

# **Модификация структуры заэвтектического силуминового сплава Al-44Si воздействием компрессионными плазменными потоками**

*В.И. Шиманский<sup>1)\*</sup>, А. Евдокимовс<sup>1)</sup>, В.В. Узлов<sup>1,2)</sup>, Н.Н. Черенда<sup>1,2)</sup>, В.М. Асташинский<sup>3)</sup>,  
А.М. Кузьмицкий<sup>3)</sup>, Н.В. Бирик<sup>1)</sup>, Е.А. Петрикова<sup>4)</sup>*

<sup>1)</sup>Белорусский государственный университет, Минск, Беларусь

<sup>2)</sup>Южно-Уральский государственный университет

(национальный исследовательский университет), Челябинск, Россия

<sup>3)</sup>Институт тепло- и массообмена им. А.В. Лыкова Национальной академии наук Беларуси,  
Минск, Беларусь

<sup>4)</sup>Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия

**Аннотация.** В работе представлены результаты исследования микроструктуры, элементного и фазового состава заэвтектического силуминового сплава, содержащего 44 ат. % Si, после высокоэнергетического воздействия с помощью компрессионных плазменных потоков. С помощью растровой электронной и оптической микроскопии показано, что при увеличении плотности поглощенной энергии плазменного потока, обеспечивающей плавление приповерхностного слоя, происходит измельчение как структурных составляющих эвтектической смеси Al-Si, так и первичных кристаллитов кремния. В результате плазменного воздействия удалось диспергировать первичные кристаллиты кремния до 300 нм, что является результатом скоростной кристаллизации расплава, гомогенизированного его гидродинамическим перемешиванием.

**Ключевые слова.** Заэвтектические силуминовые сплавы, компрессионные плазменные потоки, модифицирование, микроструктура, фазовый состав, плавление.

**Введение**

Силуминовые сплавы, представляющие собой сплавы алюминия и кремния, являются перспективными материалами в области машиностроения и используются, например, для изготовления поршней двигателей внутреннего сгорания. Такие сплавы обладают малым удельным весом, низким значением коэффициента температурного расширения, высокой жаропрочностью [1-5]. В зависимости от содержания кремния выделяют доэвтектические (ниже 12 вес. %), эвтектические (12 – 13 вес. %) и заэвтектические (свыше 13 вес. %) сплавы, последние из которых становятся все более популярными и востребованными. Однако ввиду ограниченной растворимости кремния в решетке алюминия в структуре заэвтектических силуминовых сплавов происходит выделение крупных частиц кремния, на межфазных границах которых могут возникать высокие внутренние напряжения, приводящие к разрушению всего материала и снижению износостойкости изделий. Актуальным вопросом является разработка методов диспергирования структуры заэвтектических сплавов, в которых будут проходить процессы измельчения как структурных составляющих эвтектической смеси, так и первичных кристаллов кремния. В результате это может способствовать повышению пластичности материала и даже достижению эффекта сверхпластичности [1]. Для измельчения кристаллов кремния используются различные подходы, связанные, в первую очередь, с добавлением специальных легирующих элементов, например, фосфора или стронция [6-8]. Тем не менее представляется возможным выделение фосфора в виде газовой фазы при эксплуатации силуминовых сплавов при повышенных температурах, что также приводит к деградации физических свойств.

В данной работе предлагается провести измельчение первичных кристаллов кремния в заэвтектическом силуминовом сплаве за счет его обработки высокоэнергетическими импульсными потоками плазмы, в результате которой будет осуществлено плавление приповерхностного слоя с его последующей направленной скоростной кристаллизацией. Использование высокоэнергетических компрессионных плазменных потоков,

генерируемых квазистационарными плазменными ускорителями, показало перспективность такого метода обработки поверхности металлических материалов с целью изменения их структурно-фазового состояния и повышению физико-механических свойств [9-10].

Имеются ранее проведенные исследования по воздействию компрессионных плазменных потоков на силуминовые сплавы доэвтектического и эвтектического составов [11-12]. Результаты этих исследований позволили установить гомогенизацию распределения кремния по модифицированному слою, глубина которого может достигать нескольких десятков микрон, и приводить к повышению микротвердости. Однако влияние высокоэнергетического плазменного воздействия на силуминовые сплавы с высоким содержанием кремния не изучалось.

Таким образом, целью данной работы являлось установление структурных изменений, происходящих в заэвтектическом силуминовом сплаве с высоким содержанием кремния (более 40 ат. %) при воздействии компрессионных плазменных потоков.

### **Методика эксперимента**

В качестве объекта исследования использовался заэвтектический силуминовый сплав с содержанием кремния 44 ат. % (Al-44Si). Образцы представляли собой круглые пластинки диаметром 2 см и толщиной 4 мм.

Модифицирование поверхности осуществлялось воздействием компрессионных плазменных потоков, генерируемых с помощью магнитоплазменного компрессора компактной геометрии в остаточной атмосфере азота (давление остаточной атмосферы 400 Па) [13]. Использовались режимы обработки, обеспечивающие различные плотности поглощенной энергии, что достигалось за счет изменения расстояния между поверхностью образцов и срезом электрода разрядного устройства ( $L$ ) от 14 до 6 см. При

этом энергия падающего плазменного потока определяется также напряжением на системе конденсаторов ( $U$ ), которое в данной работе составляло 3,0 кВ для одной серии образцов и 4,0 кВ для другой серии. Обработка поверхности осуществлялась последовательным воздействием тремя импульсами, следующих друг за другом с интервалом времени около 10 с, длительность одного импульса составляла 100 мкс.

Для анализа структурно-фазового состояния приповерхностного слоя модифицированных заэвтектических силуминовых сплавов использовались методы растровой электронной микроскопии, совмещенной с рентгеноспектральным микроанализом, рентгеноструктурный анализ, а также оптическая микроскопия. Морфология поверхности обработанных образцов изучалась с помощью растровой электронной микроскопии (РЭМ) с использованием растрового электронного микроскопа LEO 1455 VP, который работал совместно с приставкой Oxford MaxN для определения элементного состава с помощью рентгеноспектрального микроанализа. Фазовый состав модифицированных слоев исследовался с помощью рентгеноструктурного анализа на дифрактометре UltimaIV Rigaku в геометрии параллельных пучков с использованием медного излучения (длина волны 0,154178 нм). Запись рентгеновских дифрактограмм проводилась при скорости движения детектора  $2^\circ$  в минуту, шаг записи угла  $0,05^\circ$ . Микроструктура заэвтектических силуминовых сплавов на поперечных шлифах исследовалась с помощью оптического микроскопа МИ-2 при увеличении  $\times 1000$ .

