

ОПИСАНИЕ ИЗОБРЕТЕНИЯ К ПАТЕНТУ

(12)

РЕСПУБЛИКА БЕЛАРУСЬ



НАЦИОНАЛЬНЫЙ ЦЕНТР
ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНОЙ
СОБСТВЕННОСТИ

(19) ВУ (11) 18088

(13) С1

(46) 2014.04.30

(51) МПК

C 23C 4/10 (2006.01)

C 23C 4/18 (2006.01)

(54)

СПОСОБ НАНЕСЕНИЯ ИЗНОСОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ

(21) Номер заявки: а 20110464

(22) 2011.04.13

(43) 2012.12.30

(71) Заявитель: Белорусский национальный технический университет (ВУ)

(72) Авторы: Оковитый Вячеслав Александрович; Шевцов Александр Иванович; Асташинский Валентин Миронович; Пантелеенко Алексей Федорович; Оковитый Василий Вячеславович (ВУ)

(73) Патентообладатель: Белорусский национальный технический университет (ВУ)

(56) ВУ 12143 С1, 2009.

ВУ 13690 С1, 2010.

ВУ 8478 С1, 2006.

ВУ 2979 С1, 1999.

(57)

Способ нанесения износостойкого покрытия, при котором плазменным напылением формируют покрытие из композиционного порошка состава металл - избыточная керамическая составляющая - твердая смазка, обрабатывают компрессионными импульсами плазменной струи 50 % площади покрытия при равномерном чередовании обработанных и необработанных участков, при этом получают покрытие, имеющее участки необработанной поверхности и участки обработанной поверхности, состоящие из двух слоев - износостойкого наружного и прилегающего к основе, **отличающийся** тем, что в качестве керамической составляющей используют оксид алюминия - оксид титана, твердую смазку плакируют никелем, а композиционный порошок получают методом агломерирования мелкодисперсной шихты с последующим высокотемпературным спеканием, при этом микротвердость участков необработанной поверхности составляет 5800-9100 МПа, износостойкого наружного слоя участков обработанной поверхности - 7100-11900 МПа, а содержание аморфной фазы в прилегающем к основе слое составляет 90-92 %.

Изобретение относится к нанесению покрытий газотермическим методом, в частности к нанесению износостойких покрытий методом плазменного напыления.

Известен способ нанесения покрытий [1], при котором на участки с разной степенью износа наносят самофлюсующиеся порошки разных марок с различной твердостью. Покрытия из самофлюсующихся сплавов имеют высокую твердость и хорошо работают в условиях износа, однако существует ряд существенных недостатков, к которым следует отнести значительное изменение химического и фазового состава покрытия по сравнению с исходным порошком и наличие зоны термического влияния на основу изделия.

Известен способ получения износостойких покрытий [2], включающий напыление чередующихся слоев из твердых и мягких металлов или сплавов, с пористостью твердых слоев 2-5 %, мягких 8-20 %. К недостаткам данного способа необходимо отнести техноло-

ВУ 18088 С1 2014.04.30

гические трудности получения покрытия, причем формирование первого слоя, изменяющегося по толщине при напылении через экран с прорезями, приводит к формированию неблагоприятных растягивающих напряжений в покрытии.

В качестве прототипа выбран способ нанесения износостойкого покрытия [3], при котором плазменным напылением формируют покрытие из порошков состава металл - избыточная карбидная составляющая - твердая смазка, полученных методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза, обрабатывают компрессионными импульсами плазменной струи 50 % площади покрытия при равномерном чередовании обработанных и необработанных участков, при этом получают покрытие, имеющее участки необработанной поверхности с микротвердостью 4500-7500 МПа и участки обработанной поверхности, состоящей из двух слоев - износостойкого наружного с микротвердостью 5500-9000 МПа и прилегающего к основе с содержанием аморфной фазы 70-78 %.

К недостаткам данного способа необходимо отнести высокую термическую диссоциацию карбидной керамики в процессе плазменного напыления. В период полета в плазменной струе частицы карбидной керамики склонны к потере устойчивости с изменением химического состава, что приводит к получению высокого коэффициента трения покрытий и негативно отражается на их эксплуатационных свойствах. Плазменные покрытия на основе карбидной керамики обладают недостаточной износостойкостью при работе в условиях высоких температур (более 800 °С).

