

НГТУ



НЭТИ

Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov


Термическая стабильность микроструктуры сплава Mg-Y-Nd в экструдированном состоянии

Анна Ерошенко^{1, a, *}, Елена Легостаева^{1, b}, Иван Глухов^{1, c}, Павел Уваркин^{1, d}, Алексей Толмачев^{1, e},
Юрий Шаркеев^{1, 2, f}

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Академический проспект, 2/4, Томск, 634055, Россия

² Национальный исследовательский Томский политехнический университет, пр. Ленина, 30, г. Томск, 634050, Россия

^a <https://orcid.org/0000-0001-8812-9287>, eroshenko@ispms.ru; ^b <https://orcid.org/0000-0003-3684-9930>, lego@ispms.ru;

^c <https://orcid.org/0000-0001-5557-5950>, gia@ispms.ru; ^d <https://orcid.org/0000-0003-1169-3765>, uvarkin@ispms.ru;

^e <https://orcid.org/0000-0003-4669-8478>, tolmach@ispms.ru; ^f <https://orcid.org/0000-0001-5037-245X>, sharkeev@ispms.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 539.4; 539.25

История статьи:

Поступила: 19 октября 2023

Рецензирование: 16 ноября 2023

Принята к печати: 20 марта 2024

Доступно онлайн: 15 июня 2024

Ключевые слова:

Сплав Mg-Y-Nd

Экструдированное состояние

Микроструктура

Фазовый состав

Термостабильность

Финансирование

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований СО РАН, проект FWRW-2021-0004. Исследования выполнены на экспериментальном оборудовании ЦКП «Нанотех» ИФПМ СО РАН.

Благодарности

Авторы выражают благодарность инженеру Juergen Schmid (Department of Electrochemistry, Innovent Technology Development, Germany) и н.с. Чебодевой В.В. (ИФПМ СО РАН) за помощь в проведении ряда экспериментальных работ.

АННОТАЦИЯ

Введение. На сегодняшний день биорезорбируемые магниевые сплавы, обладающие необходимым комплексом физико-механических, коррозионных и биологических характеристик, являются перспективными материалами в ортопедии и сердечно-сосудистой хирургии. Добавление в состав магниевых сплавов редкоземельных элементов (РЗМ), таких как иттрий, неодим и церий, приводит к улучшению характеристик сплавов. В сравнении с широко используемыми титановыми сплавами магниевые сплавы имеют ряд преимуществ: они способны резорбировать в организме, что исключает необходимость повторных хирургических операций по извлечению имплантата. Биосовместимые сплавы на основе магния характеризуются достаточно низким модулем упругости (10–40 ГПа), близким к модулю упругости кортикальной кости, что снижает контактное напряжение в системе кость-имплантат. В то же время уровень прочностных свойств магниевых сплавов, легированных РЗМ, не всегда соответствует требованиям, предъявляемым для медицинских приложений. Перспективными являются методы интенсивной пластической деформации (ИПД), например равноканальное угловое прессование, кручение под давлением, мультиосевая ковка (abc-прессование), экструзия и другие, позволяющие за счет измельчения зеренной структуры достигать высокого уровня механических свойств в металлах и сплавах. Применение методов ИПД существенно повышает конструктивную прочность магниевых сплавов в результате получения ультрамелкозернистого (УМЗ) и (или) мелкозернистого (МЗ) состояния. Актуальными являются вопросы, связанные с исследованием термической стабильности и структурно-фазового состояния сплавов на основе магния с необходимым уровнем механических свойств. **Целью работы** являлось установление влияния термического воздействия на микроструктуру экструдированного сплава Mg-Y-Nd. **Методы исследования.** В качестве объекта исследования был выбран сплав Mg-2,9Y-1,3Nd (масс. %): Mg 95,0; Y 2,9; Nd 1,3; Fe ≤ 0,2; Al ≤ 0 в экструдированном состоянии. С целью исследования термостабильности микроструктуры образцы сплава отжигали в течение одного часа в аргоне при температурах 100, 300, 350, 450, 525 °С. Микроструктуру и фазовый состав образцов исследовали с помощью оптической микроскопии, просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа. **Результаты и обсуждение.** Показано, что в деформированном экструзией магниевом сплаве Mg-2,9Y-1,3Nd формируется бимодальная мелкозернистая микроструктура. Установлено, что помимо стабильной основной α-фазы магния в структуре образуются также интерметаллидные частицы Mg₂₄Y₅ и выделения β-, β'- и β1-фаз. Термическое воздействие в интервале температур 100...450 °С в течение одного часа не оказывает влияния на общий характер структуры в сплаве Mg-2,9Y-1,3Nd, но способствует увеличению линейных размеров выделений β-, β'- и β1-фаз. В диапазоне температур отжига 300...450 °С наблюдается изменение морфологии β-, β'- и β1-фаз при сохранении среднего размера зерна основной α-фазы. Отжиг при 525 °С приводит к заметной трансформации бимодальной микроструктуры, связанной с активным ростом зерна основной фазы и размеров частиц Mg₂₄Y₅, а также выделений β-, β'- и β1-фаз. Отжики в интервале температур 100...450 °С приводят к увеличению линейных размеров частиц Mg₂₄Y₅, выделений β-, β'- и β1-фаз и сохранению бимодальной структуры в сплаве Mg-2,9Y-1,3Nd.

Для цитирования: Термическая стабильность микроструктуры сплава Mg-Y-Nd в экструдированном состоянии / А.Ю. Ерошенко, Е.В. Легостаева, И.А. Глухов, П.В. Уваркин, А.И. Толмачев, Ю.П. Шаркеев // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2024. – Т. 26, № 2. – С. 174–185. – DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.2-174-185.

*Адрес для переписки

Ерошенко Анна Юрьевна, к.т.н., старший научный сотрудник

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,

Академический проспект, 2/4,

634055, г. Томск, Россия

Тел.: 8 (3822) 28-69-11, e-mail: eroshenko@ispms.ru

Введение

На сегодняшний день биорезорбируемые магниевые сплавы, обладающие необходимым комплексом физико-механических, коррозионных и биологических характеристик, являются перспективными материалами в ортопедии и сердечно-сосудистой хирургии [1–8]. Введение в состав магниевых сплавов редкоземельных элементов (РЗМ), таких как иттрий, неодим и церий, приводит к улучшению их характеристик [9]. Например, иттрий способен образовывать стабильные фазы с магнием, что приводит к улучшению прочности и пластичности сплава. Неодим и церий способствуют улучшению коррозионной стойкости и повышению термической стабильности магниевых сплавов.

В сравнении с широко используемыми титановыми сплавами магниевые сплавы имеют ряд преимуществ. Во-первых, магниевые сплавы способны резорбировать в организме, что исключает необходимость проведения хирургических операций по извлечению имплантата [2–4]. Во-вторых, магниевые сплавы обладают хорошей биосовместимостью, не вызывают негативных реакций со стороны организма, воспалительных процессов или реакций отторжения имплантата. В-третьих, они имеют достаточно низкий модуль упругости (10–40 ГПа), близкий к модулю упругости кортикальной кости [3, 4]. С этой точки зрения перспективными являются методы интенсивной пластической деформации (ИПД), например равноканальное угловое прессование, кручение под давлением, мультиосевая ковка (abc-прессование), экструзия и другие, позволяющие за счет измельчения зеренной структуры достигать высокого уровня механических свойств в металлах и сплавах [10–16]. Применение методов ИПД в магниевых сплавах повышает в 2,5 раза конструктивную прочность в результате получения объемного ультрамелкозернистого (УМЗ) и (или) мелкозернистого (МЗ) состояния.

