

# ОПИСАНИЕ ИЗОБРЕТЕНИЯ К ПАТЕНТУ

(12)

РЕСПУБЛИКА БЕЛАРУСЬ



НАЦИОНАЛЬНЫЙ ЦЕНТР  
ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНОЙ  
СОБСТВЕННОСТИ

(19) ВУ (11) 14214

(13) С1

(46) 2011.04.30

(51) МПК (2009)

В 22F 9/02

(54)

## СПОСОБ ПОЛУЧЕНИЯ ДИСПЕРСНОГО МЕТАЛЛИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА

(21) Номер заявки: а 20090767

(22) 2009.05.27

(43) 2010.12.30

(71) Заявитель: Учреждение образования "Гомельский государственный технический университет имени П.О.Сухого" (ВУ)

(72) Авторы: Верещагин Михаил Николаевич; Горанский Георгий Георгиевич; Целуева Светлана Николаевна; Кириллюк Сергей Иванович (ВУ)

(73) Патентообладатель: Учреждение образования "Гомельский государственный технический университет имени П.О.Сухого" (ВУ)

(56) ВУ 4366 С1, 2002.  
SU 1499818 А, 1999.  
US 4482375, 1984.  
US 4474604, 1984.  
ВУ 10974 С1, 2008.

(57)

Способ получения дисперсного металлического материала, при котором металлическую заготовку подают в зону действия лазерного излучения, генерируют излучение в импульсном режиме, фокусируют излучение на поверхности заготовки, распыляют до дисперсного состояния металл заготовки и охлаждают полученный дисперсный материал на движущейся поверхности холодильника, отличающийся тем, что используют заготовку из сплава, содержащего никель, кобальт, хром, молибден, бор, кремний и железо при следующем соотношении компонентов, мас. %:

никель	6,68
кобальт	2,42
хром	8,88
молибден	6,42
бор	4,80
кремний	0,32
железо	остальное,

материал охлаждают со скоростью не менее  $4 \cdot 10^5$  К/с, после чего обрабатывают его в атриторе в присутствии 10-20 мас. % поверхностно-активного вещества в течение 40 минут, при этом отношение объема дисперсного материала к объему диспергирующих тел составляет 0,18-0,22, а значение аккумулируемой энергии термомодеформационного воздействия составляет 10-26 кДж/г.

Изобретение относится к порошковой металлургии, а более конкретно к способам получения дисперсных материалов, например металлических волокон, порошков высокоскоростной закалкой из расплава в процессе высокоэнергетической термомодеформационной обработки, используемых для изготовления высокопрочных износостойких покрытий при их газопламенном напылении.

ВУ 14214 С1 2011.04.30

# BY 14214 C1 2011.04.30

Известен способ получения металлического порошка [1], заключающийся в том, что генерируют сфокусированное лазерное излучение, подают металл в зону его действия, вызывают распыление металла и последующее охлаждение распыленных частиц. Причем распыление предварительно расплавленного лазерным излучением непрерывного действия металла осуществляют струей газа, подаваемой из форсунки. Способ позволяет получать порошок, имеющий различную микроструктуру.

Основным недостатком указанного способа в процессе газового распыления расплава является невысокий процент аморфной фазы в готовом полуфабрикате. Основным недостатком способа в значительной мере обусловлен технологическими приемами и режимами проведения операций.

Наиболее близким по технической сущности и достигаемому результату к заявленному является способ получения металлических волокон [2], заключающийся в том, что генерируют сфокусированное излучение, подают металлическую заготовку в зону его действия, распыляют металл с последующим охлаждением частиц металла, причем лазерное излучение генерируют в импульсном режиме, а охлаждение распыленных частиц металла осуществляют на движущейся поверхности холодильника. Заготовку в зону действия лазерного излучения подают в виде ленты шириной  $B$  или проволоки диаметром  $D$ , меньшим диаметра  $d_{\text{л}}$  пятна лазерного излучения на поверхности заготовки, причем скорость  $V$  подачи выбирают меньше произведения  $d_{\text{л}} \cdot v$ , где  $v$  - частота следования импульсов излучения. При получении быстрозакаленных изделий в виде дисперсных материалов (порошок, волокно) используют лазерное излучение с плотностью мощности в импульсе на поверхности заготовки не менее  $3 \cdot 10^5$  Вт/см<sup>2</sup>. При воздействии лазерного излучения на поверхность металла часть потока поглощается в тонком поверхностном слое, вызывая его нагрев, последующее плавление и кипение в зависимости от условий обработки.