Техническая задача, которую решает предлагаемое изобретение, заключается в увеличении износостойкости из-за применения в качестве износостойкого материала композиционного керамического материала на основе оксида алюминия - оксида титана - плакированной никелем твердой смазки, полученного методом агломерирования мелкодисперсной шихты с последующим высокотемпературным спеканием и обладающего хорошими технологическими характеристиками, устойчивого к поддержанию химического состава в процессе газотермического напыления и способного формировать плазменные покрытия с высокой износостойкостью при работе в условиях высоких температур (более 800 °С).

Поставленная техническая задача достигается тем, что в способе нанесения износостойкого покрытия, при котором плазменным напылением формируют покрытие из композиционного порошка состава металл - избыточная керамическая составляющая - твердая смазка, обрабатывают компрессионными импульсами плазменной струи 50 % площади покрытия при равномерном чередовании обработанных и необработанных участков, при этом получают покрытие, имеющее участки необработанной поверхности и участки обработанной поверхности, состоящей из двух слоев - износостойкого наружного и прилегающего к основе, в качестве керамической составляющей используют оксид алюминия - оксид титана, твердую смазку плакируют никелем, а композиционный порошок получают методом агломерирования мелкодисперсной шихты с последующим высокотемпературным спеканием, при этом микротвердость участков необработанной поверхности составляет 5800-9100 МПа, износостойкого наружного слоя участков обработанной поверхности - 7100-11900 МПа, а содержание аморфной фазы в прилегающем к основе слое составляет 90-92 %.

Сущность изобретения заключается в следующем. Для повышения антифрикционных характеристик керамических износостойких плазменных покрытий в условиях высокотемпературной коррозии необходимо использование оксидной керамики, в частности композиционного керамического материала на основе оксида алюминия - оксида титана - плакированной никелем твердой смазки. Такие покрытия характеризуются повышенной пластичностью, коррозионной стойкостью и стойкостью по отношению к ударным нагрузкам, а также обладают меньшими значениями пористости, равномерностью структуры и изотропностью свойств по сравнению с композицией металл - избыточная карбидная составляющая - твердая смазка.

Необходимо также отметить, что применяемая технология изготовления композиционного порошка должна также обеспечивать придание частицам свойств, способствующих формированию заданной структуры покрытий. Твердые смазки подвержены интенсивному разложению во время напыления, поэтому их необходимо плакировать оболочками из металла (например, никеля), стабилизирующими состав частиц в период высокотемпературного распыления и создающими предпосылки генерирования прочных связей между частицами и подложкой при формировании газотермических покрытий.

Вместе с тем упомянутые оболочки в структуре покрытий выполняют роль теплозащитных экранов, которые затрудняют передачу тепла в нанесенных материалах. Низкая теплопроводность оболочек из никеля связана с тугоплавкими фазами оксидов никеля. Ухудшение передачи тепла в напыленных материалах с плакирующими оболочками частиц способствует удержанию тепловой энергии в нагреваемом слое покрытия при напылении, степень оплавления которого возрастает. При этом улучшаются условия для уплотнения напыленного материала, увеличивается также количество центров кристаллизации расплава с конкурирующим развитием кристаллических зерен при сверхбыстром охлаждении жидкофазного материала. Взаимный контакт увеличивающихся кристаллических зерен существенно ограничивает их развитие и размеры, создаются условия для получения измельченной нанокристаллической структуры. Таким образом, ухудшение передачи тепла в напыленных материалах с плакирующими оболочками частиц способствует уплотнению структуры, зарождению центров кристаллизации расплава при плазменном напылении покрытий, что положительно влияет на их упрочнение.

Оценивая состояние вопроса и эффективность способов получения композиционных керамических (оксидных) порошков для плазменного напыления, можно сделать вывод, что одним из наименее сложных и наиболее технологических методов получения композиционных оксидных порошков является метод агломерирования мелкодисперсной шихты с последующим высокотемпературным спеканием [4]. Такой процесс изготовления композиционных порошков позволяет обеспечить следующие преимущества при плазменном напылении: повышение температуры частиц вследствие интенсификации процессов теплообмена в плазменной струе; повышение скорости частиц вследствие интенсифицирования ускорения частиц в плазменной струе; повышение износостойкости, прочности и плотности покрытий. Скорость нагрева частиц оксидных материалов в плазменной струе лимитируется их низкой теплопроводностью. Методы агломерирования и применяемые при этом связующие позволяют получать из мелкодисперсных компонентов шихты размером 1-3 мкм агломераты, характеризующиеся большими значениями пористости и удельной поверхности. Это приводит к интенсификации процессов теплообмена между струей и частицами, а также к увеличению скорости частиц.

