

## СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФфуЗИЯ

УДК 669.715

# ВЛИЯНИЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ НИЗКОЭНЕРГЕТИЧЕСКИМ СИЛЬНОТОЧНЫМ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И СОПРОТИВЛЕНИЕ КОРРОЗИИ МАГНИЕВОГО СПЛАВА AM60

© 2024 г. К. О. Акимов<sup>a</sup>\*, К. В. Иванов<sup>a</sup>, М. Г. Фигурко<sup>a</sup>

<sup>a</sup> Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,  
пр. Академический, 2/4, Томск, 634055 Россия

\*e-mail: akimov\_ko@ispms.ru

Поступила в редакцию 11.09.2023 г.

После доработки 30.11.2023 г.

Принята к публикации 12.12.2023 г.

Поверхность магниевого сплава AM60 (Al – 5.5, Zn – 0.2, Cu – 0.009, Fe – 0.005, Si – 0.1; Ni – 0.002, Mn – 0.3 вес.%, Mg – остальное) подвергали воздействию низкоэнергетическим сильноточным электронным пучком. После воздействия в приповерхностном слое сплава имеет место уменьшение содержания  $\beta$ -фазы ( $Mg_{17}Al_{12}$ ) и увеличение содержания алюминия. После воздействия электронного пучка сопротивление коррозии сплава в 1-молярном растворе NaCl значительно увеличивается по сравнению с исходным состоянием. Физической причиной увеличения сопротивления коррозии сплава после воздействия электронного пучка является более высокое сопротивление коррозии оксидной пленки, формирующейся на поверхности сплава, из-за повышенного содержания алюминия.

**Ключевые слова:** низкоэнергетический сильноточный электронный пучок, магниевый сплав, фазовый состав, коррозия

**DOI:** 10.31857/S0015323024030116, **EDN:** WTENCD

## ВВЕДЕНИЕ

Сплавы на основе магния обладают рядом достоинств, таких как высокая удельная прочность и удельная жесткость при изгибе и кручении, хорошая литейность, отличная обрабатываемость резанием и давлением, поэтому они широко используются в автомобилестроительной и аэрокосмической промышленности. Замена алюминиевых сплавов и сталей магниевыми сплавами позволяет снижать массу транспортных средств и повышать их топливную эффективность [1, 2].

Основной проблемой, связанной с применением магниевых сплавов, является их низкая коррозионная стойкость [3]. Одним из способов повышения сопротивления коррозии может быть воздействие концентрированными потоками энергии, в частности, низкоэнергетическим сильноточным электронным пучком (НСЭП). В литературе имеются работы по изучению влияния воздействия НСЭП на коррозионностойкие магниевые сплавы [3], в том числе серии AZ: AZ91 [5–8] и AZ31B [9–11]. В работах показано, что сопротивление коррозии данных сплавов улучшается после воздействия НСЭП из-за рас-

творения  $\beta$ -фазы ( $Mg_{17}Al_{12}$ ) и обогащения поверхности алюминием вследствие более высокой скорости испарения магния в момент воздействия. В результате повышения в приповерхностном слое концентрации алюминия защитная пленка, формирующаяся на поверхности, оказывается более коррозионностойкой. При этом отмечается, что режим облучения необходимо подбирать таким образом, чтобы число трещин на поверхности, являющихся преимущественными местами зарождения коррозии, и степень выраженности рельефа были минимальными [5].

Влияние воздействия НСЭП на сопротивление коррозии магниевых сплавов средней прочности серии AM [3], применяемых в автомобильной промышленности, обладающих высокой пластичностью, но меньшей коррозионной стойкостью по сравнению с коррозионностойкими сплавами серии AZ, применяющимися в аэрокосмической промышленности, практически не изучено. Нам известна только одна работа [12], посвященная исследованию коррозионной стойкости сплава серии AM (AM60) после воздействия НСЭП. В [12] показано, что в зависимости от ре-

жима облучения коррозионная стойкость сплава может либо незначительно увеличиваться, либо, при небольших энергиях облучения и большом числе импульсов, не изменяться по сравнению со стойкостью сплава без облучения. По мнению авторов цитируемой работы, причины неоднозначного поведения материала при воздействии НСЭП требуют дополнительного исследования.

В связи с вышеизложенным целью работы было изучение эволюции структурно-фазового состояния и сопротивления коррозии сплава АМ60 в исходном состоянии и после воздействия НСЭП для уточнения физических факторов, влияющих на сопротивление коррозии магниевых сплавов.

### МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Исследовали магниевый сплав АМ60 (Al – 5.5, Zn – 0.2, Cu – 0.009, Fe – 0.005, Si – 0.1; Ni – 0.002, Mn – 0.3 вес.%, Mg – остальное) в исходном состоянии и после воздействия НСЭП. Образцы для воздействия НСЭП и структурных исследований размером  $10 \times 10 \times 1$  мм вырезали электроискровым методом. После вырезки все образцы шлифовали на наждачной бумаге с постепенным уменьшением зернистости и механически полировали с помощью алмазной пасты. Заключительную полировку вели на суспензии  $Al_2O_3$  с размером абразива 0.2 мкм.

Облучение проводили на установке РИТМ-ИЗ, оснащенной электронной пушкой с плазменным анодом [13, 14], при давлении аргона  $5 \times 10^{-2}$  Па. Использовали следующий режим воздействия НСЭП: ускоряющее напряжение – 30 кВ, число импульсов – 10, частота следования импульсов – 0.2 Гц, поверхностная плотность энергии – 5 Дж/см<sup>2</sup>. Типичное время импульса, определенное по осциллограмме, составляло 3.2 мкс.

Исследование микроструктуры поверхности и микроанализ (МРСА) выбранных областей проводили на растровом электронном микроскопе (РЭМ) Carl Zeiss EVO-50 при ускоряющем напряжении 20 кВ. Элементный состав по полученным спектрам рассчитывали с применением программного обеспечения INCA.