В процессе охлаждения распыленных частиц расплава при получении дисперсных металлических материалов в виде волокна или порошка на поверхности движущегося холодильника структурно-чувствительные механические свойства в большей степени зависят от технологических условий процесса, при этом важное значение имеет вопрос повышения температурной стабильности аморфизируемых сплавов в процессе их получения.

Основным недостатком указанного способа получения дисперсных металлических материалов с аморфизируемой структурой в виде волокна или порошка является низкая их температурная стабильность при последующем их использовании для изготовления высокопрочных покрытий при газопламенном напылении, а также относительно небольшой процент аморфной фазы в структуре аморфизируемых сплавов на железной основе после высокоскоростной закалки из расплава. К таким сплавам может быть отнесен и сплав, содержащий никель, кобальт, хром, молибден, бор, кремний и железо. При этом определенное сочетание легирующих элементов может явиться оптимальным при получении термостабильных дисперсных материалов в виде волокна или порошка для высокопрочных покрытий при газопламенном их напылении.

Задачей данного изобретения является повышение температурной стабильности аморфизируемого сплава, содержащего никель, кобальт, хром, молибден, бор, кремний и железо, с фиксированным процентом легирующих элементов за счет интенсивной высокоэнергетической термомеханической обработки и расширение сортамента получаемых изделий.

Поставленная задача решается тем, что в зону действия лазерного излучения подают металлическую заготовку, генерируют излучение в импульсном режиме, фокусируют излучение на поверхности заготовки, распыляют до дисперсного состояния металл заготовки и охлаждают полученный дисперсный материал на движущейся поверхности холодильника. Согласно изобретению, в качестве металлической заготовки используют сплав, содержащий никель, кобальт, хром, молибден, бор, кремний и железо при следующем соотношении компонентов, мас. %:

## ВУ 14214 С1 2011.04.30

никель	6,68
кобальт	2,42
хром	8,88
молибден	6,42
бор	4,80
кремний	0,32
железо	остальное,

материал охлаждают со скоростью не менее  $4 \cdot 10^5$  К/с, после чего обрабатывают его в атриторе в присутствии 10-20 мас. % поверхностно-активного вещества в течение 40 мин, при этом отношение объема дисперсного материала к объему диспергирующих тел составляет 0,18-0,22, а значение аккумулируемой энергии термомодеформационного воздействия составляет 10-26 кДж/г.

Существенным фактором, определяющим физико-механические характеристики сплава, содержащего никель, кобальт, хром, молибден, бор, кремний и железо при следующем соотношении компонентов, мас. %: никель - 6,68; кобальт - 2,42; хром - 8,88; молибден - 6,42; бор - 4,80; кремний - 0,32; железо - остальное, является скорость закалки из расплава, в том числе и в пределах того интервала, при котором происходит полная аморфизация. Применительно к процессу по способу прототипа скорость закалки оценивалась по толщине дискретных быстрозакаленных образцов - скорость закалки обратно пропорциональна квадрату толщины образца. Сплав, содержащий никель, кобальт, хром, молибден, бор, кремний и железо при следующем соотношении компонентов, мас. %: никель - 6,68; кобальт - 2,42; хром - 8,88; молибден - 6,42; бор - 4,80; кремний - 0,32; железо - остальное, закаливался при скорости охлаждения  $2,5 \cdot 10^5$  К/с (образец № 1) и  $4 \cdot 10^5$  К/с (образец № 2), при этом показатели прочности и твердости сплава существенно увеличиваются, а пластичность незначительно снижается. Методами рентгеноструктурного и рентгенофазного анализа выявлено, что количество аморфной фазы в образцах № 1 составляло 78 %, а в образцах № 2 - 82 %.