Содержание аморфной фазы в плазменных керамических покрытиях можно существенно изменить параметрами напыления или последующей термической обработкой. Повышенная прочность достигается усилением когезионных и адгезионных связей покрытия. Для этого нанесенный плазменным напылением материал из керамики, содержащей оксид алюминия - оксид титана - плакированную никелем твердую смазку, уплотняют и модифицируют импульсами компрессионных плазменных потоков. При воздействиях импульсами за счет тепловой и кинетической энергии плазменных потоков происходит оплавление и уплотнение покрытий, формируются аморфная или кристаллическая структуры. Аморфная фаза образуется от первого импульса в наружном слое покрытия за счет сверхбыстрого охлаждения расплава. Второй импульс обрабатывает переходный слой с его аморфизацией. При этом наружный слой подвергается сравнительно небольшому, но достаточному для изменения тонкой структуры нагреву, вызывающему переход аморфизованного состояния в кристаллическое. Рассмотренная конструкция является оптимальной и сочетает повышенную прочность (когезионную и адгезионную) оплавленного, уплотненного аморфизованного переходного слоя с износостойкостью

кристаллического наружного слоя. Равномерное изменение микротвердости и сближение модулей упругости слоев приводят к снижению концентрации напряжений и увеличению прочности сцепления. Для достижения вышеупомянутой конструкции обработанного керамического покрытия проводилась отработка оптимальных режимов воздействий импульсами плазмы. Критериями оптимизации служили следующие показатели: оплавление и уплотнение обработанного слоя в отсутствие неоплавленных микрообъемов, оплавление слоев по всей толщине покрытия, отсутствие признаков разрушения обработанных слоев (развития трещин), формирование двухслойного покрытия в обработанном слое с градиентным изменением (уменьшением) процентного содержания аморфной фазы от подслоя к наружному слою. Оптимизация по указанным критериям осуществлялась при варьировании дистанции (энергетического уровня) воздействий импульсами плазмы и суммарного количества импульсов. Путем варьирования дистанции обработки и количества повторяющихся импульсов изменялась интенсивность и суммарная энергия теплового и динамического воздействия на покрытия. При этом достигались различная микрогеометрия поверхности покрытий, изменяющаяся глубина расплавления и степень нагрева расплавленного слоя. Для увеличения передаваемой энергии и уменьшения суммарного количества импульсов целесообразно снижение дистанции обработки.

Пример.

Проводили плазменное напыление на основу из углеродистой стали, подвергнутую струйно-абразивной обработке, износостойких покрытий из порошков оксидной керамики с введением плакированной твердой смазки следующих составов: композиция $Al_2O_3-TiO_2 + 12\% (MoS_2 + Ni)$; композиция $Al_2O_3-TiO_2 + 12\% (CaF_2 + Ni)$; композиция $Al_2O_3-TiO_2 + 10\% (C + Ni)$. Для плазменного напыления использовали порошки фракции -80... +40 мкм. Для процесса напыления покрытия используется следующее оборудование: установка плазменного напыления фирмы "Плазма-Техник" (Швейцария), укомплектованная плазмотроном F4; порошковый питатель TWIN-10; установка дробеструйной обработки. Нанесение покрытия производили на следующих режимах работы оборудования. Напыление подслоя покрытия (порошок ПН85Ю15) толщиной 0,05-0,1 мм: расход водорода 7 л/мин; расход аргона 30 л/мин; ток электрической дуги $I = 300-350$ А; мощность электрической дуги $N = 30$ кВт; расход порошка $R_{пор.} = 4$ кг/ч; дистанция напыления 100 мм. Напыление износостойкого слоя из порошков оксидной керамики толщиной 0,3-0,35 мм: расход водорода 8 л/мин; расход аргона 40 л/мин; ток электрической дуги $I = 450-500$ А; мощность электрической дуги $N = 40$ кВт; расход порошка $R_{пор.} = 2,5$ кг/ч; дистанция напыления 110 мм.

