

УДК 621.762.016

DOI dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2019-4-4-13

Влияние микролегирования натрием на контактную выносливость и механические свойства горячедеформированных порошковых сталей

© 2019 г. В.Ю. Дорофеев, А.Н. Свиридова, Л.И. Свистун

Южно-Российский государственный политехнический университет (ЮРГПУ–НПИ) им. М.И. Платова, г. Новочеркасск

Кубанский государственный технологический университет (КубГТУ), г. Краснодар

Статья поступила в редакцию 14.08.19 г., доработана 01.09.19 г., подписана в печать 03.09.19 г.

Кольца подшипников качения представляют собой большой резерв для расширения объемов производства продукции порошковой металлургии. В настоящее время этот резерв реализован не в полной мере. Горячая штамповка пористых заготовок обеспечивает возможность получения высокоплотных материалов для изготовления тяжело нагруженных изделий, в частности колец подшипников качения. Проблема изготовления горячештампованных колец подшипников связана с присутствием большого количества примесей в исходных порошках, а также наличием остаточных тупиковых пор и микротрещин в поверхностном слое деталей, что обусловлено подстуживанием нагретой пористой заготовки при выполнении технологических операций горячей допрессовки. Рассмотрена возможность повышения механических свойств и контактной выносливости горячедеформированных сталей эвтектоидного состава, полученных на основе хромомолибденового железного порошка, а также нелегированных железных порошков с различным содержанием примесей, за счет микролегирования натрием. Натрий вводили в виде бикарбоната. С целью снижения вероятности окисления нагретой пористой заготовки при горячей штамповке (ГШ) использовали предложенный ранее способ получения высокоплотного порошкового хромосодержащего материала на основе железа. Способ предусматривает получение холоднопрессованных заготовок с пористостью 10–12 %, их спекание в вакуумной печи и последующую ГШ. Для определения механических свойств и проведения структурного анализа получали призматические образцы размером 10×10×55 мм. Контактную выносливость исследовали с применением цилиндрических образцов $\varnothing 26 \times 6$ мм. Испытания проводили путем обкатки плоских поверхностей цилиндрических образцов шариками. Введение микродобавок Na позволяет существенно повысить контактную долговечность порошковых сталей по сравнению с нелегированными образцами, а также по отношению к образцам-свидетелям из термообработанной стали ШХ15, что обусловлено уменьшением размера зерна аустенита, повышением качества межчастичного сращивания и снижением величины поверхностной пористости. Углеродистые порошковые стали, содержащие оптимальное количество микродобавки натрия (0,2 мас.%), могут быть использованы при изготовлении конструктивных изделий, работающих в условиях воздействия контактных нагрузок.

Ключевые слова: горячая штамповка, пористые заготовки, контактная выносливость, хрупкое и вязкое разрушение, межчастичное сращивание, когезия, контактное взаимодействие, поверхность частиц, легирование, микролегирование, бикарбонат натрия, окисление, хромомолибденовые железные порошки.

Дорофеев В.Ю. – докт. техн. наук, проф. кафедры «Технология машиностроения, технологические машины и оборудование», ЮРГПУ (НПИ) им. М.И. Платова (346428, Ростовская обл., г. Новочеркасск, ул. Просвещения, 132). E-mail: dvyu56.56@mail.ru.

Свиридова А.Н. – ассистент кафедры «Автомобили и транспортно-технологические комплексы», ЮРГПУ (НПИ) им. М.И. Платова. E-mail: anysviridova@yandex.ru.

Свистун Л.И. – докт. техн. наук, проф. кафедры систем управления и технологических комплексов КубГТУ (350072, Краснодарский кр., г. Краснодар, ул. Московская, 2). E-mail: saas25@mail.ru.

Для цитирования: Дорофеев В.Ю., Свиридова А.Н., Свистун Л.И. Влияние микролегирования натрием на контактную выносливость и механические свойства горячедеформированных порошковых сталей. *Изв. вузов. Порошк. металлургия и функц. покрытия*. 2019. № 4. С. 4–13. DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2019-4-4-13.

Dorofeyev V.Yu., Sviridova A.N., Svistun L.I.

The effect of sodium microalloying on the rolling contact fatigue and mechanical properties of hot-deformed powder steels

Rolling bearing rings offer great opportunities for expanding the powder metallurgy production. At present, these opportunities are not fully realized. Hot forging of porous preforms makes it possible to obtain high-density materials for the manufacture of heavy-duty products, in particular rolling bearing rings. The problem of hot-forged bearing ring manufacturing is associated with a large

amount of impurities in initial powders, as well as residual one-side open pores and microcracks in the surface layer of parts caused by cooling down of heated porous blanks in such process operations as hot repressing. The paper considers a potential improvement of mechanical properties and rolling contact endurance of hot-deformed steels with eutectoid composition obtained on the basis of chrome-molybdenum iron powder, as well as unalloyed iron powders with various impurity contents due to microalloying by sodium. Sodium was doped as bicarbonate. The method proposed previously for producing high-density iron-based chromium-bearing powder material was used in order to reduce the probability of heated porous preform oxidation during hot forging (HF). The method involves obtaining cold-pressed blanks with a porosity of 10–12 % with their sintering in a vacuum furnace and subsequent HF. 10×10×55 mm prismatic samples were obtained for mechanical test and structural analysis. Rolling contact endurance was studied using Ø 26×6 mm cylindrical samples. The tests were carried out by running the flat surfaces of cylindrical samples with balls. Doping Na microadditives can significantly increase the rolling contact endurance of powder steels compared to unalloyed samples, as well as with respect to check test pieces made of ShKh15 heat-treated steel due to a decrease in austenite grain size, an increase in the quality of interparticle jointing and a decrease in surface porosity. Carbonaceous powder steels containing the optimum amount of sodium microadditive (0.2 wt.%) can be used to manufacture structural products operating under contact loads.

Keywords: hot forging, porous preforms, rolling contact endurance, brittle and ductile fracture, interparticle jointing, cohesion, contact interaction, particle surface, alloying, microalloying, sodium bicarbonate, oxidation, chromium-molybdenum iron powders.