Кроме того, деформируемые магниевые сплавы Mg-Y-Nd (промышленные сплавы WE43, WE54), содержащие редкоземельные металлы иттрий и неодим, также успешно используются в конструкциях деталей систем управления современных летательных аппаратов. Легированные редкоземельными металлами сплавы системы

Mg-РЗМ (неодим, иттрий, кадмий, лантан и др.) используются в основном в авиации и космонавтике, так как они при относительно высоких температурах в диапазоне 250...300 °С являются жаропрочными материалами [17–19].

При получении сплавов на основе магния с необходимым уровнем прочностных свойств важными являются вопросы, связанные с исследованием термической стабильности и структурно-фазового состояния рассматриваемых сплавов. Это обусловлено многообразием формирующихся структур в магниевых сплавах как в литом состоянии, так и в состоянии после деформационного воздействия, которые в значительной степени влияют на физико-механические и функциональные свойства. Все это определяет актуальность исследований, направленных на получение высокопрочного состояния в магниевых сплавах и на решение задач, связанных с анализом их термостабильности и структурно-фазового состояния.

Цель исследования – установление влияния термического воздействия на микроструктуру и фазовый состав экструдированного магниевого сплава Mg-Y-Nd.

Методика исследований

В качестве объекта исследования был выбран сплав Mg-2.9Y-1.3Nd (промышленный WE43). Сплав имел следующий состав (масс. %): Mg 95,0; Y 2,9; Nd 1,3; Fe ≤ 0,2; Al ≤ 0. Сплав был получен методом непрерывного литья в кокиль [20]. С целью измельчения зерна и повышения механических свойств заготовки магниевого сплава подвергались ИПД-экструзии при температуре 350 °С. Диаметр исходных прутков составил 60 мм, а после экструзии – 14 мм. Величину истинной деформации определяли как логарифм отношения начальной и конечной толщины образца. Накопленная величина логарифмической деформации в результате обработки для образцов составила 1,46.

Микроструктуру и фазовый состав образцов исследовали с помощью оптической микроскопии (микроскоп Carl Zeiss Axio Observe, Germany), просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) (микроскоп JEOL JEM 210 0, Akishima, Japan) и растровой электронной микроскопии (РЭМ) (микроскоп LEO EVO 50 Carl Zeiss,

Germany). Рентгеноструктурные исследования проводили в CoK α -излучении (прибор ДРОН 7, НПП «Буревестник», Россия). Средний размер элементов структуры (зерна, субзерна, фрагменты) определяли методом секущей [21].

Образцы сплава Mg-2.9Y-1.3Nd отжигали в течение одного часа в аргоне при температурах 100, 300, 350, 450, 525 °С. Как показано в работах [22–24], в результате термической обработки для сплавов системы Mg-Y-Nd при тем-

пературах в диапазоне 100...525 °С наблюдают-ся различные структурно-фазовые перестройки, а также сложный характер температурной зависимости теплоемкости.

Результаты и их обсуждение

На рис. 1 представлены оптическое и ПЭМ-изображения микроструктуры сплава Mg-2.9Y-1.3Nd в экструдированном состоянии. Микро-

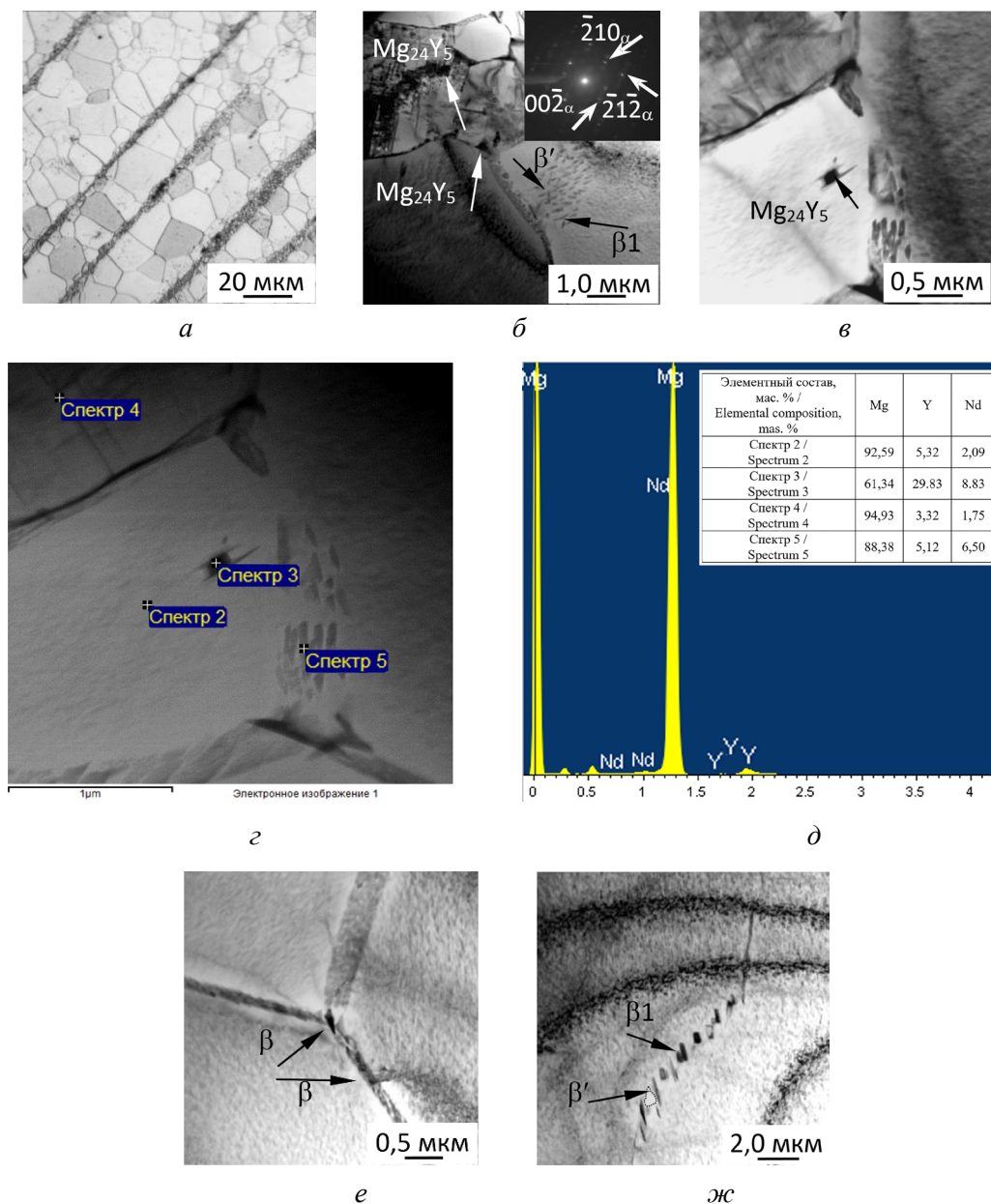


Рис. 1. Оптическое (а) и светлопольные ПЭМ-изображения (б, в, г, е, ж) с соответствующей микродифракционной картиной микроструктуры; энергодисперсионные спектры и элементный состав (з, д) экструдированного сплава Mg-2.9Y-1.3Nd

Fig. 1. Optical (a) and bright field TEM images (б, в, г, е, ж), energy dispersive spectra and elemental composition (з, д) of extruded Mg-2.9Y-1.3Nd alloy. Insert: selected area diffraction pattern

структура магниевого сплава имеет бимодальный характер (рис. 1, *а*). Согласно данным ПЭМ, микроструктура экструдированного сплава представлена зернами на основе твердого раствора α -Mg (ГПУ-решетка, рис. 1, *б*) и выделениями вторичных фаз на основе Mg, Nd, Y различной морфологии, которые визуализируются внутри и по границам зерен (рис. 1, *б, в, г, е, ж*). Указанные фазы в сплавах системы Mg-Y-Nd в работах [25–30] идентифицируются как частицы интерметаллида $Mg_{24}Y_5$ (ОЦК-решетка) и выделения метастабильных фаз трех типов: β -фаза ($Mg_{14}Nd_2Y$, ГЦК-решетка) в виде сетки выделений, выделения глобулярной морфологии β' -фазы $Mg_{12}YNd$ (орторомбическая решетка) и пластинчатые выделения β_1 -фазы Mg_3NdY (ГЦК-решетка). Выделения β - и β_1 -фаз считаются основными упрочнителями и, как правило, они являются метастабильными фазами в термически обработанном сплаве WE43 [25–29]. Как показано в работе [28], в деформируемом магневом сплаве WE43 при длительном старении имеет место трансформация метастабильной β_1 -фазы в равновесную β -фазу.

