



# Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: [http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



## Влияние термической обработки на структуру и свойства магниевого сплава MA20, подвергнутого интенсивной пластической деформации

**Никита Лугинин<sup>1, 2, a</sup>, Анна Ерошенко<sup>1, b, \*</sup>, Константин Просолов<sup>1, c</sup>, Маргарита Химич<sup>1, d</sup>,**  
**Иван Глухов<sup>1, e</sup>, Александр Панфилов<sup>1, f</sup>, Алексей Толмачев<sup>1, g</sup>, Павел Уваркин<sup>1, h</sup>,**  
**Александр Кашин<sup>1, i</sup>, Юрий Шаркевич<sup>1, 2, j</sup>**

<sup>1</sup> Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Академический проспект, 2/4, г. Томск, 634055, Россия  
<sup>2</sup> Национальный исследовательский Томский политехнический университет, пр. Ленина, 30, г. Томск, 634050, Россия

<sup>a</sup> <https://orcid.org/0000-0001-6504-8193>, nikishiek90@ispms.ru; <sup>b</sup> <https://orcid.org/0000-0001-8812-9287>, eroshenko@ispms.ru;  
<sup>c</sup> <https://orcid.org/0000-0003-2176-8636>, konstprosolov@ispms.ru; <sup>d</sup> <https://orcid.org/0000-0001-5859-7418>, khimich@ispms.ru;  
<sup>e</sup> <https://orcid.org/0000-0001-5557-5950>, gia@ispms.ru; <sup>f</sup> <https://orcid.org/0000-0001-8648-0743>, alexpl@ispms.ru;  
<sup>g</sup> <https://orcid.org/0000-0003-4669-8478>, tolmach@ispms.ru; <sup>h</sup> <https://orcid.org/0000-0003-1169-3765>, uwarkin@ispms.ru;  
<sup>i</sup> <https://orcid.org/0000-0003-1860-3654>, kash@ispms.ru; <sup>j</sup> <https://orcid.org/0000-0001-5037-245X>, sharkeev@ispms.ru

### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 669.721.5:621.7:617

#### История статьи:

Поступила: 29 июля 2025

Рецензирование: 03 сентября 2025

Принята к печати: 12 сентября 2025

Доступно онлайн: 15 декабря 2025

#### Ключевые слова:

Магниевые сплавы

Интенсивная пластическая деформация

Механические свойства

Термическая обработка

Фазовый состав

Структура

#### Финансирование

Работа выполнена при финансовой поддержке проекта Российского научного фонда № 23-13-00359. <https://rscf.ru/project/23-13-00359/>. Исследования выполнены на оборудовании ЦКП «НАНОТЕХ» ИФПМ СО РАН» и ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов» НГТУ.

### АННОТАЦИЯ

**Введение.** Медицина считается одним из наиболее перспективных направлений использования магниевых сплавов. Их ключевыми преимуществами являются биорезорбируемость и относительно низкий модуль упругости, сопоставимый с модулем упругости кортикальной кости человека (до 30 ГПа). Для медицинских приложений наиболее перспективны биосовместимые сплавы системы Mg-Zn-Zr-Ce (MA20). Ввиду их невысоких механических свойств требуют дальнейшего развития вопросы, связанные с разработкой методов интенсивной пластической деформации (ИПД) для формирования ультрамелкозернистого (УМЗ) состояния в объемных заготовках сплава Mg-Zn-Zr-Ce с целью получения оптимальных функциональных свойств. Для анализа условий формирования высокопрочного состояния УМЗ-сплавов необходимо учитывать различные механизмы упрочнения, включая и хорошо известные, связанные с влиянием УМЗ-структур. Актуальными также являются вопросы по выявлению механизмов деформации и деформационного упрочнения магниевых сплавов, подвергнутых ИПД. **Цель работы:** установление механизмов деформационного упрочнения и влияния термообработки на структуру и свойства магниевого сплава MA20 после комбинированной ИПД. **Методы исследования.** Объектом исследования являлся сплав MA20 в УМЗ-состоянии (масс. %: Mg – 98,0; Zn – 1,3; Ce – 0,1; Zr – 0,1, O – 0,5). УМЗ-состояние в сплаве получали методом ИПД, который включал в себя abc-прессование и последующую многоходовую прокатку в ручьевых валках. С целью исследования влияния отжигов на микроструктуру и механические свойства сплава образцы отжигали при температурах 200, 250, 300 и 500 °C в течение 24 часов на воздухе. Микроструктуру и фазовый состав образцов исследовали с помощью оптической и просвечивающей электронной микроскопии. **Результаты и обсуждение.** Установлено, что применение к образцам сплава MA20 комбинированного метода интенсивной пластической деформации, который состоит из Завс-прессования и последующей многоходовой прокатки, приводит к формированию УМЗ-структур со средним размером зерна около 1 мкм. Достигается значительное повышение условного предела текучести  $\sigma_{0,2}$  до 250 МПа и временного предела прочности  $\sigma_B$  до 270 МПа при одновременном снижении относительного удлинения до 3 %. Установлено, что отжиг при 200 °C сохраняет УМЗ-состояние в сплаве MA20 и способствует увеличению пластичности на 100 %, уменьшению  $\sigma_{0,2}$  на 8 %,  $\sigma_B$  – на 4 % по сравнению с исходным УМЗ-состоянием (без отжига). **Выводы.** Выявлено, что наибольший вклад в упрочнение УМЗ-магниевого сплава MA20 вносят зернограничный ( $\sigma_{sep} = 202$  МПа) и дислокационный ( $\sigma_{dis} = 69$  МПа) механизмы упрочнения. Для магниевого сплава в УМЗ- и мелкокристаллическом (МК) состояниях выявлен интервал размера зерен 1...7 мкм, соответствующий резкому росту интенсивности изменения рассчитанных вкладов дислокационного, зерногранничного и общего упрочнений ( $d\sigma_{dis}/dd$ ,  $d\sigma_{sep}/dd$ ,  $d\sigma_{общ}/dd$ ) и плотности дислокаций  $dp/dd$ . Для крупнокристаллического (КК) состояния сплава в интервале размеров зерен 7...40 мкм наблюдается стабилизация указанных параметров.

**Для цитирования:** Влияние термической обработки на структуру и свойства магниевого сплава MA20, подвергнутого интенсивной пластической деформации / Н.А. Лугинин, А.Ю. Ерошенко, К.А. Просолов, М.А. Химич, И.А. Глухов, А.О. Панфилов, А.И. Толмачев, П.В. Уваркин, А.Д. Кашин, Ю.П. Шаркевич // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2025. – Т. 27, № 4. – С. 239–256. – DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.4-239-256.

#### \*Адрес для переписки

Ерошенко Анна Юрьевна, к.т.н., с.н.с.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

пр. Академический, 8/3,  
634055, г. Томск, Россия

Тел.: 8 (3822) 286 911, e-mail: eroshenko@ispms.ru

## Введение

Одним из наиболее перспективных направлений использования магниевых сплавов рассматривается медицина [1]. Ключевыми преимуществами таких сплавов являются биорезорбируемость и относительно низкий модуль упругости, сопоставимый с модулем упругости кортикальной кости человека (до 30 ГПа). Соответствие модулей упругости костной ткани и магниевого сплава устраняет высокие напряжения в области контакта «имплантат – костная ткань» [2]. Магний и его сплавы обладают способностью к биорезорбции, что делает их полезными для некоторых видов ортопедических и сосудистых операций. Резорбция магниевого имплантата и замещение его костной тканью в организме в ходе лечения позволяет избегать повторного оперативного вмешательства. К недостаткам магниевых сплавов можно отнести низкую коррозионную стойкость и выделение водорода при коррозии металла [3]. Кроме того, для некоторых имплантатов, подвергающихся несущим нагрузкам, уровень прочностных свойств не соответствует необходимым требованиям. Легирование магния определенными элементами позволяет уменьшить скорость резорбции внедрённого имплантата и тем самым увеличить коррозионную стойкость, а также повысить механическую прочность при удовлетворительной предельной пластичности.

Благоприятными элементами для медицинского применения считаются элементы Ca, Mn, Zn, Sn, Sr, Ce [4]. Наиболее перспективными для медицинских приложений являются сплавы на основе системы Mg-Zn-Zr. Добавка Ce до 0,3 масс. % в систему Mg-Zn-Zr улучшает пластичность [5]. Микролегирование Ce приводит к образованию более мелких и сферических интерметаллидов, которые способствуют зарождению центров кристаллизации и измельчению среднего размера зерна [6].

В магниевых сплавах может быть достигнуто повышение механических свойств за счет измельчения зеренной структуры с применением методов интенсивной пластической деформации (ИПД) [7]. Такой подход позволяет увеличить прочностные свойства в 2–2,5 раза без введения дополнительных легирующих элементов благодаря формированию ультрамелкозернистого (УМЗ) состояния.

На сегодняшний день имеются публикации, в которых приведены результаты исследований структуры [5] и механических свойств [8] сплавов системы Mg-Zn-Zr с добавлением Ce и Ca в различных структурных состояниях [9]. Однако, несмотря на ряд публикаций [1, 3, 4, 10–12], посвященных получению ультрамелкозернистого (УМЗ) состояния в магниевых сплавах методами ИПД, остается проблема, связанная с получением среднего размера зерна менее 1 мкм. Кроме того, существует необходимость в поиске режимов последующей термообработки изделий из магниевых сплавов для снятия остаточных внутренних напряжений и повышения пластичности при одновременном сохранении УМЗ-структурь сплава.

УМЗ- и МК-состояния в магниевых сплавах отличаются невысокой пластичностью и ограниченной усталостной выносливостью. Это связано с особенностями их гексагональной плотноупакованной (ГПУ) решетки, в которой деформация осуществляется преимущественно за счет скольжения по базисным плоскостям, что существенно снижает технологическую обрабатываемость изделий и полуфабрикатов из таких сплавов. При комнатной температуре в магниевых сплавах реализуются два основных механизма деформации: базисное скольжение и двойникование [13]. Повышение температуры при деформации приводит к воздействию нескольких плоскостей скольжения – базисной {0001}, призматической {1010}, пирамидальной {1122} – и двойникования {1012}, а также, как следствие, к увеличению пластичности магния после деформационных обработок [14]. Поэтому обработку давлением магния и его сплавов проводят при температуре 250...430 °C, что позволяет активировать призматическую и пирамидальную системы скольжения [15], а также вторичное двойникование [16]. Исследование деформационного поведения магния и его сплавов в работе [17] показало, что при температурах ниже 225 °C основным деформационным механизмом является двойникование, которое обычно ведет к резкому падению пластичности.

Известно, что УМЗ-структура, сформированная методами ИПД в металлах и сплавах, имеет свои особенности, связанные с малым размером зерен, высокой кривизной кристаллической решетки, большой протяженностью неравновес-

ных границ и другими факторами, что приводит к значительному увеличению прочности материалов [18]. Кроме того, использование методов ИПД способствует сегрегации легирующих элементов на границах зерен и формированию мелкодисперсных выделений вторичных фаз [19]. Совместно с ультрамелкозернистой структурой это обеспечивает дополнительный вклад в повышение прочностных характеристик металлов. В связи с этим особую актуальность приобретают исследования, направленные на анализ влияния различных механизмов упрочнения на прочностные свойства, включая УМЗ-сплавы.

