

## Материаловедение

УДК 621.762

### ВОЗДЕЙСТВИЕ ПОТОКА ВЫСОКОСКОРОСТНЫХ ДИСКРЕТНЫХ ЧАСТИЦ С РАЗЛИЧНЫМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ НА МЕТАЛЛЫ

*С.Е. Алексенцева, А.Л. Кривченко*

Самарский государственный технический университет  
Россия, 443100, г. Самара, ул. Молодогвардейская, 244

*Исследовано воздействие на технически чистые металлы потока высокоскоростных дискретных порошковых частиц в режиме сверхглубокого проникания частиц. Обработка проведена частицами тугоплавких металлов, неметаллов и химических соединений. Выявлены методом дифракционной рентгенографии особенности микроискажений кристаллической решетки металлов при изменении характеристик потока частиц – средней плотности потока. Давление соударения рассчитано методом построения ударных адиабат. Описан возможный механизм низкой концентрации внедренных частиц при обработке высокоплотным потоком. Изучена связь параметров кратеров на поверхности матрицы и проникающая способность частиц. Исследованы зависимости размеров кратеров, их глубина или размытие и концентрация внедренных частиц в объеме заготовки методом зондового рентгеновского микроанализа.*

**Ключевые слова:** *металлическая матрица, поток дискретных порошковых частиц, проникание, микроискажения кристаллической решетки.*

Направляющим вектором современных научных исследований в области получения новых композиционных металлических материалов является воздействие на субмикро- и наноструктуру, что позволяет достигать высоких прочностных характеристик и перспективных сочетаний свойств материалов. Одним из таких процессов является обработка металлов и сплавов потоком высокоскоростных дискретных частиц, обеспечивающих объемное микролегирование материалов с наноструктурированием материала в результате проникания частиц. Объемное микролегирование металлов и сплавов за счет сверхглубокого проникания частиц (СГПч) [1] на глубину от сотен до тысяч диаметров частиц реализуется при основных критических характеристиках потоков – скорости метания 1-3 км/с, плотности потока около 1 г/см<sup>3</sup> и размерах частиц до ~100 мкм [1].

#### **Задачи исследования**

Выявить изменение микроструктуры кристаллической решетки металлической матрицы и концентрации проникающих частиц при воздействии на металлы

---

*Светлана Евгеньевна Алексенцева (к.ф.-м.н., доц.), доцент кафедры «Технология твердых химических веществ».*

*Александр Львович Кривченко (д.т.н., доц.), профессор кафедры «Защита в чрезвычайных ситуациях».*

высокоскоростных потоков частиц различных элементов и потоков разной плотности. Определить зависимость концентрации проникающих частиц от характера кратерообразования на поверхности металлической матрицы.

### Методика исследования

В данной работе микролегирование объема металлов обеспечивается разгоном порошковых дискретных частиц W, Ni, C, TiB<sub>2</sub> средней дисперсностью порядка 10 мкм путем торцевого метания за счет ударной волны (УВ) при взрыве заряда взрывчатого вещества (ВВ) [2]. При взаимодействии потока с металлической матрицей (рис. 1) обеспечиваются необходимые режимы СГПч. Исследовано объемное микролегирование технического титана марки ВТ1-0 и арможелеза. Метаемые частицы характеризуются разнообразным спектром по удельной плотности: от большой – вольфрам ( $\rho = 19350 \text{ кг/м}^3$ ), средней – никель ( $\rho = 8910 \text{ кг/м}^3$ ) до малой – углерод в форме графита ( $\rho = 2200\text{-}2300 \text{ кг/м}^3$ ). Представлены тугоплавкие металлы и неметаллы, а также химические соединения – диборид титана.

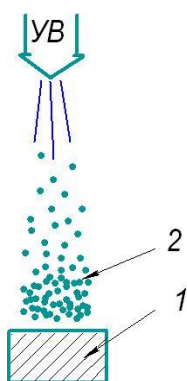


Рис. 1. Воздействие на металлическую матрицу (1) потока порошковых частиц (2)

Концентрация элементов частиц в преграде определена на рентгеновском микроанализаторе Superprobe JСХА – 733.

Микроскажения кристаллической решетки металлических матриц, обработанных потоком порошковых частиц в режиме СГПч, исследованы методом рентгеноструктурного анализа на дифрактометре ДРОН – 3.0 Физическое уширение дифракционных линий определено по теории рентгенографии и кристаллографии поликристаллов [3].

### Результаты исследования

Проведены исследования изменения концентрации проникающих частиц в зависимости от кратерообразования на поверхности арможелеза в зависимости от плотности потока порошковых частиц диборида титана и вольфрама.

Концентрация проникающих частиц зависит в целом от плотности потока и характера распределения частиц в потоке [4]. Для оценки средней плотности потока принято экспериментально зарегистрированное время взаимодействия потока с матрицей  $\sim 10 \text{ мкс}$  [2]. В зависимости от внутреннего объема ориентирующего канала, по которому движется поток частиц и массы навески, рассчитана средняя плотность потока частиц TiB<sub>2</sub> дисперсностью 10 мкм (табл. 1). Из табли-

цы видно, что при плотности потока менее  $1 \text{ г/см}^3$  регистрируется концентрация внедренных частиц диборида титана в матрицу армко-железа. При удвоенной плотности потока частиц значительная концентрация проникших частиц в объеме матрицы не наблюдается.

Таблица 1

**Влияние плотности потока на концентрацию проникающих частиц**

Условная масса навески	Плотность потока, $\text{г/см}^3$	Концентрация Ti, %, при обработке $\text{TiB}_2$	Кратеры размером 1-2 мм, % по площади	Кратеры размером 0,1-0,3 мм, % по площади
М	0,75	0,05 – 0,1	0,04	1,38
2·М	1,5	–	7,3	0,06

Проникающая способность частиц характеризуется также размерами кратеров на поверхности и равномерностью их распределения [4]. Максимально возможное проникание частиц вольфрама и объемное микролегирование наблюдаются, если в областях поверхности матрицы равномерно распределены небольшие микрократеры с поперечным размером около 2–300 мкм и, возможно, отношением глубины кратера к диаметру более  $\sim 0,5$  (см. табл. 1, рис. 2).

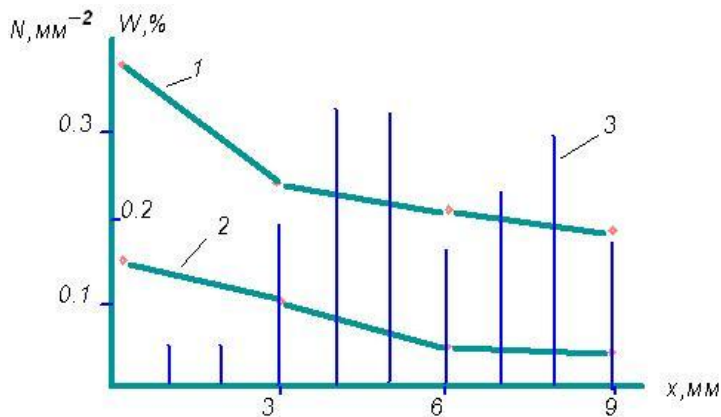


Рис. 2. Число кратеров размером  $\sim 1$  мм в поперечнике (1), кратеров размером 2-300 мкм (2), концентрация частиц вольфрама в матрице титана в радиальном секторе (3)

Таким образом, из вышеприведенных исследований можно сделать выводы о влиянии плотности потока на проникающую способность частиц.

Метаемые частицы со скоростью около 1–3 км/с имеют необходимую энергию для проникания вглубь матрицы. Но при высокой плотности поток воздействует на поверхность матрицы подобно «пескоструйной» обработке, не позволяя частицам проникать. Если исходить из предположения о равномерности распределения частиц в потоке с указанной выше плотностью на площадке матрицы  $1 \text{ см}^2$  при обработке частицами типа Ti, то практически одновременно в слое от 10 до 100 мкм ударяет соответственно порядка нескольких сот или тысяч частиц. Интервал воздействия между частицами составляет 100–500 мкм. Это означает, что большое число частиц одновременно ударяет вблизи друг друга, размывая

поверхность матрицы и формируя «плоские» большие кратеры с отношением глубины к диаметру значительно менее половины. При этом выносимый материал поверхности как бы срезает соседние частицы. Последующие частицы так же бомбардируют предшествующие частицы на подлете или в поверхности матрицы, изменяя их начальный градиент и энергетический потенциал и препятствуя прониканию.