Фазовый состав модифицированного поверхностного слоя определяли методом рентгенофазового анализа на дифрактометре ДРОН-7 с использованием излучения  $Co K_{\alpha}$  ( $\lambda = 1.78897 \text{ \AA}$ ) в интервале углов  $2\theta$  от  $10^\circ$  до  $160^\circ$ .

Измерение микротвердости проводили на твердомере ИТВ-1-И-МС при нагрузке 100 г. Среднее значение микротвердости вычисляли на основании не менее 20 значений для каждого образца.

Коррозионные испытания проводились в среде 1-молярного раствора NaCl. Были использованы методы электрохимической импедансной спектроскопии (ЭИС) и потенциодинамической поляризации. Все эксперименты были проведены при комнатной температуре без нагрева электролита.

Ячейка состояла из трехэлектродной системы с одноключевым хлорсеребряным электродом в качестве электрода сравнения, графитовым стержнем в качестве вспомогательного электрода, и образца в качестве рабочего электрода. Перед проведением ЭИС и потенциодинамической поляризации электроды погружали в раствор NaCl для стабилизации напряжения на 30 и 120 минут. ЭИС получали при потенциале разомкнутой цепи в диапазоне частот от 10000 до 0.01 Гц с амплитудой возмущающего напряжения 5 мВ. Потенциодинамическую поляризацию проводили в диапазоне  $\pm 500$  мВ по отношению к потенциалу разомкнутой цепи. Обработка полученных кривых и составление эквивалентных схем выполняли с помощью приложения EIS Spectrum Analyser.

### РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТА И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 1 представлены типичные РЭМ-изображения поверхности сплава АМ60 в исходном состоянии, полученные с помощью детектора обратно рассеянных электронов. На поверхности фиксируется наличие вторичных фаз в виде сетки и относительно крупных равноосных частиц, отличающихся по контрасту от основной фазы. Методом МРСА установлено, что в более светлых областях, образующих сетку, имеет место повышенное (по сравнению с содержанием

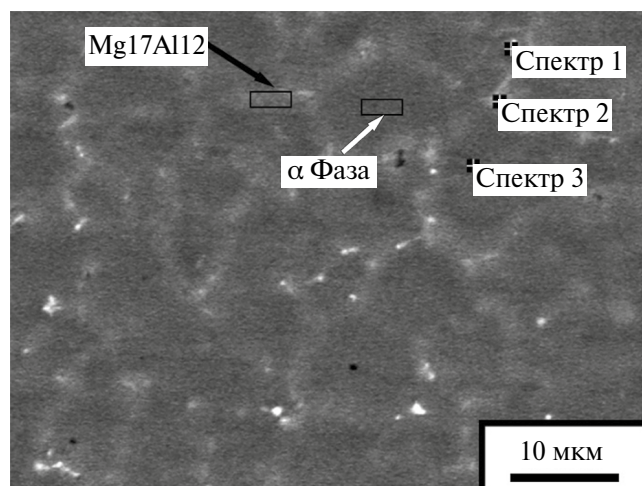


Рис. 1. РЭМ-изображение поверхности сплава с указанием областей проведения МРСА. Черной стрелкой отмечена  $\beta$ -фаза, белой стрелкой отмечена  $\alpha$ -фаза.

в более темных областях) содержание алюминия. Последнее указывает на то, что светлым участкам может отвечать интерметаллидная  $\beta$ -фаза ( $Mg_{17}Al_{12}$ ). МРСА относительно грубых частиц, проявляющих самый светлый контраст, показал наличие в них повышенного содержания марганца (табл. 1, спектр 1). Можно заключить, что указанные частицы образованы твердым раствором магния в марганце. Полученные результаты хорошо совпадают с результатами исследования сплава АМ60, выполненного в [15, 6].

**Таблица 1.** Результаты МРСА для сплава в исходном состоянии

| Спектр МРСА, отмеченный на рис. 1 | Содержание Mg, вес. % | Содержание Al, вес. % | Содержание Mn, вес. % |
|-----------------------------------|-----------------------|-----------------------|-----------------------|
| 1                                 | 48                    | 20                    | 32                    |
| 2                                 | 77                    | 23                    |                       |
| 3                                 | 96                    | 4                     |                       |

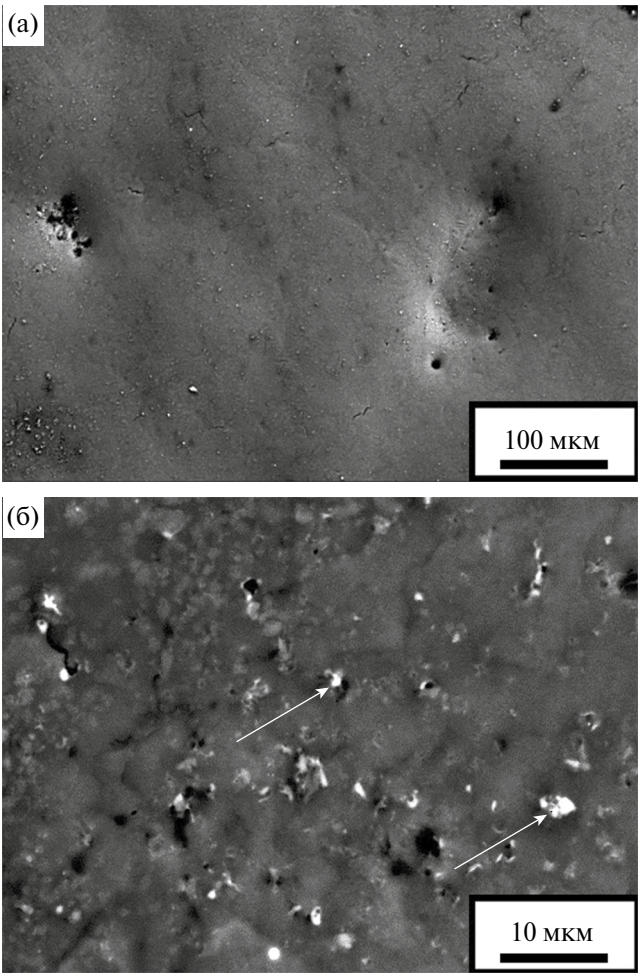
На рис. 2 представлено РЭМ-изображение поверхности сплава после воздействия НСЭП. Видно, что на поверхности образовались трещины и сформировался рельеф. Трещины и впадины рельефа могут являться центрами развития коррозии. Сетка  $\beta$ -фазы распалась, и в структуре присутствуют только равноосные частицы со светлым контрастом (рис. 2б, показаны стрелками). Исчезновение сетки может указывать на растворение  $\beta$ -фазы в матрице в результате воздействия НСЭП. Основой равноосных частиц является твердый раствор на основе марганца.