Dorofeyev V.Yu. – Dr. Sci. (Tech.), prof. of the Department «Engineering technology, technological machines and equipment», Platov South Russian State Polytechnic University (NPI) (346428, Russia, Rostov region, Novocherkassk, Prosveshcheniya str., 132). E-mail: dvyyu56.56@mail.ru.

Sviridova A.N. – assistant of the Department «Automobiles and transport-technological complexes», Platov South Russian State Polytechnic University (NPI). E-mail: anysviridova@yandex.ru.

Svistun L.I. – Dr. Sci. (Tech.) prof. of the Department «Management systems and technological complexes», Kuban State Technological University (350072, Russia, Krasnodar region, Krasnodar, Moskovskaya str., 2). E-mail: saas25@mail.ru.

Citation: Dorofeyev V.Yu., Sviridova A.N., Svistun L.I. The effect of sodium microalloying on the rolling contact fatigue and mechanical properties of hot-deformed powder steels. *Izv. vuzov. Poroshk. metallurgiya i funkts. pokrytiya*. 2019. No. 4. P. 4–13 (In Russ.). DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2019-4-4-13.

Введение

Горячая штамповка пористых заготовок (ГШПЗ) хорошо зарекомендовала себя при производстве тяжело нагруженных конструктивных деталей, испытывающих при эксплуатации значительные статические, динамические, усталостные и контактные нагрузки [1]. К числу таких деталей относятся кольца подшипников качения и шестерни. В 70-е годы прошлого столетия фирма «Federal Mogul» (США) разработала технологию ГШПЗ наружных и внутренних колец конических подшипников грузовиков для трансконтинентальных перевозок. Несколько позже в Словакии была создана опытная полуавтоматическая линия ГШ колец подшипников для концерна ZVL (Словакия) [2]. Примерно в то же время специалистами Новочеркасского политехнического института для цеха порошковой металлургии завода «Ростсельмаш» (г. Ростов-на-Дону) была разработана автоматизированная установка ГШ деталей зерноуборочного комбайна. Однако проведенные исследования по изучению возможности получения колец подшипников качения методом ГШПЗ не были доведены до промышленного внедрения [3].

Проблема изготовления горячештампованных колец подшипников связана, прежде всего, с на-

личием большого количества примесей в исходных порошках. Крупные неметаллические включения вызывают возникновение усталостных трещин в закаленных сталях при воздействии контактных нагрузок [4]. Следует учитывать также, что поверхностный слой горячедеформированных порошковых материалов (ГДПМ) и изделий характеризуется наличием остаточных тупиковых пор, микротрещин, повышенным содержанием неметаллических включений [1, 2, 5]. Это обусловлено подстуживанием и окислением поверхности пористых заготовок при их технологической транспортировке из печи в матрицу и в самой матрице при контакте с ее относительно холодными стенками [6]. В процессе испытаний порошковых сталей на контактную выносливость в поверхностном слое образцов формируются белые нетравящиеся зоны с высокой микротвердостью (~1470 НВ) и так называемые «бабочки», по форме напоминающие крылья и образования в виде лепестков [2, 4, 7]. «Бабочки» локализуются вблизи неметаллических включений и являются местом зарождения усталостных трещин. Усталостная долговечность рассматривается как функция среднего расстояния между включениями [8]. Образование усталост-

ных микротрещин в припоровых областях материала связано с протеканием малых пластических деформаций [9].

Подстуживание нагретой пористой заготовки в процессе ее горячей допрессовки (до $\sim 880^\circ\text{C}$) обуславливает формирование интеркристаллитного излома в поверхностном слое при ударных испытаниях. Неудовлетворительное качество межчастичного сращивания в поверхностном слое образцов отражается и на результатах испытаний на контактную выносливость, значения которой снижаются на 32 % [2]. Повысить качество межчастичного сращивания в поверхностном слое ГДПМ можно за счет оптимизации технологических условий проведения ГШ. Эффективным способом снижения подстуживания поверхности заготовки является подогрев пресс-инструмента [1, 6]. Оптимизация технологических условий ГШПЗ позволила повысить контактную выносливость как самих колец подшипника, так и сопряженных деталей [10]. Положительные результаты получены при ГШ спеченных в вакууме заготовок из распыленного никель-молибденового железного порошка 4600 [11]. Контактная выносливость такого материала находится на уровне компактной подшипниковой стали после дегазации в вакууме, используемой при изготовлении тяжелонагруженных деталей.

Для улучшения условий протекания контактного взаимодействия между частицами порошка как в объеме заготовки, так и в ее поверхностных слоях целесообразно применять микролегирование соединениями щелочных и щелочно-земельных металлов (Na, Ca, Li) [12, 13]. Щелочные металлы способны восстанавливать легирующие элементы сталей из оксидов. Адсорбируясь по границам раздела элементов структуры, они оттесняют гетерофобные элементы в глубь частиц и зерен, что способствует протеканию гомогенизации. При микролегировании порошковых сталей большое значение имеет выбор типа соединения, содержащего легирующий элемент. В частности, активация спекания порошковых сталей при введении микродобавок бикарбоната натрия связана с образованием жидкой фазы при плавлении карбоната натрия при температуре выше 850°C , что способствует сфероидизации пор. Пары воды, возникающие в результате реакции разложения, вызывают появление оксидных пленок на поверхности частиц железа. В дальнейшем под воздействием восстановительной среды пленки восста-

навливаются, образуя металлический контакт [14]. Следует, однако, учитывать, что при наличии в составе стали элементов, образующих трудновосстановимые оксиды, необходимо предусматривать создание соответствующих технологических условий, обеспечивающих возможность восстановления таких оксидов. Показательно в этом плане, что при микролегировании бикарбонатом натрия высокохромистой порошковой стали положительные результаты получены при проведении спекания в вакууме [15].

В соответствии с кривой окисления-восстановления оксид хрома восстанавливается в водородсодержащей атмосфере с температурой точки росы (-23°C) при 1100°C [16]. Тем не менее даже применение остроосушенной атмосферы с температурой точки росы (-60°C) не позволяет предотвратить окисление хрома при низких температурах зоны охлаждения печи ($<700^\circ\text{C}$).