На оптических изображениях наблюдаются два различных типа структуры: крупные зерна (средний размер 17 мкм) и более мелкие зерна (средний размер 1 мкм). Более мелкие зерна образуют текстурированные полосы. Объемная доля зерен со средним размером 1 мкм составляет 50 %.

Интерметаллидные частицы и выделения идентифицировали при микрорентгеноспектральном анализе элементного состава. На

рис. 1, *г, д* приведены энергодисперсионные спектры, снятые с участка фольги. Частицы $Mg_{24}Y_5$ имеют повышенное содержание иттрия (до 30 масс. %) и располагаются в основном в теле зерен (рис. 1, *д*). В экструдированном сплаве частицы $Mg_{24}Y_5$ в основном представлены в форме неправильных многогранников со средним размером 0,6 мкм. Согласно данным ПЭМ объемная доля частиц фазы $Mg_{24}Y_5$ не превышает 2 %. В сплаве β -фаза локализуется преимущественно по границам зерен в виде сетки выделений толщиной до 0,3...0,4 мкм. β -фаза представлена в основном многогранниками неправильной формы и в меньшей степени правильными четырехгранниками (рис. 1, *е*). Средний размер глобулов β' -фазы равен 0,2 мкм. Длина и ширина пластин β_1 -фазы меняется в пределах 0,06...0,30 мкм и 0,03...0,04 мкм соответственно (рис. 1, *ж*). Отметим, что пластины β_1 -фазы ориентированы в одном направлении. Содержание иттрия в β -фазе составляет 3,54–7,18 масс. %, а неодима – 2,26–9,59 масс. %. β' -фаза содержит итрий, концентрация которого меняется в пределах 3,21–5,39 масс. %, а неодима – 1,83–2,07 масс. %. В выделениях β_1 -фазы концентрация иттрия и неодима находится в пределах 3,32–5,27 и 1,75–8,46 масс. % соответственно. Выделения β' -фазы в магниевых сплавах системы Mg-Y-Nd в наибольшей степени способствуют увеличению механических свойств за счет дисперсионного упрочнения [24].

На рис. 2 приведены оптические изображения микроструктуры сплава после отжига в интервале температур 100...450 °C. После отжига в диапазоне температур 100...450 °C об-

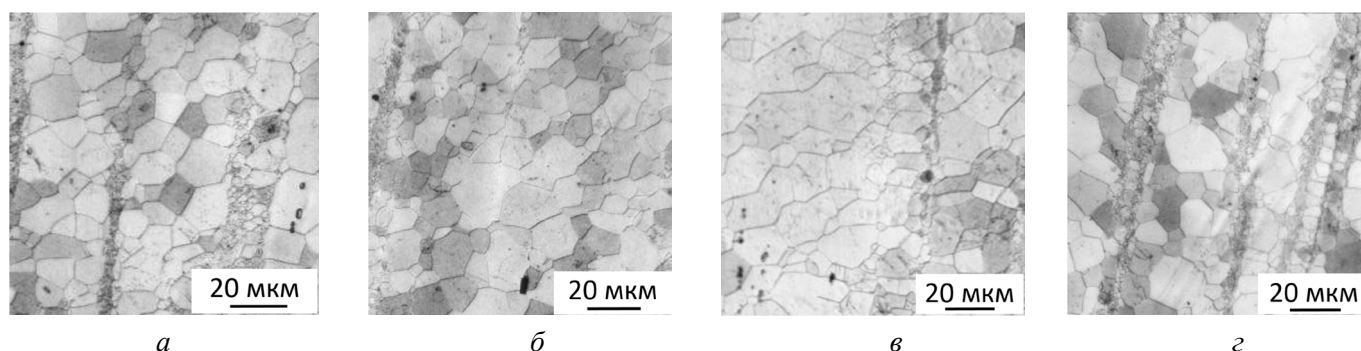


Рис. 2. Оптические изображения микроструктуры экструдированного сплава Mg-2.9Y-1.3Nd после отжига: *а* – 100 °C; *б* – 300 °C; *в* – 350 °C; *г* – 450 °C

Fig. 2. Optical images of extruded Mg-2.9Y-1.3Nd alloy microstructure after annealing at different temperatures: *а* – 100 °C, *б* – 300 °C, *в* – 350 °C, *г* – 450 °C

щий характер микроструктуры сплава практически не меняется (рис. 2, *а–г*). На оптических изображениях после отжига сформированная в результате экструзии бимодальная структура сплава сохраняется. Средний размер более крупных α -зерен для всех образцов, подвергнутых отжигам, составляет 17 мкм. Более мелкие α -зерна имеют размеры в диапазоне 0,2...5,0 мкм. При этом их средний размер после отжига не меняется и составляет 1 мкм.

УМЗ-состояние в сплаве Mg-2.9Y-1.3Nd после экструзии приводит к значительному повышению пределов текучести до $\sigma_{02} = 150$ МПа и прочности до $\sigma_b = 230$ МПа. Согласно данным работы [22] для крупнокристаллического рекристаллизованного состояния, которое получали отжигом экструдированного сплава при температуре 525 °С в течение 6 часов, предел текучести σ_{02} и предел прочности σ_b составили 220 и 340 МПа соответственно. Величина пластичности уменьшилась с 21 до 12 % при переходе от крупнокристаллического к УМЗ-состоянию.

На рис. 3 представлены ПЭМ-изображения микроструктуры магниевого сплава после отжига при различной температуре. В результате отжига сплава при температуре 100 °С на светлопольных изображениях выделяются четыре типа интерметаллидных включений: частицы $Mg_{24}Y_5$ (рис. 3, *а*) и выделения β -, β' - и $\beta 1$ -фаз (рис. 3, *б*), как и в состоянии после экструзии. При этом в отличие от экструдированного сплава средний размер частиц $Mg_{24}Y_5$ увеличивается до 0,9 мкм и отмечается некоторое увеличение ширины субзеренной β -границы, которая варьируется в пределах 0,4...0,5 мкм (рис. 3, *а, б*). Линейные размеры интерметаллидных выделений β' - и $\beta 1$ -фаз не изменялись.

Рост температуры до 300 °С приводит к дальнейшему увеличению среднего размера частиц $Mg_{24}Y_5$, от 0,9 до 1,2 мкм, а также к трансформации морфологии некоторых частиц из неправильных многоугольников в правильные четырехгранники (рис. 3, *в*), что свидетельствует о протекании рекристаллизации. В микроструктуре присутствуют все типы вторичных фаз, перечисленные выше (рис. 3, *г–е*). Происходит увеличение ширины сетки зеренной границы до 1,2–1,7 мкм, содержащей выделения β -фазы (рис. 3, *г*). На светлопольном ПЭМ-изображении (рис. 3 *д, е*) визуализируются глобулярные вы-

деления β' -фазы и $\beta 1$ -пластины. Одновременно с укрупнением частиц $Mg_{24}Y_5$ отмечается также значительное увеличение линейных размеров пластин $\beta 1$ -фазы: длины от 0,3 до 0,8 мкм и ширины от 0,04 до 0,07 мкм (рис. 3, *д*). Выделения β' -фазы имеют средний размер в поперечном сечении, равный 0,2 мкм (рис. 3, *е*). Отметим, что рядом с границами зерен были локализованы более мелкие $\beta 1$ -пластины (рис. 3, *е*), длина которых менялась в диапазоне 0,3...0,8 мкм, а ширина – 0,02...0,08 мкм. Согласно исследованиям авторов в работе [24], формирование пластинчатых $\beta 1$ -выделений связано с присутствием глобулярной β' -фазы.

