

## ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ ПЕРЕПЛАВА НА СТРУКТУРНУЮ НАСЛЕДСТВЕННОСТЬ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЦЕНТРОБЕЖНОЙ СВС-МЕТАЛЛУРГИИ

© 2016 г. **В.В. Санин, М.Р. Филонов, В.И. Юхвид, Ю.А. Аникин, А.М. Михайлов**

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва  
Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН (ИСМАН), г. Черноголовка

*Статья поступила в редакцию 18.05.15 г., доработана 01.10.15 г., подписана в печать 05.10.15 г.*

Исследовано влияние температуры переплава на структурную наследственность сплава, полученного методами центробежной СВС-металлургии. На примере интерметаллидного сплава на основе NiAl, высоколегированного бором, показано, что температура перегрева сплава более 100 °С (от  $t_{пл}$ ) при вакуумно-индукционном переплаве приводит к существенному укрупнению структурных составляющих СВС-сплава и возникновению ликваций. Все исследуемые образцы сплава имели композиционную структуру, состоящую из матрицы твердого раствора замещения на основе NiAl, сетчатых включений  $\tau$ -борида ( $Ni_{20}Al_3B_6$ ) и дисперсионных выделений комплексного борида (Mo, Cr)B.

**Ключевые слова:** СВС-металлургия, литые жаропрочные сплавы, вязкость расплавленного металла, вискозиметрия, структурная наследственность сплавов.

**Санин В.В.** – инженер, соискатель кафедры функциональных наносистем и высокотемпературных материалов (ФНСиВТМ) МИСиС (119049, г. Москва, Ленинский пр-т, 4). E-mail: sanin@misis.ru.

**Филонов М.Р.** – докт. техн. наук, проф., проректор по науке и инновациям МИСиС. Тел.: (499) 237-22-25. E-mail: filonov@misis.ru.

**Юхвид В.И.** – докт. техн. наук, проф., зав. лабораторией ИСМАН (142432, г. Черноголовка, ул. Академика Осипьяна, 8). Тел.: (496) 524-63-96. E-mail: yukh@ism.ac.ru.

**Аникин Ю.А.** – канд. техн. наук, вед. науч. сотр. кафедры ФНСиВТМ МИСиС. Тел.: (495) 955-00-41. E-mail: otc2004@mail.ru.

**Михайлов А.М.** – мл. науч. сотр. кафедры металлургии стали и ферросплавов МИСиС. Тел.: (495) 955-00-44. E-mail: amikhailov@ntc-tsm.ru.

**Для цитирования:** Санин В.В., Филонов М.Р., Юхвид В.И., Аникин Ю.А., Михайлов А.М. Исследование влияния температуры переплава на структурную наследственность сплавов, полученных методом центробежной СВС-металлургии // Изв. вузов. Цвет. металлургия. 2016. No. 1. С. 63–71. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2016-1-63-71.

*Sanin V.V., Filonov M.R., Yuxhvid V.I., Anikin Yu.A., Mikhailov A.M.*

### **Study of remelting temperature effect on the structural heredity of alloys produced by centrifugal SHS method**

The paper studies a remelt temperature effect on the structural heredity of an alloy produced by centrifugal SHS metallurgy methods. An example of intermetallic NiAl grade highly alloyed with boron demonstrates that the alloy superheat temperature over 100 °С (from  $t_{melt}$ ) during vacuum induction remelting causes a substantial enlargement of SHS alloy structural components and occurrence of segregations. All test samples of the alloy had a composite structure consisting of a substitutional solid solution NiAl matrix, reticular inclusions of  $\tau$ -boride ( $Ni_{20}Al_3B_6$ ) and dispersion discharge of complex boride (Mo, Cr)B.

**Key words:** SHS metallurgy, cast heat-resistant alloys, viscosity of molten metal, viscometry, structural heredity of alloys.

**Sanin V.V.** – engineer, graduate student, Department of functional nanosystems and high-temperature materials (FNS&HTM), MISIS (119049, Russia, Moscow, Leninsky pr., 4). E-mail: sanin@misis.ru.

**Filonov M.R.** – Dr. Sci. (Tech.), prof., vice-rector of Science and innovation MISIS. Tel.: +7(499) 237-22-25. E-mail: filonov@misis.ru.

**Yuxhvid V.I.** – Dr. Sci. (Tech.), prof., head of the Laboratory, Institute of Structural Macrokinetics and Materials, Russian Academy of Sciences (142432, Russia, Moscow Region, Chernogolovka, Academician Osipyan str., 8). Tel.: +7(496) 524-63-96. E-mail: yukh@ism.ac.ru.

**Anikin Yu.A.** – Ph.D., leading research scientist, Department of FNS&HTM, MISIS. Tel.: +7(495) 955-00-41. E-mail: otc2004@mail.ru.

**Mikhailov A.M.** – junior research scientist, Department of metallurgy of steel and ferro-alloys, MISIS. Tel.: (495) 955-00-44. E-mail: amikhailov@ntc-tsm.ru.

**Citation:** Sanin V.V., Filonov M.R., Yuxhvid V.I., Anikin Yu.A., Mikhailov A.M. Issledovanie vliyaniya temperatury pereplava na strukturnuyu nasledstvennost' spлавov, poluchennykh metodom tsentrobezhnoi SHS-metallurgii. *Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya*. 2016. No. 1. P. 63–71. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2016-1-63-71.

## Введение

Для изготовления изделий особо ответственного назначения, эксплуатируемых в температурном интервале 700—1100 °С, используют деформируемые и литейные легированные сплавы на основе никеля, кобальта или железа [1—3], представляющие собой естественные композиты с субмикрометровым и нанофазным упрочнением. Для повышения комплекса характеристик таких сплавов в большинстве промышленно развитых стран непрерывно проводят исследования по анализу и поиску новых систем легирования и совершенствованию технологии их литья [2, 4—8]. Проблема получения требуемой мелкозернистой структуры и заданного уровня свойств в отливках имеет существенное значение в промышленных технологиях литья высоколегированных сплавов. Легирующие и модифицирующие элементы могут накапливаться в сплавах и при переплавах сказываться на качестве литья. Поэтому изучение эффектов наследственности, влияния условий обработки (параметров переплава, перегрева расплава, скорости охлаждения при кристаллизации), наличия нерастворимых примесей (оксидов, интерметаллидов и др.) на формирование структуры и уровень механических свойств промышленных и особенно вновь разрабатываемых сплавов весьма актуально в настоящее время для литейного производства.