Низкая концентрация проникающих частиц в области крупных кратеров согласуется с исследованиями [5], где показано, что в потоке могут следовать один ударник за другим в одну и ту же область поверхности преграды. Последующий ударник имеет более низкую пробивную способность, чем предшествующий, так как имеет пониженную скорость – взаимодействует с дном кратера в преграде, которое может включать значительную реактивную компоненту преграды.

Проведены исследования изменения концентрации проникающих частиц и микроискажения кристаллической структуры титана марки ВТ1-0 в результате обработки потоком порошковых частиц W, Ni, C, TiB<sub>2</sub> [2].

Микроискажения кристаллической решетки титана марки ВТ1-0, обработанного потоком порошковых частиц в режиме СГПч, исследованы методом дифракционной рентгенографии в излучении с длиной волны характеристического излучения CuK<sub>α</sub> λ=1.54178Å. Рассчитано физическое уширение дифракционных линий титана. Наиболее выражены и хорошо регистрируются в титане ВТ1-0 дифракционные линии α-фазы титана (101) и (002).

Значения физического уширения дифракционных линий титана, обработанного потоком частиц W, Ni, C, TiB<sub>2</sub> заряда ВВ, приведены в табл. 2.

Таблица 2

**Изменение физических уширений β рентгеновских дифракционных линий титана после обработки высокоскоростным потоком порошковых частиц**

Воздействие потока частиц	в, мрад	
	Линия (101)	Линия (002)
Вольфрам	0.5	0.3
Никель	1.1	2.5
Углерод	1.8	0.9
Диборид титана	1.3	0.01

Из табл. 2 видно, что при воздействии потока частиц создаются небольшие микродеформации кристаллической структуры. В целом проникание частиц – в интервале концентраций от 0.16 до 0.43 % по массе в слое матрицы. Ничтожные значения концентрации имеются только при обработке диборидом титана (по бору).

Исследованы микроискажения решетки в зависимости от плотности потока (табл. 3). Значительные величины концентрации проникающих частиц (десятые доли процента) наблюдаются только в первом эксперименте, т. е. при плотности потока 0.75 г/см<sup>3</sup>.

Значения физических уширений, близких к нулю при обработке потоками частиц вольфрама большей плотности (см. табл. 3), возможно, связаны с повы-

шением тепловой компоненты давления, что практически приводит к снятию микроискажений кристаллической структуры.

На основании данных табл. 2 и 3 можно сделать вывод, что значительные микроискажения кристаллической решетки в поперечном срезе матрицы, обработанной потоком частиц, могут являться одним из признаков интенсивного проникания микрочастиц.

Давление соударения потока и матрицы определялось графоаналитическим методом построением ударных адиабат [6] по закону для волновой скорости  $D = a + \lambda u$ , здесь  $a$  – величина, близкая к объемной скорости звука в веществе;  $\lambda$  – эмпирическая константа;  $u$  – скорость встречи ударника с преградой. Получаем ударную адиабату, задаваясь значениями  $u$  и определяя давление соударения из зависимости  $p = D\rho u$ , где  $\rho$  – исходная плотность вещества. Давление соударения определялось по точке пересечения ударных адиабат ударника и мишени после зеркального отражения от интересующей линии скорости метания ударника (в среднем 1.5 км/с).

Таблица 3

**Изменение физических уширений  $\beta$  рентгеновских дифракционных линий титана после обработки высокоскоростным потоком частиц различной плотности**

Условная масса навески	Плотность потока, г/см <sup>3</sup>	Давление соударения, ГПа	в, мрад	
			Линия (101)	Линия (002)
М	0.75	12.1	0.5	0.3
1.5·М	1.13	17.0	–	–
2·М	1.5	21.0	–	–

В результате проведенных исследований сделаны следующие выводы.

1. Имеет место корреляция концентрации проникающих частиц и размеров кратеров на поверхности матрицы. Так, при равномерном распределении небольших  $\sim (2 - 300)$  мкм углубленных кратеров концентрация внедренных частиц максимальна.

2. В зонах обработки металлической матрицы потоком частиц повышенной плотности (более 1 г/см<sup>3</sup>) снижается сверхглубокая проникающая способность частиц.

3. Вероятно, одним из признаков проникания частиц в объеме матрицы являются значительные физические уширения  $\beta$  рентгеновских дифракционных линий кристаллической решетки после обработки матрицы титана потоком частиц.

**БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК**

1. Ушеренко С.М., Дыбов О.А., Коваль О.И. Рассмотрение результатов по сверхглубокому прониканию частиц в металлические преграды // Инж.-физ. журнал. – 2002. – Т. 75, № 2. – С. 191-195.
2. Aleksentseva S.E., Krivchenko A.L. Materials for the biomedicine, received by processing metals the high-speed stream of the discrete the particles, generated by the shock wave // Shock Waves in Condensed Matter: Proc. of Int. Conf. – Kiev, Ukraine, 16-21 September, 2012, p. 435-438.
3. Горелик С.С., Расторгуев Л.Н., Скаков Ю.А. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. – М.: МИСИС, 2002. – 360 с.
4. Алексенцева С.Е., Кривченко А.Л. Исследование особенностей обработки металлов и сплавов высокоскоростным потоком дискретных частиц, разогнанных энергией взрыва канальных за-

- рядов и другими динамическими методами // Вестник Самарского государственного технического университета. Сер. Технические науки. – 2013. – № 2. – С. 71-78.
5. *Томашевич И.И.* Проникание в преграду высокоскоростного потока удлиненных элементов // Физика горения и взрыва. – 1987. – № 2. – С. 97-101.
  6. *Орленко Л.П.* Физика взрыва и удара. – М.: Физматлит, 2006. – 304 с.

*Статья поступила в редакцию 20 февраля 2014 г.*

## **EFFECT OF THE FLOW HIGH SPEED THE DISCRETE CORPUSCLES WITH THE VARIOUS IN PERFORMANCES ON METALS**

***S.E. Aleksentseva, A.L. Krivchenko***

Samara State Technical University  
244, Molodogvardeyskaya st., Samara, 443100, Russian Federation

*Effect on metals of a flow of high speed discrete powdered corpuscles in a regime super-deep penetration of corpuscles is studied. Processing is spent by particles of refractory metals, nonmetals and chemical compounds. With application of x-ray radiation features of microdistortions of a crystal lattice of metals at change of characteristics of a stream of particles - average density of a stream are revealed. Pressure of impact is calculated by a method of construction of shock adiabatic curves. The possible mechanism of low concentration of the introduced particles is described at processing by a high density stream. Connection of craters parametres on a surface of a matrix and penetrating power of particles are studied. Dependencies of the craters sizes, their depth or degradation and concentration of the introduced particles in volume of preparation by a method the x-ray microanalysis are investigated.*

***Keywords:*** Metal lower die, flow of the discrete powdered corpuscles, penetration, crystal lattice microdistortions.

