

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 NiAl₃, 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 (Al₂O₃, Y₂O₃), карбиды (SiC, TiC), нитриды (Si₃N₄, AlN), гидриды (TiH₂) и бориды (TiB₂). 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 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 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 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% HNO₃ 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 2θ от 20 до 80 град со скоростью 2 град/мин. Испытания на растяжение проводились на разрывной машине Inspekt 200 по ГОСТ 1497-84.

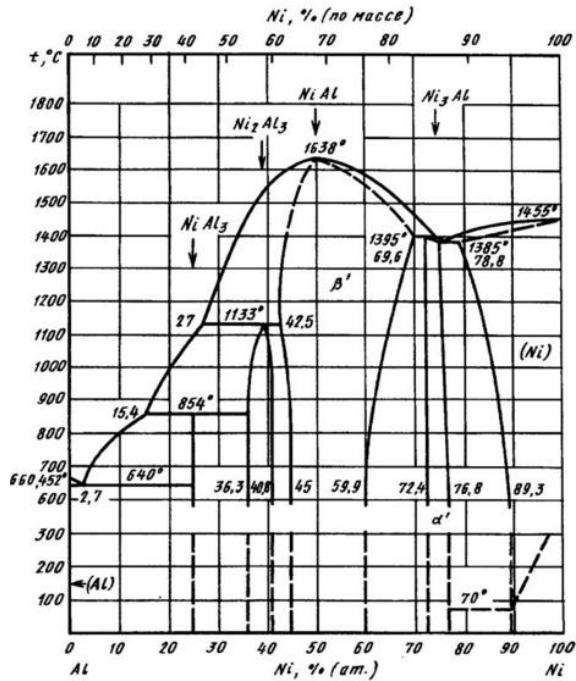


Рис. 1. Диаграмма состояния сплава Al-Ni

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.

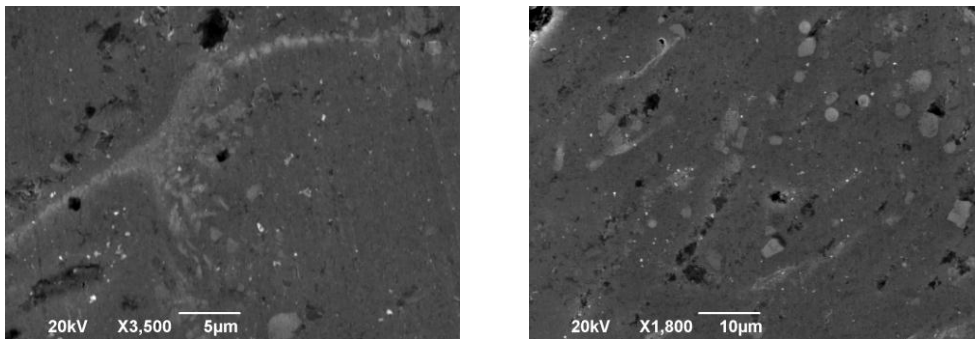
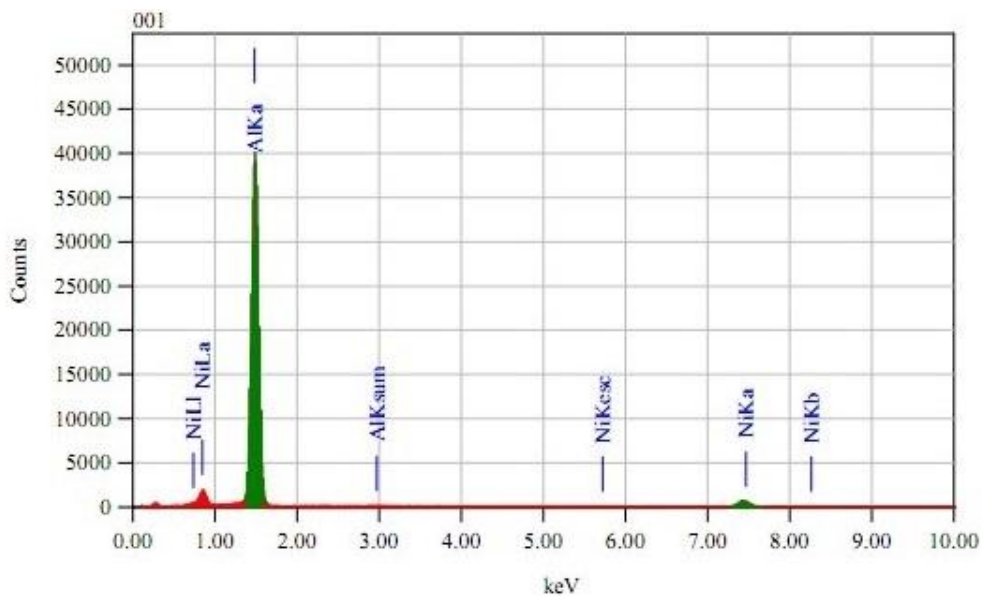
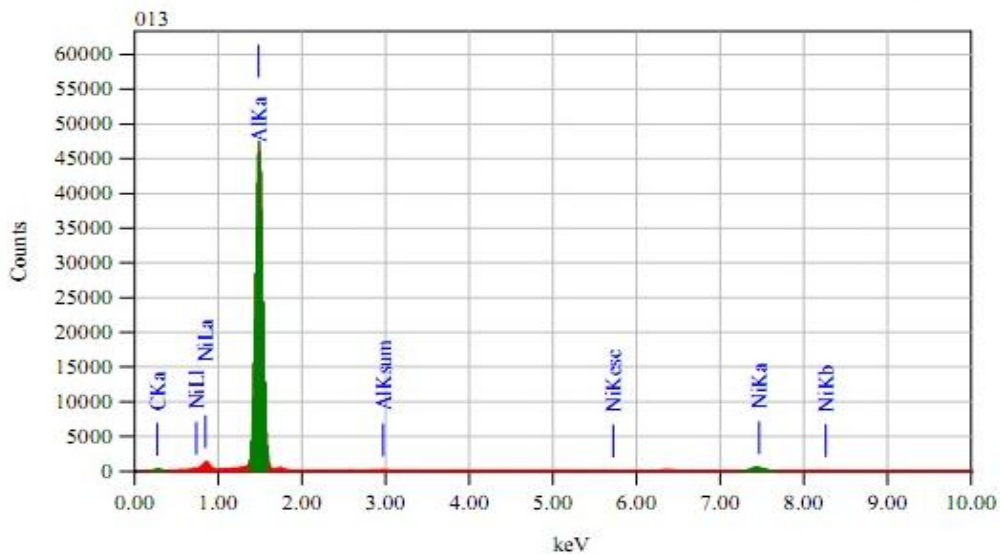