Для оценки возможных изменений в строении вещества при его атриторной обработке (АО), а также определения температурной стабильности сплавов, закаленных с различными скоростями, выполнялся дифференциально-термический анализ (ДТА) подвергнутых АО образцов. В качестве контролируемых параметров рассматривалась интенсивность экзотермического эффекта ( $\Delta T$ ) и температура его кристаллизации ( $T_{кр}$ ) в процессе ДТА. Результаты свидетельствовали о возрастании температуры начала кристаллизации образцов. Имело место существенное усиление экзотермического эффекта кристаллизации по мере увеличения длительности АО материалов до 40 мин.

Для выяснения причин подобного эффекта по уравнению Кисинджера рассчитывалась энергия активации процесса кристаллизации образцов № 1 и № 2, подвергнутых различной степени термомодеформационного воздействия при АО. Для образцов № 1 и № 2 энергия активации  $E_a$  увеличивалась. Кристаллизация аморфного материала происходит на зародышах новой фазы, которыми являются присутствующие в аморфной матрице кластеры различных размеров, формирующихся в процессе охлаждения распыленных частиц металла заготовки на поверхности движущегося холодильника по способу прототипа.

Закалочные зародыши по своему химическому и топологическому ближайшему порядку отличны от кристаллизующихся метастабильных фаз. Кристаллизация на них должна быть гетерогенной и роль диффузии атомов, входящих в состав сплава элементов, должна быть достаточно велика.

Как правило, аморфный материал имеет меньшую плотность, чем его кристаллический аналог, и больший удельный свободный объем. Этим объясняется более высокий коэффициент диффузии для неметаллов и металлов в аморфной матрице по сравнению с кристаллической.

При термодформационном воздействии на аморфный материал при АО в последнем реализуются релаксационные процессы, сопровождающиеся переходом от нестабильной исходной структуры к метастабильной, разрушением части закалочных зародышей, нарушением ближнего порядка расположения атомов, уменьшением удельного свободного объема аморфной матрицы. Это тормозит процесс кристаллизации и повышает энергию его активации, т.е. повышает температуру начала реализации процесса. Ускорение структурной релаксации сплавов связано с усилением экзотермического эффекта кристаллизации по мере возрастания температур протекания процесса.

Для получения объективной картины процесса кристаллизации аморфного материала все определяющие параметры процесса: экзотермический эффект -  $\Delta T$ , температура начала кристаллизации -  $T_{кр}$ , энергия активации -  $E_a$  были представлены как функции аккумулируемой материалом при предварительной АО энергии деформационно-термического воздействия ( $E_d$ ). В целом кинетика аккумуляции энергии обоими образцами № 1 и № 2 идентична, хотя общая энергоемкость медленнее закаленного образца № 1 остается выше.

В процессе АО по мере аккумуляции энергии деформационно-термического воздействия степень аморфизации обоих сплавов неуклонно растет, достигая в пределе 98 %, что позволяет считать материал полностью аморфизированным при  $E_d = 10-26$  кДж/г.

Характер изменения  $\Delta T$ ,  $T_{кр}$ ,  $E_a$  от  $E_d$  для образцов № 1 и № 2 аналогичен, однако абсолютный их прирост к моменту завершения процесса аккумуляции энергии АО более выражен для быстрее закаленного образца № 2. Это обеспечивает ему большую термическую стабильность на всех стадиях обработки.

Кинетика изменения содержания аморфной фазы при изотермическом отжиге закаленных при разных скоростях и подвергнутых АО зависит от показателя  $n$  в уравнении Джонсона-Мела-Аврами (Д-М-А) [3].

Влияние АО на характер последующей кристаллизации аморфизируемых сплавов оценивалось кинетикой зарождения и роста отдельных кристаллических фаз в процессе изотермического отжига при температуре кристаллизации методами рентгеноструктурного и рентгенофазного анализа.