## **Результаты экспериментов и их обсуждение**

Воздействие компрессионных плазменных потоков на поверхность заэвтектического силуминового сплава Al-44Si при выбранных режимах работы магнитоплазменного компрессора приводит к нагреву приповерхностного слоя образца с последующим возможным плавлением, достижение которого определяется плотностью энергии, поглощаемой приповерхностным слоем. Критерием достижения температуры плавления

поверхности служило изменение ее морфологии, которая изучалась с помощью растровой электронной микроскопии (рисунок 1). Так, при напряжении на системе конденсаторов  $U=3,0$  кВ и при максимальном удалении образца от источника плазменного потока ( $L=14$  см) структура поверхности аналогична исходному состоянию, это свидетельствует о недостижении температуры плавления. На поверхности обнаруживаются макродефекты в виде отдельных «ямок» с размером, превышающим 100 мкм (рисунок 1а), появление которых связано с технологическими процессами при изготовлении силуминовых сплавов при литье. Также на поверхности явно выявлены особенности микроструктуры, связанные с неравномерным распределением элементов, проявляющиеся в элементном контрасте при анализе поверхности в режиме отраженных электронов в растровом электронном микроскопе, и представляющие собой участки неправильной формы, в виде тонких пластинок средней длиной несколько десятков микрон и толщиной от единиц до десяти микрон. Данные участки связаны с локализацией нерастворенных металлических примесей (Cu, Ni, Mg, Fe), которые обнаруживались методом рентгеноспектрального микроанализа. При уменьшении расстояния  $L$  до 10 см (рисунок 1б) происходит частичное плавление поверхности, которое проявляется в изменении формы включений, исчезновении на расплавленных участках макродефектов («ямок») и появлении микротрещин в расплавленной области. Дальнейшее уменьшение  $L$  до 6 см (рисунок 1в) способствует полному плавлению поверхностного слоя, приводящему к формированию характерного волнистого рельефа, обусловленного действием сил поверхностного натяжения в расплаве. При обработке заэвтектического силуминового сплава Al-44Si при напряжении на системе конденсаторов магнитоплазменного компрессора 4,0 кВ эффект плавления поверхности наблюдается при всех использованных расстояниях  $L$  от 14 до 6 см (рисунок 1г). Также следует отметить появление на поверхности закристаллизовавшегося расплава пор округлой формы со средним размером 15-20 мкм, что может быть результатом скопления газовых пузырей в жидкой фазе.

Для оценки глубины модифицированного компрессионными плазменными потоками слоя в сплаве Al-44Si подготавливались поперечные шлифы, изображения которых получены с помощью оптической микроскопии, представлены на рисунке 2. На изображении исходного состояния отчетливо видны первичные кристаллы кремния неправильной полиэдрической формы, размеры которых составляют 20 – 30 мкм. Матрица вокруг кристаллов кремния представляет собой смесь Al-Si эвтектического состава. После плазменного воздействия, обеспечивающего плавление приповерхностного слоя, наблюдается изменение его микроструктурного состояния. Обнаружено формирование переплавленного слоя, толщина которого изменяется от 25 до 60 мкм при увеличении плотности поглощенной энергии, т.е. при уменьшении расстояния между образцом и электродами от 14 до 6 см (при  $U=4,0$  кВ). В данном слое происходит растворение первичных кристаллов кремния и гомогенизация элементного состава. Следует также обратить внимание на одинаковую глубину расплавленного слоя вдоль всей поверхности каждого образца. Тем не менее, в областях расплавленного слоя, расположенных близко к нерасплавленной части, можно заметить оставшиеся крупные первичные кристаллы кремния, наличие которых связано с тем, что температура в местах их локализации превышает температуру плавления эвтектической смеси, оставаясь ниже температуры плавления кремния.

Плавление приповерхностного слоя потоком компрессионной плазмы, как известно, приводит к процессам жидкофазного перемешивания компонентов расплава, обеспечивая гомогенизацию элементного состава. Ввиду ограниченной растворимости кремния и алюминия в решетках друг друга в результате такого перемешивания происходит формирование эвтектической смеси, однако избыточная концентрация кремния (по сравнению с эвтектическим составом) способствует появлению отдельных вторичных дисперсных кристаллов кремния. Образование таких кристаллов было выявлено при

детальном исследовании микроструктуры с помощью растровой электронной микроскопии и рентгеноспектрального микроанализа.

Гидродинамическое движение расплава, вызванное воздействием компрессионных плазменных потоков, имеет весьма важное значение для гомогенизации элементного состава. Это позволяет получить более однородный расплав, в котором также присутствуют атомы примесных металлов (Cu, Ni, Mg, Fe). После прекращения действия импульса плазмы происходит скоростная кристаллизация расплава, в результате которой диффузионные процессы, контролирующие перераспределение кремния и алюминия в твердой фазе, не успевают пройти, и формируется эвтектическая смесь кремния и алюминия с повышенным содержанием кремния. Локальные неоднородности в расплаве, вызванные скоплением атомов кремния, начинают кристаллизоваться на первом этапе охлаждения, однако их рост ограничивается скоростной кристаллизацией и их размер существенно уменьшается по сравнению с первичными кристаллами, обнаруженными в исходном состоянии. Плотность поглощенной энергии также влияет на размер кристаллитов кремния. Так, с помощью растровой электронной микроскопии удалось обнаружить, что с повышением плотности поглощенной энергии происходит снижение среднего размера кристаллитов до 200-300 нм. Из результатов, представленных на рисунке 3, видно, что с увеличением плотности поглощенной энергии (уменьшением расстояния  $L$  от 14 до 6 см) происходит уменьшение среднего размера кристаллов кремния от 1,1 до 0,3 мкм. Это может быть результатом увеличения скорости охлаждения расплава ввиду достижения более высокой температуры в приповерхностном слое, а мощность «стока» теплоты, связанная с объемом нерасплавленной части, остается неизменной. Более того, с повышением плотности поглощенной энергии на гистограмме распределения кристаллитов по размерам можно видеть более узкий характер распределения, что указывает на формирование более равномерной структуры. На РЭМ-изображениях видно присутствие темных участков по форме близких к сферическим,

окруженных матрицей с равномерным распределением кремния и алюминия. Однако в составе эвтектической смеси присутствует около 15-16 ат. % кремния, что немного выше эвтектического состава (рисунок 4). Это может быть связано с присутствием в ней более мелких кристаллов кремния, не разрешаемых с помощью растровой электронной микроскопии, либо увеличением предела растворимости кремния в алюминии вследствие неравновесных процессов охлаждения.

При проведении элементного анализа модифицированных слоев заэвтектических сплавов также было обнаружено присутствие примесных атомов, таких как Fe, Mg, Cu, Ni, общее содержание которых в сплаве не превосходит 2 ат. %, наличие которых обусловлено их присутствием в лигатуре в процессе литья. В исходном состоянии эти элементы локализованы в виде отдельных включений пластинчатой формы. После воздействия компрессионных плазменных потоков их содержание в приповерхностном слое остается практически таким же, как в исходном состоянии (таблица 1). Однако в расплавленном слое происходит растворение включающих их вторых фаз и либо их частичное растворение в кристаллических решетках кремния и алюминия, либо сегрегация на межзеренных границах (рисунок 5).

Также существенную роль в формировании микроструктуры закристаллизовавшегося слоя играют примеси дополнительных металлов, которые будучи растворенными в расплаве, при его кристаллизации вытесняются на границу фронта кристаллизации, распределяясь по границам сформировавшихся кристаллитов (рисунок 5). Именно эти кристаллиты ввиду их более высокой температуры затвердевания являются центрами (зародышами) кристаллизации, а расплав эвтектического состава кристаллизуется в межкристаллитном пространстве при достижении температуры затвердевания эвтектики.

