

УДК 621.723

Григорчик А.Н., Белоцерковский М.А., Астрашаб Е.В., Казначеева Д.А.

ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ, ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ И УСТОЙЧИВОСТЬ К КОРРОЗИИ ГАЗОТЕРМИЧЕСКОГО ПОКРЫТИЯ ИЗ ЖЕЛЕЗО-АЛЮМИНИЕВОГО ПСЕВДОСПЛАВА

Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси,

Минск, Беларусь

Исследовано структурно-фазовое состояние, трибомеханические свойства, а также коррозионная стойкость газотермических покрытий из стали 08Г2С, Fe-Al псевдосплава, а также псевдосплава, подвергнутого термической обработке. Установлено, что износостойкость покрытия из Fe-Al псевдосплава в 3,6 раза выше, чем износостойкость покрытия из стали 08Г2С. Показано, что в результате термической обработки Fe-Al псевдосплава в нем выделяются интерметаллидные фазы Al_3Fe_2 и $AlFe_3$, обеспечивающие повышение износостойкости покрытия в 2,7 раз в условиях сухого трения и в 1,35 раз при трении в смазочном материале, по сравнению с исходным состоянием. Установлено, что скорость коррозии газотермического покрытия из Fe-Al псевдосплава в 4,5 раза ниже скорости коррозионного растворения покрытия из стали 08Г2С.

Ключевые слова: высокоскоростная металлизация, псевдосплав, термическая обработка, интерметаллиды, структура, фазовый состав, износостойкость, коррозионная стойкость.

Введение. Композиционные покрытия, напыленные методом высокоскоростной металлизации, обладают характерными особенностями по сравнению с покрытиями, напыленными с использованием одного сплава, а также монолитными материалами. В работах [1–6] показано, что покрытия из псевдосплавов могут содержать пониженное количество оксидов, метастабильного аустенита, а также обладают повышенной износостойкостью в условиях граничного трения по сравнению с покрытиями из одной стали. Однако композиционные покрытия уступают по прочностным свойствам монолитным материалам. Вместе с тем, сочетание материалов на стальной основе и цветных сплавов в напыляемых псевдосплавах значительно расширяет возможности повышения их прочностных и трибомеханических свойств за счет выделения в них твердых интерметаллидных фаз при дополнительной термической обработке. Систематические данные по структуре и свойствам покрытий из псевдосплавов, подвергнутых отжигу, в настоящее время отсутствуют.

В связи с этим, целью работы являлось исследование влияния различных режимов отжига покрытия из железо-алюминиевого псевдосплава, полученного методом высокоскоростного распыления проволок 08Г2С и АК12, на структурно-фазовый состав, триботехнические свойства и устойчивость покрытия к коррозии.

Изготовление образцов и методики исследований. Напыление газотермического покрытия из Fe-Al псевдосплава выполнялось методом высокоскоростной металлиза-

ции с использованием установки АДМ-10 [2, 7]. Диаметр напыляемых стальной и алюминиевой проволок составлял 2 мм. Химический состав напыленного псевдосплава и исходных проволок представлен в таблице 1. С целью сравнения структуры и свойств напыленного псевдосплава со стандартным стальным покрытием проводилось напыление покрытия из стали 08Г2С.

Таблица 1 – Химический состав исходных стальной и алюминиевой проволок, а также Fe-Al псевдосплава, полученного методом высокоскоростного распыления

Материал	Содержание элемента, масс. %								
	Al	Si	S	Cr	Mn	V	Cu	Fe	Примеси
08Г2С	–	0,76	0,04	0,10	2,01	–	0,11	Основа	–
АК12	Основа	11,60	–	–	0,54	–	0,60	1,37	до 2,7
псевдосплав Fe-Al (08Г2С+АК12)	33,61	4,12	0,01	0,02	0,86	0,01	0,06	Основа	–

Напыление газотермических покрытий проводилось на подложку (70×70×5 мм) из стали 20. Толщина покрытий составляла $\approx 1,2$ –1,5 мм. Исследование структурно-фазового состава и триботехнических свойств проводилось на вырезанных образцах с размерами 8×6×5 мм.

Термическая обработка образцов покрытий из псевдосплава проводилась в камерной печи со стационарным подом SNOL 7.2/1100. Температура нагрева составляла 510, 530 и 550 °С. Время выдержки 1 час, охлаждение проводилось на воздухе.

