

УДК 669-5:621.771:669.018.25

ЭФФЕКТИВНОСТЬ УПРОЧНЕНИЯ ТВЕРДЫМ СПЛАВОМ СМЕННЫХ ДЕТАЛЕЙ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ АГРЕГАТОВ

*Быстров В.А., д.т.н., доцент, профессор кафедры менеджмента
и отраслевой экономики (bistrov39@yandex.ru)*

Сибирский государственный индустриальный университет
(654007, Россия, Кемеровская обл., Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

Аннотация. Для упрочнения быстроизнашивающихся деталей, работающих при высокотемпературных видах износа, широко применяются композиционные материалы (КМ) на основе тугоплавких твердых сплавов, в качестве которых используются карбиды переходных металлов IV – VI групп А, определяющие физику высокотемпературного износа. Для этих целей используется спеченный твердый сплав типа ТН 20 на основе (Ti, Mo)C–Ni–Mo, имеющий кольцевую структуру, предотвращающую образование сложнолегированных структур на границе раздела твердая частица–матрица. Благодаря минимальной растворимости спеченного твердого сплава типа ТН 20 в сплаве-связке на поверхности раздела твердая частица–матрица практически не выделяются сложнолегированные структурные фазы, вызывающие охрупчивание и рост остаточных термических напряжений и деформаций, что приводит к повышению износостойкости и росту срока службы упрочненных деталей. С целью повышения эффективности работы металлургических агрегатов за счет упрочнения сменных деталей композиционным материалом на основе спеченного твердого сплава типа ТН 20 с использованием электрошлаковой наплавки (ЭШН) разработана комплексная программа управления эффективностью упрочнения деталей. В процессе управления наплавкой твердым сплавом особое внимание уделено жаропрочности и высокотемпературной износостойкости КМ, которые определяются комплексом свойств твердых частиц. Следовательно, сохранение высоких механических, теплофизических и энергетических характеристик карбидов и снижение растворимости твердых частиц в матрице КМ при наплавке является первоочередной задачей повышения эффективности в процессе упрочнения сменных деталей. Комплексная программа управления процессом ЭШН КМ основана на управляющих воздействиях, направленных на предотвращение образования сложнолегированных структур на поверхности раздела твердая частица–матрица; снижение термических напряжений и деформаций (приводящих к образованию трещин и выкрашиванию твердых частиц при абразивном износе); повышение высокотемпературной износостойкости. Применение разработанных систем управляющих воздействий на процесс упрочнения быстроизнашивающихся деталей металлургического оборудования позволило значительно увеличить срок службы сменных деталей и повысить производительность металлургических агрегатов, что обеспечило получение определенного экономического эффекта.

Ключевые слова: спеченный твердый сплав, граница раздела твердая частица–матрица, растворимость твердых частиц, релаксация напряжений.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-12-939-947

ВВЕДЕНИЕ

Эффективность работы основных металлургических агрегатов зависит от долговечности и износостойкости быстроизнашивающихся деталей и узлов, определяющих срок службы оборудования и себестоимость продукции. Металлургические агрегаты работают при повышенных температурах. Многие детали, соприкасаясь с раскаленным материалом, испытывают высокотемпературный абразивный износ, следовательно, работоспособность быстроизнашивающихся сменных деталей металлургических агрегатов определяется их способностью сопротивляться воздействию высокотемпературного абразивного износа [1].

ЦЕЛЬ ИССЛЕДОВАНИЯ

Для предотвращения высокотемпературного износа сменные детали металлургических агрегатов необходимо упрочнять композиционными материалами (КМ) на основе жаропрочных карбидных частиц, например ре-

литом ($WC + W_2C$). Однако релит интенсивно растворяется в сплаве-связке на основе железа, что побудило исследователей искать новые безвольфрамовые КМ. Поэтому совершенствование процесса упрочнения деталей металлургического оборудования новыми КМ на основе спеченных твердых сплавов типа ТН 20 (мониторинг) является весьма актуальной задачей [2 – 4].

МАТЕРИАЛ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Выбор карбидов осуществляли на основе анализа их свойств, во-первых – их предельной растворимостью в расплавах; во-вторых – их механическими, теплофизическими и энергетическими характеристиками при воздействии высоких температур; в-третьих – разупрочнением карбидов металлов при повышенных температурах. Анализ механических, теплофизических и энергетических характеристик карбидов (табл. 1), нашедших широкое применение в области упрочнения [3, 5 – 7], показал, что оптимальным сочетанием свойств в убывающей степени обладают карбиды TiC,

Механические, теплофизические свойства и энергия разрушения карбидов переходных металлов IV – VI групп А

Table 1. Mechanical, thermophysical properties and fracture energy of carbides of transition metals of IV – VI groups A

Химическое соединение	Температура плавления, К	Плотность, мг/м ³	Теплота плавления, кДж/моль	Предельная энергия разрушения		Микротвердость, ГПа	Модуль упругости, ГПа	Предел прочности, МПа, при		
				$A_{пр} \cdot 10^{11}$, Дж/м ³	в % к Fe ₃ C			сжатии	изгибе	растяжении
Fe ₃ C	1923	7,69	80,40	1313	100	8,00	217	280	225	260
TiC	3530	4,93	177,96	2470	188	32,0	460	1380	280 – 870	560 – 1050
VC	2920	5,77	135,25	2372	180	29,4	430	620	340	800
NbC	3886	7,83	146,55	2655	202	24,0	345	2423	540	670
Cr ₃ C ₂	2168	6,68	134,00	1275	97	22,0	380	1048	270	240
Mo ₂ C	2795	9,18	171,70	2125	162	18,6	544	640	360	560
WC	3058	15,70	224,00	1720	131	21,0	710	2920	30 – 560	350

Примечание. Жирным шрифтом выделены наивысшие свойства карбидов TiC, NbC и WC.

NbC и WC. Они имеют высокую предельную энергию разрушения (2470, 2655 и 1720 Дж/м³ соответственно), высокую температуру плавления (3530, 3886 и 3058 К соответственно) при достаточно высоких механических свойствах.

