

EFEITO DA TEMPERATURA DE AQUECIMENTO NA DIFUSÃO DE FE-AL-SI EM REVESTIMENTO AL-SI DURANTE A ETAPA DE AUSTENITIZAÇÃO EM UM PROCESSO DE ESTAMPAGEM A QUENTE

Fabício Moreira Cerqueira ¹

Carlos Augusto de Oliveira ²

Bruno Neto ¹

Laura Ribeiro Martins ^{1,3}

Resumo

A implementação contínua de normas de segurança e emissão de CO₂ em veículos automotivos têm impulsionado a busca pela redução de peso e aumento de segurança. Por isso, o desenvolvimento de aços de elevada resistência mecânica se destaca como os mais aplicáveis. Essas peças apresentam complexidade geométrica e necessitam de maior resistência mecânica, geralmente, produzidas por estampagem a quente. Os aços empregados, nesse caso, possuem adição de boro, como o 22 MnB5. Pesquisas relacionadas ao desenvolvimento de revestimentos metálicos têm sido realizadas, a fim de resistirem os esforços mecânicos e tratamento térmico. Assim, o revestimento Al-Si composto por multifases de Al-Si-Fe são largamente empregados em aços, pois durante a austenitização ocorre à formação de novas fases pela inter-difusão de Fe e reações de solidificação definindo a microestrutura final. Amostras do aço 22MnB5 revestidas (Al-Si) foram tratadas entre temperaturas de 500 a 900°C. Através de análises de microscopia (MEV) e GDOES foi possível identificar a difusão de Fe ao longo da camada de revestimento, e baseando-se no diagrama de fases ternárias e em simulações, foi proposto um caminho de entendimento da transformação do revestimento Al-Si pela difusão do ferro.

Palavras-chave: Revestimento Al-Si; Transformação de fase; Difusão de Fe-Al-Si.

EFFECT OF HEATING TEMPERATURE ON FE-AL-SI DIFFUSION IN AL-SI COATING DURING THE AUSTENITIZATION STAGE IN A HOT PRINTING PROCESS

Abstract

Currently, continuous implementation of safety and CO₂ emission standards in automotive vehicles has driven the search for weight reduction and safety enhancement solutions. In this context, the development of high mechanical strength in steels has been highlight as the most applicable. Those pieces have complex geometric and require greater mechanical strength, thus they are produced by hot stamping. The selected steels for this application have addition of boron, such as 22 MnB5. In parallel, researches related to the development of metallic coatings capable of withstanding mechanical stresses and heat treatment have been carried out. The Al-Si coating composed of Al-Si-Fe multiphases has been strongly used, because during the austenitization occurs to the formation of new phases by the inter-diffusion of Fe and solidification reactions defining the final microstructure. Samples of coated 22MnB5 steel (Al-Si) were treated between temperatures of 500°C to 900 °C. Through the analysis of microscopy (SEM) and GDOES it was possible to identify the diffusion of Fe along the coating layer. Based on the ternary phase diagram and the simulations, it was possible to propose a way of understanding the transformation of the Al-Si coating by the diffusion of the iron.

Keywords: Al-Si coating; Phase transformation; Fe-Al-Si diffusion.

¹AcerlorMittal Veja, São Francisco do Sul, SC, Brasil. E-mail: fabricao.cerqueira@arcelormittal.com.br

²Universidade Federal de Santa Catarina – UFSC, Florianópolis, SC, Brasil.

³Universidade do Estado de Santa Catarina – UDESC, Joinville, SC, Brasil.



I INTRODUÇÃO

O processo de estampagem a quente foi otimizado para possibilitar a produção de aços avançados de alta resistência (AHSS) em aplicações automotivas. Este processo permite o controle dimensional, evitando a ocorrência de forte retorno elástico (efeito mola). Assim, a estampagem a quente consiste em aquecer a chapa metálica até a sua total austenitização, promover uma deformação conjunta com um resfriamento acelerado (têmpera) até temperaturas abaixo da temperatura M_i (início da transformação martensítica). Este procedimento visa obter peças constituídas por 100% de microestrutura martensítica, que implica em elevados limites de resistência e de escoamento, e a redução significativa do efeito mola [1]. Em geral, o processo pode ser dividido em três etapas principais: aquecimento, transferência do Blank (do forno para a prensa) e a estampagem propriamente dita, conforme representadas de forma esquemática na Figura 1 [2].

Em síntese, durante o aquecimento os blanks revestidos (Al-Si) passam através de um forno de austenitização, em que são tratados às temperaturas compreendidas entre 900 e 930 ° C, por 5 a 10min. Após, os blanks são transferidos do forno para a ferramenta de estampagem, esta etapa deve ser realizada de forma rápida, reduzindo a troca térmica entre o blank e a atmosfera. A etapa final consiste na deformação e resfriamento acelerado, como indicado na Figura 1.

A microestrutura final do revestimento Al-Si após a imersão a quente é definida pelas reações de aluminização que ocorrem durante o processo contínuo de imersão a quente, em que a composição do banho metálico desempenha um papel importante. A composição inicial do banho é cerca de 88% Al, 9% de Si e 3% de Fe e o banho é mantido na temperatura de 650° C [3].

Nesta temperatura existe a presença do composto metálico $Al_9Fe_2Si_2$ (Γ_6) em equilíbrio com o banho líquido [1,3-5]. Segundo o diagrama ternário Al-Si-Fe, a composição do banho está próxima ao limite entre as fases Γ_6 e Γ_5 ($Al_{12}Fe_3Si_2$). Assim, quando a chapa metálica é imersa no banho, ocorre imediatamente a difusão de ferro para o banho, o que produz uma região, próxima à superfície da chapa, rica em ferro. O banho que estava anteriormente em

equilíbrio com a fase sólida Γ_6 tende a se reequilibrar com a fase Γ_5 , devido ao aumento da concentração localizado de ferro, formando assim outras fases.

