica ao 51º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 28 a 31 de outubro de 2014, Foz do Iguaçu, PR, Brasil.



1 INTRODUÇÃO

O tratamento térmico de *galvannealing* exerce efeito preponderante sobre a qualidade do revestimento GA, por ser a etapa do processo onde ocorre a formação dos compostos intermetálicos Fe-Zn (zeta- ζ , delta- δ , gama- Γ e gama 1- Γ_1), por reações entre o Zn, do pote, e o Fe, proveniente da dissolução do substrato. O sistema Fe-Zn possui várias fases, com propriedades físicas bastante distintas, fazendo com que pequenas alterações de temperatura e tempo desse tratamento térmico produzam efeitos significativos na qualidade do revestimento. Em aços BH essa influência do tratamento de *galvannealing* é ainda mais pronunciada, em função de sua reduzida reatividade (menor dissolução de Fe para o revestimento), aumentando a necessidade de um maior aporte térmico para a continuidade do processo [1].

Portanto, torna-se essencial entender o processo de formação dos compostos intermetálicos Fe-Zn e correlacioná-lo com as características dos aços BH, de maneira a estabelecer faixas adequadas de processamento para esse material. Para isso, foram realizadas simulações em escala de laboratório, utilizando-se um simulador do processo de galvanização por imersão a quente Iwatani, variando-se as condições do tratamento térmico de *galvannealing*.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

Para a realização do trabalho experimental foi amostrado, em escala industrial na condição laminado a frio, um aço BH. Os ensaios consistiram em simulações dos processos de galvanização a quente, em escala de laboratório, em um equipamento Iwatani modelo EU AV, variando-se a temperatura de *galvannealing*. Vale destacar que todas as condições de processamento até a imersão no pote de Zn foram mantidas constantes, conforme mostradas esquematicamente na figura 1a.

Os ciclos de *galvannealing*, determinados pela similaridade com o processo praticado industrialmente, consistiram em uma etapa de aquecimento indutivo (aproximadamente 150°C/s), seguida de um resfriamento brando, a taxas correspondentes à de resfriamento natural (ao ar livre) e outro, mais acentuado, com taxas superiores a 15°C/s. Foram estudados três tratamentos, com temperaturas de aquecimento de 530°C, 545°C e 580°C. Além de amostras retiradas no pote de Zn e ao final dos ciclos completamente processados, também foram realizadas interrupções do tratamento ao longo da etapa de resfriamento (a partir das temperaturas mostradas na figura 1b), com gás He até a temperatura ambiente, com o objetivo de determinar a evolução microestrutural do revestimento.

Para a caracterização dos revestimentos foram realizadas análises microestruturais, via microscopia eletrônica de varredura (MEV) com espectrometria de raios X por dispersão de energia (EDS) ao longo das seções das amostras, antes e após terem sido atacadas com reagente Nital (0,2%), para revelar a estrutura de compostos intermetálicos Fe-Zn. Nas amostras atacadas, o teor de Fe foi quantificado sobre as fases Fe-Zn presentes, em diferentes estágios de formação. Nas amostras não atacadas, esses elementos foram quantificados ao longo de toda a espessura da camada, através da média de três medições, em diferentes regiões da mesma amostra.

A partir das concentrações de Fe foi possível determinar a proporção de cada fase Fe-Zn presente nos revestimentos, seja nas camadas estratificadas ao longo da sua espessura (nas amostras sem ataque ácido), ou especificamente nos compostos

* Contribuição técnica ao 51º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 28 a 31 de outubro de 2014, Foz do Iguaçu, PR, Brasil.



intermetálicos (nas amostras atacadas para revelar microestrutura do revestimento) [2]. A determinação das fases foi feita associando-se os teores de Fe medidos nos revestimentos às concentrações de Fe das fases, obtidas pelo diagrama de equilíbrio termodinâmico Fe-Zn, considerando que a fase ζ contém 5% a 6% de Fe; δ , 7% a 12% de Fe; Γ , 17% a 19% de Fe, e Γ_1 , 23 a 28% de Fe [3].

Análises similares foram realizadas, também, após remoções parciais da camada galvanizada, por dissolução eletroquímica. Essas dissoluções foram interrompidas em vários potenciais eletroquímicos, o que permitiu caracterizar morfológica e quimicamente, através de microscopia eletrônica, as fases Fe-Zn presentes.

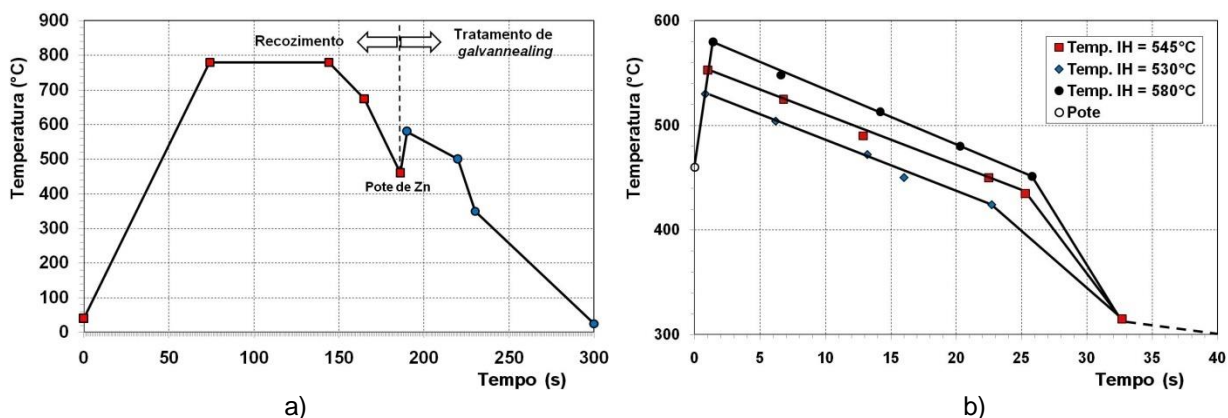


Figura 1. Ciclos de (a) recozimento e (b) *galvannealing* praticados nesse estudo.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Revestimento Formado Antes do Tratamento de *Galvannealing*

Na figura 2 são mostrados o aspecto morfológico e o perfil de concentração de Fe ao longo da espessura do revestimento formado após a imersão do aço por 3 s no banho de Zn contendo 0,10% de Al efetivo. Percebe-se já no pote de Zn, a formação de uma fina camada de cristais Fe-Zn, bastante heterogênea quanto ao tamanho, quantidade, área de concentração e aspecto morfológico dos cristais sem, contudo, serem notados *outbursts* ou depressões no substrato.