Для магниевых сплавов механизмы упрочнения изучались в работах [12, 20]. В работе [12] установлено, что в сплаве Mg-1Zn-0.2Ca микролегирование Zn и Ca способствует реализации механизма зернограничного упрочнения за счет измельчения структуры до МК-состояния в ходе всесторонней изотермической ковки. Это позволило увеличить механические свойства, при испытаниях на растяжение добиться значительного повышения условного предела текучести до 210 МПа, временного предела прочности до 260 МПа и относительного удлинения до 20 %. Авторы работы [21] исследовали влияние прессования на микроструктуру сплава Mg-Y-Gd-Zr, который дополнительно легировали Sm и Gd. Было установлено, что уменьшение размера зерна связано с величиной накопленной деформации. В работе также было исследовано влияние добавки Sm на кинетику распада магниевого твердого раствора в сплаве Mg-Y-Gd-Zr в деформированном состоянии. Показано, что после деформации сплавы Mg-Y-Gd-Zr и Mg-Y-Gd-Sm-Zr дополнительно упрочнялись за счет твердого раствора. В работе [20] для сплава системы Mg-Zn-Ca был выявлен существенный вклад деформационного упрочнения в общую прочность сплава. Установлено, что применение комбинированного метода ИПД позволяет уменьшить средний размер зерна с 220 до 20 мкм, тем самым увеличивая предел прочности сплава с 144 до 233 МПа.

Для анализа условий формирования прочного состояния в УМЗ-сплавах необходимо учитывать различные механизмы упрочнения, включающие и хорошо известные, связанные с влиянием УМЗ-структур. Поэтому вопросы по выявлению механизмов деформации и деформа-

ционного упрочнения магниевых сплавов, сформированных в условиях интенсивных деформаций, требуют изучения.

**Целью работы** являлось установление механизмов деформационного упрочнения сплава MA20 при комбинированной ИПД и влияния термообработки на его структуру и свойства. Для достижения цели работы были поставлены следующие **задачи исследования**:

- 1) провести оценку размера зерна в сплаве MA20 после применения метода ИПД;
- 2) провести механические испытания образцов сплава в различных состояниях для оценки прочности и пластичности сплава;
- 3) оценить вклады различных механизмов упрочнения (зернограничного, дислокационного и др.) в предел текучести сплава при термообработках;
- 4) установить интервал размера зерна, при котором происходит изменение механизмов деформационного упрочнения магниевого сплава MA20.

## Методика исследований

Объектом исследования являлся промышленный магниевый сплав марки MA20 системы Mg-Zn-Zr-Ce, разработанный во Всероссийском научно-исследовательском институте авиационных материалов (Москва, Россия). Заготовку магниевого сплава получали переплавом (Россия, Москва, ОАО «ВИЛС») с последующей горячей прокаткой до толщины плиты 30 мм. Сплав имел следующий состав (масс. %): Mg – 98,0; Zn – 1,3; Ce – 0,1; Zr – 0,1 O – 0,5.

УМЗ-состояние в магниевом сплаве MA20 получали с применением комбинированного метода ИПД, состоящего из Зabc-прессования и многоходовой прокатки [22]. На стадии abc-прессования заготовку осаждали в пресс-форме при температуре 250 °C, поворачивая ее на 90° после каждого цикла прессования. Общая логарифмическая деформация для всех этапов прессования составила 1,1. Прокатку предварительно нагретых до 250 °C образцов проводили при комнатной температуре до суммарной логарифмической степени деформации 1,5.

С целью исследования влияния температуры финишной термической обработки на механические свойства магниевого сплава образцы

в УМЗ-состоянии отжигали при температуре 200, 250, 300 °C в течение 24 часов в муфельной печи СНОЛ 10/11 и охлаждали на воздухе. Выбранные температурно-временные режимы термической обработки обеспечили низкую скорость протекания диффузионных процессов в магниевых сплавах [23]. Для полной релаксации напряжений был проведен отжиг исходного сплава при температуре 500 °C в течение 8 часов в муфельной печи СНОЛ 10/11 с последующим охлаждением на воздухе.

Микроструктуру полученных заготовок изучали с помощью оптического микроскопа («Альтами» МЕТ 1 МТ, Санкт-Петербург, Россия) и просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ) (JEOL JEM 2100, Tokyo Boeki Ltd., Токио, Япония) с приставкой для энергодисперсионного (ЭДС) анализа. Определение элементного состава образцов перед деформацией проводили с помощью рентгенофлуоресцентного анализатора Niton XL3t (Thermo Scientific, Массачусетс, США).

Измерение микротвердости проводили по Виккерсу на приборе Duramin-5 (Struers, Баллеруп, Дания). Предел текучести, временное сопротивление разрыву и максимальное относительное удлинение определяли при испытаниях на растяжение с использованием прибора УТС-110М-100 («Тест-Системы», Иваново, Россия). Для этих испытаний применялись плоские образцы типа «лопатка» со следующими рабочими размерами: толщина – 3,0 мм, ширина – 2,7 мм, длина – 9,0 мм. Схема образцов для механических испытаний представлена на рис. 1. Для изготовления образов был использован метод электроэррозионной резки.

Пробоподготовку образцов для просвечивающей электронной микроскопии осуществляли электроэррозионной резкой заготовок на пластиинки толщиной 0,3 мм, которые в дальнейшем механически утонялись до толщины 0,1 мм на шлифовальной бумаге зернистостью P2500. Дальнейшая подготовка образцов была проведена путем ионного утонения на ионном утонителе (JEOL Ion Slicer EM-09100IS, Tokyo Boeki Ltd., Токио, Япония). Данные по межплоскостным расстояниям рассчитывали по микродифракционным картинам, используя базу Crystallography Open Database (COD) от 21.01.2025. Средний размер (зерна, субзерна, фрагмента) определяли

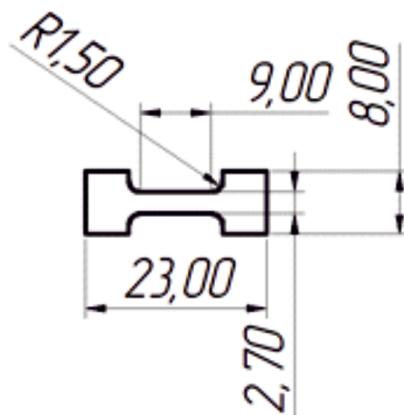


Рис. 1. Схематичное изображение образцов-«лопаток» для испытаний на растяжение

Fig. 1. Schematic representation of specimens for mechanical tensile testing

методом секущей. Скалярную плотность дислокаций определяли методом секущей по светлопольным ПЭМ-изображениям по следующей формуле [24]:

$$\langle \rho \rangle = \frac{1}{t} \left( \frac{N_1}{L_1} + \frac{N_2}{L_2} \right), \quad (1)$$

где:  $t = 150$  нм – толщина «фольги»;  $N_1$  и  $N_2$  – суммы пересечений дислокаций соответственно с горизонтальными и вертикальными прямыми, нанесенными на светлопольное ПЭМ-изображение, нм;  $L_1$  и  $L_2$  – суммарная длина всех соответственно горизонтальных и вертикальных линий, нанесенных на светлопольное ПЭМ-изображение, нм.

Дополнительно определяли тип дислокационных субструктур по соответствующим значениям скалярной плотности дислокаций и электронно-микроскопическим изображениям участков исследуемых образцов. Оценка вкладов различных механизмов в деформационное упрочнение сплава для исследованных структурных состояний выполнялась согласно методике, представленной в [19]. Затем были построены зависимости плотности дислокаций и вкладов механизмов в упрочнение от среднего размера зерна. Полученные зависимости были про-дифференцированы и построены зависимости производных, характеризующих интенсивность изменения вкладов механизмов упрочнения, суммарного напряжения и плотности дислокаций от размера зерна.

## Результаты и их обсуждение

На рис. 2, *a* показано оптическое изображение микроструктуры магниевого сплава MA20 в исходном крупнокристаллическом (КК) состоянии. Микроструктура сплава представлена равноосными зернами на основе  $\alpha$ -твёрдого раствора легирующих элементов в магнии. Средний размер зерна, определённый методом секущей, составил  $25,0 \pm 10,0$  мкм. Внутри зерен наблюдается большое количество частиц, в основном сферической формы, и области скопления частиц, которые равномерно распределены внутри зерен. Согласно данным из научной литературы, в сплавах системы Mg-Zn-Zr-Ce такие частицы идентифицируются как наноразмерные интерметаллиды  $MgZn_2$ ,  $CeZn_3$  и  $Ce_3Zn_{11}$  [25]. Кроме того, в сплавах присутствуют частицы более крупных размеров – от 2 до 10 мкм, которые яв-

ляются гидридами  $ZrH_2$  и  $Ce_2H_5$  [22]. Частицы гидридов при деформации могут обретать дополнительную подвижность. Это, в свою очередь, приводит к их дальнейшей агломерации в процессе деформации, что оказывает влияние на уровень механических свойств. Так, авторами работы [26] была установлена роль влияния гидридов и растворенного водорода в магниевой матрице на механические свойства сплавов систем Mg-Al и Mg-Zn, Mg-Ca и Mg-RE. Было показано, что гидриды снижают механические свойства магниевых сплавов, поскольку являются центрами стока дислокаций, и это приводит к образованию трещин. Гидриды также агломерируются в процессе деформации. Это уменьшает пластичность материала и представляет собой существенный недостаток, который ограничивает практическое применение магниевых сплавов [27].

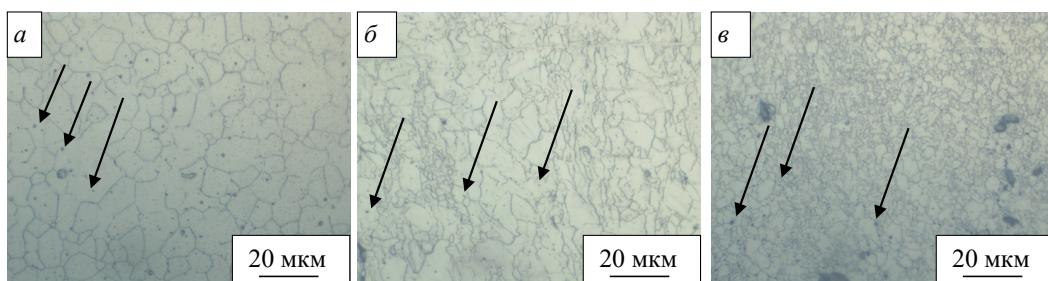


Рис. 2. Оптические изображения зеренной структуры магниевого сплава в различных состояниях:

*a* – КК; *б* – МК; *в* – УМЗ. Частицы гидридов и интерметаллидов показаны стрелками

Fig. 2. Optical images of the microstructure of the MA20 alloy in different states:

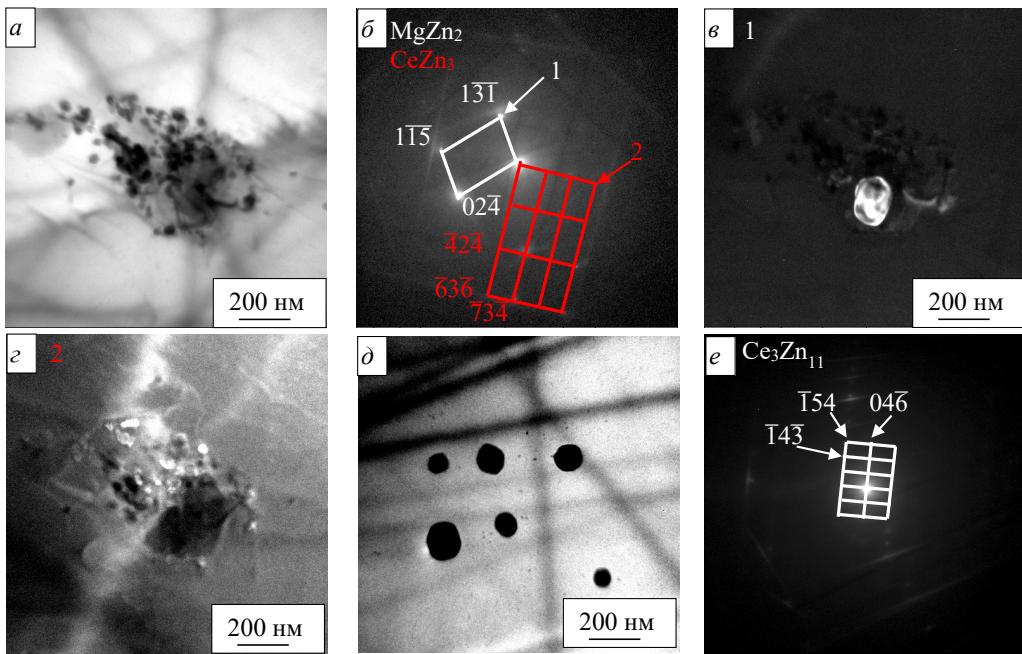
*a* – CG; *б* – FG; *в* – UFG. Particles of hydrides and intermetallics are indicated by arrows

Более подробное описание микроструктуры сплава MA20 проведено авторами данного исследования в работе [22].