Современное производство литых изделий из высоколегированных сплавов обычно включает стадию получения (формирования) шихтовой заготовки с регламентированным химическим составом и микроструктурой и непосредственно стадию отливки изделий заданной формы из материала шихтовой заготовки. Обе стадии тесно взаимосвязаны.

Качество и технология выплавки шихтовых материалов (сплавов для последующей разливки) могут оказывать существенное влияние на параметры технологии литья изделий и свойства конечных продуктов. Современное производство шихтовых сплавов включает выплавку в вакуумных индукционных печах (ВИП) и последующий вакуумный дуговой переплав (ВДП). Такое сочетание обеспечивает минимальную загрязненность металла примесями газов, цветных металлов, неметаллическими включениями. Тем не менее технология ВИП + ВДП имеет ряд недостатков: высокая энергозатратность; многостадийность (многократный ВДП); неоднородность расходуемого электрода,

отливаемого в ВИП (его осевая зона поражена по всей высоте усадочными пустотами, вскрытие которых при ВДП приводит к нарушению стабильности процесса); дополнительное увеличение себестоимости продукции вследствие удаления значительной части металла на стадии подготовки расходуемого электрода к переплаву.

Одним из эффективных направлений в решении проблемы гарантированного повышения потребительских свойств указанных изделий при одновременном снижении энергетических и материальных затрат на их изготовление является разработка комплексной технологии получения рассматриваемых литых материалов, которая включает:

— синтез литых сплавов с регламентированным химическим составом методом СВС-металлургии [9, 10]. За счет использования химической энергии, выделяемой в процессе взаимодействия высокоэзотермических составов термитного типа (режим горения), СВС-металлургия является одним из самых энергоэффективных методов получения литых материалов;

— металлургическую обработку (индукционный переплав в вакууме или инертной среде) синтезированных СВС-материалов с последующей заливкой в форму с заданной геометрией.

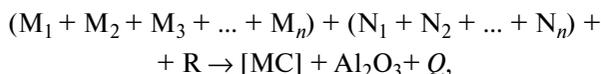
Цель настоящей работы — отработка метода синтеза литого сплава методом СВС-металлургии (без использования печных технологий) и исследование влияния параметров последующего металлургического передела СВС-сплава на формирование микроструктуры и фазового состава отливок. В литературе подобные исследования не представлены, и поэтому поставленные в работе задачи являются «пионерскими».

## Методика исследования

### Синтез литых сплавов методом СВС-металлургии

Для получения сплавов с регламентированным химическим составом был использован метод СВС-металлургии — один из базовых технологических направлений СВС [11]. СВС-металлургия является материалообразующим процессом, использующим для синтеза литых тугоплавких материалов высокоэзотермические СВС-смеси термитного типа, состоящие из оксидов металлов, активного восстановителя и неметаллов. В общем виде химическую схему синтеза многокомпонен-

тных сплавов методом СВС-металлургии можно представить как



где  $M_n$  — оксиды Cr, Ni, Co, Nb, W, Mo, Mn и др.;  $N_n$  — неметаллы (C, B и др.); MC — многокомпонентный сплав; R — металл-восстановитель (Al); Q — количество выделенной теплоты.

При горении таких высокоэкзотермических составов за фронтом горения формируется слой расплава продуктов горения. Расплав состоит из двух фаз — металла и шлака ( $Al_2O_3$ ). Вследствие их взаимной нерастворимости и значительной разницы в удельных массах под действием гравитации происходит фазоразделение. Образующийся слиток представляет собой двухслойный продукт, в котором нижний слой — металлический сплав, а верхний — оксидный шлак.

Воздействие высокой гравитации, создаваемой в центробежных установках, подавляет разброс продуктов горения в процессе синтеза, интенсифицирует фазоразделение металлической (сплав) и оксидной (корунд) фаз и способствует выравниванию (гомогенизации) состава сплава и формированию более мелкозернистой структуры формируемых продуктов [12–15].

Схема приготовления экзотермических составов включала дозировку компонентов, их смешивание

в планетарном смесителе в течение 15 мин и засыпку шихты в графитовые формы диаметром 40–60 мм. Все эксперименты по сжиганию приготовленных составов проводили под воздействием центробежного ускорения, создаваемого в центробежной СВС-установке [10]. Величина заданного ускорения определялась скоростью вращения ротора установки и варьировалась от 10 до 400 g.

Для исследований был выбран модельный состав на основе никеля, высоколегированный Al, Mo, Cr и В:

Компонент .....	Ni	Cr	Al	Mo	Mn	Hf	B
Доля, мас.% .....	осн.	4,1	13,6	14,5	0,4	1,0	3,1

Для приготовления составов использовали: оксиды металлов с чистотой  $\geq 99,6$  % и размером частиц 20–60 мкм; металл-восстановитель (Al) марки ПА-4 с размером частиц основной фракции 140–160 мкм и чистотой  $\geq 98,0$  %; бор аморфный марки А с чистотой 94,2 % и размером частиц  $< 20$  мкм; углерод с размером частиц  $< 80$  мкм; графитный порошок марки ГФМ-1.