Na figura 3 são mostrados perfis de concentração de Fe em regiões com e sem formação de compostos Fe-Zn, em amostras obtidas imediatamente após a passagem da tira pelo pote de Zn. Nas regiões com cristais, estes são pequenos (até 2,0 μm), segmentados, e com morfologia variada (embora prevaleça a forma de bastonetes). A análise quantitativa de Fe revela teores entre 12,0% e 14,0% próximas à base (até 0,5 μm), 8,0% a 9,0% no meio, e entre 6,0% e 7,0% no topo (1,5 μm , da base), indicando que essas formações são aglomerados de pequenos cristais, com diferentes fases Fe-Zn (figura 3b).

* Contribuição técnica ao 51º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 28 a 31 de outubro de 2014, Foz do Iguaçu, PR, Brasil.

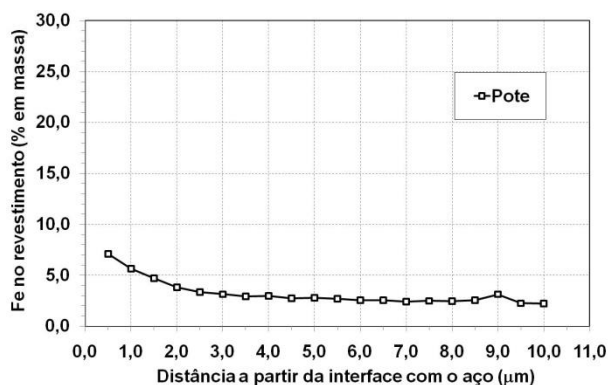
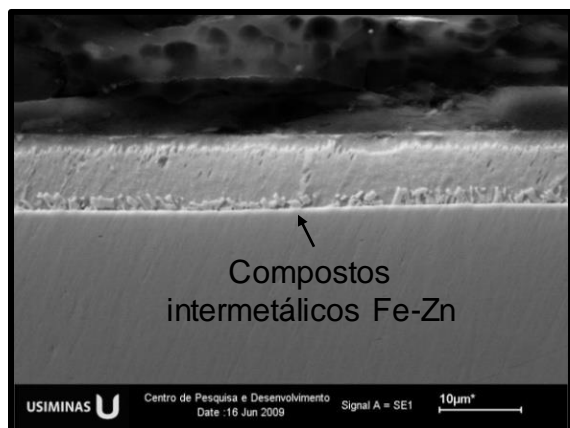


Figura 2. (a) Micrografia e (b) perfil de concentração de Fe ao longo da seção do revestimento, após imersão no pote de Zn.

O maior enriquecimento de Fe na base, em função do seu contato com o substrato, produz nessa camada a formação das fases Γ_1 e δ . À medida que se distancia da interface, a menor concentração de Fe produz a formação de fases mais ricas em Zn, basicamente de fase δ no meio, e de fase ζ na parte superior dessas formações. Portanto, o que se percebe através da micrografia como sendo uma única fase, na realidade é um agrupamento de vários compostos Fe-Zn. Nas regiões sem cristais a saturação de Fe no Zn líquido chegou a valores próximos a 5,0%.

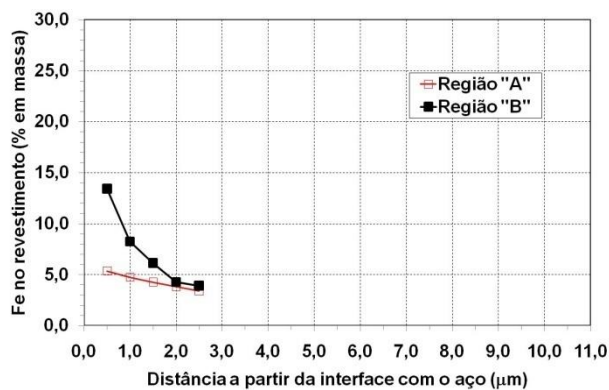
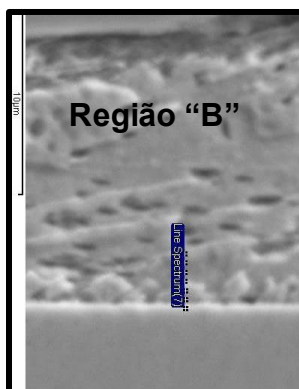
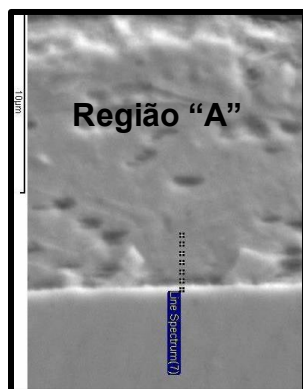


Figura 3. (a) Micrografias e (b) perfis de concentração de Fe ao longo de diferentes formações Fe-Zn, após imersão no pote de Zn.