В работе [23] с помощью ПЭМ-исследований было установлено выделение β' - и $\beta 1$ -фаз в сплаве на основе системы Mg-Y-Nd при температуре 250 °С. Термическая обработка при указанной температуре приводит к формированию метастабильных β' - и $\beta 1$ -фаз, предшествующих образованию равновесной β -фазы. Показано, что $\beta 1$ -фаза представляет собой зародыши в β' -фазе и способна генерировать значительную энергию деформации сдвига.

При отжиге 350 °С происходит значительное увеличение ширины непрерывной субзеренной границы до диапазона 0,8...1,7 мкм (рис. 3, *ж*). Средний размер длины пластин $\beta 1$ -фазы составил 0,6 мкм, ширины – 0,03 мкм, а выделений β' -фазы – 0,2 мкм (рис. 3, *з*). При температуре 350 °С происходит дальнейшее укрупнение интерметаллидных частиц $Mg_{24}Y_5$.

Отжиг при 450 °С приводит к увеличению ширины сетки выделений β -фазы до 2 мкм. В данном случае большинство частиц $Mg_{24}Y_5$ имеют форму четырехгранников со средним размером 1,3 мкм. В локальных областях также присутствуют типичные области, состоящие из глобулярных выделений β' -фазы со средним поперечным размером ~ 0,2 мкм и $\beta 1$ -фазы, длина и ширина которых находились в диапазонах 0,6...0,7 и 0,02...0,05 мкм соответственно (рис. 3, *и*). Сами выделения β -фазы приобретали более выраженную форму ромбов (рис. 3, *к*). Отжиг при 450 °С способствует дальнейшему росту размеров частиц интерметаллидов $Mg_{24}Y_5$. Отметим, что при более высоких температурах термообработки эти выделения $\beta 1$ - и β' -фаз укрупняются или заменяются стабильной β -фазой согласно превращениям $\beta' \rightarrow \beta$ или $\beta 1 \rightarrow \beta$ [24, 27–30].

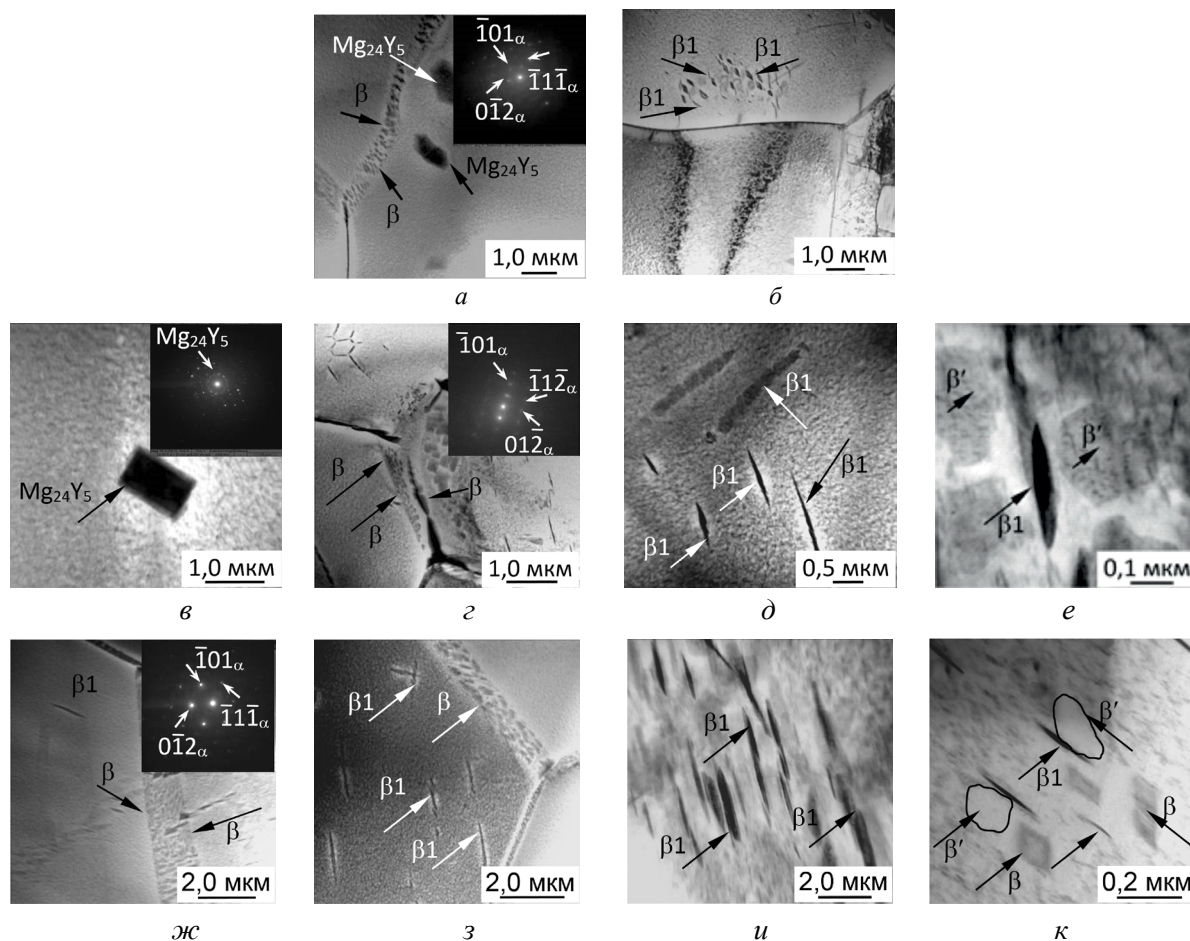


Рис. 3. Светлопольные ПЭМ-изображения микроструктуры с соответствующими микродифракциями экструдированного сплава Mg-2.9Y-1.3Nd после отжигов:

a, б – 100 °C; *в–е* – 300 °C; *ж, з* – 350 °C; *и, к* – 450 °C

Fig. 3. Bright field TEM images with corresponding microdiffraction patterns of extruded Mg-2.9Nd-1.3Y alloy microstructure after annealing at:

a, б – 100 °C; *в–е* – 300 °C; *ж, з* – 350 °C; *и, к* – 450 °C

После отжига при температуре 525 °C в сплаве наблюдается значительная трансформация микроструктуры. Согласно данным оптической и растровой микроскопии структура становится более однородной (рис. 4, *a, б*).

Наблюдается заметный рост среднего размера структуры основной α -фазы магния до 32 мкм, что соответствует крупнокристаллическому состоянию. Текстурированные полосы, состоящие из более мелких зерен фазы магния, отсутствуют, что свидетельствует о протекании интенсивных процессов рекристаллизации. На РЭМ-изображениях отчетливо визуализируются частицы $Mg_{24}Y_5$ и пластины β_1 -фазы. На светлопольных ПЭМ-изображениях присутствуют четыре типа включений: частицы $Mg_{24}Y_5$ (рис. 4, *в*) и выделения β -, β' - и β_1 -фаз (рис. 4, *з, д*), как и при отжиге 450 °C. Сред-

ний размер частиц $Mg_{24}Y_5$ составляет 1,4 мкм, частицы имеют форму правильных четырехгранников. Происходит дальнейшее увеличение ширины сетки субзеренной β -границы, которая варьируется в пределах 0,6...1,2 мкм. Длина и ширина пластин β_1 -фазы изменяются в диапазонах 1,1...6,2 и 0,4...1,0 мкм соответственно. Средний размер выделений β' -фазы составил 0,3 мкм.