Средний элементный состав сплава в исходном состоянии и после воздействия НСЭП, полученный при анализе участков поверхности площадью 0.07 мм<sup>2</sup>, показал наличие только магния и алюминия (табл. 2). Содержание алюминия составляет 6 и 7 вес.%, соответственно. Обогащение приповерхностного слоя сплава алюминием после воздействия НСЭП может быть связано с преимущественным испарением магния в процессе воздействия.

**Таблица 2.** Результаты МРСА для сплава в различных состояниях

| Состояние              | Содержание Mg, вес. % | Содержание Al, вес. % |
|------------------------|-----------------------|-----------------------|
| Исходное               | 94                    | 6                     |
| После воздействия НСЭП | 93                    | 7                     |

Анализ дифрактограмм, приведенных на рис. 3а и 3б для сплава в исходном состоянии и после воздействия НСЭП, показал наличие только



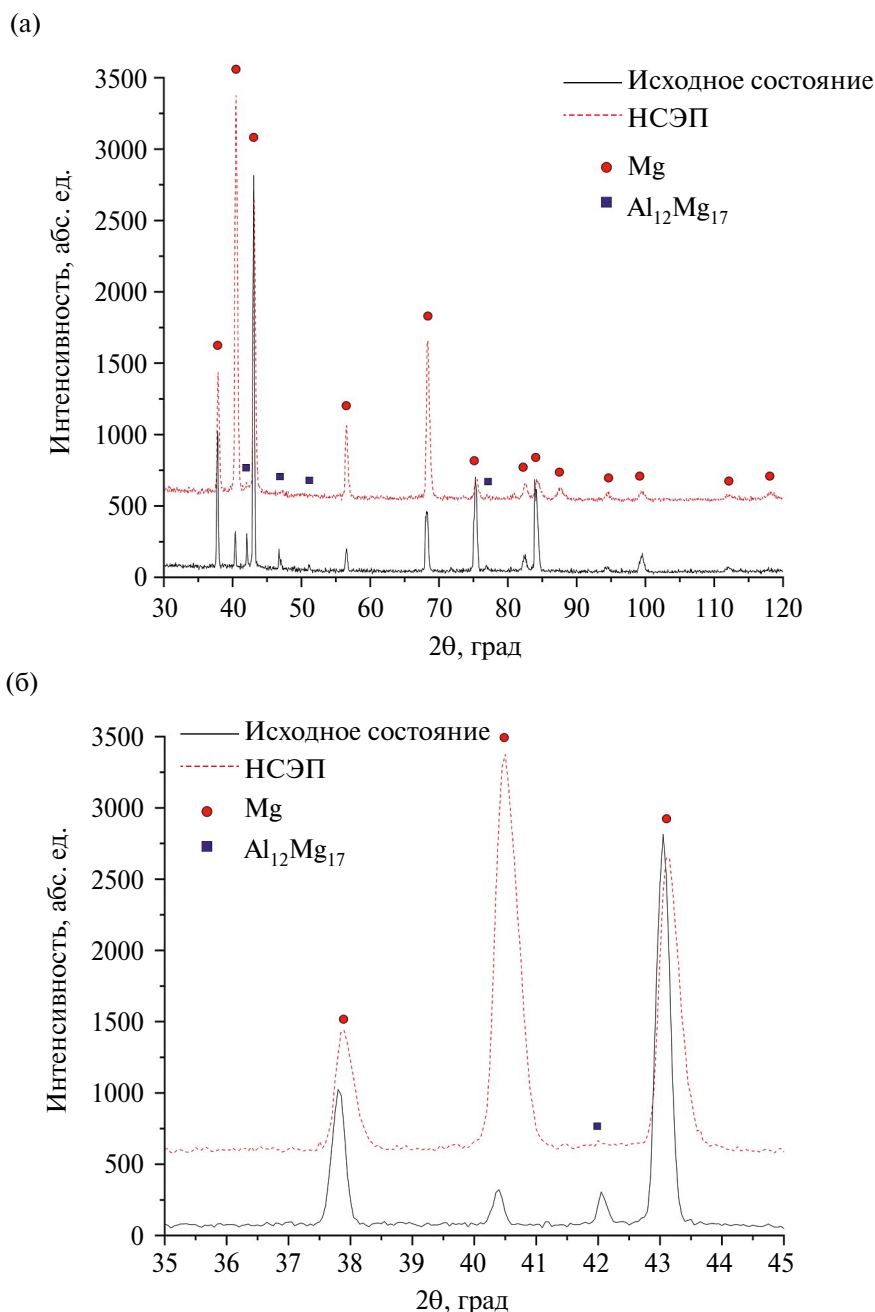
**Рис. 2.** РЭМ-изображения поверхности сплава после воздействия НСЭП при малом (а) и большом (б) увеличении.

двух фаз – твердого раствора на основе магния ( $\alpha$ -фаза) и соединения  $Mg_{17}Al_{12}$  ( $\beta$ -фаза). Основное отличие дифрактограмм заключается в уменьшении интенсивности самого сильного пика (330)  $\beta$ -фазы и практически полном исчезновении более слабых пиков этой фазы в результате воздействия НСЭП. Расчет показал, что содержание  $\beta$ -фазы снижается с 8 до 2 вес. %. Полученные данные хорошо согласуются с данными РЭМ.