Na figura 4 são mostrados aspectos morfológicos das camadas remanescentes do revestimento, observados via MEV, após dissoluções eletroquímicas parciais. Nota-se que a formação de cristais Fe-Zn não ocorre de forma homogênea sobre toda a superfície do substrato, tanto sob o aspecto da área de cobertura (distribuição), quanto os de forma, orientação e adensamento dos compostos intermetálicos formados. Nas regiões com cristais, alguns deles se formam em colônias, bastante adensadas, com uma estrutura de subcolônias, e cada uma delas com uma orientação preferencial. Outros cristais se formam mais espalhados, bastante dispersos, sem uma orientação preferencial. Análises quantitativas das concentrações de Fe ao longo do comprimento desses cristais, através de MEV/EDS, mostraram se tratar da fase ζ na região do topo (6,0% de Fe) e de fase δ na base (10,0% de Fe).

* Contribuição técnica ao 51º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 28 a 31 de outubro de 2014, Foz do Iguaçu, PR, Brasil.



A fase ζ surge em colônias de grãos, simultaneamente às formações da fase Γ_1 e da camada inibidora Fe/Al. Como não existe equilíbrio termodinâmico entre Γ_1 e o líquido, ou entre Γ_1 e ζ , o surgimento de Γ exigirá, necessariamente, a formação de δ . Da mesma forma não existe equilíbrio entre δ e líquido, fazendo com que a fase δ se forme na base de ζ , assumindo o mesmo aspecto morfológico de ζ durante a solidificação (bastonetes).

Ao final do processo de transformação a fase ζ permanece na parte superior da região cristalizada, em contato com o líquido saturado em Fe, e por isso, constituindo-se em uma camada descontínua. Abaixo, formam-se as fases δ e Γ_1 . Contudo, o que na análise da seção do revestimento, via MEV, aparentemente é uma única fase, é um conjunto de pequenos cristais com fases distintas. Ou seja, embora existam camadas do revestimento com maior concentração de determinada fase, conforme citado acima, não existe uma interface plana e bem definida entre elas, podendo haver cristais de todas as fases ao longo de todo o revestimento.

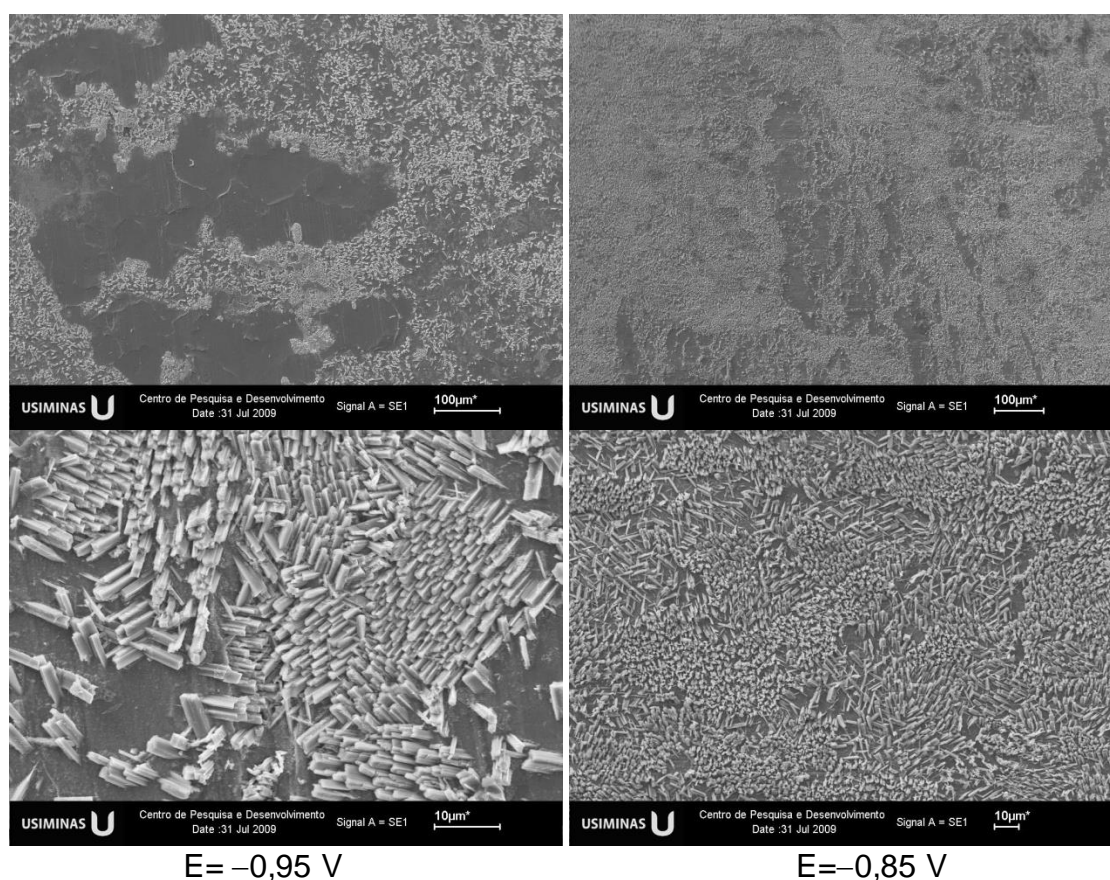


Figura 4. Morfologia de cristais Fe-Zn após dissoluções eletroquímicas parciais.

3.2 Ciclo de *Galvannealing* com Temperatura de 530°C

Nas figuras 5 e 6 são mostrados, respectivamente, micrografias e perfis de concentração de Fe das seções dos revestimentos ao longo do ciclo de *galvannealing* realizado com temperatura inicial de 530°C. Imediatamente após esse aquecimento ($t=0$ s) não há energia para a ocorrência de *outbursts*. De acordo com Maigne [4], a temperatura de 530°C é baixa para ativar a difusão de Zn dentro dos contornos de grãos ferríticos. Contudo, já são nucleados, juntos à interface com o aço, cristais das fases δ e Γ_1 , sendo a maior proporção de fase δ . A presença da

* Contribuição técnica ao 51º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 28 a 31 de outubro de 2014, Foz do Iguaçu, PR, Brasil.



fase Γ_1 se limita à primeira camada de revestimento ($0,5 \mu\text{m}$ de espessura). A fase δ possui uma espessura média de $1,5 \mu\text{m}$, sendo que na camada superior ($0,5 \mu\text{m}$) estarão presentes pequenos cristais da fase ζ . Esses resultados diferem dos obtidos por Lin e Meshii [5], que identificaram apenas as fases δ (83%) e Γ_1 (17%) nos revestimentos GA formados sobre aços refosforados.

