

УДК 621.74

## ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ВВОДА ЛЕГИРУЮЩЕЙ ДОБАВКИ ПОРОШКОВОГО НИКЕЛЯ В СОСТАВ МАТРИЧНЫХ ОСНОВ Al И Al-Cu\*

*А.Р. Луц, А.Д. Рыбаков, М.К. Ионов*

Самарский государственный технический университет  
Россия, 443100, г. Самара, ул. Молодогвардейская, 244

*Одним из приоритетных направлений улучшения механических характеристик алюминиевых композиционных сплавов является легирование матричных основ химическими элементами, способными формировать вторую фазу повышенной прочности. В традиционных литейных технологиях, как правило, осуществляется литейный способ введения дополнительных компонентов, который требует существенных предварительных затрат. В представленной работе исследована возможность ввода легирующей добавки никеля в состав матричных основ Al и Al-5%Cu, причем впервые показана принципиальная возможность введения в расплав никеля как в виде металлического элементного порошка, так и в составе оксида никеля NiO. Данные микроскопического исследования, основанные на проведении локального рентгеноспектрального анализа, подтверждают в обоих случаях получение целевой фазы NiAl<sub>3</sub>, а результаты механических испытаний свидетельствуют об упрочнении матричных сплавов.*

**Ключевые слова:** композиционный сплав, никель, оксид никеля, легирующая добавка, алюминиевая матрица.

Алюмоматричные композиционные сплавы приобрели широкое распространение во многих сферах промышленности, особенно в авиа- и машиностроении, за счет своих высоких технологических свойств, малой плотности и высокой удельной прочности [1]. При этом к числу наиболее перспективных можно с уверенностью отнести дисперсно-армированные сплавы. В последних обзорах [2, 3] приводятся наиболее часто используемые соединения для формирования упрочняющей дисперсной фазы: оксиды (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>), карбиды (SiC, TiC), нитриды (Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>, AlN), гидриды (TiH<sub>2</sub>) и бориды (TiB<sub>2</sub>). И этот путь повышения механических свойств действительно является оправданным: наличие в структуре пластичной основы алюминия высокопрочных и нерастворяющихся частиц позволяет получить высокие механические свойства при сохранении малого удельного веса конечного сплава. Однако концентрация любой армирующей фазы все же имеет предельное значение, а дальнейшее повышение механических свойств за счет измельчения дисперсных частиц вплоть до наноуровня – весьма распространенное в настоящее время направление исследования – сопряжено с целым

---

\* Работа выполнена в рамках проекта РФФИ (договор № 17-48-630695 от 17.05.2017).

*Альфия Расимовна Луц (к.т.н.), доцент кафедры «Металловедение, порошковая металлургия, наноматериалы».*

*Антон Дмитриевич Рыбаков, магистрант.*

*Максим Константинович Ионов, магистрант.*

рядом нерешенных проблем, и потому его реализация является довольно затруднительной.

Вместе с тем существует еще один очевидный способ повышения технологических и механических свойств сплавов – введение одного или нескольких компонентов, малорастворимых в алюминии. Присутствие второй фазы приведет к снижению температуры ликвидус, что положительно скажется на литейных характеристиках, а кроме того, проявится эффект дисперсионного упрочнения, особенно если кристаллизующаяся фаза будет иметь глобулярную форму и равномерное распределение по объему сплава [4]. К примеру, в недавних исследованиях ученых СамГТУ было показано, что введение 5 масс.% Cu в расплав алюминия приводит за счет формирования фазы  $\text{CuAl}_2$  к увеличению твердости сплава с 20 до 45 НВ, а прочности – с 60 до 125 МПа [5]. Анализ состояния вопроса также показал, что с этой точки зрения особенно привлекательной является добавка никеля, поскольку формирование эвтектической фазы  $\text{NiAl}_3$  в составе, например, сплава Al-4%Ni позволяет снизить интервал кристаллизации со 170 до 143 °С и это благоприятным образом сказывается на показателях горячеломкости [4], а кроме того, для данной фазы характерна глобулярная морфология, что положительно влияет на пластичность и вязкость разрушения сплава. Известно, что в настоящее время получена целая серия современных жаропрочных алюминиевых сплавов под общим названием «никалины» с содержанием никеля в количестве не более 4 % [4], отличительной особенностью которых наряду с высокой прочностью является дороговизна, что связано с необходимостью приобретения промежуточных сплавов-лигатур, содержащих никель. Следовательно, возникает необходимость разработки альтернативного, более дешевого способа ввода никеля в состав матричного алюминия. В данном исследовании была поставлена цель – изучение возможности ввода легирующей добавки никеля в состав алюминиевой и алюминиевой – медной матричных основ в виде элементного металлического порошка, а также никеля в составе его оксида.

