

Влияние времени выдержки в расплаве на морфологию цинкового покрытия на сталях с различным содержанием кремния

© 2020

Головач Андрей Максимович^{*1}, студент

Дмитриева Мария Олеговна², студент

Бондарева Ольга Сергеевна³, кандидат технических наук,

доцент кафедры технологии металлов и авиационного материаловедения

Мельников Алексей Александрович⁴, кандидат технических наук, доцент,

доцент кафедры технологии металлов и авиационного материаловедения

Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королёва, Самара (Россия)

*E-mail: machete.ru2016@gmail.com

¹ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-1329-3001>

²ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-4874-9278>

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-4273-2483>

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-1953-3670>

Аннотация: Формирование цинкового покрытия на сталях в процессе горячего цинкования обуславливается такими факторами, как температура процесса, время выдержки, химический состав стали, особенно содержание в ней кремния. В 40-х годах XX века Р.В. Санделин (R.W. Sandelin) описал процесс значительного ускорения реакции между железом и цинком при содержании кремния в стали 0,06–0,10 %. Существуют разные способы контроля реактивности кремния, однако самым простым способом управления толщиной покрытия является правильный выбор времени выдержки изделия в расплаве. Цель работы – определение влияния времени выдержки в расплаве на толщину и микроструктуру образующегося покрытия на сталях с различным содержанием кремния С235 (Si=0,02 %), СтЗпс (Si=0,04 %), СтЗсп (Si=0,17 %), 09Г2С (Si=0,6 %). Химический состав сталей для количественного определения кремния проводился с помощью метода искровой спектроскопии. Установлено, что толщина покрытия на стали растет с течением времени выдержки в расплаве по параболическому закону. Особенно интенсивный рост толщины покрытия с увеличением времени наблюдается на реактивных сталях с содержанием кремния 0,04 % и высококремнистых сталях с содержанием кремния 0,6 %. На реактивной стали также обнаружен значительный рост разнотолщинности. Анализ микроструктуры покрытия проводился с использованием растрового электронного микроскопа TESCAN Vega SB, он показал, что рост покрытия обусловлен особенностями строения ζ -фазы. Анализ тройной диаграммы Fe-Zn-Si позволил сделать вывод, что при содержании кремния в стали 0,04 % и 0,6 % в системе протекает эвтектическая реакция распада жидкости на смесь фаз $\zeta + \eta + \text{FeSi}$. Этот процесс приводит к прямому контакту расплава и стальной основы и ускоряет взаимную диффузию железа и цинка. В результате интенсивно образуется ζ -фаза, что приводит к стремительному росту толщины покрытия.

Ключевые слова: цинковое покрытие; кремнистые стали; морфология покрытия; эффект Санделина; система Fe-Zn-Si.

Благодарности: Статья подготовлена по материалам докладов участников IX Международной школы «Физическое материаловедение» (ШФМ-2019) с элементами научной школы для молодежи, Тольятти, 9–13 сентября 2019 года.

Для цитирования: Головач А.М., Дмитриева М.О., Бондарева О.С., Мельников А.А. Влияние времени выдержки в расплаве на морфологию цинкового покрытия на сталях с различным содержанием кремния // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2020. № 2. С. 23–31. DOI: 10.18323/2073-5073-2020-2-23-31.

ВВЕДЕНИЕ

Известно, что при взаимодействии металла с окружающей средой и постоянной влажностью через некоторое время на его поверхности возникают продукты коррозии, что впоследствии может привести к частичному или полному разрушению металлического изделия. Одним из широко используемых способов защиты металлов от воздействия агрессивных сред на сегодняшний день является цинкование.

Цинкование – это процесс диффузионного насыщения цинком поверхности стальной детали. Наиболее распространенным методом нанесения цинкового покрытия является горячее цинкование – погружение изделия в расплавленный цинк. Технология горячего цин-

кования позволяет повысить антикоррозионную стойкость металла почти вплоть до уровня нержавеющей стали. Этот метод считается одним из самых экономичных и надежных, поэтому является наиболее распространенным методом защиты металлической поверхности от внешнего воздействия.

Диффузионные цинковые покрытия, получаемые на стальных изделиях при горячем цинковании, существенно отличаются по своему составу и строению от гальванических и металлизационных. Такое покрытие включает в себя несколько поочередно находящихся интерметаллидных слоев (фаз) согласно диаграмме состояния «железо – цинк» (рис. 1). При стандартной температуре цинкования 450 °С в покрытии образуются фазы α , Γ , δ , ζ , и η [1].

