

После облучения в азотсодержащей плазме (при плотности энергии в электронном пучке 50 Дж/см²) величина коэффициента трения практически не зависит от температуры вплоть до 600 °С (рис. 4,а). Увеличение количества структурных уровней в поверхностном слое металлокерамического сплава повышает стойкость металлокерамики в условиях резания металла. Эффект указанного повышения стойкости достигает 20 и более крат по сравнению со стойкостью металлокерамики в исходном состоянии (рис. 4,б).

Заключение

На примере металлокерамического сплава «карбид титана – никелевый сплав» показано, что формирование дополнительных структурных уровней в поверхностном слое металлокерамического сплава сопровождается снижением температурной зависимости его физических свойств (коэффициента трения), многократным повышением стойкости металлокерамического сплава при резании металла. Другими словами, целенаправленное формирование в поверхностном слое металлокерамического сплава иерархии структурных уровней обеспечивает адекватную реакцию сплава на изменение внешних условий воздействия, обеспечивая высокий ресурс работы металлокерамического сплава в экстремальных условиях эксплуатации.

Литература.

1. Псахье С.Г., Овчаренко В.Е., Князева А.Г., Шилько Е.В. // Физическая мезомеханика. - 2011. - Том 14, №6. - С. 23-34.
2. Ovcharenko V.E., Baohai Yu, Psakhie S.G. // Journal of Materials Science & Technology. - 2005. - V.21- No 3. - P.427-429.
3. Baohai Yu, Ovcharenko V.E., Psakhie S.G., Lapshin O.V. // Journal of Materials Science & Technology. - 2006. - V.22- No 4. - P.511-513.
4. Коваль Н.Н., Девятков В.Н., Щанин П.М., Толкачев В.С., Винтизенко Л.Г. // ПТЭ, 2005, №1, с. 135-140.
5. Овчаренко В.Е., Лапшин О.В. // Металловедение и термическая обработка металлов. - 2008. - №5(635). - С.33-37.
6. Букрина Н.В., Князева А.Г., Овчаренко В.Е. // Физика и химия обработки материалов. - 2011. - №1. - С.55-60
7. Овчаренко В.Е., Букрина Н.В., Иванов Ю.Ф., Моховиков А.А., Ван Джинчен, Ю Баохай.
8. // Известия Томского политехнического университета. - 2011. - Т.318. - №2. - С.110-115.

МОДИФИКАЦИЯ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ И ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫМИ КОМПОЗИЦИОННЫМИ ПОРОШКАМИ

*В.Е. Овчаренко***, д.т.н., проф., А. Н. Черепанов***, д.т.н., Lu Guangxin****,
Dr., Cao Latei****, Dr.*

**Институт физики прочности материалов СО РАН
634021, г. Томск, пр. Академический, 2/4, (3822)492771*

***Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского
Томского политехнического университета
652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26*

****Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН,
630090, Новосибирск, ул. Институтская, 4/1*

*****Пекинский институт авиационных материалов, Пекин, Китай
E-mail: ove45@mail.ru*

Введение

Высокие значения коррозионной стойкости и сопротивления высокотемпературному окислению современных никелевых сплавов определяют их лидирующие позиции в качестве металлических сплавов для изготовления теплонагруженных деталей газотурбинных авиационных двигателей, энергосиловых установок, изделий космической техники. Уровень свойств, определяющих работоспособность никелевых сплавов, таких как кратковременная прочность, длительная прочность и малоцикловая усталость во многом зависит от размерности их зеренной структуры – с повышением дисперсности зеренной структуры повышаются прочностные свойства никелевых сплавов [1,2]. Повышение дисперсности зеренной структуры существенно увеличивает предел текучести и напряжение разрыва сплавов, при этом повышаются их пластичность и прочность, увеличивается срок службы сплавов в условиях циклических нагрузок.

Одним из эффективных методов повышения дисперсности зеренной структуры металлических сплавов является применение добавок к сплавам в виде наноразмерных частиц тугоплавких химических соединений [2,3]. Эти частицы могут не иметь ориентационного и размерного соответствия с кристаллической структурой сплава, но обладают способностью к адсорбции и удержанию на своей поверхности металлических пленок, изоморфных с кристаллической структурой сплава. При взаимодействии с металлическим расплавом на поверхности наночастиц образуются устойчивые химические соединения, предохраняющие наночастицы от растворения в расплаве и препятствующие их коагуляции, обеспечивая при этом смачиваемость их поверхности расплавом. В процессе охлаждения и кристаллизации металлического расплава указанные частицы проявляют себя в качестве центров кристаллизации и формирования зеренной структуры сплава [3-7]. При достаточно большом количестве наночастиц тугоплавких химических соединений в расплаве образуется повышенное количество центров кристаллизации, увеличивается количество и уменьшается размер зерен в структуре сплавов.

