

УДК 538.975:539.24:54.03

МОДИФИКАЦИЯ СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПОД ДЕЙСТВИЕМ МОЩНОГО ИОННОГО ПУЧКА

© 2023 г. Т. В. Панова^а, *, В. С. Ковивчак^а

^аОмский государственный университет им. Ф.М. Достоевского, Омск, 644077 Россия

*e-mail: panovatv@omsu.ru

Поступила в редакцию 22.06.2022 г.

После доработки 14.07.2022 г.

Принята к публикации 14.07.2022 г.

Исследовано воздействие мощного ионного пучка наносекундной длительности на напряженно-деформированное состояние поверхностного слоя алюминия и его сплавов. Проведено сопоставление данных элементного и фазового анализа, остаточных напряжений, размеров областей когерентного рассеяния и плотности дислокаций с величиной микротвердости для различных режимов облучения. Обнаружено уменьшение параметров решетки α -фазы алюминия с увеличением плотности ионного тока, что свидетельствует о деформирующем влиянии возникающих сжимающих остаточных напряжений при облучении мощным ионным пучком. Анализ размеров областей когерентного рассеяния в сплавах при сравнении с чистым алюминием показал тенденцию к их уменьшению: в сплаве Д16 — в 1.5 раза, плотность дислокаций увеличилась в два раза, а в сплаве В95Т плотность дислокаций возросла в три раза. Такая тенденция говорит о существенном влиянии легирующих элементов на дисперсность и плотность дислокаций при варьировании параметров облучения.

Ключевые слова: мощный ионный пучок, алюминиевые сплавы, фазовый состав, дислокации, напряжения, микротвердость.

DOI: 10.31857/S1028096023030135, EDN: LQVVRH

ВВЕДЕНИЕ

В последние годы большой научный и практический интерес вызывает интенсивная пластическая деформация металлов и сплавов при обработке высокоэнергетическими пучками заряженных частиц, в частности, мощным ионным пучком (МИП) наносекундной длительности [1]. Использование МИП для модификации свойств поверхностных слоев металлов и сплавов основано на быстром нагреве поверхностного слоя, генерации в нем механических напряжений, плавлении и последующей быстрой кристаллизации расплава [2–4]. После затвердевания расплава в приповерхностном слое облученного материала остаются остаточные напряжения, существенно влияющие на эксплуатационные характеристики модифицированных материалов. Формирование растягивающих напряжений может привести к хрупкому разрушению материалов, а формирование сжимающих напряжений — к повышению усталостной прочности. Поэтому исследование напряженного состояния поверхностных слоев различных материалов при воздействии МИП является важным фактором, определяющим

возможность использования пучка для промышленной модификации ответственных деталей различных агрегатов. Генерация в объеме металлических мишеней волн механических напряжений при облучении МИП приводит к образованию различных радиационных и деформационных дефектов, что также влияет на свойства поверхностных слоев [5]. Возможность придания обрабатываемому материалу повышенной прочности за счет формирования высокодефектных структурных состояний позволяет в ряде случаев получить уникальный баланс эксплуатационных свойств [1–6]. Однако в ряде случаев результат воздействия оказывается обратным, сформированное структурно-фазовое и напряженно-деформированное состояние приводит к разупрочнению поверхностного слоя [1–3, 7]. В связи с этим научный и практический интерес представляет сопоставление формирующегося структурно-фазового и напряженно-деформированного состояния металлических мишеней с их свойствами после такой высокоинтенсивной обработки МИП. В качестве металлических мишеней были выбраны алюминий и его сплавы. Целью на-

стоящей работы была оценка влияния различных режимов облучения МИП на прочностные свойства (твердость) поверхностных слоев алюминия и его сплавов.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