Таким образом, сопоставляя весь комплекс свойств высших карбидов, приведенный как отечественными [1 – 4], так и зарубежными авторами [5 – 7], установлено, что наилучшими свойствами для КМ обладает карбид титана, составляющий основу сплава ТН 20. Исследования зарубежных авторов [8 – 10] и наши разработки [3, 4] позволили спрогнозировать эффективность применения композиционных материалов. Спеченные твердые сплавы обладают рядом весьма ценных свойств: высокой твердостью 86 – 92 HRA; высокой микротвердостью $H_{\mu} = 19,5 – 22,0$ ГПа; $E = 445$ ГПа; высоким пределом прочности при сжатии – до $\sigma_{сж} = 6,0$ ГПа, достаточной прочностью на изгиб – $\sigma_{изг} = 1,2 – 2,5$ ГПа и на растяжение $\sigma_{в} = 0,5\sigma_{изг}$. И самое благоприятное свойство среди известных карбидов – это высокая ударная вязкость 0,8 – 1,2 МДж/м². Способность спеченных твердых сплавов ТН 20 сохранять указанные свойства при повышенных температурах является чрезвычайно важной характеристикой при высокотемпературном абразивном износе металлургического оборудования.

Сплав ТН 20 после спекания приобретает «кольцевую структуру» (рис. 1): ядро – TiC, средняя зона – твердый раствор (Ti, Mo)C с небольшим количеством никеля, внешняя оболочка – никель-молибденовый твердый раствор [3, 4]. Такая структура, благодаря внешней никелевой оболочке, снизила реакционную способность этого сплава, улучшила смачиваемость металлами группы железа, повысила термостойкость и жаропрочность КМ.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Исследования показали, что наиболее перспективным оказался электрошлаковый способ упрочнения сменных деталей разработанным КМ, поскольку позволяет управлять процессом наплавки за счет введения твердых частиц в зону более низких температур, причем дозированными порциями, которые вызывают ускорение кристаллизации расплава [1, 11]. Для управления эффективностью электрошлаковой наплавкой композиционным материалом (ЭШН КМ) сменных деталей, что соответствует поставленной цели упрочнения быстроизнашивающихся деталей путем повышения износостойкости и жаропрочности наплавленного КМ, необходимо решить ряд задач.

Во-первых, особую трудность при формировании рациональных программ управления процессом ЭШН КМ вызывает отсутствие не только стандартных программ управления для различных ситуаций, но и сама

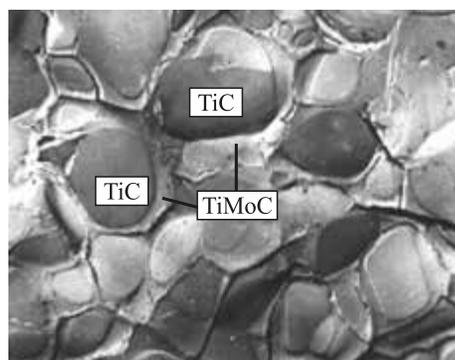


Рис. 1. Кольцевая структура спеченного твердого сплава ТН 20, $\times 15\ 200$

Fig. 1. Ring structure of baked hard alloy TN 20, $\times 15\ 200$

технология упрочнения постоянно видоизменяется. Во-вторых, отсутствуют достоверные сведения о растворимости твердых частиц в сплаве-связке, определяющие жаропрочность и износостойкость КМ. В-третьих, недостаточно изучена на основе дислокационного и энергетического анализов морфология образования поверхности раздела сплав ТН 20 – матрица. С этой целью разработана комплексная программа управления эффективностью упрочнения деталей на основе информации, полученных авторами в своих исследованиях, с одновременным совершенствованием способа ЭШН [12 – 15].

При формировании рациональных программ управления ЭШН КМ для l -й наплавки в число определяющих признаков класса $K_{i,l}$ ситуаций входят векторы: начального состояния детали – объекта наплавки $X_{o,l}$; ограничений по условиям эксплуатации и по различным требованиям к свойствам наплавленного слоя и границы взаимодействия твердых частиц с расплавом сплава-связки (поверхности раздела твердая частица – матрица), зона термического влияния (ЗТВ) детали O_l ; заданий со стороны заказчика Z_l на характеристики наплавки (качество, стоимость, производительность, технологичность, наличие оборудования); прогнозируемого изменения во времени внешних воздействий $W_l^n(t)$ (рис. 2) [13].

Иногда в качестве заданий (кроме основных) могут выступать материал наплавленного слоя Z_{6l} ; свойства наплавленного слоя Z_{7l} ; свойства результатов взаимодействия твердых частиц с матрицей КМ Z_{8l} , или сплавления наплавленного слоя с основным металлом наплавляемой детали Z_{9l} , а в качестве ограничений по управлению – ограничения по способу наплавки U_{o2l} ; схеме наплавки U_{o3l} ; материалу электродов (наплавочный материал) U_{o4l} ; роду источника питания электрошлакового процесса (тока наплавки) U_{o5l} ; полярности тока U_{o6l} . Однако чаще всего задания $Z_{6l} - Z_{8l}$ и ограничение по управлению $U_{o2l} - U_{o7l}$ заказчиком не оговариваются и устанавливаются самой системой управления процессом ЭШН получения КМ. В число определяющих признаков группы решений Γ_{jil} входят: класс ситуаций K_{il} ; заданные значения выходных величин объекта в конце наплавки Y_{kl}^* ; заданные значения выходных величин объекта перед началом наплавки Y_{8ol} ; начальные значения управлений U_{ol} ; интегральные значения управлений U_l^n ; искомые программы управлений $U_l(t_i)$; ограничения на область решений (например, растворимость спеченных твердых частиц в матрице КМ) $O_l(t_{ji}^o)$.

