

УДК 621.762

DOI dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2019-1-52-60

Исследование влияния дисперсности и гомогенности структуры на свойства порошковых метастабильных аустенитных карбидосталей и алмазного инструмента

© 2019 г. С.А. Оглезнева, К.Л. Саенков, А.А. Князев

Пермский национальный исследовательский политехнический университет (ПНИПУ)

Статья поступила в редакцию 09.10.18 г., доработана 17.12.18 г., подписана в печать 21.12.18 г.

Исследованы процессы диффузии и гомогенизации в порошковых системах различной степени дисперсности «железо (5 мкм) – никель (5 мкм или 50 нм)» при спекании (900 и 1000 °С), а также искровом плазменном спекании с использованием метода Матано–Больцмана. Вычисленные коэффициенты диффузии в парах из микронных порошков, спеченных без приложения давления (900 °С, 6 ч) и искровым плазменным методом (900 °С, 5 мин), в этих системах были равны $7 \cdot 10^{-10}$ см²/с. Показано, что в диффузионных парах на основе микродисперсного порошка железа использование нанодисперсного порошка никеля способствует повышению коэффициента диффузии при температуре 900 °С в 2 раза, в отличие от пары с микродисперсным порошком никеля. Рассчитаны константы в уравнении кинетики спекания В.А. Ивенсена для порошковых систем «железо–никель», по которым установлены факторы, активирующие спекание данных систем. Определены зависимости структурно-фазового состава и физико-механических свойств карбидосталей системы Fe(осн.)–14мас.%Ni–8мас.%TiC от температуры спекания в интервале $t = 900 \div 1200$ °С, дисперсности и гомогенности структуры. Показаны зависимости размера зерна, пористости, твердости, микротвердости, ударной вязкости, предела прочности на изгиб от температуры спекания. Установленные зависимости триботехнических свойств от степени гомогенности твердого раствора и объема фазового превращения метастабильного аустенита в мартенсит деформации при трении по абразиву оказались аналогичны для карбидосталей и алмазного инструмента на основе карбидостали. Оптимальные значения коэффициента вариации концентрации никеля в аустените в карбидосталих одинакового химического состава, но различной степени дисперсности, обеспечивающие максимальный объем распада аустенита и высокие значения коэффициента шлифования алмазного инструмента, оказались равными 5 в обеих системах, но параметры спекания различались. Показано, что физико-механические свойства исследованных систем зависят от пористости и дисперсности структуры, а триботехнические – от гомогенности структуры сталей.

Ключевые слова: порошковые карбидостали, алмазный инструмент, микро- и нанодисперсные порошки, никель, карбид титана, коэффициент диффузии, энергия активации, концентрационная неоднородность, метастабильный аустенит, мартенсит деформации, структура, свойства, коэффициент шлифования.

Оглезнева С.А. – докт. техн. наук, профессор кафедры «Материалы, технологии и конструирование машин» (МТиКМ), ПНИПУ (614990, г. Пермь, Комсомольский пр-т, 29). E-mail: osa@pm.pstu.ac.ru.

Саенков К.Л. – аспирант кафедры МТиКМ, ПНИПУ. E-mail: severski@mail.ru.

Князев А.А. – аспирант кафедры МТиКМ, ПНИПУ. E-mail: andrey_knyazev_95@mail.ru.

Для цитирования: Оглезнева С.А., Саенков К.Л., Князев А.А. Исследование влияния дисперсности и гомогенности структуры на свойства порошковых метастабильных аустенитных карбидосталей и алмазного инструмента.

Изв. вузов. Порошк. металлургия и функц. покрытия. 2019. No. 1. С. 52–60.

DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2019-1-52-60.

Oglezneva S.A., Saenkov K.L., Knyazev A.A.

Study of the effect of dispersion and homogeneity of the structure on the properties of powder metastable austenitic carbide steels and diamond tools

Diffusion and homogenization in powder systems of varying degrees of dispersion «iron (5 μm) – nickel (5 μm or 50 nm)» during sintering (900 and 1000 °C), as well as spark plasma sintering using the Matano-Boltzmann method were studied. In these systems, the calculated diffusion coefficients in pairs of micron powders, sintered without application of pressure (900 °C, 6 h) and the spark plasma method (900 °C, 5 min), were equal to $7 \cdot 10^{-10}$ cm²/s. It is shown that in diffusion pairs based on microdispersed iron powder, the use of nanodispersed nickel powder instead of microdispersed one contributes to an increase in the diffusion coefficient at a temperature of 900 °C by a factor of 2. The constants in the sintering kinetics equation of V.A. Ivensen are calculated for iron–nickel powder systems. Through them the factors activating the sintering of these systems were established. The dependences of the structure-phase composition and physicomachanical properties of carbides of the Fe (base) system — 14 wt.% Ni – 8 wt.% TiC system on the sintering temperature in the interval $t = 900 \div 1200$ °C, dispersion and homogeneity of the structure were determined. The dependences of grain size, porosity, hardness, microhardness, toughness, bending strength on sintering temperature are shown. The established dependences of the tribotechnical properties on the degree of homogeneity of the solid solution and the

volume of the phase transformation of the metastable austenite to deformation martensite during friction on the abrasive were similar for carbide steels and diamond tools based on carbide steels. The optimal values of the coefficient of variation of nickel concentration in austenite in carbidostils of the same chemical composition, but different dispersion, providing the maximum amount of austenite decomposition and high values of the diamond tool grinding coefficient were 5 in both systems, but the sintering parameters differed. It is shown that the physicomachanical properties of the studied systems depend on the porosity and dispersion of the structure, and the tribotechnical properties are subjected to the homogeneity of the structure of the steel.