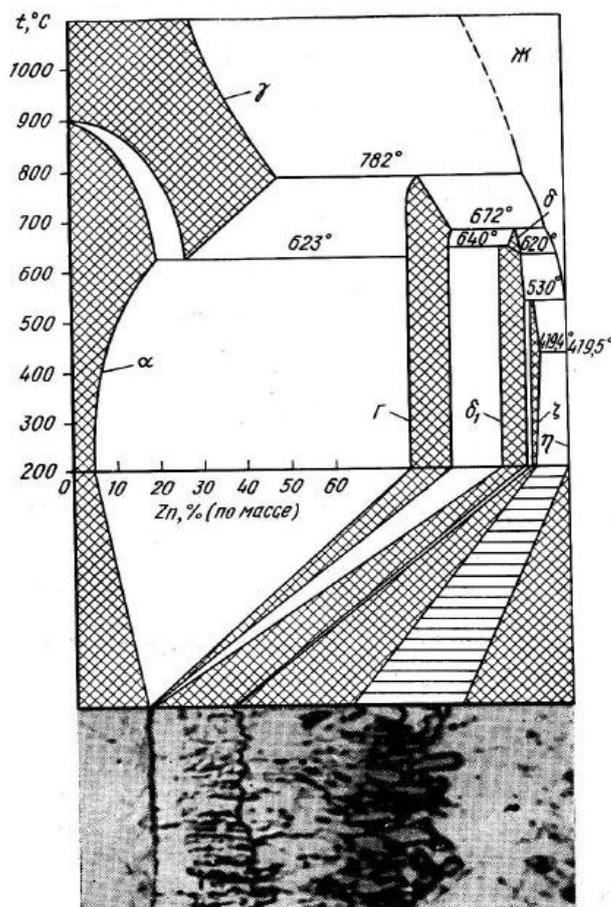


Рис. 1. Соответствие микроструктуры цинкового покрытия диаграмме состояния Fe-Zn [Привод. по: 1, с. 194]
 Fig. 1. The correlation of zinc coating microstructure with Fe-Zn state diagram [Reproduced from: 1, p. 194]

Наибольший интерес представляют δ - и ζ -фазы – преимущественно важные составные части цинкового покрытия. δ -фаза уплотненная, без пор и микротрещин, в то время как ζ -фаза почти всегда имеет столбчатую структуру. В некоторых случаях ζ -фаза имеет тип разрастающихся дендритов, входящих в вышележащий слой η -фазы, которая представляет собой почти чистый цинк. Такая специфика строения ζ -фазы делает ее весьма хрупкой, что отрицательно воздействует на прочность и надежность цинкового покрытия. Помимо этого, увеличение размеров ζ -фазы является основополагающим для формирования общей толщины цинкового покрытия [1; 2]. Появление данных фаз идет за счет реактивной диффузии, и на этот процесс оказывают существенное влияние химический состав взаимодействующих металлов, температура процесса и время выдержки изделия в расплаве [2]. В свою очередь, и легирующие элементы, входящие в состав стали, оказывают сильное воздействие на степень ее реагирования с цинком в ванне цинкования и, соответственно, на морфологию фаз в покрытии.

В 40-х годах XX века Р.В. Санделин описал процесс значительного ускорения реакции между железом и цинком при содержании кремния в стали 0,06–0,10 % [3]. Этот эффект изучался многими исследователями в России и за рубежом в XX веке. Было обнаружено, что

взаимодействие между железом и цинком при данном содержании кремния в стали порождает аномальный рост цинкового покрытия («эффект Санделина»), что увеличивает потери железа в изделии и снижает твердость покрытия (рис. 2) [4; 5].

Задача контроля толщины и качества покрытия на «реактивных» сталях осталась актуальной и в XXI веке. Исследователи анализировали кинетику формирования покрытия на сталях с различным содержанием кремния [6–8], отмечали особенности фазового строения таких покрытий [9–11]. Было установлено, что присутствие кремния изменяет структуру интерметаллидных слоев [12–14].

Были предложены такие способы контроля реактивности кремния, как легирование цинкового расплава алюминием и титаном [15; 16], марганцем и хромом [17], лантаном [18]. Влияние этих легирующих элементов на структуру покрытия описывается в статьях. Однако данный путь имеет ряд недостатков, таких как стоимость легатуры, технологические проблемы введения тугоплавких элементов в цинк. Поэтому самым простым способом управления толщиной покрытия является правильный выбор времени выдержки изделия в расплаве [19].

Цель работы – определение влияния времени выдержки в расплаве на толщину и микроструктуру образующегося покрытия на сталях с различным содержанием кремния: С235, Ст3пс, Ст3сп, 09Г2С.

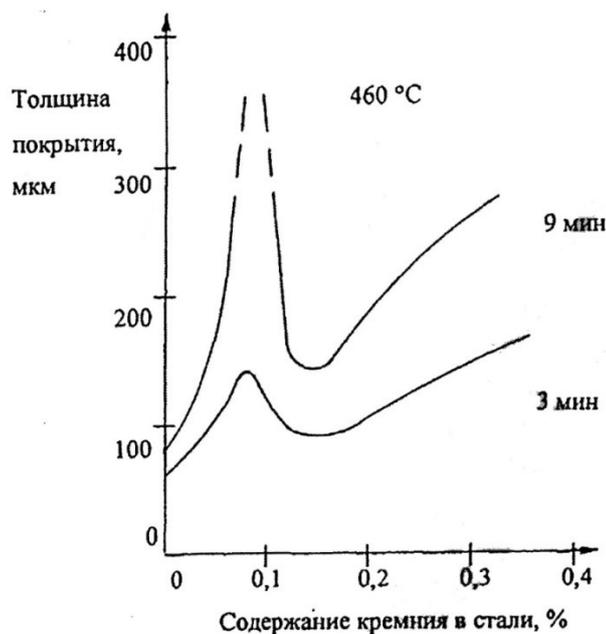


Рис. 2. Зависимость толщины покрытия от содержания кремния в стали [Привод. по: 4, с. 35]
Fig. 2. The dependence of coating thickness on the silicon content in steel [Reproduced from: 4, p. 35]

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

Химический анализ сталей С235, СтЗпс, СтЗсп, 09Г2С определялся методом искровой спектрометрии на спектрометре Oxford Foundry Master, принцип действия которого основан на методе эмиссионного автоматического спектрального анализа с возбуждением пробы с помощью искры. Результаты (средний по 3-м замерам) представлены в таблице 1.