По результатам проверки соответствия ожидаемых значений вектора выходной величины объекта \bar{Y}_{kl} его заданным значениям Y_{kl}^* в блоке 9 принимаются решения об изменении управлений и группы решений Γ_{jil} . При необходимости управление и Γ_{jil} корректируются в цикле до близкого совпадения $\bar{Y}_{kl} \approx Y_{kl}^*$. Если наплавка предполагается на ранее созданной установке, то способ наплавки U_{o2l} , схема наплавки U_{o3l} , материал электро-

дов U_{o4l} , род тока U_{o5l} , полярность тока U_{o6l} и источник питания U_{o7l} , как правило, заранее известны. Это существенно ограничивает область решений, внося большую определенность в признаки группы решений Γ_{jil} . Поскольку выбор материала наплавленного слоя U_{o1l} одновременно зависит и от многих прочих управлений в системе, влияющих на траекторию изменения температуры каждой точки наплавленного слоя ЗТВ во времени, то требуемые свойства Y_{k1l}^* , Y_{k2l}^* , Y_{k3l}^* , близкие к соответствующим значениям заданий, можно получить лишь при условии определения всех прочих управлений.

Предварительное назначение материала наплавленного слоя U_{o1l} в функции Y_{o1l}^* , который в свою очередь является функцией $Y_{k1l}^* - Y_{k3l}^*$, зависит от того, какими свойствами обладает тот или иной материал и какие они претерпевают изменения в ходе наплавки.

Следовательно, если выбор КМ одновременно зависит от многих прочих управлений в системе, влияющих на зону сплавления твердая частица – матрица, определяющую износостойкость КМ, то его можно получить при условии определения всех прочих управлений. Решение этой задачи осуществляется так: 1) на основе теории кинетической совместимости твердых частиц подбирают [16, 17] нейтральный состав сплава-связки с минимальной растворимостью сплава ТН 20 в матрице; 2) наносится барьерное покрытие путем борирования твердых частиц [18, 19]; 3) исследуется возможность нанесения карбида молибдена Mo_2C в качестве защитного покрытия на твердые частицы.

На поверхности твердых частиц сплава ТН 20 в случае превышения предела растворимости бора в титане появляется фаза TiCB с образованием новой межфазной границы, представляющей собой карбоборид титана. На рис. 3 приведена микроструктура композиционного материала ТН 20 + колмоной (сплав-связка колмоной содержит 3,2 % В). Интенсивность роста количества боридов на границе раздела определяется скоростью диффузии бора в его решетке, что снижает растворимость сплава ТН 20 и образование сложнелегированных структур на поверхности раздела сплава ТН 20 – матрица.

Условия разупрочнения и предельная растворимость сплава ТН 20 в матрице приведены в работах [3, 4, 19], где дается следующее определение: «Поверхность раздела представляет собой область с существенно измененным химическим составом, в которой осуществляется связь между составляющими композиционной структуры и обеспечивается передача нагрузки между ними».

Образование и протяженность поверхности раздела зависят от массы подаваемых частиц и времени пребывания твердых частиц в расплаве матрицы. Объемная доля твердых частиц в КМ должна быть не менее 42 – 44 % с целью предотвращения растворения TiC в матрице. Дополнительно проведенные исследования показали (табл. 2), что разработанные КМ имеют объемную долю твердых частиц в матрице выше кри-