Durante a deposição do revestimento Al-Si pelo processo de imersão a quente, ocorrem difusões de Fe e Al na interface entre o substrato e o revestimento, resultando na formação de fases intermetálicas Al_xFe_y [2,4,5]. O composto intermetálico Γ_5 não está em equilíbrio com a ferrita. Uma fina camada de $Fe_2Al_5 + FeAl_3$ [4] é formada e tende a crescer conforme os equilíbrios termodinâmicos, ao longo de toda a interface entre o aço e a camada Γ_5 . A 575 ° C, o último líquido atinge a composição eutética (87,02% de Al, 12,2% de Si e 0,78% de Fe) solidificando-se como um eutético ternário Al + Si + Γ_6 , determinando uma microestrutura composta por multifases binárias e ternárias.

A camada de revestimento Al-Si pode ser dividida em duas principais zonas [6,7]. A primeira é formada por uma matriz de alumínio contendo diversas fases resultantes da interação Al-Si-Fe (zona 1). A segunda é formada pela região de interface entre o revestimento e o substrato (zona 2). Esta zona de interface é composta por um sistema ternário Al, Si e Fe, denominado de Γ_5 e uma camada intermetálica formada principalmente por $Fe_2Al_5 + FeAl_3$, conforme apresentado na Figura 2.

Durante a etapa de aquecimento e austenitização em um processo de estampagem a quente a formação dos compostos intermetálicos Al_xFe_y é fortemente influenciada pela composição química, espessura do revestimento, tempo de encharque e pela temperatura utilizada. As fases presentes transformam-se em compostos intermetálicos ternários de Al-Fe-Si ou binário Fe-Al por inter-difusão e por reações de solidificação sendo controladas principalmente pela difusão do Al e do Fe na interface substrato/revestimento. O Fe, presente na camada intermetálica tende a se difundir em direção à superfície do revestimento, caminho contrario a difusão do Al, formando assim diferentes fases ternárias ao longo da espessura do revestimento.

Deste modo o entendimento das transformações de fases durante o aquecimento dos blanks torna-se importante para a melhor definição dos parâmetros de tempo e temperatura a serem utilizados no processo de estampagem a quente. Este trabalho teve como objetivo



Figura 1. Representação esquemática das etapas do processo de estampagem a quente [2].

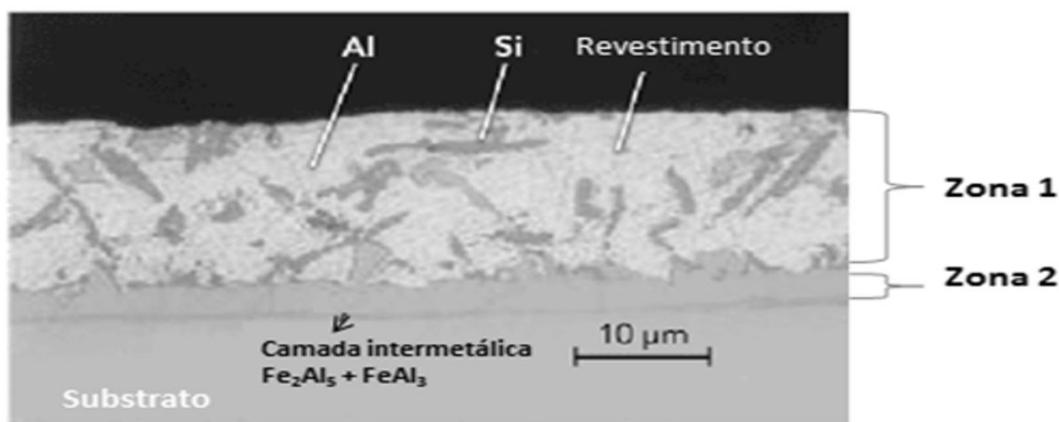


Figura 2. Divisão em zonas do Revestimento Al-Si antes do processo de estampagem a quente [7].

estudar o efeito da temperatura de aquecimento na formação da microestrutura do revestimento Al-Si através da difusão dos elementos Fe-Al-Si.

2 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Amostras do aço 22MnB5 obtidas de bobinas industriais submetidas ao recozimento contínuo e revestidas com Al-Si por imersão a quente foram utilizadas neste trabalho, sendo a composição química apresentada na Tabela 1.

As amostras, após a aplicação do revestimento, foram cortadas em corpos de prova de 100 x 100 mm e aquecidas em um forno mufla entre as temperaturas de 500°C e 900°C com variações de 50°C. As amostras foram identificadas com a letra N seguidas da temperatura na qual foram tratadas, onde N0 refere-se à amostra sem tratamento térmico, denominada de amostra padrão, conforme a Tabela 2. O tempo de encharque utilizado foi de 3 minutos. Ao final do encharque as amostras foram resfriadas em água à temperatura ambiente.

Após tratamento térmico, o revestimento metálico foi removido e submetido à análise química por via úmida. Nesta análise foi utilizado um espectrômetro de plasma - ICP (Inductively Coupled Plasma). O revestimento metálico foi removido através de uma solução decapante composta por ácido clorídrico e inibidor (evitar ataque químico ao ferro do substrato) a uma temperatura de 50°C. A solução resultante foi aquecida até que o seu volume fosse reduzido para 50 ml, sendo em seguida adicionado 2 ml de ácido fluorídrico e 6 ml de ácido nítrico para completa solubilização da amostra. Após estas etapas, foram adicionados 2,0 gramas de ácido bórico para complexar o ácido fluorídrico residual. Adicionou-se água desmineralizada para completar um volume final de solução de 200 ml, sendo a solução final submetida à análise propriamente dita. Desta forma foi possível quantificar o teor total de Al, Si e Fe presentes na camada do revestimento nas amostras estudadas. As análises foram realizadas em triplicata sendo apresentado neste trabalho apenas o valor médio calculado.

Para avaliar o efeito da temperatura na difusão dos elementos Fe-Al-Si e o crescimento da camada intermetálica foram realizadas análises metalográficas segundo a norma ASTM B487. Analisou-se a seção transversal do revestimento em cinco campos diferentes sobre a mesma amostra, sendo considerado a média dos resultados. Utilizou-se um microscópio ótico Zeiss modelo Imager A. Após lixamento as amostras foram polidas (pasta de diamante granulometria I e 0,3µm) e atacadas com Nital 4% em um tempo de 6 segundos de imersão. As imagens foram adquiridas e tratadas através do sistema Axion Vision SE64 que é diretamente acoplado ao microscópio ótico.