Образование трудновосстановимых оксидов хрома является серьезной проблемой при получении порошковых колец подшипников качения. За редким исключением хромосодержащие железные порошки ведущих мировых производителей содержат 0,5–1,0 мас.% кислорода [2]. В этой связи особого внимания заслуживают распыленные хромо-молибденовые железные порошки, поставляемые на мировой рынок фирмой «Höganäs AB» (Швеция) с конца 1990-х гг. [17]. Содержание кислорода в этих порошках не превышает 0,20 мас.% [18].

По данным Оже-электронной спектроскопии частицы порошка покрыты тонким слоем оксидов железа толщиной $70\text{--}90\text{ \AA}$ с отдельными хаотично локализованными вкраплениями дисперсных частиц оксидов хрома. Считается, что такая структура поверхностного слоя должна обеспечивать беспрепятственное формирование шеек при спекании за счет преимущественного восстановления оксидов железа [19]. Изучение поверхности частиц порошка Astaloy CrM при помощи оптико-эмиссионной спектроскопии в тлеющем разряде (Glow Discharge Optical Emission Spectroscopy) позволило уточнить толщину оксидного слоя, которая составляет $\sim 5\text{ нм}$ [20].

Хромомолибденовые железные порошки перспективны при изготовлении конструкционных деталей сложной формы по технологии спекание-закалка (sinter-hardening). Предел текучести спеченных среднеуглеродистых сталей на основе этих порошков составляет 890 МПа, а при добавлении 2 мас.% Cu — 986 МПа [21]. Оптимальные

условия восстановления оксидов обеспечивает применение остроосушенных водородсодержащих защитных сред в сочетании с использованием дисперсных порошков графита в качестве углеродсодержащего компонента шихты [22].

Проведение высокотемпературного спекания в среде водорода или диссоциированного аммиака с температурой точки росы ($-48\text{ }^{\circ}\text{C}$) обуславливает восстановление оксидов, содержащихся в исходных порошках, что приводит к повышению механических свойств и контактной выносливости горячештапованных порошковых сталей [2]. Однако при выполнении технологических операций ГШПЗ следует учитывать возможность повторного окисления хрома. В этом плане перспективным является применение способа получения высокоплотного порошкового хромсодержащего материала на основе железа [23], который предусматривает получение холоднопрессованных заготовок с пористостью 10–12 %, их спекание в вакуумной печи и последующую ГШ. Преимуществом способа является обеспечение технологической возможности эвакуации газов из порового пространства заготовки, восстановления оксидов на поверхностях частиц порошка железа, а также герметизации пор на заключительных этапах вакуумного спекания, что предотвращает их окисление при последующей ГШ.

Цель работы — изучение возможности повышения механических свойств и контактной выносливости горячедеформированных порошковых сталей (ГДПС) за счет введения натрийсодержащих микродобавок.

Методика исследования

В качестве основы использовали железные порошки ПЖВ 2.160.26 производства Сулинского металлургического завода (г. Красный Сулин), а также ABC 100.30 и Astaloy CrM производства фирмы «Höganäs AB» (см. таблицу). На рис. 1 приведена технологическая схема получения ГДПС, при назначении операций которой были учтены ре-

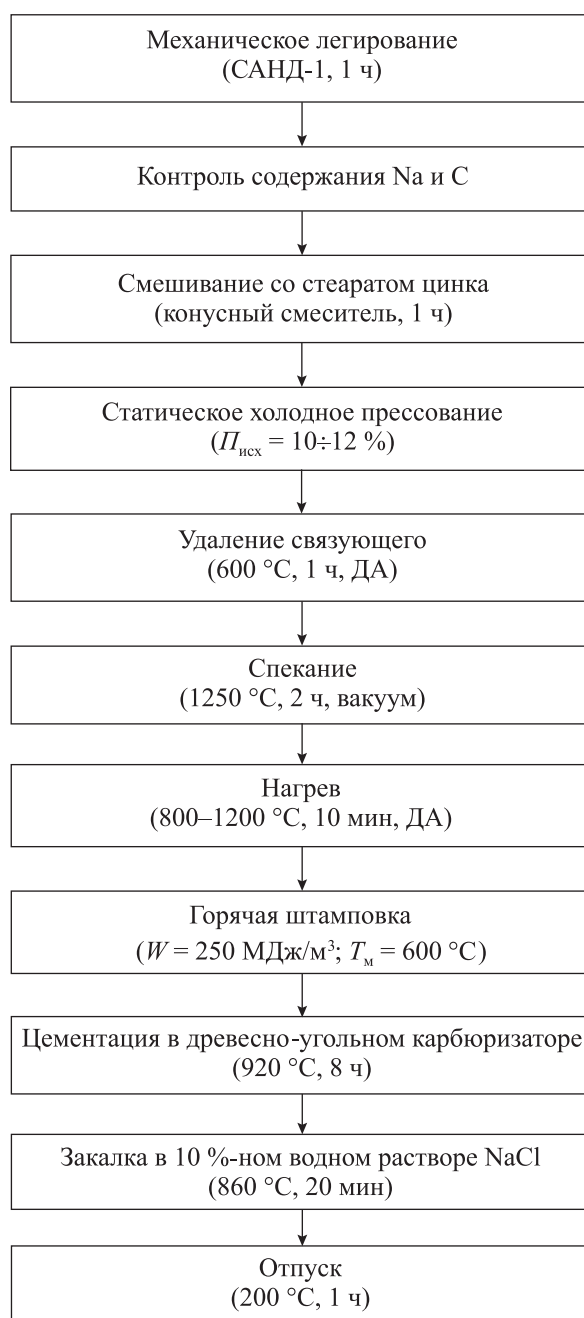


Рис. 1. Технологическая схема получения образцов
 $P_{исх}$ — исходная пористость холоднопрессованных заготовок;
 ДА — диссоциированный аммиак; W — приведенная работа уплотнения; T_m — температура подогрева матрицы пресс-формы для ГШ

Химический состав железных порошков, мас. %

Марка порошка	Mn	Si	Cr	Mo	P	S	O	C	Fe
ПЖВ 2.160.26	0,36	0,13	—	—	0,01	0,02	0,33	0,03	Ост.
ABC 100.30	—	—	—	—	—	—	0,04	< 0,01	Ост.
Astaloy CrM	—	—	3,0	0,5	—	—	0,21	< 0,01	Ост.