После воздействия НСЭП произошло смещение пиков в сторону больших углов, свидетельствующее об уменьшении параметра решетки, и их уширение. Данные анализа представлены в табл. 3 для углов  $2\theta$  в интервале 35°–45°.

**Таблица 3.** Значения полуширины линий (FWHM) в интервале углов  $2\theta$  35°–45° и параметров решетки сплава до и после воздействия НСЭП

| Состояние  | FWHM  | $a$ , Å | $c$ , Å |
|------------|-------|---------|---------|
| Исходное   | 0.241 | 3.19    | 5.18    |
| После НСЭП | 0.381 | 3.18    | 5.16    |



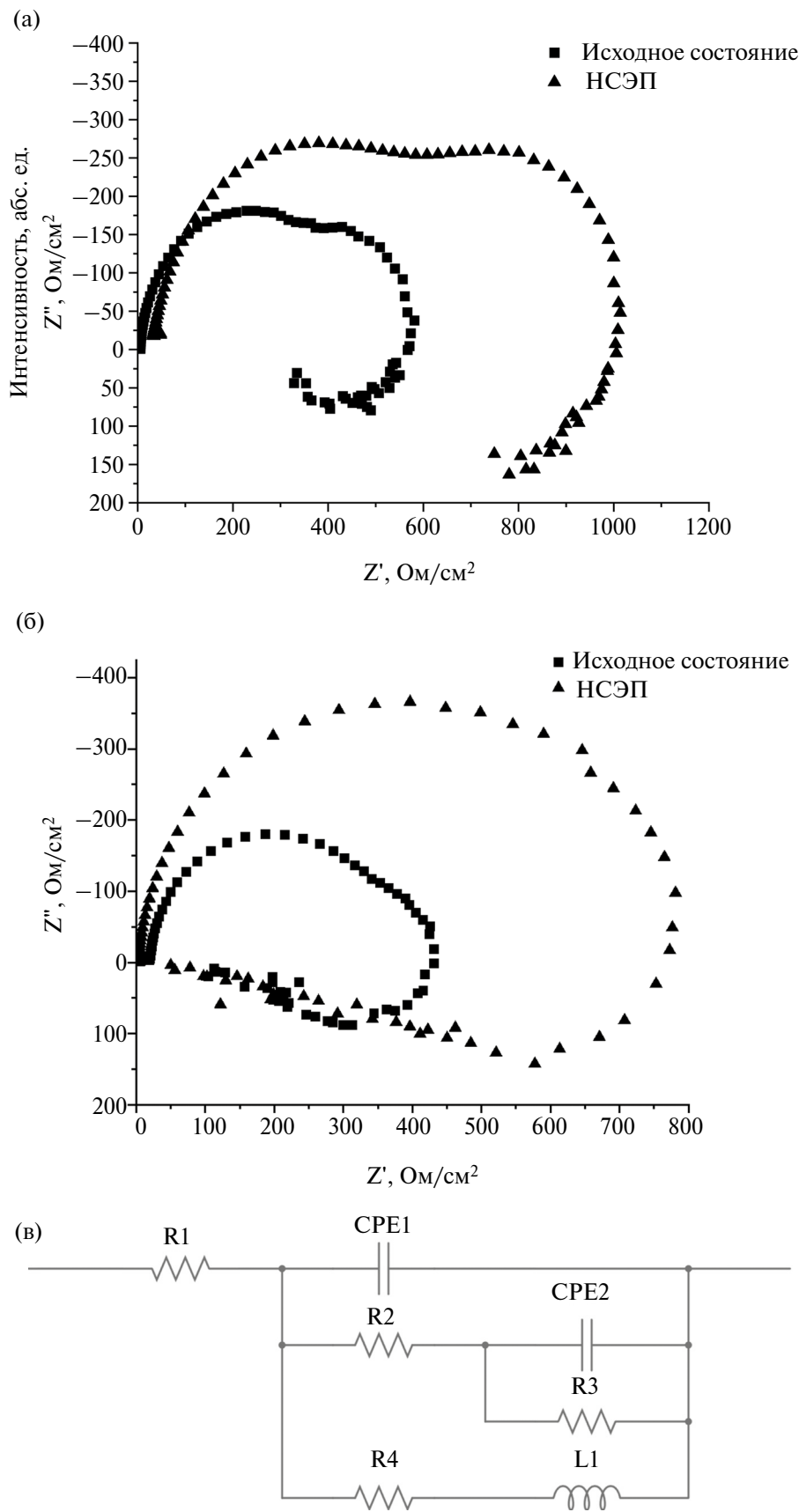
**Рис. 3.** Дифрактограммы сплава в исходном состоянии и после воздействия НСЭП в интервале  $2\theta$ :  $30^\circ$ – $120^\circ$  (а) и  $35^\circ$ – $45^\circ$  (б).

Снижение параметра решетки вызвано увеличением концентрации алюминия в твердом растворе. Аналогичный результат был получен в работе [8] после воздействия НСЭП на сплав AZ91MP.

Измерение микротвердости поверхности сплава в различных состояниях показало, что воздействие НСЭП приводит к увеличению  $HV$  на 12%, до  $71.4 \pm 5.7 HV_{0.1}$ , по сравнению с микротвердостью сплава в исходном состоянии  $63.5 \pm 4.6 HV_{0.1}$ .

На рис. 4 представлены графики Найквиста и соответствующая им эквивалентная схема.

На графиках Найквиста (рис. 4а и б) наблюдаются 2 емкостных контура на высоких и средних частотах, а также индукционная петля на малых частотах. В данном случае емкостные петли на высокой частоте связаны с процессом переноса электронов на поверхности, а также с процессом заряда–разряда двойного электрического слоя между поверхностью электрода и раствором электролита [17]. Индуктивная петля в области низких частот может быть связана с процессом высвобождения ионов  $Mg^{2+}$  и  $Mg(OH)_2$  [18]. Последнее указывает на схожий механизм корро-



**Рис. 4.** Графики Найквиста, полученные при различном времени выдержки в электролите сплава: а – 30 мин, б – 120 мин и соответствующая им эквивалентная схема (в).

