

Министерство науки и высшего образования Российской Федерации

Сибирский государственный индустриальный университет

*Посвящается 90-летию Сибирского
государственного индустриального университета*

**МЕТАЛЛУРГИЯ:
ТЕХНОЛОГИИ, ИННОВАЦИИ, КАЧЕСТВО
«Металлургия – 2019»**

23 – 24 октября 2019 г.

*Труды
XXI Международной научно-практической конференции
Часть 2*

**Новокузнецк
2019**

УДК 669(06)+658.012.056(06)
М 540

Редакционная коллегия
академик РАН Л.А. Смирнов, д.т.н., профессор Е.В. Протопопов,
д.т.н., профессор М.В. Темлянцев, д.т.н., профессор Г.В. Галевский,
д.т.н., профессор Н.А. Козырев, д.т.н., профессор А.Р. Фастыковский,
к.т.н., доцент С.Г. Коротков

М 540 Металлургия: технологии, инновации, качество : труды XXI Международной
научно-практической конференции: в 2-х ч. Ч. 2 / под ред. Е.В. Протопопова;
Сиб. гос. индустр. ун-т. – Новокузнецк : Изд. центр СибГИУ, 2019. – 463 с. : ил.

ISSN 2542-1670

Труды конференции включают доклады по актуальным вопросам теории и
технологии производства, обработки и сварки металлов, энергоресурсосбережения,
рециклинга и экологии в металлургии.

ОРГАНИЗАТОРЫ И ПАРТНЕРЫ КОНФЕРЕНЦИИ

Администрация Кемеровской области
ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет»
АО «ЕВРАЗ ЗСМК»
АО «Русал Новокузнецк»
АО «Кузнецкие ферросплавы»
ОАО «Черметинформация»
Издательство Сибирского отделения РАН
Журнал «Известия вузов. Черная металлургия»
Журнал «Вестник СибГИУ»
Журнал «IOP conference series: materials science and engineering»
АО «Кузбасский технопарк»
Западно – Сибирское отделение Российской Академии естественных наук
Совет молодых ученых Кузбасса

ISSN 2542-1670

© Сибирский государственный
индустриальный университет, 2019

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИДА НИКЕЛЯ, ЛЕГИРОВАННОГО ЦИРКОНИЕМ, ПОЛУЧЕННОГО SPS-МЕТОДОМ <i>Немолочнов Д.А., Шевицова Л.И., Скороход К.А., Зимоглядова Т.А., Черкасова Н.Ю.</i>	200
ПОВЫШЕНИЕ КАЧЕСТВА ПЕРВИЧНЫХ ЛИТЕЙНЫХ СИЛУМИНОВ <i>Немчинова Н.В., Кузьмин М.П., Тимофеев А.А.</i>	205
ИНСТРУМЕНТ ИЗ ДОМЕНННОГО ЧУГУНА БЕЗ ВЫДЕЛЕНИЙ ГРАФИТА <i>Афанасьев В.К., Попова М.В., Сагалакова М.М., Черныш А.П.</i>	209
ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ, ОТЖИГ И ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ 10 <i>Прудников А.Н., Прудников В.А.</i>	214
ПРОГРАММНО-АППАРАТНОЕ ОБЕСПЕЧЕНИЕ КОМПЛЕКСНОЙ АСУ КАЧЕСТВОМ ОТЛИВОК <i>Князев С.В., Усольцев А.А., Скопич Д.В., Соколов Б.М., Ознобихина Н.В.</i>	220
КОРРОЗИОННАЯ СТОЙКОСТЬ БЕЛОГО НЕЛЕГИРОВАННОГО ДОМЕНННОГО ЧУГУНА <i>Афанасьев В.К., Попова М.В., Черныш А.П., Сагалакова М.М., Прудников А.Н.</i>	224
ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ И ТЕПЛОВОЕ РАСШИРЕНИЕ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ AL-SI-CU <i>Афанасьев В. К., Попова М.В., Малюх М.А.</i>	228
ОБРАБОТКА СТАЛИ НАНОСЕКУНДНЫМИ ЛАЗЕРНЫМИ ИМПУЛЬСАМИ <i>Ноздрин О.В., Мельников А.Г., Зыков И.Ю., Ципилев В.П.</i>	235
ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АЖ2.18 С ПРАЗЕОДИМОМ <i>Эсанов Н.Р., Ганиев И.Н., Хакимов А.Х.¹, Иброхимов Н.Ф.</i>	240
ВЛИЯНИИ ДОБАВОК СВИНЦА НА КИНЕТИКУ ОКИСЛЕНИЯ СПЛАВА АЖ4.5, В ТВЕРДОМ СОСТОЯНИИ <i>Ганиев И.Н., Сафаров А.Г., Одинаев Ф.Р., Якубов У.Ш.¹, Ганиева Н.И.</i>	245
ВЛИЯНИИ ДОБАВОК ИТТРИЯ НА ТЕМПЕРАТУРНУЮ ЗАВИСИМОСТЬ ТЕПЛОЕМКОСТИ И ИЗМЕНЕНИЙ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИХ ФУНКЦИЙ АЛЮМИНИЕВО-МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ МАРОК АМГ2, АМГ3 И АМГ4	250
<i>Ганиев И.Н., Норова М.Т., Иброхимов Н.Ф., Иброхимов С.Ж.</i>	250
ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ ФУНКЦИИ СПЛАВОВ СВИНЦА С БЕРИЛЛИЕМ, МАГНИЕМ И АЛЮМИНИЕМ <i>Ганиев И.Н., Умаров М.А., Махмадуллозода Х., Муллоева Н.М.</i>	255
КИНЕТИКА ОКИСЛЕНИЯ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АЖ5К10 С КАЛЬЦИЕМ <i>Якубов У.Ш., Ганиев И.Н., Хакимов А.Х., Ганиева Н.И., Джайлоев Дж.Х.</i>	260
КИНЕТИКА ОКИСЛЕНИЯ СВИНЦОВОГО СПЛАВА ССУЗ С КАЛЬЦИЕМ, В ТВЕРДОМ СОСТОЯНИИ <i>Ганиев И.Н., Ниезов О.Х., Муллоева Н.М., Якубов У.Ш.</i>	265
СЕКЦИЯ 3: ТЕОРИЯ И ТЕХНОЛОГИЯ ПРОЦЕССОВ СВАРКИ, ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ И ПОЛУЧЕНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ И ПОКРЫТИЙ	271
МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ СИНТЕЗА СОЕДИНЕНИЙ ХРОМА В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СОСТОЯНИИ <i>Ширяева Л.С., Галевский Г.В., Саркенов Б.Б., Гладких И.В.</i>	271
КЛАССИФИКАЦИЯ И АНАЛИЗ СПОСОБОВ ПРОИЗВОДСТВА И СФЕР ПРИМЕНЕНИЯ ПОРОШКА МОЛИБДЕНА <i>Ширяева Л.С., Галевский Г.В., Саркенов Б.Б., Гладких И.В.</i>	276
ТЕХНОЛОГИЯ ПРОЦЕССА ФОРМООБРАЗОВАНИЯ МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНОГО КОМПОЗИЦИОННОГО ПОКРЫТИЯ <i>Ким К.К., Иванов С.Н.</i>	280
ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЕ ВОЗДЕЙСТВИЕ ВЫСОКОВОЛЬТНОГО РАЗРЯДА ПРИ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОМ ПОЛУЧЕНИИ УЛЬТРАДИСПЕРСНОГО ПОРОШКА НИКЕЛЯ <i>Ким С.В., Байкенов М.И., Ибишев К.С.</i>	287
О ВОЗМОЖНОСТИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ ТУГОПЛАВКИХ БЕСКИСЛОРОДНЫХ СОЕДИНЕНИЙ В СИСТЕМАХ В ₄ C-MEВ ₂ (ME = TI, V, CR, ZR) <i>Гудыма Т.С., Крутский Ю.Л., Уваров Н.Ф., Крутская Т.М., Дубровская М.В., Саломатина А.А.</i>	290
ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА БРОНЗОВЫХ ПОКРЫТИЙ, НАНЕСЕННЫХ НА КОНСТРУКЦИОННУЮ СТАЛЬ ЭЛЕКТРОИСКРОВОМ ЛЕГИРОВАНИЕМ <i>Куксёнова Л.И., Козлов Д.А.</i>	294