комендации [23]. Углерод вводили в виде порошка карандашного графита ГК-1 (ГОСТ 4404-78). При микролегировании натрием применяли его бикарбонат NaHCO_3 (ГОСТ 2156-76). Смешивание проводили в 2 этапа. На 1-м этапе порошки железа смешивали с бикарбонатом натрия и графитом в планетарной центробежной мельнице САНД-1 (Опытно-экспериментальный завод, г. Ереван) в режиме механического легирования. На 2-м этапе для повышения прессуемости в шихты добавляли 1,0 мас.% стеарата цинка. Содержание углерода не варьировали, оно составляло 1,0 мас.%. Это обеспечило (с учетом выгорания при выполнении операций, связанных с нагревом) получение сталей эвтектоидного состава. С целью компенсации обезуглероживания поверхностного слоя горячештампованные образцы подвергали цементации.

Для определения механических свойств и проведения структурного анализа получали призматические образцы размером $10 \times 10 \times 55$ мм. Контактную выносливость исследовали с применением цилиндрических образцов $\varnothing 26 \times 6$ мм. Изготавливали по 10 образцов из шихты данного состава. Испытания проводили на машине ЛТМ (ВНИПП, г. Москва) путем обкатки плоских поверхностей цилиндрических образцов шариками при контактных напряжениях $\sigma_{z\max} = 5000$ МПа. Испытания длились до появления усталостного выкрашивания. Характеристикой контактной выносливости служила долговечность N_{90} , выраженная в часах и соответствующая вероятности выхода из строя 90 % образцов [4]. Предел прочности при изгибе ($\sigma_{\text{изг}}$) и ударную вязкость (KC) определяли по стандартным методикам.

Металлографический анализ проводили с использованием оптического микроскопа «Altami MET-1M» (ООО «Альтами», г. Санкт-Петербург) на травленных и нетравленных шлифах. Травление проводили в 3 %-ном нитале. Изломы образцов изучали на растровом микроскопе-микроанализаторе «Quanta 200 i 3D» (FEI Company, США). Размер зерна аустенита в поверхностном слое определяли по сетке цементита на образцах в состоянии после цементации.

Поверхностную пористость ($P_{\text{пов}}$) горячештампованных образцов определяли с помощью оптического микроскопа «Altami MET-1M» на нетравленных шлифах. Выборочную проверку поверхностной пористости проводили методом гидростатического взвешивания. При этом осуществляли послойное удаление (шлифованием) материала с шагом 0,1 мм. Расхождение результатов измерений $P_{\text{пов}}$ не превышало 11 %.

Результаты и их обсуждение

Структура поверхностного слоя образцов исследованных порошковых сталей с микродобавками Na представляет собой мелкоигльчатый мартенсит (балл 3—4 по шкале № 3 ГОСТ 8233-56) с отдельными разрозненными включениями избыточного цементита округлой формы (рис. 2, а). Такая форма частиц цементита не оказывает существенного разупрочняющего воздействия на материал и в этом отношении является желательной.

Целесообразным представляется проведение оценки характеристик структуры порошковых сталей в соответствии с требованиями ГОСТ 801-78

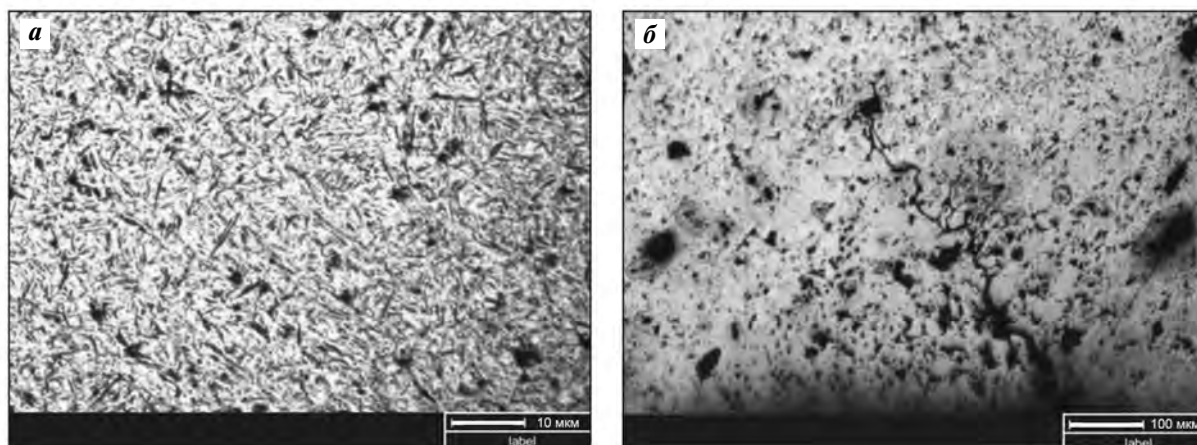


Рис. 2. Микроструктуры эвтектоидных ГДПС
а – Astaloy CrM, $C_{\text{Na}} = 0,2$ мас.%; б – образец-свидетель

на компактный аналог — сталь ШХ15. Остатки карбидной сетки соответствуют баллам 1–2 по шкале № 4, что удовлетворяет требованиям стандарта (в литой стали остатки карбидной сетки не должны превышать балла 3). В структуре поверхностного слоя образцов-свидетелей без микродобавок Na карбидная сетка наблюдается (балл 4–5). Отсутствие карбидной сетки в структуре поверхностного слоя микролегированных образцов связано с уменьшением размера зерна аустенита, что обусловлено торможением их роста под воздействием натрия, который адсорбируется на границах [14]. При увеличении содержания Na (C_{Na}) средний размер зерна аустенита (d_{cp}) снижается монотонно до минимальных значений ~3 мкм при $C_{Na} > 0,2$ мас. % (рис. 3).