Горячее цинкование производилось по заводской технологии. На начальном этапе при помощи механической обработки с поверхности стали удалялись загрязнения, продукты окисления, ржавчина и шлаковые включения. Затем производилось обезжиривание образцов с целью улучшения адгезии покрытия с основным металлом. Чтобы удалить окисленные участки или остатки старого цинкового покрытия, проводилась операция травления. Следующим этапом подготовки изделия

к горячему цинкованию являлось флюсование, предотвращающее процесс окисления и улучшающее сцепление цинкового расплава с основным металлом. Заключительным процессом являлась просушка. Температура цинкового расплава составляла 450 ± 3 °C. Образцы выдерживали в расплаве в течение 1, 2, 3 и 5 мин.

За отдельные значения толщины принимали показания прибора – магнитного толщиномера. На каждом образце было произведено 8 замеров – по 4 с каждой стороны. Далее вычислялось среднее арифметическое, среднее квадратичное отклонение и абсолютная разнотолщинность как разность между максимальной и минимальной толщиной.

Исследование микроструктуры покрытия проводили на электронном растровом сканирующем микроскопе TESCAN Vega SB с термоэмиссионным вольфрамовым катодом. Разрешение в режиме высокого вакуума составляло 3,0 нм при напряжении 30 кВ. Идентификация

Таблица 1. Химический состав сталей
Table 1. Chemical composition of steels

Марка стали	Содержание основных элементов, масс. %		
	Si	C	Mn
С235	0,019	0,142	0,345
СтЗпс	0,044	0,152	0,461
СтЗсп	0,168	0,197	0,422
09Г2С	0,622	0,110	1,460

микроструктурных составляющих покрытия проводилась методом определения локального элементного состава с помощью энергодисперсионного детектора микрорентгеноспектрального анализа INCAx-act.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

В результате исследования была получена зависимость толщины цинкового покрытия от времени выдержки образцов в расплаве (рис. 3).

Анализ полученных зависимостей показал, что рост толщины покрытия во времени происходит по параболическому закону, что соответствует теории реактивной диффузии:

$$x = \sqrt{2pt}, \quad (1)$$

где x – толщина слоя, см;

t – время, с;

p – параметр параболы, пропорциональный коэффициенту диффузии.

Параметр параболы p пропорционален коэффициенту диффузии и достигает максимальных значений для «реактивной» стали Ст3пс ($Si=0,04\%$) и высококремнистой стали 09Г2С ($Si=0,6\%$).

Исследования показали, что для «реактивной» стали Ст3пс ($Si=0,04\%$) с увеличением времени выдержки происходит резкое увеличение разности между максимальной и минимальной толщиной покрытия, в то время как для остальных сталей разнотолщинность покрытия практически не зависит от времени цинкования.

Влияние содержания кремния в стали на толщину покрытия показано на рис. 4.

Анализ полученных зависимостей показал, что при содержании кремния в стали 0,02 % толщина покрытия минимальна, при содержании кремния около 0,04 % наблюдается максимум толщины покрытия. Увеличение содержания кремния до 0,17 % не приводит к росту покрытия, напротив, толщина снижается. Дальнейший рост содержания кремния в стали приводит к линейному росту толщины покрытия. Эта закономерность наблюдается при любом времени выдержки изделий в расплаве цинка.

Для установления причины роста толщины покрытия были проведены металлографические исследования. Микроструктуры покрытия на стали С235 при различном времени цинкования представлены на рис. 5. Исследования показали, что в покрытии наблюдаются три основные фазы: δ -фаза, плотная, столбчатая, ζ -фаза, дендритная, и η -фаза, покровный цинк. Соотношение фаз сохраняется с увеличением времени выдержки в расплаве и примерно составляет: 25 % – δ -фаза; 40 % – ζ -фаза; 35 % – η -фаза.

На стали Ст3пс ζ -фаза составляет основу покрытия, ее дендриты имеют разветвленное строение и прорастают до поверхности покрытия в форме кустов (рис. 6). В этих зонах покрытие имеет максимальную толщину. Области покрытия между дендритами ζ -фазы имеют минимальную толщину. За счет этой особенности строения покрытия возникает такая значительная разнотолщинность. С увеличением времени выдержки ζ -фаза становится более развитой и определяет рост толщины покрытия.