зии сплава АМ60 до и после воздействия НСЭП. Диаметры контуров различаются, для облученного сплава в обоих случаях он больше, что указывает на меньшую скорость коррозии по сравнению с материалом в исходном состоянии. На эквивалентной схеме, представленной на рис. 4в,  $R_1$  представляет собой сопротивление раствора электролита,  $R_2$  отвечает за сопротивление переноса заряда, возникающее на поверхности электрода,  $CPE_1$  соответствует электрической емкости двойного слоя,  $R_3$  и  $CPE_2$  — сопротивление и емкость оксидной пленки соответственно,  $R_4$  и  $L_1$  — сопротивление, которое может возникнуть в результате промежуточных реакций на поверхности электрода (высвобождение ионов магния), и индуктивность, соответственно [19]. В данной схеме вместо чистой емкости  $C$  используется  $CPE$ , поскольку данный элемент учитывает отклонение от идеального поведения диэлектрика и взаимосвязан с неоднородностями на поверхности электрода [20]. Значения поляризационного сопротивления исследуемых состояний представлены в табл. 4. Из табл. 4 видно, что у сплава после воздействия НСЭП поляризационное сопротивление выше в 1.7 и 2.4 раза при времени выдержки 30 и 120 мин, соответственно, что указывает на формирование более коррозионностойкого защитного оксидного слоя на поверхности сплава после воздействия НСЭП. Последнее связано с более высоким содержанием алюминия в приповерхностном слое.

На рис. 5 представлены потенциодинамические поляризационные кривые, полученные для сплава до и после воздействия НСЭП при различных временах

выдержки в 1-молярном растворе NaCl. Соответствующие им значения плотности коррозионного тока представлены в табл. 5. Для расчета плотности тока коррозии учитывались как катодная область поляризации, так и анодная.

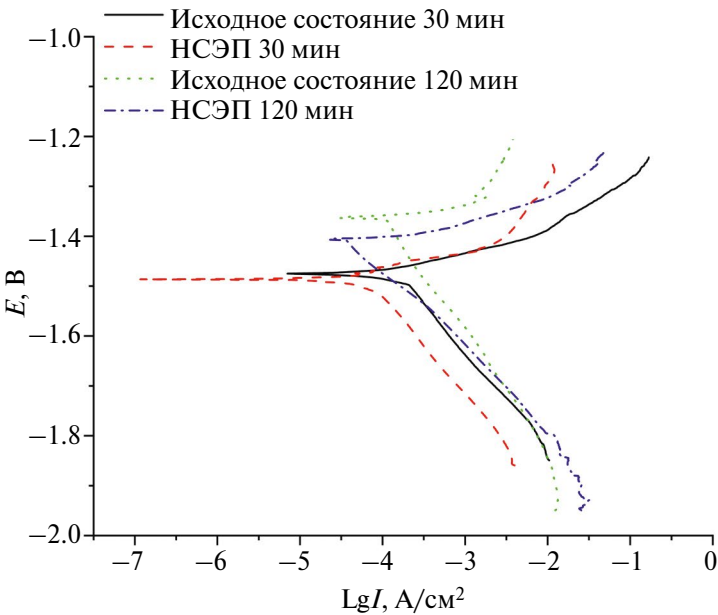
**Таблица 4.** Значения поляризационного сопротивления сплава до и после воздействия НСЭП при различном времени выдержки в растворе электролита

| Состояние  | $R_p$ , Ом/см <sup>2</sup> |         |
|------------|----------------------------|---------|
|            | 30 мин                     | 120 мин |
| Исходное   | 576                        | 400     |
| После НСЭП | 963                        | 896     |

**Таблица 5.** Значения плотности тока коррозии сплава до и после воздействия НСЭП при различном времени выдержки в растворе электролита

| Состояние              | Время выдержки, мин | $J_{\text{коррозия}}$ , А/см <sup>2</sup> |
|------------------------|---------------------|-------------------------------------------|
| Исходное               | 30                  | $9.4 \cdot 10^{-5}$                       |
| После воздействия НСЭП | 30                  | $3.3 \cdot 10^{-5}$                       |
| Исходное               | 120                 | $14.9 \cdot 10^{-5}$                      |
| После воздействия НСЭП | 120                 | $7.2 \cdot 10^{-5}$                       |

Из результатов, представленных на рис. 5 и в табл. 5, видно, что при различных временах выдержки в растворе электролита лучшие коррозионные свойства проявляет сплав после воздействия НСЭП. Это выражено в смещении Тафе-



**Рис. 5.** Потенциодинамические кривые, полученные для сплава до и после воздействия НСЭП при различном времени выдержки в растворе электролита.