Примерами указанных тугоплавких соединений являются карбиды, нитриды и бориды с высокой температурой плавления: TiC (3257 °C), ZrC (3530 °C), TaC (3985 °C), TiN (2950 °C), ZrN (2980 °C), TaN (3087 °C), TiB (3200 °C), ZrB (3000 °C), TaB(3037 °C) [8, 9], а примерами химических элементов, образующих на поверхности наночастиц устойчивые химические соединения являются Ti, Ni, Cr, Si, Nb и их химические соединения.

Основным недостатком метода диспергирования зеренной структуры сплавов введением в расплав наноразмерных частиц тугоплавких соединений является растворимость наночастиц в расплаве. Сказанное особенно актуально в случае никелевых сплавов, расплавы которых отличаются высокой химической активностью по отношению к большинству известных химических соединений. Высокая растворимость частиц химических соединений в никелевых расплавах в значительной мере ограничивает выбор перспективных в качестве инокуляторов тугоплавких химических соединений, но, с другой стороны, высокая растворимость предопределяет более высокую смачиваемость расплавом поверхности модифицирующих частиц и, соответственно, их более высокую эффективность как центров кристаллизации расплава. Указанное противоречие может быть минимизировано применением композиционных порошковых частиц, армированных наноразмерными частицами тугоплавких химических соединений. Например, на основе интерметаллического соединения NiAl, покрытия из которого замедляют процессы растворения наночастиц в никелевом расплаве, повышая вероятность образования центров кристаллизации на наночастицах тугоплавких химических соединений в процессе охлаждения расплава.

В настоящей работе представлены результаты исследования влияния наноразмерных частиц тугоплавких химических соединений в составе композиционных порошковых частиц на основе интерметаллида NiAl на структурно-фазовое состояние и прочностные свойства жаропрочного никелевого сплава Inconel 718.

Материалы и методы исследования.

Химический состав сплава Inconel 718 приведен в таблице 1.

Таблица 1

Элемент	C	Nb	Ti	Co	Mo	Al	Cr	Ni	Fe
масс. %	0,08	4,95	0,95	1,00	3,07	0,55	19,50	53,00	остальное

В качестве наноразмерных порошковых модификаторов были исследованы наночастицы нитрида титана TiN и карбонитрида титана TiC_{0,5}N_{0,5} (рис.1,2).

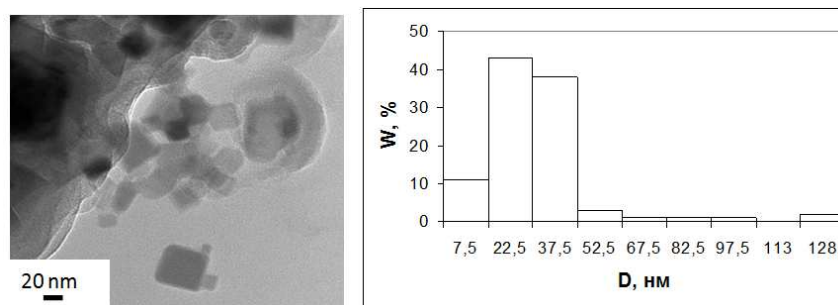


Рис. 1. Общий вид наночастиц нитрида титана TiN и их распределение по размерам

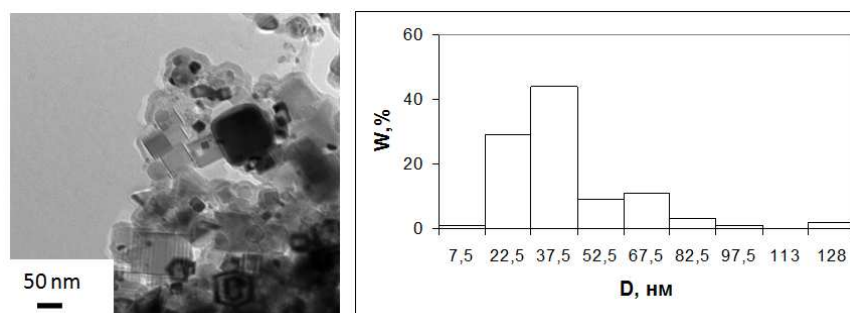


Рис. 2. Общий вид наночастиц карбонитрида титана $TiC_{0,5}N_{0,5}$ и их распределение по размерам