Средний размер зерна после деформации Зabc-прессованием уменьшается. После Зabc-прессования формируется мелкокристаллическое (МК) состояние со средним размером зерна, равным  $3,0 \pm 1,5$  мкм (рис. 2, *б*). Доля частиц гидридов и интерметаллидов не изменяется после деформационной обработки, большинство зерен неравноосные и имеют неправильную форму. Дальнейшая деформация прокаткой способствовала дополнительному измельчению микроструктуры первичной фазы до  $1,0 \pm 0,7$  мкм (рис. 2, *в*), что соответствует УМЗ-состоянию. Согласно данным оптической металлографии (рис. 2), деформация прокаткой приводит к агломерированию частиц

и гидридов, что может свидетельствовать об их высокой подвижности при ИПД [28].

Результаты ПЭМ-исследований микроструктуры сплава в КК-состоянии приведены на рис. 3. На светлопольных ПЭМ-изображениях наблюдаются равноосные зерна основной фазы на основе  $\alpha$ -твёрдого раствора легирующих элементов магния (ГПУ-решётка) и включения частиц (рис. 3, *а*, *д*). В результате микродифракционного анализа в КК-сплаве были идентифицированы интерметаллиды  $MgZn_2$ ,  $CeZn_3$ ,  $Ce_3Zn_{11}$  (рис. 3, *б*, *е*). На рис. 3, *а*, *в*–*д* представлены темнопольные и светлопольные изображения частиц  $MgZn_2$ ,  $CeZn_3$  и  $Ce_3Zn_{11}$ . Дополнительно проводили ЭДС-анализ, который показал, что в частицах  $MgZn_2$  соотношение магния и цинка (ат. %) составляет 1,5:2, что соответствует



*Рис. 3. ПЭМ-изображения микроструктуры магниевого сплава в КК-состоянии: а, д – светлопольные изображения интерметаллидов  $MgZn_2$ ,  $CeZn_3$  и  $Ce_3Zn_{11}$ ; б, е – микродифракционные картины от интерметаллидов  $MgZn_2$ ,  $CeZn_3$  и  $Ce_3Zn_{11}$ ; в, г – темнопольные изображения частиц  $MgZn_2$  и  $CeZn_3$*

*Fig. 3. TEM images of the microstructure of the magnesium alloy in the CG state:  
a, d – bright-field image of particles  $MgZn_2$ ,  $CeZn_3$  and  $Ce_3Zn_{11}$ ; б, е – microdiffraction pattern from intermetallic compounds  $MgZn_2$ ,  $CeZn_3$  and  $Ce_3Zn_{11}$ ; в, г – dark-field image of particles  $MgZn_2$  and  $CeZn_3$ ,*

стехиометрическому составу интерметаллида, поскольку магний в сплаве является основной фазой. Для интерметаллидов  $CeZn_3$  и  $Ce_3Zn_{11}$  соотношения элементов (ат. %) составляют 1:3,5 и 1:4 соответственно, что близко к стехиометрическим составам частиц.

Согласно фазовым диаграммам Mg-Zn [29] и Zn-Ce [30] указанные интерметаллиды являются стабильными и существуют при комнатных температурах. Отметим, что интерметаллиды могут оказывать значительное влияние на процессы деформации за счет торможения движения границ зерен [19].

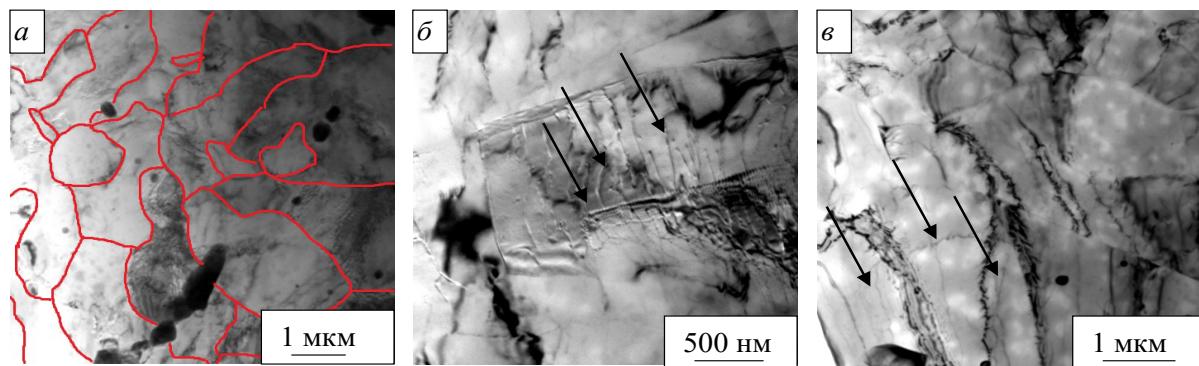
После abc-прессования внутри зерен матрицы образуются субзерна (рис. 4, а). Внутри субзерен формируется сетчатая дислокационная субструктура (рис. 4, б, в) со скалярной плотностью дислокаций  $5 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$ . Фазовый состав сплава в МК-состоянии соответствует КК-состоянию сплава. Сплав содержит интерметаллиды  $MgZn_2$ ,  $CeZn_3$ ,  $Ce_3Zn_{11}$  и некоторое количество гидридов циркония  $ZrH_2$  и церия  $Ce_2H_5$ , что ранее было подтверждено авторами

в работе [22] РЭМ-исследованиями и рентгено-фазовым анализом.

Комбинированная ИПД (abc-прессование + прокатка) приводит к формированию УМЗ-структурь со средним размером зерна  $1,0 \pm 0,7 \text{ мкм}$ . На ПЭМ-изображениях наблюдается ячеисто-сетчатая дислокационная субструктура (рис. 5, б, в) со скалярной плотностью дислокаций  $2 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ . Фазовый состав сплава качественно не изменился после комбинированной ИПД.

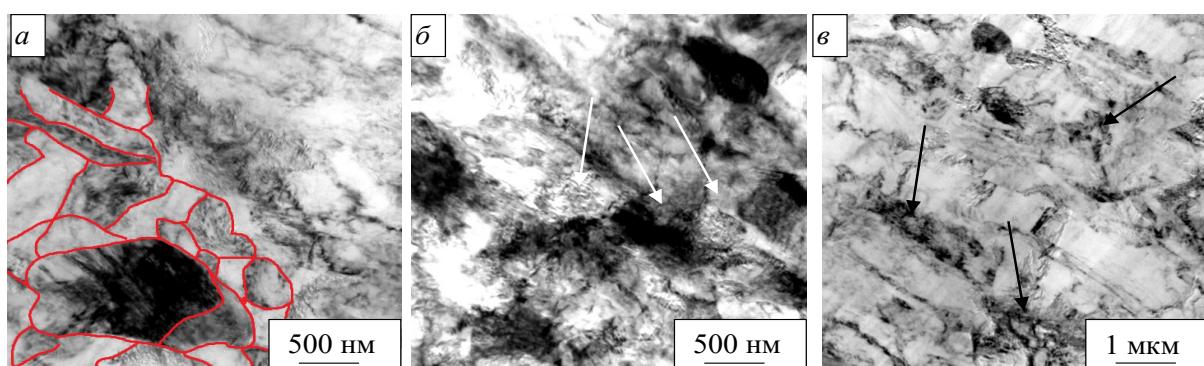
На следующем этапе проводили микроструктурные исследования для образцов УМЗ-сплава после отжигов в течение 24 часов при температурах 200, 250 и 300 °C. Оптические изображения микроструктуры УМЗ-сплава, подвергнутого термической обработке при различных температурах, представлены на рис. 6.

По результатам оптической микроскопии установлено, что отжиг магниевого сплава в УМЗ-состоянии при температуре 200 °C сохраняет УМЗ-состояние сплава. Отжиги при 250 и 300 °C увеличивают средний размер зерна



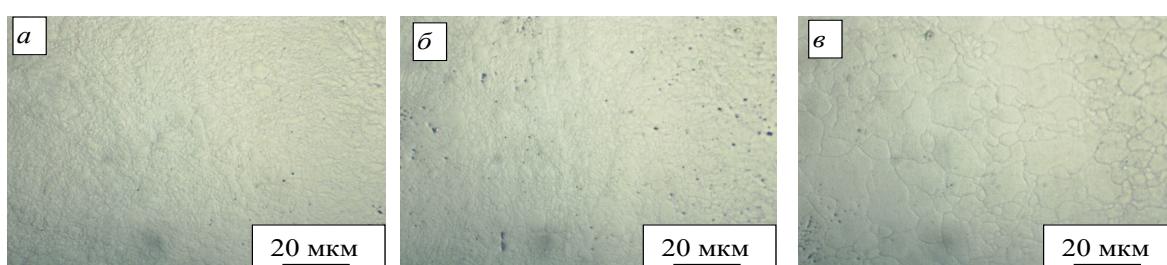
*Рис. 4. Светлопольные ПЭМ-изображения микроструктуры сплава MA20 в МК-состояниях:  
а – зеренная структура; б, в – сетчатая дислокационная субструктура. Стрелками показана дислокационная субструктура*

*Fig. 4. TEM images of MA20 alloy in the FG state:  
a – bright-field image of the alloy grain structure; б, в – bright-field image of the dislocation substructure.  
Network dislocation structure is indicated by arrows*



*Рис. 5. Светлопольные ПЭМ-изображения сплава в УМЗ-состоянии:  
а – зеренная структура; б, в – сетчатая дислокационная субструктура. Стрелками показана дислокационная субструктура*

*Fig. 5. Bright-field TEM images of MA20 alloy in the UFG state:  
a – subgrain structure; б, в – cellular-network dislocation substructure. Arrows indicate the dislocation substructure*



*Рис. 6. Оптические изображения структуры УМЗ-сплава после термической обработки:  
а – 200 °C; б – 250 °C; в – 300 °C*

*Fig. 6. Optical images of the structure of the UFG alloy after heat treatment:  
a – 200 °C; б – 250 °C; в – 300 °C*

до  $1,5 \pm 0,8$  и  $7,0 \pm 5,0$  мкм соответственно, переводя сплав в МК-состояние.