Рис. 2. Микроструктура образцов сплава Al-4%Ni:
а – никель введен в составе металлического порошка;
б – никель введен в составе оксида NiO

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 NiAl₃.



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.

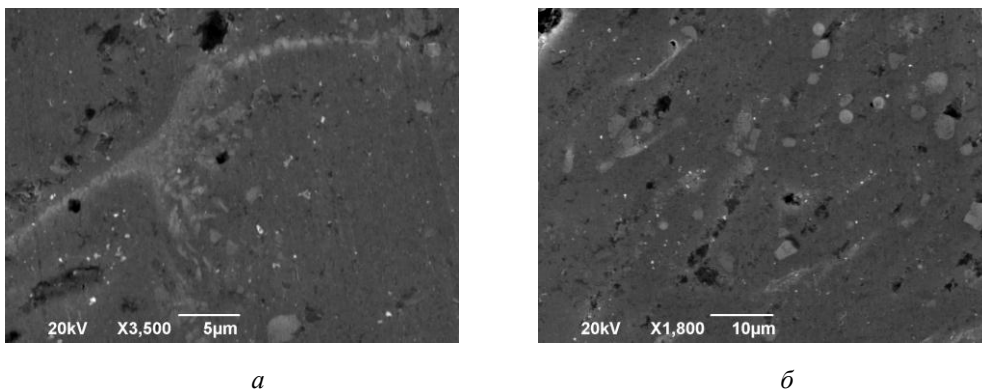


Рис. 4. Микроструктура образцов сплава Al-5%Cu- 4%Ni:
а – никель введен в составе металлического порошка;
б – никель введен в составе оксида NiO

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°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.