Направление, основанное на новых представлениях о механизме формирования выделений графита [11], является весьма перспективным, так как позволяет получить новый материал, не имеющий себе равных по себестоимости. Более того, свойства такого материала являются совершенно неизученными, и поэтому в дальнейшем требуется постановка систематических исследований, которые позволят выявить его многие замечательные качества.

Библиографический список

1. Ангал Р. Коррозия и защита от коррозии: пер. с англ.; 2-е изд. / Р. Ангал. – Долгопрудный: Интеллект, 2014. – 344 с.
2. Чугун: справ. изд. / под ред. А.Д. Шермана, А.А. Жукова. – Москва: Металлургия, 1991. – 576 с.
3. А.с. 1663041 СССР, МКИ² С 22 С 37/06. Коррозионностойкий чугун. / П.Б. Кузьмин, М.Ю. Кузьмина (СССР). – № 4658989/02. – Заявл. 06.03.89. – Оpubл. 15.07.91. – Бюл. № 26. – С. 103.
4. Прогрессивные способы повышения свойств доменного чугуна / Афанасьев В.К., Айзатулов Р.С., Кустов Б.А., Чибряков М.В. – Кемерово: Кузбассвуиздат, 1999. – 258 с.
5. Афанасьев В.К. О формировании структуры доменного чугуна / В.К. Афанасьев, С.В. Долгова, А.П. Черныш, О.В. Санкина, М.М. Сагалакова, А.С. Санкин // Металлургия машиностроения. – 2016. – № 3. – С. 9-14.
6. Афанасьев В.К. Доменный чугун – металл будущего / В.К. Афанасьев, С.А. Гладышев, Л.А. Годик, А.А. Золотовский, А.И. Катунин, В.Я. Келлер, Н.М. Кулагин, Б.А. Кустов, В.А. Моксинов, Л.М. Полторацкий, М.В. Попова, А.В. Сочнев, Ю.А. Селезнев, А.Н. Смирнов, В.Н. Толстогузов, М.А. Усов, В.Я. Целлермаер, М.В. Чибряков, В.И. Чичков. – Кемерово: Кузбассвуиздат, 2005. – 343 с.
7. Афанасьев В.К. Доменный чугун без выделений графита – новый материал многоцелевого назначения / В.К. Афанасьев, М.В. Попова, А.В. Кольба, М.М. Сагалакова, Г.Е. Громов, А.В. Сочнев // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2003. – № 2 (18). – С. 14-16.
8. Афанасьев В.К. О влиянии обработки расплава доменного чугуна на его коррозионную стойкость / В.К. Афанасьев, М.М. Сагалакова, М.В. Чибряков // Изв. ВУЗов. Черная металлургия. – 1998. – № 6. – С. 35.
9. Афанасьев В.К. Металлография чугуна / В.К. Афанасьев, С.В. Долгова, М.В. Попова, М.М. Сагалакова, А.О. Токарев, В.Н. Толстогузов, В.В. Герцен, А.П. Черныш. – под научн. ред. проф. Афанасьева В.К. – Санкт-Петербург: Изд-во Политехн. ун-та, 2016. – 482 с.
10. Афанасьев В.К. Быстрорежущая сталь и инструментальный чугун / В.К. Афанасьев, С.В. Долгова, М.В. Попова, С.В. Магазов, А.В. Кольба, А.П. Черныш. – под научн. ред. проф. Афанасьева В.К. – Санкт-Петербург: Изд-во Политехн. ун-та, 2017. – 630 с.
11. Афанасьев В.К. Водородный механизм образования выделений графита в чугуне / В.К. Афанасьев // Литейное производство. – 2014. – № 1. – С.