Согласно двойной диаграмме состояния, приведенной на рис. 1, в системе со стороны алюминия имеет место эвтектическое превращение, температура которого колеблется в пределах 630–640 °С, а концентрация эвтектической точки – в пределах 5,3–6,4 масс.% Ni. Температура перитектического превращения, при котором образуется соединение  $\text{NiAl}_3$ , определена равной 854 °С [6]. Исходя из этих данных было принято решение, что следует вводить 4 масс.% никеля (марка ПНК-1 по ГОСТ 9722-97) или оксида никеля (по ГОСТ 17607-72) при температуре расплава алюминия (марка А7 по ГОСТ 11069-2001) не более 850 °С. С целью увеличения полноты усвоения необходимая масса порошка никеля или оксида никеля делилась на отдельные навески (2–3 штуки), каждая из которых заворачивалась в алюминиевую фольгу. После достижения расплавом необходимой температуры навески вводились поочередно, притапливались металлическим черпаком и расплав активно перемешивался. Далее следовала выдержка в течение 30 мин, после чего расплав заливался в стальной кокиль. Изготовление металлографических шлифов проводили на шлифовально-полировальной машине ПОЛИЛАБ П12МА с приставкой для работы в автоматическом режиме. Применяли алмазные суспензии Ака-топо дисперсностью 6 мкм, 3 мкм и 1 мкм. Для выявления микроструктуры проводили травление образцов раствором 50% HF+50% HNO<sub>3</sub> в течение 10÷15 секунд. Металлографический анализ осуществляли на растровом электронном микроскопе Jeol JSM-6390A. Съемка рентгеновских спектров производилась на автоматизированном дифрактометре марки

ARL X'trA (Thermo Scientific) с использованием Cu-излучения при непрерывном сканировании в интервале углов  $2\theta$  от 20 до 80 град со скоростью 2 град/мин. Испытания на растяжение проводились на разрывной машине Inspekt 200 по ГОСТ 1497-84.

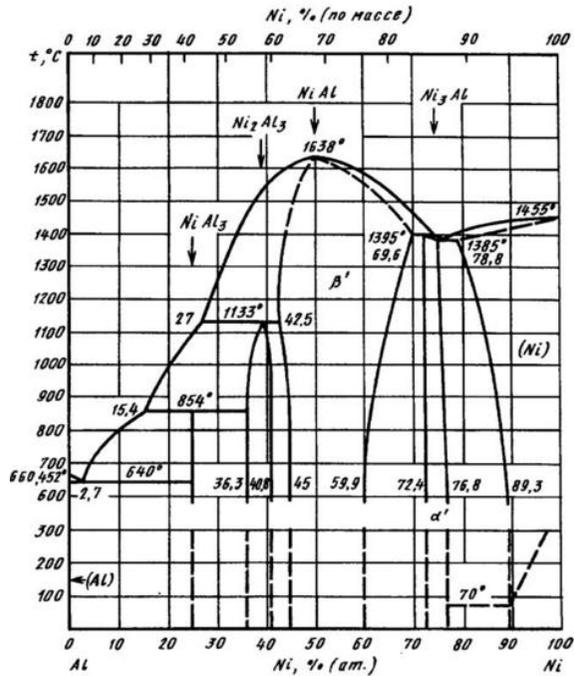


Рис. 1. Диаграмма состояния сплава Al-Ni

В полученных образцах сплава Al-4%Ni вне зависимости от исходного вида вводимого никеля было зафиксировано достаточное количество частиц второй фазы. Микроструктура полученных образцов представлена на рис. 2.

