

УДК 66.017+541.126/.126.4

## Влияние углерода на износостойкость, прочность и твердость композита с матрицей системы Fe-Cr-Mn-Mo-N-C

М. С. Коновалов, В. И. Ладьянов, М. И. Мокрушина, П. Г. Овчаренко

Удмуртский федеральный исследовательский центр УрО РАН, Россия, 426067, Ижевск, ул. Т. Барамзиной, 34

**Аннотация.** Методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза в варианте алюминотермии произведены слитки композита с матрицей системы Fe-Cr-Mn-Mo-N-C и армирующими частицами в виде конгломератов из MgO, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, AlN. Полученные слитки главным образом отличались содержанием С. Установлено, что повышение содержания углерода в композите от 0.01 до 0.50 мас. % приводит к повышению твердости с 238 до 271 HV и износостойкости. Последнее свойство оценивалось при испытании материалов на абразивное изнашивание в условиях сухого трения образцов по поверхности закрепленного абразива – электрокорундовой шкурки с размером абразивных частиц Р400 (28 – 40 мкм) и Р80 (200 – 250 мкм). В качестве критерия износостойкости принято уменьшение массы образца после испытаний. Усилие прижима испытуемого материала к поверхности абразива ~ 0.25 Н/мм<sup>2</sup>, время одного испытания 90 с. Убыль массы образцов измерялась при помощи весов ВЛР-200. Измерение твердости проводили по методу Виккерса при помощи твердомера ИТВ-1-А в соответствии с ГОСТ 2999-75 с временем выдержки 10 с при нагрузке 30 кгс. Установлено, что при повышении содержания углерода в композите происходит его окрупчивание. При этом образцы с 0.01 и 0.16 мас. % С при испытании предела прочности при сжатии не разрушались, а при 0.50 мас. % С происходило появление трещин, с которыми образцы без полного разрушения продолжали деформироваться до предельно допустимой для испытательной машины нагрузки. Оценка предела прочности при сжатии по нагрузке, при которой появлялись трещины, показала, что он равен 3210 МПа. Испытания по определению предела прочности при сжатии проводили на универсальной испытательной машине РЭМ-100-А-2.

**Ключевые слова:** композит, сплав, износостойкость, прочность, твердость композита, предел прочности при сжатии.

✉ Максим Коновалов, e-mail: [maksim.kov@mail.ru](mailto:maksim.kov@mail.ru)

## Effect of Carbon on Wear Resistance, Strength and Hardness of a Composite with a Matrix of the Fe-Cr-Mn-Mo-N-C System

Maksim S. Konovalov, Vladimir I. Lad'yanov, Marina I. Mokrushina, Pavel G. Ovcharenko

Udmurt Federal Research Center UB RAS (34, T. Baramzina St, Izhevsk, 426067, Russian Federation)

**Summary.** Composite ingots with a Fe-Cr-Mn-Mo-N-C system matrix and reinforcing particles in the form of conglomerates of MgO, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, AlN were produced by aluminothermy that is one of the versions of self-propagating high-temperature synthesis. The resulting ingots differed mainly in the content of C. It has been established that an increase in the carbon content in the composite from 0.01 to 0.50 wt. % leads to an increase in hardness from 238 to 271 HV and wear resistance. The latter property was evaluated when testing materials for abrasive wear under conditions of dry friction of samples on the surface of a fixed abrasive - electrocorundum skin with abrasive particle sizes of P400 (28 – 40 μm) and P80 (200 – 250 μm). As a criterion of wear resistance, a decrease in the mass of the sample after testing was taken. The pressing force of the tested material to the surface of the abrasive was ~ 0.25 N/mm<sup>2</sup>, the time of one test was 90 seconds. The weight loss of the samples was measured using a VLR-200 balance. The hardness was measured by the Vickers method using an ITV-1-A hardness tester in accordance with GOST 2999-75 with a holding time of 10 seconds at a load of 30 kgf. It has been established that with an increase in the carbon content in the composite, its embrittlement occurs. In this case, samples with 0.01 and 0.16 wt. % C during the compressive strength test do not collapse, and at 0.50 wt. % C, cracks appear, and the samples continue to deform without complete destruction up to the maximum allowable load for the testing machine. The evaluation of the compressive strength according to the load at which cracks appear shows that it is equal to 3210 MPa. Tests to determine the ultimate compressive strength were carried out on a universal testing machine REM-100-A-2.

**Keywords:** composite, alloy, wear resistance, strength, hardness of composite, ultimate compressive strength.

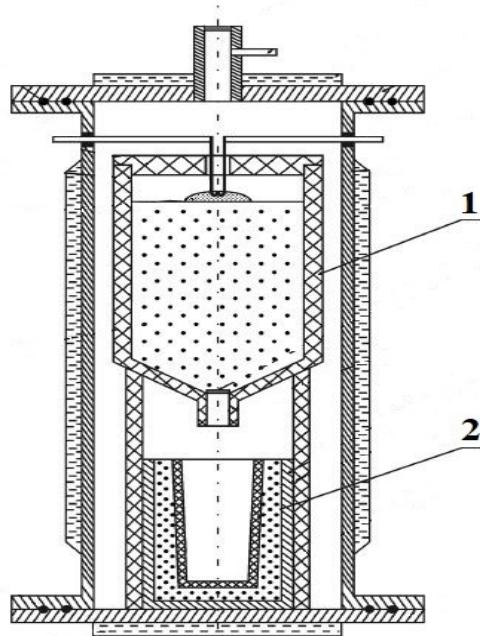
✉ Maksim Konovalov, e-mail: [maksim.kov@mail.ru](mailto:maksim.kov@mail.ru)