В качестве исследуемых материалов были выбраны алюминий чистотой 99.99% и сплавы алюминия: термоупрочняемый Д16 (дюраль, Al–Cu–Mg), ковкий АК4-1 (жаропрочный, Al–Cu–Mg–Ni–Fe) и В95Т (высокопрочный, Al–Zn–Mg–Cu) [8]. Из данных материалов были изготовлены образцы в виде дисков диаметром 10 мм и толщиной 2–3 мм. После предварительной обработки, включающей шлифовку и полировку с использованием окиси хрома и алмазных паст, была проведена химическая очистка и термообработка при температуре 100°C в течение 1 ч. Облучение проводили на ускорителе “Темп” (Омский государственный университет им. Ф.М. Достоевского) протонно-углеродным пучком (30% H⁺ и 70% C⁺) с энергией частиц $E \approx 200$ кэВ, длительностью импульса облучения $\tau = 60$ нс в диапазоне плотностей тока пучка 50–150 А/см². В экспериментах варьировалась плотность тока пучка j при трех импульсах облучения.

Оценочные пробеги ионов МИП в алюминии составляют ~0.573 мкм для ионов углерода и ~2.763 мкм для протонов [9, 10]. Морфологию поверхности и элементный состав модифицированных слоев исследовали с помощью растровой электронной микроскопии (микроскоп JSM-6610LV, JEOL с энергодисперсионным анализатором Inca-350). Фазовый анализ проводили на рентгеновском дифрактометре ДРОН 3М (CuK_α-излучение). Микротвердость измеряли методом Викерса на твердомере ПМТ-3.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

В результате передачи энергии от ускоренных частиц пучка облучаемое вещество переходит в неравновесное состояние, резко возрастает температура поверхностного слоя и повышается давление [11]. Это приводит к целому ряду явлений, среди которых можно выделить генерацию полей термомеханических напряжений и ударных волн, которые могут вызывать структурные превращения [11–16], а в ряде случаев и разрушение материала [7].

В результате разогрева приповерхностных слоев и возникновения градиентов температуры в материале создаются поля термических напряжений, которые могут достигать значительной величины, превышающей его пределы текучести и кратковременной прочности. Нагрев материала может также приводить к частичному или полно-

му окислению его поверхности, которое изменяет коэффициент поглощения энергии, и, в конечном счете, кинетику нагрева металлической мишени [11, 12].

Поскольку МИП содержит ионы углерода и водорода, для оценки положения максимума энергосвечения в алюминиевой мишени был произведен теоретический расчет распределения поглощенной энергии ионов углерода и протонов в алюминии по глубине. Расчеты, проведенные с использованием программы TRION, показали, что максимум энергосвечения для протонов находится на глубине порядка 2.5 мкм. Максимум энергосвечения для ионов C⁺ приходится на тонкий приповерхностный слой толщиной ~0.5 мкм, который полностью расплавляется и находится в жидкой фазе. Эти результаты согласуются с результатами расчета, проведенными в [11]. Известно, что теплофизические характеристики мишеней влияют на распределение поглощенной энергии по глубине [6, 7]. Полученные расчеты подтверждены экспериментальными данными об исследовании морфологии поверхности облученных МИП алюминия и его сплавов. На рис. 1 представлена морфология поверхности исследуемых материалов, облученных МИП с плотностью тока 150 А/см². Исследования показали, что при всех используемых в эксперименте режимах облучения наблюдается характерное оплавление поверхности, интенсивность которого возрастает с увеличением плотности тока пучка. На поверхностях всех исследуемых образцов формируются кратеры и частицы овальной формы, которые также были обнаружены на ряде объектов при облучении МИП [17–20]. По данным энергодисперсионного анализа они представляют собой осажденные на поверхность частицы алюминия, испарение и осаждение которого происходит при газодинамическом разлете поверхности. Определяющую роль в изменении состава поверхностного слоя играет интенсивное испарение алюминия. Элементный анализ показал, что в чистом алюминии уменьшилось содержание кислорода на облученной поверхности, что свидетельствует об удалении оксидной пленки при облучении МИП. В сплавах алюминия наблюдается интенсивное перераспределение легирующих элементов, которое удобно оценивать через отношение атомных концентраций R соответствующих элементов сплава. В сплаве Д16 в области α -твердого раствора Cu в Al (серая фаза) отношение $R_{Al:Cu} = 53.4$, с повышением плотности тока до 150 А/см² это отношение стало равно 58.8, что свидетельствует об уменьшении концентрации меди в твердом растворе. Анализ элементного состава в зоне белой фазы (θ -CuAl₂ и S-CuMgAl₂) показал, что отношение $R_{Al:Cu} = 5.2$ для образцов Д16, облученных МИП с плотностью тока 50 А/см², и $R_{Al:Cu} =$