УДК 621.74 + 620.17 + 620.19

## ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ И КОРРОЗИОННЫХ СВОЙСТВ КОМПОЗИЦИОННЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-TiC

*Ант.А. Ермошкин, Анд.А. Ермошкин, А.Р. Луц*

Самарский государственный технический университет  
Россия, 443100, г. Самара, ул. Молодогвардейская, 244

E-mail: nerev89@ya.ru

*Показана актуальность исследования алюминиевых композиционных сплавов и применения самораспространяющегося высокотемпературного синтеза для получения сплавов системы Al-TiC. Описан процесс подготовки шихты и получения композиционного сплава. Представлены результаты исследований механических и коррозионных свойств алюмоматричных композиционных сплавов, модифицированных наноразмерными частицами карбида титана TiC. Исследовались сплавы составов Al-10%TiC, АК7+10%TiC и АК9ч+10%TiC, а также исходные матричные материалы: чистый алюминий и АК9ч. Расчетным путем получили индекс пластичности. Эта величина показала, что экспериментальные образцы относятся к мелкокристаллическим материалам и наноматериалам. Показано, что добавление наноразмерных частиц карбида титана улучшает механические свойства исходных сплавов без ухудшения их коррозионной стойкости.*

**Ключевые слова:** *алюмоматричные композиционные сплавы, армирующая фаза, наночастицы карбида титана, коррозионная стойкость, механические свойства, трибологические свойства.*

Неотъемлемой частью развития современного машиностроительного комплекса является внедрение новых высокоэффективных сплавов и технологий их получения. Разработка и применение композиционных материалов или просто композитов, которые состоят из матрицы и распределенных в ней армирующих элементов и благодаря этому обладают качественно новыми свойствами, является одним из перспективных направлений развития современного материаловедения и машиностроения. В последние годы возрос интерес к литым дискретно-армированным композиционным сплавам (КС), особую группу которых представляют алюмоматричные КС [1-4].

Повышенный интерес проявляется к алюминиевым сплавам, армированным частицами высокодисперсной фазы карбида титана (TiC), которая обладает уникальными свойствами: высокой удельной прочностью, модулем упругости, повышенным сопротивлением износу, жесткостью и т. д. [4, 5].

Для получения композитов наиболее экономически выгодными являются традиционные технологии литья. При этом в расплав вводят готовые упрочняющие частицы либо синтезируют их из исходных элементов или их соединений

---

*Антон Александрович Ермошкин, аспирант.*

*Андрей Александрович Ермошкин (к.т.н.), ст. преподаватель кафедры «Металловедение, порошковая металлургия, наноматериалы».*

*Альфия Расимовна Луц (к.т.н., доц.), доцент кафедры «Материаловедение и товарная экспертиза».*

непосредственно в расплаве [5-7]. Перспективным методом получения композиционного сплава Al-TiC непосредственно в расплаве является самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС), известный за рубежом как технология in-situ. Данная технология имеет ряд преимуществ: низкие энергозатраты, высокая производительность, возможность получать различные структуры и свойства синтезируемого продукта и т. д. [5-8].

В Самарском государственном техническом университете были получены композиты системы Al-TiC методом СВС [8-10]. При получении композитов исходные шихтовые материалы смешивали в соотношении мольных частей, соответствующем стехиометрическому составу фазы TiC. При этом вводили флюсы и использовали следующие составы шихт:  $(\text{Ti}+\text{C}+5\% \text{Al}+0,1\% \text{Na}_3\text{AlF}_6)$  и  $(80\% \text{Ti}+\text{C}+20\% \text{Na}_2\text{TiF}_6)$ , а также исследовали, как влияет магнитно-импульсная обработка (МИО) на свойства получаемых материалов. Смешанные порошки подвергали предварительной сушке для удаления влаги с поверхности порошков, затем СВС-смесь вводили в разогретый расплав, после чего наблюдалась активная СВС-реакция образования карбида титана, сопровождающаяся искро- и газовой выделением. В ходе реакции вязкость расплава снижается, повышается смачиваемость кристаллизующихся целевых фаз и увеличивается равномерность распределения при перемешивании. По прошествии экзотермической реакции горения температура в зоне ввода резко снижалась и наблюдалась быстрая кристаллизация образовавшейся фазы. Результаты металлографического анализа показали, что сплав имеет включения наноразмерных частиц карбида титана [9].

Сплавы, полученные в ходе исследования, исследовались на химические, механические и трибологические характеристики. К химическим характеристикам относится коррозионная стойкость полученных композиционных алюминиевых сплавов, модифицированных наноразмерными частицами карбида титана. Метод позволяет судить о скорости коррозии по потере массы образцов, помещенных в агрессивную среду. Для проведения испытаний применялись плоские образцы размерами  $40 \times 10 \times 4$  мм с отверстием под захват (пластины в соответствии с требованиями ГОСТ 9.905), которые помещались в кюветку с агрессивной средой подвешенными в вертикальном положении так, чтобы не было контакта образцов со стенкой кюветки и друг с другом (см. рисунок). Продолжительность испытания в модельной среде  $\text{H}_2\text{S}$  составила 100 часов, при этом pH среды поддерживалось около 4,5, концентрация сероводорода составляла порядка 800 мг/л. После испытания состояние поверхности образцов можно характеризовать как потускнение без видимых продуктов коррозии. Далее образцы были повторно взвешены и рассчитана скорость коррозии (табл. 1).

Как видно из табл. 1, скорость коррозии композиционных алюминиевых сплавов, модифицированных наноразмерными частицами карбида титана, не превышает скорости коррозии чистого алюминия и силумина АК9ч. Тем самым можно сделать вывод о том, что добавки наноразмерных карбидов титана в сплавы на основе алюминия не снижают коррозионной стойкости этих сплавов.

Наиболее важными механическими характеристиками алюмоматричных композитных материалов являются: твердость, предел прочности, относительное удлинение, индекс пластичности, сопротивление пластической деформации, коэффициент трения и скорость изнашивания. Предел прочности, относительное удлинение, сопротивление пластической деформации определялись из диаграмм растяжения образцов алюминиевых композиционных сплавов [11]. В табл. 2 приведены результаты механических испытаний образцов композиционных



алюминиевых сплавов, модифицированных наноразмерными частицами карбида титана.

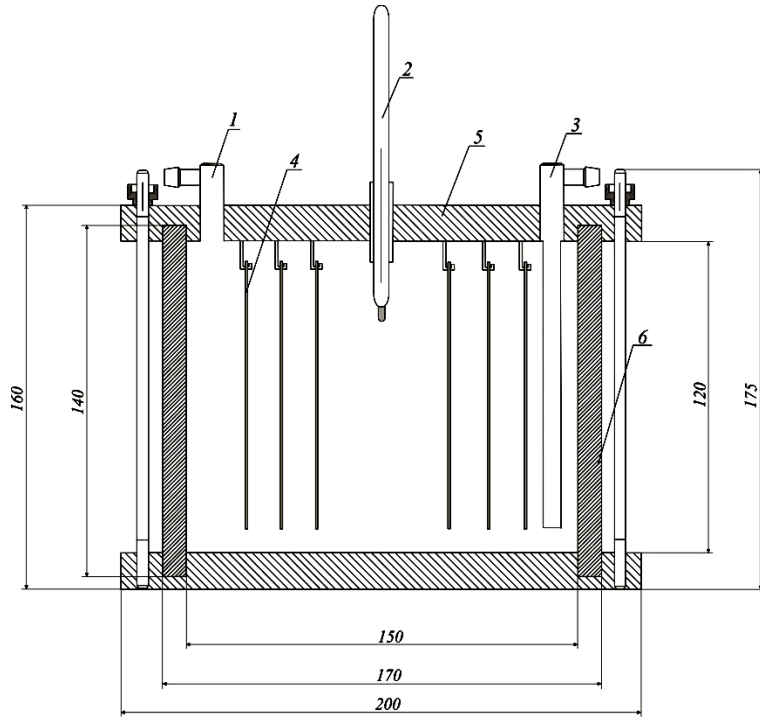


Схема кюветы для коррозионных испытаний:

1 – штуцер для удаления газов; 2 – термометр; 3 – штуцер для подачи инертного газа и модельной среды; 4 – образец для коррозионных испытаний; 5 – крышка кюветы; 6 – цилиндр

Таблица 1

**Результаты эксперимента и расчета скорости коррозии**

Состав образца	Начальный вес, г	Вес после испытаний, г	Потеря веса после испытаний, г	Потеря веса на единицу площади, г/м <sup>2</sup>	Скорость коррозии, г/м <sup>2</sup> ·ч	Сред. скорость коррозии, г/м <sup>2</sup> ·ч
Al (A7)	4,31190	4,30900	0,00290	2,417	0,025	0,022
	4,31170	4,30940	0,00230	1,917	0,020	
AK9ч	4,28010	4,27840	0,00170	1,417	0,015	0,014
	4,27870	4,27710	0,00160	1,333	0,014	
Al-10%TiC*	4,41480	4,41420	0,00060	0,500	0,005	0,005
	4,45450	4,45380	0,00070	0,583	0,006	
Al-10%TiC**	4,66340	4,66130	0,00210	1,750	0,018	0,016
	4,61070	4,60900	0,00170	1,417	0,015	
Al-10%TiC** без МИО***	4,25320	4,25300	0,00020	0,167	0,002	0,002
	4,25230	4,25190	0,00040	0,333	0,003	
AK7+6%TiC*	4,27690	4,27460	0,00230	1,917	0,020	0,021