Микроструктура покрытия на стали Ст3сп после 1 мин цинкования в равной степени состоит из трех основных фаз δ , ζ и η . При увеличении времени выдержки соотношение фаз меняется. После 3 мин выдержки

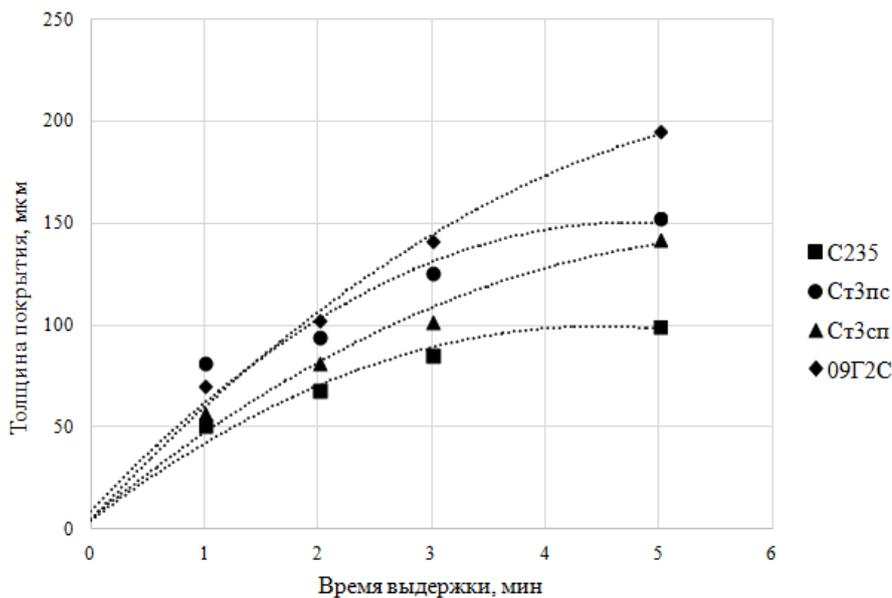


Рис. 3. Зависимость толщины покрытия от времени выдержки образцов в расплаве для сталей С235, Ст3пс, Ст3сп и 09Г2С
 Fig. 3. The dependence of coating thickness on the time of holding of specimens in the melt for S235, S235J0, S235JR, and 9MnSi5 steels

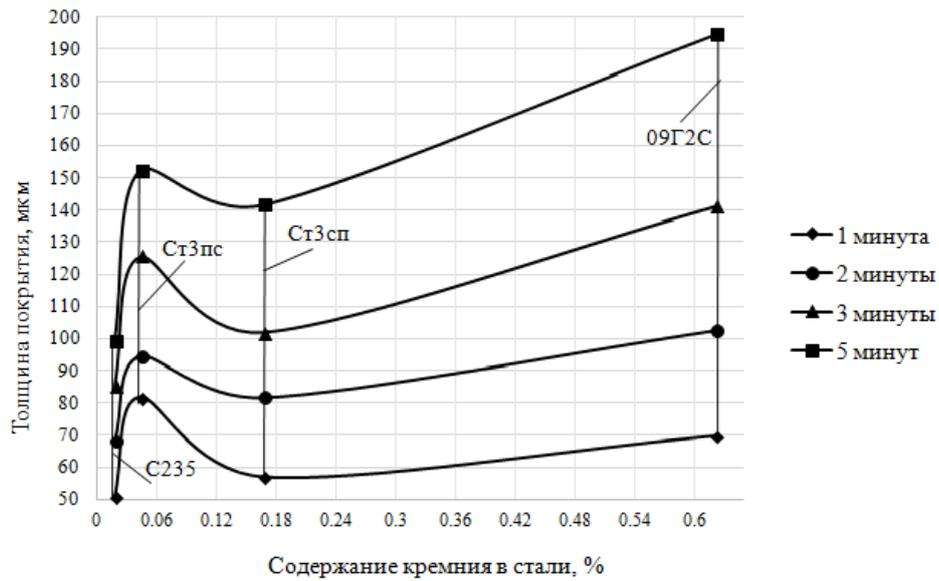


Рис. 4. Зависимость толщины покрытия от содержания кремния в сталях при различном времени выдержки
Fig. 4. The dependence of coating thickness on the silicon content in steels at various holding time

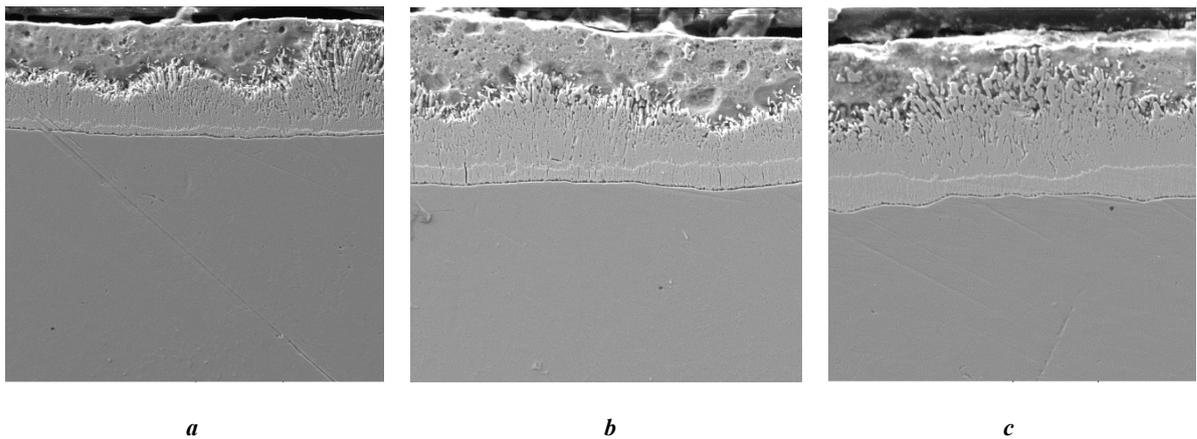


Рис. 5. Микроструктура покрытия на стали С235 ($Si=0,02\%$), $\times 1000$, время выдержки:
Fig. 5. The microstructure of a coating on S235 steel ($Si=0.02\%$), $\times 1000$, holding time:
 a – 1 min.; b – 3 min.; c – 5 min.