Исследование фазового состава покрытий осуществлялось на дифрактометре ДРОН-3.0 в монохроматизированном кобальтовом (CoK_{α}) излучении при напряжении 28 кВ и анодном токе 14 мА. Расшифровка рентгенограмм осуществлялось с использованием программного обеспечения Crystallographica Search-Match с картотекой PDF-2. Металлографические исследования проводились на оптическом микроскопе АЛЬТА-МИ МЕТ 1МТ с использованием программного обеспечения AltamiStudio 3.3. Пробо-подготовка осуществлялась на шлифовально-полировальной станции Tegamin-25.

Сравнительные триботехнические испытания проводились в режиме сухого и граничного трения. Испытания проводились по схеме возвратно-поступательного движения призматического образца (8×6×5 мм) по пластинчатому контртелу при средней скорости взаимного перемещения $\approx 0,1$ м/с. В качестве контртела использовалась пластина (90×30×3 мм), изготовленная из закаленной углеродистой стали У8, с твердостью 700 HV 10. Номинальная удельная нагрузка испытаний P в условиях сухого трения составляла 1,5 МПа, а при трении в смазочном материале (И-20) составляла 10 МПа. Путь трения L составлял приблизительно 1200 м, с промежуточными замерами массового и линейного износа.

Для испытаний коррозионной стойкости покрытий изготавливались образцы размерами 10×10×5 мм. Образцы предварительно шлифовались на наждачной бумаге с зернистостью 14–20 мкм. В качестве коррозионной среды использовался 10 %-й водный раствор NaCl. Через определенные промежутки времени образцы извлекались из раствора, высушивались и проводилось их взвешивание.

Результаты исследований и их обсуждение. При высокоскоростной металлизации Fe-Al псевдосплава формируется покрытие, содержащее чередующиеся слои стальных и алюминиевых частиц (рис. 1, а). Пористость данного покрытия не превышает ≈ 3 об. %. Отжиг покрытий из Fe-Al псевдосплава при 510, 530 и 550 °С в течение

1 часа приводит к повышению их пористости до ≈ 5 , 12 и 17 об. %, соответственно (рис. 1, таблица 2).

В табл. 2 представлены результаты рентгеноструктурного анализа газотермических покрытия 08Г2С, Fe-Al псевдосплава, а также покрытий из псевдосплава после отжига. Из таблицы 2 можно видеть, что покрытие из стали 08Г2С состоит из α -Fe, а также оксидов железа FeO, Fe₃O₄ (≈ 25 об. %). Покрытие из Fe-Al псевдосплава включает в себя α -Fe, Al и небольшое количество оксидов Al₂O₃ и Fe₃O₄.

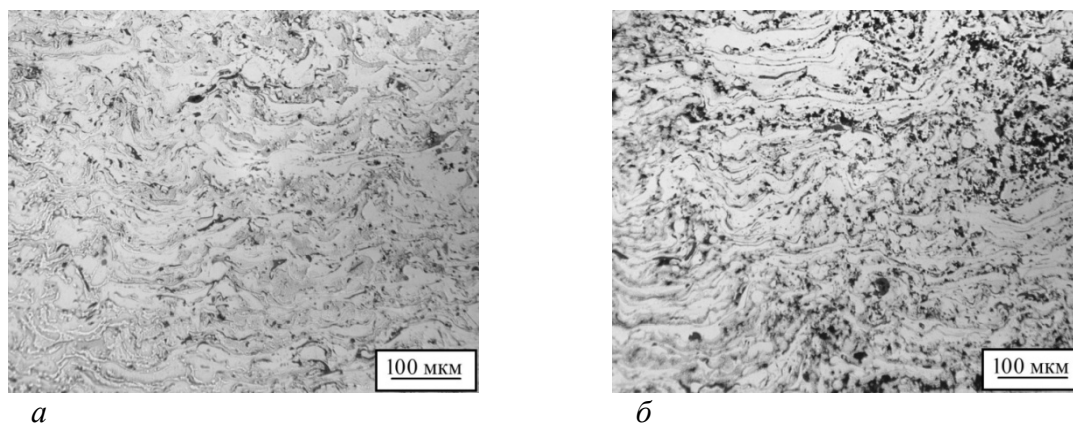


Рис. 1. Характерные микроструктуры напыленного покрытия из Fe-Al псевдосплава («08Г2С+АК12»):
а – в исходном состоянии; б – после отжига при 530 °С (1 час)