Keywords: powdered carbide steels, diamond tools, micro- and nano-dispersed powders, nickel, titanium carbide, diffusion coefficient, activation energy, concentration inhomogeneity, metastable austenite, deformation martensite, structure, properties, grinding ratio.

Oglezneva S.A. – Dr. Sci (Tech.), prof. of the Department of materials, technologies and machine design, Perm National Research Polytechnic University (PNRPU) (614990, Russia, Perm, Komsomolskii pr., 29). E-mail: osa@pm.pstu.ac.ru.

Saenkov K.L. – postgraduate student of the Department of materials, technologies and machine design, PNRPU. E-mail: severskl@mail.ru.

Knyazev A.A. – postgraduate student of the Department of materials, technologies and machine design, PNRPU. E-mail: andrey_knyazev_95@mail.ru.

Citation: Oglezneva S.A., Saenkov K.L., Knyazev A.A. Study of the effect of dispersion and homogeneity of the structure on the properties of powder metastable austenitic carbide steels and diamond tools. *Izv. vuzov. Poroshk. metallurgiya i funkts. pokrytiya*. 2019. No. 1. P. 52–60 (In Russ.). DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2019-1-52-60.

Введение

Одно из наиболее перспективных направлений современного материаловедения — создание интеллектуальных материалов, обладающих способностями распознавать воздействие, оценивать его, принимать решение и возбуждать ответную реакцию [1]. Дизайн лучших современных износостойких и инструментальных материалов развивается в направлении использования состояния, далекого от термодинамического равновесия, например формирования мелкого зерна или термодинамически неустойчивых в условиях эксплуатации фаз. Так, высокая износостойкость стали Гатфильда обеспечивается, в том числе, фазовыми превращениями при трении [2, 3], а существенный вклад в улучшение режущих свойств твердых сплавов системы WC—Co вносит аллотропное превращение метастабильного кобальта при трении [4, 5].

При изучении механизма абразивного изнашивания твердосплавного инструмента при обработке горных пород установлено, что на его разрушение влияют главным образом усталостные нагрузки, поэтому работы над улучшением свойств инструмента в последнее время ведутся именно в направлении повышения прочности и вязкости связки твердых частиц [6, 7].

Повышенными значениями прочностных характеристик, износостойкости, а также способностью к самозалечиванию микротрещин и самоупрочнению при нагружении обладают метастабильные аустенитные стали (МАС) за счет энергетических

затрат на фазовое превращение, а не на образование поверхностей разрушения [8–10].

В отличие от литых сталей, при разработке порошковых МАС термодинамически неравновесное состояние чаще всего реализуют за счет некоторой концентрационной неоднородности распределения легирующих компонентов. Обычно наилучшему сочетанию механических и триботехнических свойств концентрационно-неоднородных порошковых сталей соответствует оптимальное значение концентрационной неоднородности распределения легирующих добавок [10]. Необходимо учитывать, что на термодинамическое состояние сплава оказывают влияние не только концентрационная неоднородность, но и дисперсность порошков, наличие примесей, температура и атмосфера спекания и др.

Необходимыми легирующими элементами для создания порошковых МАС являются никель и углерод, однако ввиду низкого коэффициента диффузии никеля в железе при температуре выше 900 °C [11], а также особенностей диффузии его атомов преимущественно по поверхности железных частиц [10], гомогенизация никелевых сталей затруднена и требует повышенных температур спекания и длительных изотермических выдержек [10]. Поэтому исследование равномерности распределения легирующего элемента никеля в порошковых системах, отличающихся степенью дисперсности и величиной поверхности раздела фаз, является актуальной проблемой.

Изучение износа матриц алмазно-абразивного инструмента показало, что наиболее износостойкими являются сплавы, содержащие в своем составе твердые фазы, равномерно распределенные в более вязкой и мягкой фазе [12, 13]. МАС могут быть успешно использованы для создания матриц алмазного инструмента, так как их твердость, ударная вязкость, износостойкость, коэффициент линейного термического расширения и теплопроводность обеспечивают необходимый комплекс свойств [10, 14, 15]. Для улучшения свойств инструментов применяются также добавки нанодисперсных порошков к микродисперсным для активации спекания [16] или реализации возможности одновременного увеличения как твердости, так и вязкости разрушения наноструктурированных матриц [17, 18].

Цель работы — исследование влияния дисперсности порошков на фазовые превращения, физико-механические и триботехнические свойства порошковых карбидосталей системы Fe—Ni—TiC и алмазного инструмента на этой основе.

Методика исследований

Для изготовления экспериментальных образцов в качестве основы использовали порошок железа марки ВМС (ГОСТ 9849-86, средний размер частиц $d = 5$ мкм); порошки никеля карбонильного — микродисперсный ПНК-УТЗ (ГОСТ 9722-97, $d = 3\div 5$ мкм) и нанодисперсный ($d = 50\div 80$ нм), восстановленный из соли [19]; порошки карбида титана — полученный углетермическим методом (ТУ 6-09-492-75, $d = 5$ мкм) и нанодисперсный ($d < 100$ нм), изготовленный методом взрывного механохимического синтеза в планетарной мельнице из титана и графита [20]; порошок синтетических алмазов АС 32 400/315 (ГОСТ 9206-80).