Em complemento, foram realizadas análises por microscopia eletrônica de varredura (MEV) e mapeamento por espectroscopia de raios X por dispersão em energia (EDS - Energy Dispersive X-ray Spectroscopy) que possibilitou a determinação da composição química qualitativa e semiquantitativa das amostras.

Em paralelo ao mapeamento por EDS, as amostras foram submetidas a uma limpeza superficial por ultrassom em acetona PA com grau de pureza de 99,8% e analisadas por GDOES (Espectrometria de emissão óptica de descarga luminescente - Glow Discharge Optical Emission) determinando a distribuição dos elementos ao longo da camada de revestimento para as diferentes temperaturas estudadas.

3 RESULTADOS E DISCUSSÕES

A Tabela 3 e Figura 3 apresentam a variação dos teores de Al-Fe-Si do revestimento em função da temperatura de tratamento térmico, obtida por ICP.

Entre as temperaturas de tratamento térmico de 500°C a 650°C não foi observado modificações significativas nos teores totais de Al, Si e Fe na camada de revestimento. A partir da temperatura de 750°C, variações nos teores dos elementos analisados foram notadas com maior intensidade, apresentando desta forma uma dependência da temperatura.

Tabela 1. Composição química do aço 22MnB5 utilizado neste trabalho (% em peso)

Elemento	C	Mn	Ti	Al	B
%	0,24	1,8	0,038	0,05	0,005

Tabela 2. Identificação das amostras e temperaturas de tratamento térmico estudadas

AMOSTRAS	TEMPERATURA AQUECIMENTO °C	AMOSTRAS	TEMPERATURA AQUECIMENTO °C
N 0	Amostra padrão (25)	N 700	700
N 500	500	N 750	750
N 550	550	N 800	800
N 600	600	N 850	850
N 650	650	N 900	900

Tabela 3. Análise química do revestimento Al-Si para amostras tratadas termicamente

AMOSTRA	Al %	Si %	Fe %	AMOSTRA	Al %	Si %	Fe %
N 0	81,3	9,18	9,52	N 700	80,49	8,45	11,07
N 500	81,59	9,22	9,19	N 750	80,02	7,1	12,87
N 550	81,77	9,08	9,15	N 800	68,95	7,68	23,36
N 600	81,64	9,71	9,65	N 850	63,98	7,22	28,8
N 650	82,06	8,81	9,48	N 900	54,32	8,47	37,21

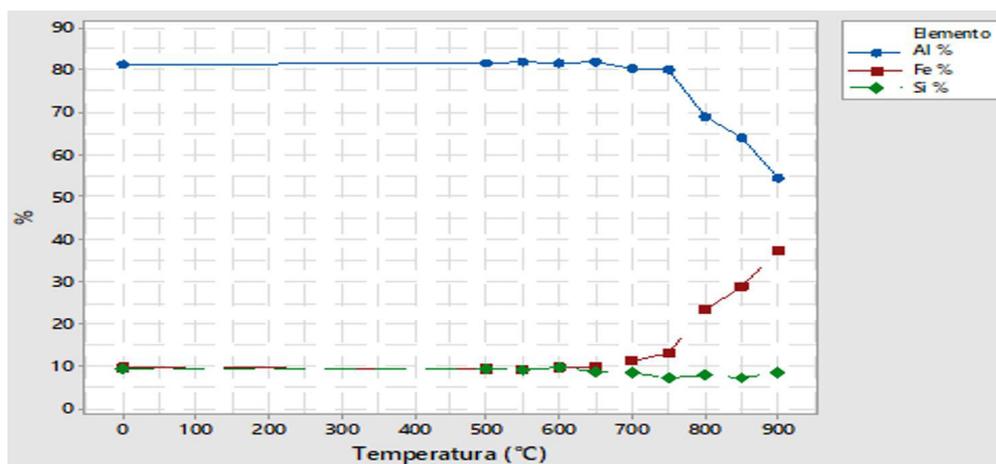


Figura 3. Variação da porcentagem de ferro, silício e alumínio na camada de revestimento Al-Si em função da temperatura de aquecimento. Análise química por ICP.

Com o aumento da temperatura de aquecimento a porcentagem de Fe total presente na camada de revestimento cresce, por outro lado a porcentagem de Al apresenta uma redução. Este efeito é resultante da formação de várias fases binárias Fe_yAl_x que ocorrem devido à difusão do Fe do substrato para a camada de revestimento rica em Al. A formação de fases ternárias, $Al_xFe_ySi_z$ também estão presentes durante o aquecimento, porém em menor porcentagem [8-10]. O silício exerce forte influência na formação de fases ricas em ferro e alumínio inibindo o crescimento da fase Fe_2Al_5 [11].

A formação de fases ternárias ou binárias em combinação com o Fe e ou Al ocorrem em sua maior parte em temperaturas mais elevadas. Esta observação está de acordo com os estudos realizados em diversos trabalhos [12-14], que afirmam que a solubilidade do Si na

fase intermetálica de Fe_2Al_5 é fortemente influenciada pela temperatura. Com o aumento da temperatura, a difusão de ferro ao longo da camada de revestimento é favorecida pela fusão das fases já existentes termicamente ativadas e da mudança alotrópica na estrutura do ferro livre, que difunde a partir do substrato.

