

THE EFFECT OF DEFORMATION PROCESSING ON THE MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF Mg-Y-Gd-Zr ALLOY

Elena Alexandrovna Lukyanova^a, Irina Evgenyevna Tarytina, Natalya Sergeevna Martynenko, Olga Vladislavovna Rybalchenko, Diana Rivovna Temralieva, Petr Borisovich Straumal, Mikhail Mikhaylovich Morozov, Vladimir Alexandrovich Andreev, Olga Alexandrovna Ovchinnikova, Tatyana Vladimirovna Dobatkina, Sergey Vladimirovich Dobatkin

A.A. Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of the Russian Academy of Sciences, 49 Leninskiy pr., Moscow 119334 Russia

^a helenelukyanova@gmail.com

ABSTRACT

Microstructure and properties of the magnesium alloy Mg-3.5Y-5.5Gd-0.3Zr (wt. %) have been studied after hot extrusion and rotary swaging. The effect of the deformation method on the kinetics of the decomposition of the magnesium supersaturated solid solution at 200 °C has been investigated. The mechanical properties of the alloy at room temperature have been determined both after deformation and after additional strengthening aging. It has been shown that deformation leads to grain refinement of the cast structure from ~50 μm to ~9 μm after hot extrusion and to ~16 μm after rotary swaging, respectively. After deformation, the alloy can be additionally strengthened by the aging treatment, with hot extrusion and, to a greater extent, rotary swaging accelerating the decomposition of the supersaturated magnesium solid solution. Hot extrusion enhances both strength and plastic properties, while rotary swaging provides the highest achievement of strength properties with a decrease in ductility. After rotary swaging and aging, the alloy exhibited an ultimate tensile strength of ~485 MPa, yield strength of ~460 MPa, and elongation of ~4.5%.

KEYWORDS

Magnesium alloys; rare earth metals; rotary swaging; hot extrusion; solid solution decomposition; mechanical properties.

ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Mg-Y-Gd-Zr

Елена Александровна Лукьянова^a, Ирина Евгеньевна Тарытина, Наталья Сергеевна Мартыненко, Ольга Владиславовна Рыбальченко, Диана Ривовна Темраниева, Пётр Борисович Страумал, Михаил Михайлович Морозов, Владимир Александрович Андреев, Ольга Александровна Овчинникова, Татьяна Владимировна Добаткина, Сергей Владимирович Добаткин

Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Россия, 119334, Москва, Ленинский пр., 49

^a helenelukyanova@gmail.com

АННОТАЦИЯ

Исследована микроструктура и свойства магниевого сплава Mg-3,5Y-5,5Gd-0,3Zr (масс. %) после горячего прессования и ротационнойковки. Изучено влияние способа деформации на кинетику распада пересыщенного твердого раствора на основе магния при 200 °С. Определены механические свойства сплава при комнатной температуре как после деформации, так и после дополнительного упрочняющего старения. Показано, что деформация приводит к измельчению зерна литой структуры от ~50 мкм до ~9 мкм после горячего прессования и до ~16 мкм после ротационнойковки соответственно. После деформации сплав может быть дополнительно упрочнен в процессе старения, при этом горячее прессование и в большей степени ротационнаяковка способствуют ускорению распада пересыщенного магниевого твердого раствора. Горячее прессование повышает как прочностные, так и пластические свойства, в то время как ротационнаяковка обеспечивает наибольшее достижение прочностных свойств с понижением пластичности. После ротационнойковки и старения в сплаве были получены предел прочности ~485 МПа, условный предел текучести ~460 МПа, относительное удлинение ~4,5%.

КЛЮЧЕВЫЕ СЛОВА

Магниевого сплавы; редкоземельные металлы; ротационнаяковка; горячее прессование; распад твердого раствора; механические свойства.