покрытия доля δ -фазы и η -фазы уменьшается, а ζ -фазы увеличивается. После 5 мин выдержки покрытие на 20 % состоит из плотной δ -фазы и на 80 % – из крупнокристаллической ζ -фазы. Фаза η покрывает покрытие очень тонким слоем (рис. 7).

В покрытии на высококремнистой стали 09Г2С δ -фаза не имеет четкой границы с ζ -фазой, которая составляет 95 % всего покрытия. В переходной зоне между крупными кристаллитами ζ -фазы и столбчатыми кристаллами δ -фазы наблюдается мелкокристаллическая смесь фаз. С увеличением времени выдержки рост толщины покрытия обуславливается стремительным ростом ζ -фазы. Покровный цинк η -фаза полностью отсутствует (рис. 8).

Таким образом, микроструктура покрытия и морфология его отдельных фаз на сталях с различным содержанием кремния имеют принципиальные отличия.

Для объяснения причин влияния кремния на строение покрытия рассмотрели политермический разрез тройной системы Zn-Fe-Si [20]. Согласно диаграмме при концентрации кремния около 0,04 % и 0,6 % в системе протекают эвтектические реакции распада жидкости на смесь фаз $\zeta+\eta+FeSi$. Наличие эвтектического превращения вызывает перестроение кристаллической решетки и нарушает целостность фаз Γ и δ в покрытии. В результате жидкий цинк непосредственно контактирует со стальной основой, что вызывает ускорение взаимной диффузии железа и цинка.

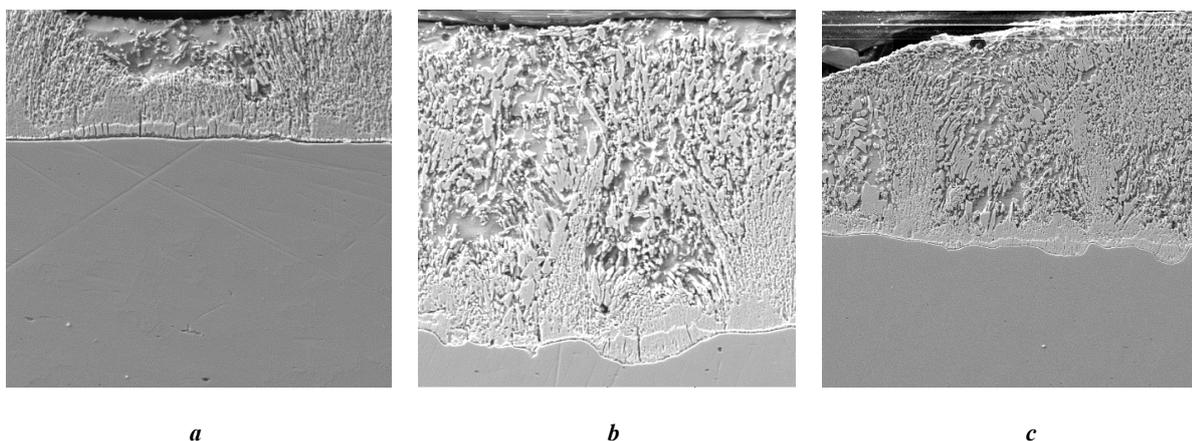


Рис. 6. Микроструктура покрытия на стали Ст3пс ($Si=0,04\%$), $\times 1000$, время выдержки:
a – 1 мин; **b** – 3 мин; **c** – 5 мин
Fig. 6. The microstructure of a coating on S235J0 steel ($Si=0.04\%$), $\times 1000$, holding time:
a – 1 min.; **b** – 3 min.; **c** – 5 min.