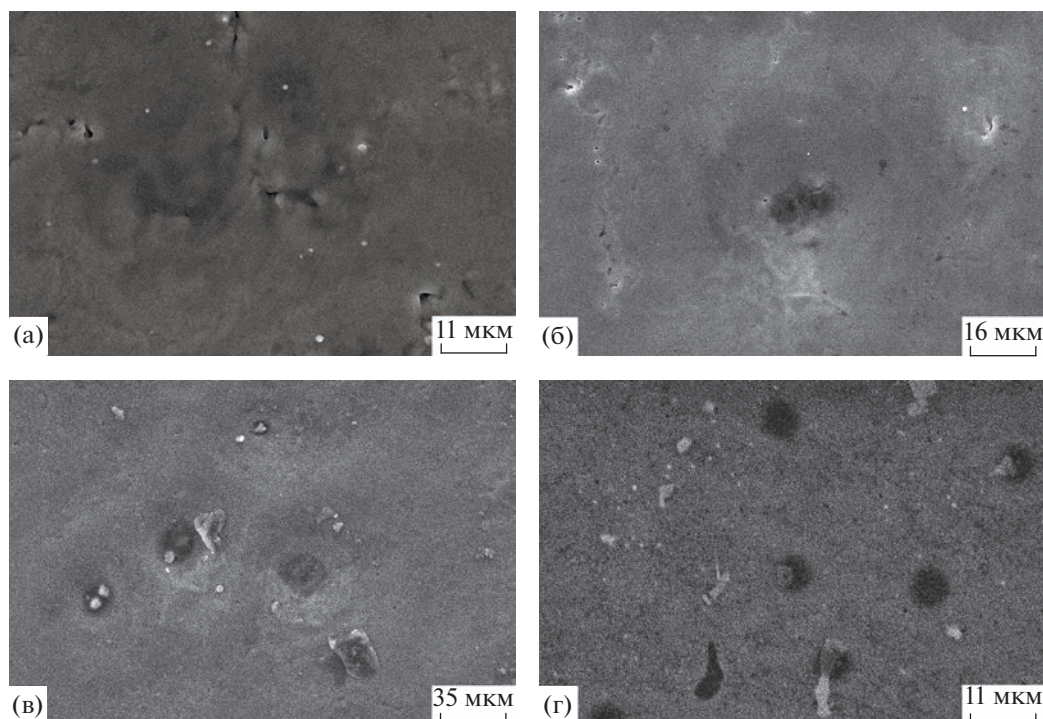


Рис. 1. Морфология поверхности алюминия (а) и сплавов Д16 (б), АК4-1 (в) и В95Т (г), облученных тремя импульсами МИП с плотностью тока 150 А/см^2 .