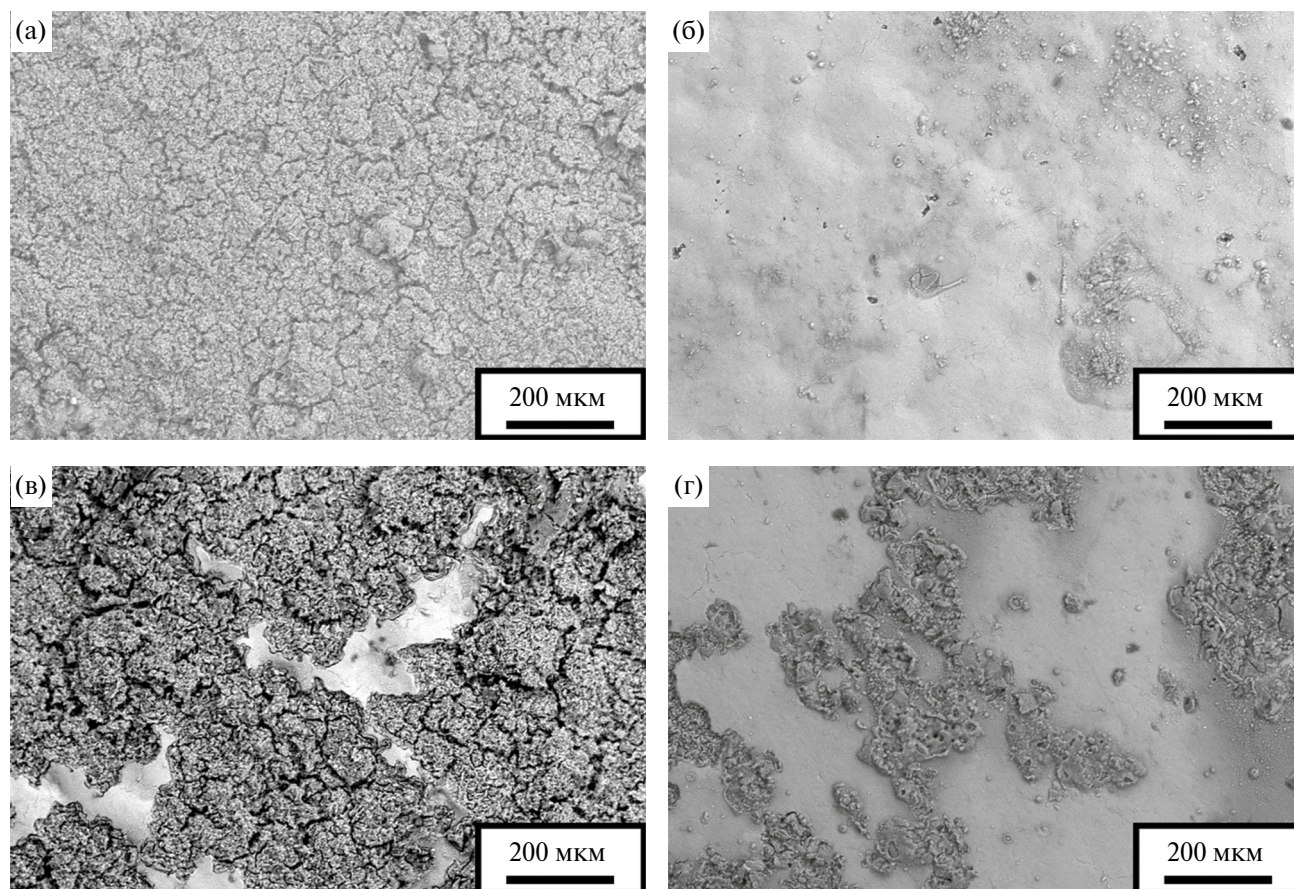
левских графиков в левую сторону по сравнению с графиками, полученными для сплава в исходном состоянии. Последнее повлияло на значение плотности коррозионного тока, которое более чем в 2 раза меньше для сплава после воздействия НСЭП, что указывает на его лучшее сопротивление коррозии. Для обоих состояний сплава и обоих времен выдержки в растворе электролита при относительно высоких потенциалах наблюдались небольшие скачки в изменении плотности тока с изменением потенциала. Данный характер изменения плотности коррозионного тока может быть связан с зарождением и репассивацией питтингов. Аналогичные скачки на Тафелевских графиках для сплава АМ60, помещенного в щелочную среду, наблюдались в работе Metalnikov и др [21].

На рис. 6 представлены РЭМ-изображения поверхностей сплава после коррозионных испытаний. Из рис. 6 видно, что на поверхности сплава без воздействия НСЭП (рис. 6а и в) скопления продуктов коррозии ( $Mg$  и  $Mg(OH)_2$ ) формируются активнее в связи с большим содержанием магния в приповерхностном слое исходных образцов. При этом формирующийся осадок имеет

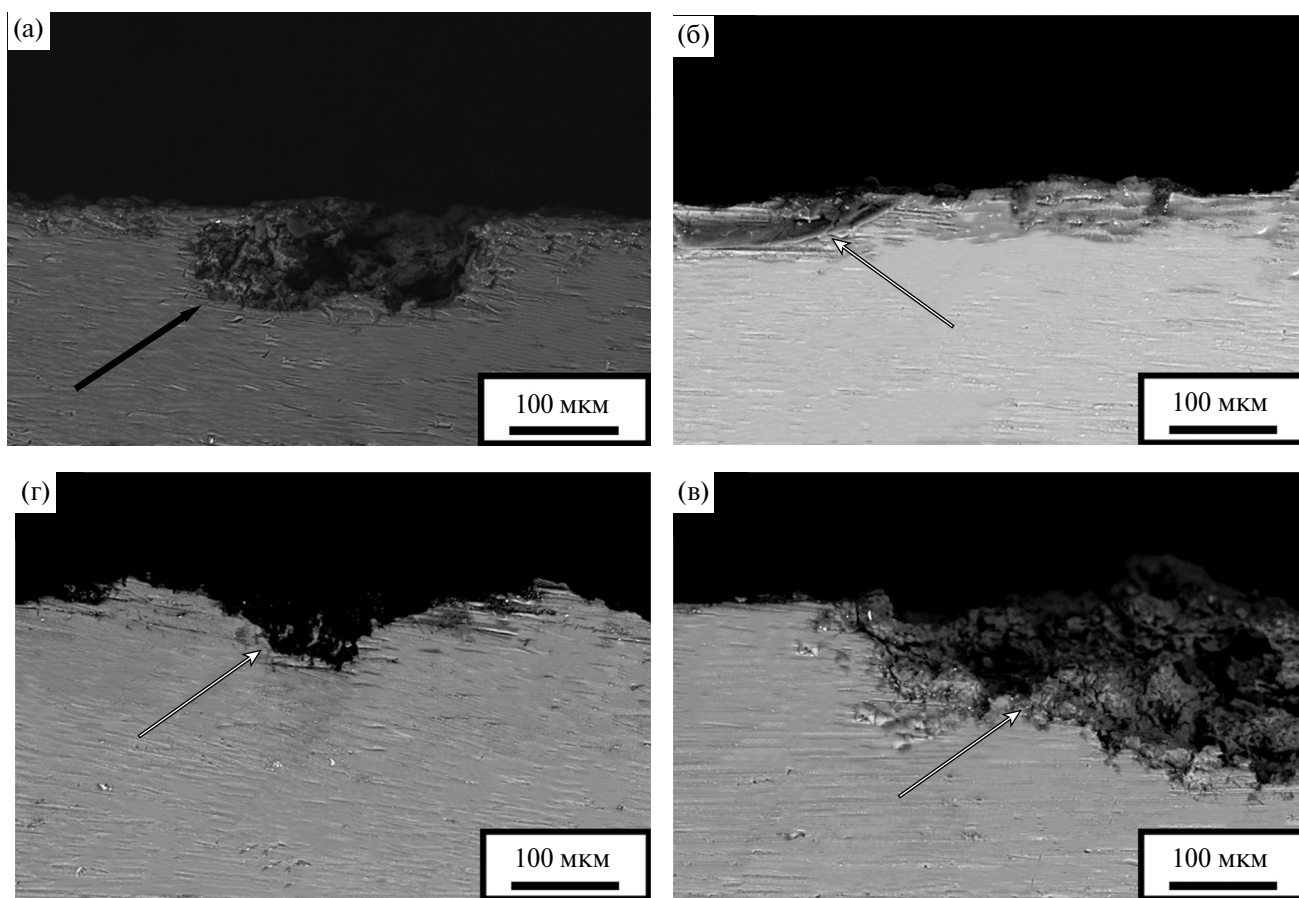
рыхлую и пористую структуру. На поверхности сплава после воздействия НСЭП наблюдается меньшее количество трещин и меньшее содержание продуктов коррозии, что обусловлено формированием более прочного защитного оксидного слоя, по сравнению со сплавом без воздействия НСЭП, вследствие более высокого содержания алюминия и более равномерного его распределения в приповерхностном слое.