Диффузионные пары «железо—никель» прессовали при давлении $P = 600$ МПа. Спекание проводили при температурах $t = 900$ и 1100 °С с использованием термомеханического анализатора «Setaram» (Франция) в атмосфере аргона под нагрузкой 0,07 МПа и установки искрового плазменного спекания «Dr. Synter SPS-1050b» (Япония) в атмосфере аргона с изотермической выдержкой 5 мин при $t = 900$ °С и $P = 30$ МПа. Коэффициенты диффузии вычисляли по методу Матано—Большмана.

Концентрацию элементов определяли на аналитическом автоэмиссионном растровом элект-

ронном микроскопе ULTRA 55/60 (Carl Zeiss, Германия) с энергодисперсионным анализатором. Коэффициент вариации концентрации никеля рассчитывали как отношение дисперсии концентрации к ее (концентрации) среднему значению. Кинетику спекания описывали по эмпирическому уравнению В.А. Ивенсена по методике [21]:

$$V = V_H(qm\tau + 1)^{-1/m}, \quad (1)$$

где V , V_H — объемы пор в текущий момент времени спекания и в начале изотермической выдержки; $q = \text{const}$, физический смысл которой — скорость относительного сокращения объема пор в момент начала изотермического спекания, ч^{-1} ; $m = \text{const}$ (безразмерная) — характеризует интенсивность снижения скорости сокращения объема пор со временем спекания; τ — время изотермической выдержки при спекании, ч.

Для получения образцов карбидосталей применяли смеси порошков на основе микродисперсного железа. Составы содержали 14 мас.% Ni и 8 мас.% TiC. В первую шихту добавляли микродисперсные порошки никеля и карбида титана, во вторую — нанодисперсные, с предварительным диспергированием в ультразвуковой ванне в среде этилового спирта. Порошки смешивали и гранулировали с использованием 4 %-ного водного раствора поливинилового спирта. Шихты прессовали под давлением 450 МПа, отжигали для снятия внутренних напряжений в вакуумной электропечи ($t = 550$ °С, $\tau = 1$ ч) и доуплотняли при $P = 600$ МПа, а затем спекали при $t = 900$ °С в вакууме в течение 5 ч. Далее, для варьирования степени гомогенности распределения никеля, образцы спекали при $t = 1000$, 1100 и 1200 °С. Смеси из микродисперсных порошков консолидировали также и другим способом — искровым плазменным спеканием (ИПС) на установке «Dr. Synter SPS-1050b» (Япония) в атмосфере аргона при $t = 900$ °С и $P = 30$ МПа с изотермической выдержкой 5 мин. Для изготовления алмазного инструмента к шихтам карбидосталей добавляли 7,5 мас.% порошка синтетических алмазов, прессовали и спекали так же, как карбидостали.

Микроструктуру исследовали на шлифах на оптическом микроскопе «Axiovert 40 MAT» (Carl Zeiss, Германия) и аналитическом автоэмиссионном растровом электронном микроскопе ULTRA 55/60 (Carl Zeiss, Германия). Микротвердость аустенитной и мартенситной фаз измеряли на приборе PMT-3 (ОАО «ЛОМО», г. Санкт-Петербург) при на-

грузке 0,5 Н в соответствии с ГОСТ 9450-76, погрешность измерений составила 10 %. Для выявления зеренной структуры применяли тепловое травление шлифов в вакууме при $t = 900$ °С в течение 30 мин. Размер зерна определяли методом измерения длин хорд (ГОСТ 5639-82) на фотографиях шлифа при увеличении 200 крат с использованием специализированного программного обеспечения «Gwydion SoftWare» (Чехия). Мерой концентрационной неоднородности никеля в образцах служил коэффициент вариации концентрации (КВК), равный отношению корня квадратного из дисперсии концентрации к среднему значению концентрации. Содержание никеля определяли на электронном сканирующем микроскопе «Vega 3 SEM» (Tescan, Чехия), совмещенного с энергодисперсионным спектрометром «Х-Мах 50» (Oxford Instruments, Великобритания). Твердость образцов измеряли по методу Бринелля (ГОСТ 9013-59). Испытания на трехточечный изгиб (ГОСТ 14019080) проводили на установке «Heckert FP 100/1» (Германия), ударную вязкость оценивали с помощью маятникового копра МК-4 (ООО «Импульс», г. Иваново) (ГОСТ 9454-78). Карбидостали и алмазный инструмент испытывали на абразивный износ при трении по контртелу из корунда на машине трения СМЦ-2 (ООО «Точприбор», г. Иваново) при частоте 300 об/мин по методике [22], коэффициент шлифования вычисляли как отношение потерь масс контртела и образца.

Результаты экспериментов

Коэффициенты диффузии (D) в обоих парах, состоящих из микродисперсного порошка железа

и порошка никеля — микродисперсного или нанодисперсного, в α -области при температуре спекания 900 °С были выше, чем в γ -области при $t = 1100$ °С (см. таблицу), что не противоречит значениям [11].

В системах с нанодисперсным порошком никеля коэффициент D при $t = 900$ и 1100 °С был в 1,5–2,0 раза выше, чем в случае использования микродисперсного порошка Ni, так как более высокая удельная поверхность нано-Ni обеспечивает увеличение площади межфазных границ и путей для диффузионного потока.