Композиционные компакты на основе интерметаллида NiAl были получены методом высокотемпературного синтеза интерметаллида под давлением в порошковых смесях никеля с алюминием стехиометрического состава, содержащих заданное количество наноразмерных порошков тугоплавких соединений. Синтезированные композиционные компакты подвергали механическому измельчению до состояния композиционных порошковых частиц заданного размера. В качестве модифицирующих композиционных порошков были исследованы композиции NiAl+0,025 масс.%TiN и NiAl+0,035 масс.% $TiC_{0,5}N_{0,5}$. На рис. 3 и 4 представлены микроструктуры композиционных порошковых частиц, содержащих наночастицы нитрида титана TiN (рис.3) и карбонитрида титана $TiC_{0,5}N_{0,5}$ (рис. 4) и данные локального рентгеноспектрального анализа химического состава скоплений наночастиц в интерметаллической матрице.

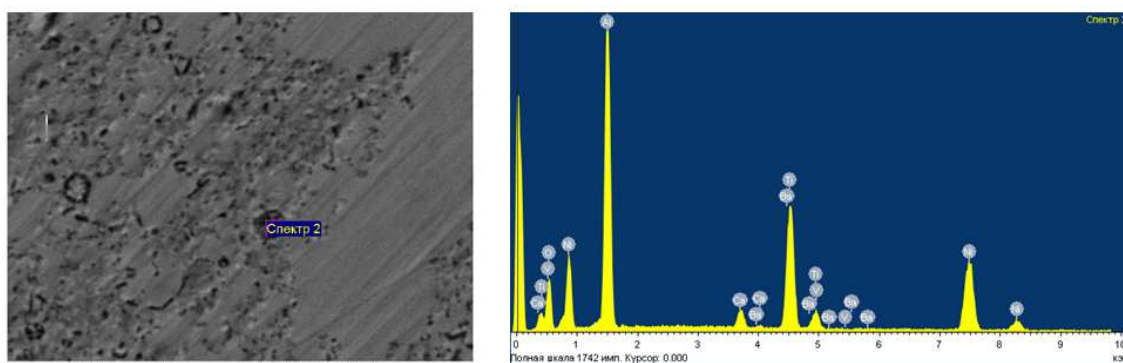


Рис. 3. Микроструктура композиционной частицы NiAl+0,025 масс.%TiN и данные локального рентгеноспектрального анализа частицы нитрида титана в NiAl-матрице

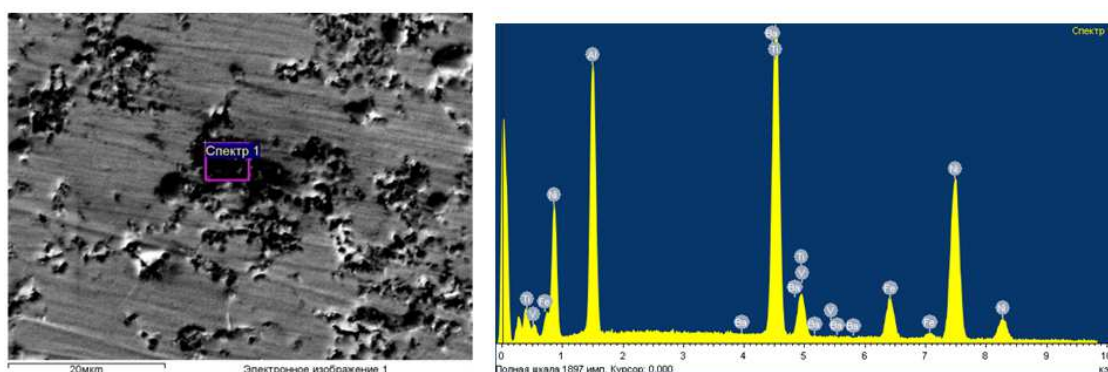


Рис. 4. Микроструктура композиционной частицы NiAl+0,035 масс.% $TiC_{0,5}N_{0,5}$ и данные локального рентгеноспектрального анализа частицы карбонитрида титана в NiAl-матрице

Модификацию структурно-фазового состояния никелевого сплава осуществляли путем введения в их расплавы при температуре 1460-1550 °С композиционных порошков в процессе их разливки

в нагретые до температуры 900 °С керамические формы непосредственно в вакуумной камере индукционной печи.