### Исследование фазового состава и микроструктуры

Микроструктуру полученных сплавов исследовали методом сканирующей электронной микроскопии на установке высокого разрешения «Zeiss Ultra plus» на базе «Ultra 55». Рентгенофазовый анализ синтезированных продуктов проводили

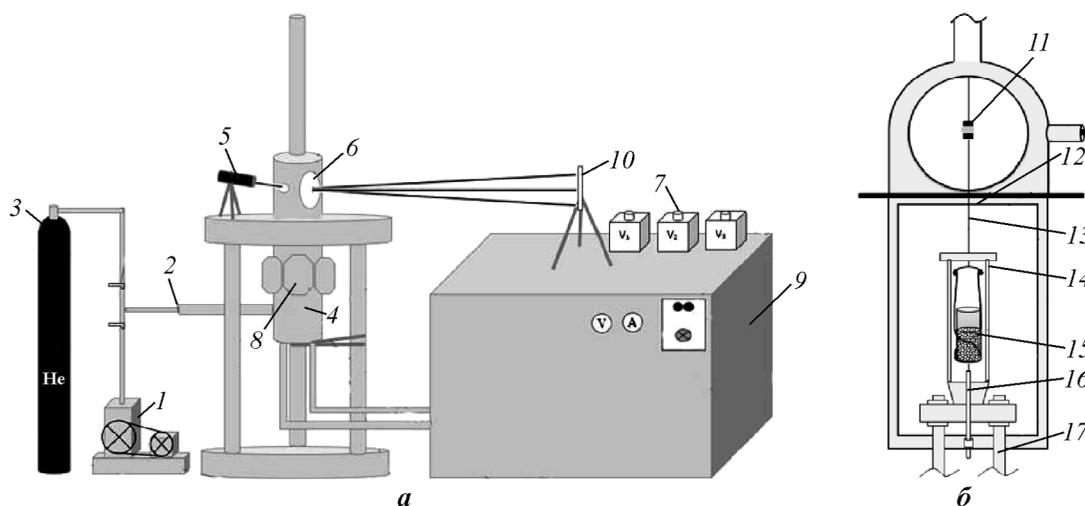


Рис. 1. Общая схема высокотемпературного комплекса (а) и подвесной системы (б) для измерения вязкости металлических расплавов (ВИК-ВМР)

1 — вакуумный насос; 2 — система газонаполнения экспериментальной камеры; 3 — баллон с инертным газом; 4 — герметичный корпус вискозиметра; 5 — лазерный модуль (8 мм, 650 нм, 5 мВт); 6 — герметичное прозрачное окно; 7 — электрические блоки управления электромагнитными катушками; 8 — электромагнитные катушки; 9 — электрический блок управления нагревательными элементами; 10 — шкала контроля амплитуды затухания колебаний; 11 — зеркало; 12 — лазерный модуль; 13 — подвес из вольфрамовой проволоки ~2 мм; 14 — резистивный графитный нагреватель; 15 — тигель с расплавленным металлом; 16 — термопара ВР-5/20; 17 — токоподводы

на установке ДРОН-3 (Cu-катод), интервал съемки  $2\theta = 10 \div 100^\circ$ .

### Метод измерения температуры плавления и вязкости расплавов

Для изучения влияния условий металлургического передела СВС-сплава (показателей перегрева расплава) на формирование фазового состава и микроструктуры был использован высокотемпературный измерительный комплекс для определения вязкости металлических расплавов (ВИК-ВМР) методом крутильных колебаний [16, 17] с возможностью проведения экспериментальных исследований в широком температурном интервале (до 2000 °С) в вакууме и в атмосфере инертных газов. Схематическое изображение установки представлено на рис. 1.

Существующие методы определения вязкости основаны на регистрации различных параметров, функционально связанных с величиной вязкости. Связь между наблюдаемыми параметрами колеблющейся системы и вязкостью исследуемой жидкости математически обоснована в работе [18].

Для вычисления значения кинематической вязкости в первую очередь требуется экспериментальное определение логарифмического декремента затухания и периода колебаний пустой системы и системы с жидкостью.

В проведенных исследованиях для каждой экспериментальной температуры проводились три замера значений периода колебаний с целью построения зависимости вязкости от температуры.

### Экспериментальные результаты и их обсуждение

#### Закономерности горения и гравитационной сепарации литых продуктов при СВС

Анализ образцов в исследуемом интервале значений  $g$  показал, что слитки сплава, синтезированные при  $g > 150$ , обладали массой, близкой к расчетной (~98 мас.%), а ее потеря (разброс) в процессе горения не превышала 1,5 мас.%. Все образцы, полученные в интервале от 150 до 400  $g$ , имели литой вид, и наблюдалось четкое разделение на 2 слоя — целевой сплав и оксидный слой ( $Al_2O_3$ ). На поперечном разрезе (шлифе) слитка остаточная пористость не отмечена.

В экспериментах по синтезу при различных значениях  $g$  было установлено существенное увеличение скорости горения ( $U$ ) от 2 до 8 см/с. Наиболее

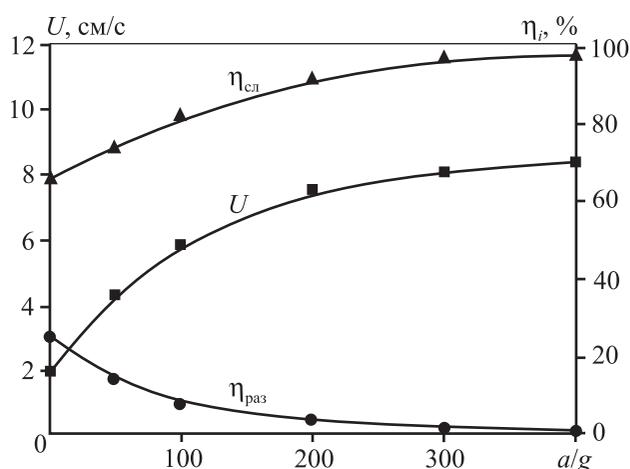


Рис. 2. Влияние перегрузки ( $a/g$ ) на скорость горения ( $U$ ), разброс смеси ( $\eta_{раз}$ ) и полноту выхода металлической фазы в слиток ( $\eta_{сл}$ )

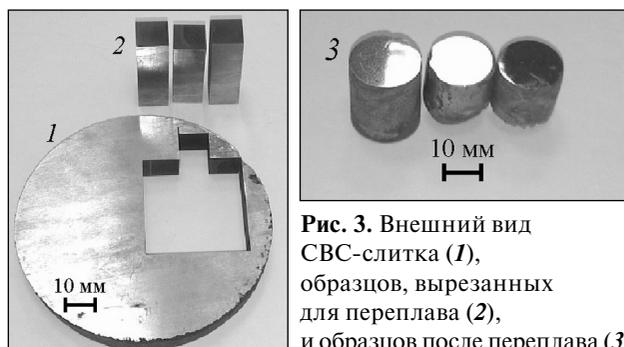


Рис. 3. Внешний вид СВС-слитка (1), образцов, вырезанных для переплава (2), и образцов после переплава (3)

интенсивное ее повышение (рис. 2) происходило в интервале 50—200  $g$ .