УДК 669.71.017

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ И ТЕПЛОВОЕ РАСШИРЕНИЕ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Si-Cu

Афанасьев В. К., Попова М.В., Малюх М.А.

*Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия, starostina_ma1976@mail.ru*

Аннотация. Представлены результаты исследований влияния легирования медью на микроструктуру и температурный коэффициент линейного расширения (ТКЛР) высоколегированных алюминиевых сплавов специального назначения на основе системы Al–

(20÷30)%Si. Установлено, что легирование сплава Al – 20 % Si медью в больших количествах устраняет аномалию линейного расширения, характерную для двойного сплава и приводит к значительному снижению ТКЛР во всем температурном интервале испытаний. Показано, что сплавы Al–30%Si–20÷40%Cu имеют стабильные значения ТКЛР в низкотемпературном интервале испытаний. Металлографический анализ высоколегированных сплавов установил, что медь, введенная в количествах более 20 %, способствует изменению морфологии кремнистой фазы и тройной эвтектики.

Ключевые слова: высоколегированные сплавы, легирование, микроструктура, температурный коэффициент линейного расширения.

PECULIARITIES OF STRUCTURIZATION AND THERMAL EXPANSION HIGH-ALLOYED ALLOYS OF THE SYSTEM Al-Si-Cu

Afanasyev V.K., Popova M.V., Malyuh M.A.

*Siberian State Industrial University
Novokuznetsk, Russia, starostina_ma1976@ mail.ru*

Abstract. The results of studies of the effect of copper doping on the microstructure and temperature coefficient of linear expansion (TCLE) of high-alloy aluminum alloys for special purposes based on the system Al – (20÷30)%Si. It is established that alloying of Al – 20% Si alloy with copper in large quantities eliminates the linear expansion anomaly characteristic of the double alloy and leads to a significant decrease in TCLE in the entire temperature range of tests. It is shown that Al – 30% Si–20÷40% Cu alloys have stable TCLE values in the low-temperature test range. Metallographic analysis of high-alloy alloys found that copper, introduced in quantities of more than 20 %, contributes to changes in the morphology of the siliceous phase and triple eutectic.

Keywords: high-alloy alloys, alloying, microstructure, temperature coefficient of linear expansion.

Разработка и реализация «прорывных» технических проектов в современных отраслях приборостроения определяется, прежде всего, возможностями материалов. Лучшим достижением, на сегодняшний день, в области легких сплавов являются спеченные алюминиевые сплавы (САС), разработанные сотрудниками ВИАМа и ВИЛСа, содержащие 25÷30 % легирующих элементов, таких как Si, Ni, Fe. Производство сплавов типа САС весьма дорогостоящий процесс, предусматривающий применение сверхвысоких скоростей кристаллизации ($v_{\text{крист.}} \geq 10^4$ °C/с), брикетирование порошков и горячее прессование заготовок [1].

Высоколегированные сплавы системы Al–(20÷30) %Si относятся к сплавам специального назначения, т.к. имеют низкие значения ТКЛР. Для повышения механических свойств и дальнейшего более значительного снижения ТКЛР в двойные сплавы Al–Si вводят дополнительные легирующие элементы, как правило, имеющие ТКЛР ниже, чем у алюминия [2, 3].

Среди легирующих элементов, снижающих ТКЛР сплавов Al–Si, важное место занимает медь. Исследования особенностей теплового расширения двойных сплавов Al–Si и Al–Cu, показывают, что они могут иметь широкий спектр значений ТКЛР, величина которого, в первую очередь, определяется степенью легированности сплавов [4, 5]. И кремний, и медь снижают ТКЛР алюминиевых сплавов, когда их содержание значительно превышает предельную растворимость в алюминии [6, 7].

Согласно равновесной диаграмме состояния, в системе Al – Si – Cu медь до 5% может находиться в твердом растворе. В промышленных сплавах на основе алюминия содержание меди не превышает 6 % для деформируемых и 10 % для литейных сплавов. Но в литературе встречается весьма мало сведений о влиянии высокого содержания меди на теплофизические свойства сплавов Al – Si. Известно, что увеличение содержания меди до 8 – 10% увеличивает прочность при высоких температурах и снижает скорость ползучести алюминия, хотя до сих пор не существует единого мнения о том, когда медь более эффективна – если она связана в

фазе CuAl_2 или если находится в твёрдом растворе [8, 9]. Поэтому представляет интерес изучение теплового расширения высоколегированных сплавов Al – Si – Cu с содержанием меди, значительно превышающим предел растворимости.

Что касается фазового состава сплавов Al – Si – Cu, в данной системе не образуются тройные соединения. Здесь в равновесии с алюминиевым твердым раствором находятся фаза CuAl_2 и кремнистая фаза [10]. Фаза CuAl_2 кристаллизуется непосредственно из расплава при содержании меди 53,3 % при температуре 591 °С. Согласно фазовой диаграмме состояния Al-Si она имеет ограниченный интервал существования 52,5 – 53,9 % Cu, который не достигает стехиометрического содержания меди (54,2 %), что обусловлено дефектностью кристаллической решетки. Фаза CuAl_2 имеет тетрагональную решетку, ее ТКЛР составляет $\alpha_{27+127} = 15,9 \cdot 10^{-6} \text{ град}^{-1}$ и $\alpha_{27+527} = 17,2 \cdot 10^{-6} \text{ град}^{-1}$ [11]. В тройной системе Al – Si – Cu в равновесном состоянии при температуре 525 °С и концентрациях легирующих элементов 27% Cu и 5% Si происходит тройная эвтектическая реакция $\text{Ж} \rightarrow (\alpha) + \text{Si} + \text{CuAl}_2$ [12].

В случае неравновесной кристаллизации Si-фаза и фаза CuAl_2 обнаруживаются при значительно меньших концентрациях меди и кремния по сравнению с диаграммой состояния. Выявлено [13], что обычно в литом состоянии в результате вырождения эвтектики фаза CuAl_2 имеет вид прожилок, редко обнаруживаются колонии тройной эвтектики $(\alpha + \text{Si} + \text{CuAl}_2)$.