Макро- и микроструктуру никелевого сплава исследовали методами оптической металлографии, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии, прочностные свойства сплава исследовали методами испытаний на растяжение, на длительную прочность и циклическую усталость.

Обсуждение результатов

Прочностные свойства и зеренная структура сплава Inconel 718.

В таблице 2 и 3 представлены данные о прочностных свойствах сплава при его растяжении при комнатной температуре.

Таблица 2

Структурно-фазовое состояние сплава	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_s , %	ψ , %
Исходное состояние	910	841	7,2	8,2
Модифицированное композиционным порошком NiAl+0,025 масс.%TiN	1060	963	11,3	279???
Модифицированное композиционным порошком NiAl+0,035 масс.% TiC _{0,5} N _{0,5}	1100	1000	9,1	286???

Таблица 3

Структурно-фазовое состояние сплава	Длительная прочность при температуре 650 °С под нагрузкой 195 МПа			Циклическая усталость при температуре 482°С
	τ , ч	δ_s , %	ψ , %	Количество циклов
Исходное состояние	45,00	4,00	3,17	7446
Модифицированное композиционным порошком NiAl+0,025 масс.%TiN	58,00	2,52	7,68	11239
Модифицированное композиционным порошком NiAl+0,035 масс.% TiC _{0,5} N _{0,5}	67,80	3,76	3,75	52130

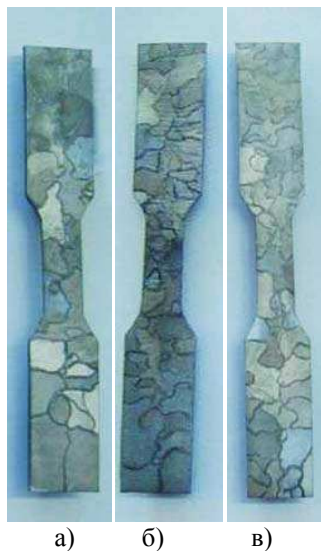


Рис. 5. Зеренная структура сплава Inconel 718 в исходном состоянии (а) и после модифицирования композиционными порошками NiAl+0,025 масс.%TiN (б) и NiAl+0,035 масс.% TiC_{0,5}N_{0,5} (в)

б) показывает, что данные частицы имеют состав FeNi и образовались в результате дендритной ликвации железа.

Приведенные в таблицах 2 и 3 данные позволяют констатировать, что введение в расплав никелевого сплава композиционных порошков, содержащих нанодисперсные частицы тугоплавких соединений, приводит к увеличению на 12-20 % временного сопротивления разрушению, на 20-50 % относительного удлинения при комнатной температуре, повышению длительной прочности при 650 °С под нагрузкой 195 МПа в 1,3–1,5 раза.

Исследование зеренной структуры сплава Inconel 718 показало, что указанное повышение прочностных свойств сплава при его модификации композиционными порошками NiAl+0,025 масс.%TiN и NiAl+0,035 масс.% TiC_{0,5}N_{0,5} обусловлено уменьшением среднего размера зерна в сплаве в 1,5-2 раза (рис. 5).

Влияние наночастиц тугоплавких соединений на тонкую структуру сплава Inconel 718

В исходном состоянии дислокационная субструктура никелевого сплава характеризуется скоплениями хаотически распределенных дислокаций (рис. 6,а). Скалярная плотность дислокаций - $\rho = 2,5 \cdot 10^{10} \text{ cm}^{-2}$. Размер зерен очень большой (миллиметры), т.к. на фольге не наблюдаются границы зерен. В отдельных случаях в объеме зерен выявляются включения второй фазы размером ~50 нм, располагающиеся в виде строчек (рис. 6,б). Индексирование микроэлектроннограммы (рис. 7,