Микротвердость в центре диффузионных зон достигала 2000 МПа вследствие образования упорядоченной структуры никелида FeNi_3 [23], которая отличается большими прочностью и твердостью, чем у его компонентов. Отмечено, что ширина диффузионной зоны, определенной по микротвердости, больше, чем оцениваемой по концентрации никеля, — это может быть обусловлено повышенной концентрацией дислокаций в диффузионной зоне.

ИПС обеспечивает при выдержке 5 мин для микродисперсных порошков такое же значение D , как при свободном спекании в течение 6 ч (см. таблицу), а для системы микро—нано-порошков — в 2 раза меньшее значение.

Энергия активации спекания смеси микродисперсных порошков Fe—Ni составляла 45 кДж/моль. При добавлении к микронному порошку железа нанодисперсного порошка никеля ее уровень снижался в несколько раз — до 7 кДж/моль (см. таблицу).

Вычисленные значения энергии активации спекания по порядку величины совпадают с ре-

Показатели активности спекания в системах порошков «железо—никель»

Системы	Показатели активности спекания	Fe (5 мкм) — Ni (5 мкм)		Fe (5 мкм) — Ni (50 нм)	
		Спекание (5 ч)	ИПС (5 мин)	Спекание (5 ч)	ИПС (5 мин)
Диффузионные пары Fe—Ni	$D \cdot 10^{-10}$, см ² /с (900 °С)	7,0	6,8	14,3	7,9
	$D \cdot 10^{-10}$, см ² /с (1100 °С)	3,2	—	4,5	—
	HV , МПа	1000	1080	1200	2000
	Ширина диффузионной зоны, мкм, определенной по HV /конц-ции Ni	240/120	180/60	200/110	150/35
Сплавы Fe + 14 мас.%Ni (900 °С)	q , ч ⁻¹	0,17	0,05	1,98	0,02
	m	8,1	36,2	10,5	28,9
	E_a , кДж/моль	45,0	5,2	7,2	3,6
	αN_H , ч ⁻¹	1,38	320	208	390

зультатами исследований систем на основе дисперсных порошков железа в других работах. Так, для порошка железа с $d = 140$ нм величина $E_a = 29 \pm 31$ кДж/моль [24], с $d = 5 \div 10$ мкм — 196 кДж/моль [25], смеси микродисперсного порошка железа и 14 % нанодисперсного порошка никеля — 64 кДж/моль, а наноразмерных порошков того же состава — 34 кДж/моль [19, 21].

Высокая скорость нагрева и приложение давления в процессе ИПС обеспечивают сохранение высокой концентрации дефектов к началу изотермической выдержки (αN_n), которые и являются активаторами спекания, поэтому в системе порошков Fe—Ni энергия активации спекания существенно понижена (5,2 кДж/моль для системы с микропорошком никеля и 3,6 кДж/моль — с нанопорошком Ni, см. таблицу). Коэффициенты m и q уравнения Ивенса практически не изменяются при замене микродисперсного порошка никеля на нанодисперсный в исследованных системах как при обычном спекании, так и при плазменно-искровом.

Значения коэффициентов q уравнения кинетики при ИПС подтверждают, что интенсивная усадка происходит уже во время нагрева, а спекание под давлением во время изотермической выдержки протекает не так активно (уровень m высокий). Значения m существенно выше при ИПС, чем при обычном спекании, что может свидетельствовать о затруднении уплотнения в процессе изотермической выдержки, связанном с уже достигнутой высокой плотностью в процессе нагрева. Более высокие значения q и низкие значения m при обычном спекании, по сравнению с ИПС, подтверждают продолжение процесса усадки и при изотермической выдержке.

При добавлении микропорошка карбида титана в микродисперсную порошковую смесь Fe—Ni энергия активации спекания возрастает почти в 2 раза при свободном спекании ввиду сокращения площади металлического контакта и достигает 85 кДж/моль; для системы нанопорошков величина E_a увеличивается в 1,5 раза (до 11 кДж/моль).

Рентгенофазовым анализом установлено, что после спекания карбидосталей Fe—Ni—TiC во всех случаях сформировалась аустенитно-мартенситная структура с содержанием аустенита 80—90 об.%, на фотографиях микроструктур (рис. 1) видны аустенитные «двойники». Повышение температуры спекания от 900 до 1200 °C приводит к снижению пористости и росту размера зерна (рис. 1, 2).

Физико-механические свойства карбидосталей в большей степени зависели от пористости (рис. 3) — с повышением температуры спекания и уменьшением пористости увеличивались значения микротвердости, ударной вязкости, ввиду формирования твердых растворов и интерметаллидных фаз, а также твердости и предела прочности на изгиб (рис. 4).