## ВВЕДЕНИЕ

С точки зрения возможности достижения максимальных значений механических свойств коррозионно-стойких сталей перспективной является разработка составов при совместном легировании азотом и углеродом [1]. В аустените оба этих элемента, присутствуя в виде твердого раствора внедрения, стабилизируют его и повышают прочностные характеристики [1, 2]. Также эти элементы повышают стойкость сталей к специфическим видам коррозии, например, к точечной коррозии [3], что косвенно определяется индексом MARC [3 – 6]. В работе [4] отмечается, что углерод в сочетании с азотом рассматривается как положительно влияющий фактор на коррозионную стойкость, а никель и марганец – как отрицательный.

Композиционные стали с матрицей системы Fe-Cr-Mn-Mo-N-C и армирующими частицами в виде конгломератов из  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{MgO}$ ,  $\text{AlN}$  представляют интерес как потенциально перспективные антифрикционные материалы. Их структура, состоящая из относительно мягкой матрицы (легированная сталь) с равномерно распределенными в ней более твердыми включениями конгломератов, в которых оксиды магния с примесями оксидов алюминия окружены нитридами алюминия, относится к одной из основных типов структур металлических материалов для подшипников скольжения. Одними из наиболее широкоприменяемых металлических антифрикционных материалов с мягкой матрицей и более твердыми армирующими включениями являются сплавы по типу баббитов [7 – 9], но из-за дороговизны данные сплавы стараются заменить более дешевыми. В частности, в качестве такой альтернативы в ряде случаев возможно рассматривать композиты с матрицей системы Fe-Cr-Mn-Mo-N-C и армирующими частицами в виде конгломератов из  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{MgO}$ ,  $\text{AlN}$ .

На основании работ [10 – 12] можно отметить, что одним из наиболее рентабельных способов получения экономнолегированных безникелевых высокозаводистых сталей является самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС) под давлением азота в варианте алюминотермического процесса. Для проведения синтеза используются реакторы, например, модели РВС-10. Схематично РВС-10, который использовался в настоящей работе, представлен на рис. 1 [10].



**Рис. 1. Схема реактора РВС-10 [10]: 1 – реакционный тигель, 2 – тигель охлаждения**

Fig. 1. Scheme of the RVS-10 reactor [10]: 1 – reaction crucible, 2 – cooling crucible

Науглероживание расплава в реакционном тигле (рис. 1) при алюминотермии является нежелательным, так как в соответствии с диаграммой Эллингема [13] при температурах данного процесса (выше 2273 К) углерод является более сильным восстановителем. Следовательно, при добавлении науглероживателей в реакционную смесь при алюминотермии будет происходить неконтролируемое и сложнопрогнозируемое восстановление углеродом как образующихся оксидов алюминия, так и оксидов хрома, молибдена и марганца из исходной смеси. Это приведет к чрезмерно высокому угару легирующего углерода, наличию избыточного содержания алюминия в синтезированном слитке, а также повысит риск образования газовой пористости.

После прохода фронта горения через всю шихтовую смесь до диафрагмы, последняя проплавляется и металлошлаковый расплав вытекает из реакционного тигля в тигель охлаждения. Оказавшиеся в нем продукты экзотермического процесса за счет теплоотдачи имеют меньшую температуру, чем в реакционном тигле. В связи с этим наиболее рациональным способом легирования углеродом композитов с матрицей системы Fe-Cr-Mn-Mo-N-C и армирующими частицами из конгломератов MgO, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, AlN, получаемых в результате протекания алюминотермического процесса, представляется науглероживание расплава в тигле охлаждения (рис. 1). Зачастую в связи с конструктивными особенностями реакторов тигли охлаждения не оснащаются системами принудительного подогрева. Следовательно, в этом случае степень науглероживания лимитируется длительностью растворения науглероживателя при нахождении расплава в интервале между температурой  $T_f$ , достигаемой в процессе синтеза, и температурой ликвидус  $T_l$ , которая зависит от химического состава стали [14, 15]. По мере растворения углерода изменяется и  $T_l$  в соответствии с выявленными закономерностями (см., например, [16, 17]). В работе [14] отмечается, что в настоящее время наименее описанными в теории растворения, в частности углерода, являются процессы диффузии и механического перемещения частиц в расплаве.

Таким образом, аналитическое описание и прогнозирование процесса науглероживания в тигле охлаждения расплавов системы Fe-Cr-Mn-Mo-N-C (в том числе содержащих в себе конгломераты из MgO, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, AlN), получаемых в результате протекания алюминотермического процесса, является сложной задачей, требующей учета большого количества факторов, которые не всегда достоверно известны. В связи с этим целесообразность разработки и внедрения технологии легирования углеродом данных композиционных сплавов при алюминотермии должна обуславливаться соответствующим повышением их эксплуатационных свойств. Для материала подшипников скольжения такими свойствами являются предел прочности при сжатии, износостойкость и твердость. Однако, для композитов с матрицей системы Fe-Cr-Mn-Mo-N-C и армирующими частицами в виде конгломератов из MgO, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, AlN практически отсутствуют литературные данные, позволяющие оценить влияние содержания углерода на упомянутые свойства.