Таким образом, роль плазменного потока при обработке заэвтектического силуминового сплава сводится к нагреву и плавлению приповерхностного слоя, а также



равномерному его перемешиванию в жидком состоянии, обеспечивающем диспергирование структуры, в частности первичных кристаллитов кремния. Ввиду более равномерного перемешивания уменьшаются размеры локальных неоднородностей распределения кремния, в результате чего повышается количество зародышей кристаллизации, способствующее уменьшению их размеров после затвердевания.

В результате воздействия КПП на поверхность заэвтектического силуминового сплава приводит также к изменению соотношения концентраций кремния и алюминия. На рисунке 6 представлена зависимость средней концентрации кремния в приповерхностном слое от плотности поглощенной энергии при воздействии КПП (от расстояния  $L$  и напряжения  $U$ ). Видно, что при увеличении плотности поглощенной энергии происходит уменьшение концентрации кремния в модифицированном слое. Результаты получены с помощью рентгеноспектрального анализа, который показывает результаты при усреднении по всему анализируемому слою. В данном случае глубина анализируемого слоя составляла около 2-3 мкм, что существенно меньше глубины расплавленного слоя, что позволяет отнести полученные значения именно к модифицированному слою и не принимать во внимание элементный состав нижележащего слоя с исходным составом. Следует отметить, что уменьшение концентрации кремния происходит при всех использованных режимах плазменного воздействия и не зависит от достижения температуры плавления. Так, в случае, когда обработка образцов проводилась при напряжении на системе конденсаторов 3,0 кВ концентрация кремния снижается от 45 до 24 ат.%, а при напряжении 4,0 кВ – от 36 до 27 ат.%. Уменьшение концентрации кремния может быть результатов селективного испарения кремния по сравнению с алюминием. В [14] отмечается, что величина химической связи разнородных атомов (кремния и алюминия) выше, чем величина связи однородных атомов, в частности кремний-кремний для эвтектических сплавов. Действительно, в заэвтектических структурах алюминий находится преимущественно в виде эвтектической смеси, где преобладают химические

связи между разнородными атомами, а кремний помимо эвтектической смеси присутствует и в виде отдельных первичных кристаллов с более низким химическим взаимодействием. Таким образом, происходит селективное испарение кремния при нагреве плазменным потоком, приводящее к снижению его концентрации в модифицированном слое.

Проведенный фазовый анализ с помощью рентгеновской дифракции показал, что основные фазы кремния и алюминия сохраняются в сплаве после плазменного воздействия (рисунок 7). Наблюдается лишь незначительное изменение параметров решетки, характер которого различен для серии образцов, в которой наблюдается плавление приповерхностного слоя ( $U=4,0$  кВ), и для серии образцов без плавления ( $U=3,0$  кВ). Видно, что параметры решетки алюминия при всех режимах воздействия меньше, чем равновесное значение ( $0,4049$  нм). Воздействие компрессионных плазменных потоков при режимах, которые не обеспечивают плавление приповерхностного слоя, приводит к снижению параметра решетки как алюминия, так и кремния, при увеличении плотности поглощенной энергии, с уменьшением расстояния  $L$  (рисунок 8-9). Так как в данном случае плавление компонентов сплава не происходит, то изменение параметра решетки алюминия может быть обусловлено диффузионными процессами перераспределения атомов кремния и алюминия, происходящими в твердой фазе. Так, незначительное растворение атомов кремния в решетке алюминия ввиду меньшего атомного радиуса последнего ( $r_{Al} = 143$  пм,  $r_{Si} = 132$  пм) приводит к слабому уменьшению параметра решетки алюминия от  $0,4044$  нм до  $0,4042$  нм. В то же время, когда имеет место плавление приповерхностного слоя, параметр решетки алюминия увеличивается от  $0,4039$  нм до  $0,4042$  нм при увеличении плотности поглощенной энергии (уменьшении расстояния  $L$ ). Это может быть объяснено растворением включений металлов и растворением их составляющих, обладающих более высоким атомным радиусом, которые, растворяясь в кристаллической решетке алюминия, увеличивают ее параметр.

Параметр решетки кремния в модифицированном слое сплава также зависит от плотности поглощенной энергии (рисунок 8-9). Так, в случае обработки плазменным потоком при  $U=3,0$  кВ параметр решетки уменьшается от 0,5426 нм до 0,5423 нм при увеличении плотности поглощенной энергии; а при воздействии плазменным потоком при  $U=4,0$  кВ наблюдается слабое увеличение параметра решетки от 0,5420 нм до 0,5422 нм. Однако, так как кремний присутствует как в виде отдельных кристаллитов в эвтектической смеси, так и в виде отдельных первичных кристаллов, весьма сложно разделить влияние этих структурных составляющих на величину параметра решетки. Можно лишь отметить, что на величину параметра решетки может оказывать деформация отдельных кристаллитов кремния, вызванная отличием коэффициентов теплового расширения алюминия и кремния, в результате чего в процессе охлаждения степень деформации у них различна.

Следует также учитывать, что глубина анализируемого слоя с помощью рентгеновских лучей составляет около 30 мкм. В этом случае при расчете параметров решетки кремния и алюминия в модифицированном слое, сформированном при максимальной плотности поглощенной энергии, учитываются лишь фазы, присутствующие в этом слое, толщина которого около 60 мкм. В случае меньших значений плотности поглощенной энергии на формирование дифракционной картины влияют как фазы расплавленного слоя, так и фазы нижележащего слоя исходного состава.

Дифракционные рефлексы слабой интенсивности, обнаруживаемые на полученных рентгенограммах (рисунок 7), могут быть отнесены к фазам на основе присутствующих примесных атомов металлов. Согласно [11] такими фазами могут быть:  $Mg_2Si$ ,  $Al_7Cu_4Ni$ ,  $Al_8Si_6Mg_3Fe$ . Следует также отметить, что дифракционные рефлексы от данных фаз сохраняются при всех использованных режимах плазменного воздействия, что является результатом появления дифракционного сигнала от нерасплавленной части сплава.

Несмотря на то, что формирование плазменных потоков происходило в остаточной атмосфере азота, азотсодержащих фаз в приповерхностном слое с помощью рентгеноструктурного анализа не обнаружено.

### **Выводы**

Таким образом, полученные результаты продемонстрировали возможность модифицирования структурного состояния заэвтектического силуминового сплава (Al – 44 % Si) воздействием компрессионных плазменных потоков. В результате плазменного воздействия, при котором происходит плавление приповерхностного слоя, сопровождаемого сверхбыстрой направленной закалкой из расплава, происходит измельчение крупных первичных кристаллов кремния и формирование мелкокристаллической структуры со средним размером кремниевых включений около 300 нм. Обнаружено, что с увеличением плотности поглощенной энергии вследствие увеличения времени существования расплавленного состояния, а также эффективности гидродинамического перемешивания кремния, алюминия, а также атомов примесных атомов металлов, происходит гомогенизация элементного состава, способствующая диспергированию структуры.