Состав образца	Начальный вес, г	Вес после испытаний, г	Потеря веса после испытаний, г	Потеря веса на единицу площади, г/м <sup>2</sup>	Скорость коррозии, г/м <sup>2</sup> ·ч	Сред. скорость коррозии, г/м <sup>2</sup> ·ч
с МИО	4,27670	4,27420	0,00250	2,083	0,022	
AK9ч+0,33% (AK7+6%TiC*)	4,17950	4,17900	0,00050	0,417	0,004	0,004
	4,18640	4,18580	0,00060	0,500	0,005	
AK9ч+0,2% (Al+10%TiC**)	4,20360	4,20300	0,00060	0,500	0,005	0,007
	4,20430	4,20330	0,00100	0,833	0,009	

\* Сплавы, синтезированные на составе шихты (Ti + C + 5%Al + 0,1% Na<sub>3</sub>AlF<sub>6</sub>).

\*\* Сплавы, синтезированные на составе шихты (80% Ti + C + 20%Na<sub>2</sub>TiF<sub>6</sub>).

\*\*\* МИО – магнитно-импульсная обработка.

Таблица 2

**Механические свойства композиционных алюминиевых сплавов, модифицированных наноразмерным карбидом титана**

Состав	Предел прочности $\sigma_B$ , МПа	Предел текучести $\sigma_T, \sigma_{0,2}$ , МПа	Относительное удлинение $\delta$ , %	Относительное сужение $\psi$ , %
Al (A7)	81	67	9,4	20,0
AK9ч	189	138	4,2	4,0
Al-10%TiC*	233	172	3,3	2,8
Al-10%TiC*	206	155	3,8	2,4
AK7 + 6%TiC* без МИО***	165	125	4,3	3,6
AK7 + 6%TiC* с МИО***	161	120	5,6	5,9
AK9ч + 0,33% (AK7 + 6%TiC*)	172	117	4,8	5,2
AK9ч+0,2% (Al+10%TiC**)	181	126	4,0	5,2

\* Сплавы, синтезированные на составе шихты (Ti + C + 5%Al + 0,1% Na<sub>3</sub>AlF<sub>6</sub>).

\*\* Сплавы, синтезированные на составе шихты (80% Ti + C + 20%Na<sub>2</sub>TiF<sub>6</sub>).

\*\*\* МИО – магнитно-импульсная обработка.

Из результатов механических испытаний, представленных в табл. 2, видно, что предел прочности сплавов алюминия, армированных наноразмерными частицами карбида титана в различных соотношениях, значительно превышает предел прочности чистого алюминия.

Одной из основных характеристик материала является отношение его твердости к модулю Юнга (индекс пластичности) [11]. Эта величина характеризует способность материала к изменению своих размеров и формы в процессе деформации и может служить качественной сравнительной характеристикой сопротивления материала деформированию, т. е. отражает его структурное состояние. По

величине индекса пластичности все материалы могут быть разделены на три группы, различающиеся структурным состоянием. Первая группа – это крупнокристаллические материалы ( $< 0,04$ ). К этой группе относятся в основном металлы и сплавы. Вторая группа – мелкокристаллические материалы и наноматериалы ( $0,05 \div 0,09$ ): ее формируют материалы, подвергнутые высоким степеням деформации, – керамика, покрытия, в том числе вакуумно-дуговые покрытия на основе переходных металлов. Третья группа – материалы в аморфном и аморфно-нанокристаллическом состоянии ( $> 0,1$ ). Для увеличения сопротивления деформации нужно при высокой твердости стремиться к минимально возможному модулю Юнга.

Сопротивление материала пластической деформации (его предел текучести) пропорционально отношению твердости, возведенной в кубическую степень, к модулю Юнга, возведенному в квадрат. То есть увеличение значения сопротивления металла пластической деформации должно приводить к возрастанию упругого восстановления материалов [8].

Результаты испытаний и расчетов представлены в табл. 3.

Таблица 3

**Твердость, модуль упругости, индекс пластичности и сопротивление пластической деформации композиционных алюминиевых сплавов, модифицированных наноразмерными карбидами титана**

Состав образца	Твердость по Бринеллю $HВ \cdot 10^{-1}$ , МПа	Модуль упругости $E$ , МПа	Индекс пластичности $H/E$	Сопротивление пластической деформации $H^3/E^2$ , МПа
Al (A7)	25,0	7279	0,03	0,29
AK9ч	68,8	7643	0,09	5,57
Al-10%TiC*	84,9	7839	0,11	9,96
Al-10%TiC*	84,9	7643	0,11	10,5
AK7 + 6%TiC* без МИО***	62,4	8992	0,07	3,00
AK7 + 6%TiC* с МИО***	62,4	8735	0,07	3,18
AK9ч + 0,33% (AK7 + 6%TiC*)	56,0	7643	0,07	3,01
AK9ч+0,2% (Al+10%TiC**)	62,4	6551	0,10	5,66

\* Сплавы, синтезированные на составе шихты ( $Ti + C + 5\%Al + 0,1\% Na_3AlF_6$ ).

\*\* Сплавы, синтезированные на составе шихты ( $80\% Ti + C + 20\% Na_2TiF_6$ ).

\*\*\* МИО – магнитно-импульсная обработка.

Как видно из табл. 3, все алюминиевые композиционные сплавы, модифицированные карбидом титана, имеют высокие значения твердости. Наблюдается значительный прирост твердости относительно чистого алюминия. Для всех образцов модуль упругости незначительно различается. Исходя из значений индекса пластичности три образца АКС входят в третью группу; по этим данным можно предположить, что включения в виде карбида титана имеют нанокристаллическую структуру. Остальные композиты находятся во второй группе. Значительную степень сопротивления пластической деформации имеют композиты с

матрицей чистого алюминия.

В настоящее время алюминиевые сплавы все чаще и чаще используют в узлах, которые работают в условиях трения. К основным свойствам сплавов, определяющим их главные функции в процессе трения, относятся износостойкость, коэффициент трения и нагрузка схватывания.

Изучение характеристик трения и износа осуществляли на машине трения, изготовленной на торцевом трибометре. Контртело представляло собой втулку из стали 17НЗМА. Процесс изнашивания проводили в масле при скорости вращения 580 об/мин относительно вращающегося образца. Обработка экспериментальных данных осуществлялась на компьютере с использованием программы Power Graph 3.0. Время наработки составило 1 час. Экспериментально определяли коэффициент трения, скорость износа, а также время работы до образования первых очагов износа. Коэффициент трения определялся как отношение силы трения к величине нормальной нагрузки на контртело. Коэффициент износа находили через отношение общей площади канавки износа к площади отпечатка, проявленного в местах полного износа поверхности образца после обработки поверхности специальным химическим составом. Результаты обработки экспериментальных данных и искомые трибологические свойства покрытий приведены в табл. 4.

Таблица 4

#### Трибологические свойства сплавов

Состав материалов испытываемой поверхности	Нагрузка схватывания, кгс/см <sup>2</sup>	Износ, мкм/час	Момент трения, Н·м	Коэффициент трения	Температура разогрева, °С
АК9ч	52,7	2,0	0,74	0,063	95
АК7ч+6%TiC* с МИО***	55,7	3,0	1,27	0,088	137
АК9ч+0,2% (Al + 10%TiC**)	54,0	2,5	0,73	0,062	86

\* Сплавы, синтезированные на составе шихты (Ti + C + 5%Al + 0,1% Na<sub>3</sub>AlF<sub>6</sub>).

\*\* Сплавы, синтезированные на составе шихты (80% Ti + C + 20%Na<sub>2</sub>TiF<sub>6</sub>).