На ранних стадиях отжига при температуре кристаллизации идет увеличение общего количества ограниченных твердых растворов Fe-Mo, Fe-B, Fe-Si, Ni-Cr и непрерывных твердых растворов аустенитного класса Fe-Ni, Fe-Co, Fe-Cr. Кинетика их роста соответствует значениям  $n$  от  $\sim 2$  до  $\sim 3$ , что свидетельствует о первичной гетерогенной кристаллизации. Для образцов, закаленных быстрее, а также после АО исходное количество кристаллической фазы и первичное количество зародышей заметно ниже, что объясняет увеличение температуры кристаллизации и энергии активации процесса. Эффект проявляется в большей степени с увеличением времени АО.

Для образцов без АО появление кристаллических (интерметаллидных)  $\sigma$ -фазы (Fe-Cr),  $\lambda$ -фазы (Fe-Cr-Mo), боридов  $Fe_2B$ ,  $Ni_2B$ ,  $Co_2B$ , силицидов FeSi происходит через 10 минут отжига. Инкубационный период обусловлен необходимостью развития в материале диффузии для достижения требуемого технометрического состояния образующих интерметаллиды компонентов, после чего рост интерметаллидов идет с постоянной скоростью.

Появление всех названных интерметаллидных фаз при кристаллизации обработанных в атриторе образцов затруднено.

Атриторная обработка дисперсного металлического материала показала, что оптимальное объемное соотношение между количеством получаемого дисперсного материала и диспергирующих тел составляет 0,18-0,22. Уменьшение этого соотношения ( $< 0,18$ ) ведет к тому, что частицы порошка оседают на стенках рабочей камеры, распыляются, а количество воздействий размольных тел на порошок уменьшается. При этом также уменьшается энергия воздействия на порошок, что ведет к снижению размола. В данном случае преобладает ударный механизм разрушения. С увеличением количества материала ( $> 0,22$ ) по-

рошок, заполняя все поры между размольными телами, демпфирует удары. Измельчение в основном происходит в результате истирающего механизма измельчения.

Удельная поверхность порошка в процессе АО достигает максимума при содержании в шихте поверхностно-активного вещества (ПАВ) в количестве 10-20 мас. %, т.к. последнее способствует развитию трещин в частицах порошка. При содержании ПАВ в шихте до 10 % оно оказывает смазывающее действие и процесс размола менее эффективен, чем при сухом размоле. Увеличение содержания ПАВ > 20 % снижает эффективность размола.

Предлагаемый способ использован при получении термически стабильного дисперсного материала из аморфизируемого сплава, содержащего никель, кобальт, хром, молибден, бор, кремний и железо при следующем соотношении компонентов, мас. %: никель - 6,68; кобальт - 2,42; хром - 8,88; молибден - 6,42; бор - 4,80; кремний - 0,32; железо - остальное, в виде порошка для газопламенного напыления высоконагруженных изделий триботехнического назначения.

Способ осуществляется следующим образом. Сплав, содержащий никель, кобальт, хром, молибден, бор, кремний и железо при следующем соотношении компонентов, мас. %: никель - 6,68; кобальт - 2,42; хром - 8,88; молибден - 6,42; бор - 4,80; кремний - 0,32; железо - остальное, в виде ленты или проволоки подают в зону действия лазерного излучения. При воздействии лазерного излучения в импульсном режиме необходимой мощности (не менее  $3 \cdot 10^5$  Вт/см<sup>2</sup>) на поверхность расходуемого материала капиллярно-гравитационно-электромагнитное давление, создаваемое электромагнитным лазерным излучением, приводит к отделению объема расплавленного металла в зоне контакта расплав-твердый металл за счет потери его устойчивости. На этапе нарастания мощности излучения идет резкое увеличение внутренней энергии отделенного объема расплавленного металла с большим перегревом и созданием в последнем сжимающих давлений. За счет возникновения и нарастания реактивного давления в расплавленном объеме металла нарушается равновесие сил сжатия расплава под действием вышеназванных давлений и сил отталкивания, что приводит к взрывному распылению мельчайших частиц расплава. Полученные таким образом дисперсные частицы расплава попадают на поверхность движущегося холодильника, где происходит их растекание в виде волокон или порошка и последующее затвердевание со скоростью охлаждения не менее  $4 \cdot 10^5$  К/с. При этом объем аморфной фазы в зависимости от скорости охлаждения составляет 78-82 %. Полученный продукт в дальнейшем подвергается атриторной обработке в присутствии 10-20 мас. % поверхностно-активного вещества в течение 40 мин, при этом отношение дисперсного материала к объему диспергирующих тел составляет в 0,18-0,22, а значение аккумулируемой энергии термомодеформационного воздействия составляет 10-26 кДж/г. Количество аморфной фазы в структуре сплава при этом составляет в пределе 98 %.