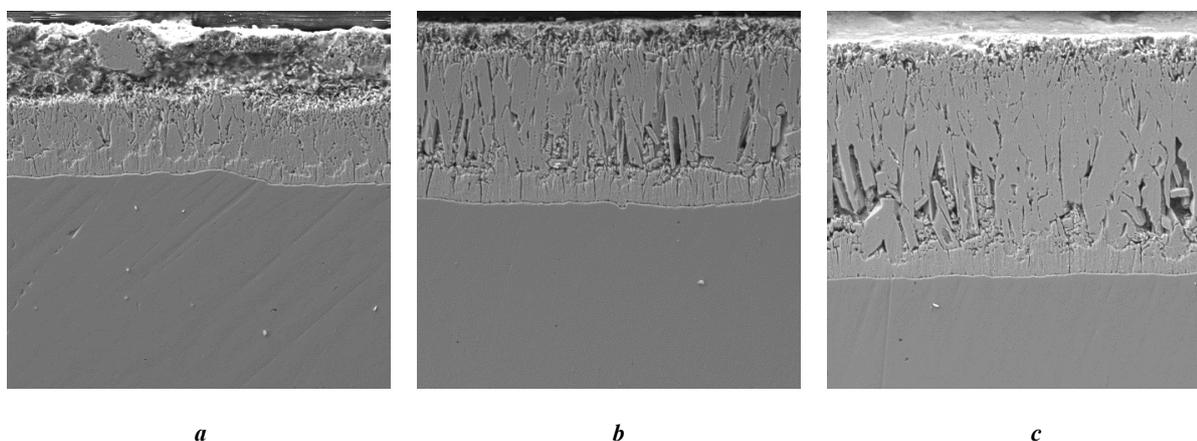


Рис. 7. Микроструктура покрытия на Ст3сп ($Si=0,168\%$), $\times 1000$, время выдержки:
a – 1 мин; **b** – 3 мин; **c** – 5 мин
Fig. 7. The microstructure of a coating on S235JR steel ($Si=0.168\%$), $\times 1000$, holding time:
a – 1 min.; **b** – 3 min.; **c** – 5 min.

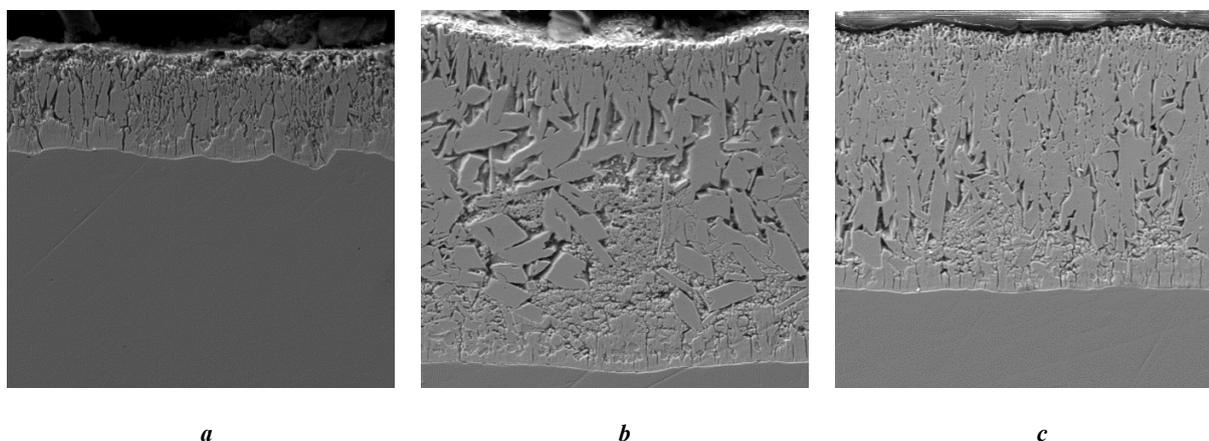


Рис. 8. Микроструктура покрытия на стали 09Г2С ($Si=0,622\%$), время выдержки:
a – 1 мин, $\times 1000$; **b** – 3 мин, $\times 1000$; **c** – 5 мин, $\times 800$
Fig. 8. The microstructure of a coating on 9MnSi5 steel ($Si=0.622\%$), holding time:
a – 1 min., $\times 1000$; **b** – 3 min., $\times 1000$; **c** – 5 min., $\times 800$

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

Таким образом, толщина покрытия на стали растет с течением времени выдержки в расплаве по параболическому закону. Особенно интенсивный рост толщины покрытия при увеличении времени наблюдается на реактивных сталях с содержанием кремния 0,04 % и высококремнистых сталях с содержанием кремния 0,6 %. На реактивной стали также обнаружен значительный рост разнотолщинности.

Анализ микроструктуры покрытия показал, что рост покрытия обусловлен особенностями строения ζ -фазы. Анализ тройной диаграммы Fe-Zn-Si позволил сделать вывод, что при содержании кремния в стали 0,04 % и 0,6 % в системе протекает эвтектическая реакция распада жидкости на смесь фаз $\zeta + \eta + \text{FeSi}$. Этот процесс приводит к прямому контакту расплава и стальной основы, ускоряя взаимную диффузию железа и цинка. В результате интенсивно образуется ζ -фаза, что приводит к стремительному росту толщины покрытия.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Знаменский Ю.П. Цинкование погружением. Обнинск, 2012. 546 с.
2. Maass P., Peissker P. *Handbook of Hot-Dip Galvanization*. Germany: Wiley-VCH, 2011. 494 p.
3. Sandelin R.W. Galvanizing characteristic of different types of steel // *Wire and wire product*. 1940. Vol. 15. № 11. P. 655–660.
4. Тарасова А.А. Особенности цинкования кремнийсодержащих сталей. М.: Металлургия, 1984. 72 с.
5. Kodras M.S., Niessen P. Siliconinduced destabilization of galvanized coatings in the sandelin peak region // *Metallography*. 1989. Vol. 22. № 3. P. 253–267.
6. Tang N.Y. Control of Silicon Reactivity in General Galvanizing // *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*. 2008. Vol. 29. № 4. P. 337–344.
7. Xu B., Phelan D., Dippenaar R. Role of silicon in solidification microstructure in hot-dipped 55 wt% Al–Zn–Si coatings // *Materials Science and Engineering A*. 2008. Vol. 473. № 1-2. P. 76–80.
8. Che C., Lu J., Kong G., Xu Q. Role of silicon in steels on galvanized coatings // *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*. 2009. Vol. 22. № 2. P. 138–145.
9. Kania H. Kinetics of growth and structure of coatings obtained on sandelin steels in the high-temperature galvanizing process // *Solid State Phenomena*. 2014. Vol. 212. P. 127–132.
10. Liberski P., Tatarek A., Mendala J. Investigation of the initial stage of hot dip zinc coatings on iron alloys with various silicon contents // *Solid State Phenomena*. 2014. Vol. 212. P. 121–126.
11. Inoue J., Miwa S. and Koseki T. Effect of Si content in steel on formation of Fe-Zn intermetallic compound layer at pure Zn melt/steel interface // *Tetsu-To-Hagane / Journal of the Iron and Steel Institute of Japan*. 2014. Vol. 100. № 3. P. 390–396.
12. Tu H., Song Y.-Y., Liu Y., Lü W., Su X.-P., Peng H.-P., Wu C.-J. Effect of Silicon on Microstructure and Growth Kinetics of Hot-Dip Galvanized ZnAl4 Coatings // *Fenmo Yejim Cailiao Kexue yu Gongcheng / Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy*. 2015. Vol. 20. № 6. P. 815–821.