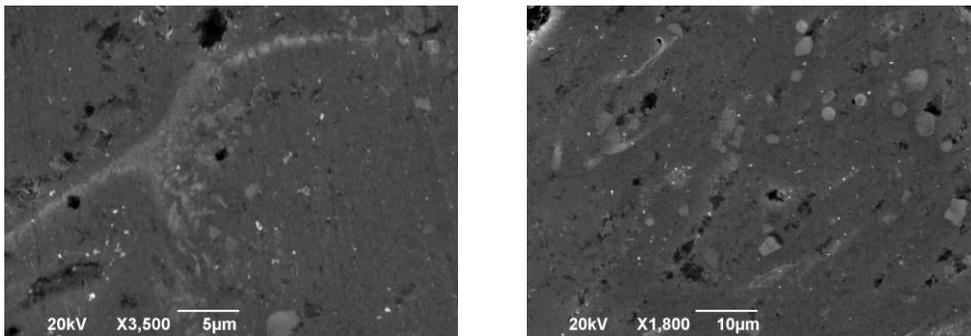
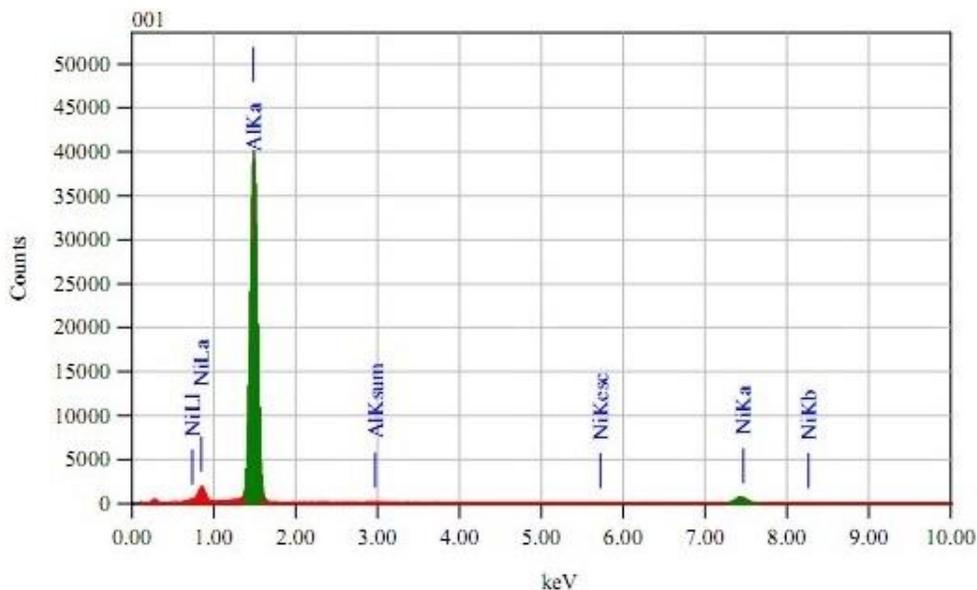
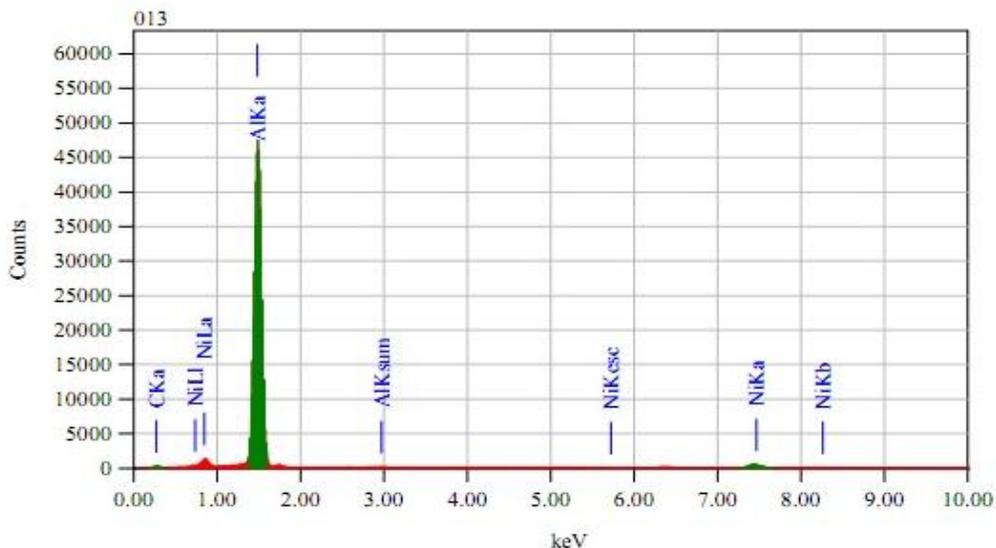