Цель настоящей работы заключается в оценке влияния содержания углерода на предел прочности при сжатии, стойкость к абразивному изнашиванию (износостойкость) и твердость композитов с матрицей системы Fe-Cr-Mn-Mo-N-C и армирующими частицами в виде конгломератов из MgO, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, AlN.

## МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Для осуществления плавок методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза в варианте алюминотермии под давлением азота в качестве реагентов при составлении смесей использовали следующие материалы: порошки оксида железа Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> марки ЧДА ТУ 6-09-5346-87, оксида хрома Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> марки ОХМ-0 ГОСТ 2912-79, оксида марганца MnO<sub>2</sub> марки ч.д.а. ГОСТ 4470-79, оксида молибдена MoO<sub>3</sub> марки Ч ТУ 6-09-4471-77, порошок алюминиево-магниевый марки ПАМ-4 ГОСТ 5593-78 и алюминиевый марки АСД-1 ТУ 1791-99-019-98, нитриды хрома, полученные в результате азотирования хрома марки ПХ-1М ТУ 14-1-1474-75 методом СВС. С целью удаления влаги и увеличения удельной поверхности оксидные компоненты смеси предварительно

просушивали в электропечи при температуре 250 °C в течение 1 – 2 ч и измельчали в шаровой мельнице. Взвешенные компоненты шихты обрабатывали в смесителе. Алюминотермический синтез ВАС проводили в СВС-реакторе РВС-10 под давлением азота до 15 МПа (давление азота при инициации горения составляло 10 МПа, а в процессе горения повышалось до 15 МПа). Расчет компонентов шихты и выбор параметров синтеза ВАС для обеспечения возможности получения в слитках нитридов алюминия проводились с учетом особенностей процесса, описанных в [15, 16].

Образцы для исследования получали электроискровым методом резания слитка. Исследования металла проводили после термической обработки (выдержка при 1250 °C в течение 2 часов с последующей закалкой в воду).

Газовый анализ для определения содержания азота и кислорода проводили на анализаторе МЕТАВАК-ВАК методом восстановительного плавления в потоке газаносителя. Детектором для азота являлась ячейка теплопроводности, кислород определялся по поглощению ИК-излучения. Содержание углерода определяли при помощи анализатора МЕТАВАК CS-30 методом сжигания пробы в потоке кислорода и регистрации детектором образующихся диоксидов углерода.

Химический анализ на содержание металлов проводили на атомно-эмиссионном спектрометре с индуктивно-связанной плазмой Spectroflame Modula S, который обеспечивает высокие стабильность и воспроизводимость результатов анализа в широком диапазоне определяемых концентраций, в том числе, с низким пределом обнаружения элементов [18, 19], а также на рентгенофлуоресцентном энергодисперсионном спектрометре БРА-135F с программным комплексом "КЭДА-Е".

Металлографические исследования проводили с использованием микроскопа NEOPHOT-21. Электрономикроскопические исследования проводили при помощи сканирующего электронного микроскопа Thermo Fisher Scientific Quattro S с электронной пушкой с полевой эмиссией, оснащенного системой энергодисперсионного микроанализа на основе спектрометра EDAX "Octane Elect Plus EDS System".

Испытания материалов на абразивное изнашивание проводили в условиях сухого трения образцов по поверхности закрепленного абразива – электрокорундовой шкурки с размером абразивных частиц Р400 (28 – 40 мкм) и Р80 (200 – 250 мкм). В качестве критерия износостойкости принято уменьшение массы образца после испытаний. Усилие прижима испытуемого материала к поверхности абразива ~ 0.25 Н/мм<sup>2</sup>, время одного испытания 90 секунд. Убыль массы образцов измерялась при помощи весов ВЛР-200.

Испытания по определению предела прочности при сжатии проводили на универсальной испытательной машине РЭМ-100-А-2 с учетом требований ГОСТ 25.503-97.

Измерение твердости проводили по методу Виккерса при помощи твердомера ИТВ-1-А в соответствии с ГОСТ 2999-75 с временем выдержки 10 секунд при нагрузке 30 кгс.

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

В результате синтеза было получено три слитка, химический состав которых представлен в таблице.

**Таблица – Результаты химического анализа полученных слитков, мас. %**

Table – The results of the chemical analysis of the obtained ingots, wt. %

№	Fe	Cr	Mn	Mo	Al	Mg	N	C	O
1	Оsn. / Base	13.02	9.37	3.75	0.92	0.16	0.96	0.01	0.197
2	Оsn. / Base	12.71	9.09	3.84	0.93	0.15	0.92	0.16	0.219
3	Оsn. / Base	12.50	9.30	3.70	0.91	0.18	0.90	0.50	0.204

От каждого слитка были отобраны пробы и проведена их термообработка. Из полученных заготовок были произведены образцы для исследований и испытаний.

Металлографические (рис. 2, *a*) и электрономикроскопические (рис. 2, *b*) исследования, а также микроэнергодисперсионный анализ (рис. 2, *c-f*) показали, что образцы от всех синтезированных слитков после термической обработки имеют одинаковую структуру. Композит имеет аустенитную матрицу системы Fe-Cr-Mn-Mo-N-C, в которой распределены относительно равномерно развитые в трех пространственных направлениях армирующие частицы (размеры от 5 до 15 мкм). На концентрационных картах (рис. 2, *c-f*) на общем фоне можно видеть, что часть конгломератов вскрыта. В центре таких включений сосредоточен MgO с примесями Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, окруженный по периферии AlN.