$= 2.3$ при плотности тока 150 А/см^2 . Это свидетельствует о выделении меди из этих фаз и испарении алюминия. Также в зоне кратеров наблюдается повышение содержания Mg и Si. В сплаве АК4-1 в области α -твердого раствора Cu и Mg в Al отношение $R_{\text{Al:Cu}} = 88.4$ при облучении сплава МИП с плотностью тока 50 А/см^2 , и с увеличением плотности тока это значение возрастает до 99.98 при 100 А/см^2 и 91.4 при 150 А/см^2 . Доля меди в α -твердом растворе уменьшается, причем существует зависимость от плотности тока. В зоне кратеров наблюдается повышение содержания Fe, Si и Mg. В фазах $\theta\text{-CuAl}_2$ и S-CuMgAl_2 отношение $R_{\text{Al:Cu}} = 20.8$ для образцов, облученных МИП с плотностью тока 50 А/см^2 , и $R_{\text{Al:Cu}} = 43$ при облучении с $j = 150 \text{ А/см}^2$. Следует отметить полное исчезновение Mg в этой зоне. В сплаве В95Т ситуация качественно аналогичная. Отношение $R_{\text{Al:Cu}} = 78.9$ в случае образцов, облученных МИП с плотностью тока 150 А/см^2 . В фазах $\theta\text{-CuAl}_2$ и S-CuMgAl_2 отношение равно 28.3. Наблюдаемое небольшое обогащение областей CuAl_2 медью связано с более интенсивным испарением из поверхностных слоев сплава алюминия по сравнению с медью. Это обусловлено различием в давлении насыщенного пара, которое составляет 10^{-5} и 10^{-6} Па (при $\sim 700^\circ\text{C}$) и 1 и 10^{-1} Па (при $\sim 1130^\circ\text{C}$) для алюминия и меди соответственно. В зоне кратеров наблюдается повышенное содержание Fe,

Si, Mn и Zn. Полученные данные говорят об интенсивном перераспределении легирующих элементов в облученной зоне в исследуемых сплавах при варьировании плотности тока пучка. Такое перераспределение не могло не сказаться на параметрах решетки α -фазы.

Методом рентгенофазового анализа было обнаружено, что фазовый состав всех исследуемых сплавов алюминия при облучении МИП качественно не изменяется. Однако изменяются интенсивности максимумов различных фаз, что свидетельствует об их количественном изменении. Кроме того, наблюдаются сдвиги пиков и изменение их полуширины, что говорит о возникновении остаточных напряжений и микронапряжений (рис. 2). Обнаружено уменьшение параметров решетки α -фазы алюминия с увеличением плотности ионного тока, что свидетельствует о деформирующем влиянии возникающих сжимающих остаточных напряжений при облучении МИП. В сплаве Д16 изменения параметров решетки сильно зависят от режимов облучения. Так, при плотности тока 50 А/см^2 параметр решетки растет, а при остальных режимах, используемых в эксперименте, уменьшается, что хорошо согласуется с данными энергодисперсионного анализа об уменьшении содержания меди в зоне α -фазы. В сплавах АК4-1 и В95Т наблюдается идентичная картина: параметр решетки вначале уменьшается, а затем в образцах, облученных