Размеры зерен в интервале температур спекания 900—1200 °C в сталях из микронных порошков росли от 45 до 70 мкм, при добавлении нанодисперсных порошков — от 30 до 44 мкм, — во втором случае нанодисперсный порошок карбида титана существенно тормозил рост зерен. Уровень физико-механических свойств сталей с использованием нанопорошков был примерно на 20 % выше вследствие меньшего размера зерен. Размеры зерен карбидосталей из микродисперсных порошков после ИПС (при $t = 900$ °C) были существенно меньше — порядка 10 ± 5 мкм, пористость составляла 10 %, что и обусловило более высокие значения твер-

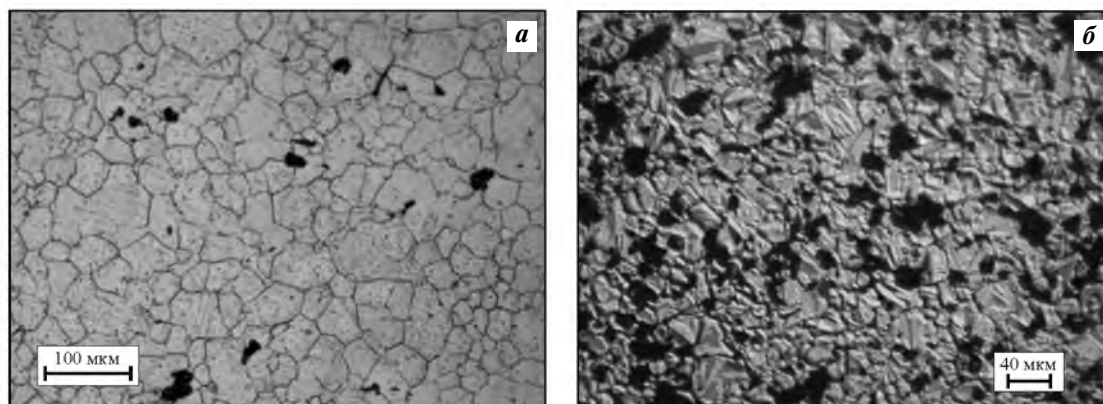


Рис. 1. Микроструктура спеченных ($t = 1200$ °C) карбидосталей (вакуумное травление)

a — исходные порошки микродисперсные; *б* — микро-нанодисперсные

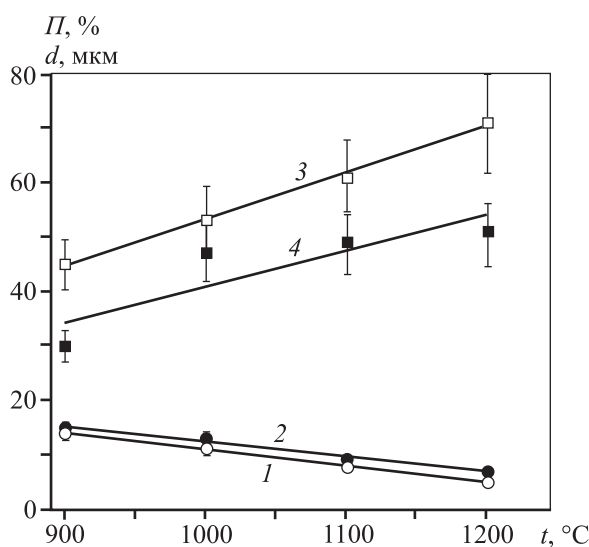


Рис. 2. Зависимости остаточной пористости (1, 2) и среднего размера зерна (3, 4) карбидосталей от температуры их спекания

1, 3 — исходные порошки микродисперсные
2, 4 — микро-нанодисперсные

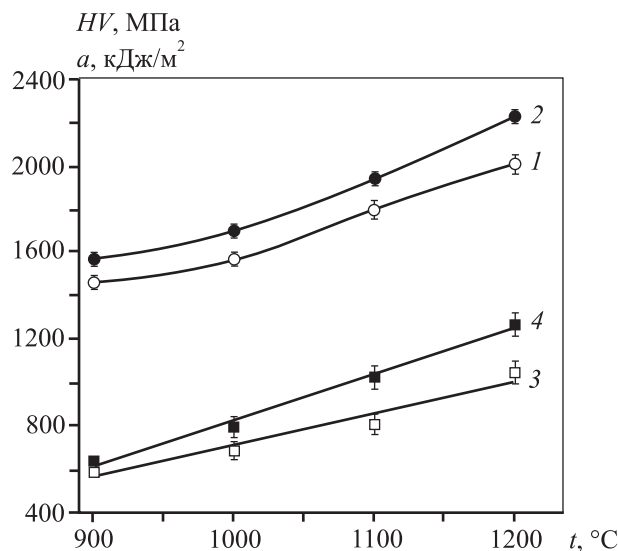


Рис. 3. Зависимости микротвердости (1, 2) и ударной вязкости (3, 4) карбидосталей от температуры их спекания