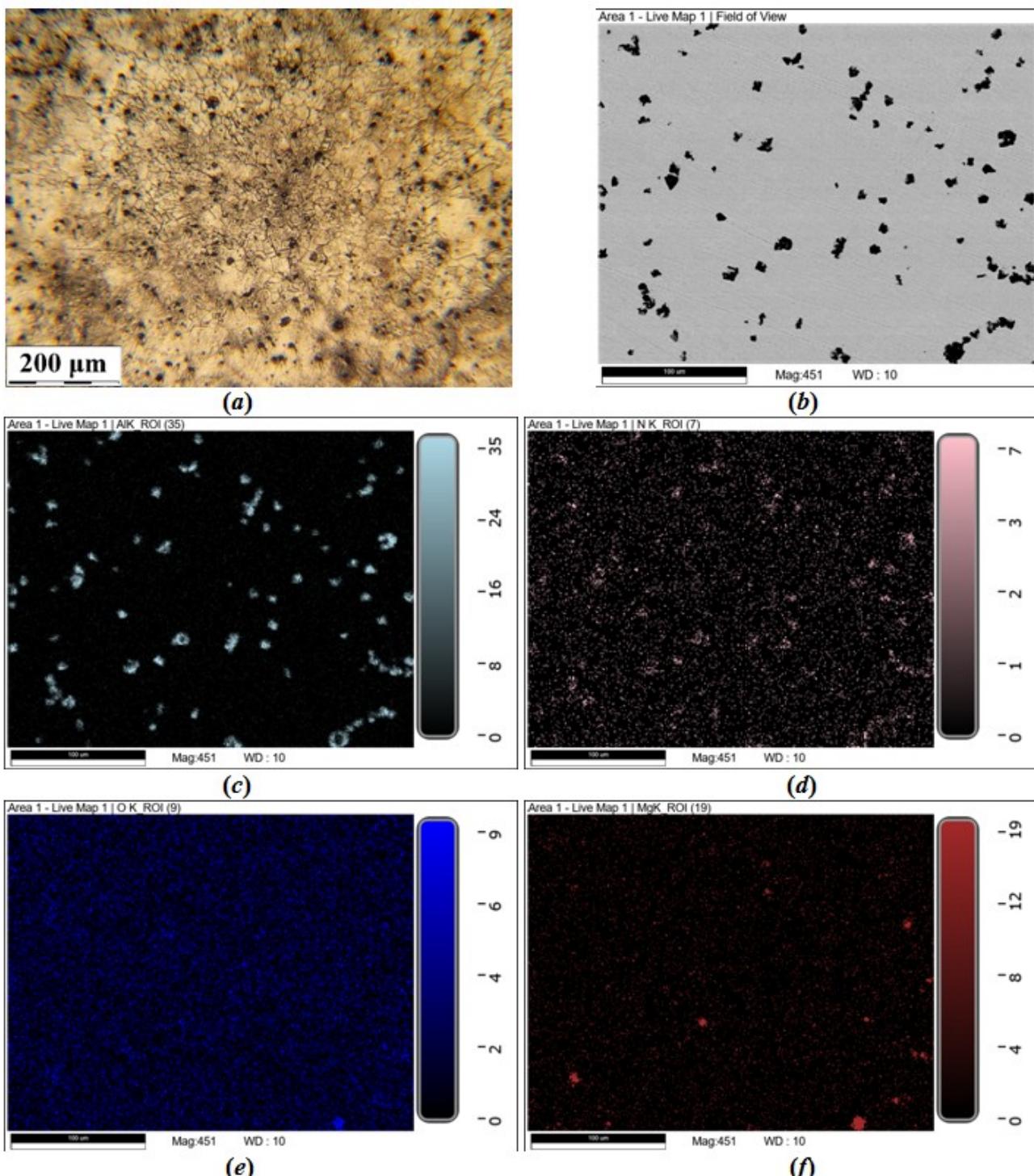


Рис. 2. Результаты металлографических (*a*) и электрономикроскопических (*b*) исследований, а также концентрационные карты (размерная шкала 100 мкм): алюминия (*c*), азота (*d*), кислорода (*e*), магния (*f*)

Fig. 2. Results of metallographic (*a*) and electron microscopy (*b*) studies and concentration maps (size scale 100  $\mu\text{m}$ ): aluminum (*c*), nitrogen (*d*), oxygen (*e*), magnesium (*f*)

Измерение твердости показало, что с увеличением содержания углерода в матрице синтезированных сплавов возрастает и их способность оказывать сопротивление внедрению индентора. На рис. 3 показана зависимость твердости образцов от концентрации углерода.

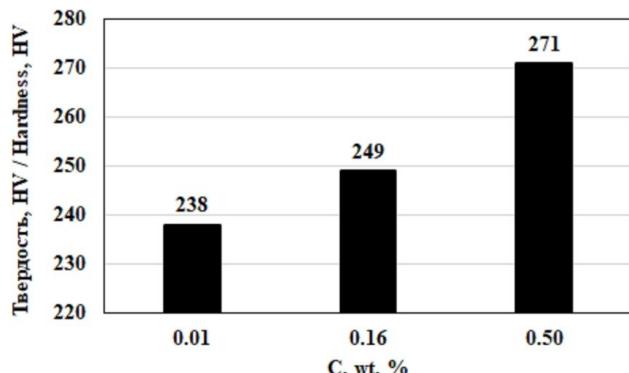


Рис. 3. Результаты измерения твердости

Fig. 3. Hardness test results

Полученные данные по убыли массы образцов при абразивном изнашивании (рис. 4) свидетельствуют о том, что увеличение содержания углерода в матрице сплавов приводит к повышению износостойкости композиционного сплава. При этом эффект повышения стойкости к абразивному изнашиванию более ярко выражен при испытании на шкурке P80, чем на шкурке P400. Выявленная закономерность носит немонотонный характер. Так повышение концентрации углерода от 0.01 до 0.016 мас. % обуславливает снижение убыли массы образцов на 5.0 % при истирании на шкурке P80 и на 5.2 % при использовании шкурки P400.