Фазовый состав покрытий определялся методом рентгеноструктурного анализа на рентгенографическом дифрактометре ДРОН-3. Количественное содержание фаз и равномерность их распределения определяли на сканирующем электронном микроскопе "Nanolab-7" при увеличении от 5000 до 20000 раз. Количественные оценки параметров определялись как усредненные по пяти измерениям. Прочность сцепления определяли на отрывной машине "Instron".

Фиг. 1 - микроструктура плазменного покрытия из порошка $Al_2O_3-TiO_2 + 12\% (CaF_2 + Ni)$, полученного методом агломерирования мелкодисперсной шихты с последующим высокотемпературным спеканием ($\times 500$).

Фиг. 2 - микроструктура плазменного покрытия из порошка $Al_2O_3-TiO_2 + 12\% (MoS_2 + Ni)$, полученного методом агломерирования мелкодисперсной шихты с последующим высокотемпературным спеканием ($\times 500$).

На фиг. 1 и 2 приведены микроструктуры плазменных покрытий из порошков $Al_2O_3-TiO_2 + 12\% (CaF_2 + Ni)$ и $Al_2O_3-TiO_2 + 12\% (MoS_2 + Ni)$, полученных методом агломерирования мелкодисперсной шихты с последующим высокотемпературным спеканием. При плазменном напылении порошков, полученных методом агломерирования мелкодисперсной шихты с последующим высокотемпературным спеканием, формируется покрытие с

ВУ 18088 С1 2014.04.30

более высокой, по сравнению с прототипом [3], микротвердостью. Структура покрытия ламинарная с ярко выраженной гетерогенностью, о чем свидетельствует изменение окраски оксидных ламелей по сечению от светло- до темно-серой и увеличение микротвердости от 5540 до 9240 Н/мм², в них находятся включения твердой смазки (черного цвета). Согласно результатам РСФА, покрытие Al₂O₃-TiO₂ + 12 % (CaF₂ + Ni) состоит из α-Al₂O₃, γ-Al₂O₃, Al₂TiO, TiO₂, Ti₃O₅, комплексных оксидов Ti-Al-Ca-O, CaF₂ (табл. 1). Для количественной оценки равномерности распределения оксидной фазы, от которой зависит работоспособность износостойких покрытий, металлографический анализ образцов дополнен за мерами микротвердости. Значения микротвердости являются интегральной характеристикой материала покрытий, поскольку измерить микротвердость отдельных структурных составляющих в ряде случаев не представляется возможным из-за их малых размеров. Измерения проводили при нагрузках на индентор 0,490 Н, поскольку при более высоких нагрузках появляются трещины. Результаты замеров представлены в табл. 2. Анализируя данные табл. 2, необходимо отметить, что имеют место достаточно стабильные пределы изменения микротвердости в поясах замеров по длине поперечных сечений напыленных материалов. При этом верхним пределам соответствуют рабочие поверхностные зоны покрытий. Таким образом, наблюдается стабильное распределение твердой оксидной фазы в объемах напыленных материалов и отсутствуют поверхностные зоны с дефицитом таких включений, что положительно влияет на работоспособность исследуемых износостойких покрытий.

Таблица 1

Химический состав структурных составляющих плазменных покрытий системы 60 % Al₂O₃-28 % TiO₂ + 12 % (CaF₂ + Ni) (*фиг. 1)

Покры- тие	Исследуемый участок*	Содержание элементов, %						HV, Н/мм ²	Предполагае- мая фаза
		Ti	Al	Ca	O	F	Ni		
Плаз- менное (Ar+H ₂)	1	10-7	67-56	2,0	21..35	-	-	8700	Al ₂ O ₃ , леги- рованный ти- таном и кальцием
	2	71-73	1-2	1	27-24	-	-	11900	TiO ₂
	3	32-36	46-34	-	22-30	-	-	9200	Al ₂ O ₃ , TiO ₂
	4	-	-	41-44	-	47-50	13-6	-	CaF ₂ -Ni
	5	38-40	10-8	27	23-22	-	2-3	-	комплексный оксид Ti-Al- Ca-Ni-O
	6	20-21	46-49	-	34-30	-	-	-	эвтектика Al ₂ TiO ₅

Таблица 2

Микротвердость напыленных и обработанных импульсами плазмы покрытий (в скобках значения микротвердости для напыленных и необработанных материалов).