### **Пример 1.**

В качестве исходного материала для получения высокопрочных термически стабильных дисперсных материалов использовался сплав, содержащий никель, кобальт, хром, молибден, бор, кремний и железо при следующем соотношении компонентов, мас. %: никель - 6,68; кобальт - 2,42; хром - 8,88; молибден - 6,42; бор - 4,80; кремний - 0,32; железо - остальное. Высокопрочные дисперсные металлические волокна различной толщины получали распылением металлической заготовки указанного состава импульсным лазерным высокоэнергетическим методом с последующим их охлаждением на поверхности движущегося холодильника. Скорость охлаждения расплава составляла  $2,5 \cdot 10^5$  К/с. Микротвердость  $H_{\mu}$  образцов составляла (8,2-8,9) ГПа, которая замерялась на приборе ПМТ-3 в соответствии с ГОСТ 9450-76. Предел прочности  $\sigma_b = 6,5$  ГПа и относительное удлинение  $\delta = 4,8$  % определялись на испытательной машине "Инстрон-1195" согласно ГОСТ 11701-84 и ГОСТ 1497-84. Дефектность кристаллической структуры материала и его фазовый состав определялся методом рентгеноструктурного и рентгенофазного анализа на дифрак-

# ВУ 14214 С1 2011.04.30

тометре "Дрон-3" в монохроматизированном  $Co_{K\alpha}$  излучении при напряжении 30 кВ, токе 20 мА, скорости счетчика 2 °/мин и скорости диаграммной ленты 720 мм/ч. Монохроматизатор - пластина пиролитического графита.

За эталон принимался сплав исследуемого состава без специальной АО, отожженный в вакууме при 850 °С и имеющий равновесную структуру. Отжиг выполнялся в вакуумной печи СНВ-1.31 при скорости набора температуры 5 °/мин. Время отжига при фиксируемой температуре 30 мин. Температура образцов контролировалась хромель-алюмелевой термопарой с точностью  $\pm 5$  °С. Охлаждение образцов до 50 °С осуществлялось вместе с печью. При 900-400 °С скорость охлаждения - 10 °/мин, при 400-200 °С скорость охлаждения - 5 °/мин, ниже 200 °С - 2 °/мин. Степень аморфизации материала определялась отношением площади между размытой линией и линией фона и линией суммарной площади всех интерференционных линий в исследуемом диапазоне углов.

Количественный микрорентгеноспектральный анализ проводился на анализаторе "Nanolab-7".

Дифференциально-термический анализ (ДТА) поведения сплава при нагреве выполнялся в атмосфере гелия; скорость нагрева составляла 2-10 °/мин. Нагрев осуществлялся до температуры кристаллизации материала, которая является функцией его состава и режимов АО. Для исследования сплава и режимов обработки она находилась в диапазоне 270-562 °С.

АО материала осуществлялась в атриторе с вертикальной осью вращения импеллера. Мощность привода - 2 кВт. Емкость рабочей камеры - 1 л; объем размольных тел - 0,5 л. Атриторная обработка материала производилась в течение 40 мин при ступенчатом варьировании скорости вращения импеллера от 156 до 640 об/мин, и шаровой загрузке 0,18-0,22 твердосплавными шарами из сплава ВК6 диаметром 4,2 мм.