В качестве объекта исследования были выбраны тройные сплавы системы Al – Si – Cu при различном соотношении Si и Cu. Сплавы выплавляли в лабораторных условиях в печах с силитовыми нагревателями, с соблюдением всех правил подготовки шихты и ведения плавки. Шихтовый алюминий расплавляли, вводили в него кремний в количестве 20, 30 % и медь в количестве 20, 30, 40 %. Сплавы заливали в алюминиевый кокиль ($t_k = 20^\circ\text{C}$). Температура заливки составляла 1100 – 1200 °С. Из полученных слитков изготавливали образцы для dilatометрического и металлографического исследований. ТКЛР определяли с помощью дифференциального оптического фоторегистрирующего dilatометра системы Шевенара, погрешность определения составляла $\pm 0,1 \cdot 10^{-6} \text{ град}^{-1}$. Металлографический анализ проводили на оптическом микроскопе *OLYMPUS GX-5*, при увеличениях 200 – 1000. Рентгеноспектральный микроанализ был проведен с помощью растрового электронного микроскопа *Zeiss EVO 50 XVP*³.

Металлографический анализ тройных сплавов Al – 20 % Si – Cu показал, что совместное введение кремния и меди способствует образованию более мелких первичных кристаллов кремнистой фазы, чем у двойного сплава, рисунок 1 (а, б). Видно, что между кристаллами кремнистой фазы располагается дисперсная эвтектика и дендриты твердого раствора. Следует отметить, что в тройном сплаве увеличивается размер дендритных ветвей и уменьшается расстояние между ними.

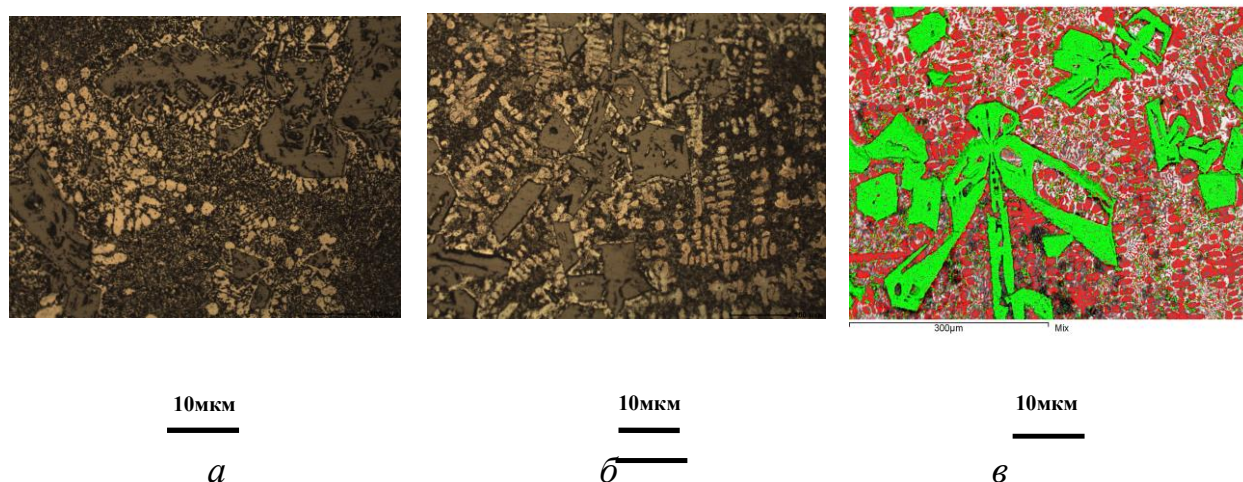


Рисунок 1 – Микроструктура сплава Al-20 % Si (а);

³ Исследования выполнены на оборудовании ЦКП ССМ НГТУ

Al-20 % Si-20 % Cu (б); Al-20 % Si-20 % Cu (в)

Микроструктура исследуемого сплава, полученная с высоким пространственным разрешением с помощью растрового электронного микроскопа, позволяет более детально изучить тонкое строение тройной эвтектики, располагающейся между первичными кристаллами кремнистой фазы (рисунок 1, в). Видно, что эвтектика имеет мелкоигольчатое строение со средним размером частиц эвтектического кремния не более 10 мкм. Кристаллы первичного кремния имеют преимущественно полиэдрическую форму, но приобретают сложную конфигурацию с полостями внутри. Участки α -твердого раствора имеют форму дендритов.

Результаты рентгеноспектрального микроанализа сплава Al-20 % Si -20 % Cu показали, что в отдельных участках эвтектики *наблюдается высокое* процентное соотношение Cu и Al (37 % и 52 %, а также 41 % и 47% соответственно), что подтверждает наличие в них частиц фазы CuAl_2 . Таким образом, кремний присутствует в составе тройной эвтектики ($\alpha + \text{Si} + \text{CuAl}_2$) в виде частиц игольчатой формы, а медь в основном входит в состав эвтектики в виде фазы CuAl_2 (рисунок 2).