Следует также отметить, что наряду со значительным ростом  $U$  с усилением гравитации наблюдалось существенное снижение величины разброса ( $\eta_{раз}$ ), а глубина выхода целевого продукта в слиток ( $\eta_{сл}$ ) приближалась к расчетному значению. Исходя из полученных данных оптимальная область значений перегрузки для синтеза исследуемого сплава составляет 150—200  $g$ . В центре верхней части полученных образцов присутствовала небольшая усадочная раковина, что является характерным признаком литого состояния. Для проведения исследований по последующему переплаву полученных СВС-материалов из центральной части слитка были вырезаны 3 одинаковых образца (рис. 3).

#### Измерение температуры плавления и вязкости расплава

В первой части экспериментов была измерена температура плавления исследуемого сплава, ко-

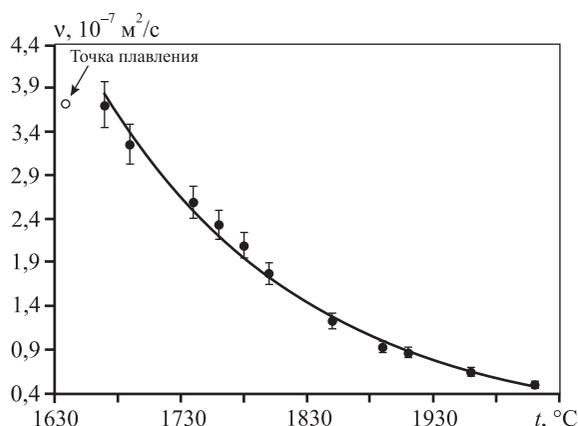


Рис. 4. Зависимость кинематической вязкости расплава ( $\nu$ ) исследуемого сплава от температуры

торая составила  $1640^{\circ}\text{C}$  (рис. 4). Согласно фазовой диаграмме, она соответствует алюминиду никеля эквимольного состава ( $\text{NiAl}$ ) — это указывает на то, что матрица изучаемого сплава формируется на основе  $\text{NiAl}$ .

При дальнейшем разогреве образца была получена зависимость кинематической вязкости расплава от температуры в режиме нагрева. Полученные данные (см. рис. 4) свидетельствуют о том, что «перегрев» сплава выше температуры ликвидуса в интервале  $200\text{—}300^{\circ}\text{C}$  позволяет уменьшить вязкость расплава более чем в 2,5 раза. Такое заметное снижение вязкости является положительным результатом для формирования отливок непростой конфигурации, когда требуется заливка расплава в геометрически сложные формы, и отливки тонкостенных изделий.

Поскольку влияние температуры «перегрева» может быть многогранным, представляло интерес исследовать ее роль в формировании состава и микроструктуры сплавов.

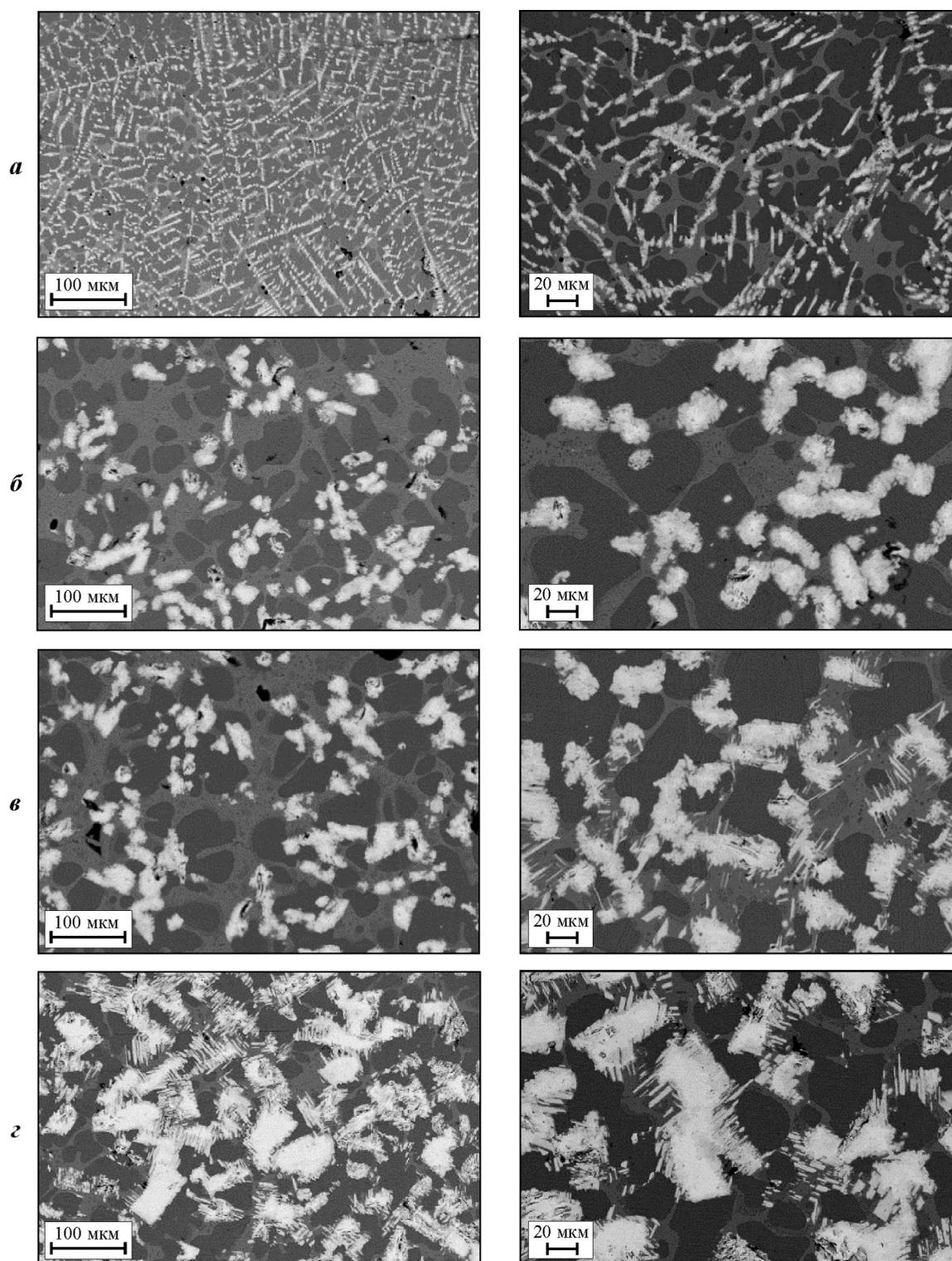
### Микроструктура литых СВС-сплавов и их образцов после металлургической обработки