**Благодарности.** Работа выполнена при финансовой поддержке Белорусского республиканского фонда фундаментальных исследований (грант № T19PM-091) и Российского фонда фундаментальных исследований (грант 19-52-04009 Бел\_мол\_а).

### **Литература**

1. Чувильдеев В.Н., Грязнов М.Ю., Копылов В.И., Сысоев А.Н., Лопатин Ю.Г. Сверхпластичность микрокристаллического заэвтектического сплава Al-18 % Si / Доклады академии наук. Техническая физика. – 2008. – Т.419, № 2. – С. 189-192.
2. Choudhary C., Sahoo K.L., Mandal D. Microstructure and mechanical properties of Al-Si alloys processed by strain induced melt activation / Materials Today: Proceedings. – 2018. – Vol. 5. – P. 27107-27111.
3. Jeon J.H., Shin J.H, Bae D.H. Si phase modification on the elevated temperature mechanical properties pf Al-Si hypereutectic alloys / Materials Science and Engineering A. – 2019. – Vol. 748. – P. 367-370.
4. Yan W., Chen W., Zhang S., Li B., Li J. Evolution of solidification structures and mechanical properties of high-Si Al alloys under permanent magnetic stirring / Materials Characterization. – 2019. – Vol. 157. – P. 109894.
5. Мироненко В.Н., Васенев В.В., Ведерникова М.И., Мышляев И.В., Карпова Ж.А., Шорстова Е.А. Структура и механизм деформации штамповок заэвтектических силуминов / Физика и химия обработки материалов. – 2017. – № 5. – С. 78-87.
6. Mao G., Yan H., Zhu C., Wu Z., Gao W. The varied mechanisms of yttrium (Y) modifying a hypoeutectic Al-Si alloy under conditions of different cooling rate / Journal of Alloys and Compounds. – 2019. – Vol. 806. – P. 906-916.
7. Shi W.X., Gao B., Tu G., Li S. Effect of Nd on microstructure and wear resistance of hypereutectic Al-20%Si alloy / Journal of Alloys and Compounds. – 2010. – Vol. 508. – P. 480-485.
8. Jiang B., Ji Z., Hu M., Xu H., Xu S. A novel modifier on eutectic Si and mechanical properties of Al-Si alloy / Materials Letters. – 2019. – Vol. 239. – P. 13-16.
9. Углов В.В., Кулешов А.К., Солдатенко Е.А., Асташинский В.М., Кузьмицкий А.М. Фазообразование в твердом сплаве на основе карбидов вольфрама и титана

и системе Мо покрытие – твердый сплав при воздействии компрессионных плазменных потоков / Физика и химия обработки материалов. – 2012. – № 2. – С. 18-25.

10. Cherenda N.N., Basalai A.V., Shymanski V.I., Uglov V.V., Astashynski V.M., Kuzmitski A.M., Laskovnev A.P., Remnev G.E. Modification of Ti-6Al-4V alloy element and phase composition by compression plasma flows impact / Surface and Coatings Technology. – 2018. – Vol. 355. – P. 148-154.

11. Черенда Н.Н., Бибик Н.В., Углов В.В., Асташинский В.М., Кузьмицкий А.М. Модифицирование поверхностного слоя эвтектического силумина компрессионными плазменными потоками / Физика и химия обработки материалов. – 2012. – № 3. – С. 37-42.

12. Черенда Н.Н., Бибик Н.В., Углов В.В., Асташинский В.М., Кузьмицкий А.М. Формирование интерметаллидных включений Al-Cr в поверхностном слое эвтектического силумина при плазменном воздействии / Физика и химия обработки материалов. – 2013. – № 1. – С. 37-43.

13. Anishchik V.M., Uglov V.V., Astashynski V.V., Astashynski V.M., Ananin S.I., Kostyukevich E.A., Kuzmitski A.M., Kvasov N.T., Danilyuk A.L., Rumianceva I.N. Compression plasma flows interaction with steel surface: structure and mechanical properties of modified layer / Vacuum. – 2003. – Vol. 70. – P. 269-274.

14. Гаврилин И.В., Кечин В.А., Колтышев В.И. Получение литейных силуминов с использованием пылевидного кремния и металлоотходов (монография). Владимир, 2003. – 149 с.

# Structure modification of hypereutectic Al-44Si silumin alloy by compression plasma flows impact

*V.I. Shymanski<sup>1)\*</sup>, A. Jevdokimovs<sup>1)</sup>, V.V. Uglov<sup>1)</sup>, N.N. Cherenda<sup>1)</sup>, V.M. Astashynski<sup>2)</sup>, A.M. Kuzmitski<sup>2)</sup>, N.V. Bibik<sup>1)</sup>, E.A. Petrikova<sup>3)</sup>*

<sup>1)</sup>Belarusian State University, Minsk, Belarus

<sup>2)</sup>A.V. Luikov Heat and Mass Transfer Institute of National Academy of Science of Belarus,  
Minsk, Belarus

<sup>3)</sup>Institute of High Current Electronics SB RAS, Tomsk, Russia

**Abstract.** The results of structure, elemental composition and phase state of hypereutectic silumin alloy with 44 at. % of Si after high-energy compression plasma flows impact are presented in the work. Using scanning electron microscopy and optics microscopy it was found decrease in grain size of both primary silicon particles and Al-Si eutectic parts with increase in absorbed energy density of the compression plasma flows. The primary silicon crystals were dispersed down to 300 nm in the result of high cooling rate in the melted layer after its homogenization by means of hydrodynamic mixing. It was found that increase in the absorbed energy density homogenization of the elemental composition in the modifies layer occurs due to increase in life-time of the melted state and more efficiency mixing process.

**Key words.** Hypereutectic silumin alloy, compression plasma flows, modification, microstructure, phase state, melting.

## References

1. Chuvildiev V.N., Griaznov M.Yu., Kopylov V.I., Sysoev A.N., Lopatin Yu.G. Sverhplastichnost microcrystallicheskogo zaevtekticheskogo splava Al-18%Si [Superelasticity microcrystalline hypereutectic Al-18%Si alloy]. Doklady akademii nauk. Tekhnicheskaya fizika [Reports of Academy of Science. Technical Physics], 2008, V.419, № 2, pp. 189-192. (In Russ.)
2. Choudhary C., Sahoo K.L., Mandal D. Microstructure and mechanical properties of Al-Si alloys processed by strain induced melt activation / Materials Today: Proceedings. – 2018. – Vol. 5. – P. 27107-27111.
3. Jeon J.H., Shin J.H, Bae D.H. Si phase modification on the elevated temperature mechanical properties pf Al-Si hypereutectic alloys / Materials Science and Engineering A. – 2019. – Vol. 748. – P. 367-370.
4. Yan W., Chen W., Zhang S., Li B., Li J. Evolution of solidification structures and mechanical properties of high-Si Al alloys under permanent magnetic stirring / Materials Characterization. – 2019. – Vol. 157. – P. 109894.
5. Mironenko V.N., Vacenev V.V., Vedernikova M.I., Myshlyaev I.V., Karpova Z.A., Shorstova E.A. Struktura i mekhanizm deformatsii shtampovok zaevtekticheskikh siluminov [Structure and deformation mechanism of hypereutectic silumin pressings]. Fizika i khimiya obrabotki materialov [Physics and chemistry of materials treatment], 2017, № 5, pp. 78-87. (In Russ.).
6. Mao G., Yan H., Zhu C., Wu Z., Gao W. The varied mechanisms of yttrium (Y) modifying a hypoeutectic Al-Si alloy under conditions of different cooling rate / Journal of Alloys and Compounds. – 2019. – Vol. 806. – P. 906-916.