Технологические режимы и результаты представлены в табл. 1-3.

Таблица 1

## Состав и физико-механические свойства аморфизированного материала, полученного при высокоскоростной закалке расплава

Состав, мас. %	Скорость закалки, град/с	Толщина, мкм	Твердость, ГПа	Прочность, ГПа	Относительное удлинение, %
Fe - основа, Ni - 6,68; Mo - 6,42; Co - 2,42; Cr - 8,88; Si - 0,32; B - 4,8	$2,5 \cdot 10^5$	51-56	8,2-8,9	5,1-6,5	4,8

Таблица 2

## Интенсивность экзотермического эффекта ( $\Delta T$ ), температура кристаллизации ( $T_{кр}$ ), энергия активации процесса ( $E_a$ ) в процессе ДТА

Скорость закалки, град К/с	Время АО, мин	$\Delta T$ , град	$T_{кр}$ град К	$E_a$ , кДж/моль	n
$2,5 \cdot 10^5$	0	220	723	260,4	1,98
	20	265	765	382,0	2,42
	40	340	803	409,9	3,01

Объемное содержание аморфной фазы быстрозакаленных образцов - 78 % при скорости охлаждения  $2,5 \cdot 10^5$  К/с, после АО в течение 40 мин - 98 %.

**Кинетика изменения фазового состава при изотермическом отжиге**

Условия обработки и параметры кристаллизации	Время отжига, с	Фазовый состав, %						
		Аморфная фаза	Твердые растворы $\alpha$ - и $\gamma$ -Fe, Ni	Fe-Cr $\sigma$ -фаза	Fe-Cr-Mo $\lambda$ -фаза	Fe <sub>2</sub> B	Co <sub>2</sub> B	Ni <sub>2</sub> B
$\frac{\Delta T}{\Delta t} = 2,5 \cdot 10^5 \text{ K/c}$ $\tau_{AO} = 0 \text{ мин}$ $T_{кр} = 723 \text{ K}$ $E_a = 260,4 \text{ кДж/моль}$ $n = 1,98$	0	78	22	-	-	-	-	-
	900	45	40	7	4	3	-	1
	1800	9	48	14	11	7	4	3
$\frac{\Delta T}{\Delta t} = 2,5 \cdot 10^5 \text{ K/c}$ $\tau_{AO} = 40 \text{ мин}$ $T_{кр} = 803 \text{ K}$ $E_a = 409,9 \text{ кДж/моль}$ $n = 3,01$	0	98	5	-	-	-	-	-
	900	85	12	2	1	-	-	-
	1800	19	67	14	12	9	5	2

**Пример 2.**

В качестве исходного материала для получения высокопрочных термически стабильных дисперсных материалов использовался сплав того же состава (пример 1).

Скорость охлаждения расплава составляла  $\sim 4 \cdot 10^5 \text{ K/c}$ . Последующая АО и методика определения термической стабильности сплава соответствовала примеру 1. Технологические режимы и результаты представлены в табл. 4-6.

Таблица 4

**Состав и физико-механические свойства аморфизированного материала, полученного при высокоскоростной закалке расплава**

Состав, мас. %	Скорость закалики, град/с	Толщина, мкм	Твердость, ГПа	Прочность, ГПа	Относительное удлинение, %
Fe - основа, Ni - 6,68; Mo - 6,42; Co - 2,42; Cr - 8,88; Si - 0,32; B - 4,8	$4 \cdot 10^5$	30-42	10-12,4	10,1-11,3	4,2-4,8

Таблица 5

**Интенсивность экзотермического эффекта ( $\Delta T$ ), температура кристаллизации ( $T_{кр}$ ), энергия активации процесса ( $E_a$ ) в процессе ДТА**

Скорость закалики, град К/с	Время АО, мин	$\Delta T$ , град	$T_{кр}$ , град К	$E_a$ , кДж/моль	n
$4,0 \cdot 10^5$	0	220	773	322,4	2,31
	20	310	798	434,6	2,73
	40	385	833	520,7	3,02

Объемное содержание аморфной фазы быстрозакаленных образцов - 78 % при скорости охлаждения  $4,0 \cdot 10^5 \text{ K/c}$ , после АО в течение 40 мин - 98 %.