À medida que o tratamento térmico prossegue, aos 6,2 s as três fases crescem rapidamente em direção à superfície da camada de revestimento, em detrimento da fase líquida. Surgem as reações de *outbursts*. Nessa condição, a interface substrato/revestimento se torna bastante heterogênea, com regiões com diferentes intensidades dessas reações e outras isentas delas. Uma vez nucleados, os *outbursts* passam a influenciar todo o processo de formação das fases Fe-Zn, promovendo um crescimento mais acentuado delas. Associando-se a essas características o fato de nessa etapa do tratamento surgirem os *outbursts*, confirma-se que essas formações se constituem, basicamente, da fase δ , margeada na superfície por cristais da fase ζ , e na base por uma mistura de fases Γ_1 e δ . O rápido crescimento da fase ζ advém do fato de não existir equilíbrio termodinâmico entre a fase δ dos *outbursts* e o zinco líquido, nucleando rapidamente a fase ζ .

Aos 13,2 s de tratamento térmico as espessuras das três fases aumentam, além da completa transformação de δ em Γ_1 na camada interfacial com o substrato. Contudo, o revestimento ainda não se encontra completamente transformado.

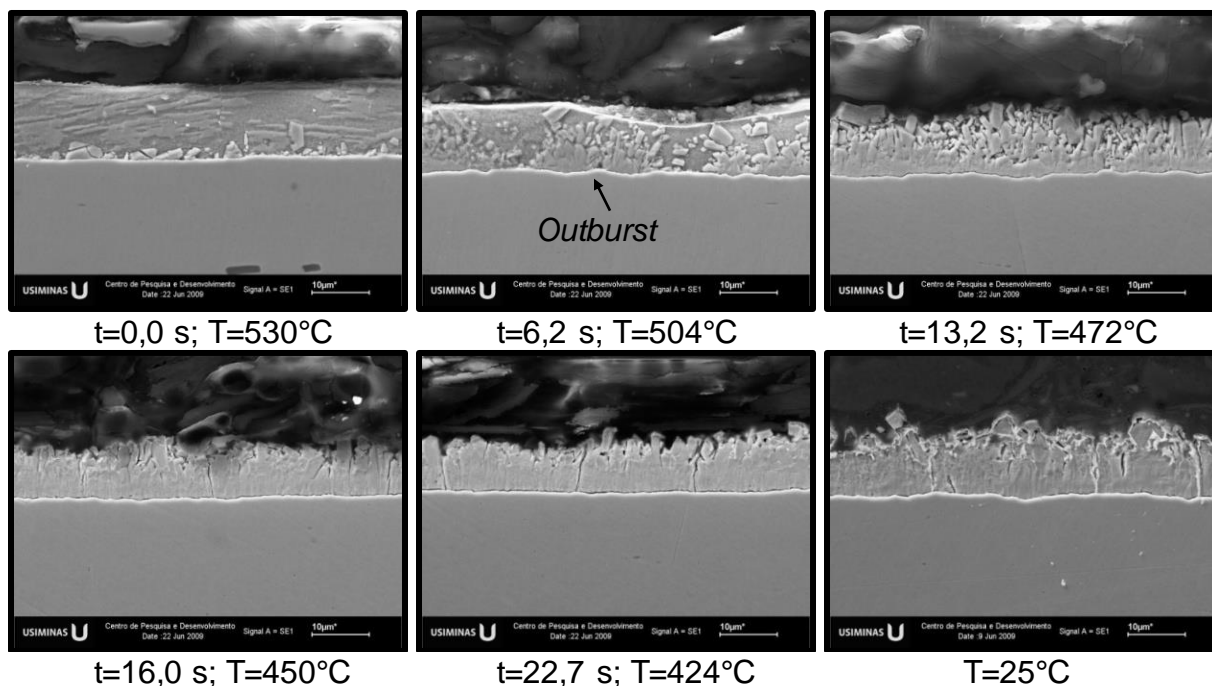


Figura 5. Micrografias de seção dos revestimentos formados sobre aço BH ao longo do ciclo de *galvannealing* com 530°C .

* Contribuição técnica ao 51º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 28 a 31 de outubro de 2014, Foz do Iguaçu, PR, Brasil.

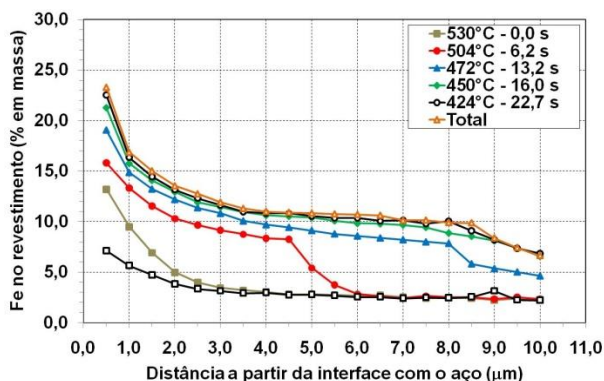


Figura 6. Perfis de concentração de Fe na seção de revestimentos formados sobre aço BH durante o tratamento a 530°C.

Somente aos 16,0 s de tratamento é que as fases cristalizadas ζ e δ alcançam a superfície, com a completa solidificação do revestimento, e surge a fase Γ , na interface com o substrato. Além do surgimento da fase Γ na base da camada, há também o crescimento da fase Γ_1 e da fase δ . Entretanto, ζ começa a decrescer em espessura de camada. Contudo, ainda se nota um revestimento bastante irregular, com cristais ainda na forma de bastões e com aspecto de depressões.