На рис. 5 представлены фотографии микроструктур сплава, полученного методом СВС-металлургии, (рис. 5, а) и его образцов после последующего металлургического передела (рис. 5, б—г) — переплав осуществлялся при температурах  $1700$ ,  $1750$  и  $1800^{\circ}\text{C}$  соответственно. Анализ структуры СВС-сплава (см. рис. 5, а) свидетельствует, что он имеет наименьший размер структурных составляющих и, как следствие, более гомогенное распределение компонентов. Такая мелкозернистая структура является характерной особенностью СВС-сплавов.

Ранее установлено [10], что для получения литых продуктов методом СВС-металлургии необходимо превышение температуры синтеза (горения) над температурой плавления ( $2050^{\circ}\text{C}$ ) наиболее тугоплавкого продукта синтеза ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ). Следовательно, после СВС металлическая фаза (расплав многокомпонентного сплава) находится в сильно «перегретом» состоянии. Воздействие повышенной гравитации при синтезе в центробежной установке интенсифицирует теплообмен между «перегретым» металлическим расплавом и «холодной» графитовой формой. Высокая скорость теплообмена расплав—форма и гравитационное перемешивание расплава вследствие неоднородности температур в объеме расплава являются факторами, способствующими формированию мелкозернистой структуры сплавов в процессе СВС-металлургии. Высокие значения температуры расплава (свыше  $2050^{\circ}\text{C}$ ) не типичны для электрометаллургии. Уровень реализуемых температур при СВС в совокупности с интенсивным перемешиванием расплава определяет уникальность формируемых микроструктур СВС-сплавов.

Однако существующий уровень СВС-технологий не позволяет получать (формовать) изделия заданной формы непосредственно в процессе СВС. Поэтому, по нашему мнению, целесообразно сочетание энергоэффективного процесса СВС для получения «полупродуктов» и последующего металлургического переплава с целью формирования изделий с заданной геометрией и наиболее мелкозернистой структурой, что в большинстве случаев в практике является предпочтительным и способствует увеличению срока службы ответственных изделий, изготовленных из высоколегированных сплавов.