ПЭМ-изображения микроструктуры сплава после термической обработки представлены

на рис. 7. Результаты ПЭМ-исследований подтверждают данные оптической микроскопии. Отжиг при 200 °C приводит к уменьшению плотности дислокаций в сплаве с  $2 \cdot 10^{10}$  до  $9 \cdot 10^9$  см $^{-2}$ ,

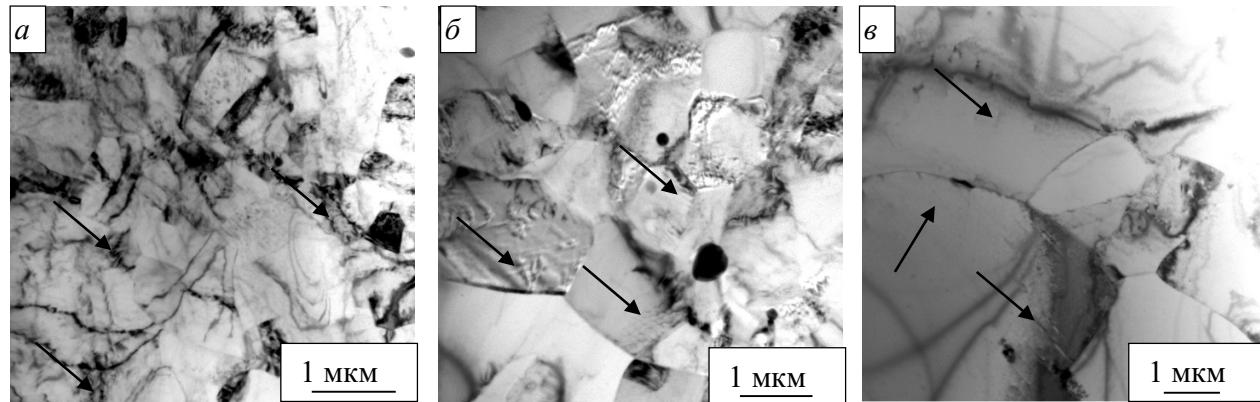


Рис. 7. Светлопольные ПЭМ-изображения микроструктуры УМЗ-сплава после термической обработки:

*a – 200 °C, ячеисто-сетчатая дислокационная структура; б – 250 °C, сетчатая дислокационная структура; в – 300 °C, дислокационные скопления и клубки. Стрелками показана дислокационная субструктура*

Fig. 7. Bright-field TEM images of the microstructure of the UFG alloy after heat treatment:

*a – 200 °C, cellular-network dislocation structure; б – 250 °C, network dislocation structure; в – 300 °C, dislocation clusters and tangles. Arrows indicate the dislocation substructure*

однако дислокационная субструктура остается преимущественно неизменной – ячеисто-сетчатой (рис. 7, *a*). Повышение температуры отжига до 250 °C приводит к увеличению размера зерна и дальнейшему уменьшению скалярной плотности дислокаций до  $6 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$ , при этом дислокационная структура становится сетчатой с хаотическим распределением дислокаций в сетке (рис. 7, *б*). На ПЭМ-изображениях видно, что структура сплава становится более однородной по объему, это свидетельствует о процессах начала рекристаллизации. Дальнейшее увеличение температуры отжига до 300 °C приводит к более интенсивным рекристаллизационным процессам в сплаве и существенному увеличению размера зерна. Сетчатая дислокационная структура преобразуется в отдельные скопления дислокаций. Плотность дислокаций уменьшается до  $4 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$  (рис. 7, *в*).

После отжига при 200° С плотность дислокаций оказалась равной  $9 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$ , что ниже, чем для УМЗ-состояния ( $2 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ ). Увеличение температуры отжига до 250 и 300 °C изменяет скалярную плотность дислокаций до  $6 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$  (отжиг при 250 °C) и далее до  $4 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$  (отжиг при 300 °C) соответственно вследствие активации процесса возврата [31].

На рис. 8 представлена микроструктура крупнокристаллического (исходного) сплава после отжига при 500 °C. В этом состоянии структура имеет выраженный зернистый характер и

состоит из равноосных а-зерен на основе твердого раствора магния (рис. 8, *а*). Средний размер зерна составляет  $40,0 \pm 15,0 \text{ мкм}$ . Кроме того, по границам зерен наблюдается небольшое количество интерметаллидных частиц вторичных фаз, не растворившихся в процессе отжига. На ПЭМ-изображениях в объеме зерен фиксируются как отдельные дислокации, так и их скопления (рис. 8, *б*). Плотность дислокаций составила  $8 \cdot 10^8 \text{ см}^{-2}$ .

На рис. 9, *а* представлены кривые растяжения образцов сплава. Механические испытания показали, что УМЗ-образец имеет максимальные значения пределов текучести и прочности ( $\sigma_{0,2} = 250 \text{ МПа}$  и  $\sigma_B = 270 \text{ МПа}$ ) по сравнению с состоянием МК ( $\sigma_{0,2} = 40 \text{ МПа}$  и  $\sigma_B = 220 \text{ МПа}$ ) и состоянием КК ( $\sigma_{0,2} = 250 \text{ МПа}$  и  $\sigma_B = 190 \text{ МПа}$ ). Предельная пластичность сплава для УМЗ-, МК- и КК-состояний составила 3, 9 и 13 % соответственно.

Термическая обработка сплава в УМЗ-состоянии приводит к снижению прочностных свойств и повышению пластичности сплава (рис. 9, *б*). Отжиг при температуре 200 °C приводит к увеличению пластичности на 100 % и достижению высокой прочности, не изменяя при этом размера зерна. В этом случае  $\sigma_{0,2}$  и  $\sigma_B$  уменьшаются незначительно – на 8 и 4 % соответственно по сравнению с УМЗ-состоянием (без отжига). Дальнейший отжиг сплава при 250 °C приводит к увеличению предельной

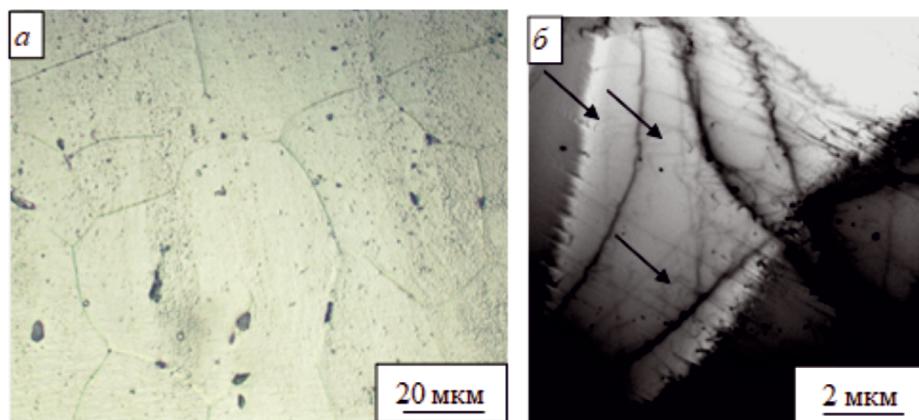


Рис. 8. Оптическое (а) и светлопольное (б) ПЭМ-изображения микроструктуры сплава после отжига при 500 °С. Стрелками показана дислокационная субструктурата

Fig. 8. Optical (a) and bright-field (b) TEM images of the alloy microstructure after annealing at 500 °C. Arrows indicate the dislocation substructure

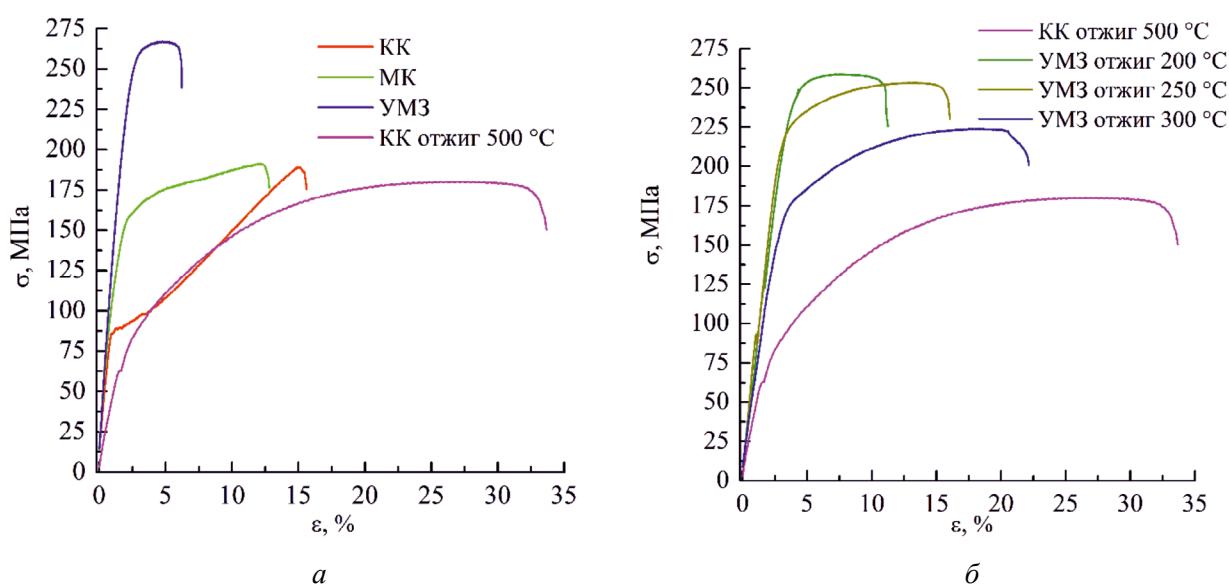


Рис. 9. Диаграммы растяжения в различных структурных состояниях (а) и после отжигов сплава при 500, 300, 250 и 200 °С (б)

Fig. 9. Stress-strain curves in different structural states (a) and after annealing at 500, 300, 250 and 200 °C (b)

пластичности и понижению условного предела текучести. В случае отжига при 300 °С также происходит понижение прочностных свойств и повышение предельной пластичности за счет понижения плотности дефектов и рекристаллизации. Высокотемпературный отжиг (500 °С) для сплава в КК-состоянии, применяющийся для полной релаксации внутренних напряжений, характеризуется активной рекристаллизацией, которая приводит к резкому снижению

прочности и достижению наиболее высокой пластичности.

В табл. 1 приведены данные по влиянию размера зерна на механические свойства сплава.

С целью установления основных механизмов упрочнения в магниевом сплаве была проведена оценка вкладов действующих механизмов упрочнения в предел текучести магниевого сплава [19, 32]. В работе выполнен расчет аддитивных вкладов механизмов упрочнения, таких

**Механические и структурные характеристики сплава MA20**  
**Mechanical and structural properties of MA20 alloy**

Номер	Состояние сплава	Средний размер зерна, мкм	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	Скалярная плотность дислокаций, $\langle \rho \rangle$ , см <sup>-2</sup> Тип дислокационной субструктурь
1	КК + отжиг, 500 °C	40,0 ± 15,0	60	180	25	$8 \cdot 10^8$ Отдельные дислокации и дислокационные скопления
2	КК	25,0 ± 10,0	90	190	13	$4 \cdot 10^9$ Дислокационные скопления
3	УМЗ + отжиг, 300 °C	7,0 ± 5,0	150	220	17	$4 \cdot 10^9$ Дислокационные скопления и клубки
4	МК	3,0 ± 2,0	140	220	9	$5 \cdot 10^9$ Сетчатая дислокационная субструктура
5	УМЗ + отжиг, 250 °C	1,5 ± 0,8	210	250	11	$6 \cdot 10^9$ Сетчатая дислокационная структура и дислокационные скопления
6	УМЗ + отжиг, 200 °C	1,0 ± 0,7	230	260	6	$9 \cdot 10^9$ Сетчатая дислокационная субструктура
7	УМЗ	1,0 ± 0,7	250	270	3	$2 \cdot 10^{10}$ Ячеисто-сетчатая дислокационная субструктура

Примечание:  $\sigma_{0,2}$  – условный предел текучести;  $\sigma_B$  – временной предел прочности;  $\delta$  – относительное удлинение.