Somente aos 22,7 s de tratamento é que o revestimento assume o aspecto morfológico de uma camada completamente transformada. Entretanto, com uma superfície bastante heterogênea e irregular, atípica do revestimento GA, denotando regiões com crescimento heterogêneo das fases Fe-Zn. Após a completa solidificação do revestimento, há uma estabilização da fase Γ_1 e uma redução da espessura de ζ . Com o prosseguimento do processo difusional, o enriquecimento em Fe nas camadas de revestimento produz um aumento na proporção de fase Γ , que cresce junto à base consumindo Γ_1 .

3.3 Ciclo de *Galvannealing* com Temperatura de 545°C

Nas figuras 7 e 8 são mostrados, respectivamente, micrografias e perfis de concentração de Fe das seções dos revestimentos ao longo do ciclo de *galvannealing* realizado com temperatura de 545°C. A formação dos compostos intermetálicos Fe-Zn se inicia imediatamente após o aquecimento ($t=0$ s), através das reações de *outbursts*, constituindo uma camada de fases Γ_1 , δ e ζ . A fase Γ_1 com uma proporção média de 12%, localizada até 0,5 μm junto à base do revestimento; a fase ζ com uma proporção de 8%, a 1,5 μm na superfície da camada; e a fase δ , com aproximadamente 3,0 μm de espessura, iniciando-se junto à base, e com uma proporção de 80%. Rapidamente se constitui em uma camada de cristais Fe-Zn, mais heterogênea quanto ao tamanho, forma e áreas de adensamento de cristais do que a obtida no pote de Zn. Os cristais são pequenos, segmentados (com muitas trincas), e possuem formatos diversos, evidenciando as heterogeneidades da interface e do processo de formação desse revestimento.

A maior elevação na concentração de Fe ocorre até 6,8 s, quando a formação do revestimento prossegue rapidamente, embora junto à superfície sejam observadas formações cristalinas descontínuas, ainda em forma de bastões. O enriquecimento em Fe é intenso pela existência de uma camada de fase ainda líquida (difusão na interface sólido/líquido), e com menor teor de Fe que nas fases cristalizadas.

Já com 12,9 s, ocorre a completa transformação do revestimento, que adquire aspecto e composição bastante semelhantes à do revestimento completamente

* Contribuição técnica ao 51º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 28 a 31 de outubro de 2014, Foz do Iguaçu, PR, Brasil.



tratado, observado na amostra final. Nessa condição surge a fase Γ junto à interface com o substrato. Uma vez formada, Γ cresce em direção a Γ_1 , absorvendo-a na base do revestimento. A fase δ , que é a que mais cresce em função de ter-se nucleado através de *outbursts*, passa a ocupar a maior parte da camada galvanizada, chegando aos 12,9 s a ocupar 90,0% da espessura da camada e aos 22,5 s, 95,0%. O crescimento de Γ_1 também é proeminente nesse tratamento, crescendo até a completa solidificação do revestimento, quando alcança aproximadamente 35% da espessura da camada.

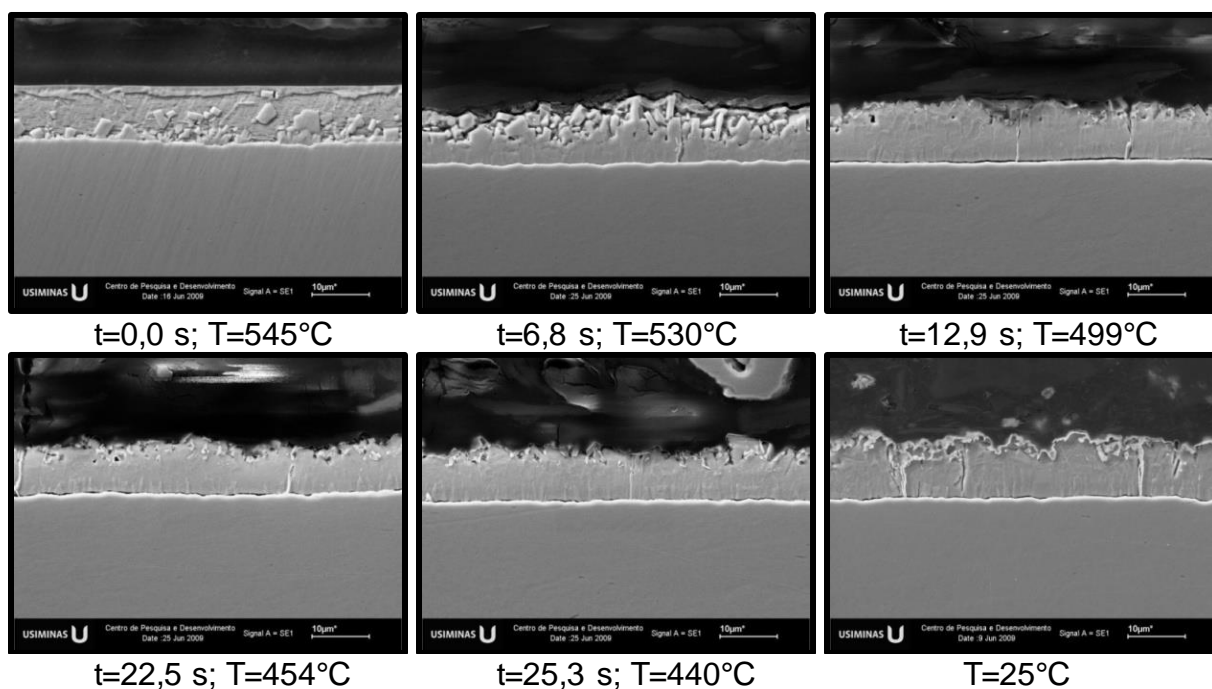


Figura 7. Micrografias de seção dos revestimentos formados sobre o aço BH, durante o ciclo de galvannealing com 545°C .