\*\*\* МИО – магнитно-импульсная обработка.

Сравнение приведенных результатов показывает, что износостойкость и коэффициент трения разработанных сплавов соизмеримы с износостойкостью сплава АК9ч, однако нагрузка схватывания у сплавов, модифицированных наноразмерными частицами TiC, выше, что позволяет использовать эти сплавы в более нагруженных узлах трения.

Таким образом, сплавы, модифицированные наноразмерными частицами TiC, характеризуются высоким уровнем физико-механических и трибологических свойств при хорошей коррозионной стойкости. Это свидетельствует о перспективности проведения дальнейших исследований с расширением номенклатуры составов дискретной армирующей фазы, вводимых в традиционные сплавы.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Tong X.C.* Fabrication of in situ TiC reinforced aluminum matrix composite / X.C. Tong, A.K. Ghosh // Journal Of Materials Science, (36) 2001.- P.4059-4069.
2. *Song M.S.* Study of formation behavior of TiC ceramic obtained by self-propagating high-temperature synthesis from Ai-Ti-C elemental powders / M.S. 422 Song, B. Huang, M.X. Zhang, J.G. Li // Int. J. Refractory Met. Hard. Mater., 2009. – vol. 27. – P. 584-589.

3. *Mazaheri M.* Comparison of microstructural and mechanical properties of Al–TiC, Al–B<sub>4</sub>C and Al–TiC–B<sub>4</sub>C / *M. Mazaheri, R. Meratian, A. Emadi, R. Najarian* // *Materials Science and Engineering*, 2013. – Vol. A 560. – P. 278-287.
4. *Мухеев Р.С., Чернышова Т.А.* Дискретно армированные композиционные материалы системы Al-TiC (обзор) // *Заготовительные производства в машиностроении*. – 2008. – № 11. – С. 44-53.
5. *Chrysanthou A.* Self-propogating High-temperature Synthesis of TiC in molten aluminium / *A.Chrysanthou, Z. Zhang, O.P. Modi, P. Egizabal* // *IX Int. Symposium on Self-propogating High-temperature Synthesis (Dijon, France)*, 2007. – 1-5 July.
6. *Амосов А.П.* Литые СВС-композиты // *Литейное производство*. – 1999. – № 1. – С. 36-37.
7. *Амосов А.П., Никитин В.И., Никитин К.В., Рязанов С.А., Ермошкин А.А.* Научно-технические основы применения процессов самораспространяющегося высокотемпературного синтеза для создания литых алюмоматричных композиционных сплавов, дискретно армированных наноразмерными керамическими частицами // *Наукоемкие технологии в машиностроении*. – 2013. – № 8(26). – С. 3-9.
8. *Луц А.Р., Макаренко А.Г.* Самораспространяющийся высокотемпературный синтез алюминиевых сплавов. – Самара: СамГТУ, 2008. – 175 с.
9. *Луц А.Р., Амосов А.П., Ермошкин А.А., Ермошкин А.А., Никитин К.В., Тимошкин И.Ю.* Самораспространяющийся высокотемпературный синтез высокодисперсной фазы карбида титана из смесей порошков в расплаве // *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. – 2013. – № 3. – С. 28-35.
10. *Амосов А.П., Боровинская И.П., Мержанов А.Г., Сычев А.Е.* Приемы регулирования дисперсной структуры СВС-порошков: от монокристалльных зерен до наноразмерных частиц // *Известия вузов. Цветная металлургия*. – 2006. – № 5. – С. 9-16.
11. ГОСТ 1497-84 (ИСО 6892-84). Методы испытания на растяжение.
12. *Mayrhofer P.H.* Structure–property relationships in single- and dual-phase nanocrystalline hard coatings / *P.H. Mayrhofer, C. Mitterer, J. Musil* // *Surface and Coatings Technology*, 2003. – Vol. 174-175. – P. 725-731.

*Статья поступила в редакцию 13 марта 2014 г.*

## RESEARCH MECHANICAL AND CORROSION PROPERTIES COMPOSITE ALUMINUM ALLOYS AL-TiC

*Ant.A. Ermoshkin, And.A. Ermoshkin, A.R. Lutz*

Samara State Technical University  
244, Molodogvardeyskaya st., Samara, 443100, Russian Federation

*The addition of nano-sized particles of titanium carbide improves the mechanical properties of the alloys without degradation of the starting of the corrosion resistance. The relevance of the study of aluminum alloys and composite application of self-propagating high-temperature synthesis to produce alloys of Al-TiC is shown. Preparation process of the charge and a composite alloy is described. The results of studies of mechanical and corrosion properties of the composite alloys aluminum matrix modified nanoparticles of titanium carbide TiC are provided. Alloys compositions such as: Al - 10 % TiC, AK7 +10% TiC and AK9ch +10% TiC were studied, as well as the starting matrix materials: pure aluminum and AK9ch. The plasticity index was obtained by calculation. This value showed that the experimental samples are small crystal materials and nanomaterials. It is shown that the addition of nano-sized particles of titanium carbide improves the mechanical properties of the alloys without degradation of the starting of the corrosion resistance.*

**Keywords:** *aluminum matrix composite alloys, reinforcing phase nanoparticles of titanium carbide, corrosion resistance, mechanical properties, tribological properties.*

---

*Anton A. Ermoshkin, Aspirant.  
Andrey A. Ermoshkin (Ph.D. (Techn.)), Associate Professor.  
Al'fia R. Lutz (Ph.D. (Techn.)), Associate Professor.*

УДК 669

## **О ВЫКРАШИВАНИИ КАРБИДОВ НА ПОВЕРХНОСТИ ЖЕЛОБОВ КОЛЕЦ ПОДШИПНИКОВ ИЗ КОРРОЗИОННОСТОЙКОЙ СТАЛИ 110X18M-ШД**

***С.И. Казарин***

Самарский государственный технический университет  
Россия, 443100, г. Самара, ул. Молодогвардейская, 244, Россия

*Рассмотрены причины образования такого дефекта, как раковины на желобах колец из коррозионностойкой стали 110X18M-ШД. Дефект является недопустимым, так как представляет собой концентратор напряжения. Приведен краткий обзор коррозионностойких подшипниковых сталей, применяемых в отечественном машиностроении и за рубежом. Приведены условия работы подшипников из этих сталей. Описано влияние некоторых легирующих элементов на физико-химические свойства стали. Приведен режим термической обработки для стали 110X18M-ШД. Проведен анализ загрязненности материала деталей неметаллическими включениями. Проанализированы нормы контроля стали 110X18M-ШД на состояние карбидной фазы. Проведено исследование степени развития карбидной неоднородности. Сделан вывод, что причиной образования раковин является выкрашивание карбидов в процессе механической обработки.*

***Ключевые слова:*** коррозионностойкая сталь, подшипники, карбиды, выкрашивание, механическая обработка.

Для изготовления деталей подшипников, работающих в химически агрессивных средах и при температурах до 400 °С, используют высокохромистые стали, содержащие около 1 % углерода и сочетающие в себе высокую твердость после закалки и отпуска с необходимым уровнем коррозионной стойкости [1]. В России наибольшее применение получили стали 95X18 и 110X18M-ШД, в США – стали 440С и ВГ 42.

Сталь 110X18M-ШД является молибденсодержащим аналогом другой отечественной коррозионностойкой подшипниковой стали – 95X18. Углерод является главным упрочняющим элементом во всех сталях, кроме аустенитных нержавеющей и некоторых других высоколегированных сталей. Упрочняющий эффект углерода состоит из упрочнения твердым раствором и упрочнения за счет дисперсного выделения карбидов. С увеличением содержания углерода в стали ее прочность увеличивается, но пластичность и свариваемость снижаются. Высокое содержание хрома необходимо для придания стали высокого сопротивления коррозии. Наличие молибдена в структуре позволяет увеличить концентрацию хрома в твердом растворе за счет замещения молибденом при формировании карбида типа  $Me_2_3C_6$ , что, в свою очередь, приводит к повышению сопротивления против коррозии. Кроме того, молибден вызывает дисперсионное твердение при отпуске и способствует повышению вторичной твердости и теплостойкости. Выделяющийся карбид более богат молибденом, и этот процесс не сопровождается сильным уменьшением концентрации хрома в  $\alpha$ -фазе. Содержание хрома в твердом растворе, при котором достигается удовлетворительная коррозионная стой-

кость стали и положительный электрохимический потенциал, должно быть не менее 12 % [2]. Химический состав коррозионностойких подшипниковых сталей представлен в табл. 1 [1, 3].