Лучшее сопротивление протеканию коррозионных процессов сплава после воздействия НСЭП подтверждается РЭМ-изображениями поперечных сечений образцов (рис. 7). Из рис. 7 видно, что глубина питтингов (отмечены стрелками) в результате воздействия НСЭП снижается в два раза: с  $\sim 100$  и  $\sim 160$  мкм до  $\sim 40$  и  $\sim 80$  мкм для времени выдержки 30 и 120 минут, соответственно. Таким образом установлено, что обработка НСЭП поверхности магниевого сплава АМ60 позволяет значительно улучшить его коррозионные свойства за счет изменения элементного и фазового состава приповерхностного слоя.

Природа изменения коррозионных свойств сплава АМ60 такая же, как в коррозионно-стойких магниевых сплавах серии AZ. Причиной



**Рис. 6.** РЭМ-изображения поверхности сплава после коррозионных испытаний: а, б — до и после воздействия НСЭП при 30 мин выдержки в растворе электролита; в, г — до и после воздействия НСЭП при 120 мин выдержки.



**Рис. 7.** РЭМ-изображения поперечных сечений образцов сплава после коррозионных испытаний: а, б — до и после воздействия НСЭП при 30 мин выдержки в растворе электролита; в, г — до и после воздействия НСЭП при 120 мин выдержки.

увеличения сопротивления коррозии в результате воздействия НСЭП в обоих случаях является обогащение приповерхностного слоя алюминием и снижение содержания  $\beta$ -фазы.

### ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Было изучено влияние обработки низкоэнергетическим сильноточным электронным пучком магниевого сплава АМ60. Установлено, что обработка приводит к снижению содержания  $\beta$ -фазы ( $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ ) в приповерхностном слое сплава. В результате обработки сильноточным электронным пучком в приповерхностном слое сплава возрастает концентрация алюминия вследствие более быстрого испарения магния с поверхности, а распределение Al становится более однородным из-за снижения содержания  $\beta$ -фазы в приповерхностном слое. Увеличение однородности распределения алюминия в приповерхностном слое сплава в результате воздействия НСЭП приводит к увеличению сопротивления коррозии сплава: поляризационное сопротивление увеличивается в 1.7 и 2.4 раза при 30 и 120 мин выдерж-

ки, соответственно. Плотность тока коррозии уменьшается в 2 раза. Глубина питтингов уменьшается в 2 раза во всех исследованных условиях вследствие формирования более коррозионно-стойкого защитного слоя в результате воздействия НСЭП. Полученные результаты указывают на схожесть природы увеличения сопротивления коррозии в результате воздействия НСЭП на поверхность магниевых сплавов средней прочности (серии АМ) и коррозионно-стойких сплавов серии АЗ.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, темы FWRW-2021-0003.

Авторы данной работы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Tan J., Ramakrishna S.* Applications of magnesium and its alloys: a review // *Appl. Sci.* 2021. V. 11. № 15. article number 6861. <https://doi.org/10.3390/app11156861>
2. *Prasad S.V., Prasad S.B., Verma K., Mishra R.K., Kumar V., Singh S.* The role and significance of Magne-