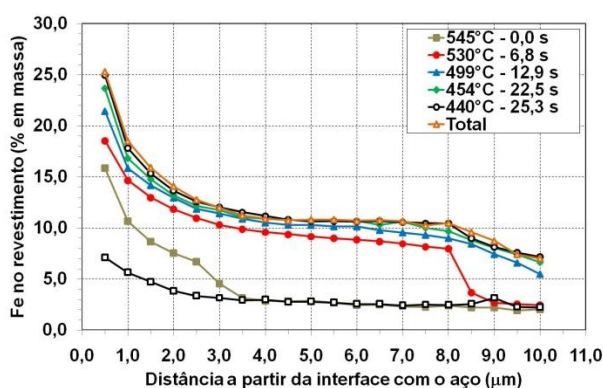


Figura 8. Perfis de concentração de Fe na seção de revestimentos formados sobre aço BH, durante o tratamento a 545°C .

Os perfis de concentração de Fe ao longo das espessuras de diferentes formações cristalinas Fe-Zn, não completamente transformados (amostras com 0 s e 6,8 s de processamento) são mostrados na figura 9. Nota-se imediatamente após o aquecimento, que a estrutura do revestimento já é extratificada, composta de uma camada inferior com as fases Γ_1 e δ (teores de Fe próximos de 16,0%). Na região intermediária, e em maior proporção, estão os cristais de δ e, no topo do revestimento, cristais de fase ζ .

* Contribuição técnica ao 51º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 28 a 31 de outubro de 2014, Foz do Iguaçu, PR, Brasil.



Tanto as maiores formações, que são *outbursts* recém nucleados (formados devido a existência de equilíbrio termodinâmico entre a fase δ e o líquido), quanto as menores, são constituídas das fases Γ_1 , δ e ζ . A mudança de fase ocorre pelo enriquecimento em Fe a partir da base do cristal. Uma vez alcançada a concentração mínima para formação da fase, o cristal original se rompe, havendo um destacamento de suas bordas, formando um novo cristal menos rico em Fe (figura 9).

Portanto, os primeiros cristais a se formarem, ainda durante o aquecimento indutivo, são os das fases Γ_1 (~ 0,5 μm , junto à base do revestimento), δ (~ 3,0 μm , iniciando-se junto à base) e ζ (~ 1,5 μm , na superfície da camada). Com o prosseguimento do tratamento térmico percebe-se, já aos 6,8 s de tratamento térmico, a fase Γ junto à interface com o substrato. Uma vez formado, Γ cresce em direção a Γ_1 , absorvendo-a na base do revestimento.

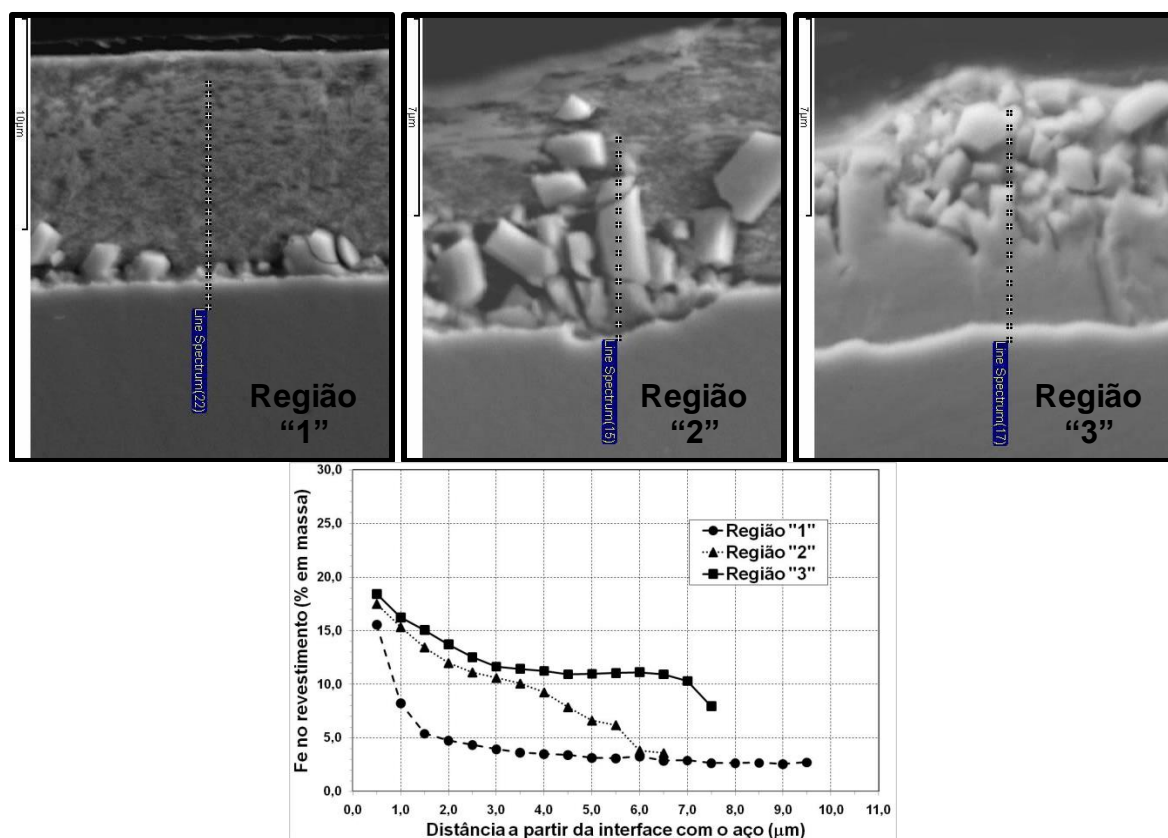


Figura 9. Perfis de concentração de Fe ao longo de diferentes formações cristalinas Fe-Zn.