как напряжение трения кристаллической решетки, дислокационное и зернограничное упрочнения, в предел текучести сплава:

$$\sigma_{\text{общ}} = \sigma_0 + \sigma_{\text{дис}} + \sigma_{\text{зер}}, \quad (2)$$

где  $\sigma_{\text{общ}}$  – расчетный предел текучести сплава;  $\sigma_0$  – напряжение, обусловленное скольжением дислокаций в монокристалле, а также твердорасторвным и дисперсионным упрочнением;  $\sigma_{\text{дис}}$  – дислокационное упрочнение;  $\sigma_{\text{зер}}$  – зернограничное упрочнение.

Известно, что основным механизмом упрочнения в УМЗ-металлах и сплавах является зернограничное упрочнение, описываемое уравнением Холла – Петча [18, 19, 33]. Механизмами деформационного упрочнения в магниевых сплавах также служат дислокационное скольжение и двойникование [34]. В работе [35] было продемонстрировано, что основным механизмом упрочнения образцов экструдированного сплава AZ31 при циклической деформации по схеме «сжатие – растяжение» является двойникование. Обычно активное двойникование в магниевых

сплавах способствует эффективному измельчению зерна даже при малых степенях деформации. В работе [36] исследовали сплав ZK60 в МК-состоянии (средний размер зерна – 3 мкм), полученный методом экструзии. Было установлено, что сплав деформируется за счет двойникования и базового скольжения при высоких скоростях деформации ( $\varepsilon = 103 \text{ с}^{-1}$ ), однако при меньших скоростях ( $\varepsilon = 101 \text{ с}^{-1}$ ) механизм двойникования подавляется, что приводит к резкому снижению пластичности магниевого сплава.

В работе [37] зернограничное упрочнение для магниевого сплава определяли с помощью соотношения Холла – Петча:

$$\sigma_{\text{зер}} = Kd^{-1/2}, \quad (3)$$

где  $K$  – константа Холла – Петча;  $d$  – средний размер зерна основной фазы.

На основе полученных экспериментальных данных (табл. 1) была построена зависимость условного предела текучести  $\sigma_{0,2}$  от  $d^{-1/2}$  (рис. 10). В интервале размеров зерен 1...40 мкм зависимость  $\sigma_{0,2}$  от  $d^{-1/2}$  имеет линейный харак-

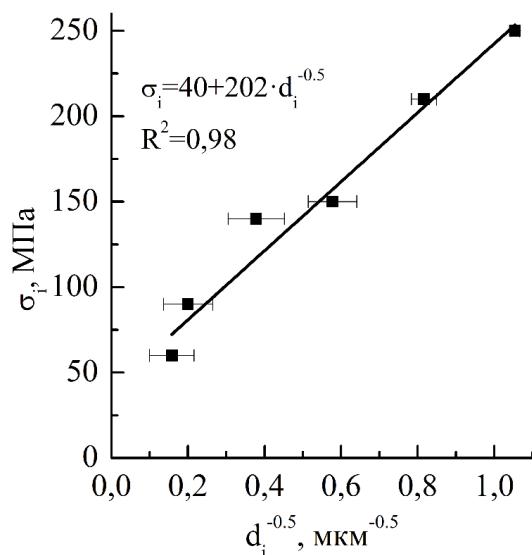


Рис. 10. Зависимость предела текучести  $\sigma_{0.2}$  от  $d^{-1/2}$

Fig. 10. Dependence of the yield strength  $\sigma_{0.2}$  on the  $d^{-1/2}$

тер ( $K = 202 \text{ Па} \cdot \mu\text{мм}^{1/2}$ ). В соответствии с соотношением Холла – Петча для исследуемого сплава значение  $\sigma_{\text{зеп}}$  равно 40 МПа.

Вклад дислокационной структуры в упрочнение материала рассчитывали с помощью уравнения Тейлора [38]:

$$\sigma_{\text{дис}} = b\chi G\sqrt{\langle\rho\rangle}, \quad (4)$$

где  $\chi = 0,9$  – константа, характеризующая взаимодействие между дислокациями [38];  $b = 0,321$  – величина вектора Бюргерса для наиболее вероятной плоскости скольжения, в работе рассматривалась базисная плоскость сколь-

жения {001} как наиболее вероятная;  $G = 17 \text{ ГПа}$  – модуль сдвига для магния [39];  $\langle\rho\rangle$  – скалярная плотность дислокаций. Значения плотности дислокаций магния для различных структурных состояний представлены в табл. 1.

За величину напряжения трения  $\sigma_0$  в моноцисталье принимали  $\sigma_0 = 14 \text{ МПа}$ , допуская, что данные значения соответствуют напряжению  $\sigma_0$  для равновесного состояния КК-сплава (отжиг 500 °C). Значение  $\sigma_0$  для КК-состояния сплава оценивали как  $\sigma_0 = \sigma_{0.2} - \sigma_{\text{дис}} - \sigma_{\text{зеп}}$ , где  $\sigma_{0.2} = 60 \text{ МПа}$  (экспериментальные данные),  $\sigma_{\text{дис}} = 14 \text{ МПа}$  и  $\sigma_{\text{зеп}} = 32 \text{ МПа}$  (расчетные данные, табл. 2). Значение  $\sigma_0$  характеризует минимальное напряжение скольжения дислокаций в моноцисталье, твердорастворное и дисперсионное упрочнения. В работе [38], где рассматриваются механизмы упрочнения в магниевых сплавах, было показано, что при условии отсутствия полиморфных превращений можно сделать допущение, что значение  $\sigma_0$  для равновесного состояния будет соответствовать  $\sigma_0$  для УМЗ-состояния сплава после ИПД и для структурных состояний с различным размером зерна, полученных при отжигах.

Рассчитанные значения  $\sigma_{\text{зеп}}$  и  $\sigma_{\text{дис}}$  приведены в табл. 2. Для КК-сплава вклад от зернограничного упрочнения составил примерно 40 МПа. Переход сплава в МК-состояние сопровождается существенным увеличением  $\sigma_{\text{зеп}}$  – до 117 МПа, за счет значительного измельчения зеренной структуры. Применение комбинированного метода

Таблица 2  
Table 2

Расчетные вклады в упрочнение сплава MA20 в различных структурных состояниях  
Contributions of different strain hardening mechanisms in MA20 alloy in various structural states

Состояние сплава	$\sigma_{\text{дис}}, \text{МПа}$	$\sigma_{\text{зеп}}, \text{МПа}$	$\sigma_0, \text{МПа}$	$\sigma_{\text{общ}}, \text{МПа}$	$\sigma_{0.2}, \text{МПа}$
КК	16	40	14	96	90
МК	35	117	14	166	140
УМЗ	69	202	14	286	250
УМЗ + отжиг при 200 °C	47	202	14	263	230
УМЗ + отжиг при 250 °C	38	165	14	217	210
УМЗ + отжиг при 300 °C	31	76	14	122	140
КК + отжиг при 500 °C*	14	32	14	60	60

\* Примечание: КК + отжиг при 500 °C – отжиг исходного крупнокристаллического состояния сплава при 500 °C в течение 8 часов для достижения крупного размера зерна и релаксации внутренних напряжений.

ИПД, включающего abc-прессование с последующей прокаткой, формирует структуру с минимальным размером зерна, что повышает величину зернограничного упрочнения до 202 МПа. Отжиг УМЗ-сплава при 200 °C не оказывает влияния на величину  $\sigma_{\text{згр}}$  по сравнению с УМЗ-состоянием без отжига при сохранении среднего размера зерна, равного 1 мкм. Отжиги при 250 и 300 °C способствуют росту зерна до 1,5 и 7 мкм соответственно, а тем самым и уменьшению зернограничного упрочнения сплава до 165 и 76 МПа.

Отжиг при 500 °C КК-сплава (исходного) приводит к формированию крупнозернистой структуры, при этом вклад зернограничного упрочнения снижается до 32 МПа.

Для сплава в КК-состоянии вклад дислокационного механизма в упрочнение составил 16 МПа. В МК-состоянии плотность дислокаций увеличивается и вклад дислокационного упрочнения достигает 35 МПа. УМЗ-состояние характеризуется высокой плотностью дислокаций и максимальным вкладом дислокационного упрочнения – 69 МПа. Отжиг при 200 °C вызывает релаксацию микроструктуры, значительное снижение плотности дислокаций и, как следствие, уменьшение  $\sigma_{\text{дис}}$  до 47 МПа. Последующие отжиги при 250 и 300 °C приводят к снижению  $\sigma_{\text{дис}}$  до 38 и 31 МПа, что можно связать с активизацией процессов возврата и уменьшением скалярной плотности дислокаций в образцах магниевого сплава. Эти результаты согласуются с данными ПЭМ, где наблюдается снижение скалярной плотности дислокаций, сопровождающееся уменьшением вклада дислокационного упрочнения. Одновременно при отжигах увеличивается средний размер зерна, что снижает прочность за счет уменьшения как дислокационного, так и зернограничного упрочнений. При рекристаллизационном отжиге КК-сплава с 500 °C плотность дислокаций минимальна, а расчетный вклад дислокационного упрочнения снижается до 14 МПа. Рассчитанные значения  $\sigma_{\text{общ}}$  хорошо согласуются с экспериментальными данными для  $\sigma_{0,2}$ , полученными при механических испытаниях на растяжение.

Таким образом, наибольшее влияние на повышение прочности магниевого сплава при комбинированной ИПД оказывает зернограничный механизм упрочнения, вклад от которого вслед-

ствие измельчения зерна до 1 мкм составляет  $\sigma_{\text{згр}} = 202$  МПа, а также дислокационный механизм с вкладом  $\sigma_{\text{дис}} = 69$  МПа.

Приведенные расчетные данные являются оценочными, но позволяют выявить наиболее значимые вклады в общее упрочнение, а тем самым и основные механизмы упрочнения магниевого сплава. Зависимости плотности дислокаций и рассчитанных вкладов в упрочнение от среднего размера зерна для сплава MA20 представлены на рис. 11.

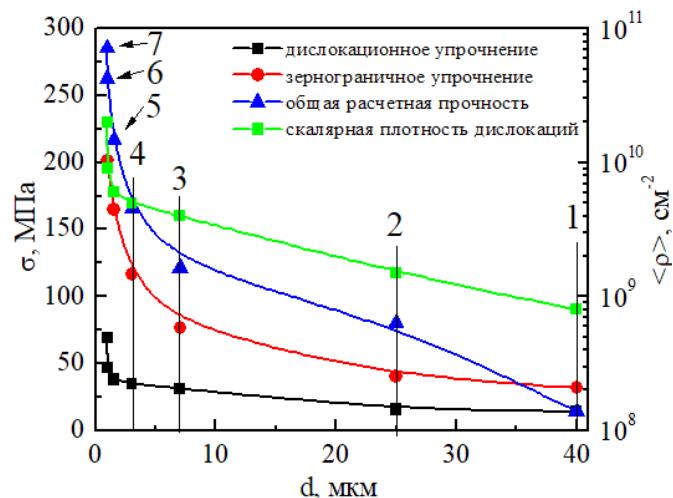


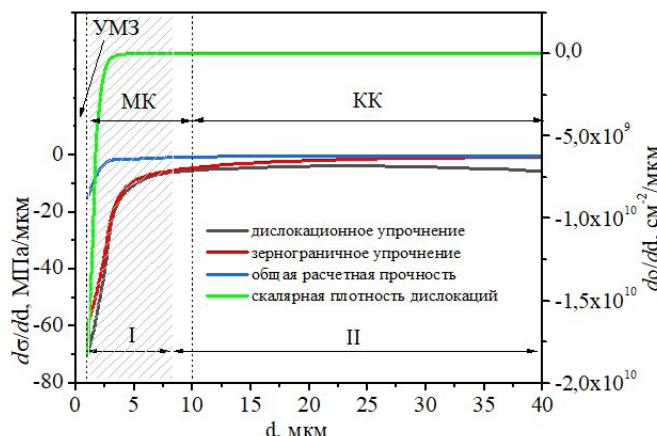
Рис. 11. Зависимости вкладов в упрочнение  $\sigma_{\text{дис}}$ ,  $\sigma_{\text{згр}}$ ,  $\sigma_{\text{общ}}$  и плотности дислокаций от среднего размера зерна (номера образцов представлены в табл. 1)

Fig. 11. Dependences of the contributions  $\sigma_{\text{dis}}$ ,  $\sigma_{\text{grain}}$ ,  $\sigma_{\text{total}}$  and dislocation density on the grain size (sample numbers are presented in Table 1)

На представленных зависимостях можно выделить диапазон с размерами зерен от 1 до 7 мкм, где с уменьшением размера зерна наблюдается уменьшение значений  $\sigma_{\text{дис}}$ ,  $\sigma_{\text{згр}}$ ,  $\sigma_{\text{общ}}$  и  $\langle \rho \rangle$ . Указанный диапазон размеров зёрен соответствует следующим состояниям сплава: УМЗ, УМЗ (отжиги при 200, 250, 300 °C) и МК.