1, 3 — исходные порошки микродисперсные
2, 4 — микро-нанодисперсные

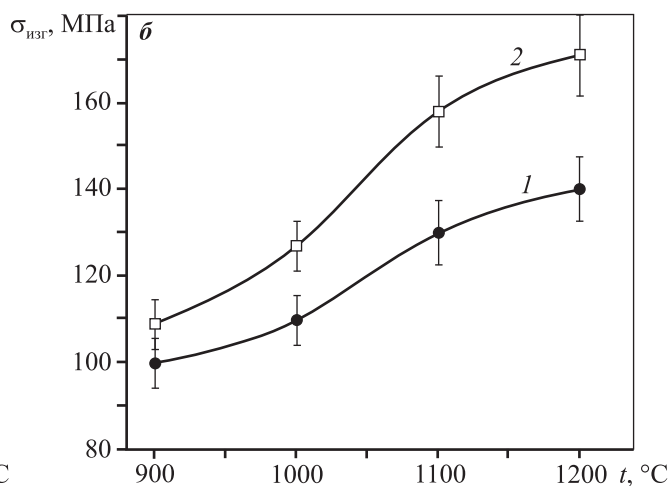
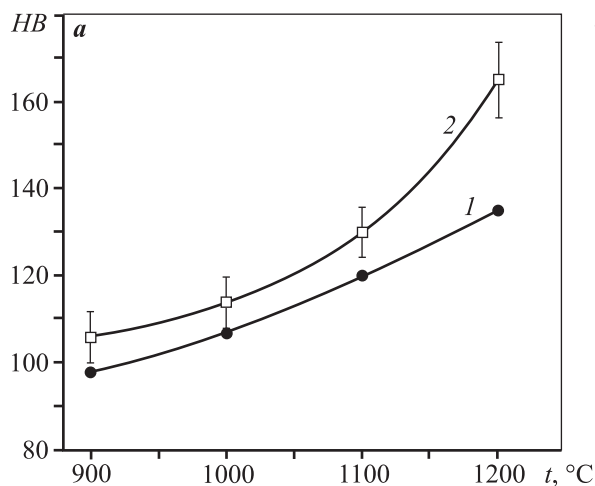


Рис. 4. Зависимости твердости (а) и прочности на изгиб (б) карбидосталей от температуры их спекания

1 — исходные порошки микродисперсные; 2 — микро-нанодисперсные

дости и прочности — 120 и 140 МПа соответственно, по сравнению с обычным спеканием.

Степень гомогенности структуры спеченных сталей, определенная по коэффициенту вариации концентрации (КВК), варьировалась от 1 до 14, однако зависимость КВК от температуры была немо-
нотонной: наибольшим значением КВК (4,9) обладали образцы из микродисперсных порошков, спеченные при $t = 900$ °C. Причиной негомогенности твердого раствора является существование при этой температуре γ - и α -фаз, которые отли-

чаются коэффициентами диффузии и пределами растворимости. В сталях из смеси микро- и нанопорошков максимальное значение КВК, равное 4,8 (рис. 5), соответствовало температуре спекания 1100 °C и было связано, очевидно, с более низким коэффициентом диффузии никеля при этой температуре, а также наличием нанодисперсных частиц карбида титана, сокращающих площадь металлического контакта и препятствующих диффузионному потоку.

По результатам определения коэффициента

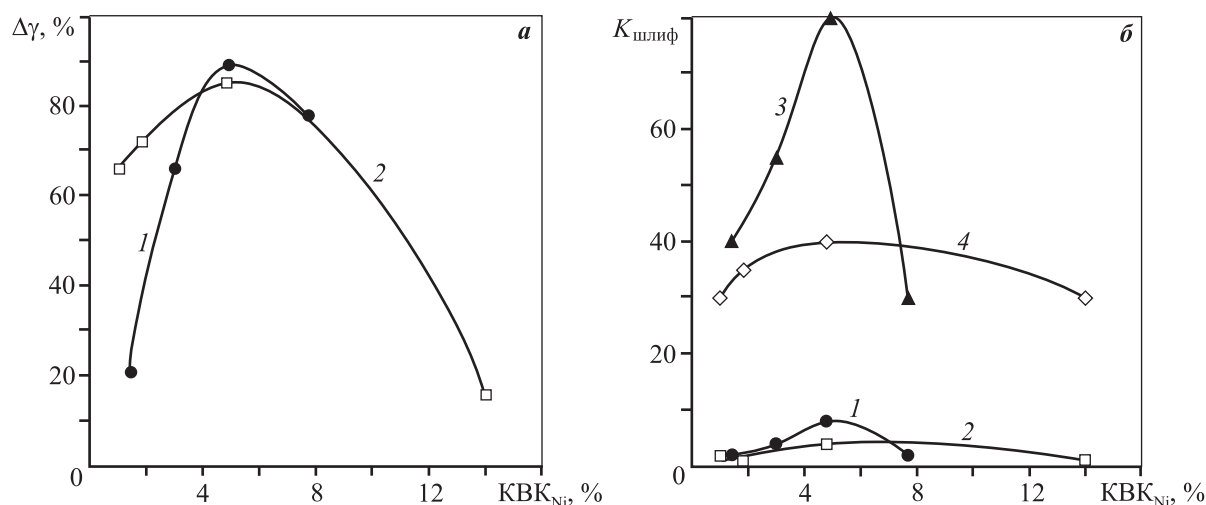


Рис. 5. Зависимости объемов аустенитно-мартенситного превращения при трении (а) и коэффициента шлифования по корунду (б) карбидосталей (1, 2) и алмазного инструмента (3, 4) от коэффициента вариации концентрации никеля в карбидостаях
1, 3 – исходные порошки микродисперсные, 2, 4 – микро-нанодисперсные

шлифования ($K_{шлиф}$) по корунду установлено, что наиболее высокие его значения (самый малый износ) имели образцы карбидосталей, обладающие наибольшими значениями КВК, как на основе микродисперсных порошков, так и с добавлением нанодисперсных порошков. Наблюдали корреляцию между КВК никеля и коэффициентом шлифования (рис. 5, б).

При спекании сплавов при высоких температурах (1200 °С) и длительных выдержках в большом количестве формируется стабильный аустенит, не способный к деформационному превращению в мартенсит, — износостойкость такой структуры невысока. Стали, спеченные при относительно невысоких температурах, обладают более высокой пористостью и менее гомогенной структурой, что способствует образованию метастабильного аустенита [10].