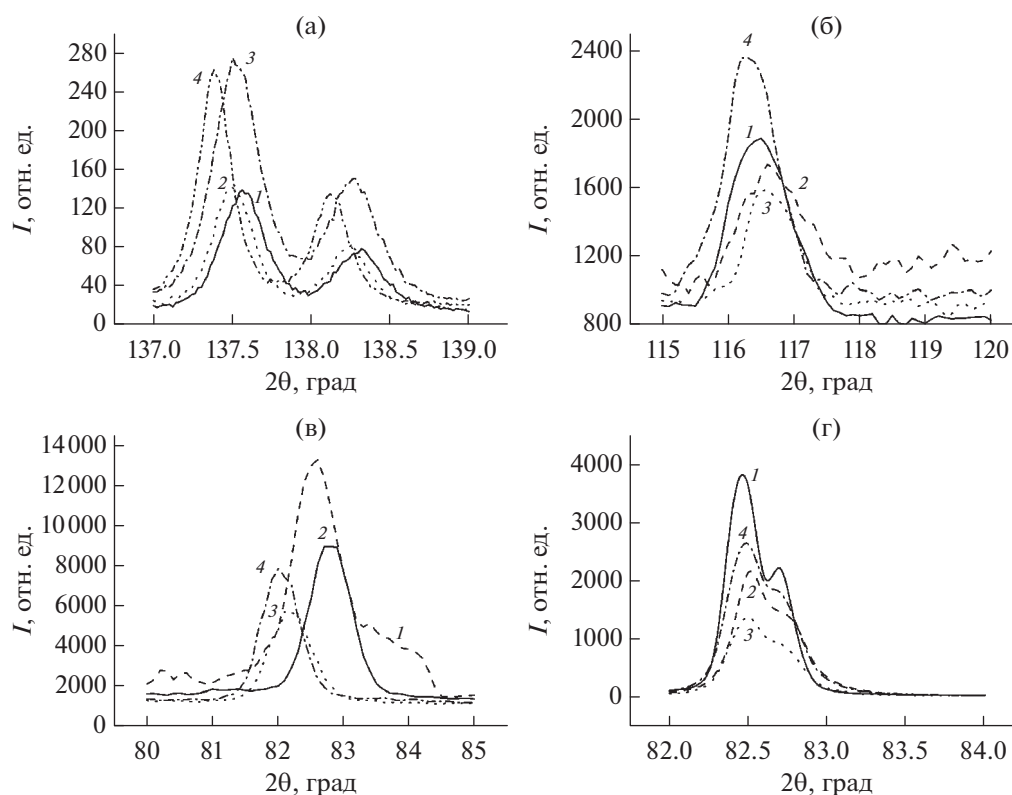


Рис. 2. Участки дифрактограмм чистого алюминия (а), сплавов Д16 (б), АК4-1 (в) и В95Т (г), необлученных (1) и облученных МИП с плотностью тока 50 (2), 100 (3) и 150 А/см² (4).

МИП с плотностью тока 150 А/см², немного возрастает. Такая картина связана как с перераспределением легирующих элементов, так и с более интенсивным испарением алюминия при облучении с плотностью тока 150 А/см².

С учетом состава пучка основное энерговыделение локализовано в области термализации ионов углерода. При воздействии МИП с небольшой плотностью (~50 А/см²) происходит плавление очень тонкого поверхностного слоя сплава и после окончания импульса облучения — его затвердевание. Из-за распространения тепла вглубь сплава в поверхностном слое возникают остаточные напряжения, которые в случае растягивающих напряжений приводят к возникновению трещин, если величина этих напряжений превысит порог прочности сплава. На рис. 3 представлены значения остаточных напряжений в исследуемых сплавах для различных режимов облучения МИП, полученные на основе данных рентгенофазового анализа. Видно, что в чистом алюминии и сплаве В95Т формируются положительные остаточные напряжения, которые с повышением плотности тока уменьшаются. А в сплавах Д16 и АК4-1 наблюдается формирование как растягивающих, так и сжимающих напряжений.

Анализ размеров областей когерентного рассеяния (ОКР) в сплавах при сравнении с чистым алюминием показал тенденцию к их уменьшению: в сплавах Д16 и АК4-1 — в 1.5 раза, плотность дислокаций увеличилась в два раза, а в сплаве В95Т плотность дислокаций возросла в три раза. Такая тенденция говорит о существенном влиянии легирующих элементов на дисперсность и плотность дислокаций при варьировании параметров облучения.

На рис. 4 представлены результаты измерения микротвердости в зависимости от глубины проникновения индентора. Микротвердость алюминия (рис. 4а) во всех режимах облучения существенно снизилась по сравнению с исходным значением, что связано как с ростом в два раза размеров ОКР и уменьшением плотности дислокаций с повышением плотности тока пучка. В сплаве Д16 (рис. 4б) микротвердость имеет два максимума (~1.8 и ~6 мкм), которые при увеличении плотности ионного тока пучка смещаются вглубь образца. Максимум микротвердости превышает исходное (необлученное) значение в ~1.5 и ~1.4 раза соответственно. Такое поведение связано, по-видимому, со сложным характером изменения плотности дислокаций при варьировании плотности ионного тока. В сплаве АК4-1 (рис. 4в)