**Кинетика изменения фазового состава при изотермическом отжиге**

Условия обработки и параметры кристаллизации	Время отжига, с	Фазовый состав, %						
		Аморфная фаза	Твердые растворы $\alpha$ - и $\gamma$ -Fe, Ni	Fe-Cr $\sigma$ -фаза	Fe-Cr-Mo $\lambda$ -фаза	Fe <sub>2</sub> B	Co <sub>2</sub> B	Ni <sub>2</sub> B
$\frac{\Delta T}{\Delta \tau} = 4,0 \cdot 10^5 \text{ K/c}$ $\tau_{AO} = 0 \text{ мин}$ $T_{кр} = 773 \text{ K}$ $E_a = 322,4 \text{ кДж/моль}$ $n = 2,31$	0	82	18	-	-	-	-	-
	900	53	35	5	4	5	-	-
	1800	7	50	13	10	8	4	3
$\frac{\Delta T}{\Delta \tau} = 4,0 \cdot 10^5 \text{ K/c}$ $\tau_{AO} = 40 \text{ мин}$ $T_{кр} = 833 \text{ K}$ $E_a = 520,7 \text{ кДж/моль}$ $n = 3,02$	0	98	4	-	-	-	-	-
	900	87	13	-	-	-	-	-
	1800	39	33	8	7	5	3	3

Полученные порошки в соответствии с примерами 1 и 2 использовали для газопламенного напыления тяжело нагруженных изделий триботехнического назначения.

При скорости газового потока  $\sim 40 \text{ м/с}$  при температуре газа  $1300-1500 \text{ }^\circ\text{C}$  скорость полета дисперсных частиц по предлагаемому способу составила  $\sim 35 \text{ м/с}$  при их температуре  $1000 \text{ }^\circ\text{C}$ . Длина газопламенной струи составляла  $200-250 \text{ мм}$ , а течение временного интервала  $\sim (5-6) \cdot 10^{-3} \text{ с}$ . В процессе напыления формируется многослойное покрытие при времени  $50-70 \text{ с}$  и толщине слоя  $0,8-1,2 \text{ мм}$ .

Представленные в табл. 4-6 результаты опробования заявляемого способа свидетельствуют о том, что сплав, содержащий никель, кобальт, хром, молибден, бор, кремний и железо после высокоскоростной закалки и обработанный в атриторе по указанным режимам в течение  $40 \text{ мин}$  имеет степень аморфизации  $95 \%$ , энергию активации  $E_a = 520,7 \text{ кДж/моль}$ , показатель Джонсона-Мела-Аврами  $n = 0,32$ , температуру кристаллизации  $T_{кр} = 833 \text{ K}$  и интенсивность экзотермического эффекта  $\Delta T = 385 \text{ K}$ . Данный сплав с соответствующей обработкой имел максимальную температурную стабильность с сохранением высокого уровня физико-механических свойств.

После напыления методом газопламенного напыления многослойного покрытия из полученного сплава с соответствующей термомеханической обработкой на поверхность подложки из стали 45 степень аморфизации материала составила  $62-72 \%$  при твердости HRC  $49-52$ .

Таким образом, предлагаемый способ по сравнению с известным обеспечивает температурную стабильность при газопламенном напылении высокопрочных износостойких покрытий при наличии высоких физико-механических характеристик. Кроме того, расширяется ассортимент получаемых изделий заданной дисперсности.

Источники информации:

1. Заявка Японии 61-264108, МПК В 22F 9/08, В 23K 26/14, 1986.
2. Патент РБ 4366, МПК В 22F 9/08, В 22D 11/04, 2001.
3. Судзуки К., Фудзимори Х., Хасимото К. Аморфные металлы. - М.: Металлургия, 1987. - 328 с.