В процессе ИПС, как и при свободном спекании, в карбидостаях системы Fe—Ni—TiC формируется ферритно-аустенитная структура. Короткая продолжительность изотермической выдержки при 900 °С при ИПС и такой же, как при обычном спекании, коэффициент диффузии, а также низкая пористость обеспечивают образование аустенита в количестве 80 % со слишком высоким КВК (порядка 12). Объем распада аустенита после трения образца по абразиву составил 45 %, $K_{шлиф} \sim 30$, что значительно ниже, чем в стали после обычного спекания продолжительностью 5 ч.

Негомогенность структуры обеспечивала неус-

тойчивость аустенита и его фазовое превращение в мартенсит деформации при трении. Закономерность оказалась справедлива для систем порошков различной степени дисперсности: чем больше был объем распада аустенита, тем выше был коэффициент шлифования.

По описанной выше методике на основе карбидосталей были изготовлены образцы алмазного инструмента с добавлением к каждому составу 7,5 мас.% (12,5 об.%) синтетических алмазов (зернистость 315/250). Аналогично карбидостаям, в алмазном инструменте отмечено уменьшение пористости с ростом температуры и продолжительности спекания — по абсолютным значениям пористость инструмента была примерно на 5 % выше, чем в карбидостаях того же состава.

Триботехнические испытания инструмента показали аналогичные карбидостаям зависимости $K_{шлиф}$ от КВК: максимальные значения $K_{шлиф}$ имели образцы алмазного инструмента с $KVK = 4,8 \div 4,9$ для карбидосталей обоих видов дисперсности, спеченных при $t = 900$ и 1100 °С.

После ИПС коэффициент $K_{шлиф}$ у алмазного инструмента был порядка 63, что ниже, чем после обычного спекания, ввиду высокого значения КВК.

Таким образом, физико-механические характеристики исследованных композиционных материалов оказались более всего зависимыми от пористости, а триботехнические — от объема фазового превращения, определяемого, в свою очередь, ко-

эффицентом вариации концентрации легирующих.

Заключение

При уменьшении размера частиц никеля с 5 мкм до 50 нм коэффициент диффузии никеля в сталях на основе порошка железа ($d = 5$ мкм) вырос в 2 раза после спекания без давления при $t = 900$ °С, $\tau = 6$ ч, и на 15 % — после ИПС при $t = 900$ °С, $\tau = 5$ мин. При этом размер зерна уменьшился в 1,5 раза, а физико-механические свойства повысились на 20 %.

Экспериментально установлена корреляционная зависимость между гомогенностью распределения никеля в композиционных материалах, объемом фазового превращения метастабильного аустенита в мартенсит деформации при трении и коэффициентом шлифования по корунду. Максимальное значение коэффициента шлифования карбидосталей и алмазного инструмента не зависело от дисперсности систем и соответствовало КВК никеля, равному 4,8—4,9.

Статья подготовлена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 16-48-590224.

Литература/References

1. Schwartz M. Encyclopedia of smart materials. N.Y.: Wiley, 2002.
2. Ponge D., MiUán J., Raabe D. Design of lean maraging TRIP steels. In: *Advanced Steels*. Berlin, Heidelberg: Springer, 2011. P. 199—208. https://doi.org/10.1007/978-3-642-17665-4_21.
3. Raabe D., Ponge D., Dmitrieva O., Sander B. Nanoprecipitate-hardened 1.5 GPa steels with unexpected high ductility. *Scr. Mater.* 2009. Vol. 60. Iss. 12. P. 1141—1144. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2009.02.062>.
4. Roebuck B., Almond E.A., Cottenden A.M. The influence of composition, phase transformation and varying the relative FCC and HCP phase contents on the properties of dilute Co—W—C alloys. *Mater. Sci. Eng. A*. 1984. Vol. 66. Iss. 2. P. 179—194.
5. Konyashin I., Lachmann F., Ries B., Mazilkin A.A., Straumal B.B., Kübel Chr., Llanes L., Baretzky B. Strengthening zones in the Co matrix of WC—Co cemented carbides. *Scr. Mater.* 2014. Vol. 83. P. 17—20.
6. Konyashin I., Ries B. Wear damage of cemented carbides with different combinations of WC mean grain size and Co content. Part I. ASTM wear tests. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 2014. Vol. 46. P. 12—19.
7. Konyashin I., Ries B. Wear damage of cemented carbides with different combinations of WC mean grain size and Co content. Part II. Laboratory performance tests on rock cutting and drilling. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 2014. Vol. 45. P. 230—237.
8. Raabe D., Ponge D., Dmitrieva O., Sander B. Designing ultrahigh strength steels with good ductility by combining transformation induced plasticity and martensite aging. *Adv. Eng. Mater.* 2009. Vol. 11. No. 7. P. 547—555. DOI: 10.1002/adem.200900061.
9. Nambu S., Michiuchi M., Ishimoto Y., Asakura K., Inoue J., Koseki T. Transition in deformation behavior of martensitic steel during large deformation under uniaxial tensile loading. *Scr. Mater.* 2009. Vol. 4. No. 60. P. 221—224.
10. Анциферов В.Н., Боброва С.Н., Оглезнева С.А., Пещеренко С.Н., Тимохова А.П., Шацов А.А. Проблемы порошкового материаловедения. Ч. 1. Екатеринбург: УрО РАН, 2000.
Antsiferov V.N., Bobrova S.N., Oglezneva S.A., Peshcherenko S.N., Timokhova A.P., Shatsov A.A. Problems of powder materials science. Pt. 1. Ekaterinburg: UrO RAN, 2000 (In Russ.).
11. Кикоин И.К. Таблицы физических величин. М.: Атомиздат, 1976.
Kikoin I.K. Tables of physical quantities. Moscow: Atomizdat, 1976 (In Russ.).
12. Tunshoff H.K., Hillmann-Apmann H., Asche J. Diamond tools in stone and civil engineering industry: cutting principles, wear and applications. *Diamond Relat. Mater.* 2002. Vol. 11. No. 3—6. P. 736—741.
13. Konstanty J., Duk Yong Yoon, Suk-Joong L. Kang, Kwang Yong Eun, Yong-Seog Kim. Powder metallurgy diamond tools — A review of manufacturing routes. *Mater. Sci. Forum.* 2007. Vol. 534—536. P. 1121—1124. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.534-536.1121>.
14. Арзамасов Б.Н., Сидорин И.И., Косолапов Г.Ф. Материаловедение. М.: Машиностроение, 1986.
Arzamasov B.N., Sidorin I.I., Kosolapov G.F. Materials science. Moscow: Mashinostroenie, 1986 (In Russ.).
15. Spriano S., Chen Q., Settineri L., Bugliosi S. Low content and free cobalt matrixes for diamond tools. *Wear.* 2005. Vol. 259. No. 7—12. P. 1190—1196.
16. Зайцев А.А., Курбаткина В.В., Левашов Е.А. Особенности влияния нанодисперсных добавок на процесс спекания и свойства порошковых кобальтовых сплавов. *Изв. вузов. Цвет. металлургия*. 2008. No. 2. С. 57—59.
Zaitsev A.A., Kurbatkina V.V., Levashov E.A. Features of the effect of nanodispersed additives on the sintering progress and properties of powdered cobalt alloys. *Russ. J. Non-Ferr. Met.* 2008. Vol. 49. No. 2. P. 120—125.