Низкое содержание оксидов железа в псевдосплаве связано с предотвращением окисления частиц железа за счет их обволакивания легкоплавким алюминием в процессе металлизации, а также с восстановлением оксидов железа алюминием. В результате этого, распыляемые частицы стали 08Г2С при охлаждении в полете практически не контактируют с кислородом воздуха, и, как следствие, в покрытиях регистрируется пониженное количество оксидов железа. При этом образование тонкой пленки оксида Al₂O₃ на поверхности расплавленных алюминиевых частиц также защищает их от окисления.

Таблица 2 – Фазовый состав газотермических покрытий из стали 08Г2С и Fe-Al псевдосплава после отжига при различных температурах

Материала газотермического покрытия и вид его обработки	Фазовый состав	Пористость, об. %
08Г2С	α -Fe, FeO, Fe ₃ O ₄	2–3
08Г2С+АК12	α -Fe, Al, Al ₂ O ₃ , Fe ₃ O ₄	2–3
08Г2С+АК12,ТО при 510 °С	α -Fe, Al, Al ₅ Fe ₂ , AlFe ₃ , Al ₂ O ₃ , FeO, Fe ₃ O ₄	3–5
08Г2С+АК12,ТО при 530 °С	α -Fe, Al, Al ₅ Fe ₂ , AlFe ₃ , Al ₂ O ₃ , FeO, Fe ₃ O ₄	10–12
08Г2С+АК12,ТО при 550 °С	α -Fe, Al ₅ Fe ₂ , AlFe ₃ , Al ₂ O ₃ , FeO, Fe ₃ O ₄	14–17

В результате отжига псевдосплавов в покрытиях уменьшается количество Al, выделяются интерметаллидные фазы Al₅Fe₂ и AlFe₃, а также, повышается пористость покрытий (табл. 2). Увеличение пористости при отжиге покрытий обусловлено реализацией эффектов Френкеля и Киркендалла [8, 9]. Они заключаются в том, что при отжиге двух разнородных сваренных материалов происходит диффузия атомов более активного материала (в нашем случае – алюминия) по вакансионному механизму, при этом, вакансии перемещаются в направлении обратного потока диффундирующих атомов алюминия.

В результате этого, происходит смещение границы раздела двух материалов, образование интерметаллидных слоев, а также формирование диффузионной пористости [8, 9].

Твердость и микротвердость газотермических покрытий из стали 08Г2С, Fe-Al псевдосплава, а также псевдосплава после термической обработки представлена в табл. 3.

Из представленных в таблице 3 данных можно видеть, что микротвердость стальных прослоек термообработанных покрытий из Fe-Al псевдосплава выше, чем стальных прослоек покрытия из стали 08Г2С (таблица 3). Повышенные значения микротвердости стальных прослоек термообработанных покрытий из Fe-Al псевдосплава обусловлены образованием интерметаллидных фаз Al_5Fe_2 и $AlFe_3$ (таблица 2, рис. 2). В то же время отжиг покрытия при 510–550 °С не приводит к существенному увеличению его макротвердости (185, 180 и 175 HV 30) (таблица 3). Незначительное изменение значений макротвердости покрытий из псевдосплава Fe-Al, подвергнутого термической обработке, связано с повышением пористости покрытий, что в свою очередь снижает эффект от упрочнения покрытий за счет выделения в них интерметаллидных фаз (таблица 2).

Таблица 3 – Твердость и микротвердость газотермических покрытий из стали 08Г2С и Fe-Al псевдосплава

Материал	Микротвердость стальных прослоек покрытий, HV 0,025	Твердость покрытий, HV 30
08Г2С	270	270
08Г2С+АК12	270	180
08Г2С+АК12, ТО при 510 °С	320	185
08Г2С+АК12, ТО при 530 °С	340	180
08Г2С+АК12, ТО при 550 °С	380	175

Результаты триботехнических испытаний в условиях сухого и граничного трения газотермических покрытий из стали 08Г2С, Fe-Al псевдосплава, а также псевдосплава после отжига представлены на рисунке 2 и в таблице 4.