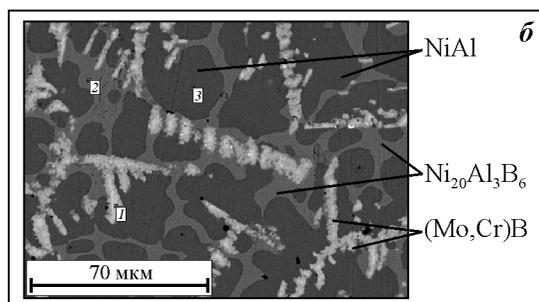
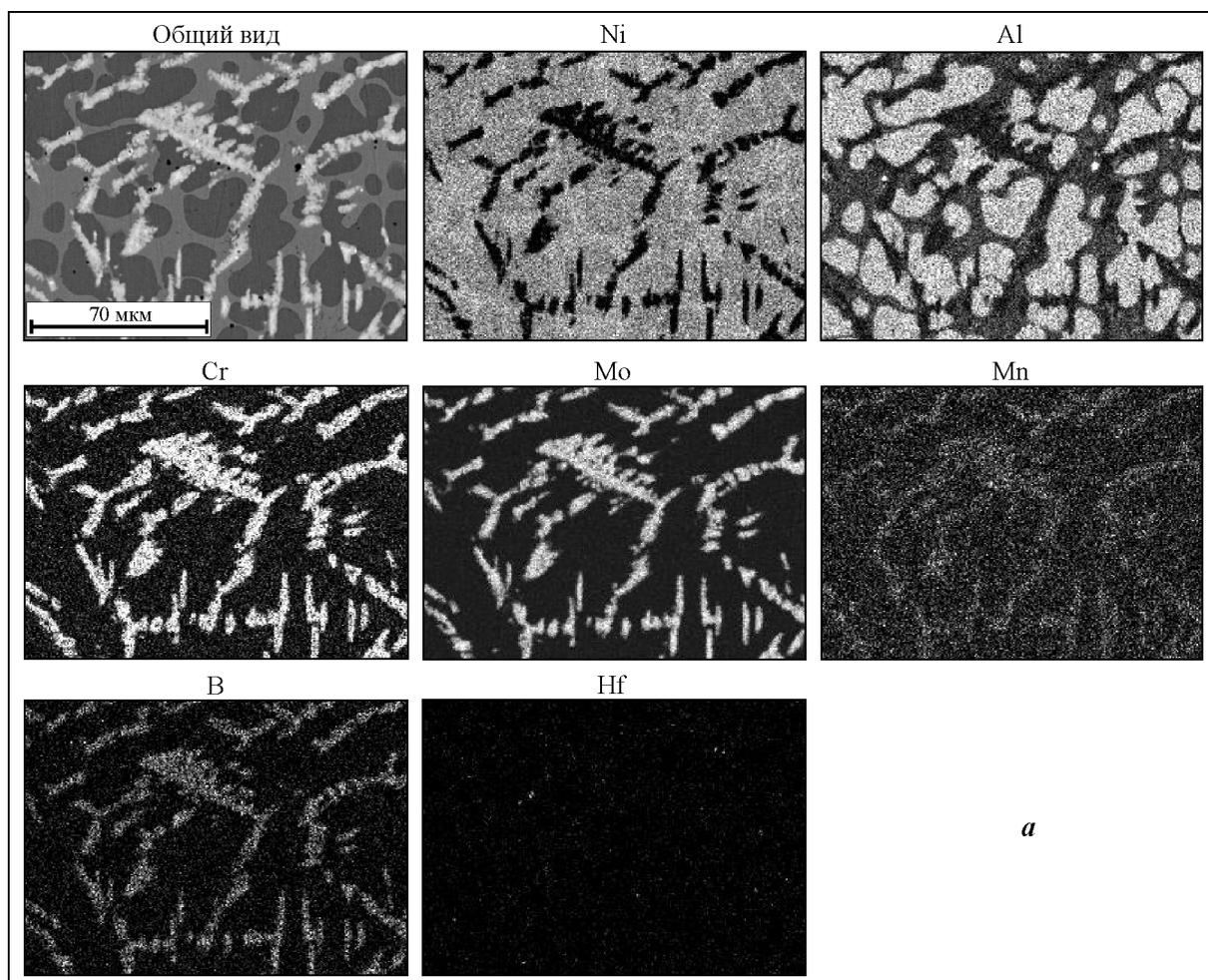
Анализ микроструктур образцов СВС-сплава, подвергнутых переплаву, (см. рис. 5) свидетельствует, что повышение температуры «перегрева» расплава приводит к заметному увеличению размера структурных составляющих и изменению их морфологии. Очевидно, что такие изменения структуры будут оказывать влияние на свойства отлитых изделий. Исходя из полученных результатов по изменению вязкости расплава и влиянию температуры расплава на последующее формирование микроструктуры, можно сделать заключение, что наиболее рекомендуемым интервалом температур перегрева (от  $t_{\text{пл}}$ ) для исследуемого сплава является диапазон  $50\text{—}100^{\circ}\text{C}$ , для которого наблюдается наименьшая деградация исходной мелкозернистой структуры СВС-сплава.



**Рис. 5.** Микроструктуры образцов, полученных при различных значениях температуры переplava  
*a* – сплав после СВС; *б–г* – после переplava при  $t$ , °C: 1700 (*б*), 1750 (*в*), 1800 (*г*)

Рентгеноструктурный фазовый анализ для всех образцов показал наличие трех фаз – NiAl, Ni<sub>20</sub>Al<sub>3</sub>B<sub>6</sub> и (Mo,Cr)B. Имеющиеся структурные исследования фазы Ni<sub>20</sub>Al<sub>3</sub>B<sub>6</sub> в литературе [19–21]

представлены очень противоречиво. В некоторых публикациях данную фазу трактуют как τ-борид с общей формулой (Ni<sub>23-x</sub>Al<sub>x</sub>)B<sub>6</sub>, а в других источниках указывается, что это интерметаллидная



Область	B	Al	Cr	Mn	Fe	Ni	Mo	Hf
1	24,6	0,6	4,6	—	—	2,7	67,4	0,1
2	18,5	7,0	0,4	0,2	0,3	73,6	—	—
3	—	25,0	0,5	0,3	—	74,1	0,1	—

Рис. 6. Карта распределения элементов (а), микроструктура и анализ структурных составляющих (б) сплава после переплава при 1700 °С

фаза, в которой атомы Al замещены атомами B (может быть твердый раствор бора в NiAl/Ni<sub>3</sub>Al). Детальный анализ микроструктуры и карты распределения элементов (рис. 6, а) выявил набор всех структурных элементов, который включает (рис. 6, б): матрицу сплава (темно-серая область 3), формирующуюся на основе фазы NiAl; крупные сетчатые включения (светло-серая область 2), представленные фазой комплексного соединения Ni<sub>20</sub>Al<sub>3</sub>B<sub>6</sub>; светло-серые пластинчатые выделения 1,

имеющие состав, близкий к монобориду MoB, но с присутствием в составе Cr, что указывает на наличие борида замещенного состава Mo(Cr)B. Основная часть Hf равномерно распределена в объеме сплава. Выделения комплексного бориды (Ni<sub>20</sub>Al<sub>3</sub>B<sub>6</sub>) агрегатированы в виде линейных пластинчатых выделений. По мере повышения температуры плавления их размер меняется от ~10 до ~100 мкм, а морфология — от пластинчатой до облачных скоплений с псевдоравноосной структурой.

## Заключение

Синтезирован литой сплав на основе алюминид никеля, высоколегированный бором по технологии центробежного СВС-литья. Результаты исследований показали, что этот сплав имеет композиционную структуру, состоящую из матрицы твердого раствора замещения на основе NiAl с включениями  $\tau$ -борида ( $\text{Ni}_{20}\text{Al}_3\text{B}_6$ ) и пластинчатых выделений комплексного борида (Mo, Cr)B. Быстрота протекания СВС-процесса и защита целевого продукта от окисления слоем шлака  $\text{Al}_2\text{O}_3$  позволяют получить литой сплав в атмосфере воздуха, что затруднительно в случае использования металлургических альтернативных технологий или порошковой металлургии.

Показано, что одним из эффективных направлений в решении проблемы гарантированного повышения потребительских свойств изделий из литых материалов при одновременном снижении энергетических и материальных затрат на их изготовление является разработка комплексной технологии получения литых материалов, включающей стадию СВС и последующую стадию металлургического передела (индукционный переплав в вакууме или инертной среде).