Análises por EDS determinaram de forma qualitativa o teor de ferro ao longo da camada de revestimento para as temperaturas estudadas. Foram determinados três pontos ao longo da espessura da camada de revestimento, Ponto 1 concentrado na fase γ_5 , fase esta inicialmente rica em ferro. Ponto 2 localizado em uma região central do revestimento, região rica em Al. E o Ponto 3 na extremidade do revestimento. Os resultados dos três pontos analisados são representados na Figura 4, onde o caminho de difusão do ferro é representado

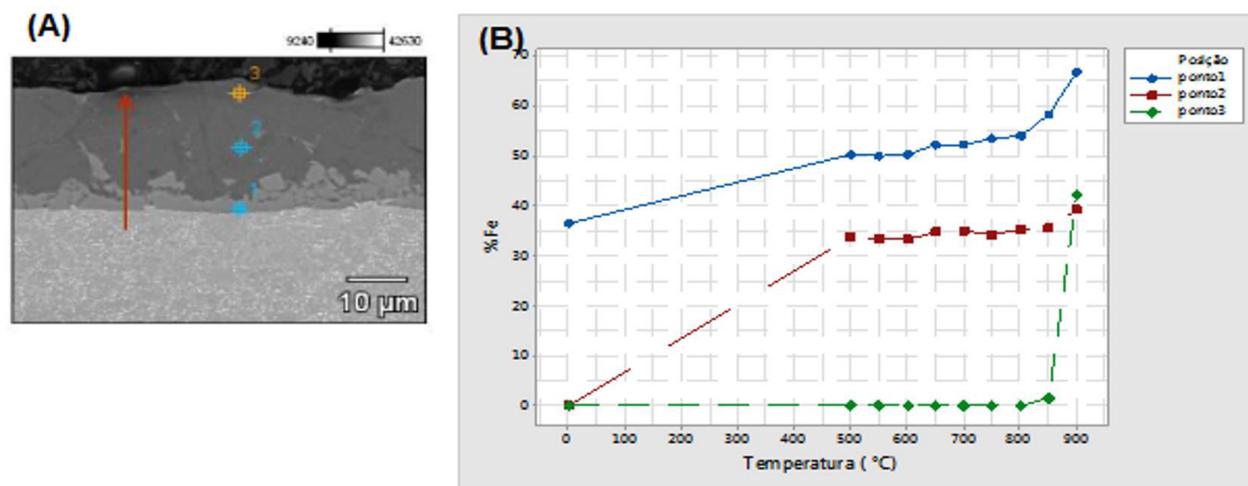


Figura 4. Determinação da variação do teor de ferro na camada de revestimento Al-Si em função da temperatura de aquecimento. (A) Análise via MEV-EDS realizada em três diferentes posições ao longo da espessura da camada de revestimento; (B) Valores do teor de ferro encontrados nos três analisados.

por uma seta, indicando a direção de difusão do substrato para a camada mais externa do revestimento. Os resultados obtidos mostraram que o teor de ferro presente nas camadas intermetálicas e γ (ponto 1) aumenta de forma gradativa com a temperatura, apresentando um crescimento uniforme entre as temperaturas de 500°C a 800°C, sendo acelerado para temperaturas de 850 e 900°C. Na região central da camada de revestimento Al-Si (ponto 2), o teor de ferro não apresentou modificações significativas entre o intervalo de temperatura analisado:

- Entre 25°C e 500°C: A concentração de Fe passa de valores inferiores a 1% para aproximadamente 35%;
- Entre 500°C e 850°C: A concentração de Fe é praticamente mantida em valores próximos a 35%;
- A 900°C: Ocorre um ligeiro aumento na concentração de Fe, o valor encontrado é de aproximadamente 40%.

Ao se analisar o ponto 3, superfície do revestimento, observou-se que somente na temperatura de 900°C foi possível evidenciar a presença de Fe.

O enriquecimento de ferro ao longo da camada de revestimento pelo aumento da temperatura pode ser explicado pela difusão do ferro, do substrato, em direção à superfície do revestimento [15-16]. Onde as fases do tipo Fe_yAl_x formadas, principalmente na camada intermetálica devido γ avançando em direção à superfície do revestimento. As fases Fe_yAl_x ricas em ferro são formadas a partir da fase ternária $Al_2Fe_3Si_3$ presente no centro da camada de revestimento correndo assim a diminuição do teor de silício, que difunde em direção à superfície do revestimento formando óxidos ricos em silício.

Por meio de análises metalográficas observou-se que o aumento da temperatura de aquecimento promoveu o crescimento gradativo da camada intermetálica e γ (zona2), bem como o crescimento da camada total do revestimento (zona 1 + zona2), Figura 5.

O crescimento da zona2 (fase γ e intermetálica) caracterizada por uma região rica em ferro (linha em vermelho) ocorre de forma significativa somente para temperaturas acima de 750°C. O crescimento da camada total (zona 1 e zona 2) ocorre em menor proporção que o crescimento da zona2, porém a sua variação passa a ser notada a partir de temperaturas mais baixas, 650°C. O crescimento da camada intermetálica e γ ao longo da camada de revestimento está representado na figura 6.

A Figura 7 mostra o mapeamento por EDS da amostra de referência, destacando a presença dos elementos Fe, Al e Si. As Figuras 8 e 9 mostram as análises realizadas por EDS e GDOS para as amostras tratadas a 0°C, 500°C e 750°C e amostras tratadas a 800°C, 850°C e 900°C respectivamente. As análises por GDOES apresentam o aumento do teor de ferro através das camadas de revestimento até as regiões mais próximas a superfície, bem como a diminuição da concentração de alumínio.

Os elementos Al, Si e Fe estão representados pelas curvas nas cores laranja, verde e vermelha respectivamente.