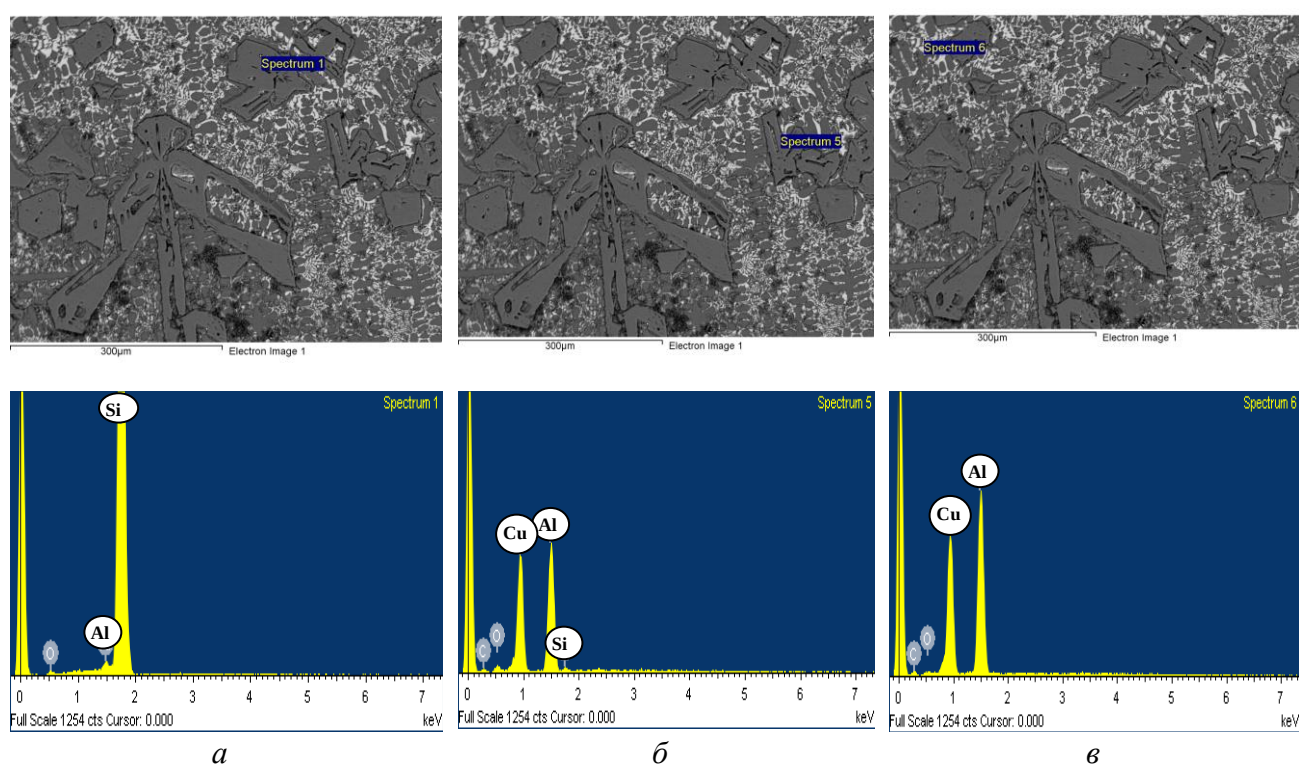


Рисунок 2 – Микроструктура и элементный состав сплава Al–20 % Si–20 % Cu в характерных участках образцов: кремнистая фаза (а); фаза CuAl_2 (б, в)

Было изучено влияние меди на микроструктуру сплавов Al – 30 % Si – Cu. Результаты металлографического анализа изучаемых сплавов представлены на рисунке 3. Установлено, что при введении в сплав 20 ÷ 30 % Cu наблюдается частичное размодифицирование эвтектики, кристаллы кремнистой фазы преимущественно имеют форму пластин. При введении 40 % Cu кристаллы кремнистой фазы приобретают неправильную форму с множеством участков повышенной травимости, между ее кристаллами видна размодифицированная эвтектика, но полностью отсутствуют дендриты α -твердого раствора.

Для выяснения особенностей структурообразования высоколегированных сплавов проводили металлографический анализ сплавов на основе Al – 30% Si с различным содержанием Cu, использовали РЭМ (рисунок 4). Введение меди в сплавы заэвтектического состава Al – 30 % Si, в микроструктуре которых помимо эвтектики изначально присутствуют частицы кремнистой фазы, способствует увеличению размеров этих частиц. Установлено, что легирование

таких сплавов медью в больших количествах (20–40% Cu) приводит к снижению предела растворимости кремния в алюминии, т.е. меняются условия структурообразования сплавов.

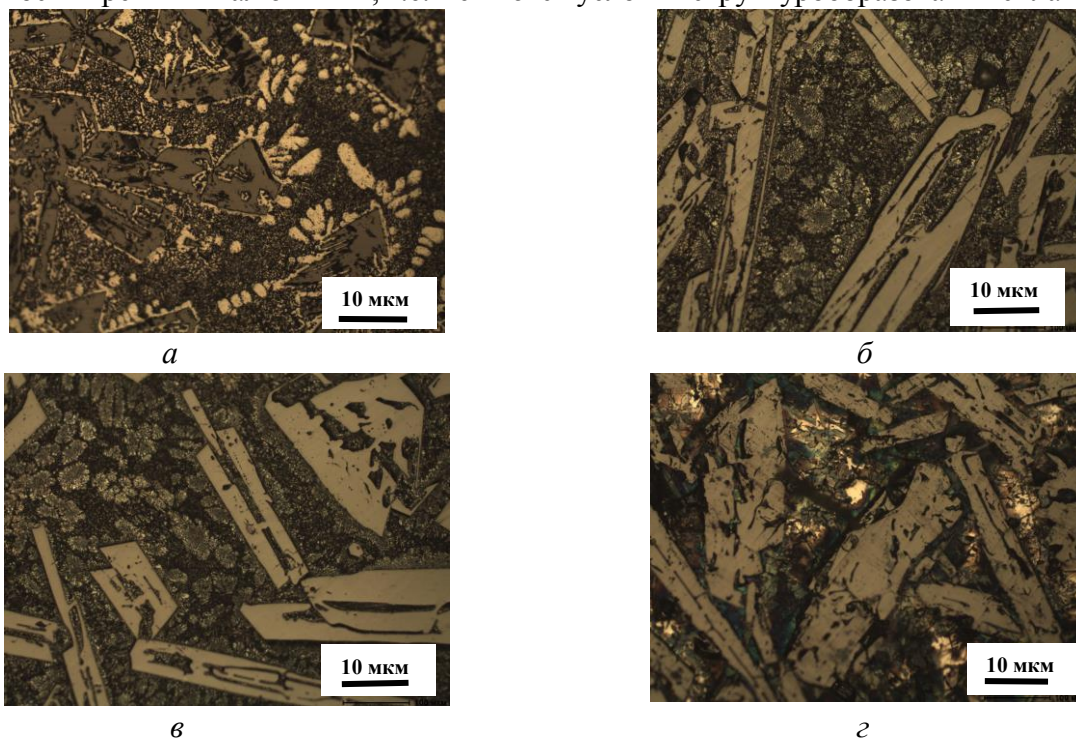


Рисунок 3 – Микроструктура сплавов на основе Al – 30% Si с различным содержанием Cu: без Cu (а), 20% Cu (б), 30% Cu (в), 40% Cu (г)