На рис. 5 представлены зависимости среднего размера структурных элементов различных фаз от температуры отжига.

При отжигах в интервале температур 100...450 °C средний размер зерна α -фазы не меняется, но при этом происходит некоторое увеличение размеров частиц $Mg_{24}Y_5$ и выделений β -, β' - и β_1 -фаз, что говорит об их термической нестабильности при вышеуказанных

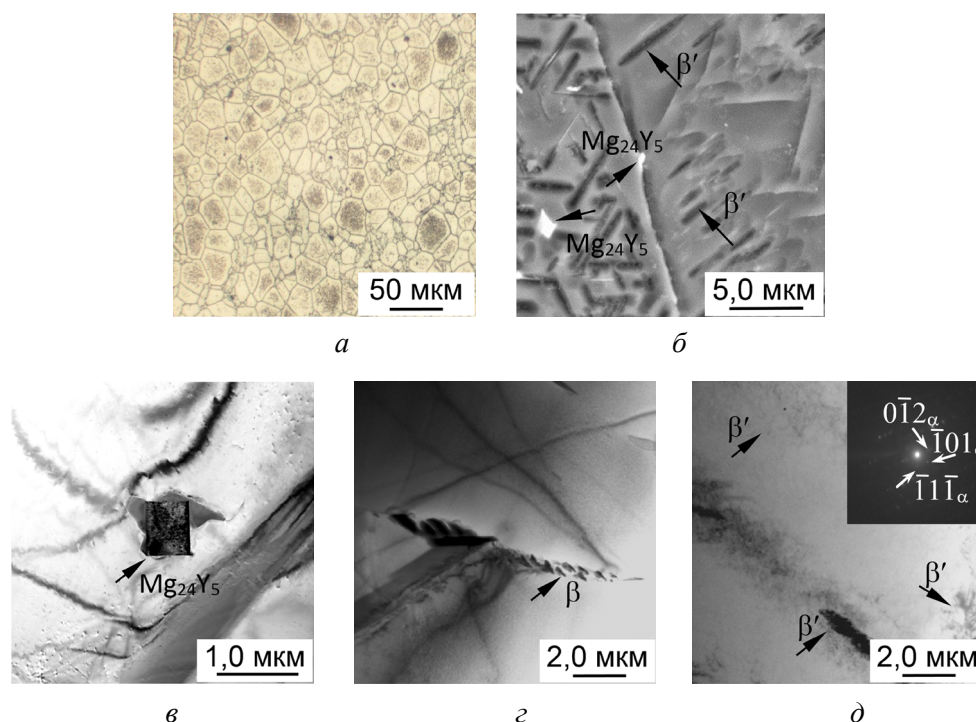


Рис. 4. Оптическое, РЭМ- и ПЭМ-изображения микроструктуры сплава Mg-2.9Y-1.3Nd после отжига при 525 °C:

a – оптическое изображение; *б* – РЭМ-изображение; *в*–*д* – светлопольные ПЭМ-изображения с соответствующей микродифракцией

Fig. 4. Optical, SEM and TEM images of Mg-2.9Y-1.3Nd alloy microstructure after annealing at 525 °C:

a, *б* – optical and SEM images; *в*–*д* – bright field TEM images with corresponding microdiffraction pattern

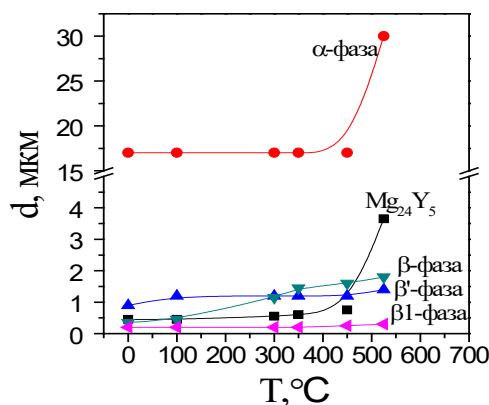


Рис. 5. Зависимости среднего размера структурных элементов фаз от температуры отжига

Fig. 5. The dependences of the average size of structural elements of phases on the annealing temperature

температурах. При температуре 525 °C происходит заметное увеличение как размеров зерна матричной α -фазы магния, так и частиц $Mg_{24}Y_5$ и выделений β -, β' - и β_1 -фаз. Отметим, что в сплаве частицы $Mg_{24}Y_5$ и выделения β -, β' -

и β_1 -фаз присутствуют при достаточно высоких температурах вплоть до 525 °C.

На рис. 6 приведены фрагменты рентгенограмм в экструдированном состоянии сплава Mg-2.9Y-1.3Nd и после отжигов в диапазоне 100...525 °C.

Согласно данным PCA, экструдированный сплав Mg-2.9Y-1.3Nd содержит высокой интенсивности рефлексы от α -фазы (твердый раствор, ГПУ-решетка) магния. После отжига в диапазоне 100...450 °C вид рентгенограмм практически не меняется. Для случая отжига сплава при 525 °C наблюдается заметное уменьшение ширины рентгеновских линий α -фазы и перераспределение интенсивности рефлексов в направлении (100), (101) и (101), что свидетельствует об активных кристаллизационных процессах, сопровождающихся ростом зерна. Результаты ПЭМ-исследований показали, что помимо указанной основной α -фазы магния сплав Mg-2.9Y-1.3Nd содержит мелкодисперсные интерметаллидные частицы $Mg_{24}Y_5$, а также выделения β -, β' - и β_1 -фаз, которые не идентифицировались методом PCA из-за малого размера.

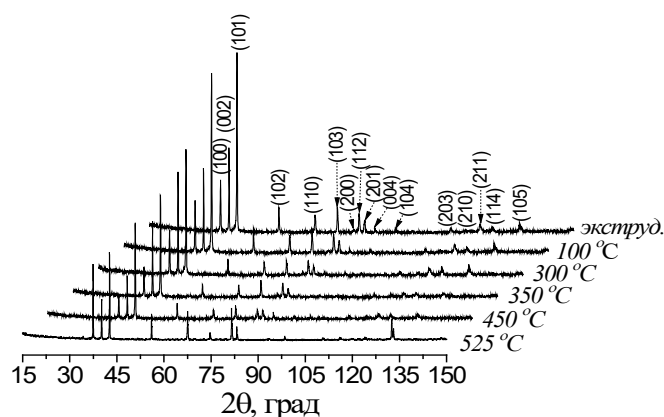


Рис. 6. Фрагменты рентгенограмм экструдированного сплава Mg-2.9Y-1.3Nd и после отжигов

Fig. 6. Fragments of XRD patterns of extruded Mg-2.9Y-1.3Nd alloy and after annealing

Таким образом, при термическом воздействии в интервале температур 100...450 °C в течение одного часа в сплаве Mg-2.9Y-1.3Nd бимодальная структура сохраняется при некотором росте мелкодисперсных частиц $Mg_{24}Y_5$, а также выделений β -, β' - и $\beta 1$ -фаз и трансформации их морфологии.

Закключение

Показано, что в деформированном экструзией магниевом сплаве Mg-2.9Y-1.3Nd формируется бимодальная структура, представленная α -зернами со средним размером 17 мкм и текстурированными полосами со средним размером зерна 1 мкм. Установлено, что кроме стабильной основной α -фазы магния в структуре формируются интерметаллидные частицы $Mg_{24}Y_5$ и выделения трех типов β -, β' - и $\beta 1$ -фаз. Термическое воздействие в интервале температур 100...450 °C в течение одного часа не оказывает влияния на общий характер структуры в сплаве Mg-2.9Y-1.3Nd, но способствует увеличению линейных размеров β -, β' - и $\beta 1$ -фаз. Выявлено, что в диапазоне температур отжига 300...450 °C наблюдается изменение морфологии β -, β' - и $\beta 1$ -фаз при сохранении среднего размера зерна основной α -фазы. Отжиг при температуре 525 °C приводит к заметной трансформации бимодальной микроструктуры, что связано с активными процессами рекристаллизации и ростом зерна основной α -фазы, размеров частиц $Mg_{24}Y_5$, а также выделений β -, β' - и $\beta 1$ -фаз.