По показателю структурной полосчатости сердцевины образцов микролегированных сталей и образцов-свидетелей существенных отличий не наблюдается: структура всех типов исследованных образцов соответствует баллам 2–3 по шкале № 5 ГОСТ 801-78, что удовлетворяет требованиям на горячекатаную отожженную сталь ШХ15 (допускается балл 3).

Одним из главных факторов, определяющих условия формирования материала при ГШ, является температура предварительного нагрева пористой заготовки ($T_{ГШ}$). На рис. 4 приведены зависимости механических свойств эвтектоидных порошковых сталей от $T_{ГШ}$, которые имеют немонотонный характер. При увеличении $T_{ГШ}$ в интервале 800–

900 °C наблюдается рост значений $\sigma_{изг}$ и KC , что обусловлено улучшением деформируемости порошковой стали в α -фазе. Дальнейшее повышение $T_{ГШ}$ в интервале 900–1000 °C вызывает их снижение в связи с протеканием фазового $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения и ухудшением деформируемости материала в результате этого. Полученный результат коррелирует с фундаментальными положениями горячей обработки давлением порошковых и компактных материалов [5, 24, 25]. Некоторое несоответствие установленных температурных интервалов наблюдаемых процессов изменения деформируемости порошковых сталей температурам фазовых превращений на диаграмме состояния Fe–Fe₃C связано с подстуживанием пористой заготовки при выполнении ГШ. При $T_{ГШ} > 1000$ °C значения $\sigma_{изг}$ и KC возрастают в связи с улучшени-

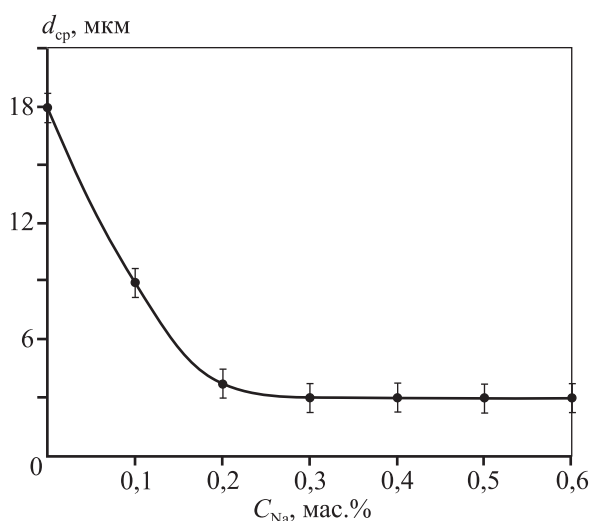


Рис. 3. Средний размер зерна аустенита в цементированном слое ГДПС в зависимости от C_{Na}
Основа — порошок Astaloy CrM

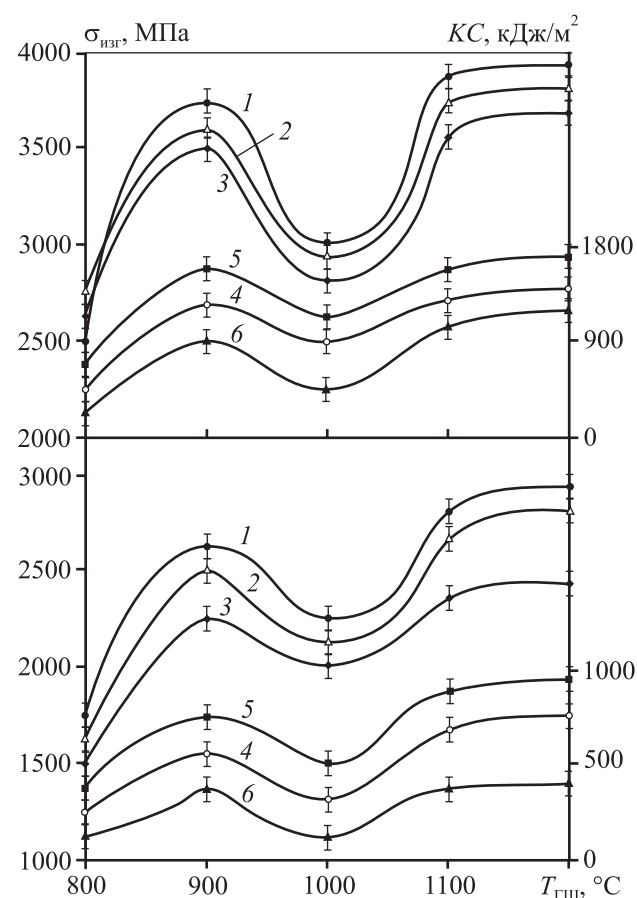


Рис. 4. Влияние температуры ГШ на механические свойства эвтектоидных порошковых сталей — $\sigma_{изг}$ (1–3) и KC (4–6)
1, 4 — Astaloy CrM; 2, 5 — ABC 100.30; 3, 6 — ПЖВ 2.160.26
а — $C_{Na} = 0,2$ мас. %
б — образцы-свидетели без микродобавок Na

ем деформируемости материала в аустенитном состоянии.

Введение микродобавок Na в порошковые стали позволило существенно повысить прочность и ударную вязкость (ср. значения на рис. 4, а и 4, б). Максимальные значения $\sigma_{изг}$ наблюдаются на микролегированных образцах, полученных из хромомолибденового железного порошка, минимальные — на образцах из порошка ПЖВ 2.160.26 с относительно высоким содержанием примесей (рис. 4, а, кр. 1 и 3). Наибольшую ударную вязкость продемонстрировали образцы из порошка АВС 100.30 с низким содержанием примесей (рис. 4, а, кр. 5).