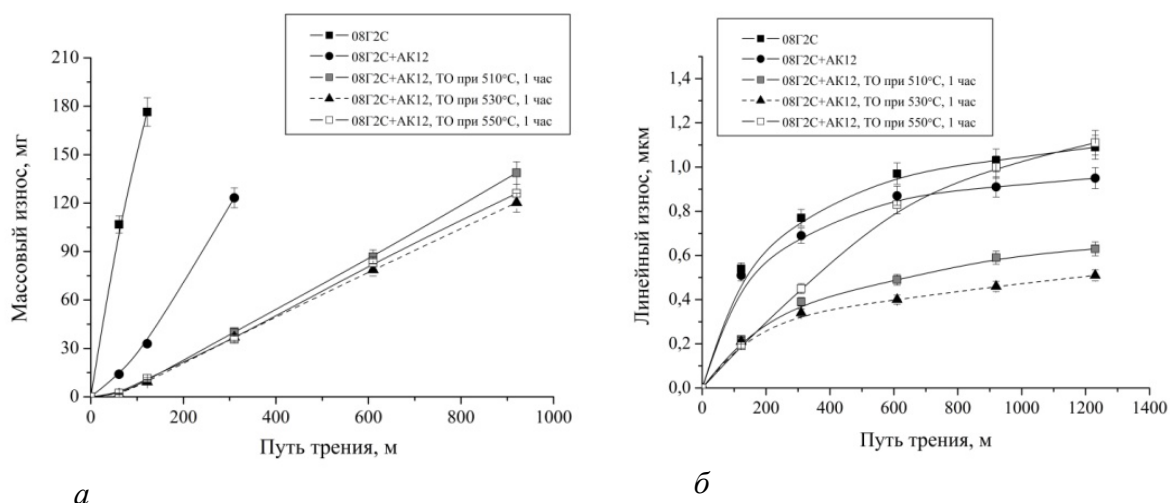


Рис. 2. Зависимости массового и линейного износа от пути трения для газотермических покрытий из псевдосплавов в исходном состоянии и после термической обработки: а – в условиях сухого трения; б – граничного трения

Из результатов триботехнических испытаний в условиях сухого трения можно видеть, что, несмотря на более высокую твердость покрытия из стали 08Г2С по сравне-

нию с покрытием из Fe-Al псевдосплава, последнее имеет интенсивность изнашивания в 3,6 раза более низкую по сравнению со стальным покрытием.

Повышенная износостойкость покрытия из псевдосплава обусловлена пониженным содержанием в нем оксидов железа Fe_3O_4 , что обеспечивает повышение прочности сцепления между частицами покрытия и приводит к уменьшению скорости зарождения и распространения микротрещин в процессе фрикционного взаимодействия. При этом, регистрируется увеличение коэффициента сухого трения покрытия из псевдосплава, что также указывает на возрастание удельной работы его изнашивания.

Таблица 4 – Интенсивности массового и линейного изнашивания, а также коэффициенты трения газотермических покрытий из Fe-Al псевдосплава в исходном состоянии и после термической обработки при различных температурах в течение 1 часа

Материал	Интенсивность массового изнашивания в условия сухого трения $I_q, \times 10^{-3}$ мг/м	Коэффициент трения в условиях сухого трения, f	Интенсивность линейного изнашивания в условиях граничного трения $I_h, \times 10^{-10}$ (без учета пути трения приработки ≈ 100 м)
08Г2С	1450	0,55	5,10
08Г2С+АК12	400	0,60	4,10
08Г2С+АК12, ТО при 510 °С	150	0,70	3,85
08Г2С+АК12, ТО при 530 °С	130	0,70	3,05
08Г2С+АК12, ТО при 550 °С	135	0,75	8,60

Термическая обработка покрытия из Fe-Al псевдосплава при 510 °С в течение 1 часа приводит к существенному возрастанию износостойкости покрытия при сухом трении (таблица 4, рис. 2). Повышение износостойкости псевдосплава после отжига в условиях сухого трения связано с повышением прочностных свойств покрытия за счет выделения интерметаллидных фаз Al_5Fe_2 и $AlFe_3$, как на границах между стальными и алюминиевыми прослойками, так и в легированной алюминием стали.