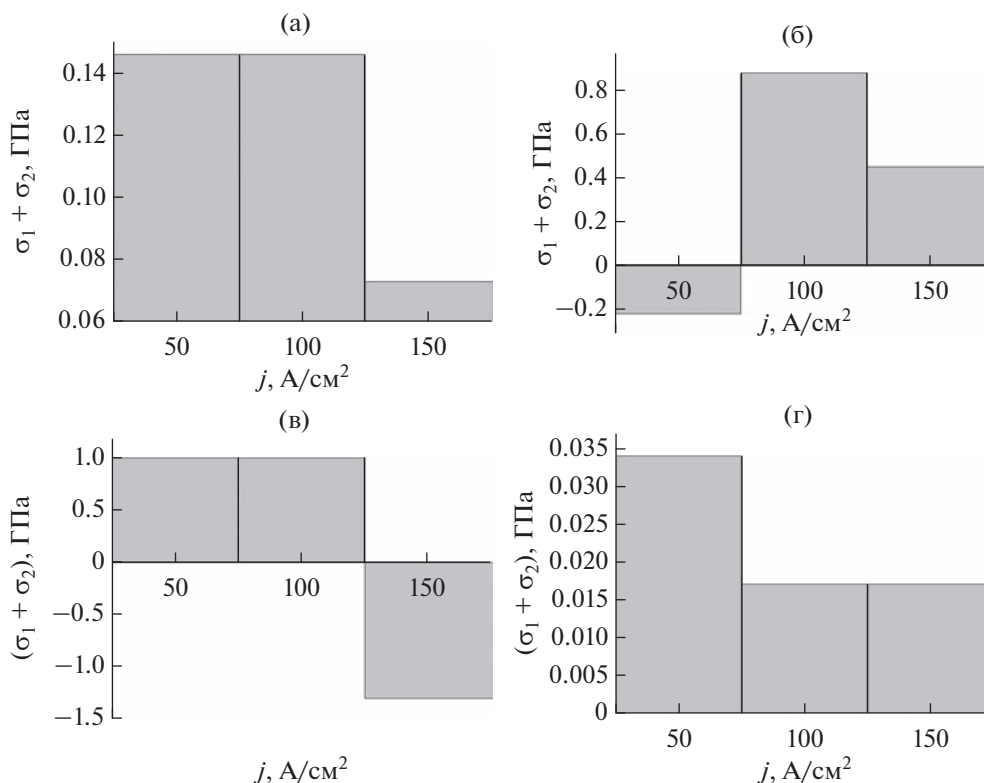


Рис. 3. Остаточные напряжения в алюминии (а) и его сплавах Д16 (б), АК4-1 (в) и В95Т (г), облученных МИП.