17. Konyashin I., Ries B., Hlawatschek D., Zhuk Y., Mazilkin A., Straumal B., Dorn F., Park D. Wear-resistance and hardness: are they directly related for nanostructured hard materials. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 2015. Vol. 49. P. 203—211.
18. Konyashin I., Ries B., Lachmann F., Cooper R., Mazilkin A., Straumal B., Aretz A., Babaev V. Hardmetals with nano-grain reinforced binder: binder fine structure and hardness. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 2008. Vol. 26. P. 583—588.
19. Оглезнева С.А., Буланов В.Я., Концевой Ю.В., Игнатьев И.Э. Исследование процесса получения наноразмерных порошков никеля и железа методом восстановления водородом из солей. *Металлы*. 2012. No. 4. С. 115—120.
Oglezneva S.A., Bulanov V.Ya., Kontsevoi Yu.V., Ignat'ev I.E. Production of nickel and iron nanopowders by hydrogen reduction from salts. *Russ. Metall. (Metally)*. 2012. No. 7. P. 654—658.
20. Анциферов В.Н., Мазеин С.А. Исследование влияния механохимической активации в системе титан—углерод. *Физика и химия обраб. материалов*. 1994. No. 4—5. С. 195—199.
Antsiferov V.N., Mazein S.A. Study of the influence of mechanochemical activation in the titanium-carbon system. *Fizika i khimiya obrabotki materialov*. 1994. No. 4—5. P. 195—199 (In Russ.).
21. Оглезнева С.А., Порталов М.Н. Исследование кинетики изотермического спекания измельченных и механически легированных порошков железа. *Изв. вузов. Порошк. металлургия и функц. покрытия*. 2014. No. 1. С. 9—16.
Oglezneva S.A., Portalov M.N. Investigation into the kinetics of isothermal sintering of milled and mechanically alloyed iron powders. *Russ. J. Non-Ferr. Met.* 2015. Vol. 56. No. 3. P. 300—306. DOI: 10.3103/S1067821215030153.
22. Оглезнева С.А. Экспресс-метод определения удельного расхода алмазов в лабораторных условиях. *Изв. вузов. Цвет. металлургия*. 2000. No. 5. С. 65—67.
Oglezneva S.A. Rapid method for the determination of the diamond specific consumption under laboratory conditions. *Izvestiya vuzov. Tsvetnaya metallurgiya*. 2000. No. 5. P. 65—67 (In Russ.).
23. Хансен М., Андерко К. Структуры двойных сплавов. М.: Металлургиздат, 1962.
Khansen M., Anderko K. Double alloy structures. Moscow: Metallurgizdat, 1962 (In Russ.).
24. Матренин С.В., Ильин А.П., Слосман А.И., Толобанова Л.О. Спекание нанодисперсного порошка железа. *Перспект. материалы*. 2008. No. 4. С. 81—87.
Matrenin S.V., Il'in A.P., Slosman A.I., Tolobanova L.O. Sintering of nano-dispersed iron powder. *Perspektivnye materialy*. 2008. No. 4. P. 81—87 (In Russ.).
25. Ивенсен В.А. Феноменология спекания и некоторые вопросы теории. М.: Металлургия, 1985.
Ivensen V.A. Phenomenology of sintering and some theory questions. Moscow: Metallurgiya, 1985 (In Russ.).