Впервые исследовано влияние температуры переплава на структурную наследственность сплава, полученного методами СВС-металлургии. Полученные результаты указывают на необходимость проведения системных исследований по созданию базы данных исходных структур для каждой группы сплавов, синтезированных методом СВС, и изучения их структурной чувствительности на стадии металлургического передела.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ (соглашение № 14.578.21.0040, проект RFMEFI57814X0040) в рамках ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям научно-технологического комплекса России на 2014–2020 годы».*

## Литература

1. *Reed R.C.* The superalloys: Fundamentals and applications. Cambridge (UK): Cambridge University Press, 2006.
2. *Donachie M.J., Donachie S.J.* Superalloys: A technical guide. N.Y.: Materials Park OH, ASM International, 2002.
3. *Davis J.R.* ASM specialty handbook: Nickel, cobalt and their alloys. N.Y.: Materials Park OH, ASM International, 2000.
4. *Каблов Е.Н., Бунтушкин В.П., Морозова Г.И., Базылева О.А.* Основные принципы легирования интерметаллида  $\text{Ni}_3\text{Al}$  при создании высокотемпературных сплавов // *Материаловедение*. 1998. No. 7. С. 38–47.
5. *Баных О.А., Поварова К.Б.* Технология легких сплавов. М.: ВИЛС, 1992.
6. *Поварова К.Б., Филин С.А., Масленков С.Б.* Фазовое равновесие с участием  $\beta$ -фазы в системах Ni–Al–Me (Me – Co, Fe, Mn, CuO) при 900 и 1100 °C // *Металлы*. 1993. No. 10. P. 191–201.
7. *Sheng L.Y., Guo J.T., Tian Y.X., Zhou L.Z., Ye H.Q.* Microstructure and mechanical properties of rapidly solidified NiAl–Cr(Mo) eutectic alloy doped with trace Dy // *J. Alloys Compd.* 2009. Vol. 475. P. 730–734. DOI: <http://hdl.handle.net/1783.1/32942>.
8. *Hu-Tian Li, Qiang Wang, Ji-Cheng He, Jian-Ting Guo, Heng-Qiang Ye.*  $\beta$ -Ti(M) solid solution formation and its thermal stability in a NiAl–Cr(Mo)–(Hf,Ti) near eutectic alloy // *Mater. Charact.* 2008. Vol. 59. Iss. 10. P. 1395–1399.
9. *Yukhvid V.I.* Modifications of SHS processes // *Pure Appl. Chem.* 1992. Vol. 64. No. 7. P. 977–988.
10. *Sanin V.N., Andreev D.E., Ikornikov D.M., Yukhvid V.I.* Cast intermetallic alloys and related composites by combined centrifugal casting—SHS process // *Open J. Met.* 2013. No. 3. P. 12–24. DOI: <http://dx.doi.org/10.4236/ojmetal.2013.32A2003>.
11. *Мержанов А.Г.* Процессы горения и синтез материалов. Черноголовка: ИСМАН, 1998.
12. *Mahmoodian R., Hassan M.A., Rahbari R.G., Yahya R., Hamdi M.* A novel fabrication method for TiC– $\text{Al}_2\text{O}_3$ –Fe functional material under centrifugal acceleration // *Composites*. B: Eng. 2013. Vol. 50. P. 187–192. DOI: [10.1016/j.compositesb.2013.02.016](https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2013.02.016).
13. *Yukhvid V.I., Sanin V.N., Merzhanov A.G.* The influence of high artificial gravity on SHS processes. Processing by Centrifugation. Amsterdam: Springer Science, Kluwer Academic, 2001.
14. *Sanin V.N., Andreev D.E., Ikornikov D.M., Yukhvid V.I.* Cast intermetallic alloys by SHS under high gravity // *J. Acta Phys. Pol. A.* 2011. Vol. 120. Iss. 2. P. 331–335.
15. *Санин В.Н., Икорников Д.М., Андреев Д.Е., Юхвид В.И.* Центробежная СВС-металлургия эвтектических сплавов на основе алюминид никеля // *Изв. вузов. Порошк. металлургия и функц. покрытия*. 2013. No. 3. С. 35–42.
16. *Anikin Yu.A., Filonov M.R., Levin Yu.B., Shumakov A.N.* Self-descriptiveness of physical properties for planar flow casting and amorphous liquid melts researching // XIII Intern. conf. on liquid and amorphous metals: Abstracts. Ekaterinburg, 2007. P. 53–54.
17. *Филонов М.Р., Аникин Ю.А., Левин Ю.Б.* Теоретические основы производства аморфных и нанокристалли-