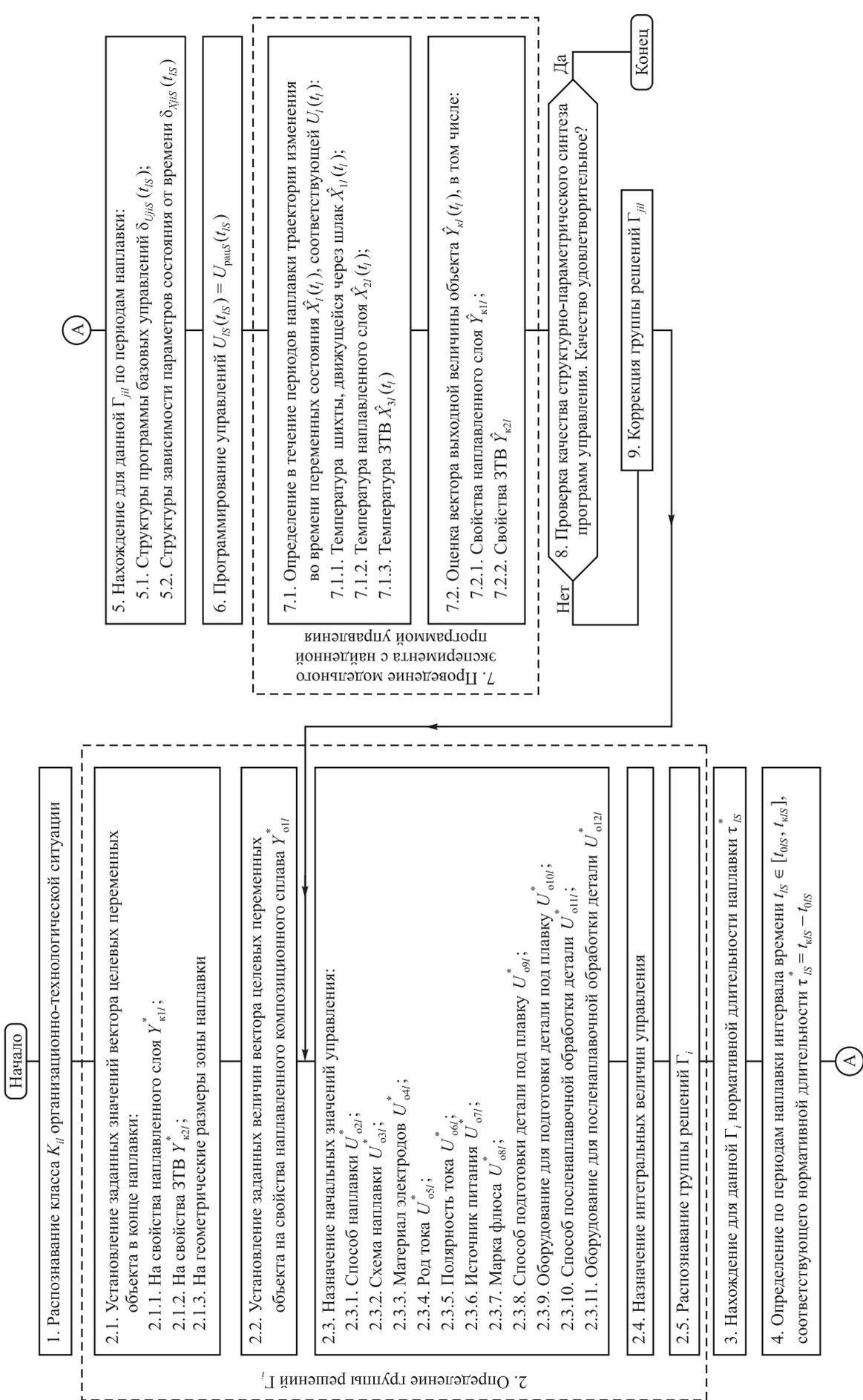


Рис. 2. Схема синтеза рациональных программ управления наплавкой ЭШН КМ

Fig. 2. Diagram of control programs synthesis for CM ESW

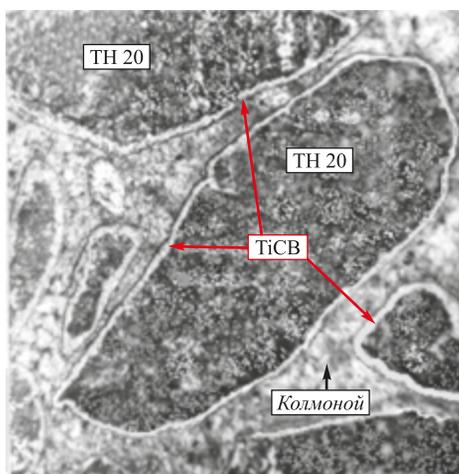


Рис. 3. Микроструктура КМ с осажженным бором на поверхности сплава сплава ТН 20, ×120

Fig. 3. Microstructure of CM with settled down boron at TN 20 surface, ×120

тических значений (54 – 57 %), что свело до минимума образование сложнлегированных структур, выделение новых фаз на поверхности раздела и снизило термические напряжения на этом участке [1, 3, 4].

Повышение объемной доли твердых частиц в матрице способствовало росту высокотемпературной прочности КМ (табл. 3) за счет снятия внутренних напряжений и выделения в матрице упрочняющих дисперсных фаз на поверхности раздела из пересыщенного твердо-

го раствора при кристаллизации КМ. Это, безусловно, сказалось на повышении износостойкости при высокотемпературном абразивном износе (рис. 4).

Кроме того, с повышением объемной доли твердых частиц в матрице КМ проявился «теневой эффект», описанный в работах [1, 11] и наблюдаемый при испытаниях на высокотемпературный абразивный износ. Отмечено, что наиболее устойчивой сопротивляемостью изнашиванию при повышении температуры обладает сплав КМ ТН 20 + колмоной. С повышением температуры испытания от 200 до 600 °С износ этого сплава увеличился всего на 25 %.

Конечной стадией управления эффективностью упрочнения сменных деталей металлургического оборудования является регулирование энергоемкости ЕКМ, которая определяется суммарной величиной энергии, поглощаемой КМ при взаимодействии с абразивными частицами в процессе изнашивания:

$$E_{\text{КМ}} = E_{\text{в}} + E_{\text{тр}} + E_{\text{рк}} + E_{\text{пл}} + E_{\text{мп}} + E_{\text{вн}}; \quad (1)$$

здесь $E_{\text{в}}$ – энергия вдавливания, характеризуемая микротвердостью твердых частиц и абразива; $E_{\text{тр}}$ – энергия зарождения и развития трещины, характеризуемая свойством матрицы; $E_{\text{рк}}$ – энергия разрушения карбидов; $E_{\text{пл}}$ – энергия плотности дислокаций, оцениваемая свойствами поверхности раздела; $E_{\text{мп}}$ – энергия мартенситных превращений на поверхности раздела; $E_{\text{вн}}$ – остаточные внутренние напряжения в переходной зоне.

Т а б л и ц а 2

Результаты стереологического анализа КМ на основе сплава ТН 20

Table 2. Results of stereological analysis of CM based on TN 20

Сплав-связка	Метод получения твердых частиц ТН 20	Стереометрические параметры исследуемых КМ				
		Исходная фракция, мм	\bar{L}_k , мкм	\bar{T}_k , мкм	\bar{V}_k , %	\bar{S}_k , мм ⁻¹
Колмоной 55Х16Н75С3Р3	Дробленые	1,5 ÷ 3,0	2184	1872	53,8	0,5
	Сферические	0,4 ÷ 0,8	614	377	57,7	3,4
	С покрытием	0,8 ÷ 1,2	967	897	53,4	0,98

П р и м е ч а н и е. \bar{L}_k – средний линейный размер твердых частиц; \bar{T}_k – среднее линейное расстояние между карбидами; \bar{V}_k – средняя объемная доля карбидов в КМ; \bar{S}_k – удельная поверхность границ карбидов в матрице.

Т а б л и ц а 3

Высокотемпературная прочность материалов КМ на растяжение

Table 3. High temperature strength of CM materials on stretching

Компоненты композиционного материала	Предел прочности, МПа, при температурах испытания, °С									
	20	100	200	300	400	500	600	700	800	900
ПГ-СР3 (сплав-связка)	338	345	360	404	420	376	320	276	212	201
ТН 20 (твердый сплав)	476	512	543	578	606	572	505	409	355	317
КМ – ТН 20 + ПГ-СР3	375	383	418	459	482	472	414	356	309	254

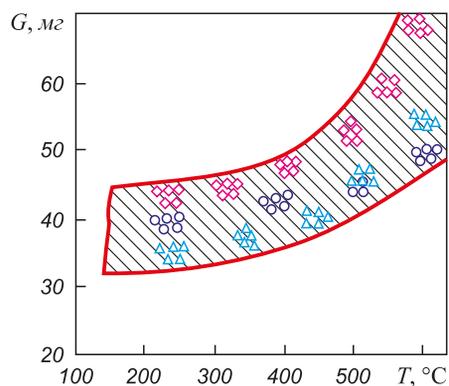


Рис. 4. Влияние температуры на износ КМ (ТН 20 + колмоной):

○ – фракция 0,6 ÷ 0,8 мм; ◇ – фракция 1 ÷ 1,2 мм;
 △ – фракция 1,6 ÷ 1,8 мм

Fig. 4. Effect of temperature on CM wear (TN 20 + colmony):

○ – fraction 0.6 ÷ 0.8 mm; ◇ – fraction 1 ÷ 1.2 mm;
 △ – fraction 1.6 ÷ 1.8 mm

Энергия вдавливания E_v определяется микротвердостью материала и абразива:

$$E_v = 2\pi H_v \Delta h^2 r, \quad (2)$$

где H_v – микротвердость твердых частиц, ГПа; Δh – глубина вдавливания абразива в металл, мм; r – радиус абразивной частицы, мм.