Рис. 2. Микроструктура образцов сплава Al-4%Ni:  
*а* – никель введен в составе металлического порошка;  
*б* – никель введен в составе оксида NiO

Проведенный локальный рентгеноспектральный анализ (ЛРСА) в обоих случаях зафиксировал наличие никеля в составе образующейся фазы (рис. 3). На основании результатов можно сделать вывод, что оба способа ввода никеля показали удовлетворительную степень усвоения никеля, а состав синтезируемой фазы приблизительно соответствует составу целевой фазы NiAl<sub>3</sub>.



*a*



*б*

Рис. 3. ЛРСА образцов сплава Al-4%Ni:

*a* – никель введен в составе металлического порошка; *б* – никель введен в составе оксида NiO

Поскольку предыдущие исследования показали эффективность легирования матричного алюминия медью, дальнейшие эксперименты по вводу порошкового никеля или его оксида проводились на основе состава Al-5масс.%Cu. С этой целью в расплав технического алюминия при температуре 800 °С сначала вводился порошок меди (марки ПМС-1) в количестве 5 % от массы плавки с последующей выдержкой в течение 30 мин, далее следовал нагрев расплава до 850 °С и потом поочередный ввод навесок никеля или его оксида. Структура полученных образцов приведена на рис. 4. Несмотря на то, что в литературе отсутствуют достаточные сведения об этой тройной системе, можно предположить, что добавление

никеля должно также приводить к формированию фазы  $NiAl_3$  (эвтектического или первичного происхождения) и повышению содержания меди в алюминиевой матрице.

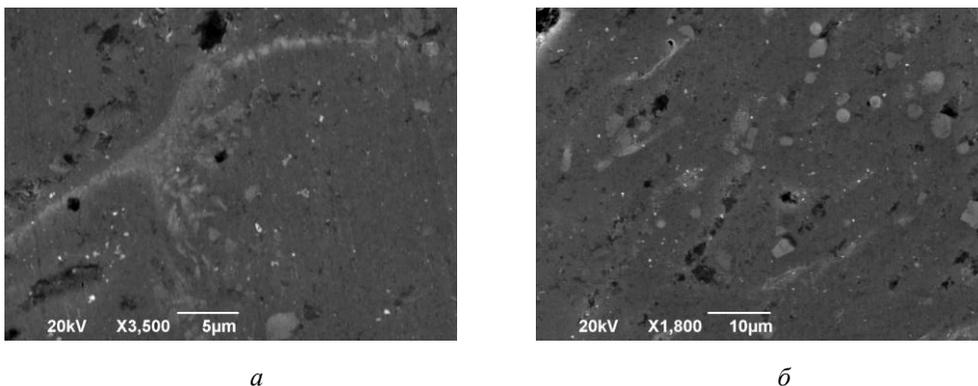


Рис. 4. Микроструктура образцов сплава Al-5%Cu- 4%Ni:  
*а* – никель введен в составе металлического порошка;  
*б* – никель введен в составе оксида NiO

Действительно, и в присутствии меди в составе матричного сплава формируется похожая фаза, которая, по данным проведенного затем ЛРСА, также, по всей вероятности, представляет собой фазу  $NiAl_3$  (рис. 5).

Необходимо отметить, что ввод никеля в составе оксида имеет некоторое преимущество, так как его плотность составляет  $6,67 \text{ г/см}^3$ , а температура разложения  $1230 \text{ }^\circ\text{C}$ , тогда как эти свойства и у элементного порошка никеля –  $8,9 \text{ г/см}^3$  и  $1455^\circ\text{C}$  соответственно, поэтому вероятность более полного распределения в составе расплава именно оксида будет более высокой. Поэтому в заключение исследования были изучены прочностные характеристики образца, полученного на основе тройной системы Al-5%Cu-4%Ni посредством добавления оксида никеля. Диаграмма растяжения полученного сплава приведена на рис. 6, остальные механические свойства – в таблице.