Таблица 1

**Химический состав зарубежных и отечественных коррозионностойких подшипниковых сталей (% масс.)**

Марка стали	C	Mn	Si	Cr	Mo	Ni	V	Не более		
								S	P	Cu
95X18-Ш	0,9-1,0	≤0,70	0,80	17,0-19,0	–	≤0,30	–	0,025	0,030	0,25
110X18M-ШД	1,1-1,2	0,50-1,00	0,53-0,93	16,5-18,0	0,50-0,80	≤0,30	–	0,015	0,025	0,30
440C	0,95-1,20	≤1,00	≤1,00	16,0-18,0	≤0,75	–	–	0,030	0,030	0,25
BG 42	1,15	–	–	14,0	4,0	–	1,2	–	–	–
100CD17	0,95-1,10	≤1,00	≤1,00	16,0-18,0	0,40-0,60	≤0,75	–	0,025	0,030	–
X90CrMoV18	0,85-0,95	≤1,00	≤1,00	17,0-19,0	1,00-1,30	–	0,07-0,12	0,030	0,045	–
X105CrMo17	0,95-1,20	≤1,00	≤1,00	16,0-18,0	0,40-0,80	–	–	0,030	0,045	–

Двойной переплав (электрошлаковый и вакуумно-дуговой) позволяют рафинировать сталь от посторонних примесей, таких как различные газы, сера, фосфор, включения цветных металлов. Для сталей, используемых в качестве материала для изготовления приборных подшипников, предъявляются повышенные требования по загрязненности инородными примесями.

Приведенные выше стали обладают высокой коррозионной стойкостью в пресной и морской воде, в растворах азотной и уксусной кислот, в различных органических средах, но имеет плохую стойкость в смеси азотной и серной кислот [4].

Сталь 110X18M-ШД обладает более высокой теплостойкостью по сравнению со сталью 95X18, что делает ее более привлекательной в качестве материала для деталей подшипников, работающих при повышенных температурах.

Необходимые эксплуатационные свойства деталей, изготовленных из стали 110X18M-ШД, достигаются при соответствующей термической обработке, а именно после закалки, обработки холодом и отпуска. Закалка производится с предварительным подогревом до 850 °С и окончательным нагревом до температуры 1070 °С, нагрев деталей производится в камерных печах с защитной атмосферой или соляных ваннах. Продолжительность выдержки рассчитывается из расчета 1,5 минут на 1 мм сечения детали. Охлаждают детали в масле типа И-8А, И-12А или И-20А. Далее, после охлаждения до температуры цеха, детали подвергаются обработке холодом в холодильной камере при температуре минус 70 °С в течение 1 часа. Заключительной операцией термической обработки является отпуск. Для подшипников, работающих при температуре от минус 200 до плюс 120 °С, детали подвергаются отпуску в течение 3 часов при 150 °С (твердость 61–65 HRC); для подшипников, работающих при температуре от минус 200 до плюс 350 °С, – в течение 5 часов при 400–420 °С (твердость 58–63 HRC) [4, 5].

В настоящее время в практике встречаются случаи появления на полированных поверхностях колец из стали 110X18M-ШД, например на дорожке качения, черных раковин (рис. 1). Раковины имеют овальную или угловатую форму, вытянуты преимущественно вдоль оси кольца. Присутствие данного дефекта на ра-

бочих поверхностях деталей недопустимо, так как в процессе эксплуатации подшипника дефект приведет к локальному разрушению поверхности и последующему выходу узла из строя.

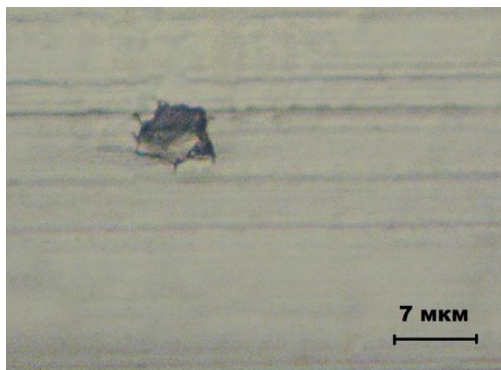


Рис. 1. Раковина на поверхности дорожки качения кольца подшипника

Может быть несколько предположений о причине возникновения данных раковин:

- 1) выход неметаллических включений на поверхность;
- 2) вдавливание посторонних твердых частиц при механической обработке;
- 3) выкрашивание карбидов в процессе механической обработки.

В качестве предмета исследования были взяты наружные кольца миниатюрного подшипника типа 10000092, прошедшие стадию финишной доводки желоба. Исследование структуры проводилось на инвертируемом оптическом микроскопе ZeissAxioVert. A1 и комплексе анализа микроструктуры Thoxomet.

Для проверки первого предположения проведено исследование на загрязненность неметаллическими включениями путем сравнения с эталонными шкалами ГОСТ 1778. В табл. 2 приведены допустимые нормы по неметаллическим включениям согласно ТУ 14-1-3045-80, по которым поставляется сталь 110X18М-ШД.

По результатам исследования было выявлено, что загрязненность стали не превышает 1 балла по каждому виду включений, кроме сульфидов (последние в микроструктуре не обнаружены).

Средний диаметр точечного включения – приблизительно 10 мкм, глобулярного – 18 мкм, в то время как размер раковины на желобе колец составляет до 25 мкм; следовательно, версия неметаллических включений исключается.

Таблица 2

**Допустимые нормы загрязненности неметаллическими включениями**

Диаметр прутка, мм	Оксиды	Глобулярные включения	Силикаты	Сульфиды	Точечные включения
	Балл, не более				
До 25,5	1	2	2	1	2
25,5–50	2	3	3	2	2
50–80	2	3	3	3	2



Второе предположение – образование раковин в результате взаимодействия обрабатываемой поверхности с твердыми частицами, случайно попавшими в полировочную пасту. При изучении раковин под увеличением до 500 крат было установлено, что дно дефекта темное, окисленное, без следов внедрения. Замена полировочной пасты также не дала результатов; следовательно, эта версия не подтверждается.

Для проверки последнего, третьего предположения, было решено протравить желоб колец по местам расположения раковин реактивом Марбле. Выяснилось, что раковины располагаются внутри крупных карбидов (рис. 2).

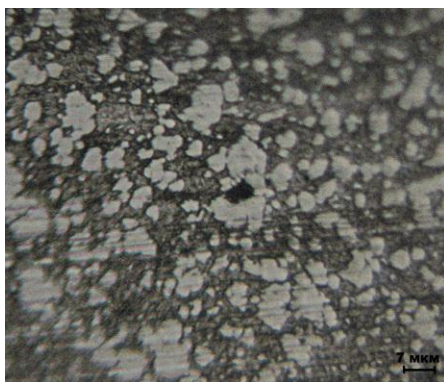


Рис. 2. Выкрашивание внутри крупного карбида

Размеры выкрашиваний варьируются от 6 до 25 мкм, что коррелирует с размерами карбидов. При исследовании на неметаллические включения раковины от карбидов легко можно принять за точечные и глобулярные включения.

Таким образом, причиной образования раковин является выкрашивание в процессе механической обработки крупных карбидов.

В ТУ 14-1-3045-80 имеется методика для оценки карбидной фазы. Оценка производится по трем параметрам:

- а) степень карбидной неоднородности;
- б) максимальный и средний размер крупных карбидов;
- в) количество карбидов с несплошностью.