Позитивный эффект микродобавок Na обусловлен улучшением условий протекания контактного взаимодействия на межчастичных поверхностях порошка основы [14]. Реализация этого эффекта в приповерхностных слоях пористой заготовки, деформация которых протекает при пониженных температурах в связи с подстуживанием, обеспечила возможность уменьшения поверхностной пористости. Представленные на рис. 5 зависимости $\Pi_{пов}(T_{ГШ})$ имеют немонотонный характер, аналогичный описанному выше для $\sigma_{изг}, KС(T_{ГШ})$. Минимальные значения $\Pi_{пов}$ наблюдаются на образцах с микродобавками Na, полученных из порошка АВС 100.30 (кр. 6) с высокой прессуемостью. Микролегирование позволило существенно снизить $\Pi_{пов}$ порошковых сталей в сравнении с образцами-свидетелями (ср. кр. 1–3 и 4–6). Поверхностная пористость образцов с микродобавками Na, полученных при $T_{ГШ} = 1200^\circ\text{C}$, со-

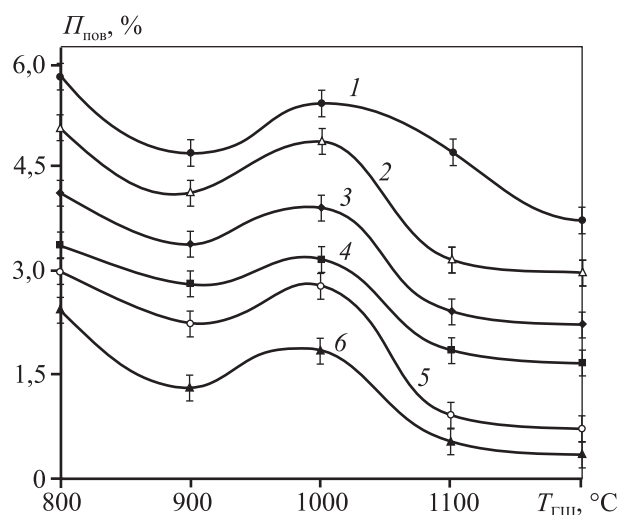


Рис. 5. Влияние температуры ГШ на поверхностную пористость образцов эвтектоидных порошковых сталей
1, 4 — ПЖВ 2.160.26; 2, 5 — Aсталой CrM; 3, 6 — АВС 100.30
а — $C_{Na} = 0,2$ мас. % (4–6)
б — образцы-свидетели без микродобавок Na (1–3)

ответствует баллам 2–3 по шкале № 7 ГОСТ 801-78, что удовлетворяет требованиям на горячекатаную сталь ШХ15 в отожженном и неотожженном состояниях. Поверхностная пористость образцов-свидетелей (баллы 4–5) требованиям стандарта не соответствует.

Высокие требования к качеству материала поверхностного слоя связаны с высокой вероятностью зарождения трещин в процессе проведения механических испытаний при наличии в нем де-

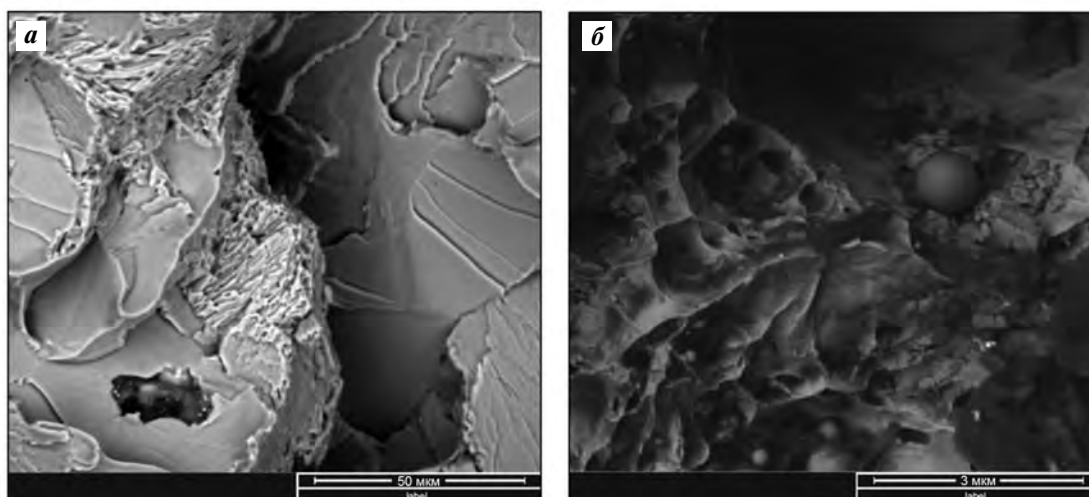


Рис. 6. Контактно-усталостное разрушение в поверхностном слое порошковой стали с микродобавкой 0,2 мас. % Na (Aсталой CrM)

фектов. На рис. 2, б представлена структура поверхностного слоя образца-свидетеля после испытаний на контактную выносливость с трещиной, очаг зарождения которой расположен вблизи поры, а траектория распространения связана с локализацией неметаллических включений. В микролегированных образцах трещины усталостного выкрашивания зарождаются в зоне действия максимальных касательных напряжений Герца на глубине 0,5–0,6 мм. Наблюдаются участки транскристаллитного скола и вязкого отрыва (рис. 6, а), а также дисперсные выделения частиц второй фазы глобулярной формы (рис. 6, б).

Зависимости механических свойств порошковых сталей от содержания микролегирующей добавки, представленные на рис. 7, носят немонотонный характер. Повышение механических свойств обеспечивает увеличение C_{Na} от 0 до 0,2 мас.%. В этом интервале превалирует позитивное воздействие микролегирующей добавки на качество межчастичного сращивания, что обуславливает увеличение сил когезионного взаимодействия. В дальнейшем, при $C_{Na} > 0,2$ мас.%, наблюдается снижение значений $\sigma_{изг}$ и KC в результате разупрочняющего воздействия частиц второй фазы, размеры которых увеличиваются в процессе коагуляции.