Список литературы

1. Biomedical titanium alloys with Young's moduli close to that of cortical bone / M. Niinomi, Y. Liu, M. Nakai, H. Lui, H. Li // *Regenerative Biomaterials*. – 2016. – Vol. 3. – P. 173–185. – DOI: 10.1093/rb/rbw016.
2. Magnesium based implants for functional bone tissue regeneration – A review / G. Uppal, A. Thakur, A. Chauhan, S. Bala // *Journal of Magnesium and Alloys*. – 2022. – Vol. 10 (2). – P. 356–386. – DOI: 10.1016/j.jma.2021.08.017.
3. Current status on clinical applications of magnesium-based orthopaedic implants: A review from clinical translational perspective / D. Zhao, F. Witte, F. Lu, J. Wang, J. Li, L. Qin // *Biomaterials*. – 2016. – Vol. 112. – P. 287–302. – DOI: 10.1016/j.biomaterials.2016.10.017.
4. Bioabsorbable magnesium versus standard titanium compression screws for fixation of distal metatarsal osteotomies – 3 year results of a randomized clinical trial / C. Plaass, C. Von Falck, S. Ettinger, L. Sonnow, F. Calderone, A. Weizbauer, J. Reifenrath, L. Claassen, H. Waizy, K. Daniilidis, C. Stukenborg-Colsman, H. Windhagen // *Journal of Orthopaedic Science*. – 2018. – Vol. 23 (2). – P. 321–327. – DOI: 10.1016/j.jos.2017.11.005.
5. Magnesium biomaterials for orthopedic application: A review from a biological perspective / J. Walker, S. Shadanbaz, T. Woodfield, M. Staiger, G. Dias // *Journal of Biomedical Materials Research. Part B: Applied Biomaterials*. – 2014. – Vol. 102 (6). – P. 1316–1331. – DOI: 10.1002/jbm.b.33113.
6. Degradable biomaterials based on magnesium corrosion / F. Witte, N. Hort, C. Vogt, S. Cohen, K. Kainer, R. Willumeit, F. Feyerabend // *Current Opinion in Solid State and Materials Science*. – 2008. – Vol. 12 (5–6). – P. 63–72. – DOI: 10.1016/j.cossms.2009.04.001.
7. Zheng Y., Gu X., Witte F. Biodegradable metals // *Materials Science and Engineering: Reports*. – 2014. – Vol. 77. – P. 1–34. – DOI: 10.1016/j.mser.2014.01.001.
8. Sun H.F., Li C.J., Fang W.B. Evolution of microstructure and mechanical properties of Mg-3.0Zn-2Ca-0.5Y alloy by extrusion at various temperatures // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2016. – Vol. 229. – P. 633–640. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2015.10.021.
9. Research progress of biodegradable magnesium-based biomedical materials: A review / J. Wang, J. Dou, Z. Wang, C. Hu, H. Yu, C. Chen // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2022. – Vol. 923. – P. 66377. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2022.166377.
10. Effect of multiaxial forging on microstructure and mechanical properties of Mg-0.8Ca alloy / N.Yu. Yurchenko, N.D. Stepanov, G.A. Salishchev, L.L. Rokhlin, S.V. Dobatkin // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. – 2014. – Vol. 63. – P. 1–7. – DOI: 10.1088/1757-899X/63/1/012075.

11. Effect of deformation processing of the dilute Mg-1Zn-0.2Ca alloy on the mechanical properties and corrosion rate in a simulated body fluid / D.L. Merson, A.I. Brilevsky, P.N. Myagkikh, M.V. Markushev, A. Vinogradov // *Letters on Materials*. – 2020. – Vol. 10 (2). – P. 217–222. – DOI: 10.22226/2410-3535-2020-2-217-222.
12. Super-formable pure magnesium at room temperature / Z. Zeng, J. Nie, S. Xu, C. Davies, N. Birbilis // *Nature Communications*. – 2017. – Vol. 8. – P. 972. – DOI: 10.1038/s41467-017-01330-9.
13. Effect of rare earth elements on the microstructure and texture development in magnesium-manganese alloys during extrusion / J. Bohlen, S. Yi, D. Letzig, K. Kainer // *Materials Science and Engineering: A*. – 2010. – Vol. 527. – P. 7092–7098. – DOI: 10.1016/j.msea.2010.07.081.
14. Atwell L., Barnett R. Extrusion limits of magnesium alloys // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2007. – Vol. 38. – P. 3032–3041. – DOI: 10.1007/s11661-007-9323-2.
15. Microstructure and fatigue properties of the ultrafine-grained AM60 magnesium alloy processed by equal-channel angular pressing / O. Kulyasova, R. Islamgaliev, B. Mingler, M. Zehetbauer // *Materials Science and Engineering A*. – 2009. – Vol. 503 (1–2). – P. 176–180. – DOI: 10.1016/j.msea.2008.03.057.
16. Ben-Hamu G., Eliezer D., Wagner L. The relation between severe plastic deformation microstructure and corrosion behavior of AZ31 magnesium alloy // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2009. – Vol. 468. – P. 222–229. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2008.01.084.
17. Kablov E.N. Innovation developments of VIAM on organization of 'Strategic directions of the development of materials and technologies of their processing for the period to 2030 year // *Aviation Materials and Technologies*. – 2015. – Vol. 1 (34). – P. 3–33. – DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
18. Rokhlin L.L. Magnesium alloys containing rare earth metals: structure and properties. – London: Taylor and Francis Inc., 2003. – 245 p. – ISBN 9780429179228.
19. Applications of magnesium alloys for aerospace: A review / J. Bai, Y. Yang, C. Wen, J. Chen, G. Zhou, B. Jiang, X. Peng, F. Pan // *Journal of Magnesium and Alloys*. – 2023. – Vol. 11 (10). – P. 3609–3619. – DOI: 10.1016/j.jma.2023.09.015.
20. Microstructure and microhardness mechanism of selective laser melting Mg-Y-Sm-Zn-Zr alloy / W. Wang, L. He, X. Yang, D. Wang // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2021. – Vol. 868. – P. 159107. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2021.159107.
21. ASTM E1382-97. Standard test methods for determining average grain size using semiautomatic and automatic image analysis. – West Conshohocken, PA: ASTM International, 2016. – 24 p.
22. Influence of severe plastic deformation by extrusion on microstructure, deformation and thermal behavior under tension of magnesium alloy Mg-2.9Y-1.3Nd / E. Legostaeva, A. Eroshenko, V. Vavilov, V.A. Skripnyak, N. Luginin, A. Chulkov, A. Kozulin, V.V. Skripnyak, J. Schmidt, A. Tolmachev, P. Uvarkin, Y. Sharkeev // *Metals*. – 2023. – Vol. 13. – P. 988. – DOI: 10.3390/met13050988.
23. Nie J., Muddle B. Characterization of strengthening precipitate phases in a Mg-Y-Nd alloy // *Acta Materialia*. – 2000. – Vol. 48 (8). – P. 1691. – DOI: 10.1016/S1359-6454(00)00013-6.
24. Calado L.M., Carmezim M.J., Montemor M.F. Rare earth based magnesium alloys – A review on WE Series // *Frontiers in Materials*. – 2022. – Vol. 8. – P. 808906. – DOI: 10.3389/fmats.2021.804906.
25. Magnesium permanent mold castings optimization / F.R. Elsayed, N. Hort, M.A. Salgado-Ordoric, K. Kainer // *Materials Science Forum*. – 2011. – Vol. 690. – P. 65–68. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.690.65.
26. Nie J.-F. Precipitation and hardening in magnesium alloys // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2012. – Vol. 43. – P. 3891–3939. – DOI: 10.1007/s11661-012-1217-2.
27. Structure evolution of a WE43 Mg alloy submitted to different thermal treatments / P. Mengucci, G. Barucca, G. Riontino, D. Lussana, M. Massazza, R. Ferragut, E. Hassan Aly // *Materials Science and Engineering: A*. – 2008. – Vol. 47. – P. 37–44. – DOI: 10.1016/j.msea.2007.06.016.
28. Effect of pre-deformation on microstructure and mechanical properties of WE43 magnesium alloy II: Aging at 250 and 300 °C / Y. Kang, Z. Huang, S. Wang, H. Yan, R. Chen, J. Huang // *Journal of Magnesium and Alloys*. – 2020. – Vol. 8. – P. 103–110. – DOI: 10.1016/j.jma.2019.11.012.
29. WE43 magnesium alloy – material for challenging applications / J. Kubásek, D. Dvorský, M. Čavojský, M. Roudnická, D. Vojtech // *Kovove Materialy = Metallic Materials*. – 2019. – Vol. 57 (3). – P. 159–165. – DOI: 10.4149/km_2019_3_159.
30. Ladd M., Palmer R. Structure determination by X-ray crystallography: Analysis by X-rays and neutrons. – New York: Springer, 2013. – 784 p. – ISBN 1461439566.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.