- ческих сплавов методом сверхбыстрой закалки. М.: МИСиС, 2006.
18. Швидковский Е.Г. Некоторые вопросы вязкости расплавленных металлов. М.: Гостехиздат, 1955.
  19. Kotzot D., Ade M., Hillebrecht H. Single crystal studies on boron-rich t-borides  $Ni_{3-x}M_xB_6$  ( $M = Zn, Ga, In, Sn, Ir$ ): The surprising occurrence of B4-tetrahedra as a normal case // *J. Solid State Chem.* 2010. Vol. 183. No. 10. P. 2281–2289.
  20. Hillebrecht H., Ade M. B4 tetrahedra for aluminum atoms: A surprising substitution in t-borides  $Ni_{20}Al_3B_6$  and  $Ni_{20}AlB_{14}$  // *Angew. Chem. Int. Ed.* 1998. Vol. 37. No. 7. P. 935–938.
  21. Ade M., Kotzot D., Hillebrecht H. Synthesis and crystal structures of the new metal-rich ternary borides  $Ni_{12}AlB_8$ ,  $Ni_{12}GaB_8$ , and  $Ni_{10.6}Ga_{0.4}B_6$ : Examples for the first B5 zig-zag chain fragment // *J. Solid State Chem.* 2010. Vol. 183. No. 8. P. 1790–1797. DOI: 10.1016/j.jssc.2010.05.009.
  10. Sanin V.N., Andreev D.E., Ikornikov D.M., Yukhvid V.I. Cast intermetallic alloys and related composites by combined centrifugal casting—SHS process. *Open J. Met.* 2013. No. 3. P. 12–24. DOI: <http://dx.doi.org/10.4236/ojmetal.2013.32A2003>.
  11. Merzhanov A.G. Protsessy goreniya i sintez materialov [Combustion and synthesis of materials]. Chernogolovka: ISMAN, 1998.
  12. Mahmoodian R., Hassan M.A., Rahbari R.G., Yahya R., Hamdi M. A novel fabrication method for  $TiC-Al_2O_3-Fe$  functional material under centrifugal acceleration. *Composites. B: Eng.* 2013. Vol. 50. P. 187–192. DOI: 10.1016/j.compositesb.2013.02.016.
  13. Yukhvid V.I., Sanin V.N., Merzhanov A.G. The influence of high artificial gravity on SHS processes. Processing by Centrifugation. Amsterdam: Springer Science, Kluwer Academic, 2001.
  14. Sanin V.N., Andreev D.E., Ikornikov D.M., Yukhvid V.I. Cast intermetallic alloys by SHS under high gravity. *J. Acta Phys. Pol. A.* 2011. Vol. 120. Iss. 2. P. 331–335.
  15. Sanin V.N., Ikornikov D.M., Andreev D.E., Yukhvid V.I. Tsentrobezhnaya SHS-metallurgiya evtekticheskikh splavov na osnove alyuminida nikelya [Centrifugal SHS metallurgy eutectic alloys based on nickel aluminide]. *Poroshk. metallurgiya i funkts. pokrytiya.* 2013. No. 3. P. 35–42.
  16. Anikin Yu.A., Filonov M.R., Levin Yu.B., Shumakov A.N. Self-descriptiveness of physical properties for planar flow casting and amorphous liquid melts researching. *XIII Intern. conf. on liquid and amorphous metals: Abstracts.* Ekaterinburg, 2007. P. 53–54.
  17. Filonov M.R., Anikin Yu.A., Levin Yu.B. Teoreticheskie osnovy proizvodstva amorfnykh i nanokristallicheskh splavov metodom bystrogo zakalki [Fundamentals for production of amorphous and nanocrystalline alloys by melt spinning technique]. Moscow: MISIS, 2006.
  18. Shvidkovskii E.G. Nekotorye voprosy vyazkosti rasplavlennykh metallov [Some questions viscosity of molten metals]. Moscow: Gostekhizdat, 1955.
  19. Kotzot D., Ade M., Hillebrecht H. Single crystal studies on boron-rich t-borides  $Ni_{3-x}M_xB_6$  ( $M = Zn, Ga, In, Sn, Ir$ ): The surprising occurrence of B4-tetrahedra as a normal case. *J. Solid State Chem.* 2010. Vol. 183. No. 10. P. 2281–2289.
  20. Hillebrecht H., Ade M. B4 tetrahedra for aluminum atoms: A surprising substitution in t-borides  $Ni_{20}Al_3B_6$  and  $Ni_{20}AlB_{14}$ . *Angew. Chem. Int. Ed.* 1998. Vol. 37. No. 7. P. 935–938.
  21. Ade M., Kotzot D., Hillebrecht H. Synthesis and crystal structures of the new metal-rich ternary borides  $Ni_{12}AlB_8$ ,  $Ni_{12}GaB_8$ , and  $Ni_{10.6}Ga_{0.4}B_6$ : Examples for the first B5 zig-zag chain fragment. *J. Solid State Chem.* 2010. Vol. 183. No. 8. P. 1790–1797. DOI: 10.1016/j.jssc.2010.05.009.
  1. Reed R.C. The superalloys: Fundamentals and applications. Cambridge (UK): Cambridge University Press, 2006.
  2. Donachie M.J., Donachie S.J. Superalloys: A technical guide. N.Y.: Materials Park OH, ASM International, 2002.
  3. Davis J.R. ASM specialty handbook: Nickel, cobalt and their alloys. N.Y.: Materials Park OH, ASM International, 2000.
  4. Kablov E.N., Buntushkin V.P., Morozova G.I., Bazyleva O.A. Osnovnye printsipy legirovaniya intermetallida  $Ni_3Al$  pri sozdanii vysokotemperaturnykh splavov [Basic principles of doping high-temperature alloys with  $Ni_3Al$ ]. *Materialovedenie.* 1998. No. 7. P. 38–47.
  5. Bannykh O.A., Povarova K.B. Tekhnologiya legkikh splavov [The technology of light alloys]. Moscow: VILS, 1992.
  6. Povarova K.B., Filin S.A., Maslenkov S.B. Fazovoe ravновесие s uchastiem  $\beta$ -fazy v sistemakh Ni—Al—Me ( $Me = Co, Fe, Mn, CuO$ ) pri 900 i 1100 °C [Phase equilibria involving  $\beta$ -phase in the Ni—Al—Me system ( $Me = Co, Fe, Mn, CuO$ ) at 900 and 1100°C]. *Metally.* 1993. No. 10. P. 191–201.
  7. Sheng L.Y., Guo J.T., Tian Y.X., Zhou L.Z., Ye H.Q. Microstructure and mechanical properties of rapidly solidified NiAl—Cr(Mo) eutectic alloy doped with trace Dy. *J. Alloys Compd.* 2009. Vol. 475. P. 730–734. DOI: <http://hdl.handle.net/1783.1/32942>.
  8. Hu-Tian Li, Qiang Wang, Ji-Cheng He, Jian-Ting Guo, Heng-Qiang Ye.  $\beta$ -Ti(M) solid solution formation and its thermal stability in a NiAl—Cr(Mo)—(Hf,Ti) near eutectic alloy. *Mater. Charact.* 2008. Vol. 59. Iss. 10. P. 1395–1399.
  9. Yukhvid V.I. Modifications of SHS processes. *Pure Appl. Chem.* 1992. Vol. 64. No. 7. P. 977–988.