Решая уравнение (2) относительно КМ, получаем отрицательную величину Δh , это свидетельствует о том, что царапая и резая твердых частиц абразивом не происходит. Однако абразивный износ у некоторых КМ существует и иногда довольно значительный. Следовательно, определенные процессы превалируют по отношению к микротвердости, например, продукты взаимодействия твердых частиц с матрицей, образующиеся на границе раздела фаз. Решая уравнение относительно матрицы, получаем $\Delta h = (0,85 - 2,4) \cdot 10^{-5}$ за один цикл, что свидетельствует о возможности образования резания [4 – 6]. Например, для била звездочки роторной дробилки агломерата, наплавленной КМ с микротвердостью твердых частиц $H_\mu = 22,8$ ГПа и микротвердостью матрицы $H_m = 6,8$ ГПа, вращающейся с угловой скоростью $n = 250$ об/мин, или $36 \cdot 10^4$ об/сут., длительность цикла износа составит 1240 суток, а для стали 70ХЛ – 80 суток.

Энергия зарождения и развития трещины $E_{тр}$ характеризуется пластичностью материала:

$$E_{тр} = \frac{n^2 b^2 E}{4\pi(1-\mu) \ln\left(\frac{4R}{l}\right)} + 2E_{пн} l - \frac{\pi(1-\mu)l^2 \sigma^2}{8E} - \sigma n b l, \quad (3)$$

где $l = \frac{2\pi a r}{360}$ – протяженность поля напряжений от вершины трещины; μ – коэффициент Пуассона; E – модуль упругости твердой частицы; $E_{пн}$ – эффективная поверх-

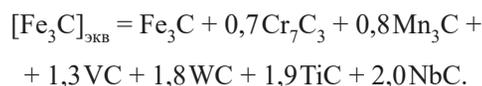
ностная энергия развития трещины; R – радиус абразивной частицы; l – расстояние между частицами, мм; σ – напряжение, приводящее к образованию и развитию трещины.

Энергия разрушения карбидов $E_{рк}$ определяется из соотношения

$$E_{рк} = L_{пл} - \int_{T_{из}}^{T_{пл}} \Delta C_p dT - \int_0^{T_{из}} C_p dT, \quad (4)$$

где $L_{пл}$ – скрытая теплота плавления при температуре изнашивания; $T_{из}$ и $T_{пл}$ – температуры износа и плавления, °C; ΔC_p – разность удельных теплоемкостей в жидкости и при температуре изнашивания.

Вклад карбидной фазы в сопротивляемость разрушению оценивается по эквиваленту цементита:



Числовые коэффициенты в выражении соответствуют величине отношения энергии разрушения данного карбида и цементита. Величина износа сплавов обратно пропорциональна удельной энергии разрушения E_k карбидов. Так, если принять величину износа I_h хромистых сплавов, содержащих 15 % карбидов, и удельную энергию A разрушения карбидов Cr_7C_3 за 100 %, то для остальных карбидов значения параметров A и I_h будут следующими [1, 3, 11]:

Характеристика разрушения карбидов металлов	Значение характеристики для				
	Cr_7C_3	VC	WC	TiC	NbC
$I_h, \%$	100	98	78	64	52
$A, \%$	100	186	256	262	286

Энергия плотности дислокаций $E_{пд}$ оценивается выражением

$$E_{пд} = E_{пн} V_p \int_0^{l_p} f(l_p) dl_p + E_k V_k \int_0^{l_k} \varphi(l_k) dl_k, \quad (5)$$

где $E_{пд}$ и E_k – энергия плотности дислокаций соответственно в растворе матрицы и в карбидных частицах; V_p и V_k – объем раствора матрицы и карбидных частиц; f и φ – плотности дислокаций соответственно матрицы и карбидов; l_p и l_k – протяженности участка матрицы и карбидов.

Плотность дислокаций, создаваемая при изнашивании КМ, определялась отдельно в матрице и в твердых частицах (карбидах) по формуле $\rho = 0,2\beta^2 \cdot 10^{11}$. Расчет прироста плотности дислокаций в каждой из фаз производится по разности между величиной плотности дислокаций на рабочей поверхности до и после изнашивания [1].

Энергия мартенситных превращений $E_{мп}$ находится по формуле

$$E_{мп} = E_M V_M \int_0^{l_{\Delta M}} \psi(l_{\Delta M}) dl_{\Delta M}, \quad (6)$$

где ψ – коэффициент жесткости материала матрицы; $l_{\Delta M}$ – глубина слоя, претерпевшего мартенситные превращения, мм.

По данным работ [20, 21] в наплавленном металле типа Х12Ф1 с исходной аустенитной основой в результате взаимодействия с абразивными частицами в процессе изнашивания количество мартенсита увеличивается с 9 до 75 %. В связи с разницей удельных объемов мартенсита (М) и аустенита (А), из которого образуется мартенсит, в объеме металла, охваченного превращением, возникают структурные напряжения.

Удельные объемы структурных составляющих сплавов характеризуются соотношением [6]

$$A = 0,12282 + 8,56 \cdot 10^{-6} T + 2,15 \cdot 10^{-3} C;$$

$$M = 0,12708 + 4,45 \cdot 10^{-6} T + 2,79 \cdot 10^{-3} C,$$

где T – температура, К; C – температура, °С.

Остаточные внутренние напряжения $E_{вн}$ находятся по формуле

$$E_{вн} = \left(\frac{1-2\mu}{6E} \right) (3\sigma)^2 V_{\sigma} \int_0^{l_{\Delta\sigma}} \vartheta(l_{\Delta\sigma}) dl_{\Delta\sigma}, \quad (7)$$

где σ – напряжения в единичном объеме; ϑ – коэффициент сжимаемости материала.