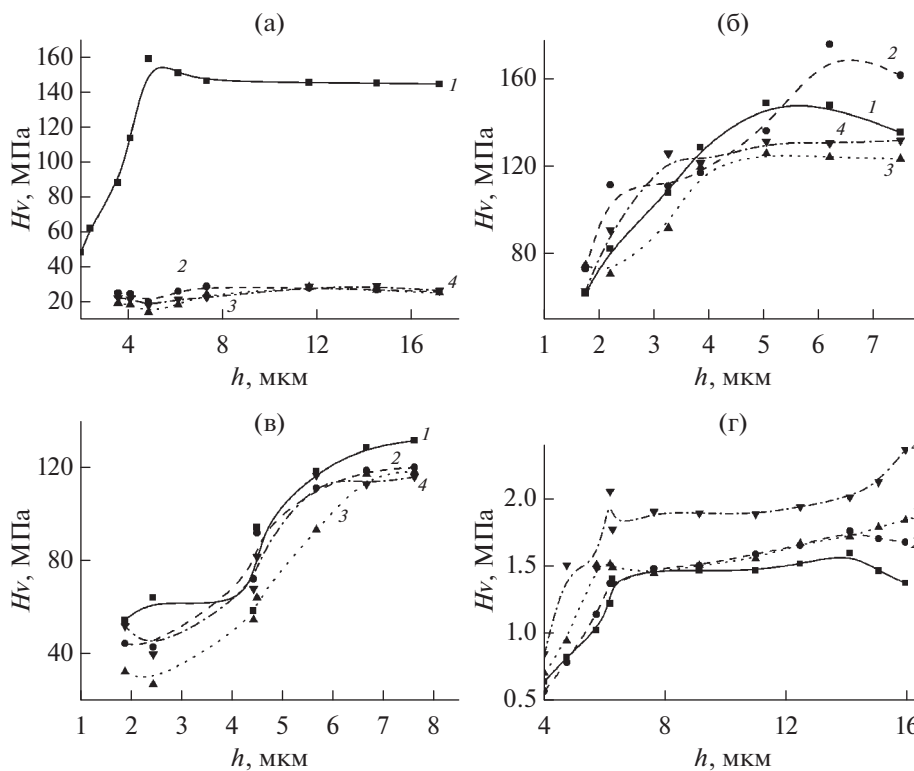


Рис. 4. Зависимость от глубины проникновения индентора микротвердости алюминия (а) и его сплавов Д16 (б), АК4-1 (в) и В95Т (г), необлученных (1) и облученных МИП с плотностью тока 50 (2), 100 (3) и 150 А/см² (4).

обнаружено небольшое уменьшение микротвердости по сравнению с необлученным образцом, что, по-видимому, связано с уменьшением доли упрочняющей фазы при возрастании плотности тока пучка. В сплаве В95Т (рис. 4г) увеличивается микротвердость при увеличении плотности тока МИП. Здесь также наблюдаются два максимума на глубине ~5 и 6 мкм. Такое поведение микротвердости может быть связано с комплексом причин — с изменением плотности дислокаций, измельчением ОКР и кристаллизацией упрочняющей фазы.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Таким образом, в результате проведенного исследования было установлено, что фазовый состав чистого алюминия и его сплавов после облучения качественно не изменяется, однако в сплавах при изменении режимов облучения меняется количественное соотношение имеющихся фаз.

Параметры решетки α -фазы в Al и его сплаве В95Т уменьшаются с увеличением плотности ионного тока, что свидетельствует о деформирующем влиянии возникающих сжимающих остаточных напряжений при облучении МИП. А сложность поведения параметра кристаллической решетки в Д16 и АК4-1 при разном энергетическом вкладе может быть связана как с усилением диффузионной подвижности примеси, так и с увеличением времени пребывания поверхностного слоя при высоких температурах.

Микротвердость алюминия во всех режимах облучения уменьшается, что связано с ростом ОКР. У дюралюминия и сплава АК4-1 микротвердость ведет себя неоднозначно, что, по-видимому, определяется сложным характером распределения поля напряжений и плотности дислокаций. Рост микротвердости в сплаве В95-Т хорошо согласуется с возрастанием плотности дислокаций при увеличении плотности ионного тока МИП.

БЛАГОДАРНОСТИ

Работа выполнена с использованием оборудования Омского регионального центра коллективного пользования СО РАН.