Покрытие	Микротвердость, МПа				
	Пояса замеров по длине поперечного сечения покрытия				
	1	2	3	4	5
Al ₂ O ₃ -TiO ₂ -12 % (CaF ₂ + Ni)	7246-9690 (5764-8182)	7422-10956 (5564-8649)	7002-11206 (5877-8805)	7186-11310 (5945-8950)	7312-11650 (6027-9014)
Al ₂ O ₃ -TiO ₂ -12 % (MoS ₂ + Ni)	8261-11098 (5707-8644)	8237-11245 (5836-8850)	8155-11595 (5902-8944)	8255-11747 (6121-9145)	8401-11807 (6253-9247)
Al ₂ O ₃ -TiO ₂ -10 % (C + Ni)	7150-9280 (5509-8142)	7120-9890 (5494-8376)	6992-11027 (5711-8221)	7003-11064 (5281-8537)	7198-11490 (5179-8406)

Таким образом, наблюдается стабильное распределение твердой оксидной фазы в объемах напыленных материалов и отсутствуют поверхностные зоны с дефицитом таких включений, что положительно влияет на работоспособность исследуемых износостойких покрытий. По предлагаемому изобретению осуществлялась импульсная обработка компрессионными плазменными потоками на установке, представляющей собой квазистационарный сильноточный плазменный ускоритель (КСПУ). Обработывалось 50 % площади покрытия при равномерном чередовании обработанных и необработанных участков. Параметры импульса плазменного потока зафиксированы в следующих пределах: длина ~ 0,5 м; диаметр в области максимального сжатия ~ 0,03 м; скорость потока ~ $(1-2) \times 10^5$ м/с; температура плазмы ~ 10-15 эВ. Длительность импульса 450 мкс, длительность периода 15-30 с, температура и скорость плазмы 30000 К и $(1-2) \times 10^7$ см/с, количество импульсов 2-10, дистанция обработки 0,07-0,12 м. Критерием оптимизации импульсно-плазменной обработки служило получение определенного фазового состава слоев покрытия в соответствии с их назначением. Износостойкий наружный слой должен иметь микротвердость 7100-11900 МПа, а слой, прилегающий к основе, для получения максимальных прочностных характеристик должен иметь содержание аморфной фазы 90-92 %. На фиг. 3 и 4 приведены микроструктуры плазменных покрытий из порошков $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiO}_2 + 12\%$ ($\text{CaF}_2 + \text{Ni}$) и $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiO}_2 + 12\%$ ($\text{MoS}_2 + \text{Ni}$) после импульсно-плазменной обработки, где демонстрируется оплавление поверхности и нижележащих слоев по всей толщине напыленного материала. Данные в табл. 2 свидетельствуют о том, что микротвердость напыленных материалов после импульсно-плазменных воздействий увеличилась.

Фиг. 3 - микроструктура плазменного покрытия из порошка $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiO}_2 + 12\%$ ($\text{CaF}_2 + \text{Ni}$) после импульсно-плазменной обработки ($\times 500$).

Фиг. 4 - микроструктура плазменного покрытия из порошка $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiO}_2 + 12\%$ ($\text{MoS}_2 + \text{Ni}$) после импульсно-плазменной обработки ($\times 500$).