Наибольшую прочность имеют образцы на основе порошка Astaloy CrM (кр. 1 на рис. 7), наи-

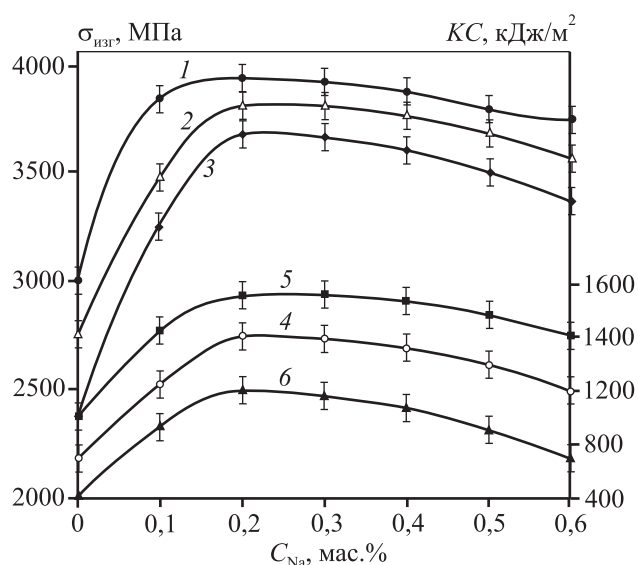


Рис. 7. Влияние микродобавок натрия на механические свойства эвтектидных ГДПС — $\sigma_{изг}$ (1–3) и KC (4–6)

1, 4 — Astaloy CrM; 2, 5 — ABC 100.30; 3, 6 — ПЖВ 2.160.26

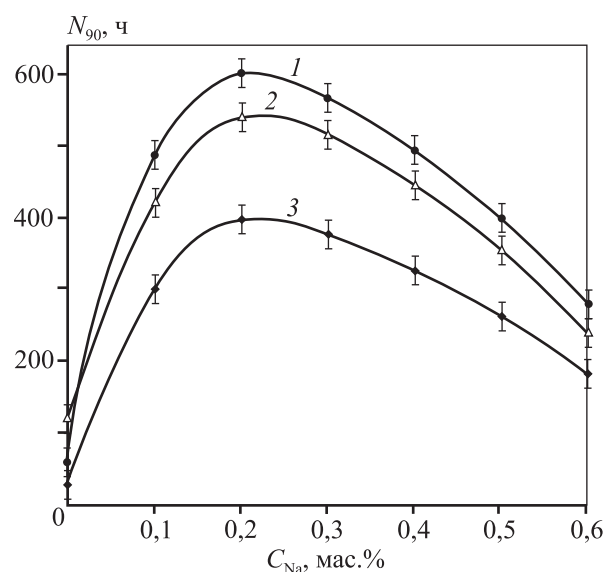


Рис. 8. Влияние микродобавок натрия на контактную долговечность эвтектидных ГДПС 1 — Astaloy CrM; 2 — ABC 100.30; 3 — ПЖВ 2.160.26

меньшую — образцы, полученные из порошка ПЖВ 2.160.26. Ударная вязкость оказывается в большей степени чувствительна к наличию примесей в составе исходных порошков: наибольшие значения KC наблюдаются на образцах из порошка ABC 100.30 с низким их содержанием (кр. 5 на рис. 7).

Зависимости контактной выносливости порошковых сталей от содержания Na в целом аналогичны описанному выше для $\sigma_{изг}$ (C_{Na}) (рис. 8). Максимальные значения контактной долговечности N_{90} для образцов на основе порошков Astaloy CrM, ABC 100.30 и ПЖВ 2.160.26 с микродобавкой 0,2 мас.% Na составили соответственно 598,7; 539,6 и 398,4 ч. Долговечность испытанных в идентичных условиях образцов-свидетелей из литой стали ШХ15 после термообработки составила 172,2 ч.

Выводы

1. Введение микродобавок Na позволяет существенно повысить контактную долговечность порошковых сталей по сравнению с нелегированными образцами, а также по отношению к образцам-свидетелям из термообработанной стали ШХ15.

2. Повышение показателей механических свойств и контактной долговечности порошковых сталей

в результате микролегирования натрием связано с уменьшением размера зерна аустенита, повышением качества межчастичного сращивания и снижением величины поверхностной пористости.

3. Оптимальное содержание микродобавки натрия составляет 0,2 мас.%. Максимальные значения изгибной прочности и контактной долговечности наблюдаются на образцах, полученных из распыленного хромомолибденового порошка железа Astalloy CrM. Образцы сталей на основе порошка ABC 100.30 с низким содержанием примесей продемонстрировали наибольшие значения ударной вязкости.

4. Углеродистые порошковые стали с микродобавкой 0,2 мас.% Na могут быть использованы при изготовлении конструкционных изделий, работающих в условиях воздействия контактных нагрузок (кольца подшипников качения, втулки, шестерни и др.).

Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 19-08-00107 А). Снимки на растровом микроскопе-микроанализаторе «Quanta 200 i 3D» получены в Центре коллективного пользования «Нанотехнологии» ЮРГПУ (НПИ).

Авторы выражают благодарность компании «Хёганес Восточная Европа» за предоставленные железные порошки производства фирмы «Höganäs AB».