Повышение температуры отжига псевдосплава до 530, 550 °С приводит к дальнейшему повышению износостойкости покрытия. Возрастание износостойкости покрытий после термической обработки при температурах 530 °С и 550 °С по сравнению с покрытием обработанным при 510 °С связано с увеличением в них количества интерметаллидных фаз Al_5Fe_2 и $AlFe_3$ (рис. 2, таблица 2, 4).

Результаты триботехнических испытаний в условиях трения в смазочном материале И-20 показывают, что износостойкость Fe-Al псевдосплава в 1,25 раза превышает износостойкость покрытия из стали 08Г2С. Повышение износостойкости псевдосплава связано с пониженным содержанием в нем оксидов железа FeO и Fe_3O_4 , а также с реализацией принципа Шарпи при трении псевдосплава в смазочном материале.

Термическая обработка покрытий из Fe-Al псевдосплава при 510 °С и 530 °С в течение 1 часа приводит к дальнейшему возрастанию износостойкости при трении в смазочном материале И-20. В частности, интенсивность линейного изнашивания покрытия

из псевдосплава после термической обработки при 530 °С составляет $3,05 \cdot 10^{-10}$, что в 1,35 раза ниже по сравнению с покрытием из Fe-Al псевдосплава и в 1,65 раз ниже по сравнению с покрытием из стали 08Г2С (таблица 4, рис. 2). Возрастание износостойкости после термической обработки покрытий из псевдосплава при 510 °С и 530 °С связано с упрочнением покрытий за счет выделения в них интерметаллидных фаз Al_5Fe_2 и $AlFe_3$. Необходимо отметить, что дальнейшее увеличение температуры обработки покрытия из Fe-Al псевдосплава до 550 °С приводит к существенному снижению износостойкости покрытия. Указанное снижение износостойкости, по нашему мнению, связано с ускоренным развитием микротрещин в покрытиях с повышенной пористостью (14–17 об. %) в процессе фрикционного взаимодействия. Кроме того, при трении данного покрытия в смазочном материале, последний проникает в поры покрытия и при дальнейших испытаниях в условиях высоких контактных давлений расклинивает несплошности, что способствует выкрашиванию частиц покрытия и его разрушению.

На рис. 3 и в таблице 5 приведены результаты испытаний покрытий на коррозионную стойкость (зависимость удельной потери массы от времени и средняя скорость коррозии материала покрытия, соответственно).

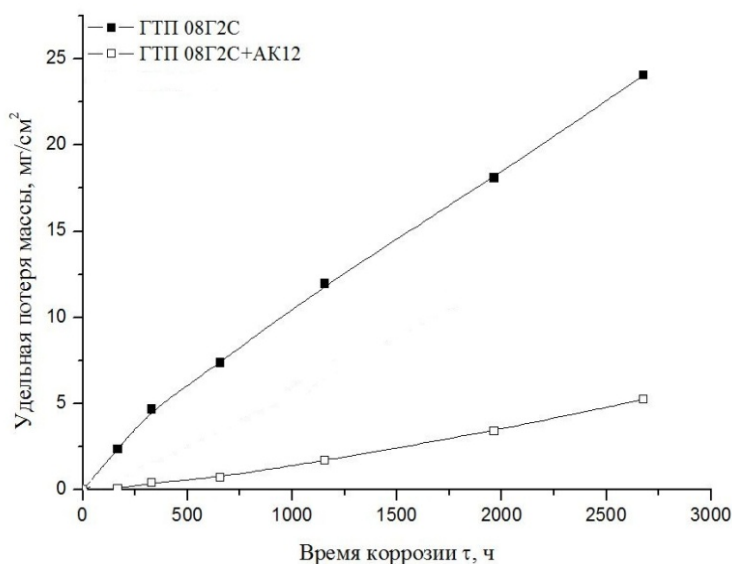


Рис. 3. Зависимость удельной потери массы от времени коррозии

Таблица 5 – Средняя скорость коррозии материалов газотермического покрытия

Материал газотермических покрытий	Средняя условная скорость коррозии, $\times 10^{-3}$ мг/см ² ·ч
08Г2С	9,0
08Г2С+АК12	2,0

На основании результатов, приведенных на рис. 3 и в таблице 5, можно сделать вывод, что наибольшей коррозионной стойкостью обладает газотермическое покрытие из Fe-Al псевдосплава. Увеличение сопротивления коррозионному растворению покрытия из псевдосплава можно связать с наличием алюминия в составе данного покрытия, а также с пониженным содержанием в нем оксидов Fe_3O_4 . Таким образом, можно сделать заключение, что покрытие из Fe-Al псевдосплава обладает скоростью коррозии в 4,5 раза более низкой по сравнению с покрытием из стали 08Г2С.