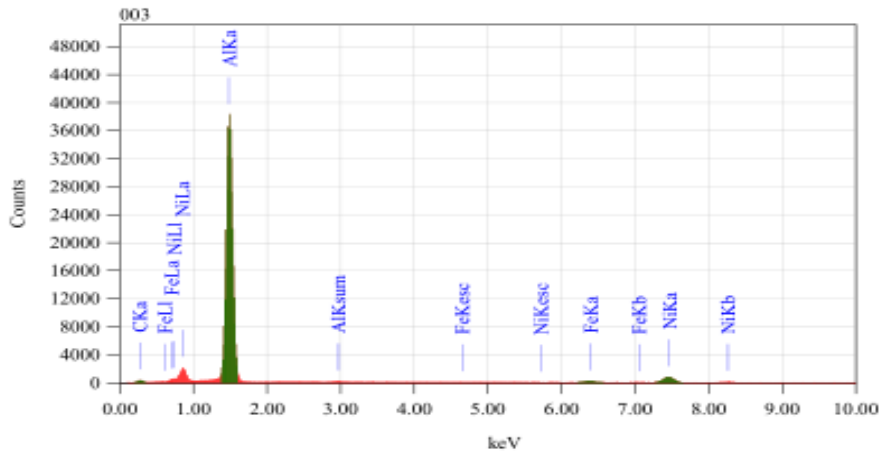
Механические свойства

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

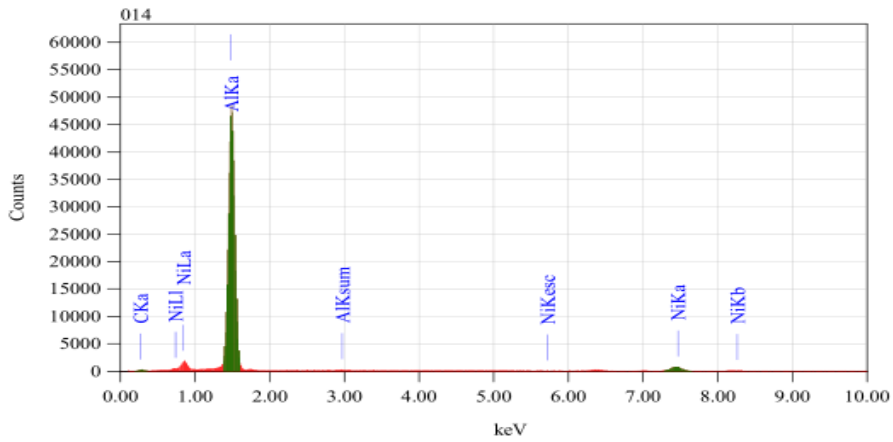
Таким образом, на основании проведенных исследований по изучению возможности ввода легирующей добавки порошкового никеля в состав алюминиевой и алюминиево-медной матриц были сделаны следующие выводы:

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

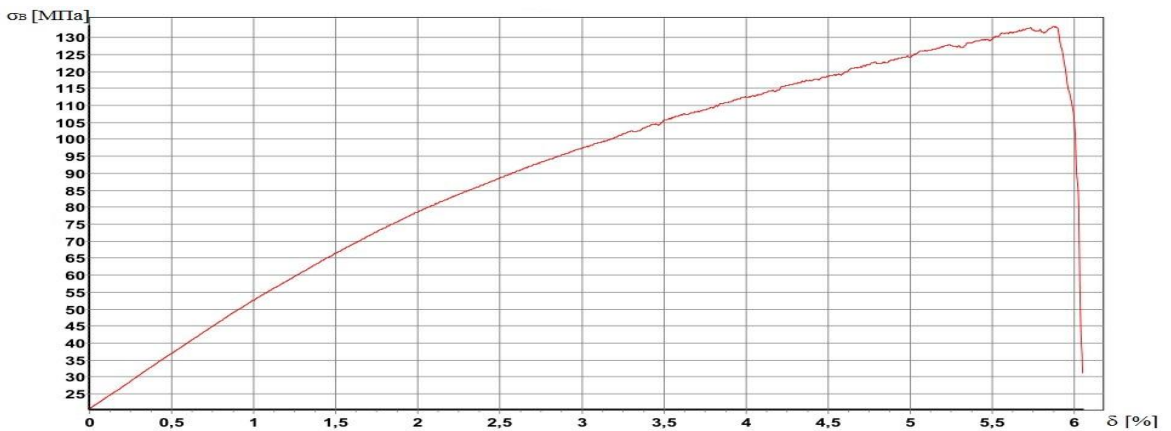


Рис. 6. Исследование прочности образца Al-5%Cu-4%Ni, полученного на основе оксида никеля

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Портной К.И., Бабич Б.Н.* Дисперсноупрочненные материалы. – М.: Metallургия, 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 NiAl₃ 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.*