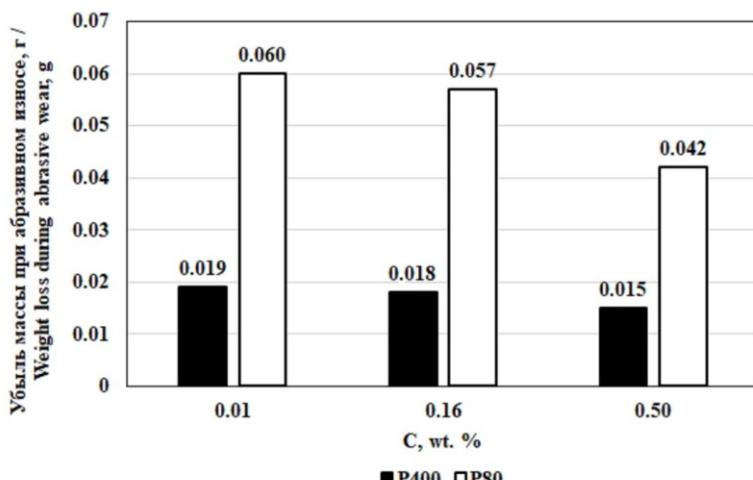
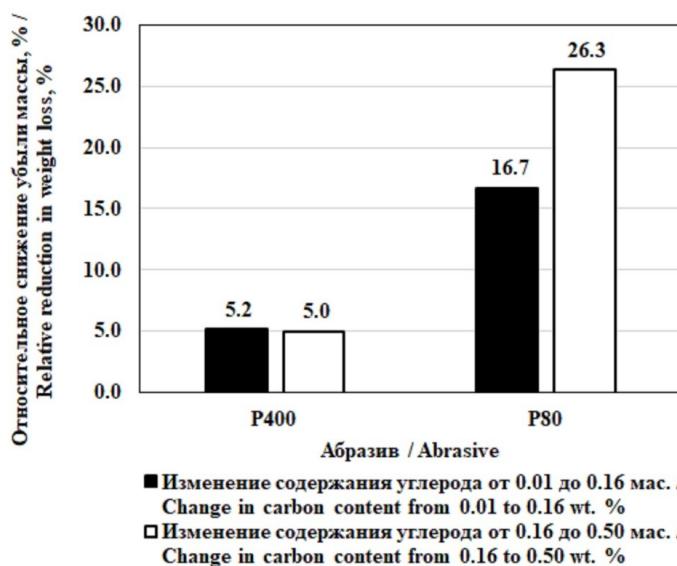


Рис. 4. Результаты сравнительных испытаний износостойкости

Fig. 4. Results of comparative wear resistance tests

Дальнейшее увеличение содержания углерода от 0.16 до 0.50 мас. % приводит к снижению убыли массы образцов на 26.3 % при изнашивании на шкурке P80 и на 16.7 % при испытании на шкурке P400. На рис. 5 представлена зависимость относительного снижения убыли массы образцов при увеличении углерода от используемого при испытании абразива.

По-видимому, выявленный эффект обусловлен тем, что размер зерна шкурки P400 (28 – 40 мкм) значительно более близок к размеру армирующих частиц (5 – 15 мкм), чем у шкурки P80 (200 – 250 мкм). В связи с этим на показатель износостойкости композиционного сплава при истирании на шкурке P80 матрица оказывает большее влияние, чем при испытании на шкурке P400. Также наблюдаемый характер уменьшения массы образцов указывает на то, что армирующие частицы прочно связаны с матрицей – не наблюдается их повышенного выкрошивания при абразивном изнашивании.



**Рис. 5. Зависимость относительного снижения убыли массы образцов при увеличении углерода от используемого при испытании абразива**

Fig. 5. Dependence of the relative decrease in sample weight loss with increasing carbon on the abrasive used in testing

В результате проведения испытаний по определению предела прочности при сжатии  $\sigma_B^c$  образцы с содержанием углерода 0.01 и 0.16 мас. % не разрушились. На образцах, содержащих 0.50 мас. % C, в процессе проведения испытаний образовывались трещины, но при этом образцы полностью не разрушались, а продолжали деформироваться вплоть до достижения предельно допустимой нагрузки для испытательной машины. При этом значение предела прочности при сжатии  $\sigma_B^c$  композита с 0.50 мас. % углерода, определенное при нагрузке, при которой образовывались трещины, составило 3210 МПа. Общий вид образца с трещиной после испытания представлен на рис. 6.



**Рис. 6. Образец с трещиной после испытания предела прочности при сжатии**  
Fig. 5. Cracked specimen after compressive strength test

Полученный результат показывает, что  $\sigma_B^c$  композита с 0.50 мас.% C близок к значению предела прочности при сжатии испытанного для сравнения закаленного от 1010 °C износостойкого чугуна с 17.5 мас.% Cr, 1.5 мас.% Mo, 1 мас.% Cu, 3.0 мас.% C ( $\sigma_B^c = 3270$  МПа).