Заключение. Исследовано структурно-фазовое состояние и трибомеханические свойства напыленных методом высокоскоростной металлизации покрытий из Fe-Al псевдосплава в исходном состоянии, а также после термической обработки при 510 °С, 530 °С и 550 °С в течение 1 часа.

Установлено, что покрытие из Fe-Al псевдосплава содержит пониженное количество оксидов железа, что способствует повышению прочностных свойств и износостойкости в условиях сухого трения по сравнению с покрытием из стали 08Г2С. Показано, что интенсивность массового изнашивания покрытия из Fe-Al псевдосплава в 3,6 раза ниже, чем у стального покрытия из 08Г2С. Установлено, что термическая обработка покрытия из Fe-Al псевдосплава при 510 °С, 530 °С и 550 °С обеспечивает выделение в них интерметаллидных фаз Al_5Fe_2 и $AlFe_3$, что приводит к увеличению износостойкости покрытия в условиях сухого трения до 2,7 раз по сравнению с необработанным состоянием. Термическая обработка Fe-Al покрытия при 530 °С приводит к возрастанию его износостойкости в условиях граничного трения в 1,35 раза по сравнению с исходным состоянием и в 1,7 раза по сравнению с покрытием из стали 08Г2С.

Установлено, что скорость коррозии покрытия из Fe-Al псевдосплава в 4,5 раза ниже скорости коррозионного растворения покрытия из стали 08Г2С.

ЛИТЕРАТУРА

1. Влияние ионно-лучевого азотирования на структурно-фазовое состояние и триботехнические свойства экономичных газотермических покрытий из проволочных сталей различных классов / В. А. Кукареко, М.А. Белоцерковский, А. В. Белый, А. Н. Григорчик // Трение и износ. – 2013 (34). – № 6. – С. 621–627.
2. Белоцерковский, М. А. Технологии активированного газопламенного напыления антифрикционных покрытий. – Минск.: УП «Технопринт», 2004. – 200 с.
3. Белоцерковский, М. А. Активированное газопламенное и электродуговое напыление покрытий проволочными материалами / М.А. Белоцерковский, А.С. Прядко // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2006. – № 12 – С. 17–23.
4. Износостойкость гиперзвуковых газотермических покрытий из сталей различных классов, подвергнутых ионно-плазменному азотированию / А. Н. Григорчик, В. А. Кукареко, М.А. Белоцерковский // Вестник Белорусского государственного университета транспорта. – 2016. – № 1. – С. 308–311.
5. Структурно-фазовое состояние и износостойкость в условиях граничного трения обработанных ионами азота газотермических покрытий из сталей различных классов / В. А. Кукареко, А. В. Белый, М. А. Белоцерковский, А. Н. Григорчик // Трение и износ. – 2015 (36). – № 6. – С. 661–670.
6. Исследования структуры и свойств плазменных покрытий на основе Fe-Al / И. А. Селиверстов, Г. Н. Троцан, И. В. Смирнов, С.Р. Селиверстова // Научный вестник Херсонской государственной морской академии. – 2014. – № 1 (10). – С. 249–254.
7. Витязь, П. А. Замена гальванического хромирования на технологию гиперзвуковой металлизации при ремонте деталей узлов трения скольжения / П.А. Витязь, М.А. Белоцерковский, А. И. Камко, А. С. Прядко // Ремонт, восстановление, модернизация. – 2010. – №10. – С. 2–5.
8. Криштал, М.А. Механизм диффузии в железных сплавах / М.А. Криштал. – М.:Металлургия, 1972. – 400 с.
9. Бокштейн, Б. С. Диффузия в металлах / С. Б. Бокштейн. – М: Metallurgy, 1978. – 248 с.

Поступила 21.05.2020