В основе примененной методики используется положение о том, что в кубических кристаллах при деформации относительное изменение любого межплоскостного расстояния должно быть равно относительному изменению постоянной решетки: $\frac{\Delta l}{l} = \frac{\Delta a}{a}$. Вычислив среднее значение изменений межплоскостного расстояния $\frac{\Delta l}{l}$, среднюю величину микронапряжений σ можно определить из соотношения $\sigma = E \frac{\Delta l}{l}$ или через коэффициент сжимаемости материала [4 – 7]: $\sigma = 3 \frac{\Delta l}{\vartheta l}$.

Подробный расчет составляющих $E_{км}$ приведен в работах [1, 3]. Величина износа должна быть тем меньше, чем больше энергии может поглотить КМ, не разрушаясь, и чем меньше величина энергии разрушения E_A абразивного тела. В случае, когда КМ может поглотить энергии больше того количества, которое абразивное тело передает сплаву, т.е. когда $E_A < E_{км}$, износ за данный цикл происходить не будет. Главная роль в увеличении энергии, затрачиваемой на разрушение, принадлежит твердым частицам, с ростом их количества возрастает твердость КМ, соответственно повышаются затраты энергии на вдавливание абразива E_B , кроме того, повышается равномерность распре-

ления дислокаций в изнашиваемом объеме. При этом будут возрастать параметры $E_{пд}$ и E_B . Повышение износостойкости КМ с увеличением количества твердых частиц связано с их способностью к предотвращению износа матрицы вследствие полного или частичного разрушения абразивов при столкновении с карбидами.

Экономический эффект ЭШН КМ получается в результате повышения износостойкости сменных деталей вследствие упрочнения их разработанным КМ методом ЭШН [11].

Общий годовой экономический эффект состоит из суммы эффектов:

$$\mathcal{E}_{общ} = \mathcal{E}_T + \mathcal{E}_{уп} + \mathcal{E}_{кв} + \mathcal{E}_{рем}; \quad (8)$$

здесь \mathcal{E}_T – экономия на текущих расходах, руб/год; $\mathcal{E}_{уп}$ – экономия за счет условно-постоянной части расходов, т/год; $\mathcal{E}_{кв}$ – экономический эффект за счет экономии капитальных вложений, руб/год; $\mathcal{E}_{рем}$ – экономия за счет сокращения затрат на ремонты, руб/год.

Экономия на текущих расходах рассчитывается по формуле

$$\mathcal{E}_T = (C_d a - C_{упр} b) n N, \quad (9)$$

где C_d и $C_{упр}$ – стоимость деталей соответственно до и после упрочнения сплавом ТН 20, руб; a и b – число замен деталей соответственно до и после упрочнения; n и N – количество деталей в агрегате и количество агрегатов.

Стоимость процесса наплавки можно рассчитать по формуле

$$C_{напл} = C_{зв} + C_{эшн} T_{эшн} + C_{мат},$$

где $C_{зв}$ – стоимость детали (звездочки); $C_{эшн}$ – удельные затраты ЭШН, руб/машино-час; $T_{эшн}$ – длительность наплавки одной детали; $C_{мат} = m_{км} C_{км} + m_{пш} C_{пш}$ – стоимость наплавочных материалов на наплавку одной детали; здесь $m_{км}$ – расход твердого сплава ТН 20 на одну деталь; $C_{км}$ – стоимость 1 кг (отходов) твердых сплавов ТН 20, руб/кг; $m_{пш}$ – расход порошковой проволоки при наплавке детали, кг; $C_{пш}$ – стоимость 1 кг порошковой проволоки, руб/кг.

Окончательно стоимость наплавки рассчитывается по формуле

$$C_{напл} = C_{зв} + C_{эшн} T_{эшн} + m_{км} C_{км} + m_{пш} C_{пш} = 27\,473 \text{ руб/шт.}$$

Экономия на текущих расходах составит $\mathcal{E}_T = 3\,563\,560$ руб/год.

Экономический эффект, руб/год, за счет условно-постоянной части расходов составит

$$\mathcal{E}_{уп} = P_q T_{рем} (a - b) C_{уп} N; \quad (10)$$

здесь $P_q = 900/N$ – часовая производительность агрегата, т/ч; $T_{рем}$ – длительность ремонта при замене одного

агрегата, ч; $C_{уп}$ – условно-постоянная часть затрат на 1 т продукции, руб/т; N – количество агрегатов на меткомбинате;

$$\mathcal{E}_{уп} = (900/7) \cdot 8 \cdot (4 - 0,33) \cdot 102 \cdot 7 = 2\,695\,250 \text{ руб/год.}$$

Экономический эффект, руб/год, в результате экономии капитальных вложений составит

$$\mathcal{E}_{к.в} = P_{ч} T_{рем} (a - b) K_{уд.кв} E_n, \quad (11)$$

где $K_{уд.кв}$ – удельные капвложения на 1 т продукции, руб/т; $E_n = 0,15$ – нормативный коэффициент экономической эффективности;

$$\mathcal{E}_{к.в} = 900 \cdot 8 \cdot (4 - 0,33) \cdot 317,6 \cdot 0,15 = 1\,258\,840 \text{ руб/год.}$$

Экономический эффект в результате сокращения затрат на ремонты определится как

$$\mathcal{E}_{рем} = T_{рем} C_{уд.рем} (a - b) N; \quad (12)$$

здесь $T_{рем}$ – длительность ремонта одного агрегата, ч; $C_{уд.рем}$ – удельные затраты 1 норма-часа на ремонт агрегата, руб/час;

$$\mathcal{E}_{рем} = 8 \cdot 8150(4 - 0,33) \cdot 7 = 1\,675\,000 \text{ руб/год.}$$

Общий годовой экономический эффект составил

$$\mathcal{E}_{общ} = 3\,563\,560 + 2\,695\,250 + 1\,258\,840 + 1\,675\,000 = 9\,192\,650 \text{ руб/год.}$$

Годовой экономический эффект в результате упрочнения сменных деталей новыми композиционными материалами на основе твердых сплавов типа ТН 20 на предприятии составил 9 192 650 руб в год [22].