Введение

Магниевого сплавы представляют интерес благодаря высокой удельной прочности, обусловленной малым удельным весом магния. Использование в качестве легких конструкционных материалов в авиационной и автомобильной отраслях является одним из основных применений сплавов на основе магния [1, 2]. Легирование магния редкоземельными металлами (РЗМ) значительно повышает его прочность и жаропрочность (до 300 °С) [3], и все больше современных исследований и разработок сосредоточены на сплавах такого типа [4–6]. В работе исследован сплав Mg-3,5Y-5,5Gd-0,3Zr (здесь и далее масс.%), в состав которого входят два РЗМ - иттрий и гадолиний. Эти РЗМ образуют с магнием широкие области твердых растворов, что определяет механизм упрочнения сплавов при введении этих элементов [7]. Поскольку совместная растворимость

иттрия и гадолиния в твердом магнии в системе Mg-Y-Gd уменьшается, то упрочнение сплавов происходит при распаде пересыщенного магниевого твердого раствора в процессе старения. Также высокие прочностные свойства могут быть достигнуты методами пластической деформации, особенно в сочетании с дисперсионным упрочнением. Горячее прессование широко используется в металлообработке магниевых сплавов и позволяет получать полуфабрикаты с улучшенным комплексом свойств [8]. В горячепрессованном состоянии свойства магниевых сплавов с РЗМ существенно улучшаются [9–12]. В последние годы набирает популярность обработка магниевых сплавов методом ротационнойковки [13–19]. Например, в работе [15] сочетание ротационнойковки и старения позволило получить в сплаве Mg-3Y-8Gd-0,4Zr предел прочности $UTS = 710$ МПа, предел текучести $YS = 650$ МПа и относительное удлинение $EL = 4\%$.

Целью настоящего исследования было изучить влияние методов пластической деформации, таких как горячее прессование и ротационная ковка, на эволюцию микроструктуры и упрочнение за счет распада пересыщенного магниевого твердого раствора сплава Mg-3,5Y-5,5Gd-0,3Zr с небольшим содержанием иттрия и гадолиния.

1. Методика исследований

Для приготовления исследуемого в работе сплава Mg-3,5Y-5,5Gd-0,3Zr были использованы высокочистые материалы – магний Мг96, иттрий ИтМ-1 и гадолиний ГдМ-1. РЗМ вводили в виде приготовленных лигатур Mg-39,2%Gd и Mg-47,7%Y, а цирконий – с помощью промышленной лигатуры состава Mg-9,6%Zr. Выплавку производили в электрической печи сопротивления в окислительной атмосфере с применением для предотвращения возгорания расплава защитного флюса ВИ-2, содержащего 38–46% MgCl₂, 32–40% KCl, 3–5% CaF₂, 5–8% BaCl₂, 1,5% MgO, <8% (NaCl + CaCl₂). Разливку расплава осуществляли в стальные изложницы диаметрами 20 и 52 мм, нагретые до 350 °С. Химический состав отливок определяли методом атомно-эмиссионной спектроскопии с использованием индуктивно-связанной плазмы на приборе Plasma 3500 (NCS TESTING TECHNOLOGY CO., LTD, Пекин, Китай). Полученные слитки гомогенизировали при 515 °С в течение 6 ч с охлаждением на воздухе (данная обработка далее обозначена initial state (IS)) для приведения структуры в равновесное при этой температуре состояние, при котором обеспечивается растворение неравновесных интерметаллидных фаз, образующихся при литье, и формируется пересыщенный твердый раствор на основе магния.

Слиток диаметром 52 мм после гомогенизации подвергали горячему прессова-

нию (данная обработка далее обозначена hot extrusion (HE)) при температуре 430 ± 10 °С на вертикальном гидравлическом прессе с усилием 160 т в прутки диаметром 14 мм с коэффициентом вытяжки $\sim 13,8$, соответствующей степени деформации $\varepsilon = \sim 93\%$. Учитывая устойчивость магниевого твердого раствора с РЗМ к распаду, после горячего прессования прутки охлаждали на воздухе без дополнительной закалки.

Деформацию методом ротационнойковки (данная обработка далее обозначена rotary swaging (RS)) проводили на гомогенизованном слитке длиной ~ 130 мм и диаметром 20 мм, обточенном на токарном станке до 19,5 мм. Ковку осуществляли, уменьшая диаметр отверстия бойков, при комнатной температуре в несколько проходов на ротационно-ковочной машине РКМ модели 2129.02 с максимальным усилием 8 кН и частотой 1920 ударов в минуту. Каждый раз между проходами заготовка подвергалась предварительному нагреву при температуре 450–460 °С. Конечный диаметр прутка составил ~ 9 мм, а суммарная вытяжка – $\mu = 4,69$ ($\mu = F_{\text{нач}}/F_{\text{кон}}$, где $F_{\text{нач}}$ и $F_{\text{кон}}$ – начальная и конечная площади поперечного сечения прутка соответственно).