Контроль карбидной неоднородности и состояния карбидов проводят на термически обработанных продольных образцах после травления реактивом Марбле на оптическом микроскопе при увеличении 100× по пункту *а* и при 500–1000× по пунктам *б* и *в*. Карбидная неоднородность для прутков диаметром до 15 мм не должна превышать балла 2, свыше 15 и до 25 мм – балла 3, свыше 25 мм – балла 4 шкалы 2 приложения 2 ТУ 14-1-3045-80 [3]. Нормы на размеры и количество карбидов с несплошностями не регламентируются, что, судя по всему, связано с технологически трудно осуществимой возможностью получения мелких карбидов при производстве стали на заводах-поставщиках.

Приведенные результаты показывают целесообразность проведения более масштабного исследования по влиянию размера карбида на его способность к выкрашиванию в процессе обработки кольца и внесения соответствующих норм в техническую документацию.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Hetzner D.W., Geertruyden W.V.* Crystallography and metallography of carbides in high alloy steels // *Materials characterization*. – 2007. – № 59. – P. 825-840.
2. *Бабаков А.А., Приданцев М.В.* Коррозионностойкие стали и сплавы. – М.: Металлургия, 1971. – 319 с.
3. ТУ 14-1-3045-80. Прутки из коррозионностойкой стали 110Х18М-ШД. – С. 2.
4. *Воинов С.Г., Шалимов А.Г.* Шарикоподшипниковая сталь. – М.: Металлургиздат, 1962. – 480 с.
5. *Вульф Б.К., Ромадин К.П.* Авиационное материаловедение. – М.: Машиностроение, 1967. – 394 с.

*Статья поступила в редакцию 19 марта 2014 г.*

## **ABOUT PITTING OF CARBIDES FROM RACEWAY OF BEARING'S RINGS MADE OF CORROSION-RESISTANT STEEL 110CR18MO**

***S.I. Kazarin***

Samara State Technical University  
244, Molodogvardeyskaya st., Samara, 443100, Russian Federation

*The paper is devoted to reasons of formation of such defect as cavities on bearing surface of rings made of corrosion-resistant steel 110Cr18Mo. This defect is not valid because it is a stress concentrator. A brief review is carried out for corrosion-resistant steels used in domestic and overseas engineering. The job conditions of the bearings made of these steels was viewed. The paper describes the effect of alloying elements on some physicochemical properties of the steel. Heat treatment regime for steel 110Cr18Mo is showed. Analysis of contamination by non-metallic inclusions is carried out. Criteria of control of the carbide phase in steel 110Cr18Mo according to engineering specifications are analyzed. Analysis of degree of development the carbide inhomogeneity is carried out. The results of the study allow us to conclude that the defect is formed by pitting carbides from raceway of bearing's rings during machining.*

***Keywords:*** bearing, corrosion-resistant steel, carbides, pitting, machining.

УДК 62-503.51

## НАНЕСЕНИЕ ПОКРЫТИЙ НА ВНУТРЕННЮЮ ПОВЕРХНОСТЬ ТРУБЫ МЕТОДОМ УПРАВЛЯЕМОГО СЛИВА

**Б.В. Скворцов, М.И. Зарецкая**

Самарский государственный аэрокосмический университет имени академика С.П. Королёва  
Россия, 443086, г. Самара, Московское шоссе, 34

*Рассматриваются известные методы нанесения покрытия на внутреннюю поверхность трубы и предлагается новый метод, позволяющий улучшить качество покрытия. Также определены зависимости изменения степени открытия задвижки от высоты столба наносимого материала, позволяющие определить алгоритм управления процессом слива материала в предлагаемом методе нанесения покрытия на внутреннюю поверхность трубы.*

**Ключевые слова:** метод, труба, нанесение покрытия, структурная схема, слив жидкости, стабилизация скорости, математическая модель, управление задвижкой.

Статья посвящена разработке нового метода нанесения покрытия на внутреннюю поверхность трубы, который позволяет автоматизировать процесс, улучшить равномерность толщины наносимого материала по всей длине трубы и снизить количество брака, возникающего при применении известных методов.

Известны методы и устройства нанесения покрытий, осуществляющиеся пульверизацией из движущейся относительно трубы форсунки с последующей сушкой и отжигом эмали в печах [1]. Недостатками этого метода являются проблемы, связанные с неравномерностью распыления материала покрытия с помощью форсунок, а также их быстрое засорение в случае использования вязких жидкостей.

Также известен метод, в котором нанесение материала осуществляется погружением трубы в жидкий материал с последующим стеканием его излишков, сушкой и отжигом [2]. При таком методе нанесения возникает неравномерность толщины покрытия, связанная с нестабильной скоростью стекания материала с поверхности трубы в процессе вынимания ее из емкости.

Предлагаемый метод основан на регулируемом сливе материала покрытия из полости трубы и решает задачу повышения равномерности толщины покрытия по всей ее длине. Основной идеей метода является управляемый слив жидкого материала покрытия из полости трубы. Сущность метода поясняется рис. 1, где изображена структурная схема системы [3].

Толщина и равномерность покрытия зависят от скорости и стабильности движения материала и его температуры в полости трубы. В ОАО «Уральский институт металлов» разработаны таблицы зависимостей толщины покрытия от скорости движения материала для разных видов труб и покрытий [4]. Эта зави-

---

*Борис Владимирович Скворцов (д.т.н., проф.), научный руководитель НИЛ «Аналитические приборы и системы».*

*Маргарита Игоревна Зарецкая, младший научный сотрудник НИЛ «Аналитические приборы и системы».*

симость в общем виде может быть представлена функцией  $D = F(V, T)$ , где  $D$  – толщина покрытия,  $V$  – скорость движения материала в полости трубы,  $T$  – температура наносимого материала. Таким образом, основной задачей является стабилизация скорости движения материала.

Работа системы заключается в том, что перед началом процесса нанесения покрытия через вентиль 5 в трубу закачивается материал наносимого покрытия, после этого вентиль 5 закрывается и начинается управляемый слив через шланговую задвижку 6. С помощью датчиков уровня 1 и 3 осуществляется измерение текущего значения уровня материала в трубе. По команде с микропроцессорного устройства обработки информации и управления 4 электромеханический привод 7 изменяет пропускную способность шланговой задвижки 6 таким образом, чтобы скорость движения материала оставалась постоянной.

Целью регулирования является поддержание постоянной скорости движения материала покрытия в полости трубы, что, в свою очередь, обеспечивает равномерность пленки покрытия по всей ее длине.

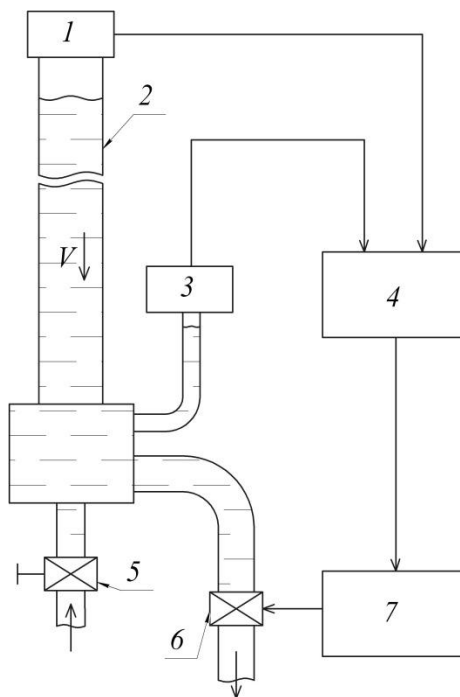


Рис. 1. Структурная схема системы нанесения покрытия на внутреннюю поверхность трубы:

- 1 – акустический датчик уровня материала в трубе; 2 – обрабатываемая труба;  
 3 – гидростатический датчик уровня материала в трубе; 4 – микропроцессорное устройство обработки информации и управления; 5 – впускной вентиль; 6 – шланговая задвижка;  
 7 – электромеханический привод

Математическое описание процесса слива жидкости из вертикальной трубы определяется уравнением механического движения тела переменной массы под действием внешних сил, которое в итоге выражается формулой [5]

$$\frac{dV}{dH} = \frac{g(C\alpha)^2}{V} - \frac{V(1-(C\alpha)^2)}{H} - \frac{kgH^2(C\alpha)^2}{RV} \left( \frac{0,73K_{\text{э}}}{R} + \frac{50\eta_{\text{к}}}{VR} \right)^{0,25}, \quad (1)$$

где  $g = 9,8 \text{ м/с}^2$  – ускорение свободного падения;  $\eta_k$  – кинематическая вязкость [ $\text{м}^2/\text{с}$ ];  $K_э$  – эквивалентная абсолютная шероховатость (определяется из таблиц);  $\alpha \in [0..1]$  – пропускная способность шланговой задвижки, выраженная в процен-

тах открытия пропускного отверстия;  $C = \frac{r_0^2}{R^2 + r_0^2}$  – коэффициент поправки на

конструкционные особенности сливной задвижки;  $r_0$  – радиус открытого сливного отверстия;  $R$  – радиус покрываемой трубы;  $k$  – коэффициент, учитывающий сопротивление движению шликера после сливной задвижки и определяемый экспериментально [ $1/\text{м}$ ].