Исследования показали, что требуемую структуру можно получить при повторяющихся импульсно-плазменных воздействиях. Путем варьирования дистанции обработки и количества повторяющихся импульсов изменялись интенсивность и суммарная энергия теплового и динамического воздействия на покрытия. При этом достигались различная микрогеометрия поверхности покрытий, изменяющаяся глубина расплавления и степень нагрева расплавленного слоя. Для увеличения передаваемой энергии и уменьшения суммарного количества импульсов целесообразно снижение дистанции обработки. В табл. 3 представлены результаты исследования влияния дистанции импульсно-плазменных воздействий на прочностные характеристики и наличие аморфной фазы обрабатываемых поверхностных и прилегающих к основе слоев. Согласно данным табл. 3, оптимальные дистанции импульсно-плазменной обработки поверхностных слоев для $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiO}_2 + 12\%$ ($\text{CaF}_2 + \text{Ni}$) и $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiO}_2 + 12\%$ ($\text{MoS}_2 + \text{Ni}$) - 0,13 м, а прилегающих к основе слоев - 0,09 м. Для покрытия $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiO}_2\text{-}10\%$ ($\text{C} + \text{Ni}$) оптимальные дистанции импульсно-плазменной обработки поверхностных слоев - 0,12 м, а прилегающих к основе слоев - 0,08 м. Наряду с дистанцией обработки оптимизировали суммарное количество импульсов для получения толщины поверхностных и прилегающих к основе слоев в пределах 0,2-0,3 мм каждый. Установлено, что необходимое количество импульсов для поверхностных слоев покрытий $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiO}_2 + 12\%$ ($\text{CaF}_2 + \text{Ni}$) и $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiO}_2 + 12\%$ ($\text{MoS}_2 + \text{Ni}$) составляет 7 воздействий, для $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiO}_2\text{-}10\%$ ($\text{C} + \text{Ni}$) - 6 воздействий. Необходимое и достаточное количество импульсов для полной обработки прилегающих к основе слоев всех покрытий одинаково и составляет 5 воздействий. Испытания на трение и износ проводились на машине трения СМЦ-2 по схеме: колодочки с покрытием - азотированная сталь (Ст45), образцы находились в герметичной камере с подогревом до 800 °С. Триботехнические испытания проводились в условиях трения со смазкой и в отсутствие смазочного материала при нагрузке в паре трения 5 МПа в течение 20 ч. Данные параметров трения и износа покрытий из порошков, полученных по прототипу и заявленному изобретению, приведены в табл. 4. Как

BY 18088 C1 2014.04.30

видно из табл. 4, покрытия, полученные из порошков $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiO}_2 + 12\%(\text{MoS}_2 + \text{Ni})$ и $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiO}_2\text{-}12\%(\text{CaF}_2 + \text{Ni})$, изготовленных по предлагаемому способу, имеют в 1,57 раза больше износостойкость при трении со смазкой и в 1,5 раза при сухом трении по стали, чем покрытие, полученное из порошков $\text{Ni80Cr20-}12,5\text{MoS}_2\text{-}55\% \text{TiC}$ и $\text{Ni80Cr20-}12,5\% \text{CaF}_2\text{-}55\% \text{TiC}$, изготовленное согласно прототипу. Таким образом, предложенный способ позволяет повысить износостойкость покрытий.

Таблица 3

Технологические параметры импульсно-плазменной обработки композиционных оксидных покрытий (определялись как усредненные по пяти измерениям)

Покрытие	Дистанции обработки, м		Прочность сцепления, МПа		Микротвердость, МПа	Наличие аморфной фазы, %
	Наружный слой	Прилегающий к основе	Наружный слой	Прилегающий к основе	Наружный слой	Прилегающий к основе
$\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiO}_2\text{-}12\%(\text{CaF}_2 + \text{Ni})$	0,15	0,09	40-42	60-62	5775-8644	90-92
	0,14	0,08	39-43	51-56	6286-9033	81-82
	0,13	0,07	42-49	42-46	7312-11650	71-74
	0,12	0,06	40-41	растрескивание	7114-9895	-
$\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiO}_2\text{-}12\%(\text{MoS}_2 + \text{Ni})$	0,15	0,09	41-43	61-64	6953-9247	90-91
	0,14	0,08	40-46	51-57	7493-9947	82-86
	0,13	0,07	42-48	43-48	8401-11807	73-75
	0,12	0,06	40-42	растрескивание	8133-10227	-
$\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiO}_2\text{-}10\%(\text{C} + \text{Ni})$	0,15	0,09	38-40	48-56	5953-9047	83-84
	0,14	0,08	40-41	59-61	6557-9947	89-90
	0,13	0,07	40-42	40-42	6989-10249	70-79
	0,12	0,06	42-46	растрескивание	7198-11490	-

Таблица 4

Параметры трения и износа покрытий из порошков, полученных по прототипу и заявленному изобретению