13. Pokorny P., Kolisko J., Balik L., Novak P. Reaction kinetics of the formation of intermetallic Fe – Zn during hot-dip galvanizing of steel // *Metalurgija*. 2016. Vol. 55. № 1. P. 111–114.
14. Sepper S., Peetsalu P., Kulu P., Saarna M., Mikli V. The role of silicon in the hot dip galvanizing process // *Proceedings of the Estonian Academy of Sciences*. 2016. Vol. 65. № 2. P. 159–165.
15. Bellini C., Carlino F., Natali S. Analysis of the Al and Ti additions influences on phases generation and damage in a hot dip galvanizing process // *Procedia Structural Integrity*. 2019. Vol. 18. P. 688–693.
16. Min T., Gao Y., Huang X., Gong Z., Li K., Ma S. Effects of aluminum concentration on the formation of inhibition layer during hot-dip galvanizing // *International Journal of Heat and Mass Transfer*. 2018. Vol. 127. P. 394–402.
17. Samanta S., Halder A.K., Deo Y., Guha S., Dutta M. Effect of Mn and Cr on the selective oxidation, surface segregation and hot-dip Zn coat ability // *Surface and Coatings Technology*. 2019. Vol. 377. Art. 124908.
18. Xu W., Wei L., Zhang Z., Liu Y., Chou K.-C., Fan H., Li Q. Effects of lanthanum addition on the microstructure and corrosion resistance of galvanized coating // *Journal of Alloys and Compounds*. 2019. Vol. 784. P. 859–868.
19. Shibli S.M.A., Meena B.N., Remya R. A review on recent approaches in the field of hot dip zinc galvanizing process // *Surface and Coatings Technology*. 2015. Vol. 262. P. 210–215.
20. Sha C., Liu S., Du Y., Xu H., Zhang L., Liu Y. Experimental investigation and thermodynamic reassessment of the FeSiZn system // *Calphad: Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry*. 2010. Vol. 34. № 4. P. 405–414.

REFERENCES

1. Znamensky Yu.P. *Tsinkovanie pogruzeniem* [Dip galvanizing]. Obninsk, 2012. 546 p.
2. Maass P., Peissker P. *Handbook of Hot-Dip Galvanization*. Germany, Wiley-VCH, 2011. 494 p.
3. Sandelin R.W. Galvanizing characteristic of different types of steel. *Wire and wire product*, 1940, vol. 15, no. 11, pp. 655–660.
4. Tarasova A.A. *Osobennosti tsinkovaniya kremniy-soderzhashchikh staley* [Features of galvanizing silicon-containing steels]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1984. 72 p.
5. Kodras M.S., Niessen P. Siliconinduced destabilization of galvanized coatings in the sandelin peak region. *Metallography*, 1989, vol. 22, no. 3, pp. 253–267.
6. Tang N.Y. Control of Silicon Reactivity in General Galvanizing. *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*, 2008, vol. 29, no. 4, pp. 337–344.
7. Xu B., Phelan D., Dippenaar R. Role of silicon in solidification microstructure in hot-dipped 55 wt% Al–Zn–Si coatings. *Materials Science and Engineering A*, 2008, vol. 473, no. 1-2, pp. 76–80.
8. Che C., Lu J., Kong G., Xu Q. Role of silicon in steels on galvanized coatings. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 2009, vol. 22, no. 2, pp. 138–145.