7. Shi W.X., Gao B., Tu G., Li S. Effect of Nd on microstructure and wear resistance of hypereutectic Al-20%Si alloy / Journal of Alloys and Compounds. – 2010. – Vol. 508. – P. 480-485.
8. Jiang B., Ji Z., Hu M., Xu H., Xu S. A novel modifier on eutectic Si and mechanical properties of Al-Si alloy / Materials Letters. – 2019. – Vol. 239. – P. 13-16.
9. Uglov V.V., Kuleshov A.K. Soldatenko E.A., Astashynski V.M., Kuzmitski A.M. Fazoobrazovanie v tverdom splave na osnove karbidov volframa i titana i sisteme Mo pokrytie – tverdiy splav pri vozdeystvii kompressionnyh plasmennyh potokov [Phase formation in hard alloy based on the tungsten and titanium carbides and Mo coating – hard alloy system after compression plasma flows impact], Fizika i khimiya obrabotki materialov [Physics and chemistry of materials treatment], 2012, № 2, pp. 18-25. (In Russ.).
10. Cherenda N.N., Basalai A.V., Shymanski V.I., Uglov V.V., Astashynski V.M., Kuzmitski A.M., Laskovnev A.P., Remnev G.E. Modification of Ti-6Al-4V alloy element and phase composition by compression plasma flows impact / Surface and Coatings Technology. – 2018. – Vol. 355. – P. 148-154.
11. Cherenda N.N., Bibik N.V., Uglov V.V., Astashynsi V.M., Kuzmitski A.M. Modificirovanie poverhnostnogo sloya evtekticheskogo silumina kompressionnymi plazmennymi potokami [Modification of surface layer in eutectic silumin alloy by compression plasma flows impact], Fizika i khimiya obrabotki materialov [Physics and chemistry of materials treatment], 2012, № 3, pp. 37-42. (In Russ.).
12. Cherenda N.N., Bibik N.V., Uglov V.V., Astashynsi V.M., Kuzmitski A.M. Formirovanie intermetalidnyh vklyucheniye Al-Cr v poverhnostnom sloe evtekticheskogo silumina pri plazmennom vozdeystvii [Formation of Al-Cr intermetallics in the surface layer of eutectic silumin alloy after plasma treatment],

Fizika i khimiya obrabotki materialov [Physics and chemistry of materials treatment], 2013, № 1, pp. 37-43. (In Russ.).

13. Anishchik V.M., Uglov V.V., Astashynski V.V., Astashynski V.M., Ananin S.I., Kostyukevich E.A., Kuzmitski A.M., Kvasov N.T., Danilyuk A.L., Rumianceva I.N. Compression plasma flows interaction with steel surface: structure and mechanical properties of modified layer / Vacuum. – 2003. – Vol. 70. – P. 269-274.
14. Gavrilin I.V., Kechin V.A., Koltyshev V.I. Poluchenie liteynyh siluminov s ispolzovaniem pylevidnogo kremniya i metalloothodov (monografia) [Formation of casted silumins with dusty silicon and metal wastes (monography)], Vladimir, 2003, 149 p. (In Russ.).

Таблица 1 – Содержание примесных атомов в исходном состоянии и приповерхностном слое заэвтектического силумина после воздействия компрессионными плазменными потоками.

Table 1 – The impurity metal atoms amount in the initial state of the silumin alloy and treated with compression plasma flows

Элемент	Концентрация, ат. %						
	Исходное состояние	$U=4,0$ кВ			$U=3,0$ кВ		
		$L=14$ см	$L=10$ см	$L=6$ см	$L=14$ см	$L=10$ см	$L=6$ см
<b>Fe</b>	0,71	0,87	1,03	0,96	0,93	1,40	0,78
<b>Mg</b>	0,54	0,67	0,78	0,98	0,71	0,91	0,64
<b>Ni</b>	0,34	0,38	0,63	0,61	0,62	0,80	0,47
<b>Cu</b>	0,44	0,55	0,69	0,57	0,46	0,67	0,47

## Подписи к рисункам

**Рис.1.** РЭМ-изображения поверхности сплава Al-44Si после воздействия компрессионными плазменными потоками: а –  $U=3,0$  кВ,  $L=14$  см, б –  $U=3,0$  кВ,  $L=10$  см, в –  $U=3,0$  кВ,  $L=6$  см, г –  $U=4,0$  кВ,  $L=14$  см

**Рис.2.** Микроструктура поперечных шлифов заэвтектического силуминового сплава Al-44Si после воздействия компрессионными плазменными потоками (а – исходное состояние, б –  $U=4,0$  кВ,  $L=14$  см, в –  $U=4,0$  кВ,  $L=10$  см, г –  $U=4,0$  кВ,  $L=6$  см)

**Рис.3.** РЭМ-изображения микроструктуры участков модифицированной поверхности силуминового сплава и распределения вторичных кристаллов кремния по размерам (а –  $U=4,0$  кВ,  $L=6$  см, б –  $U=4,0$  кВ,  $L=10$  см, в –  $U=4,0$  кВ,  $L=14$  см)

**Рис.4.** РЭМ-изображение ячеистой структуры модифицированного слоя (а) и распределение концентрации элементов вдоль выделенного направления (б)

**Рис.5.** РЭМ-изображение поперечного шлифа (а) и ячеистой структуры на поперечном шлифе (б) модифицированного слоя (светлые участки указывают на повышенную концентрацию металлов примесных атомов металлов)

**Рис.6.** Зависимость концентрации кремния в модифицированном слое от режимов воздействия компрессионными плазменными потоками

**Рис.7.** Рентгенограммы заэвтектического силуминового сплава после воздействия компрессионными плазменными потоками при  $U=4,0$  кВ (а) и  $U=3,0$  кВ (б)

**Рис. 8.** Зависимость параметров решетки алюминия и кремния от плотности поглощенной энергии (от расстояния  $L$ ) для заэвтектического силуминового сплава, обработанного КПП при  $U=4,0$  кВ

**Рис. 9.** Зависимость параметров решетки алюминия и кремния от плотности поглощенной энергии (от расстояния  $L$ ) для заэвтектического силуминового сплава, обработанного КПП при  $U=3,0$  кВ

## Figure captions

**Fig.1.** SEM-images of the Al-44Si alloy surface after compression plasma flows impact: a –  $U=3,0$  kV,  $L=14$  cm, b –  $U=3,0$  kV,  $L=10$  cm, c –  $U=3,0$  kV,  $L=6$  cm, d –  $U=4,0$  kV,  $L=14$  cm

**Fig.2.** Cross-section microstructure of the Al-44Si alloy after compression plasma flows impact: a – as-received state, b –  $U=4,0$  kV,  $L=14$  cm, c –  $U=4,0$  kV,  $L=10$  cm, d –  $U=4,0$  kV,  $L=6$  cm