Na amostra referência (sem tratamento térmico), a maior concentração de ferro é observada na região próxima ao substrato delimitada pelas linhas tracejadas em vermelho e laranja. As linhas tracejadas em vermelho correspondem à separação entre o substrato e a camada de revestimento Al-Si e as linhas em laranja correspondem à separação entre as zona2 (rica em ferro) e a zona1 (rica em Al). Com o aumento da temperatura é possível notar um distanciamento entre as linhas tracejadas, representando assim a difusão do ferro entre as camadas do revestimento Al-Si. Conforme

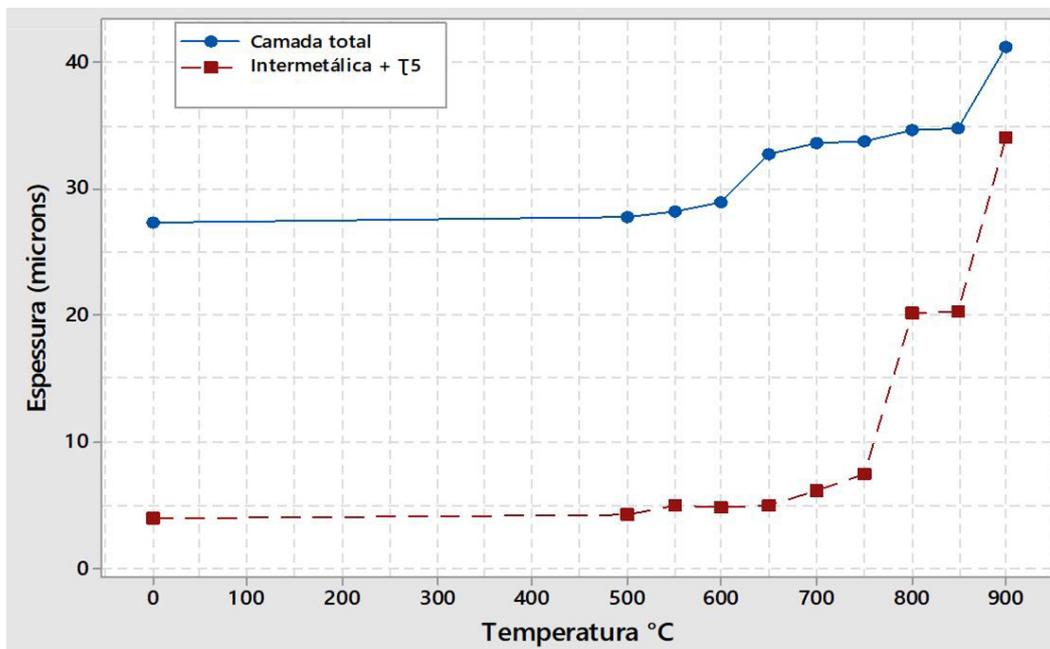


Figura 5. Variação das espessuras da camada intermetálica + T5 e total de revestimento Al-Si em função da temperatura de aquecimento.

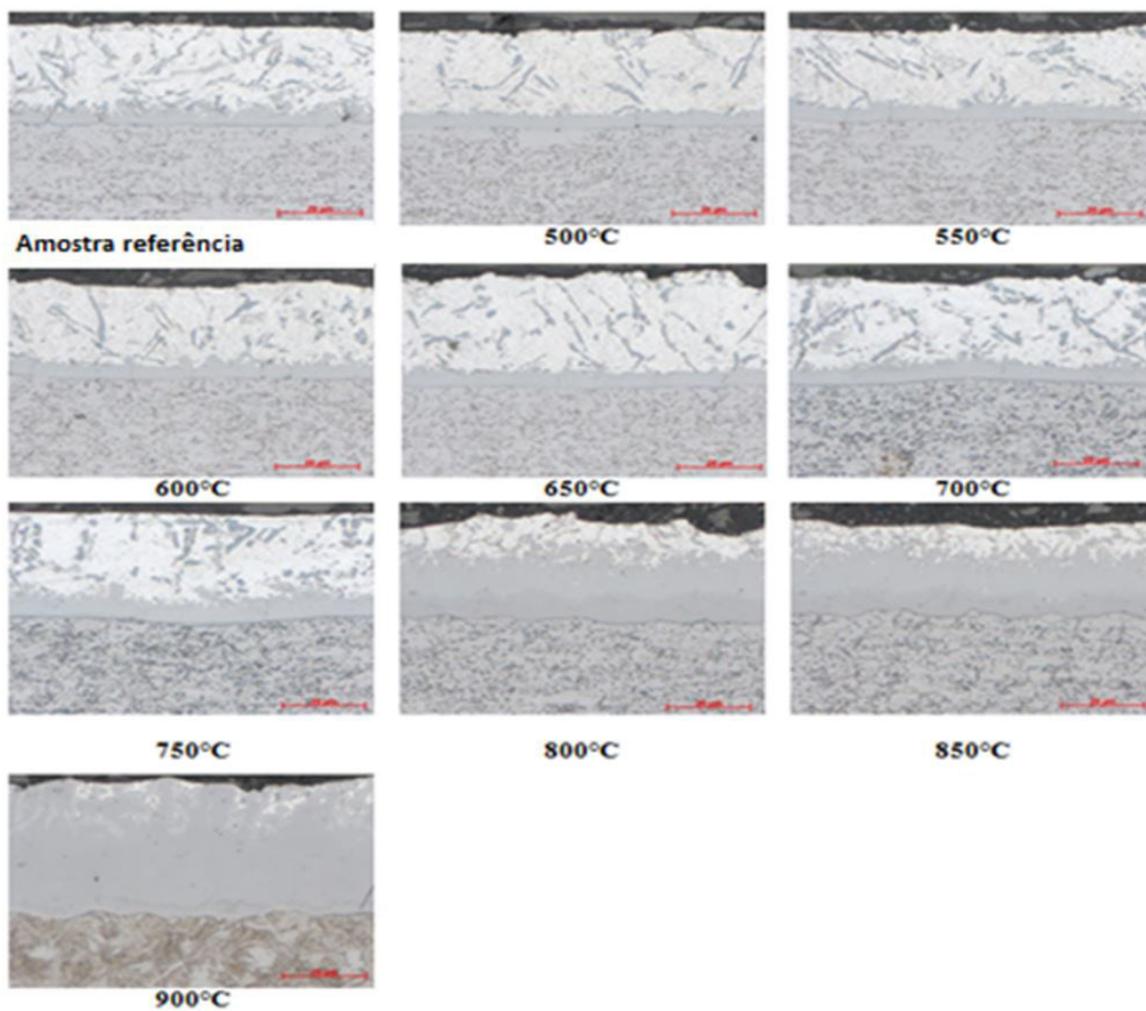


Figura 6. Crescimento da camada intermetálica e T5 em função da temperatura de aquecimento.