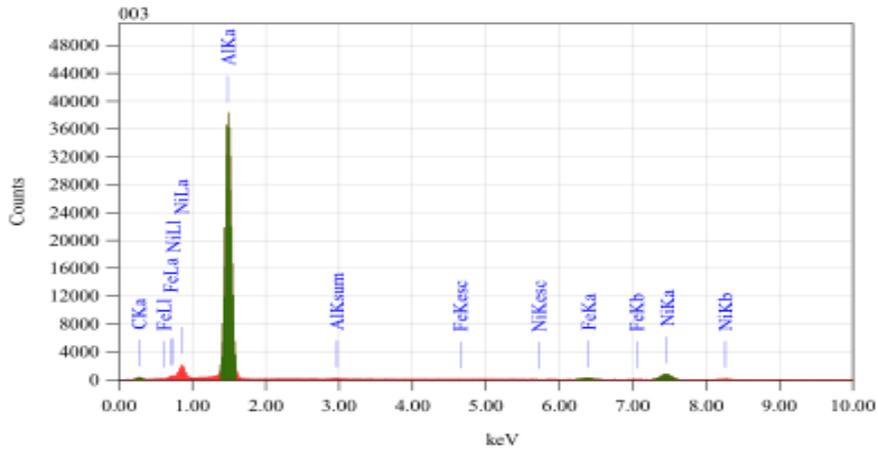
### Механические свойства

Образец	$\sigma_{0,2}$ [МПа]	$\sigma_b$ [МПа]	$\delta$ [%]	$\psi$ [%]
Al (A7)	–	60	20	–
Al-5%Cu-4%Ni	75	133	6,5	10,8

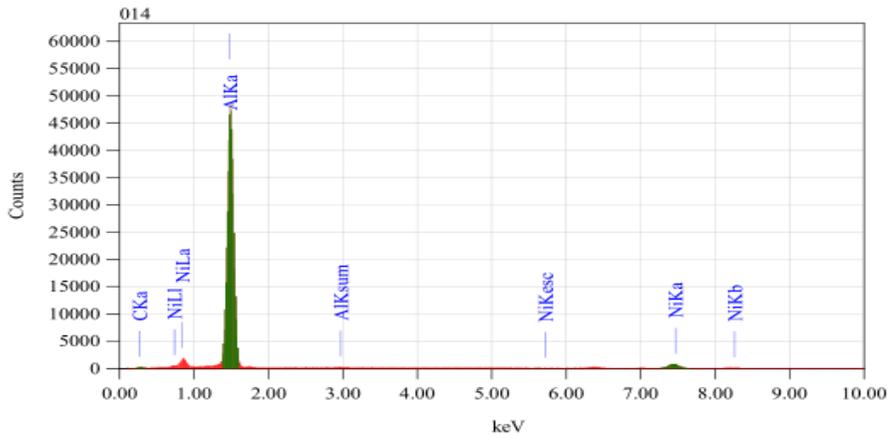
Таким образом, на основании проведенных исследований по изучению возможности ввода легирующей добавки порошкового никеля в состав алюминиевой и алюминиево-медной матриц были сделаны следующие выводы:

1. Экспериментально показана возможность ввода никеля как в виде металлического элементного порошка, так и в виде оксида NiO в состав матричных основ Al и Al-5%Cu, при этом в обоих случаях фиксируется формирование целевой дисперсной фазы  $NiAl_3$  эвтектического состава.

2. Наличие в составе сплава соединений меди и никеля приводит к существенному увеличению прочностных характеристик исходного матричного сплава.