**Fig.3.** SEM-images of the modified microstructure in Al-44Si alloy by compression plasma flows and size distributions of the silicon crystals: a –  $U=4,0$  kV,  $L=6$  cm, b –  $U=4,0$  kV,  $L=10$  cm, c –  $U=4,0$  kV,  $L=14$  cm

**Fig.4.** SEM-images of the cellular structure in modified layer of Al-44Si alloy (a) and the elements distribution along the marked direction (b)

**Fig.5.** SEM-images of the cross-section (a) and cellular structure (b) (white areas indicate the higher concentration of the impurity metal atoms)

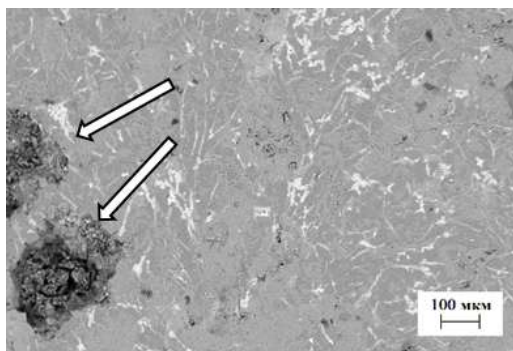
**Fig.6.** Silicon concentration dependence on the regimes of compression plasma flows impact

**Fig.7.** XRD patterns of the Al-44Si alloy after compression plasma flows impacts at  $U=4,0$  kV (a) and  $U=3,0$  kV (b)

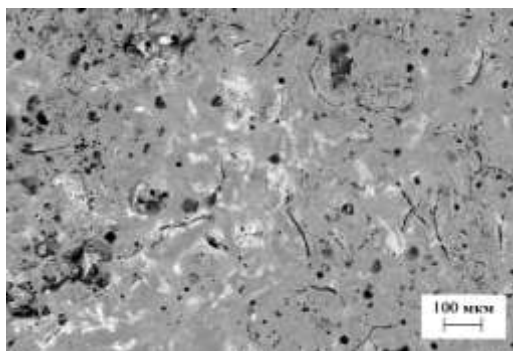
**Fig. 8.** Lattice parameters of aluminum and silicon dependence on the absorbed energy density ( $L$  distance) in the Al-44Si alloy treated with compression plasma flows at  $U=4,0$  kV

**Fig. 9.** Lattice parameters of aluminum and silicon dependence on the absorbed energy density ( $L$  distance) in the Al-44Si alloy treated with compression plasma flows at  $U=3,0$  kV

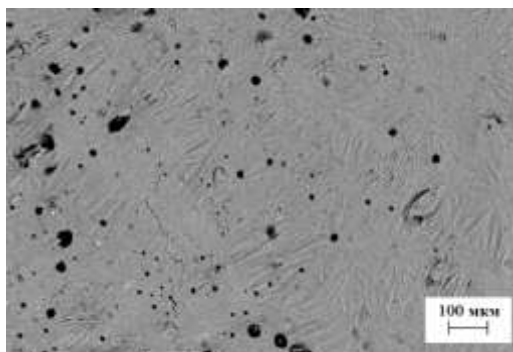
Рис. 1



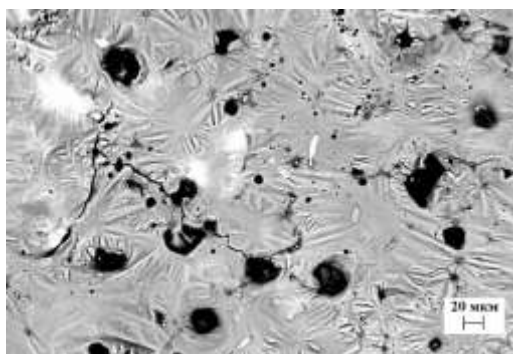
А



Б

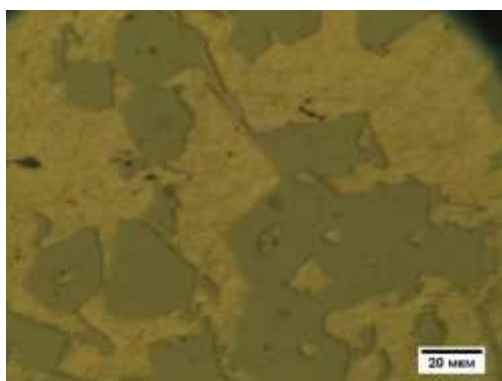


В

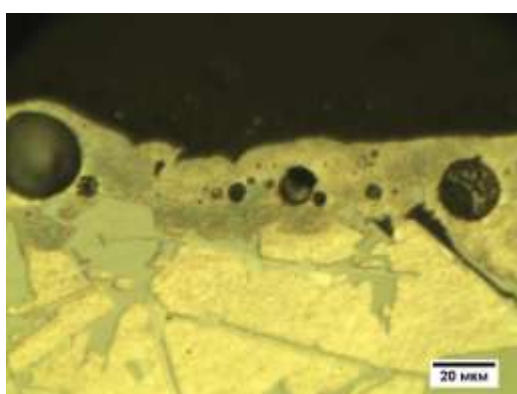


Г

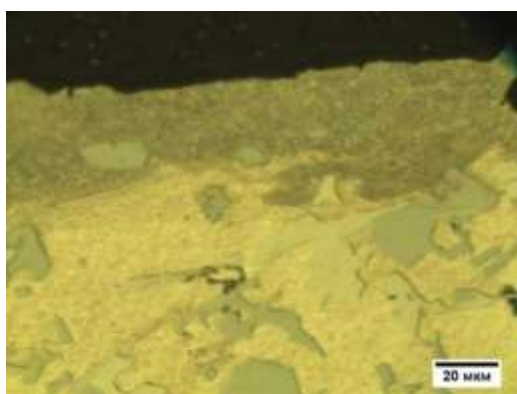
Рис. 2



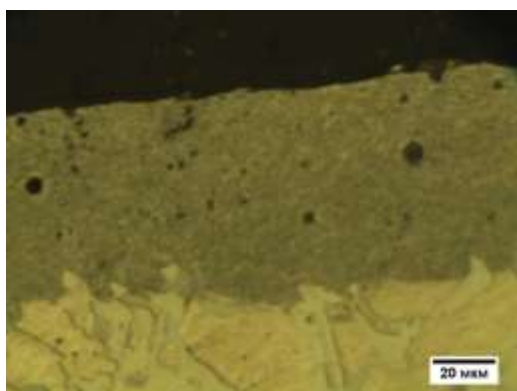
А



Б

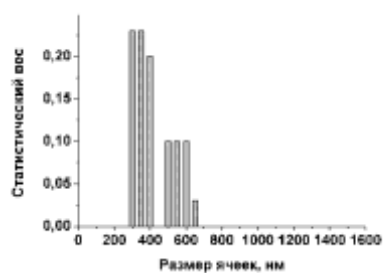
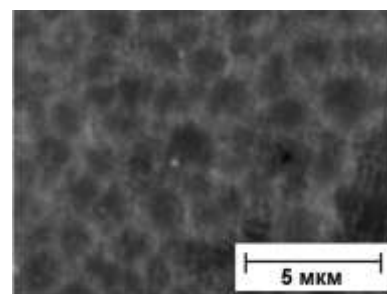
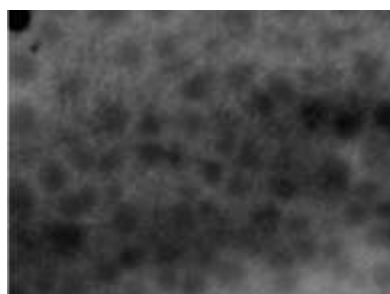
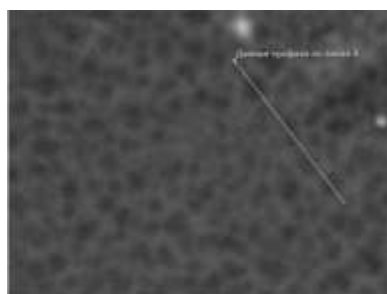