Уравнение (1) решено методом конечных разностей в программе Mathcad при следующих параметрах трубы и материала покрытия:  $K_э = 10^{-8} \text{ [м]}$ ,  $R = 0,1 \text{ [м]}$ ,  $r_0 = 0,02 \text{ [м]}$ ,  $\eta_k = 10^{-5} \text{ [м}^2/\text{с]}$ . Зависимости скорости от высоты при разных пропускных способностях шланговой задвижки по уравнению (1) представлены на рис. 2.

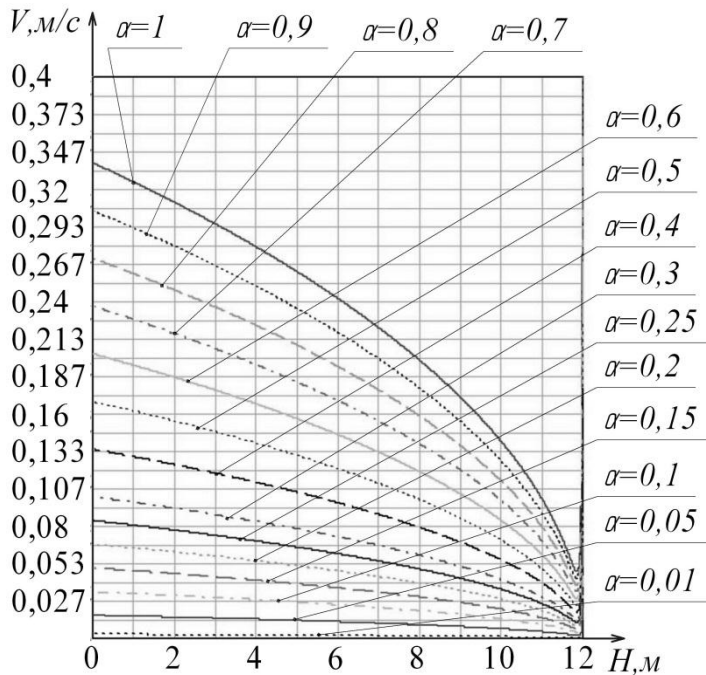


Рис. 2. Графики зависимости скорости от высоты при разных пропускных способностях шланговой задвижки

Реальные технологические режимы нанесения покрытий ограничиваются скоростями от 0,05 до 0,5 [ $\text{м/с}$ ]. Полученные решения хорошо согласуются с известными теоретическими данными о свободном сливе жидкости из резервуаров, в частности при отсутствии сопротивления стенок; скорость определяется по известной формуле Торричелли [6].

Полученная математическая модель позволяет численно определить закон изменения пропускной способности шланговой задвижки в зависимости от высоты столба жидкости, обеспечивающий стабильную скорость движения материала (рис. 3).

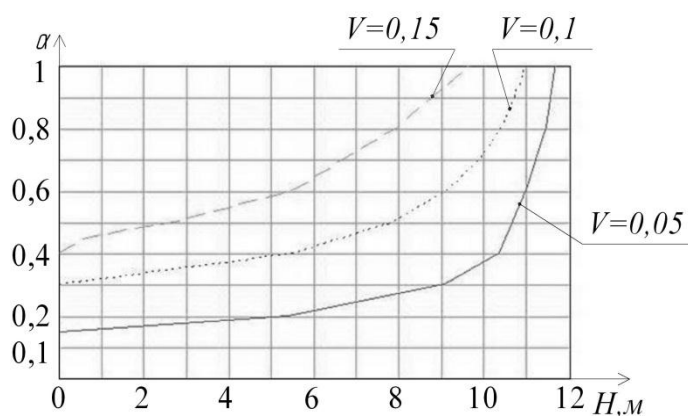


Рис. 3. Закон управления пропускной способностью шланговой задвижки в зависимости от высоты столба жидкости, обеспечивающий стабильную заданную скорость слива  $V$

Полученная математическая модель позволяет определить алгоритм управления пропускной способностью шланговой задвижки. Использование разработанной системы позволяет достичь неравномерности покрытия на внутренней поверхности трубы  $\pm 5\%$  по толщине. Помимо улучшения равномерности покрытия внедрение разработанного метода дает повышение производительности и культуры труда, уменьшение числа обслуживающего персонала, значительный экономический эффект.

Разработанный метод лег в основу создания системы управления нанесением покрытия на внутреннюю поверхность труб [7].

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Пат. РФ 2121523. Способ двустороннего эмалирования труб большого диаметра / В.Ф. Будников, Д.В. Будников, А.А. Шачин; заявитель и патентообладатель Научно-технический центр предприятия «Кубаньгазпром». – № 97112820/02; заявл. 15.07.97; опубл. 10.11.98.
2. Пат. РФ 97112544. Способ двустороннего безгрунтового эмалирования фигурных труб малого диаметра с резьбовыми концами / В.Ф. Будников, Д.В. Будников, А.А. Шачин; заявитель и патентообладатель Научно-технический центр предприятия «Кубаньгазпром». – № 97122544/02; заявл. 21.07.97; опубл. 20.07.99.
3. Пат. 2488450. Способ нанесения покрытия на внутреннюю поверхность трубы / Б.В. Скворцов, С.А. Борминский, М.И. Голикова, А.А. Сератинский, В.И. Риккер; заявитель и патентообладатель Б.В. Скворцов, С.А. Борминский, М.И. Голикова, А.А. Сератинский, В.И. Риккер. – № 2010116734; заявл. 27.04.10; опубл. 10.11.11, бюл. № 21.
4. Казак К.В., Казак А.К., Диденко В.В. Силикатно-эмалевые покрытия труб // Энергетика региона. – 2004. – № 2.
5. Скворцов Б.В., Голикова М.И. Исследование процесса регулирования движения жидкости в системе нанесения покрытия на внутреннюю поверхность труб // Датчики и системы. – 2013. – № 3. – С. 9-13.
6. Яворский Б.М., Детлаф А.А. Справочник по физике для инженеров и студентов вузов: Учеб. пособие. – М.: Наука, 1974. – 942 с.
7. Скворцов Б.В., Борминский С.А., Голикова М.И., Мальшева-Стройкова А.Н. Экспериментальные исследования системы автоматического нанесения покрытия на внутреннюю поверхность трубы // Вестник Самарского отделения Поволжского центра Метрологической академии России «Информационные, измерительные и управляющие системы». – 2012. – № 12. – С. 27-32.

Статья поступила в редакцию 3 октября 2013 г.

## METHOD OF COATING ON THE INNER SURFACE OF THE PIPE

***B.V. Skvortsov, M.I. Zaretskaya***

S.P. Korolyov Samara State Aerospace University  
34, Moskovskoye sh., Samara, 443086, Russian Federation

*The paper deals with the well-known methods for coating the inner surface of the pipe, and we propose a new method to improve the quality of pipe coating. Variation of the degree of opening of the valve height of the column of material applied for determining the control algorithm process draining material in the proposed method for coating the inner surface of the pipe is determined.*

***Keywords:*** *method, pipe, covering deposition, block scheme, liquid draining, constant speed control, mathematical model, control damper.*

---

*Boris V. Skvortsov (Dr. Sci. (Techn.)), Professor.  
Margarita I. Zaretskaya, Younger Scientific Researcher.*