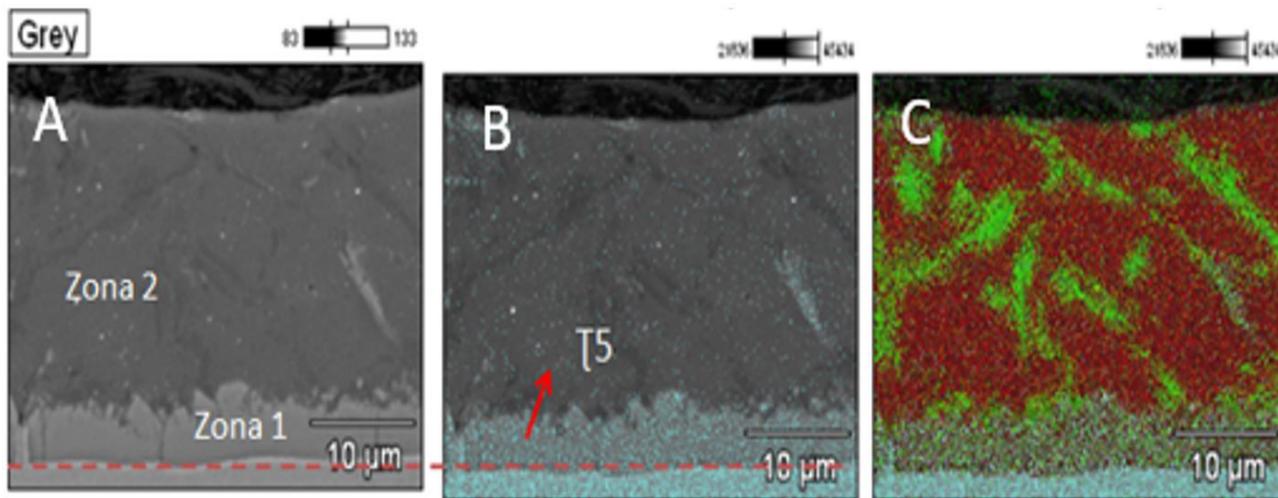


Figura 7. Mapeamento da camada de revestimento Al-Si por EDS para amostra sem tratamento térmico, referência. (A) separação da camada de revestimento em duas zonas; (B) Mapeamento por EDS do elemento Fe; (C) Mapeamento por EDS dos elementos Fe, Al e Si.

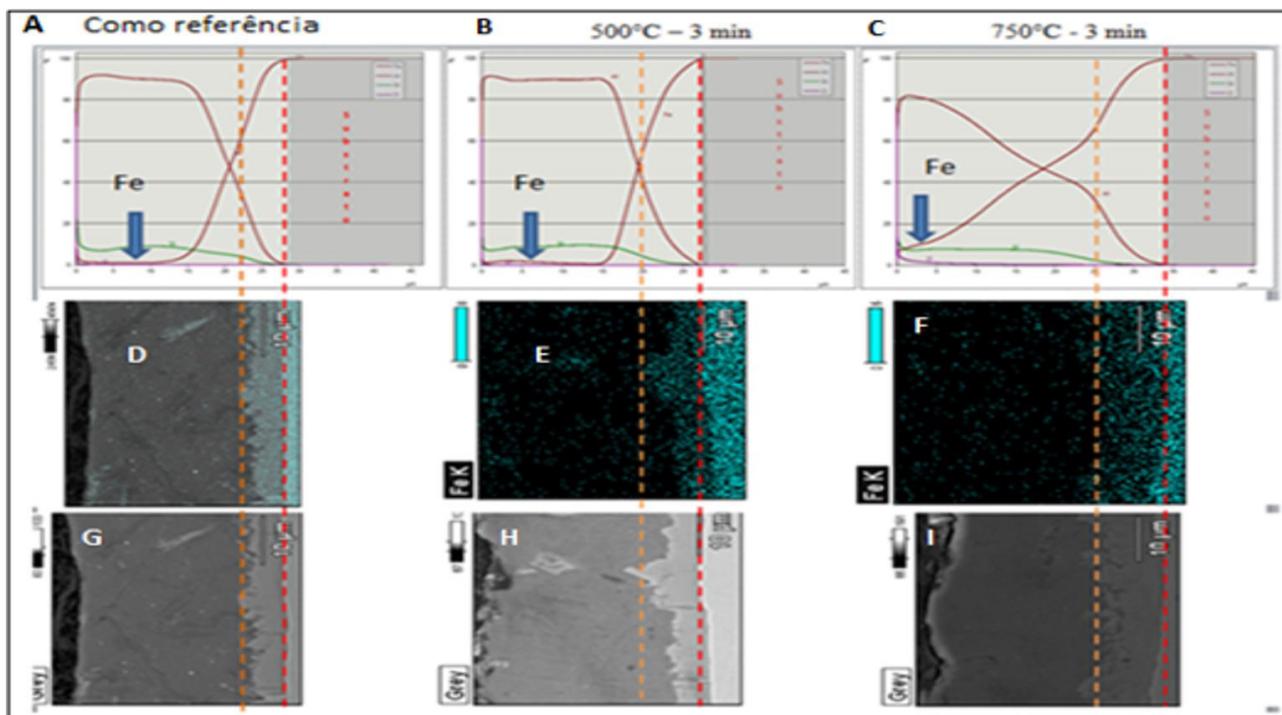


Figura 8. Mapeamento por GDOES (A-B-C), EDS do elemento Fe (D- E- F) e análise metalográfica por MEV (G-H-I) das amostras de referência e tratadas termicamente nas temperaturas de 500 e 750°C.

discutido anteriormente, a difusão do ferro é observada de forma mais acentuada para temperaturas acima de 800°C. A 900°C o ferro é observado em quase totalidade da camada do revestimento, bem como em sua superfície.

O crescimento da camada de Fe_xAl_x apresenta uma forte dependência com o potencial químico de alumínio e silício presente nos revestimentos, bem como sobre os coeficientes de difusão desses elementos nas fases já transformadas próximas a interface substrato/revestimento [15, 16]. Deste modo transformações do tipo Fe_2Al_5 podem ser aceleradas ao diminuir os caminhos de difusão do ferro.