*a*



*б*

Рис. 5. ЛРСА образцов сплава Al-5%Cu- 4%Ni:

*a* – никель введен в составе металлического порошка; *б* – никель введен в составе оксида NiO

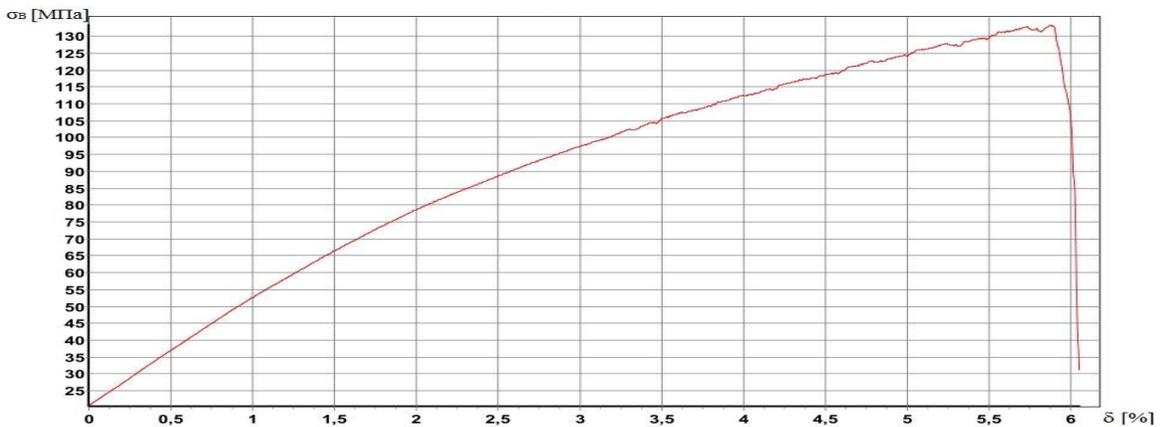


Рис. 6. Исследование прочности образца Al-5%Cu-4%Ni, полученного на основе оксида никеля

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Портной К.И., Бабич Б.Н.* Дисперсноупрочненные материалы. – М.: Metallurgy, 1974. – 199 с.
2. *Casatti R., Vedani R.* Metall Matrix Composites Reinforced by Nano-Particles – A Review // *Metals*, 2014. – № 4. – Р. 65–83.
3. *Амосов А.П., Луц А.Р., Латухин Е.И., Ермошкин А.А.* Применение процессов СВС для получения in situ алюмоматричных композиционных материалов, дискретно армированных наноразмерными частицами карбида титана: Обзор // *Известия вузов. Цветная металлургия*. – 2016. – № 1. – С. 39–49.
4. *Белов Н.А., Алабин А.Н.* Перспективные алюминиевые сплавы с повышенной жаропрочностью для арматуростроения как возможная альтернатива сталям и чугунам // *Материалы в машиностроении*. – 2010. – № 2(65). – С. 50–54.
5. *Ермошкин А.А.* Самораспространяющийся высокотемпературный синтез литых алюмоматричных композиционных материалов, армированных наночастицами карбида титана: Автореф. ... дис. канд. техн. наук: 01.04.17 / Самара: Самар. гос. техн. ун-т, 2015. – 17 с.
6. *Лякишев Н.П.* Диаграммы состояния металлических систем: Справочник. В 3 т. – М.: Машиностроение, 1996. – 992 с.

*Статья поступила в редакцию 5 июня 2017 г.*

## INVESTIGATION OF THE POSSIBILITY OF INTRODUCING A LEAVING POWDER NICKEL ADDITIVE IN THE COMPOSITION OF THE MATRIX BASES OF AL AND AL-CU

***A.R. Lutz, A.D. Rybakov, M.K. Ionov***

Samara State Technical University  
244, Molodogvardeyskaya st., Samara, 443100, Russian Federation

*One of the priority directions for improving the mechanical characteristics of aluminum composite alloys is the doping of matrix substrates by chemical elements capable of forming a second phase of increased strength. In traditional foundry technologies, as a rule, a ligature method of introducing additional components is implemented, which requires significant preliminary costs. In the present work, the possibility of introducing a nickel doping additive into the Al and Al-5% Cu matrix bases was investigated, and the possibility of introducing nickel into the melt both as a metal elemental powder and as a component of nickel oxide NiO was shown for the first time. The microscopic data, based on the local X-ray spectral analysis, confirm in both cases the production of the NiAl<sub>3</sub> target phase, and the results of mechanical tests indicate hardening of the matrix alloys.*

***Keywords:*** composite alloy, nickel, nickel oxide, alloying additive, aluminum matrix.

---

*Alfiya R.Lutz (Ph.D. (Techn.)), Associate Professor.  
Anton D. Rybakov, Graduate Student.  
Maksim K. Ionov, Graduate Student.*