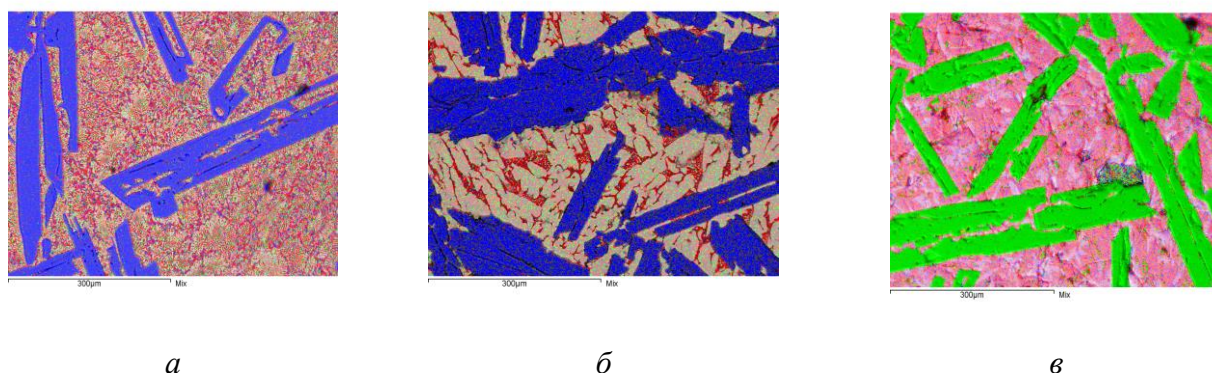


Рисунок 4 – Микроструктура сплавов на основе Al – 30% Si с различным содержанием Cu: 20% Cu (а), 30% Cu (б), 40% Cu (в)

Результаты рентгеноспектрального микроанализа сплавов Al-30%Si-20÷40%Cu показали, что в отдельных участках эвтектики *наблюдается высокое* процентное соотношение Cu и Al. На рисунке 5 видно, что между кристаллами кремнистой фазы встречаются участки твердого раствора на основе переменной растворимости легирующих элементов, участки твердого раствора Cu в Al и участки с повышенным содержанием меди (25 % Cu и 62% Al), которые представляют собой фазу CuAl_2 . Такие изменения в структуре приводят к значительному снижению ТКЛР со значений $12,4 \cdot 10^{-6}$ до $\alpha = 6,0 \cdot 10^{-6}$ град⁻¹ в интервале 50...150°C (рисунок 6).

Изучалось влияние меди на тепловое расширение сплавов Al-20%Si-Cu и Al-30%Si-Cu. Установлено, что сплав Al-20%Si-20%Cu имеет стабильные значения ТКЛР *в низкотемпературном интервале* испытаний. Увеличение содержания меди от 20 до 50% способствует плавному снижению значений ТКЛР тройных сплавов во всем температурном интервале испытаний, что видно на рисунке 6, а. Необходимо отметить, что легирование сплава Al-20%Si

медью в больших количествах устраняет аномалию линейного расширения, характерную для двойного сплава и приводит к значительному снижению ТКЛР во всем температурном интервале испытаний. Так, средний ТКЛР сплава Al-20 %Si-20 %Cu в интервале 50-200 °С равен $\bar{\alpha}_{50-200} = 14,4 \cdot 10^{-6} \text{ град}^{-1}$, тогда как ТКЛР сплава Al-20 %Si-30 %Cu, составляет $\bar{\alpha}_{50-200} = 13,1 \cdot 10^{-6} \text{ град}^{-1}$. Для сплава Al-20%Si-40 %Cu установлено снижение ТКЛР до значений $\bar{\alpha}_{50-200} = 9,6 \cdot 10^{-6} \text{ град}^{-1}$. Наибольшее снижение значений ТКЛР наблюдается у сплава Al-20 %Si-50%Cu, здесь значения ТКЛР снижаются до $\bar{\alpha}_{50-200} = 6,0 \cdot 10^{-6} \text{ град}^{-1}$.