O crescimento da camada de revestimento é atribuído principalmente à difusão do ferro no sentido substrato – revestimento ao mesmo tempo em que ocorre a difusão do alumínio em direção ao substrato. A formação de ligas binárias ou ternárias ricas em Fe ou Al em combinação com o silício promovem o aumento do volume da camada de revestimento.

As transformações de fases no revestimento durante o processo de aquecimento podem assumir dois caminhos reacionais distintos em um diagrama de fases ternário Al-Si-Fe [12]:

- Nas áreas com baixo teor de Si, as fases presentes são representadas essencialmente por compostos binários do tipo Fe-Al. O enriquecimento de ferro através da difusão induz o aumento do ponto de fusão destas fases. Desta forma, o crescimento volumétrico destas fases ocorre principalmente pela formação de compostos Fe-Al ricos em Fe. Caminho de reação representado pela linha azul pontilhada na figura 10;
- As áreas compostas por fases ricas em Si crescem inicialmente por difusão no estado líquido. A existência

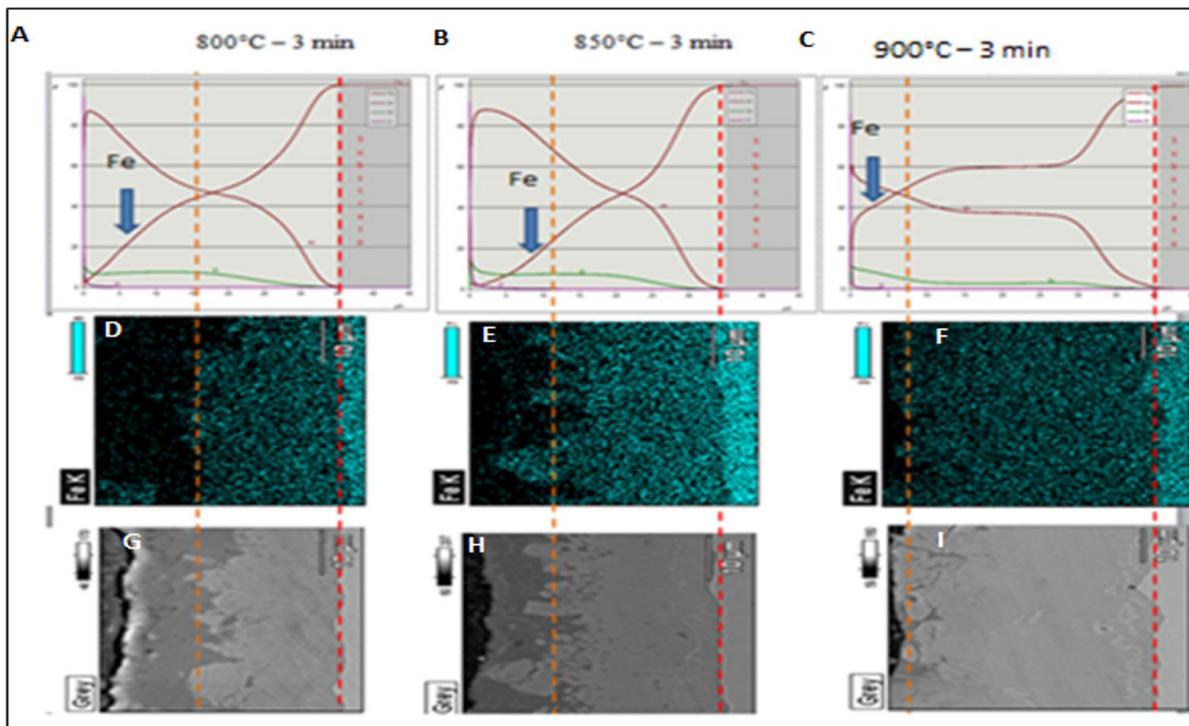


Figura 9. Mapeamento por GDOES (A-B-C), EDS do elemento Fe (D- E- F) e análise metalográfica por MEV (G-H-I) das amostras tratadas termicamente nas temperaturas de 800, 850 e 900°C.

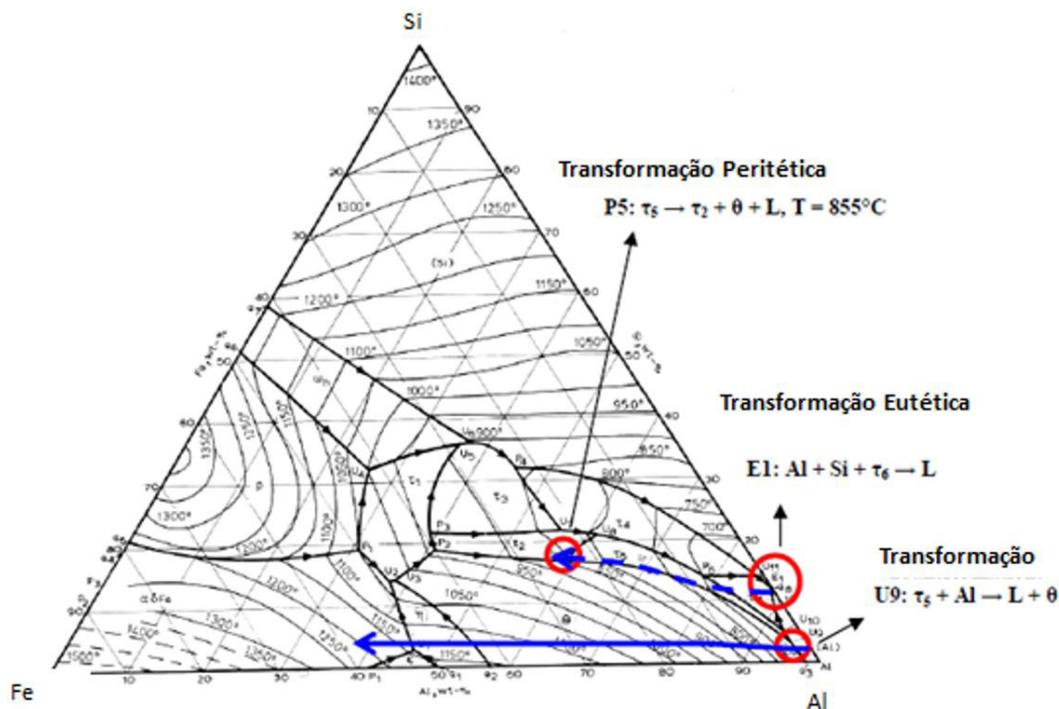


Figura 10. Representação dos caminhos de reações do Al-Si em um diagrama ternário Al-Fe-Si em função do aumento da temperatura [8].