В

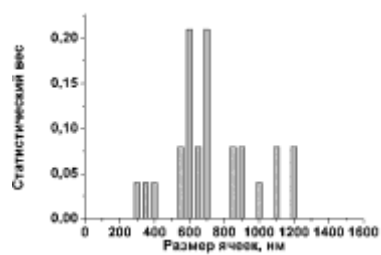


Г

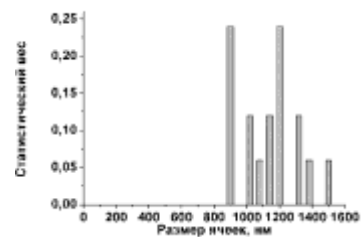
Рис. 3



а



б



в



Рис. 4

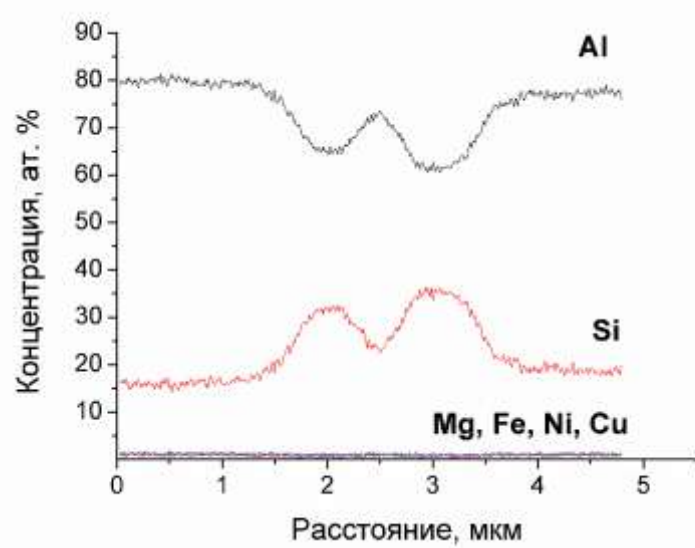
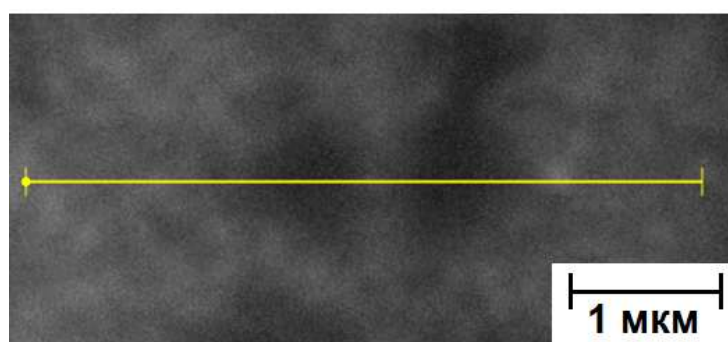
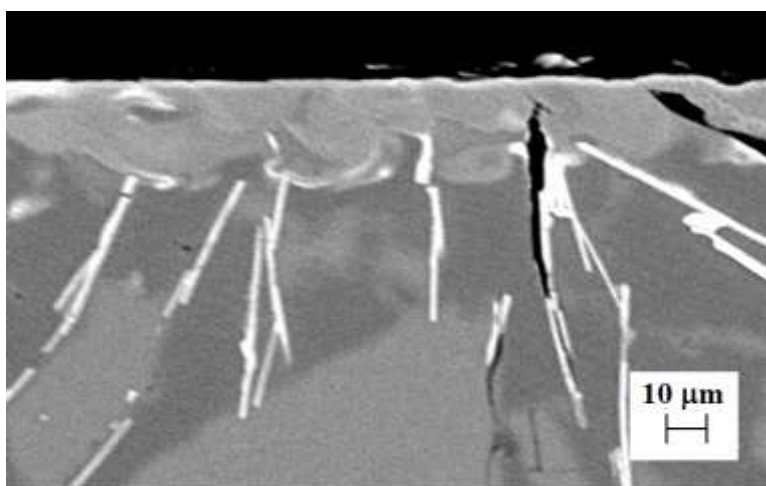
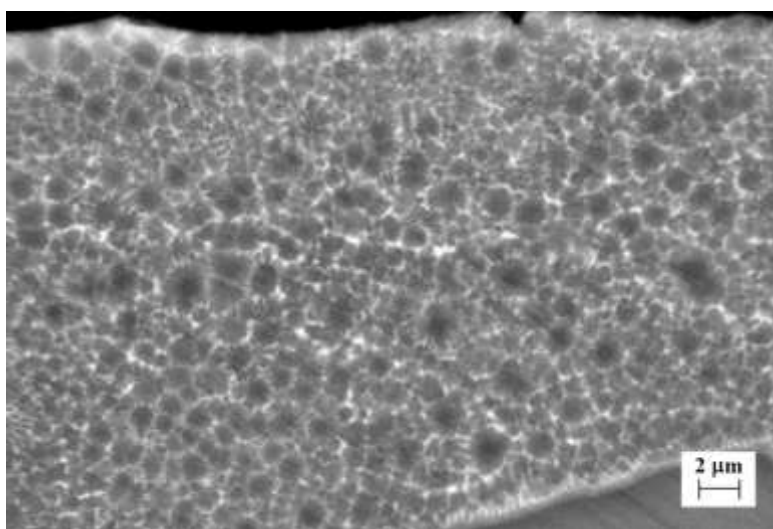