Na figura 10 são mostrados aspectos morfológicos observados via MEV, nas camadas remanescentes do revestimento, após dissoluções eletroquímicas parciais. No início desse ciclo de *galvannealing* a maior parte dos cristais já se transformou e alterou seu formato. No topo da camada cristalizada, observada após a retirada da camada de Zn puro, percebem-se cristais poliédricos e hexagonais de fase δ juntamente com os da fase ζ , com formato colunar de base quadrada.

Os cristais de ζ não obedecem a nenhum tipo de orientação evidente. Porém, alguns cristais de δ , principalmente os maiores, parecem possuir alguma orientação. A explicação pode estar associada ao fato dos maiores cristais de δ , que possuem orientação, serem formados a partir do substrato; os demais, menores e sem orientação, formados sobre a face de outros de δ , o mesmo ocorrendo para os de ζ .

* Contribuição técnica ao 51º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 28 a 31 de outubro de 2014, Foz do Iguaçu, PR, Brasil.

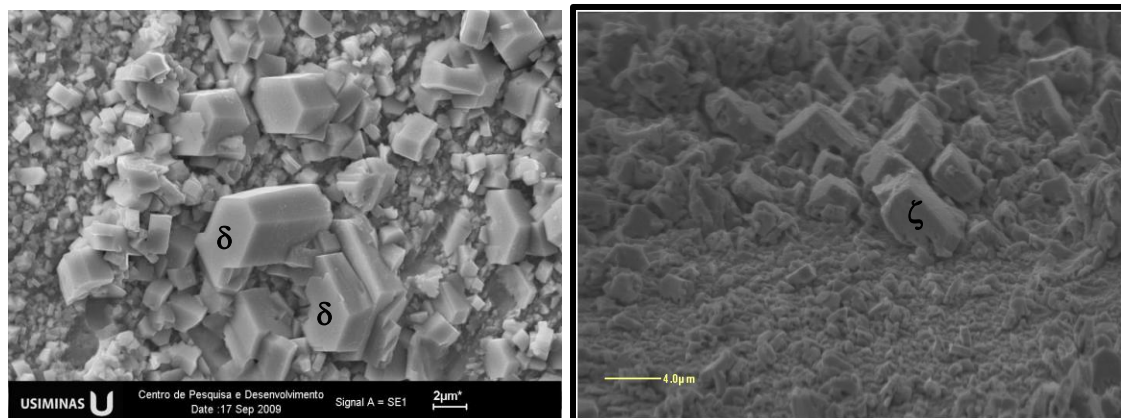
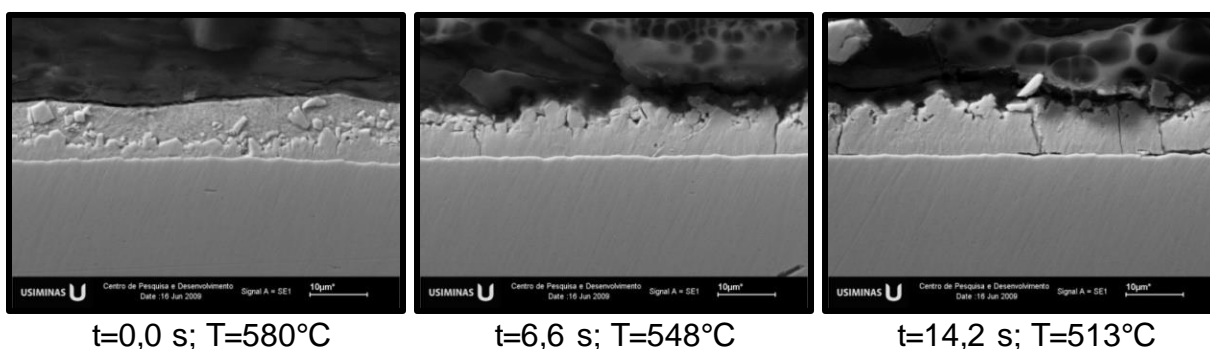

 $E = -0,95 \text{ V}$
 $E = -0,85 \text{ V}$

Figura 10. Aspectos morfológicos dos revestimentos após dissoluções eletroquímicas parciais.

3.4 Ciclo de *Galvannealing* com Temperatura de 580°C

Nas figuras 11 e 12 são mostrados, respectivamente, micrografias e perfis de concentração de Fe das seções dos revestimentos ao longo do ciclo de *galvannealing* realizado com temperatura de 580°C. Nessa temperatura, o aporte térmico se torna tão elevado que as reações de *outbursts* não são mais observadas, indiferente da intensidade com que possam ocorrer. Nessa faixa de temperatura as fases Fe-Zn se formam tão rapidamente que logo após a passagem pelo aquecimento ($t=0 \text{ s}$) a camada cristalizada é formada pelas fases ζ (9%), δ (75%) e Γ (16%), e já alcança aproximadamente 1/3 da espessura do revestimento.

Comparativamente aos tratamentos anteriores, além da maior espessura da camada cristalizada, percebe-se a formação de Γ em substituição à Γ_1 , que só foi constatada a partir de 6,6 s, com o revestimento solidificado e próximo de sua condição completamente transformado (já não ocorrem alterações químicas significativas □). A maior espessura da camada Γ aumenta a propensão à ocorrência de deslocamento da camada de GA [1]. As trincas no revestimento *galvannealed* surgem ao final do processo de solidificação da camada, transversalmente, nucleando-se a partir a superfície. Quanto maior a temperatura de tratamento térmico, mais rapidamente se formam e permanecem no revestimento totalmente processado em maior intensidade.


 $t=0,0 \text{ s}; T=580^\circ\text{C}$
 $t=6,6 \text{ s}; T=548^\circ\text{C}$
 $t=14,2 \text{ s}; T=513^\circ\text{C}$

* Contribuição técnica ao 51º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 28 a 31 de outubro de 2014, Foz do Iguaçu, PR, Brasil.