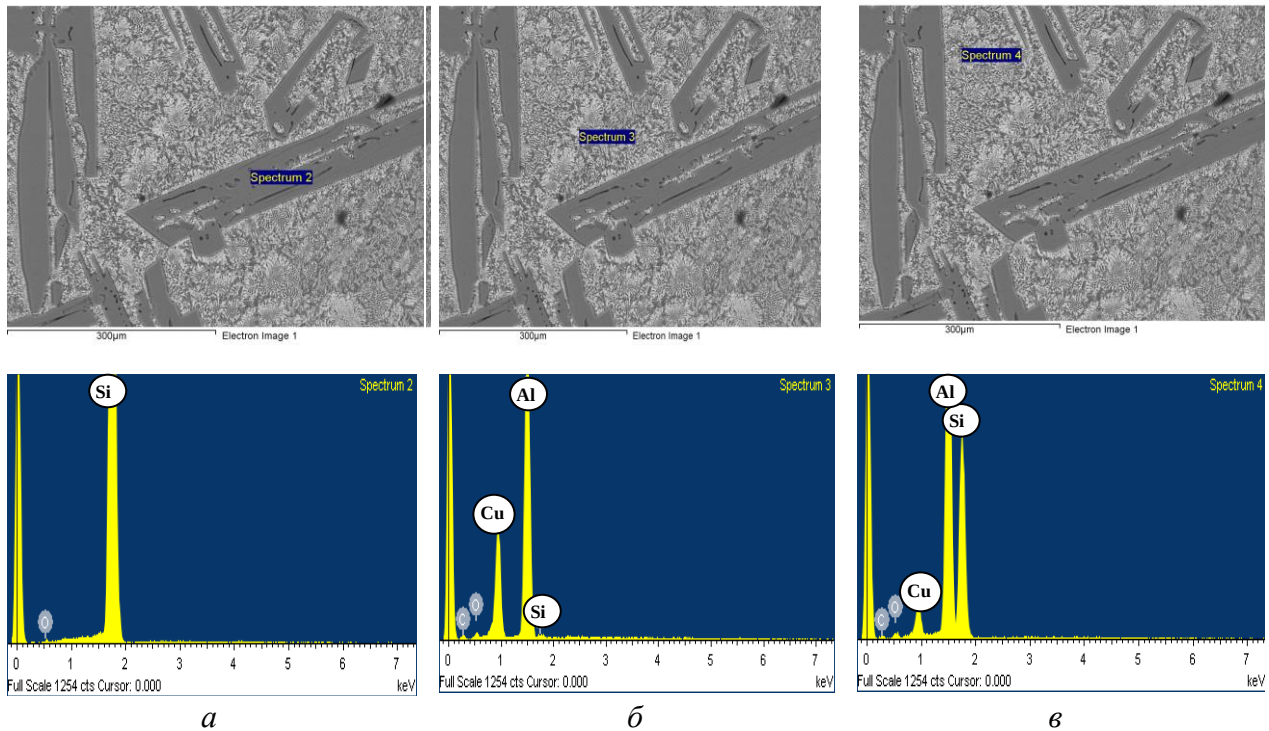


Рисунок 5 – Микроструктура и элементный состав сплавов Al-30 % Si-20% Cu в характерных участках образцов: кремнистая фаза (а); фаза CuAl₂ (б); твердый раствор на основе переменной растворимости легирующих элементов (в)

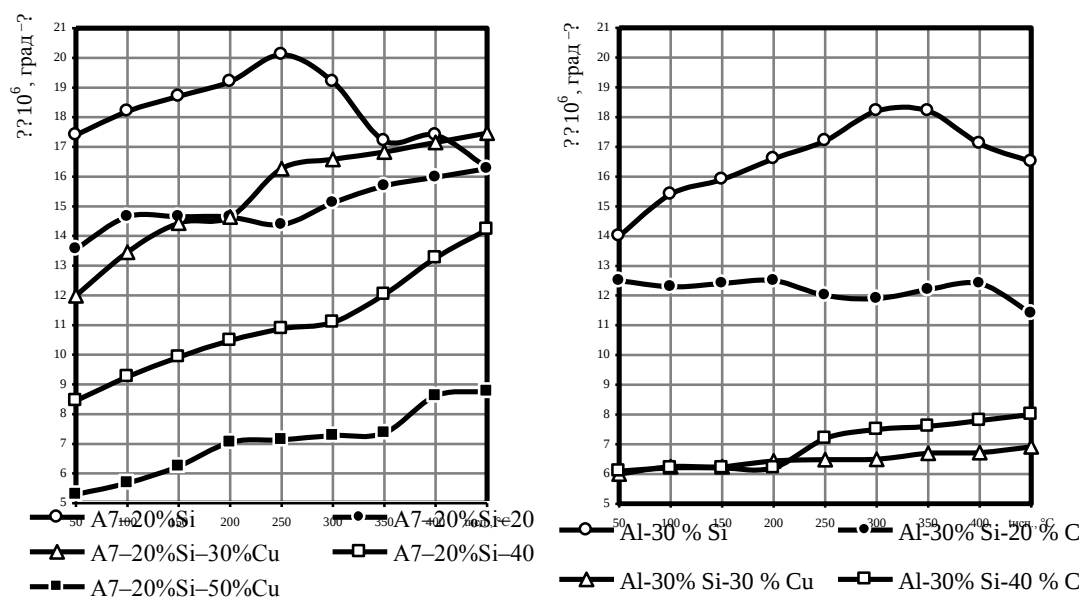


Рисунок 6 – Тепловое расширение сплавов Al – Si – Cu: Al – 20% Si – Cu (а), Al – 30% Si – Cu (б)

Наиболее ярко действие меди, стабилизирующее ТКЛР, проявляется у высококремнистых сплавов с содержанием 30÷50 % Si. На рисунке 6, б показано, что легирование двойного сплава Al – Si медью в количестве 20% приводит к получению слабо изменяющихся значений ТКЛР тройного сплава во всем температурном интервале испытаний $\alpha_{50\div400} = 12,5\div12,0\cdot10^{-6}$ град⁻¹. Тогда как легирование кремнием и медью в равных концентрациях приводит к образованию тройного сплава Al–30%Si–30%Cu со слабо изменяющимся ТКЛР во всем температурном интервале испытаний от $\alpha_{50} = 6,0\cdot10^{-6}$ град⁻¹ до $\alpha_{450} = 6,8\cdot10^{-6}$ град⁻¹.

Следует отметить, что для сплава Al – 30 % Si нецелесообразно введение меди более 30 %, т.к. увеличение содержания меди до 40% не только не приводит к дальнейшему снижению значений ТКЛР, но наблюдается его повышение в высокотемпературном интервале испытаний.

Выводы

При введении больших количеств меди меняются условия структурообразования заэвтектических сплавов Al – Si. Медь, введенная в количествах более 20 %, способствует изменению формы Si – фазы и тройной эвтектики. Дендритные ветви в сплавах Al-20%Si-Cu увеличиваются, а в сплавах Al-30%Si-Cu ветви дендритов исчезают.

Легирование сплавов Al – Si медью в количестве более 20% приводит к значительному снижению ТКЛР тройных сплавов во всем температурном интервале испытаний. Установлено, что сплав Al–30%Si–20%Cu имеет практически постоянные значения ТКЛР во всем температурном интервале испытаний $\bar{\alpha}_{50\div400} = 12,5\div12,0\cdot10^{-6}$ град⁻¹, что характерно для сплавов инварного типа [14]. Это позволяет использовать такие сплавы при работе в паре со стальными изделиями.