Рис. 5



А



Б

Рис. 6

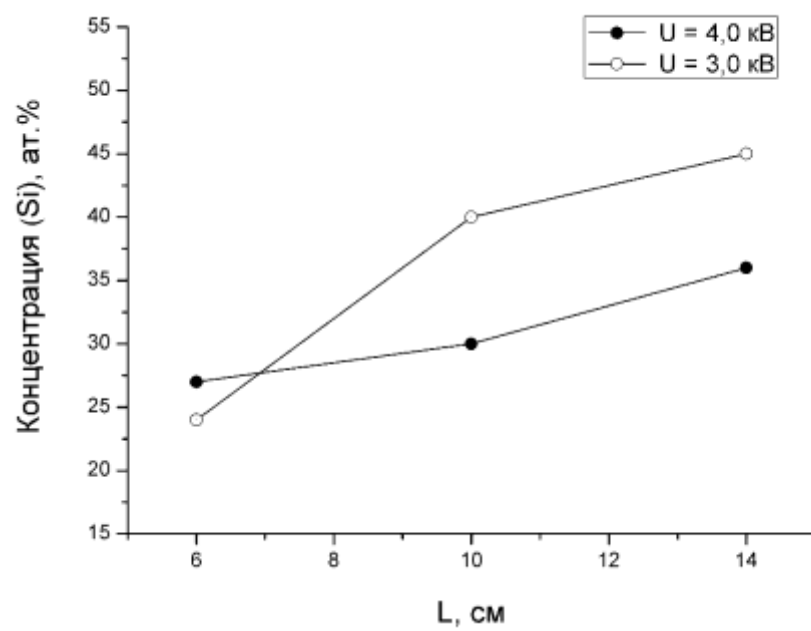
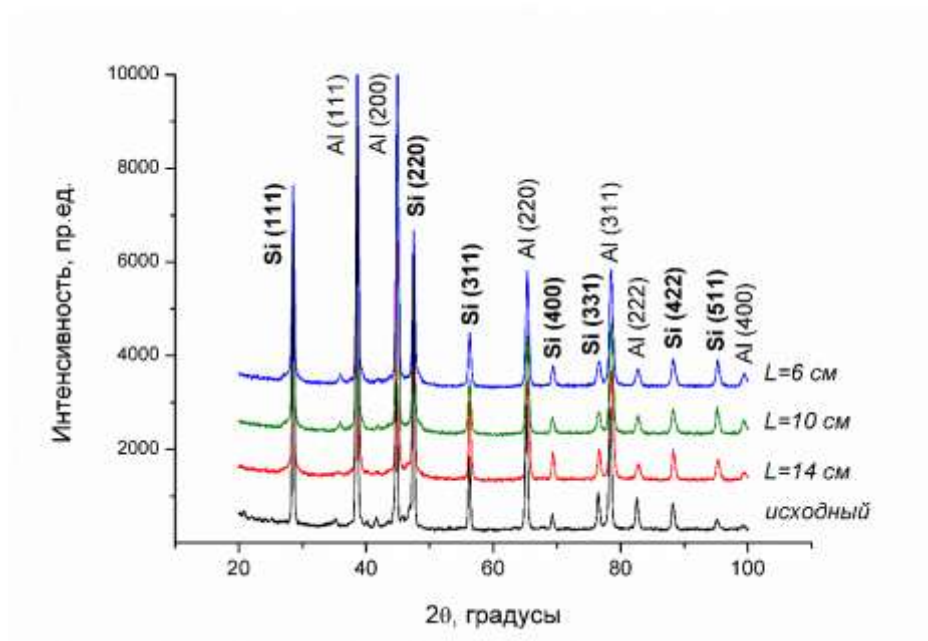
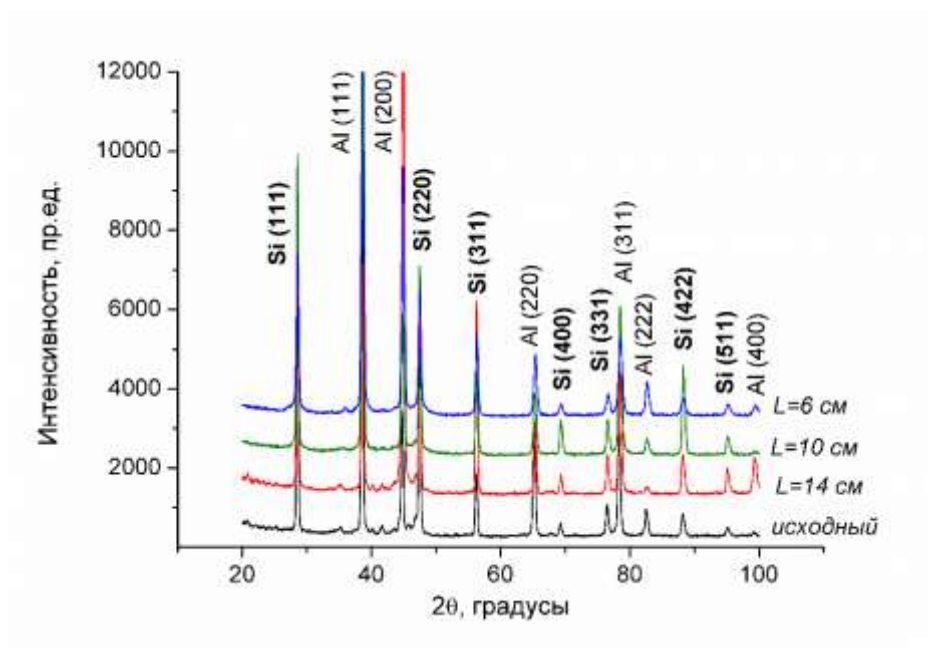


Рис. 7



А



Б

Рис. 8

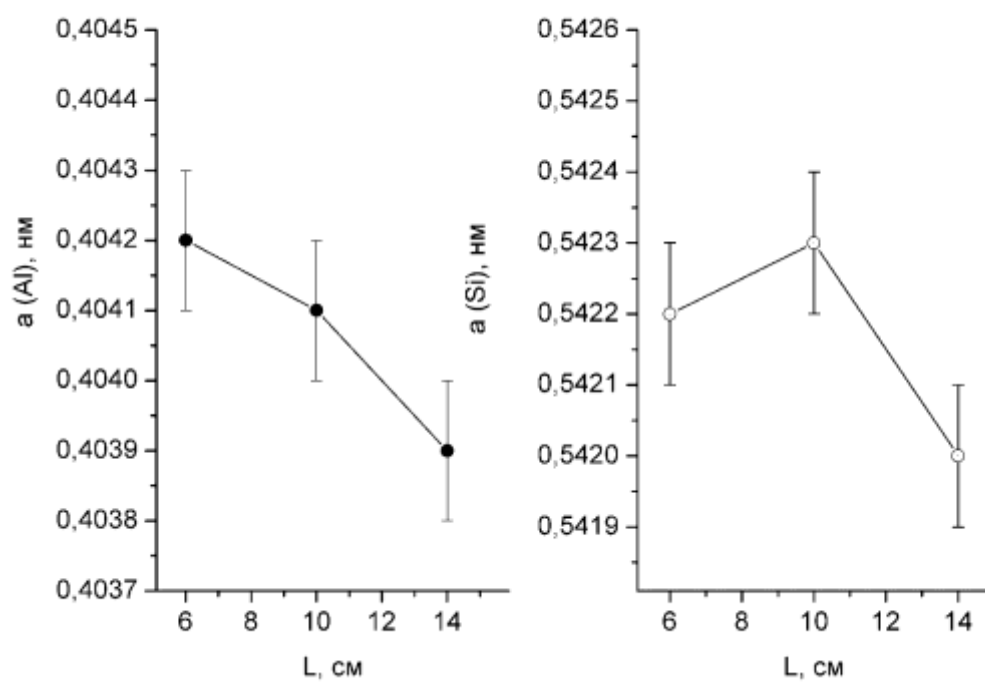


Рис. 9