Отсутствие разрушения образцов с 0.01 и 0.16 мас.% С при испытании предела прочности при сжатии, а также образование трещины в образце с 0.50 мас.% С, с которой он продолжил деформироваться без полного разрушения до предельно допустимой для испытательной машины нагрузки, свидетельствуют о высокой прочности связей армирующих включений с матрицей сплава. При этом повышение содержания углерода в сплаве до 0.50 мас.% оказывает охрупчивающее воздействие. Таким образом, дальнейшее увеличение концентрации углерода, растворенного в матрице, представляется нецелесообразным.

## ВЫВОДЫ

1. Установлено, что увеличение содержания углерода от 0.01 до 0.50 мас.% в композите с матрицей системы Fe-Cr-Mn-Mo-N-C и армирующими частицами в виде конгломератов из MgO, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, AlN приводит к повышению твердости с 238 до 271 HV.
2. Увеличение содержания углерода от 0.01 до 0.50 мас.% в композите приводит к повышению износостойкости при абразивном изнашивании.
3. Установлено, что повышение содержания углерода от 0.01 до 0.50 мас.% в композите приводит к охрупчиванию (образцы с 0.01 и 0.16 мас.% С при испытании предела прочности при сжатии не разрушились, а при 0.50 мас.% С появилась трещина, при этом измеренное значение  $\sigma_B^c$  составило 3210 МПа).

*Авторы выражают благодарность Владиславу Александровичу Кареву за проведение синтеза слитков, а также Игорю Кронидовичу Аверкиеву за проведение электрономикроскопических исследований и энергодисперсионного анализа.*

*Работа выполнена по теме НИР (№ 121030100001-3) с использованием оборудования ЦКП "Центр физических и физико-химических методов анализа, исследования свойств и характеристики поверхности, наноструктур, материалов и изделий" УдмФИЦ УрО РАН.*

*The work was carried out on the subject of research (No. 121030100001-3) using equipment of Core shared research facilities "Center of physical and physical-chemical methods of analysis, investigations of properties and characteristics surface, nanostructures, materials and samples" of UdmFRC UB RAS.*

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Свякин А. Г., Капуткина Л. М. Азотистые и высокоазотистые стали. Промышленные технологии и свойства // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2019. Т. 62, № 3. С. 173-187.  
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-3-173-187>
2. Костина М. В., Ригина Л. Г. Азотсодержащие стали и способы их производства // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2020. Т. 63, № 3. С. 606-622.  
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2020-8-606-622>
3. Мазничевский А. Н., Гойхенберг Ю. Н., Сприкут Р. В. Исследование коррозионной стойкости austenitных сталей не легированных и легированных азотом в окислительной и хлоридной средах // Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия "Металлургия". 2020. Т. 20, № 3. С. 42-51. <https://doi.org/10.14529/met200305>

## REFERENCES

1. Svyazhin A. G., Kaputkina L. M. Azotistye i vysokoazotistye stali. Promyshlennye tekhnologii i svoystva [Nitrogen steels and high nitrogen steels. Industrial technologies and properties]. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedeniy. Chernaya metallurgiya* [Izvestiya. Ferrous Metallurgy], 2019, vol. 62, no. 3, pp. 173-187. (In Russian).  
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-3-173-187>
2. Kostina M. V., Rigina L. G. Azotsoderzhashchie stali i sposoby ikh proizvodstva [Nitrogen-containing steels and methods of their production]. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedeniy. Chernaya metallurgiya* [Izvestiya. Ferrous Metallurgy], 2020, vol. 63, no. 8, pp. 606-622. (In Russian).  
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2020-8-606-622>
3. Maznichevsky A. N., Goikhenberg Yu. N., Sprikut R. V. Issledovanie korroziionnoy stoykosti austenitnykh staley ne legirovannykh i legirovannyykh azotom v okislitel'noy i khloridnoy sredakh [Corrosion resistance of austenitic stainless steels without nitrogen and nitrogen-alloyed in oxidizing and chloride environment]. *Vestnik YuUrGU. Metallurgiya* [Bulletin of the South Ural State University. Metallurgy], 2020, vol. 20(3), pp. 42-51. (In Russian). <https://dx.doi.org/10.14529/met200305>