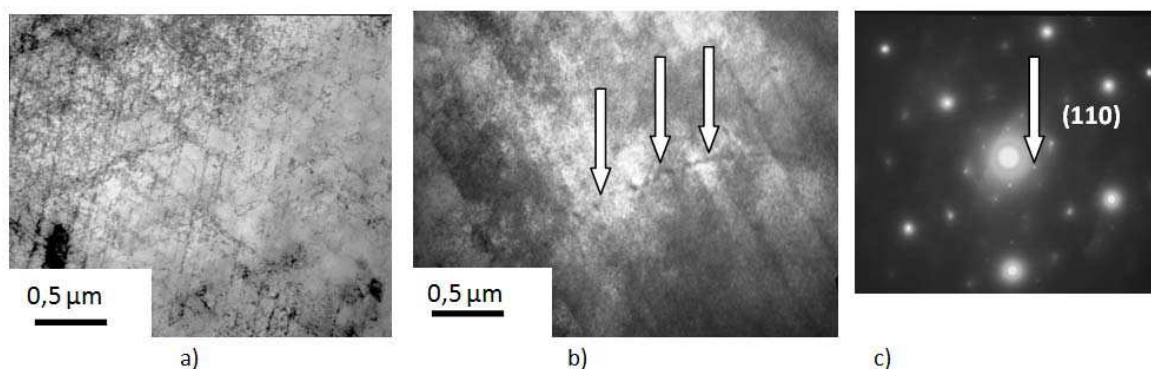


Рис. 6. Дислокационная субструктура (a) и включения второй фазы FeNi (b) (указаны стрелками) в исходном состоянии сплава Inconel 718

Модифицированный добавками композиционного порошка NiAl+0,025 масс.%TiN сплав имеет, как и в случае сплава в исходном состоянии, хаотическую дислокационную структуру при скалярной плотности дислокаций $\rho = 3,0 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. В объеме зерен выявляются включения нитрида титана TiN размером 50...150 нм, которые распределены преимущественно по границам зерен (рис. 7).

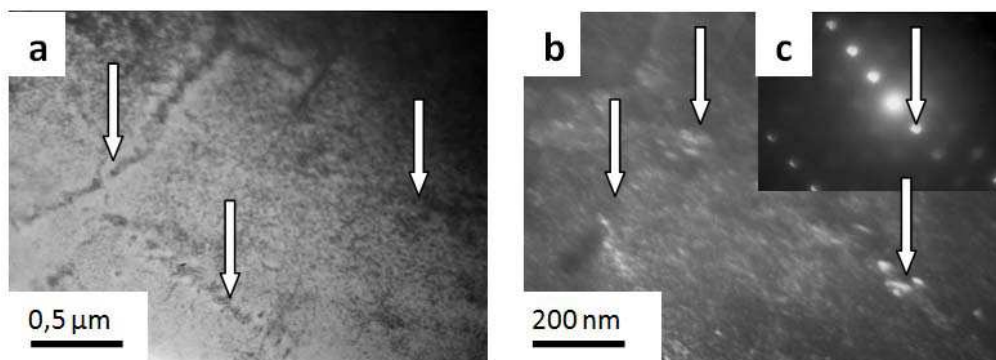


Рис. 7. Включения второй фазы (указаны стрелками); а – светлое поле, б – темное поле, полученное в рефлексах (111)Ni-Cr-Fe+(002)TiN, с – микроэлектроннограмма, стрелкой указан рефлекс, в котором получено темное поле. На (a) и (b) стрелками указаны частицы второй фазы

В случае модификации структуры сплава Inconel 718 композиционным порошком NiAl+0,035 масс.% $\text{TiC}_{0,5}\text{N}_{0,5}$ на границах зерен сплава формируются субмикроструктурные прослойки из частиц $\text{TiC}_{0,5}\text{N}_{0,5}$ (рис. 8). Размеры частиц в прослойках составляют 10...20 нм, размеры скоплений частиц в прослойках достигают 50 нм.

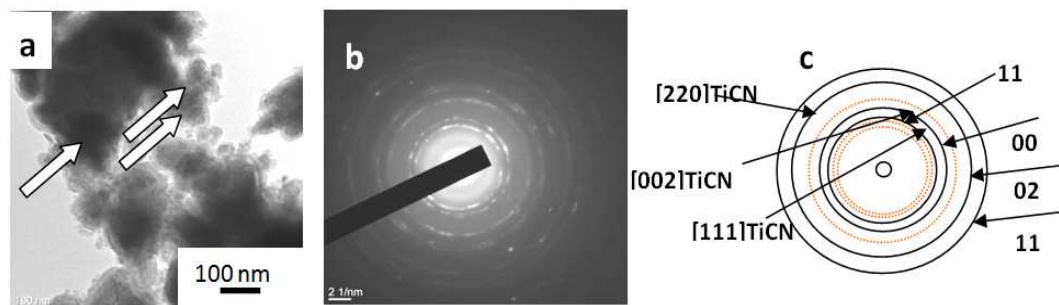


Рис. 8. Субмикроструктурные прослойки по границам зерен модифицированного композиционным порошком NiAl+0,035 масс.% $\text{TiC}_{0,5}\text{N}_{0,5}$ сплава Inconel 718 (на (a) указаны стрелками), состоящие из наночастиц карбонитрида титана $\text{TiC}_{0,5}\text{N}_{0,5}$; а – светлое поле; б – микроэлектроннограмма; с – схема расшифровки микроэлектроннограммы (сплошными кольцами указаны рефлексы сплава Inconel 718, пунктирными кольцами – $\text{TiC}_{0,5}\text{N}_{0,5}$)