9. Kania H. Kinetics of growth and structure of coatings obtained on sandelin steels in the high-temperature galvanizing process. *Solid State Phenomena*, 2014, vol. 212, pp. 127–132.
10. Liberski P., Tatarek A., Mendala J. Investigation of the initial stage of hot dip zinc coatings on iron alloys with various silicon contents. *Solid State Phenomena*, 2014, vol. 212, pp. 121–126.
11. Inoue J., Miwa S. and Koseki T. Effect of Si content in steel on formation of Fe-Zn intermetallic compound layer at pure Zn melt/steel interface. *Tetsu-To-Hagane / Journal of the Iron and Steel Institute of Japan*, 2014, vol. 100, no. 3, pp. 390–396.
12. Tu H., Song Y.-Y., Liu Y., Lü W., Su X.-P., Peng H.-P., Wu C.-J. Effect of Silicon on Microstructure and Growth Kinetics of Hot-Dip Galvanized ZnAl4 Coatings. *Fenmo Yejin Cailiao Kexue yu Gongcheng / Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy*, 2015, vol. 20, no. 6, pp. 815–821.
13. Pokorný P., Kolisko J., Balík L., Novák P. Reaction kinetics of the formation of intermetallic Fe – Zn during hot-dip galvanizing of steel. *Metalurgija*, 2016, vol. 55, no. 1, pp. 111–114.
14. Sepper S., Peetsalu P., Kulu P., Saarna M., Mikli V. The role of silicon in the hot dip galvanizing process. *Proceedings of the Estonian Academy of Sciences*, 2016, vol. 65, no. 2, pp. 159–165.
15. Bellini C., Carlino F., Natali S. Analysis of the Al and Ti additions influences on phases generation and damage in a hot dip galvanizing process. *Procedia Structural Integrity*, 2019, vol. 18, pp. 688–693.
16. Min T., Gao Y., Huang X., Gong Z., Li K., Ma S. Effects of aluminum concentration on the formation of inhibition layer during hot-dip galvanizing. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 2018, vol. 127, pp. 394–402.
17. Samanta S., Halder A.K., Deo Y., Guha S., Dutta M. Effect of Mn and Cr on the selective oxidation, surface segregation and hot-dip Zn coat ability. *Surface and Coatings Technology*, 2019, vol. 377, art. 124908.
18. Xu W., Wei L., Zhang Z., Liu Y., Chou K.-C., Fan H., Li Q. Effects of lanthanum addition on the microstructure and corrosion resistance of galvanized coating. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, vol. 784, pp. 859–868.
19. Shibli S.M.A., Meena B.N., Remya R. A review on recent approaches in the field of hot dip zinc galvanizing process. *Surface and Coatings Technology*, 2015, vol. 262, pp. 210–215.
20. Sha C., Liu S., Du Y., Xu H., Zhang L., Liu Y. Experimental investigation and thermodynamic reassessment of the FeSiZn system. *Calphad: Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry*, 2010, vol. 34, no. 4, pp. 405–414.

The influence of time of holding in a melt on the morphology of zinc coating on steels with various silicon content

© 2020

Andrey M. Golovach^{*1}, student*Mariya O. Dmitrieva*², student*Olga S. Bondareva*³, PhD (Engineering),

assistant professor of Chair of Metal Technology and Aviation Materials Science

*Aleksey A. Melnikov*⁴, PhD (Engineering),

Associate Professor, assistant professor of Chair of Metal Technology and Aviation Materials Science

Academician S.P. Korolev Samara National Research University, Samara (Russia)

*E-mail: machete.ru2016@gmail.com

¹ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-1329-3001>²ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-4874-9278>³ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-4273-2483>⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-1953-3670>

Abstract: The formation of zinc coating on steels in the process of hot galvanizing is determined by such factors as the process temperature, holding time, the chemical composition of steel, and particularly, silicon content. In the 1940s of the XX century, R.W. Sandelin described the process of the significant acceleration of the reaction between ferrum and zinc at the silicon content in steel equal to 0.06–0.10 %. There are different methods of control of silicon reactance; however, the simplest method of control of coating thickness is the proper choice of time of product holding in the melt. The paper aims at the identifying the influence of time of holding in the melt on thickness and microstructure of the coating formed on steels with different content of silicon: S235 (Si=0.02 %), S235J0 (Si=0.04 %), S235JR (Si=0.17 %), 9MnSi5 (Si=0.6 %). To quantify silicon, the authors analyzed the chemical composition of steels using the spark spectrometry technique. The study identified that the coating thickens on steel with the course of time of holding in the melt according to the parabolic law. The most intensive growth of coating thickness with the course of time is observed on reactive steels with silicon content of 0.04 % and high-silicon steels with silicon content of 0.6 %. The reactive steel showed the significant growth of variations in thickness. The authors carried out the analysis of microstructure using the TESCAN Vega SB scanning electron microscope; the analysis showed that the growth of a coating is determined by the peculiarities of ζ -phase structure. The analysis of the Fe-Zn-Si triple diagram allowed concluding that with the silicon content of 0.04 % and 0.6 % in steel, the eutectic decomposition of fluid into ζ + η +FeSi phases' mixture progresses in the system. This process leads to the direct contact of the melt and steel base and intensifies the interdiffusion of ferrum and zinc. As a result, the ζ -phase actively produces that leads to the rapid growth of the coating thickness.

Keywords: zinc coating; silicon steels; coating morphology; Sandelin effect; Fe-Zn-Si system.

Acknowledgements: The paper was written on the reports of the participants of the IX International School of Physical Materials Science (SPM-2019) with elements of a scientific school for young adults, Togliatti, September 9–13, 2019.

For citation: Golovach A.M., Dmitrieva M.O., Bondareva O.S., Melnikov A.A. The influence of time of holding in a melt on the morphology of zinc coating on steels with various silicon content. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2020, no. 2, pp. 23–31. DOI: 10.18323/2073-5073-2020-2-23-31.