Литература/References

1. Kuhn H.A., Ferguson B.L. Powder forging. Princeton, New Jersey: MPIF, 1990.
2. Selecká M., Šalak A. Durability and failure of powder forged rolling bearing rings. *Wear*. 1999. Vol. 236. No. 1. P. 47–54.
3. Дорофеев Б.Ю., Дорофеев В.Ю., Атрас А.Н. Порошковые детали из шламовых отходов подшипникового производства. *Автомоб. пром-сть*. 1988. No. 4. С. 32–34.
Dorofeyev B.Yu., Dorofeyev V.Yu., Atras A.N. Powder parts from waste sludge of bearing production. *Avtomobil'naya promyshlennost'*. 1988. No. 4. P. 32–34 (In Russ.).
4. Орлов А.В., Черменский О.Н., Нестеров В.М. Испытания конструкционных материалов на контактную усталость. М.: Машиностроение, 1980.
Orlov A.V., Chermenskii O.N., Nesterov V.M. Tests of structural materials for rolling contact fatigue. Moscow: Mashinostroenie, 1980 (In Russ.).
5. Huppmann W.J., Hirschvogel M. Powder forging. *Int. Met. Rev.* 1978. No. 5. P. 209–239.
6. Дорофеев Ю.Г., Гасанов Б.Г., Дорофеев В.Ю., Мищенко В.Н., Мирошников В.И. Промышленная технология горячего прессования порошковых изделий. М.: Metallurgiya, 1990.
Dorofeyev Yu.G., Gasanov B.G., Dorofeyev V.Yu., Mishchenko V.N., Miroshnikov V.I. Industrial technology of hot pressing of powder products. Moscow: Metallurgiya, 1990 (In Russ.).
7. Moghaddam S.M., Sadeghi F. A review of microstructural alterations around nonmetallic inclusions in bearing steel during rolling contact fatigue. *Tribol. Trans.* 2016. Vol. 59. No. 6. P. 1142–1156.
8. Prucher T. Fatigue life as a function of the mean free path between inclusions. In: *Modern developments in P/M: Proc. Int. Conf. (Orlando, Florida, 5–10 June 1988)*. MPIF, 1988. Vol. 18. P. 143–154.
9. Strafellini G., Marcu Puscas T., Molinari A. Identification of rolling-sliding damage mechanisms in porous alloys. *Metall. Mater. Trans. A*. 2000. Vol. 31. No. 12. P. 3091–3099.
10. Chernenkoff R., Lani G. Rolling contact fatigue evaluation of high strength powder forgings for roller bearing applications. In: *Intern. World PM-2010: Congress and exhibition guide (Florence, Italy, 10–14 Oct. 2010)*. EPMA, 2010. P. 86–87.
11. Kawai N., Notomi K., Furuta S. Rolling contact fatigue property of powder forged parts. *Met. Powder Rep.* 1987. Vol. 42. No. 11. P. 798–800.
12. Дьячкова Л.Н., Керженцева Л.Ф., Маркова Л.В. Порошковые материалы на основе железа. Минск: Тонпик, 2004.
D'yachkova L.N., Kerzhentseva L.F., Markova L.V. Iron based powder materials. Minsk: Tonpik, 2004 (In Russ.).
13. Звонарев Е.В., Дьячкова Л.Н., Керженцева Л.Ф., Шидловская С.И. Микролегирование щелочными металлами порошковых материалов на основе железа. *Металловедение и терм. обраб. металлов*. 1991. No. 8. С. 29–32.
Zvonarev E.V., D'yachkova L.N., Kerzhentseva L.F., Shidlovskaya S.I. Microalloying with alkali metals of powder materials based on iron. *Met. Sci. Heat Treat.* 1991. Vol. 33. No. 8. P. 612–616.
14. Дьячкова Л.Н., Керженцева Л.Ф. Активирование процесса спекания порошковых углеродистых сталей. *Изв. вузов. Порошк. металлургия и функц. покрытия*. 2012. No. 4. С. 32–37.
D'yachkova L.N., Kerzhentseva L.F. Activating the sintering process of powder carbon steels. *Izvestiya vuzov. Poroshkovaya metallurgiya i funktsional'nye pokrytiya*. 2012. No. 4. P. 32–37 (In Russ.).
15. Дьячкова Л.Н., Дечко М.М. Влияние дисперсных микродобавок на структуру и свойства порошковых

- углеродистой и высокохромистой сталей. *Изв. вузов. Порошк. металлургия и функц. покрытия*. 2015. No. 2. С. 8—14.
- Dyachkova L.N., Dechko M.M. Influence of dispersed microadditives on the structure and properties of powder carbon and high-chromium steels. *Russ. J. Non-Ferr. Met.* 2016. Vol. 57. No. 5. P. 477—483.
16. Powder metallurgy. Applications, advantages and limitations. Ed. E. Klar. Metals Park, Ohio: Amer. Society for Metals, 1983.
 17. Lindqvist B. Chromium alloyed steels — a new powder generation. In: *EURO PM-2001*: Proc. Eur. Congr. and exhibition on powder metallurgy (Nice, France, 22—24 Oct. 2001). EPMA, 2001. Vol. 1. P. 13—21.
 18. Höganäs iron and steel powders for sintered components. Höganäs AB, 2002.
 19. Karlsson H., Nyborg L., Berg S., Yu.Y. Surface product formation on chromium alloyed steel powder particles. In: *EURO PM-2001*: Proc. Eur. Congr. and exhibition on powder metallurgy (Nice, France, 22—24 Oct. 2001). EPMA, 2001. Vol. 1. P. 22—27.
 20. Heikkilä I., Eggertson C., Randelius M., Caddeo-Johansson S., Chasoglou D. First experiences on characterization of surface oxide films in powder particles by Glow Discharge Optical Emission Spectroscopy (GD-OES). *Met. Powder Rep.* 2016. Vol. 71. No. 4. P. 261—264.
 21. Larsson C., Engström U. High performance sinter-hardening materials for synchronizing hubs. *Powder Metall.* 2012. Vol. 55. No. 2. P. 88—91.
 22. Hryha E., Nyborg L. Effectiveness of reducing agents during sintering of Cr-prealloyed PM steels. *Powder Metall.* 2014. Vol. 57. No. 4. P. 245—250.
 23. Севстун Л.И., Свиридова А.Н. Способ получения высокоплотного порошкового хромсодержащего материала на основе железа: Пат. 2588979 (РФ). 2016.
Svistun L.I., Sviridova A.N. A method of obtaining high-density powder chromium-bearing iron based material: Pat. 2588979 (RF). 2016 (In Russ.).
 24. Дорофеев Ю.Г. Работа уплотнения пористых материалов при прессовании. *Порошк. металлургия*. 1967. No. 3. С. 11—16.
Dorofeev Yu.G. Work of densification of porous materials during compaction. *Sov. Powder Metall. Met. Ceram.* 1967. Vol. 6. No. 3. P. 178—182.
 25. Бернштейн М.Л., Добаткин С.В., Капуткина Л.М., Прокошкин С.Д. Диаграммы горячей деформации, структура и свойства сталей: Справ. изд. М.: Металлургия, 1989.
Bernshtein M.L., Dobatkin S.V., Kaputkina L.M., Prokoshkin S.D. Diagrams of hot deformation, structure and properties of steel. Moscow: Metallurgiya, 1989 (In Russ.).