Конфликт интересов: авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Ремнев Г.Е., Тарбоков В.А., Павлов С.К. // Физика и химия обработки материалов. 2021. № 2. С. 5. <https://doi.org/10.30791/0015-3214-2021-2-5-26>
2. Грибков В.А., Григорьев В.И., Калинин Б.А., Якушин В.Л. Перспективные радиационно-пучковые технологии обработки материалов. М.: Круглый год, 2001. 528 с.
3. Модифицирование и легирование поверхности лазерными, ионными и электронными пучками / Ред. Поута Дж.М. и др. М.: Машиностроение, 1987. 423 с.
4. Ремнев Г.Е., Погребняк А.Д. // Новости науки и техники. Сер. Новые материалы, технология их производства и обработки. М.: ВИНТИ, 1990. 30 с.
5. Ремнев Г.Е., Погребняк А.Д., Исанов И.Ф. и др. // Физика и химия обработки материалов, 1987. Вып. 6. С. 4.
6. Чистяков С.А., Халиков С.В., Яловец А.П. // ЖТФ. 1993. Т. 63. № 1. С. 31.
7. Ковивчак В.С., Панова Т.В. // Поверхность. Рентген., синхротр. и нейтрон. исслед. 2018. № 8. С. 69. <https://doi.org/10.1134/S0207352818080115>
8. Шеметев Г.Ф. // Алюминиевые сплавы: составы, свойства, применение. Учебное пособие по курсу "Производство отливок из сплавов цветных металлов". Ч. I. Санкт-Петербург, 2012. С. 16.
9. Аброян И.А., Андронов А.Н., Титов А.И. Физические основы электронной и ионной технологии. М.: Высшая школа, 1984. 320 с.
10. Комаров Ф.Ф. Ионная имплантация в металлы. М.: Металлургия, 1990. 216 с.
11. Блейхер Г.А., Кривоногов В.П., Пащенко О.Б. // Изв. вузов. Физика. 1997. № 2. С. 67.
12. Фень Л.Ц., Ремнев Г.Е., Салтымаков М.С. и др. // Изв. вузов. Физика. 2007. Т. 50. № 1. С. 66.
13. Коротаев А.Д., Тюменцев А.Н., Третьяк М.В. и др. // Физика металлов и металловедение. 2000. Т. 89. № 1. С. 54.
14. Бойко В.И., Валяев А.Н., Погребняк А.Д. // УФН. 1999. Т. 169. № 11. С. 1243.
15. Ремнев Г.Е. // Изв. Томского политех. ун-та. 2000. Т. 303. № 2. С. 59.
16. Чернов И.П., Белоглазова П.А., Березнеева Е.В. и др. // ЖТФ. 2015. Т. 85. Вып. 7. С. 95.
17. Панова Т.В., Ковивчак В.С. // Поверхность. Рентген., синхротр. и нейтрон. исслед. 2019. № 11. С. 94. <https://doi.org/10.1134/S1028096019110177>
18. Ковивчак В.С., Панова Т.В., Михайлов К.А. // Поверхность. Рентген., синхротр. и нейтрон. исслед. 2017. № 4. С. 95. <https://doi.org/10.7868/S0207352817040126>
19. Ковивчак В.С., Панова Т.В., Михайлов К.А., Князев Е.В. // Письма в ЖТФ. 2013. Т. 39. Вып. 1. С. 11.
20. Панова Т.В., Ковивчак В.С., Докучаев К.А. // Поверхность. Рентген., синхротр. и нейтрон. исслед. 2014. № 3. С. 48. <https://doi.org/10.7868/S0207352814030196>

Modification of the Properties of the Surface Layers of Aluminum Alloys under the Action of a High-Power Ion Beam

T. V. Panova^{1, *}, V. S. Kovivchak¹

¹*Dostoevsky Omsk State University, Omsk, 644077 Russia*

**e-mail: panovatv@omsu.ru*

The effect of a high-power ion beam of nanosecond duration on the stress-strain state of the surface layer of aluminum and its alloys was studied. The data of elemental and phase analysis, residual stresses, sizes of coherent scattering regions and dislocation density were compared with the microhardness value for different irradiation regimes. A decrease in the lattice parameters of the α -phase of aluminum with an increase in the ion current density was found, which indicated the deforming effect of the resulting compressive residual stresses during irradiation with a high-power ion beam. The analysis of the sizes of the coherent scattering regions in alloys compared with pure aluminum showed a tendency to their decrease; in the D16 alloy the grinding occurred by a factor of 1.5, the dislocation density increased by a factor of two, and in the V95T alloy, the dislocation density increased by a factor of three. This trend indicates a significant influence of alloying elements on the dispersion and density of dislocations with varying irradiation parameters.

Keywords: high-power ion beam, aluminum alloys, phase composition, dislocations, stresses, microhardness.