Obrabotka metallov -

Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Thermal stability of extruded Mg-Y-Nd alloy structure

Anna Eroshenko^{1, a, *}, Elena Legostaeva^{1, b}, Ivan Glukhov^{1, c}, Pavel Uvarin^{1, d},
 Aleksei Tolmachev^{1, e}, Yurii Sharkeev^{1, 2, f}

¹ Institute of Strength Physics and Materials Sciences SB RAS, 2/4, pr. Akademicheskii, Tomsk, 634055, Russian Federation

² National Research Tomsk Polytechnic University, 30 Lenin Avenue, Tomsk, 634050, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0000-0001-8812-9287>, eroshenko@ispms.ru; ^b <https://orcid.org/0000-0003-3684-9930>, lego@ispms.ru;

^c <https://orcid.org/0000-0001-5557-5950>, gia@ispms.ru; ^d <https://orcid.org/0000-0003-1169-3765>, uvarkin@ispms.ru;

^e <https://orcid.org/0000-0003-4669-8478>, tolmach@ispms.ru; ^f <https://orcid.org/0000-0001-5037-245X>, sharkeev@ispms.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 19 October 2023

Revised: 16 November 2023

Accepted: 20 March 2024

Available online: 15 June 2024

Keywords:

Mg-Y-Nd alloy

Extruded alloy

Microstructure

Phase composition

Thermal stability

Funding

The work was performed according to the Government Research Assignment for the Institute of Strength Physics and Materials Science of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences (ISPMS SB RAS), project No. FWRW-2021-0004. Experimental research was conducted using the equipment of the Common Use Center "Nanotech" at the Institute of Strength, Physics, and Materials Science, SB RAS (ISPMS SB RAS, Tomsk, Russia).

Acknowledgements

The authors are grateful to engineer Juergen Schmid (Department of Electrochemistry, Innovent Technology Development, Germany) and researcher. Chebodeva I.V. (IPPM SB RAS) for assistance in carrying out a number of experimental works.

ABSTRACT

Introduction. Today, bioresorbable magnesium alloys possessing the required physical, mechanical, corrosion, and biological properties, are promising materials for orthopedic and cardiovascular surgery. The addition of rare earth elements such as yttrium, neodymium, and cerium to magnesium alloys improves its properties. Compared to widely used titanium alloys, magnesium alloys have a number of advantages. Biore-sorbable materials slowly dissolve in the body, and recurrent operation to remove the implant is not needed. Biocompatible magnesium alloys have a fairly low elastic modulus (10 to 40 GPa), approaching to that of cortical bone, that reduces the contact stress in the bone-implant system. At the same time, strength properties of magnesium alloys alloyed with rare earth elements do not always meet the requirements for medical applications. Severe plastic deformation, for example, equal channel angular pressing, torsion under quasi-hydrostatic pressure, uniaxial forging, extrusion, is therefore very promising technique to gain the high level of mechanical properties of metals and alloys. Severe plastic deformation of magnesium alloys improves its structural strength by 2.5 times due to the generation of an ultrafine-grained and/or fine-grained structure. The issues related to the study of heat resistance, structure and phase composition of magnesium alloys with appropriate strength are relevant. **Purpose of the work** is to determine the influence of thermal effects on the microstructure of the extruded Mg-Y-Nd alloy. **Methodology.** The extruded Mg-2.9Y-1.3Nd alloy (95.0 wt. % Mg, 2.9 wt. % Y, 1.3 wt. % Nd, ≤ 0.2 wt. % Fe, ≤ 0 wt. % Al) is investigated in this paper. The thermal stability of the alloy microstructure is studied after annealing at 100, 300, 350, 450 and 525 °C in argon for one hour. The microstructure and phase composition are investigated using optical, transmission and scanning electron microscopes and analyzed on an X-ray diffractometer. **Results and discussion.** The extruded Mg-2.9Y-1.3Nd alloy has the bimodal fine-grained microstructure. It is found that along with the stable α-Mg phase, the alloy structure consists of Mg₂₄Y₅ intermetallic particles and β-, β'-, and β1-phase precipitates. Annealing in the temperature range of 100–450 °C for one hour has no effect on the structure of the Mg-2.9Y-1.3Nd alloy, but promotes the growth in the linear dimensions of β-, β'-, and β1-phases precipitates. In the temperature range of 300–450 °C, the morphology of β-, β'-, and β1-phases changes, while the average grain size of the major α-phase remains unchanged. Annealing at 525 °C leads to a notable transformation of the bimodal micro-structure of the alloy, which is associated with the intensive growth in the grain size of the α-phase, Mg₂₄Y₅ particles, and β-, β'-, and β1-phases precipitates. Annealing in the temperature range of 100–450 °C leads to an increase in the linear dimensions of Mg₂₄Y₅ particles, β-, β'-, and β1-phases precipitates and bimodal microstructure of the Mg-2.9Y-1.3Nd alloy remains unchanged.

For citation: Eroshenko A.Yu., Legostaeva E.V., Glukhov I.A., Uvarin P.V., Tolmachev A.I., Sharkeev Yu.P. Thermal stability of extruded Mg-Y-Nd alloy structure. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2024, vol. 26, no. 2, pp. 174–185. DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.2-174-185. (In Russian).