- 4.** Speidel M. O. Nitrogen Containing Austenitic Stainless Steels // Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, 2006, vol. 37, no. 10. pp. 875-880.  
<https://doi.org/10.1002/mawe.200600068>
- 5.** Шпайдель М.О. Новые азотсодержащие austenитные нержавеющие стали с высокими прочностью и пластичностью // Металловедение и термическая обработка металлов. 2005. № 11. С. 9-13.
- 6.** Меркушин Е. А., Березовская В. В. Взаимосвязь между потенциалом пittingовой коррозии и химическим составом austenитных нержавеющих сталей, легированных азотом // Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки. 2016. Т. 21, № 3. С. 1160-1163.  
<https://doi.org/10.20310/1810-0198-2016-21-3-1160-1163>
- 7.** Коршунов Л.Г., Носкова Н.И., Корзников А.В., Черненко Н.Л., Вильданова Н.Ф. Влияние интенсивной пластической деформации на микроструктуру и трибологические свойства баббита B83 // Физика металлов и металловедение. 2009. Т. 108, № 5. С. 551-559.
- 8.** Илюшин В. В., Потехин Б. А. Технология турбулентного литья – новый способ совершенствования структуры сплавов // Литье и металлургия. 2010. № 3. С. 69-72.  
<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2010-3-69-72>
- 9.** Калашников И. Е., Болотова Л. К., Кобелева Л. И., Катин И. В., Быков П. А., Колмаков А. Г., Михеев Р. С., Коберник Н. В. Композиционный материал на основе сплавов системы Sn-Sb-Cu и способ его получения // Патент РФ № 2585588, 2016.
- 10.** Dorofeev G., Karev V., Goncharov O., Kuzminykh E., Sapegina I., Lubnin A., Mokrushina M., Lad'yanov V. Aluminothermic Reduction Process Under nitrogen gas pressure for preparing high nitrogen austenitic steels // Metallurgical and Materials Transactions B: Process Metallurgy and Materials Processing Science, 2019, vol. 50, no. 2, pp. 632-640.  
<https://doi.org/10.1007/s11663-018-1499-x>
- 11.** Ладьянов В. И., Дорофеев Г. А., Кузьминых Е. В., Карев В. А., Лубнин А. Н. Алюминиобартермический синтез высокоазотистой стали // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2019. Т. 62, № 2. С. 154-162.  
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-2-154-162>
- 12.** Дорофеев Г. А., Карев В. А., Кузьминых Е. В., Ладьянов В. И., Лубнин А. Н., Ваулин А. С., Мокрушина М. И. К вопросу получения высокоазотистой коррозионно-стойкой стали алюминиотермическим методом в среде азота высокого давления // Металлы. 2013. № 1. С. 3-14.
- 13.** Зуев А. Ю., Цветков Д. С. Химическая термодинамика: учебник. Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2020. 183 с.
- 14.** Соболев В. Ф., Андрианов Н. В., Чичко А. А. Расчет процессов растворения порошка углерода в железоуглеродистых расплавах // Литье и металлургия. 2004. Т. 32, № 4. С. 72-75.
- 4.** Speidel M. O. Nitrogen Containing Austenitic Stainless Steels. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 2006, vol. 37, no. 10. pp. 875-880.  
<https://doi.org/10.1002/mawe.200600068>
- 5.** Speidel M. O. New nitrogen-bearing austenitic stainless steel with high strength and ductility. *Metal Science and Heat Treatment*, 2005, vol. 47, pp. 489-493.  
<https://doi.org/10.1007/s11041-006-0017-y>
- 6.** Merkushkin E. A., Berezovskaya V. V. Vzaimosvyaz' mezhdu potentsialom pittingovoy korrozi i khimicheskim sostavom austenitnykh nerzhaveyushchikh staley, legirovannyykh azotom [Relationship between pitting corrosion potential and chemical composition of the austenitic stainless steels alloyed with nitrogen]. *Vestnik Tambovskogo universiteta. Seriya: Estestvennye i tekhnicheskie nauki* [Bulletin of the Tambov University. Series Natural and technical sciences], 2016, vol. 21, no. 3, pp. 1160-1163. (In Russian).  
<https://doi.org/10.20310/1810-0198-2016-21-3-1160-1163>
- 7.** Korshunov L. G., Noskova N. I., Korznikov A. V., Chernenko N. L., Vil'Danova N. F. Effect of severe plastic deformation on the microstructure and tribological properties of a babbitt B83. *The Physics of Metals and Metallography*, 2009, vol. 108, no. 5, pp. 519-526. <https://doi.org/10.1134/S0031918X0911012X>
- 8.** Ilushin V. V., Potehin B. A. Tekhnologiya turbulentnogo lit'ya – novyy sposob sovershenstvovaniya struktury splavov [Technology of turbulent casting is a new way of the alloys structures improvement]. *Litiyo i Metallurgiya* [Foundry Production and Metallurgy], 2010, no. 3, pp. 69-72. (In Russian).  
<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2010-3-69-72>
- 9.** Kalashnikov I. E., Bolotova L. K., Kobeleva L. I., Katin I. V., Bykov P. A., Kolmakov A. G., Mikheev R. S., Kobernik N. V. Kompozitsionnyy material na osnove splavov sistemy Sn-Sb-Cu i sposob ego polucheniya [Compositional material based on alloys of the Sn-Sb-Cu system and the method of its receipt]. *Patent RU 2585588*, 2016.
- 10.** Dorofeev G., Karev V., Goncharov O., Kuzminykh E., Sapegina I., Lubnin A., Mokrushina M., Lad'yanov V. Aluminothermic Reduction Process Under nitrogen gas pressure for preparing high nitrogen austenitic steels. *Metallurgical and Materials Transactions B: Process Metallurgy and Materials Processing Science*, 2019, vol. 50, no. 2, pp. 632-640.  
<https://doi.org/10.1007/s11663-018-1499-x>
- 11.** Lad'yanov V. I., Dorofeev G. A., Kuz'minykh E. V., Karev V. A., Lubnin A. N. Synthesis of High-Nitrogen Steel by SHS Reduction With Aluminum. *Steel in Translation*, 2019, vol. 49, no. 2, pp. 102-109.  
<https://doi.org/10.3103/S0967091219020104>
- 12.** Dorofeev G. A., Karev V. A., Kuzminykh E. V., Ladyanov V. I., Lubnin A. N., Vaulin A. S., Mokrushina M. I. Manufacture of high-nitrogen corrosion-resistant steel by an aluminothermic method in a high-pressure nitrogen atmosphere. *Russian Metallurgy (Metally)*, 2013, vol. 2013, pp. 1-10.  
<https://doi.org/10.1134/S0036029513010047>
- 13.** Zuev A. Yu., Tsvetkov D. S. *Himicheskaya termodinamika: uchebnik* [Chemical thermodynamics: textbook]. Yekaterinburg: Ural University Publ., 2020. 183 p.
- 14.** Sobolev V. F., Andrianov N. V., Chichko A. A. Raschet protsessov rastvorenija poroshka ugleroda v zhelezouglerekistykh rasplavakh [Calculation of the processes of carbon powder dissolving in iron-carbon melts]. *Litiyo i Metallurgiya* [Foundry Production and Metallurgy], 2004, vol. 32, no. 4. pp. 72-75. (In Russian).