На рис. 12 представлены графики изменения интенсивности вкладов в напряжение течения:  $d\sigma_{\text{дис}}/dd$ ,  $d\sigma_{\text{згр}}/dd$ ,  $d\sigma_{\text{общ}}/dd$ ,  $d\rho/dd$ .

На указанных зависимостях можно выделить два участка с разной интенсивностью изменения  $\sigma_{\text{дис}}$ ,  $\sigma_{\text{згр}}$ ,  $\sigma_{\text{общ}}$  и  $\langle \rho \rangle$ . На участке I (1...7 мкм) происходит резкое изменение вкладов и плотности дислокаций для УМЗ- и МК-состояний сплава. Участок II можно охарактеризовать малым изменением величин  $d\sigma_{\text{дис}}/dd$ ,  $d\sigma_{\text{згр}}/dd$ ,  $d\sigma_{\text{общ}}/dd$ ,  $d\rho/dd$ , что соответствует КК-состоянию.



*Рис. 12. Зависимости изменения интенсивности вкладов в напряжение течения  $d\sigma_{\text{дис}}/dd$ ,  $d\sigma_{\text{зер}}/dd$ ,  $d\sigma_{\text{общ}}/dd$ ,  $d\rho/dd$  от размера зерна*

*Fig. 12. Dependences of changes in the intensity of  $d\sigma_{\text{dis}}/dd$ ,  $d\sigma_{\text{grain}}/dd$ ,  $d\sigma_{\text{total}}/dd$ ,  $d\rho/dd$  on the grain size*

Изменение характера зависимостей связано со структурной релаксацией сплава при переходе из УМЗ- в МК-состояние за счет процессов возврата и аннигиляции дефектов, преобразований структуры внутри зерна и на границах зерен, а также перестройки дислокационной субструктурь при отжигах. Предполагается, что неравновесные границы зерен, в отличие от равновесных, формируют дальнодействующие поля напряжений, которые сохраняют высокий уровень даже на значительных расстояниях и способны оказывать влияние на движение внутризеренных дислокаций. Малая интенсивность изменения вкладов  $d\sigma_{\text{дис}}/dd$ ,  $d\sigma_{\text{зер}}/dd$ ,  $d\sigma_{\text{общ}}/dd$  и плотности  $d\rho/dd$  для КК-состояния сплава позволяет говорить о формировании равновесной «подрешетки» зернограницых дефектов [19].

## Выводы

1. Применение комбинированного метода ИПД, включающего в себя последовательное abc-прессование и многоходовую прокатку магниевого сплава MA20, приводит к измельчению зеренной структуры до УМЗ-состояния (средний размер зерна 1 мкм), существенному повышению пределов текучести и прочности ( $\sigma_{0,2} = 250$  МПа,  $\sigma_B = 270$  МПа) и уменьшению пластичности до 3 %.

2. Проведена оценка вкладов от механизмов деформационного упрочнения для предела текучести  $\sigma_{\text{общ}}$  при комбинированной ИПД.

Показано, что наибольший эффект в упрочнение УМЗ-магниевого сплава MA20 вносят зернограничный ( $\sigma_{\text{зер}} = 202$  МПа) и дислокационный ( $\sigma_{\text{дис}} = 69$  МПа) механизмы упрочнения.

3. Отжиг при 200 °C сохраняет УМЗ-состояние в магниевом сплаве MA20, но способствует по сравнению с исходным УМЗ-состоянием частичной релаксации структуры, значительному снижению плотности дислокаций, уменьшению вклада  $\sigma_{\text{дис}}$  на 31 %, уменьшению  $\sigma_{0,2}$  на 8 %,  $\sigma_B$  – на 4 %, а также увеличению пластичности на 100 %.

4. Для исследуемого сплава в УМЗ- и МК-состояниях выявлен интервал размеров зерен, равный 1...7 мкм, соответствующий резкому изменению интенсивностей плотности дислокаций  $d\rho/dd$  и вкладов дислокационного и зернограничного механизмов в деформационное упрочнение,  $d\sigma_{\text{дис}}/dd$ ,  $d\sigma_{\text{зер}}/dd$ , а также величины  $d\sigma_{\text{общ}}/dd$ .

## Список литературы

1. Effect of heat treatment and deformation temperature on the mechanical properties of ECAP processed ZK60 magnesium alloy / Y. Yuan, A. Ma, X. Gou, J. Jiang, G. Arhin, D. Song, H. Liu // Materials Science and Engineering: A. – 2016. – Vol. 677. – P. 125–132. – DOI: 10.1016/j.msea.2016.09.037.
2. Grain growth and Hall-Petch relationship in a refractory HfNbTaZrTi high-entropy alloy / S. Chen, K.-K. Tseng, Y. Tong, W. Li, C.-W. Tsai, J.-W. Yeh, P.K. Liaw // Journal of Alloys and Compounds. – 2019. – Vol. 795. – P. 19–26. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.04.291.
3. Ultra-fine grain size and exceptionally high strength in dilute Mg–Ca alloys achieved by conventional one-step extrusion / H. Pan, C. Yang, Y. Yang, Y. Dai, D. Zhou, L. Chai, Q. Huang, Q. Yang, S. Liu, Y. Ren, G. Qin // Materials Letters. – 2019. – Vol. 237. – P. 65–68. – DOI: 10.1016/j.matlet.2018.11.080.
4. Ultrafine grained Mg-Zn-Ca-Mn alloy with simultaneously improved strength and ductility processed by equal channel angular pressing / L.B. Tong, J.H. Chu, Z.H. Jiang, S. Kamado, M.Y. Zheng // Journal of Alloys and Compounds. – 2019. – Vol. 785. – P. 410–421. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.01.181.
5. Effect of element Ce on the strain rate sensitivity of Mg-Zn-Zr alloy / C. Xu, Z. Wang, L. Zhou, F. Wang, Z. Wei, P. Mao // Journal of Magnesium and Alloys. – 2025. – Vol. 13 (8). – P. 4005–4019. – DOI: 10.1016/j.jma.2025.04.017.
6. Microstructures, mechanical and corrosion properties and biocompatibility of as extruded Mg–Mn–Zn–

- Nd alloys for biomedical applications / Y.-L. Zhou, Y. Li, D.-M. Luo, Y. Ding, P. Hodgson // Materials Science and Engineering: C. – 2015. – Vol. 49. – P. 93–100. – DOI: 10.1016/j.msec.2014.12.057.
7. Plastic deformation behaviors of a Mg–Ce–Zn–Zr alloy / K. Yu, W. Li, J. Zhao, Z. Ma, R. Wang // Scripta Materialia. – 2003. – Vol. 48 (9). – P. 1319–1323. – DOI: 10.1016/S1359-6462(03)00046-0.
8. In vitro and in vivo study on fine-grained Mg–Zn–RE–Zr alloy as a biodegradeable orthopedic implant produced by friction stir processing / V.C. Shunmugasamy, M. AbdelGawad, M.U. Sohail, T. Ibrahim, T. Khan, T.D. Seers, B. Mansoor // Bioactive Materials. – 2023. – Vol. 28. – P. 448–466. – DOI: 10.1016/j.bioactmat.2023.06.010.
9. Volkova E.F. Some regular features of formation of phase composition in a magnesium alloy of the Mg – Zn – Zr – Y system // Metal Science and Heat Treatment. – 2014. – Vol. 55 (9–10). – P. 477–482. – DOI: 10.1007/s11041-014-9657-5.
10. Structure and mechanical properties of the Mg–Y–Gd–Zr alloy after high pressure torsion / S.V. Dobatkin, L.L. Rokhlin, E.A. Lukyanova, M.Y. Murashkin, T.V. Dobatkina, N.Y. Tabachkova // Materials Science and Engineering: A. – 2016. – Vol. 667. – P. 217–223. – DOI: 10.1016/j.msea.2016.05.003.
11. Evolution of mechanical properties of LAE442 magnesium alloy processed by extrusion and ECAP / P. Minárik, R. Král, J. Pešička, F. Chmelík // Journal of Materials Research and Technology. – 2015. – Vol. 4(1). – P. 75–78. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2014.10.012.
12. 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. Merson, A. Brilevsky, P. Myagkikh, M. Markushev, A. Vinogradov // Letters on Materials. – 2020. – Vol. 10 (2). – P. 217–222. – DOI: 10.22226/2410-3535-2020-2-217-222.
13. Alloying design and microstructural control strategies towards developing Mg alloys with enhanced ductility / Z.-Z. Jin, M. Zha, S.-Q. Wang, S.-C. Wang, C. Wang, H.-L. Jia, H.-Y. Wang // Journal of Magnesium and Alloys. – 2022. – Vol. 10 (5). – P. 1191–1206. – DOI: 10.1016/j.jma.2022.04.002.
14. Nie J.-F. Precipitation and hardening in magnesium alloys // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2012. – Vol. 43 (11). – P. 3891–3939. – DOI: 10.1007/s11661-012-1217-2.
15. Thermally activated nature of basal and prismatic slip in mg and its alloys / M.A. Shabana, J.J. Bhattacharyya, M. Niewczas, S.R. Agnew // Magnesium Technology 2021. – Cham: Springer, 2021. P. 53–60. – DOI: 10.1007/978-3-030-65528-0\_9.
16. Yue Y., Wang J., Nie J.-F. Twin-solute, twin-dislocation and twin-twin interactions in magnesium // Journal of Magnesium and Alloys. – 2023. – Vol. 11 (10). – P. 3427–3462. – DOI: 10.1016/j.jma.2023.07.015.
17. Effects of deformation twins on microstructure evolution, mechanical properties and corrosion behaviors in magnesium alloys – A review / L. Li, W. Liu, F. Qi, D. Wu, Z. Zhang // Journal of Magnesium and Alloys. – 2022. – Vol. 10 (9). – P. 2334–2353. – DOI: 10.1016/j.jma.2022.09.003.
18. Valiev R.Z., Islamgaliev R.K., Alexandrov I.V. Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation // Progress in Materials Science. – 2000. – Vol. 45 (2). – P. 103–189. – DOI: 10.1016/S0079-6425(99)00007-9.
19. Plastic deformation of nanostructured materials / A.M. Glezer, E.V. Kozlov, N.A. Koneva, N.A. Popova, I.A. Kurzina. – CRC Press, 2017. – ISBN 9781315111964.
20. Влияние предварительной деформации на формирование ультрамелкозернистой структуры при РКУП-обработке магниевых сплавов / А.В. Боткин, Р.З. Валиев, Е.П. Волкова, Г.Д. Худоддова, Р. Ebrahimi // Физическая мезомеханика. – 2024. – Т. 27, № 4. – С. 63–72. – DOI: 10.55652/1683-805X\_2024\_27\_4\_63-72.
21. The effect of rotary swaging on the structure and mechanical properties of Mg–Y–Gd–Zr alloys additionally alloyed with samarium / E. Lukyanova, I. Tarytina, N. Tabachkova, T. Dobatkina, N. Martynenko, O. Rybalchenko, G. Rybalchenko, D. Temralieva, V. Andreev, O. Ovchinnikova, N. Andreeva, S. Dobatkin // Materials Today Communications. – 2025. – Vol. 43. – P. 111857. – DOI: 10.1016/j.mtcomm.2025.111857.
22. Severe plastic deformation of Mg–Zn–Zr–Ce alloys: advancing corrosion resistance and mechanical strength for medical applications / N. Luginin, A. Eroshenko, M. Khimich, K. Prosolov, A. Kashin, P. Uvarkin, A. Tolmachev, I. Glukhov, A. Panfilov, Y. Sharkeev // Metals. – 2023. – Vol. 13 (11). – P. 1847. – DOI: 10.3390/met13111847.
23. Pekguleryuz M., Celikin M. Creep resistance in magnesium alloys // International Materials Reviews. – 2010. – Vol. 55 (4). – P. 197–217. – DOI: 10.1179/095066010X12646898728327.
24. Electron microscopy of thin crystals / P.B. Hirsch, A. Howie, R.B. Nicholson, D.W. Pashley, M.J. Whelan, L. Marton // Physics Today. – 1966. – Vol. 19 (10). – P. 93–95. – DOI: 10.1063/1.3047787.
25. Effect of Ce on microstructure and corrosion behavior of as cast ZK60 alloy / L. Sun, Z. Wang, L. Zhou, F. Wang, W. Zhang, Z. Wei, P. Mao // Materials Today Communications. – 2025. – Vol. 42. – P. 111345. – DOI: 10.1016/j.mtcomm.2024.111345.
26. Severe plastic deformation by fast forging to easily produce hydride from bulk Mg-based alloys / D. Fruchart, N. Skryabina, P. de Rango, M. Foulad-