Выводы

В результате управленческих воздействий на процесс растворимости сплава ТН 20 в матрице снизилось образование сложнлегированных структурных фаз на поверхности раздела твердая частица – матрица, что привело к повышению износостойкости КМ, а следовательно, росту эффективности металлургических агрегатов. За счет управления температурного процесса ЭШН, путем введения оптимального объема частиц ТН 20, повысилась высокотемпературная прочность и износостойкость разработанных КМ, что привело к повышению срока службы быстроизнашивающихся деталей. Управляющие воздействия на упрочнение сменных деталей позволили продлить срок их службы, повысить производительность металлургических агрегатов и снизить издержки производства готовой продукции.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Быстров В.А., Верёвкин В.А., Селянин И.Ф. Электрошлаковые технологии упрочнения композиционными материалами деталей металлургического оборудования. Изв. вуз. Черная металлургия. 2005. № 6. С. 28 – 32.
2. Композиционные материалы: Справочник / Под общ. ред. В.В. Васильева, 2-е изд. – М.: Машиностроение, 2010. – 512 с.
3. Быстров В.А., Борисова Т.Н. Роль твердых частиц КМ, работающих при высокотемпературном износе // В мире научных открытий. 2014. № 8(56). С. 22 – 41.
4. Быстров В.А., Трегубова О.Г. Термодинамическая совместимость твердых частиц с матрицей КМ // Доклады АН ВШ. 2015. № 4. С. 255 – 267.
5. Aboudi J., Arnold S., Bednarczyk B. Micromechanics of Composite Materials. – Elsevier, 2013. – 984 p.
6. Brebbia C.A., Klemm A. Materials Characterizations VI: Computational Methods and Experiments. – Southampton; Boston: WIT Press. Glasgow Caledonian University, 2013. – 364 p.
7. Dvorak G. Micromechanics of Composite Materials. – Springer, 2013. – 442 p.
8. Kozłowski M., Senkara J. Nickel alloy + TiC composite layers made by oscillating electron beam // ASM Int. Eur.: Conference Weld and Join Science and Technology: Book Proc. Brussels, 2011. P. 425 – 431.
9. Kivineva E.I., Olsom D.L., Matlock D.K. Particulate reinforced metal matrix composite (TiC) as a weld deposited // Welding J. 2009. No. 3. P. 83 – 92.
10. Burggraf A.J., Winnubust A.J. Dense and porous nanostructured ceramics and composites (TiC) // Third Euro-Ceramics. 2013. Vol. 3. P. 561 – 576.
11. Трегубова О.Г., Грекова Н.Ю. Эффективность инноваций, повышающих производительность и качество металлопродукции за счет упрочнения сменных деталей. – В кн.: Научные изыскания в сфере социально-экономических и гуманитарных наук: Междисциплинарный подход и генезис знаний. – Самара: ООО «Офорт», 2017. С. 341 – 359.
12. Большаков В.И., Андрианов И.В. Асимптотические методы расчета композиционных материалов с учетом внутренней структуры. Изд. 5. – Днепропетровск: Пороги, 2008. – 197 с.
13. Быстров В.А., Грекова Н.Ю., Трегубова О.Г. Формирование рациональных программ управления ЭШП упрочнения деталей новыми КМ // Вестник СибГИУ. 2012. № 1. С. 60 – 65.
14. Верёвкин В.А., Атавин Т.А. Оптимизация процесса ЭШЛ биметаллических валков холодной прокатки // Вестник РАЕН. 2008. № 10. С. 126 – 128.
15. Каракулов В.В., Смолин И.Ю. Численная методика прогнозирования эффективных механических свойств композитов при ударном нагружении с учетом эволюции структуры // Вестник Томского государственного университета. Математика и механика. 2013. Т. 4. № 24. С. 70 – 77.
16. Whitehorse C.V. Applications in hard facing. “IIW Public Session and Metals Technology Conference”. – Sydney, 2011. 6.1/1 – 6.1/20.
17. Xidong Hui, Zhifu Wang, Benmao Sun. Study of high-temperature deformation of casting Fe-26Cr-14Ni /TiC (p) composite. – Instit. Of Materials Science, Shandong Univ. of Technology. Jinan. 2011. Vol. 19. No. 12. P. 64 – 68.
18. Walker D.M., Smith R.M. Bor, receipt, structure and properties: Materials of the 4th International Symposium on forest. – М.: Nauka, 2014. P. 32 – 44.
19. Быстров В.А., Борисова Т.Н. Борирование твердых частиц КМ // В мире научных открытий. 2015. № 2(59). С. 22 – 42.
20. Артемьев А.А. Разработка технологии ЭШН порошковой проволокой с упрочняющими частицами TiB₂: Автореф. дис. канд. техн. наук. – Волгоград, 2010. – 13 с.
21. Туманов А.В., Митин Б.С., Панов В.С. Исследование кинетики смачивания TiC и TiNC расплавами интерметаллидов никеля // Физическая химия. 2012. Т. 54. № 6. С. 1434 – 1437.
22. Современное предпринимательство / Под общ. ред. О.И. Кирикова. Кн. 18. – Воронеж: ВГПУ, 2007. – 320 с.

Поступила 2 февраля 2018 г.

EFFICIENCY OF HARDENING OF METALLURGICAL EQUIPMENT SPARE PARTS BY HARD ALLOY

V.A. Bystrov

Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

Abstract. Composite materials (CM) are widely used for hardening of wearing parts operating at high temperature wear types. They are based on high-melting hard alloys, as which are used carbides of transition metals of IV – VI groups A determining the physics of high-temperature wear. For these purposes baked TiC of TN 20 type on the basis of (Ti, Mo)C–Ni–Mo is used that has a ring structure preventing the formation of complex alloyed structures on the boundary of solid particle-matrix. Due to the minimal solubility of the sintered hard alloy of TN 20 type in the alloy-bond, at the interface of solid particle – matrix practically does not stand out complex structural phases causing embrittlement and growth of residual thermal stresses and strains. It leads to increased wear resistance and longer service life of hardened parts. In order to increase the operating efficiency of metallurgical units due to hardening of spare parts with a composite material based on sintered hard alloy of the TN 20 type using electrosag surfacing (ESW), a comprehensive program has been developed to control the efficiency of hardening parts. In the management of hard alloy surfacing the special attention is given to heat and high temperature wear resistance determined by the set of CM properties of solid particles. Therefore, maintaining of high mechanical, thermal and energy characteristics of carbides and decrease of the solubility of solid particles in a CM matrix at surfacing is a priority for improving efficiency in hardening process of spare parts. Integrated ESW management program for CM is based on effects, aimed to prevent the formation of complex alloyed structures on surface of the solid section of particle-matrix; to reduce thermal stresses and deformations (leading to the cracks formation, chipping and deleting solid particles in abrasive wear) and to improve high temperature wear resistance. Use of the developed control systems for hardening process of metallurgical equipment wearing parts has significantly increased the service life of spare parts and productivity of the metallurgical units, which ensured a certain economic effect.