destas fases ternárias inicialmente ricas em Si se fundem em temperaturas inferiores a temperatura de aquecimento (eutético ternário, T5) permitindo assim o enriquecimento local pelo Fe. O enriquecimento pelo Fe nestas fases irá ocorrer continuamente em temperaturas onde as fases ternárias T5, T2 e T1 ricas em Si encontram-se em equilíbrio com fases binárias FeAl_3 e Fe_2Al_5 , podendo deste modo ocorrer continuamente no estado sólido. Caminho de reação representado pela linha azul sólida na figura 10.

4. CONCLUSÕES

A abordagem sugerida neste trabalho foi direcionada em avaliar a influência da temperatura de aquecimento na difusão dos elementos Fe, Al e Si ao longo da camada total do revestimento Al-Si. Através do caminho de difusão do Fe, oriundo das camadas intermetálica e T5, foi possível evidenciar a formação de fases ricas em ferro ao longo de toda a camada do revestimento. Assim, para temperaturas de aquecimento abaixo de 750°C as análises via ICP e EDS mostraram que a difusão do ferro entre as camadas intermetálica e T5 ocorrem de maneira menos significativa. O aumento das temperaturas de aquecimento levou à modificação e crescimento das camadas mais próximas ao

substrato, conduzindo assim a difusão de ferro até a camada superficial do revestimento. Na temperatura de 900°C foi detectada a presença de Fe na superfície do revestimento.

Através da análise por EDS e GDOES observou-se o enriquecimento de ferro na camada de revestimento Al-Si em função do aumento da temperatura, bem como a diminuição em peso dos elementos Al e Si ao longo da camada total de revestimento. Resultados estes comprovados através da análise química realizada via ICP após remoção do revestimento metálico das amostras tratadas termicamente. A difusão dos elementos Al, Si e Fe nas temperaturas de aquecimento testadas produziram no revestimento a formação de uma subestrutura formada pela distribuição desigual da concentração destes elementos, causando um aumento da espessura do revestimento. Efeito explicado pela formação de fases ternárias em função da presença de ferro, através da difusão, em regiões anteriormente ricas em Si e Al.

Agradecimentos

Os autores gostariam de agradecer especialmente a equipe do laboratório técnico da ArcelorMittal Vega pelo auxílio na preparação e análises das amostras envolvidas neste trabalho. Além de agradecer a Universidade Federal de Santa Catarina e CNPq pela bolsa de pesquisa de C.A.S. Oliveira.

REFERÊNCIAS

- 1 Turetta A. Investigation of thermal, mechanical and microstructural properties of quenchenable high strength steels in hot stamping operations [thesis]. Padova: Univesita' Degli Studi di Padova; 2008.
- 2 ArcelorMittal. [Catálogo de produtos]. São Paulo: ArcelorMittal; 2017.
- 3 Raynor GV, Rivilin VG. Phase diagrams of ternary iron alloys: phase equilibria in iron ternary alloys. Materials Park: ASM International; 1988. p. 122-139.
- 4 Pontevichi S, Bosslet F, Barbeau F, Peronnet M, Viala JC. Solid-liquid phase equilibria in the Al-Fe-Si system at 727°C. *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*. 2004;25(6):528-537.
- 5 Stefaniay V, Griger A, Turmezey T. Intermetallic phases in the aluminium-side corner of AlFeSi-Alloy system. *Journal of Materials Science*. 1987;22:539-546.
- 6 Turmezey T, Stefaniay V, Griger A. AlFeSi phases in Al. *Key Engineering Materials*. 1990;44-45:57-58.
- 7 Vierstraete R, Ehling W. Development of laser decoating process for fully functional Al-Si coated press hardened steel laser welded blank solutions. In: *Proceedings of the Fifth International WLT-Conference on Lasers in Manufacturing*; 2009; Munich. Munich: TIB (Leibniz information centre for Science and technology – University library); 2009.
- 8 Grigorieva R, Drillet P. Study of phase transformation in the Al-Si coating during the austenitization step [relatório interno]. São Paulo: ArcelorMittal; 2011.
- 9 Koster U, Liu W. Non-cryst. Solids. 1993;153-154:446-452.
- 10 Kobayashi S, Yakou T. Control of intermetallic compound layers at interface between steel and aluminum by diffusion-treatment. *Materials Science and Engineering*. 2002;A338:44-53.
- 11 Gupta SP. Intermetallic compound formation in Fe-Al-Si ternary system: part I. *Materials Characterization*. 2003;49:269-291.

- 12 Maitra T, Gupta SP. Intermetallic compound formation in Fe-Al-Si ternary system: part 2. *Materials Characterization*. 2003;49:293-311.
- 13 Guesdon. Synthèse sur la métallurgie et les mécanismes de formation des revêtements aluminés [relatório interno]. Maizières-les -Metz: Sollac: 1997. GEN93-CED5.
- 14 Egler G, Auer W, Kaesche H. *Journal of Materials Science*. 1986;21:3348-3350.
- 15 Windmann M, Rottger A, Theisen W. Phase transformation at the interface between a boron alloyed steel substrate and Al-rich coating. *Surface and Coatings Technology*. 2013;226:130-139.
- 16 Windmann M, Rottger A, Theisen W. Formation of intermetallic phases in Al-coated hot-stamped 22MnB5 sheets in terms of coating thickness and Si content. *Surface and Coatings Technology*. 2014;246:17-25.

Recebido em: 21 Ago. 2018

Aceito em: 2 Maio. 2019