Представленные результаты исследования тонкой структуры модифицированного композиционными порошками на основе интерметаллида NiAl, армированных наночастицами нитрида титана TiN и карбонитрида титана $TiC_{0,5}N_{0,5}$ показывают, что модифицирующее влияние нанопорошков тугоплавких соединений на размер зеренной структуры сплава Inconel 718 выражается в образовании в сплаве микрообъемов с субмикроструктурной структурой и субмикроструктурных прослоек на стыках и границах зерен, содержащих наночастицы нитрида и карбонитрида титана. В первом случае проявляется инокулирующее влияние наночастиц тугоплавких соединений на процессы зарождения зеренной структуры сплава (увеличение количества зародышей кристаллизации расплава), а во втором случае наночастицы тугоплавких соединений являются стопорами для движения границ зерен в процессе формирования зеренной структуры сплава. Конечным результатом модифицирующего влияния наночастиц тугоплавких соединений является уменьшение среднего размера зерна и повышение прочностных свойств сплава.

Заключение

1. Применение нанопорошковых модификаторов оказывает существенное влияние на структуру и прочностные свойства сплава Inconel 718: в 1,5-2 раза уменьшается средний размер зёрен, в 1,5 раза увеличивается прочность на разрыв при 650 оС, число циклов до разрушения при 482 оС возрастает в 7 раз.

2. Введение в металлический расплав композиционных порошков с заданным содержанием наночастиц нитрида или карбонитрида титана инициирует несколько независимых процессов, основными из которых являются увеличение количества образующихся центров кристаллизации (зародышей зёренной структуры) и формирование скоплений частиц тугоплавких соединений на границах и стыках образовавшейся зёренной структуры. Увеличение количества зародышей является необходимым условием уменьшения среднего размера зерен, а осаждение частиц тугоплавких соединений на границах образовавшихся зерен замедляет процессы рекристаллизации (предотвращает увеличение размера контактирующих зерен путем их объединения).

Литература.

1. Denzine A.F., Kolakowski T.A. and Wallace J.F. Superalloy-High Temperature Materials for Aerospace and Industrial Power. John Wiley & Sons.- 1984.- 385 p.
2. Каблов Е.Н., Голубовский Е.Р. Жаропрочность никелевых сплавов. М.: Машиностроение.- 1998. - 463 с.
3. Сабуров В. П., Черепанов А. Н., Жуков М. Ф. и др. Плазмохимический синтез ультрадисперсных порошков и их применение для модифицирования металлов и сплавов.- Новосибирск: Наука.- 1996.- 312 с.
4. Сабуров В. П., Еремин Е. Н., Черепанов А. Н и др. Модифицирование сталей и сплавов дисперсными инокуляторами.-Омск: изд-во ОмГТУ.- 2002.-212 с.
5. Cao Lamei, Cherepanov A.N., TangXin, Gu Haipeng, Li Ailan, Zhang Yong. Effect of nanopowdered refractory compound on the refinement of solidifying structure and properties of K403 superalloy // RareMetals.-2009.- Vol. 28.Spec. Issue.- P. 1-4.
6. Манолов В., Черепанов А, Лазарова Р., Константинова С. Влияние нанопорошковых инокуляторов на структуру и свойства алюминиевого сплава AlSi7Mg// Литейное производство. - 2011.- № 11.- С.11-14.
7. Cherepanov A., Manolov V., Poluboyarov V. Modification of grey cast iron properties with nanopowders of refractory compounds// Journal of Materials Science and Technology. -2013.-Vol. 20.- No2.- P. 101 – 107.
8. Гаврилин И.В. Плавление и кристаллизация металлов и сплавов.- Владимир: Владим. гос. ун-т,- 2000.-260 с.
9. Комшуков В.П., Черепанов А.Н., Протопопов Е.В., Фойгт Д.Б., Ганзер Л.А. Исследование модифицирования металла нанопорошковыми инокуляторами в кристаллизаторе машины непрерывного литья заготовок. Теоретическое обоснование// Изв. ВУЗов. Черная металлургия. -2008.- №8.-С.10- 11.