Keywords: baked hard alloy, section boundary of solid particle-matrix, solubility of solid particles, stress relaxation.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-12-939-947

REFERENCES

1. Bystrov V.A., Verevkin V.I., Selyanin I.F. Electrosag technology of strengthening metallurgical equipment details with composite materials. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2005, no. 6, pp. 28–32. (In Russ.).
2. *Kompozitsionnye materialy: Spravochnik* [Composite Materials: Reference book]. Vasil'ev V.V. ed. Moscow: Mashinostroenie, 2010, 512 p. (In Russ.).
3. Bystrov V.A., Borisova T.N. Role of CM solid particles, working at high temperature wear. *V mire nauchnykh otkrytii*. 2014, no. 8(56), pp. 22–41. (In Russ.).
4. Bystrov V.A., Tregubova O.G. Thermodynamic compatibility of solid particles with CM matrix. *Doklady AN VSh*. 2015, no. 4, pp. 255–267. (In Russ.).
5. Aboudi J., Arnold S., Bednarzyk B. *Micromechanics of Composite Materials*. Elsevier, 2013, 984 p.
6. Brebbia C.A., Klemm A. *Materials Characterizations VI: Computational Methods and Experiments*. Southampton; Boston: WIT Press. Glasgow Caledonian University, 2013, 364 p.
7. Dvorak G. *Micromechanics of Composite Materials*. Springer, 2013, 442 p.
8. Kozłowski M., Senkara J. Nickel alloy + TiC composite layers made by oscillating electron beam. *ASM Int. Eur.: Conference Weld and Join Science and Technology: Book Proc. Brussels*, 2011, pp. 425–431.
9. Kivineva E.I., Olsom D.L., Matlock D.K. Particulate reinforced metal matrix composite (TiC) as a weld deposited. *Welding J*. 2009, no. 3, pp. 83–92.
10. Burggraf A.J., Winnubust A.J. Dense and porous nanostructured ceramics and composites (TiC). *Third Euro-Ceramics*. 2013, vol. 3, pp. 561–576.
11. Grekova N.Yu., Tregubova O.G. Effectiveness of innovations that increase productivity and quality of metal products by spare parts hardening. In: *Nauchnye izyskaniya v sfere sotsial'no-ekonomicheskikh i gumanitarnykh nauk: Mezhdistsiplinaryni podkhod i genezis znaniy* [Socio-economic and humanitarian research: Interdisciplinary approach and knowledge genesis]. Samara: "Ofort", 2017, KM-0417, pp. 341–359. (In Russ.).
12. Bol'shakov V.I., Andrianov I.V. *Asimptoticheskie metody rascheta kompozitsionnykh materialov s uchetom vnutrennei struktury* [Asymptotic methods of composite materials design taking into account internal structure]. Dnepropetrovsk: Porogi, 2008, 197 p. (In Russ.).
13. Bystrov V.A., Grekova N.Yu., Tregubova O.G. Formation of rational management programs for ESW parts hardening using new CM. *Vestnik SibGIU*. 2012, no. 1, pp. 60–65. (In Russ.).
14. Verevkin V.A., Atavin T.A. Optimization of ESR process for cold rolling bimetallic rolls. *Vestnik RAEN*. 2008, no. 10, pp. 126–128. (In Russ.).
15. Karakulov V.V., Smolin I.Yu. Numerical method for predicting effective mechanical properties of composites under shock loading, considering structure evolution. *Vestnik Tomskogo gosudarstvennogo universiteta. Matematika i mekhanika*. 2013, vol. 4, no. 24, pp. 70–77. (In Russ.).
16. Whitehorse C.V. Applications in hard facing. *IIW Public Session and Metals Technology Conference: Sydney, 2011*. 6.1/1 – 6.1/20.
17. Xidong Hui, Zhifu Wang, Benmao Sun. Study of high-temperature deformation of casting Fe-26Cr-14Ni /TiC (p) composite. *Instit. Of Materials Science, Shandong Univ. of Technology. Jinan*. 2011, vol. 19, no. 12, pp. 64–68.
18. Walker D.M., Smith R.M. Bor, receipt, structure and properties. In: *Materials of the 4th International Symposium on forest*. Moscow: Nauka, 2014, pp. 32–44.
19. Bystrov V.A., Borisova T.N. CM solids boriding. *V mire nauchnykh otkrytii*. 2015, no. 2(59), pp. 22–42. (In Russ.).
20. Artem'ev A.A. *Razrabotka tekhnologii EShN poroshkovoi provolokoi s uprochnyayushchimi chastitsami TiB₂*: Avtoref. dis. kand. tekhn. nauk [Development of ESW technology using powder wire with TiB₂ particles: Extended Abstract of Cand. Sci. Diss.]. Volgograd, 2010, 13 p. (In Russ.).
21. Tumanov A.V., Mitin B.S., Panov V.S. Kinetics of wetting nickel intermetallic compounds by TiC and TiNC melts. *Fizicheskaya khimiya*. 2012, vol. 54, no. 6, pp. 1434–1437. (In Russ.).
22. *Sovremennoe predprinimatel'stvo* [Modern entrepreneurship]. Kirikov O.I. ed. Vol. 18. Voronezh: VGPU, 2007, 320 p. (In Russ.).

Information about the author:

V.A. Bystrov, Dr Sci (Eng), Assist. Professor, Professor of the Chair "Management and Branch Economy" (bystrov39@yandex.ru)

Received February 2, 2018