* Corresponding author

Eroshenko Anna Yu., Ph.D. (Engineering), Senior research fellow
 Institute of Strength Physics and Materials Sciences SB RAS,
 2/4, pr. Akademicheskii,
 634055, Tomsk, Russian Federation
 Tel.: +7 3822 28-69-11, e-mail: eroshenko@ispms.ru

References

1. Niinomi M., Liu Y., Nakai M., Lui H., Li H. Biomedical titanium alloys with Young's moduli close to that of cortical bone. *Regenerative Biomaterials*, 2016, vol. 3, pp. 173–185. DOI: 10.1093/rb/rbw016.
2. Uppal G., Thakur A., Chauhan A., Bala S. Magnesium based implants for functional bone tissue regeneration – A review. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2022, vol. 10 (2), pp. 356–386. DOI: 10.1016/j.jma.2021.08.017.
3. Zhao D., Witte F., Lu F., Wang J., Li J., Qin L. Current status on clinical applications of magnesium-based orthopaedic implants: A review from clinical translational perspective. *Biomaterials*, 2016, vol. 112, pp. 287–302. DOI: 10.1016/j.biomaterials.2016.10.017.
4. Plaass C., Von Falck C., Ettinger S., Sonnow L., Calderone F., Weizbauer A., Reifenrath J., Claassen L., Waizy H., Daniilidis K., Stukenborg-Colsman C., Windhagen H. Bioabsorbable magnesium versus standard titanium compression screws for fixation of distal metatarsal osteotomies – 3 year results of a randomized clinical trial. *Journal of Orthopaedic Science*, 2018, vol. 23 (2), pp. 321–327. DOI: 10.1016/j.jos.2017.11.005.
5. Walker J., Shadanbaz S., Woodfield T., Staiger M., Dias G. Magnesium biomaterials for orthopedic application: A review from a biological perspective. *Journal of Biomedical Materials Research. Part B: Applied Biomaterials*, 2014, vol. 102 (6), pp. 1316–1331. DOI: 10.1002/jbm.b.33113.
6. Witte F., Hort N., Vogt C., Cohen S., Kainer K., Willumeit R., Feyerabend F. Degradable biomaterials based on magnesium corrosion. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 2008, vol. 12 (5–6), pp. 63–72. DOI: 10.1016/j.cossms.2009.04.001.
7. Zheng Y., Gu X., Witte F. Biodegradable metals. *Materials Science and Engineering: Reports*, 2014, vol. 77, pp. 1–34. DOI: 10.1016/j.mser.2014.01.001.
8. Sun H.F., Li C.J., Fang W.B. Evolution of microstructure and mechanical properties of Mg–3.0Zn–0.2Ca–0.5Y alloy by extrusion at various temperatures. *Journal of Materials Processing Technology*, 2016, vol. 229, pp. 633–640. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2015.10.021.
9. Wang J., Dou J., Wang Z., Hu C., Yu H., Chen C. Research progress of biodegradable magnesium-based biomedical materials: A review. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022, vol. 923, p. 66377. DOI: 10.1016/j.jallcom.2022.166377.
10. Yurchenko N.Yu., Stepanov N.D., Salishchev G.A., Rokhlin L.L., Dobatkin S.V. Effect of multiaxial forging on microstructure and mechanical properties of Mg–0.8Ca alloy. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2014, vol. 63, pp. 1–7. DOI: 10.1088/1757-899X/63/1/012075.
11. Merson D.L., Brilevsky A.I., Myagkikh P.N., Markushev M.V., Vinogradov A. Effect of deformation processing of the dilute Mg–1Zn–0.2Ca alloy on the mechanical properties and corrosion rate in a simulated body fluid. *Letters on Materials*, 2020, vol. 10 (2), pp. 217–222. DOI: 10.22226/2410-3535-2020-2-217-222.
12. Zeng Z., Nie J., Xu S., Davies C., Birbilis N. Super-formable pure magnesium at room temperature. *Nature Communications*, 2017, vol. 8, p. 972. DOI: 10.1038/s41467-017-01330-9.
13. Bohlen J., Yi S., Letzig D., Kainer K. Effect of rare earth elements on the microstructure and texture development in magnesium-manganese alloys during extrusion. *Materials Science and Engineering: A*, 2010, vol. 527, pp. 7092–7098. DOI: 10.1016/j.msea.2010.07.081.
14. Atwell L., Barnett R. Extrusion limits of magnesium alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2007, vol. 38, pp. 3032–3041. DOI: 10.1007/s11661-007-9323-2.
15. Kulyasova O., Islamgaliev R., Mingler B., Zehetbauer M. Microstructure and fatigue properties of the ultrafine-grained AM60 magnesium alloy processed by equal-channel angular pressing. *Materials Science and Engineering A*, 2009, vol. 503 (1–2), pp. 176–180. DOI: 10.1016/j.msea.2008.03.057.
16. Ben-Hamu G., Eliezer D., Wagner L. The relation between severe plastic deformation microstructure and corrosion behavior of AZ31 magnesium alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2009, vol. 468, pp. 222–229. DOI: 10.1016/j.jallcom.2008.01.084.
17. Kablov E.N. Innovation developments of VIAM on organization of 'Strategic directions of the development of materials and technologies of their processing for the period to 2030 year. *Aviation Materials and Technologies*, 2015, vol. 1 (34), pp. 3–33. DOI: 10.18577/2071–9140-2015-0-1-3-33.
18. Rokhlin L.L. *Magnesium alloys containing rare earth metals: structure and properties*. London, Taylor and Francis Inc., 2003. 245 p. ISBN 9780429179228.
19. Bai J., Yang Y., Wen C., Chen J., Zhou G., Jiang B., Peng X., Pan F. Applications of magnesium alloys for aerospace: A review. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2023, vol. 11 (10), pp. 3609–3619. DOI: 10.1016/j.jma.2023.09.015.



20. Wang W., He L., Yang X., Wang D. Microstructure and microhardness mechanism of selective laser melting Mg-Y-Sm-Zn-Zr alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, vol. 868, p. 159107. DOI: 10.1016/j.jallcom.2021.159107.
21. ASTM E1382-97. *Standard test methods for determining average grain size using semiautomatic and automatic image analysis*. West Conshohocken, PA, ASTM International, 2016. 24 p.
22. Legostaeva E., Eroshenko A., Vavilov V., Skripnyak V.A., Luginin N., Chulkov A., Kozulin A., Skripnyak V.V., Schmidt J., Tolmachev A., Uvarin P., Sharkeev Y. Influence of severe plastic deformation by extrusion on microstructure, deformation and thermal behavior under tension of magnesium alloy Mg-2.9Y-1.3Nd. *Metals*, 2023, vol. 13, p. 988. DOI: 10.3390/met13050988.
23. Nie J., Muddle B. Characterization of strengthening precipitate phases in a Mg-Y-Nd alloy. *Acta Materialia*, 2000, vol. 48 (8), pp. 1691–1703. DOI: 10.1016/S1359-6454(00)00013-6.
24. Calado L.M., Carmezim M.J., Montemor M.F. Rare earth based magnesium alloys – A review on WE series. *Frontiers in Materials*, 2022, vol. 8, p. 808906. DOI: 10.3389/fmats.2021.804906.
25. Hort N., Salgado-Ordoric M.A., Kainer K. Magnesium permanent mold castings optimization. *Materials Science Forum*, 2011, vol. 690, pp. 65–68. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.690.65.
26. Nie J.-F. Precipitation and hardening in magnesium alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2012, vol. 43, pp. 3891–3939. DOI: 10.1007/s11661-012-1217-2.
27. Mengucci P., Barucca G., Riontino G., Lussana D., Massazza M., Ferragut R., Hassan Aly E. Structure evolution of a WE43 Mg alloy submitted to different thermal treatments. *Materials Science and Engineering: A*, 2008, vol. 47, pp. 37–44. DOI: 10.1016/j.msea.2007.06.016.
28. Kang Y., Huang Z., Wang S., Yan H., Chen R., Huang J. Effect of pre-deformation on microstructure and mechanical properties of WE43 magnesium alloy II: Aging at 250 and 300 °C. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2020, vol. 8, pp. 103–110. DOI: 10.1016/j.jma.2019.11.012.
29. Kubásek J., Dvorský D., Čavojský M., Roudnická M., Vojtech D. WE43 magnesium alloy – material for challenging applications. *Kovove Materialy = Metallic Materials*, 2019, vol. 57 (3), pp. 159–165. DOI: 10.4149/km_2019_3_159.
30. Ladd M., Palmer R. *Structure determination by X-ray crystallography: Analysis by X-rays and neutrons*. New York, Springer, 2013. 784 p. ISBN 1461439566.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2024 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).