Способ получения материала	Трение по Ст45			
	Трение со смазкой		Сухое трение	
	Износ покр., мкм	Коэфф. трения	Износ покр., мкм	Нагрузка задира, кг
Прототип $\text{Ni80Cr20-}12,5\text{MoS}_2\text{-}55\% \text{TiC}$	5,8	0,08	11,9	6,8
$\text{Ni80Cr20-}12,5\% \text{CaF}_2\text{-}55\% \text{TiC}$	6,0	0,09	12,2	6,2
Предлагаемый способ $60\% \text{Al}_2\text{O}_3\text{-}28\% \text{TiO}_2\text{-}12\%(\text{MoS}_2 + \text{Ni})$	3,6	0,03	7,9	8,1
$60\% \text{Al}_2\text{O}_3\text{-}28\% \text{TiO}_2\text{-}12\%(\text{CaF}_2 + \text{Ni})$	3,9	0,04	8,1	7,9

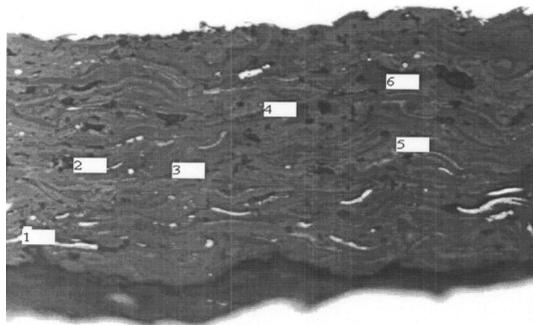
Источники информации:

1. Копцев Н.В., Зотов С.В., Чукин М.В. Структура и свойства самофлюсующихся покрытий, обеспечивающих повышение износостойкости инструмента. Моделирование и

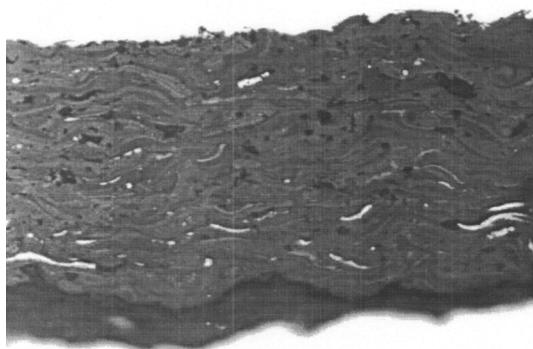
BY 18088 C1 2014.04.30

развитие технологических процессов: Сб. научн. трудов. - М.: Из-во МГТУ, 2004. - С. 141-147.

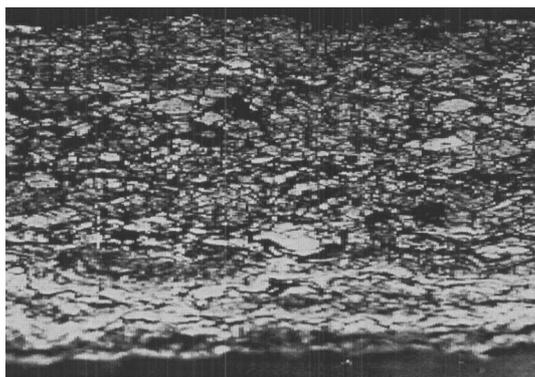
2. Патент РБ 1986, МПК С 23С 4/00, 1997.
3. Патент РБ 12143, МПК С 23 4/18, 2009.
4. Патент РБ 13690, МПК С 04В 35/10, 2009.



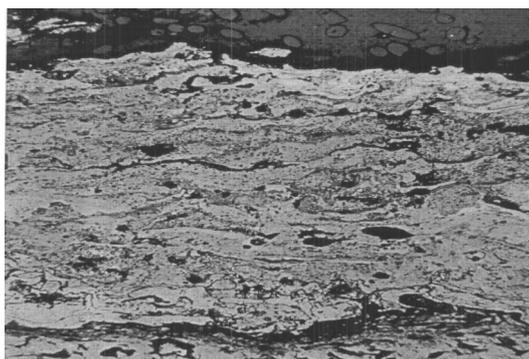
Фиг. 1



Фиг. 2



Фиг. 3



Фиг. 4