- vind, V. Aptukov // Materials Transactions. – 2023. – Vol. 64 (8). – P. 1886–1893. – DOI: 10.2320/matertrans.MT-MF2022049.
27. Kappes M., Iannuzzi M., Carranza R.M. Hydrogen embrittlement of magnesium and magnesium alloys: a review // Journal of the Electrochemical Society. – 2013. – Vol. 160 (4). – P. C168–C178. – DOI: 10.1149/2.023304jes.
28. Zhang J., Yan S., Qu H. Stress/strain effects on thermodynamic properties of magnesium hydride: A brief review // International Journal of Hydrogen Energy. – 2017. – Vol. 42 (26). – P. 16603–16610. – DOI: 10.1016/j.ijhydene.2017.05.174.
29. Mezbahul-Islam M., Mostafa A.O., Medraj M. Essential magnesium alloys binary phase diagrams and their thermochemical data // Journal of Materials. – 2014. – Vol. 2014. – P. 1–33. – DOI: 10.1155/2014/704283.
30. Aljarrah M., Alnahas J., Alhartomi M. Thermodynamic modeling and mechanical properties of Mg-Zn-{Y, Ce} alloys: Review // Crystals. – 2021. – Vol. 11 (12). – P. 1592. – DOI: 10.3390/cryst11121592.
31. Sharkeev Yu.P., Kozlov E.V. The long-range effect in ion implanted metallic materials: dislocation structures, properties, stresses, mechanisms // Surface and Coatings Technology. – 2002. – Vol. 158–159. – P. 219–224. – DOI: 10.1016/S0257-8972(02)00212-8.
32. Гольдштейн М.И., Литвинов В.С., Бронфин Б.М. Металлофизика высокопрочных сплавов. – М.: Металлургия, 1986. – 312 с.
33. Gleiter H. Nanostructured materials: basic concepts and microstructure // Acta Materialia. – 2000. – Vol. 48 (1). – P. 1–29. – DOI: 10.1016/S1359-6454(99)00285-2.
34. Raynor G.V. The physical metallurgy of magnesium and its alloys. – New York: Pergamon Press, 1959. – 531 p.
35. In-situ observation of twinning and detwinning in AZ31 alloy / W. Gong, R. Zheng, S. Harjo, T. Kawasaki, K. Aizawa, N. Tsuji // Journal of Magnesium and Alloys. – 2022. – Vol. 10 (12). – P. 3418–3432. – DOI: 10.1016/j.jma.2022.02.002.
36. Fracture behavior of magnesium alloys – Role of tensile twinning / N.S. Prasad, N. Naveen Kumar, R. Narasimhan, S. Suwas // Acta Materialia. – 2015. – Vol. 94. – P. 281–293. – DOI: 10.1016/j.actamat.2015.04.054.
37. Hall-Petch strengthening in ultrafine-grained Zn with stabilized boundaries / M. Balog, P. Krížik, A. Školáková, P. Švec, J. Kubásek, J. Pinc, M.M. de Castro, R. Figueiredo // Journal of Materials Research and Technology. – 2024. – Vol. 33. – P. 7458–7468. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2024.11.132.
38. Effect of dislocation transmutation on modeling hardening mechanisms by twinning in magnesium / A.L. Oppedal, H. El Kadiri, C.N. Tomé, G.C. Kaschner, S.C. Vogel, J.C. Baird, M.F. Horstemeyer // International Journal of Plasticity. – 2012. – Vol. 30–31. – P. 41–61. – DOI: 10.1016/j.ijplas.2011.09.002.
39. Effect of alloying elements on the elastic properties of Mg from first-principles calculations / S. Ganeshan, S.L. Shang, Y. Wang, Z.-K. Liu // Acta Materialia. – 2009. – Vol. 57 (13). – P. 3876–3884. – DOI: 10.1016/j.actamat.2009.04.038.

## Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2025 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>).



## Effect of heat treatment on the structure and properties of magnesium alloy MA20 subjected to severe plastic deformation

Nikita Luginin<sup>1, 2, a</sup>, Anna Eroshenko<sup>1, b, \*</sup>, Konstantin Prosolov<sup>1, c</sup>, Margarita Khimich<sup>1, d</sup>,  
Ivan Glukhov<sup>1, e</sup>, Alexander Panfilov<sup>1, f</sup>, Alexey Tolmachev<sup>1, g</sup>, Pavel Uvarkin<sup>1, h</sup>,  
Alexander Kashin<sup>1, i</sup>, Yurii Sharkeev<sup>1, 2, j</sup>

<sup>1</sup> Institute of Strength Physics and Materials Sciences SB RAS, 2/4 per. Academiceskii, Tomsk, 634055, Russian Federation  
<sup>2</sup> National Research Tomsk Polytechnic University, Lenin Ave., 30, Tomsk, 634050, Russian Federation

<sup>a</sup> <https://orcid.org/0000-0001-6504-8193>, nikishek90@ispms.ru; <sup>b</sup> <https://orcid.org/0000-0001-8812-9287>, eroshenko@ispms.ru;  
<sup>c</sup> <https://orcid.org/0000-0003-2176-8636>, konstprosolov@ispms.ru; <sup>d</sup> <https://orcid.org/0000-0001-5859-7418>, khimich@ispms.ru;  
<sup>e</sup> <https://orcid.org/0000-0001-5557-5950>, gia@ispms.ru; <sup>f</sup> <https://orcid.org/0000-0001-8648-0743>, alexpl@ispms.ru;  
<sup>g</sup> <https://orcid.org/0000-0003-4669-8478>, tolmach@ispms.ru; <sup>h</sup> <https://orcid.org/0000-0003-1169-3765>, uvarkin@ispms.ru;  
<sup>i</sup> <https://orcid.org/0000-0003-1860-3654>, kash@ispms.ru; <sup>j</sup> <https://orcid.org/0000-0001-5037-245X>, sharkeev@ispms.ru

### ARTICLE INFO

#### Article history:

Received: 29 July 2025

Revised: 03 September 2025

Accepted: 12 September 2025

Available online: 15 December 2025

#### Keywords:

Magnesium alloys  
Severe plastic deformation  
Mechanical properties  
Heat treatment  
Phase composition  
Structure

#### Funding

The Russian Science Foundation has financially supported the work, project No. 23-13-00359, available online: <https://rscf.ru/project/23-13-00359/>. The investigations have been carried out using the equipment of Share Use Centre "Nanotech" of the ISPMS SB RAS and at core facility "Structure, mechanical and physical properties of materials" NSTU.

### ABSTRACT

**Introduction.** One of the most promising fields for the application of magnesium alloys is medicine. Their key advantages are bioresorbability and a low elastic modulus, comparable to that of human cortical bone (up to 30 GPa). Biocompatible Mg-Zn-Zr-Ce (MA20) system alloys are among the most promising for medical applications. Due to their relatively low mechanical properties, the development of severe plastic deformation (SPD) techniques for forming an ultrafine-grained (UFG) state in bulk billets of the Mg-Zn-Zr-Ce alloy to achieve optimal functional properties requires further research. Analyzing the conditions for forming a high-strength UFG state necessitates considering various strengthening mechanisms, including well-known ones related to the effect of UFG structures. Identifying the deformation and strain hardening mechanisms in magnesium alloys subjected to SPD is also highly relevant. The purpose of this work is to establish the mechanisms of strain hardening and to investigate the influence of heat treatment on the structure and properties of the MA20 magnesium alloy after combined SPD. **Research methods.** The study object was the MA20 alloy in a UFG state (wt. %: Mg – 98.0; Zn – 1.3; Ce – 0.1; Zr – 0.1; O – 0.5). The UFG state was achieved via a combined SPD process involving ABC-pressing followed by multi-pass rolling in grooved rolls. To study the effect of annealing on the microstructure and mechanical tensile properties, samples were annealed in air at temperatures of 200, 250, 300, and 500 °C for 24 hours. The microstructure and phase composition of the samples were investigated using optical and transmission electron microscopy. **Results and discussion.** It was established that applying a combined SPD method (ABC-pressing and multi-pass rolling) to the MA20 alloy results in the formation of an ultrafine-grained structure with an average grain size of about 1 μm. This leads to a significant increase in yield strength ( $\sigma_{0.2}$ ) to 250 MPa and ultimate tensile strength ( $\sigma_u$ ) to 270 MPa, while simultaneously reducing ductility to 3%. Annealing at 200 °C was found to preserve the UFG state in the MA20 alloy and to lead to a 100% increase in ductility, with an 8% decrease in  $\sigma_{0.2}$  and a 4% decrease in  $\sigma_u$  compared to the initial UFG state (non-annealed). **Conclusions.** It was revealed that the grain boundary ( $\sigma_{\text{grain}} = 202 \text{ MPa}$ ) and dislocation ( $\sigma_{\text{dis}} = 69 \text{ MPa}$ ) strengthening contributions provide the most significant increase in the strength of the UFG MA20 magnesium alloy. For the magnesium alloy in the UFG and fine-grained (FG) states, a critical grain size interval of (1–7) μm was identified, corresponding to a sharp increase in the intensity of change for the calculated contributions of dislocation ( $d\sigma_{\text{dis}}/dd$ ), grain boundary ( $d\sigma_{\text{grain}}/dd$ ), overall strengthening ( $d\sigma_{\text{total}}/dd$ ), and dislocation density ( $d\rho/d\delta$ ). For the coarse-grained (CG) state of the alloy in the grain size range (7–40) μm, these parameters stabilize.

**For citation:** Luginin N.A., Eroshenko A.Yu., Prosolov K.A., Khimich M.A., Glukhov I.A., Panfilov A.O., Tolmachev A.I., Uvarkin P.V., Kashin A.D., Sharkeev Yu.P. Effect of heat treatment on the structure and properties of magnesium alloy MA20 subjected to severe plastic deformation. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = Metal Working and Material Science, 2025, vol. 27, no. 4, pp. 239–256. DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.4-239-256. (In Russian).