- 15.** Лобанов М. Л., Зорина М. А. Методы определения коэффициентов диффузии: учеб. пособие. Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2017. 100 с.
- 16.** Кабишов С. М., Трусова И. А., Ратников П. Э., Корнеев С. В. Определение границ двухфазной зоны углеродистых и легированных сталей // Литье и металлургия. 2015. Т. 79, № 2. С. 82-88.
- 17.** Смирнов Л. А., Гудов А. Г., Бурмасов С. П., Орыщенко А. С., Калинин Г. Ю. Исследование физико-химических характеристик расплавов коррозионностойких сталей, легированных азотом // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2020. Т. 63, № 9. С. 679-685. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2020-9-679-685>
- 18.** Шишалова Г. В., Кулакова М. А., Варлашова Е. Е. Опыт применения спектрометра с индуктивно-связанной плазмой Spectroflame Modula S для исследования химического состава реакторных материалов // Аналитика и контроль. 2003. Т. 7, № 2. С. 186-189.
- 19.** Пупышев А. А., Данилова Д. А. Использование атомно-эмиссионной спектрометрии с индуктивно связанный плазмой для анализа материалов и продуктов черной металлургии // Аналитика и контроль. 2007. Т. 11, № 2-3. С. 131-181.
- 15.** Lobanov M. L., Zorina M. A. *Metody opredeleniya koefficientov diffuzii: ucheb. posobie* [Methods for determining diffusion coefficients: a tutorial]. Yekaterinburg: Ural University Publ., 2017. 100 p.
- 16.** Kabilshov S. M., Trusova I. A., Ratnikov P. Je., Korneev S. V. *Opredelenie granits dvukh faznoy zony uglerodistykh i legirovannykh staley* [Defining the boundaries of the two-phase zone of carbon and alloy steels]. *Lityo i Metallurgiya* [Foundry production and metallurgy], 2015, vol. 79, no. 2, pp. 82-88. (In Russian).
- 17.** Smirnov L. A., Gudov A. G., Burmasov S. P., Oryshchenko A. S., Kalinin G. Yu. The Physicochemical Characteristic Study of Melts of Corrosion Resistant Nitrogen-Alloyed Steels. *Steel in Translation*, 2020, vol. 50, no. 10, pp. 659-664. <https://doi.org/10.3103/S0967091220100095>
- 18.** Shishalova G. V., Kulakova M. A., Varlashova E. E. Opyt primeneniya spektrometra s induktivno-svyazannoy plazmoy Spectroflame Modula S dlya issledovaniya khimicheskogo sostava reaktornykh materialov [Experience of the ICP-spectrometer spectroflame modula s using for analysis chemical composition of reactor materials]. *Analitika i kontrol'* [Analytics and Control], 2003, vol. 7, no. 2, pp. 186-189. (In Russian).
- 19.** Pupyshev A. A., Danilova D. A. Ispol'zovanie atomno-emissionnoy spektrometrii s induktivno svyazannoy plazmoy dlya analiza materialov i produktov chernoy metallurgii [The use of inductively coupled plasma atomic emission spectrometry for analysis of materials and ferrous metallurgy products]. *Analitika i kontrol'* [Analytics and Control], 2007, vol. 11, no. 2-3, pp. 131-181. (In Russian).

Поступила 20.01.2023; принята к опубликованию 10.02.2023  
Received January 20, 2023; accepted February 10, 2023

### Информация об авторах

**Коновалов Максим Сергеевич**, младший научный сотрудник, УдмФИЦ УрО РАН, Ижевск, Российская Федерация, e-mail: [maksim.kov@mail.ru](mailto:maksim.kov@mail.ru)

**Ладьянов Владимир Иванович**, доктор физико-математических наук, профессор, руководитель научного центра металлургической физики и материаловедения, УдмФИЦ УрО РАН, Ижевск, Российская Федерация

**Мокрушина Марина Ивановна**, младший научный сотрудник, УдмФИЦ УрО РАН, Ижевск, Российская Федерация

**Овчаренко Павел Георгиевич**, старший научный сотрудник, УдмФИЦ УрО РАН, Ижевск, Российская Федерация

### Information about the authors

**Maksim S. Konovalov**, Junior Researcher, Udmurt Federal Research Center UB RAS, Izhevsk, Russian Federation, e-mail: [maksim.kov@mail.ru](mailto:maksim.kov@mail.ru)

**Vladimir I. Lad'yanov**, Dr .Sc. (Phys.-Math.), Professor, Head of the Research Center for Metallurgical Physics and Materials Science, Udmurt Federal Research Center UB RAS, Izhevsk, Russian Federation

**Marina I. Mokrushina**, Junior Researcher, Udmurt Federal Research Center UB RAS, Izhevsk, Russian Federation

**Pavel G. Ovcharenko**, Senior Researcher, Udmurt Federal Research Center UB RAS, Izhevsk, Russian Federation