- sium in modern day research-A review // J. Magnes. Alloy. 2022. V. 10. № 1. P. 1–61.  
<https://doi.org/10.1016/j.jma.2021.05.012>
3. *Захаров А.М.* Промышленные сплавы цветных металлов. Фазовый состав и структурные составляющие. М.: Металлургия, 1980. 256 с.
4. *Esmaily M., Svensson J.E., Fajardo S., Birbilis N., Frankel G.S., Virtanen S., Arrabal R., Thomas S., Johansson L.G.* Fundamentals and advances in magnesium alloy corrosion // Prog. Mater. Sci. 2017. V. 89. P. 92–193.  
<https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2017.04.011>
5. *Gao B., Hao S.* Improvement of wear resistance of Mg alloy AZ91HP by high current pulsed electron beam treatment // Trans. Mater. Heat Treat. 2004. V. 25. P. 1029–1031.
6. *Wu P.P., Deng K.K., Nie K.B., Zhang Z.Z.* Corrosion Resistance of AZ91 Mg Alloy Modified by High-Current Pulsed Electron Beam // Acta Metall. Sin. (Engl. Lett.). 2019 V. 32. № 2. P. 218–226.  
<https://doi.org/10.1007/s40195-018-0798-1>
7. *Hao S., Li M.* Producing nano-grained and Al-enriched surface microstructure on AZ91 magnesium alloy by high current pulsed electron beam treatment // Nuclear Instruments and Methods in Physics Research, Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms. 2016. V. 375. № 3. P. 1–4.  
<https://doi.org/10.1016/j.nimb.2016.03.035>
8. *Li M.C., Hao S.Z., Wen H., Huang R.F.* Surface composite nanostructures of AZ91 magnesium alloy induced by high current pulsed electron beam treatment // Appl. Surf. Sci. 2014. V. 303. P. 350–353.  
<https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2014.03.004>
9. *Ye H., Chen R., Yan Z.L.* Effect of electron beam treatment on the surface properties of AZ31B Mg alloy // Adv. Mater. Res. 2012. V. 424–425. P. 1016–1019.  
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/amr.424-425.1016>
10. *Lee W.J., Kim J., Park H.W.* Improved corrosion resistance of Mg alloy AZ31B induced by selective evaporation of Mg using large pulsed electron beam irradiation. J. Mater. Sci. Technol. 2019. V. 35(5). P. 891–901.  
<https://doi.org/10.1016/j.jmst.2018.12.004>
11. *Ротштейн В.П., Проскуровский Д.И., Озур Г.Е., Иванов Ю.Ф.* Модификация поверхностных слоев металлических материалов низкоэнергетическими сильноточными электронными пучками. Новосибирск: Наука, 2019. 320 с.
12. *Morini F., Bestetti M., Franz S., Vincenzo A., Markov A., Yakovlev E.* Surface properties modification of magnesium alloys by low energy high current pulsed electron beam // Surf. Coat. Technol. 2021. V. 420. article number 127351.  
<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2021.127351>
13. *Озур Г.Е., Проскуровский Д.И.* Источники низкоэнергетических сильноточных электронных пучков с плазменным анодом. Новосибирск: Наука, 2018. 176 с.
14. *Proskurovsky D.I., Rotshtein V.P., Ozur G.E., Markov A.B., Nazarov D.S., Shulov V.A., Ivanov Yu.F., Buchheit R.G.* Pulsed electron-beam technology for surface modification of metallic materials // J. Vac. Sci. Technol. A. 1998. V. 16. P. 2480–2488.  
<https://doi.org/10.1116/1.581369>
15. *Azadi M., Rezanezhad S., Ali S., Talesh A., Ivanov K., Teresov A.* The effect of pulsed electron beam irradiation on surface characteristics of AM60 magnesium alloy Prog // Phys. Sppl. 2021. V. 1. P. 63–73.  
<https://doi.org/10.22075/PPAM.2021.24156.1012>
16. *Azadi M., Ivanov K., Rezanezhad S., Ali S., Talesh A.* Scanning and transmission electron microscopy analysis for surface-modified AM60 magnesium alloy by pulsed electron beam irradiation // Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms. 2022. V. 513. P. 9–13.  
<https://doi.org/10.1016/j.nimb.2021.12.014>
17. *Wu W., Yin H., Zhang H., Kang J., Li Y., Dan Y.* Electrochemical Investigation of Corrosion of X80 Steel under Elastic and Plastic Tensile Stress in CO<sub>2</sub> Environment // Metals. 2018. V. 8. № 11. article number 949.  
<https://doi.org/10.3390/met8110949>
18. *Chen J., Wang J., Han E., Dong J., Ke W.* AC impedance spectroscopy study of the corrosion behavior of an AZ91 magnesium alloy in 0.1M sodium sulphate solution // Electrochim. Acta. 2007. V. 52. article number 3299.  
<https://doi.org/10.1149/1.1415722>
19. *Meng Y., Gao H., Jiaqi H., Gao L.* Effect of pH value on the corrosion and corrosion fatigue behavior of AM60 magnesium alloy // J. Mater. Res. 2019. V. 34(6). P. 1054–1063.  
<https://doi.org/10.1557/jmr.2018.489>
20. *Du H., Ren X., Pan D., An Y., Wei Y., Liu X., Hou L., Liu B., Liu M., Guo Z.* Effect of phosphating solution pH value on the formation of phosphate conversion coatings for corrosion behaviors on AZ91D // Adv. Compos. Hybrid Mater. 2021. V. 4. P. 401–414.  
<https://doi.org/10.1007/s42114-021-00222-3>
21. *Metalsnikov P., Ben-Hamu G., Shin K.S., Eliezer A.* Effect of Ca Addition on Corrosion Behavior of Wrought AM60 Magnesium Alloy in Alkaline Solutions // Metals. 2021. V. 11. article number 1172.  
<https://doi.org/10.3390/met11081172>

## **Influence of Low-Energy High-Current Electron Beam Exposure on the Phase Composition and Corrosion Resistance of the AM60 Magnesium Alloy**

**K. O. Akimov<sup>1, \*</sup>, K. V. Ivanov<sup>1</sup>, M. G. Figurko<sup>1</sup>**

<sup>1</sup> *Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch,  
Russian Academy of Sciences, Tomsk, 634055 Russia*

*\* e-mail: akimov\_ko@ispms.ru*

**Abstract** — The surface of an AM60 (Al — 5.5, Zn — 0.2, Cu — 0.009, Fe — 0.005, Si — 0.1; Ni — 0.002, Mn — 0.3 wt.%, Mg — the rest) magnesium alloy was exposed to a low-energy high-current electron beam. After the irradiation, the content of the  $\beta$ -phase ( $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ ) decreases and the aluminum content increases in the alloy surface layer. After the exposure to the electron beam, the corrosion resistance of the alloy in a 1-molar NaCl solution increases significantly compared to the initial state. The physical reason for the increase in the alloy corrosion resistance after exposure to the electron beam is the higher corrosion resistance of the oxide film formed on the alloy surface due to the increased aluminum content.

**Keywords:** low-energy high-current electron beam, magnesium alloy, phase composition, corrosion