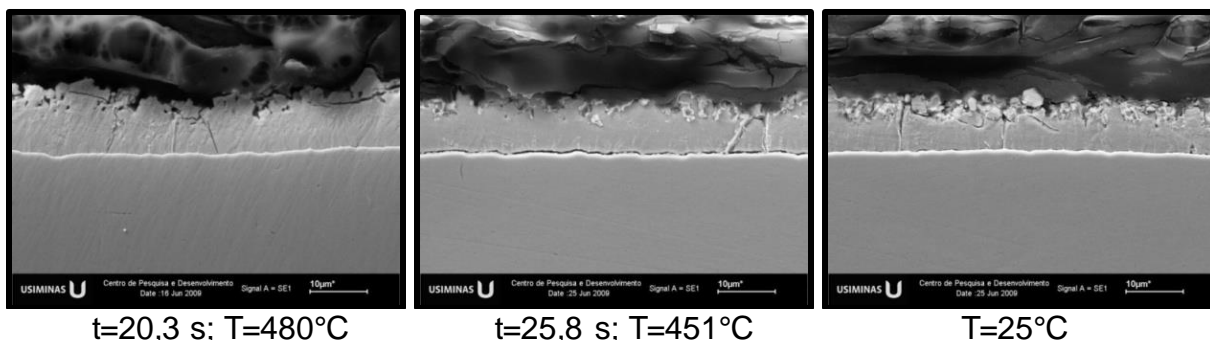


Figura 11. Micrografias de seção dos revestimentos formados sobre o aço BH, durante o ciclo de *galvannealing* com 580°C.

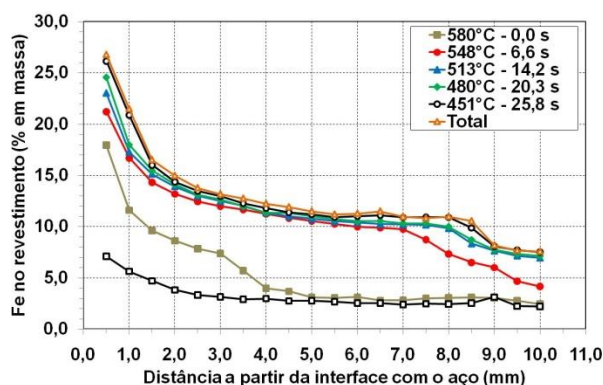


Figura 12. Perfis de concentração de Fe na seção de revestimentos formados sobre aço BH, durante o tratamento a 580°C.

4 CONCLUSÃO

A imersão de um aço *bake hardenable* em um banho de Zn a 460°C, contendo 0,10% de Al, por 3 s, é suficiente para produzir no revestimento, ainda antes do tratamento de *galvannealing*, uma fina camada cristalizada de compostos ζ , δ e Γ_1 , além de uma fase rica em Al, na interface com o substrato. A nucleação desses compostos não ocorre de forma explosiva (*outbursts*).

O tratamento de *galvannealing* a 530°C, dentro do modelo de tratamento térmico adotado, com resfriamento do revestimento após sua passagem pelo aquecimento indutivo, se mostrou inviável em função da baixa qualidade superficial que proporciona.

Com relação ao tratamento de *galvannealing* praticado a 545°C, a formação dos compostos intermetálicos Fe-Zn se intensifica imediatamente após o aquecimento, através das reações de *outbursts*, constituindo uma camada de fases Γ_1 , δ e ζ . Nesse ciclo, a maior elevação na concentração de Fe ocorre até 6,8 s, quando o revestimento se solidifica. Aos 12,9 s ocorre a completa transformação morfológica do revestimento, que adquire aspecto e composição química semelhantes à do revestimento completamente processado. Nessa condição surge a fase Γ junto à interface com o substrato. Uma vez formado, Γ cresce em direção a Γ_1 , absorvendo-a na base do revestimento.

A essa temperatura o revestimento se torna bastante homogêneo em função: (i) dos *outbursts* se formarem imediatamente após o aquecimento, menores e em maior proporção, tendo tempo para crescerem, e (ii) das fusões dos cristais de ζ e de parte dos de δ formados no pote.

* Contribuição técnica ao 51º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 28 a 31 de outubro de 2014, Foz do Iguaçu, PR, Brasil.



Com a temperatura de aquecimento a 580°C, o aporte térmico se torna tão elevado que as reações de *outbursts* não são mais observadas, indiferente da intensidade com que possam ocorrer. A fase δ se forma muito rapidamente, imediatamente após o aquecimento indutivo, aumentando a propensão à ocorrência de deslocamento.

REFERÊNCIAS

- 1 Barbosa AHA, Bouças CHS, Zacarias JJ; Vieira RR. Estudo da influência da temperatura no induction heating sobre a qualidade dos revestimentos galvanizados a quente, Relatório do Centro de Pesquisa da Usiminas, Março, 2007.
- 2 Barbosa AHA. Efeito das condições de galvannealing na qualidade do revestimento galvanizado a quente GA formado sobre aços de alta resistência contendo P e B, Tese de doutorado, Belo Horizonte: Universidade Federal de Minas Gerais, 2010.
- 3 Guttmann M. Diffusive phase transformation in hot dip galvanizing, Materials Science Forum, 1994, v. 155-156, p. 527-548.
- 4 Maigne JM. Key mechanisms in galvanization of steel sheets, 7th International Conference on Zinc and Zinc Alloy Coated Steel Sheet, Galvatech'07, ISIJ, 2007, p.333-338.
- 5 Lin CS, Meshii M. The effect of steel chemistry on the formation of Fe-Zn intermetallic compounds of galvanneal-coated steel sheets, Metallurgical and Materials Transactions B, 1994, v.25b, p.721-730.

* Contribuição técnica ao 51º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 28 a 31 de outubro de 2014, Foz do Iguaçu, PR, Brasil.