Таким образом, совместное легирование алюминия кремнием и медью позволяет получить низкие и стабильные значения ТКЛР в низко- и среднетемпературном интервале испытаний: $\bar{\alpha}_{50\div200} = 6,0\cdot10^{-6}$ град⁻¹ у сплава Al–30%Si–30%Cu и $\bar{\alpha}_{50\div400} = 12,5\div12,0\cdot10^{-6}$ град⁻¹ у сплава Al–30%Si–20%Cu.

Библиографический список

1. Гопиенко В.Г. Спеченные материалы из алюминиевых порошков / В.Г. Гопиенко, М.Е. Смагоринский, А.А. Григорьев. – М.: Металлургия, 1993. – 320 с.
2. Новикова С.И. Тепловое расширение твердых тел / С.И. Новикова. – М.: Наука. – 1974. – 292 с.
3. Afanas'ev V.K. Effect of alloying on the thermal expansion of aluminum / V.K. Afanas'ev, M.V. Popova, A.A. Ruzhilo, V.F. Frolov. – Russian metallurgy (Metally). – 2002. – № 6. – P. 539-544.
4. Афанасьев В.К. О влиянии кремния на тепловое расширение алюминия А7 / В.К. Афанасьев, А.В. Горшенин, М.В. Попова, А.Н. Прудников, М.А. Старостина (М.А. Малюх) // Металлургия машиностроения. – 2010. – № 6. – С. 23-26.
5. Popova M.V. On linear expansion of alloyed aluminum alloys with silicon / M.V. Popova, V.F. Frolov, A.N. Lyubushkina. – Izvestiya Ferrous Metallurgy. – 2003. – № 2. – P.38–40.
6. Afanas'ev V.K. About anomaly of linear expansion of industrial silumins / V.K. Afanas'ev, A.A. Ruzhilo, A.N. Lyubushkina, M.V. Popova. – Izvestiya Ferrous Metallurgy – 2003. – №10. – P. 16–17.
7. Попова М.В. Некоторые пути получения алюминиевых инваров / М.В. Попова // Обработка металлов. – 2004. – № 3 (24). – С. 16–19.
8. Золотаревский В.С., Белов Н.А. Металловедение литейных алюминиевых сплавов. – М.: МИСиС, 2005. – 376 с.
9. Строганов Г.Б. Высокопрочные литейные алюминиевые сплавы / Г.Б. Строганов. – Металлургия, 1985. – 216 с.
10. Мондольфо Л.Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов: Пер. с англ. под ред. Ф.И. Квасова / Л.Ф. Мондольфо. – М.: Металлургия, 1979. – 639 с.
11. Таблицы физических величин: справочник / под ред. акад. И.К. Кикоина. – М.: Атомиздат, 1976. – 1006 с.

12. Хэтч Дж. Е. Алюминий: свойства и физическое металловедение: Справочник: Пер. с англ. / Дж. Е. Хэтч. – М.: Металлургия, 1989. – 422 с.
13. Силумины. Атлас микроструктур и фрактограмм промышленных сплавов: Справ. изд./ Пригунова А.Г., Белов Н.А., Таран Ю.Н. и др. – М.: МИСИС, 1996. – 175 с.
14. Афанасьев В.К. Инвары: Учебное пособие / В.К. Афанасьев, М.В. Попова, С.А. Гладышев [и др.]. – Новокузнецк: СибГИУ, 2006. – 126 с.

УДК 621.373.826:530.1:681.9

ОБРАБОТКА СТАЛИ НАНОСЕКУНДНЫМИ ЛАЗЕРНЫМИ ИМПУЛЬСАМИ

Ноздрина О.В., Мельников А.Г., Зыков И.Ю., Ципилев В.П.

*Томский политехнический университет,
г. Томск, Россия, lobankovaov@gmail.com*

Аннотация. Проведена серия экспериментов по изучению изменений структуры стали и ее свойств при воздействии лазерного излучения на сталь. Использовался импульсный иттербиевый волоконный лазер. При длительности импульса 50-200 наносекунд наблюдается глубокая ванна расплавленного материала. При повторном облучении в одной и той же точке возникает лунка без зоны теплового воздействия. При повторном облучении лазерными импульсами с небольшим смещением (от 0,1% размера лазерного пятна) наблюдается более глубокое проникновение (до 400 мкм при диаметре лазерного пятна 50 мкм). Таким образом, можно модифицировать структуру материала, изменив его свойства с помощью импульсных волоконных лазерных комплексов с импульсами в сотни наносекунд.

Ключевые слова: стальная конструкция, лазерная гравировка, лазерная маркировка, модификация.

STEELS NANOSECOND LASER PULSES PROCESSING

Nozdrina O.V., Melnikov A.G., Zykov I.Yu., Tsipilev V.P.

*Tomsk Polytechnic University,
Tomsk, Russia, lobankovaov@gmail.com*

Abstract. A series of experiments was carried out to study changes in the structure of steel and its properties when exposed to laser radiation on steel. Pulsed ytterbium fiber laser was used. When pulse duration of 50-200 nanoseconds, a deep bath of molten material is observed. With repeated irradiation at the same point, a hole without thermal influence zone is occurred. With repeated irradiation to laser pulses with a small shift (from 0.1% of the size of the laser spot), a deeper penetration (up to 400 μm with a laser spot diameter of 50 μm) is observed. Thus, it is possible to change the structure of the material by changing its properties using pulsed fiber laser complexes with pulses of hundreds of nanoseconds.

Keywords: steel structure, laser engraving, laser marking, modification.

Введение

В настоящее время в металлургии широко распространено использование лазерных комплексов для закалки, сварки, резки, гравировки, маркировки продукции и так далее. Лазерные комплексы позволяют производить обработку локализованно, прецизионно, на большом расстоянии, при отсутствии контакта с материалом, в различных средах, с высокой повторяемостью, в труднодоступных местах, возможность автоматизации процессов обработки [0]. Одними из наиболее распространённых процессов лазерной обработки материалов являются лазерная гравировка и лазерная маркировка [1]. Лазерная гравировка – технологический