#### \* Corresponding author

Eroshenko Anna Yu., Ph.D. (Engineering), Senior Researcher  
Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS,  
2/4 per. Academiceskii,  
634055, Tomsk, Russian Federation  
Tel.: +7 3822 286 911, e-mail: eroshenko@ispms.ru

## References

1. Yuan Y., Ma A., Gou X., Jiang J., Arhin G., Song D., Liu H. Effect of heat treatment and deformation temperature on the mechanical properties of ECAP processed ZK60 magnesium alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, vol. 677, pp. 125–132. DOI: 10.1016/j.msea.2016.09.037.
2. Chen S., Tseng K.-K., Tong Y., Li W., Tsai C.-W., Yeh J.-W., Liaw P.K. Grain growth and Hall-Petch relationship in a refractory HfNbTaZrTi high-entropy alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, vol. 795, pp. 19–26. DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.04.291.
3. Pan H., Yang C., Yang Y., Dai Y., Zhou D., Chai L., Huang Q., Yang Q., Liu S., Ren Y., Qin G. Ultra-fine grain size and exceptionally high strength in dilute Mg–Ca alloys achieved by conventional one-step extrusion. *Materials Letters*, 2019, vol. 237, pp. 65–68. DOI: 10.1016/j.matlet.2018.11.080.
4. Tong L.B., Chu J.H., Jiang Z.H., Kamado S., Zheng M.Y. Ultrafine-grained Mg-Zn-Ca-Mn alloy with simultaneously improved strength and ductility processed by equal channel angular pressing. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, vol. 785, pp. 410–421. DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.01.181.
5. Xu C., Wang Z., Zhou L., Wang F., Wei Z., Mao P. Effect of element Ce on the strain rate sensitivity of Mg-Zn-Zr alloy. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2025, vol. 13 (8), pp. 4005–4019. DOI: 10.1016/j.jma.2025.04.017.
6. Zhou Y.-L., Li Y., Luo D.-M., Ding Y., Hodgson P. Microstructures, mechanical and corrosion properties and biocompatibility of as extruded Mg–Mn–Zn–Nd alloys for biomedical applications. *Materials Science and Engineering: C*, 2015, vol. 49, pp. 93–100. DOI: 10.1016/j.msec.2014.12.057.
7. Yu K., Li W., Zhao J., Ma Z., Wang R. Plastic deformation behaviors of a Mg–Ce–Zn–Zr alloy. *Scripta Materialia*, 2003, vol. 48 (9), pp. 1319–1323. DOI: 10.1016/S1359-6462(03)00046-0.
8. Shunmugasamy V.C., AbdelGawad M., Sohail M.U., Ibrahim T., Khan T., Seers T.D., Mansoor B. In vitro and in vivo study on fine-grained Mg–Zn–RE–Zr alloy as a biodegradeable orthopedic implant produced by friction stir processing. *Bioactive Materials*, 2023, vol. 28, pp. 448–466. DOI: 10.1016/j.bioactmat.2023.06.010.
9. Volkova E.F. Some regular features of formation of phase composition in a magnesium alloy of the Mg – Zn – Zr – Y system. *Metal Science and Heat Treatment*, 2014, vol. 55 (9–10), pp. 477–482. DOI: 10.1007/s11041-014-9657-5.
10. Dobatkin S.V., Rokhlin L.L., Lukyanova E.A., Murashkin M.Y., Dobatkina T.V., Tabachkova N.Y. Structure and mechanical properties of the Mg-Y-Gd-Zr alloy after high pressure torsion. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, vol. 667, pp. 217–223. DOI: 10.1016/j.msea.2016.05.003.
11. Minárik P., Král R., Peščka J., Chmelík F. Evolution of mechanical properties of LAE442 magnesium alloy processed by extrusion and ECAP. *Journal of Materials Research and Technology*, 2015, vol. 4 (1), pp. 75–78. DOI: 10.1016/j.jmrt.2014.10.012.
12. Merson D., Brilevsky A., Myagkikh P., Markushev M., 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.
13. Jin Z.-Z., Zha M., Wang S.-Q., Wang S.-C., Wang C., Jia H.-L., Wang H.-Y. Alloying design and microstructural control strategies towards developing Mg alloys with enhanced ductility. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2022, vol. 10 (5), pp. 1191–1206. DOI: 10.1016/j.jma.2022.04.002.
14. Nie J.-F. Precipitation and hardening in magnesium alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2012, vol. 43 (11), pp. 3891–3939. DOI: 10.1007/s11661-012-1217-2.
15. Shabana M.A., Bhattacharyya J.J., Niewczas M., Agnew S.R. Thermally activated nature of basal and prismatic slip in mg and its alloys. *Magnesium Technology 2021*. Cham, Springer, 2021, pp. 53–60. DOI: 10.1007/978-3-030-65528-0\_9.
16. Yue Y., Wang J., Nie J.-F. Twin-solute, twin-dislocation and twin-twin interactions in magnesium. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2023, vol. 11 (10), pp. 3427–3462. DOI: 10.1016/j.jma.2023.07.015.
17. Li L., Liu W., Qi F., Wu D., Zhang Z. Effects of deformation twins on microstructure evolution, mechanical properties and corrosion behaviors in magnesium alloys – A review. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2022, vol. 10 (9), pp. 2334–2353. DOI: 10.1016/j.jma.2022.09.003.
18. Valiev R.Z., Islamgaliev R.K., Alexandrov I.V. Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation. *Progress in Materials Science*, 2000, vol. 45 (2), pp. 103–189. DOI: 10.1016/S0079-6425(99)00007-9.
19. Glezer A.M., Kozlov E.V., Koneva N.A., Popova N.A., Kurzina I.A. *Plastic deformation of nanostructured materials*. CRC Press, 2017. ISBN 9781315111964.
20. Botkin A.V., Valiev R.Z., Volkova E.P., Khudododova G.D., Ebrahimi R. Effect of preliminary deformation on the formation of ultrafine-grained structure during equal channel angular pressing of magnesium alloys.

*Fizicheskaya mezomekhanika = Physical Mesomechanics*, 2024, vol. 27, no. 4, pp. 63–72. DOI: 10.55652/1683-805X\_2024\_27\_4\_63-72. (In Russian).

21. Lukyanova E., Tarytina I., Tabachkova N., Dobatkina T., Martynenko N., Rybalchenko O., Rybalchenko G., Temralieva D., Andreev V., Ovchinnikova O., Andreeva N., Dobatkin S. The effect of rotary swaging on the structure and mechanical properties of Mg–Y–Gd–Zr alloys additionally alloyed with samarium. *Materials Today Communications*, 2025, vol. 43, p. 111857. DOI: 10.1016/j.mtcomm.2025.111857.
22. Luginin N., Eroshenko A., Khimich M., Prosolov K., Kashin A., Uvarkin P., Tolmachev A., Glukhov I., Panfilov A., Sharkeev Y. Severe plastic deformation of Mg–Zn–Zr–Ce alloys: advancing corrosion resistance and mechanical strength for medical applications. *Metals*, 2023, vol. 13 (11), p. 1847. DOI: 10.3390/met13111847.
23. Pekguleryuz M., Celikin M. Creep resistance in magnesium alloys. *International Materials Reviews*, 2010, vol. 55 (4), pp. 197–217. DOI: 10.1179/095066010X12646898728327.
24. Hirsch P.B., Howie A., Nicholson R.B., Pashley D.W., Whelan M.J., Marton L. Electron microscopy of thin crystals. *Physics Today*, 1966, vol. 19 (10), pp. 93–95. DOI: 10.1063/1.3047787.
25. Sun L., Wang Z., Zhou L., Wang F., Zhang W., Wei Z., Mao P. Effect of Ce on microstructure and corrosion behavior of as cast ZK60 alloy. *Materials Today Communications*, 2025, vol. 42, p. 111345. DOI: 10.1016/j.mtcomm.2024.111345.
26. Fruchart D., Skryabina N., de Rango P., Fouladvind M., Aptukov V. Severe plastic deformation by fast forging to easily produce hydride from bulk Mg-based alloys. *Materials Transactions*, 2023, vol. 64 (8), pp. 1886–1893. DOI: 10.2320/matertrans.MT-MF2022049.
27. Kappes M., Iannuzzi M., Carranza R.M. Hydrogen embrittlement of magnesium and magnesium alloys: a review. *Journal of the Electrochemical Society*, 2013, vol. 160 (4), pp. C168–C178. DOI: 10.1149/2.023304jes.
28. Zhang J., Yan S., Qu H. Stress/strain effects on thermodynamic properties of magnesium hydride: A brief review. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2017, vol. 42 (26), pp. 16603–16610. DOI: 10.1016/j.ijhydene.2017.05.174.
29. Mezbahul-Islam M., Mostafa A.O., Medraj M. Essential magnesium alloys binary phase diagrams and their thermochemical data. *Journal of Materials*, 2014, vol. 2014, pp. 1–33. DOI: 10.1155/2014/704283.
30. Aljarrah M., Alnahas J., Alhartomi M. Thermodynamic modeling and mechanical properties of Mg–Zn–{Y, Ce} alloys: Review. *Crystals*, 2021, vol. 11 (12), p. 1592. DOI: 10.3390/crust11121592.
31. Sharkeev Yu.P., Kozlov E.V. The long-range effect in ion implanted metallic materials: dislocation structures, properties, stresses, mechanisms. *Surface and Coatings Technology*, 2002, vol. 158–159, pp. 219–224. DOI: 10.1016/S0257-8972(02)00212-8.
32. Goldstein M.I., Litvinov V.S., Bronfin M.B. *Metallofizika vysokoprochnykh splavov* [Metal physics of high-strength alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1986. 312 p. (In Russian).
33. Gleiter H. Nanostructured materials: basic concepts and microstructure. *Acta Materialia*, 2000, vol. 48 (1), pp. 1–29. DOI: 10.1016/S1359-6454(99)00285-2.
34. Raynor G.V. *The physical metallurgy of magnesium and its alloys*. New York, Pergamon Press, 1959. 531 p.
35. Gong W., Zheng R., Harjo S., Kawasaki T., Aizawa K., Tsuji N. In-situ observation of twinning and detwinning in AZ31 alloy. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2022, vol. 10 (12), pp. 3418–3432. DOI: 10.1016/j.jma.2022.02.002.
36. Prasad N.S., Naveen Kumar N., Narasimhan R., Suwas S. Fracture behavior of magnesium alloys – Role of tensile twinning. *Acta Materialia*, 2015, vol. 94, pp. 281–293. DOI: 10.1016/j.actamat.2015.04.054.
37. Balog M., Krížik P., Školáková A., Švec P., Kubásek J., Pinc J., de Castro M.M., Figueiredo R. Hall-Petch strengthening in ultrafine-grained Zn with stabilized boundaries. *Journal of Materials Research and Technology*, 2024, vol. 33, pp. 7458–7468. DOI: 10.1016/j.jmrt.2024.11.132.
38. Oppedal A.L., El Kadiri H., Tomé C.N., Kaschner G.C., Vogel S.C., Baird J.C., Horstemeyer M.F. Effect of dislocation transmutation on modeling hardening mechanisms by twinning in magnesium. *International Journal of Plasticity*, 2012, vol. 30–31, pp. 41–61. DOI: 10.1016/j.ijplas.2011.09.002.
39. Ganeshan S., Shang S.L., Wang Y., Liu Z.-K. Effect of alloying elements on the elastic properties of Mg from first-principles calculations. *Acta Materialia*, 2009, vol. 57 (13), pp. 3876–3884. DOI: 10.1016/j.actamat.2009.04.038.

## Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.