Микроструктуру исходного слитка сплава и прутков после деформации различными способами исследовали путем оптической микроскопии на металлографическом микроскопе ADF I350 (ADF OPTICS CO. LTD, Ханчжоу, Китай) после химического травления с использованием раствора 30% ортофосфорной кислоты в спирте для выявления вторых фаз, богатых иттрием и гадолинием, и раствора: 60% этиленгликоля, 20% уксусной кислоты, 1% азотной кислоты и 19% воды – для выявления зерен магниевого твердого раствора. Исследование микроструктуры деформированного сплава проводили в продольном направлении прутка.

Кинетику распада магниевого твердого раствора сплава после гомогенизации и после деформации изучали методами измерения твердости и удельного электросопротивления в процессе изотермического старения при 200 °С продолжительностью до 128 ч. Твердость определяли по методу Бринелля (ГОСТ 9012-59) на твердомере ИТ 5010–01М (ООО «НТ» ЗИП, Иваново, Россия) под нагрузкой 612,9 Н (62,5 кгс) с использованием в качестве индентора стального шарика диаметром 2,5 мм. Удельное электросопротивление сплавов измеряли с помощью микрометра БСЗ-010-2 (АО «НИИЭМП», Пенза, Россия) при комнатной температуре на цилиндрических образцах диаметром 6 мм. Расстояние между клеммами, на которых устанавливался образец, составляло 21,8 мм, погрешность измерений не превышала $\pm 0,7\%$.

Механические испытания на растяжение проводили при комнатной температуре на цилиндрических образцах диаметром 4 мм и рабочей длиной 22 мм с помощью универсальной испытательной машины Instron 3382 (Instron, Illinois Tool Works Inc. Хай-Уиком, Великобритания) со скоростью нагружения 1 мм/мин.

2. Результаты и их обсуждение

На рис. 1 представлена микроструктура сплава Mg-3,5Y-5,5Gd-0,3Zr в различных состояниях: в литом (рис. 1, а), после гомогенизации при 515 °С в течение 6 ч (рис. 1 б), после горячего прессования (рис. 1, в) и после ротационнойковки (рис. 1 г) в параллельном оси деформации направлениях. В структуре литого сплава (рис. 1, а) совместно со светлым магниево-магний твердым раствором (Mg) присутствовала неравновесная интерметаллидная фаза темного цвета, богатая иттрием и гадолинием, и имеющая морфологию «fish bone» эвтекти-

ческого типа. При изучении фазовых равновесий в системе Mg-Y-Gd было установлено, что в равновесии с магниево-магний твердым раствором в области концентраций, которой соответствует состав исследуемого сплава, находится соединение $Mg_{24}(Y,Gd)_5$ [7]. Также в микроструктуре наблюдались черные включения фазы α -Zr [20]. Последующая гомогенизация слитка при 515 °С в течение 6 ч обеспечила полное растворение фазы магния с РЗМ, образовавшейся в процессе литья (рис. 1, б), таким образом, что структура сплава состояла из равноосных зерен магниевого твердого раствора, в которых также присутствовали кристаллы α -Zr. При этом размер зерна литой структуры после гомогенизации был достаточно большим и составлял 50 ± 5 мкм. Деформация методом горячего прессования привела к заметному измельчению зерна литой структуры более чем в 5 раз (рис. 1, в). Микроструктура горячепрессованного сплава состояла из равноосных зерен магниевого твердого раствора размером $8,9 \pm 0,4$ мкм, которые сформировались в результате рекристаллизации. Видимые отдельные дисперсные кристаллы циркониевой фазы располагались в виде цепочек вдоль направления прессования.

После ротационнойковки структура сплава также была рекристаллизованной и мелкозернистой (рис. 1, г), однако отличалась от полученной методом горячего прессования. Наблюдались как равноосные зерна магния, так и несколько вытянутые, при этом средний размер зерна оказался почти в 2 раза больше, чем в горячепрессованном сплаве, и составил $16,1 \pm 0,7$ мкм. В отдельных зернах магния наблюдались двойники деформации шириной $1,6 \pm 0,1$ мкм. Таким образом, разные условия деформации формируют различную микроструктуру сплава, влияющую на его механические свойства.

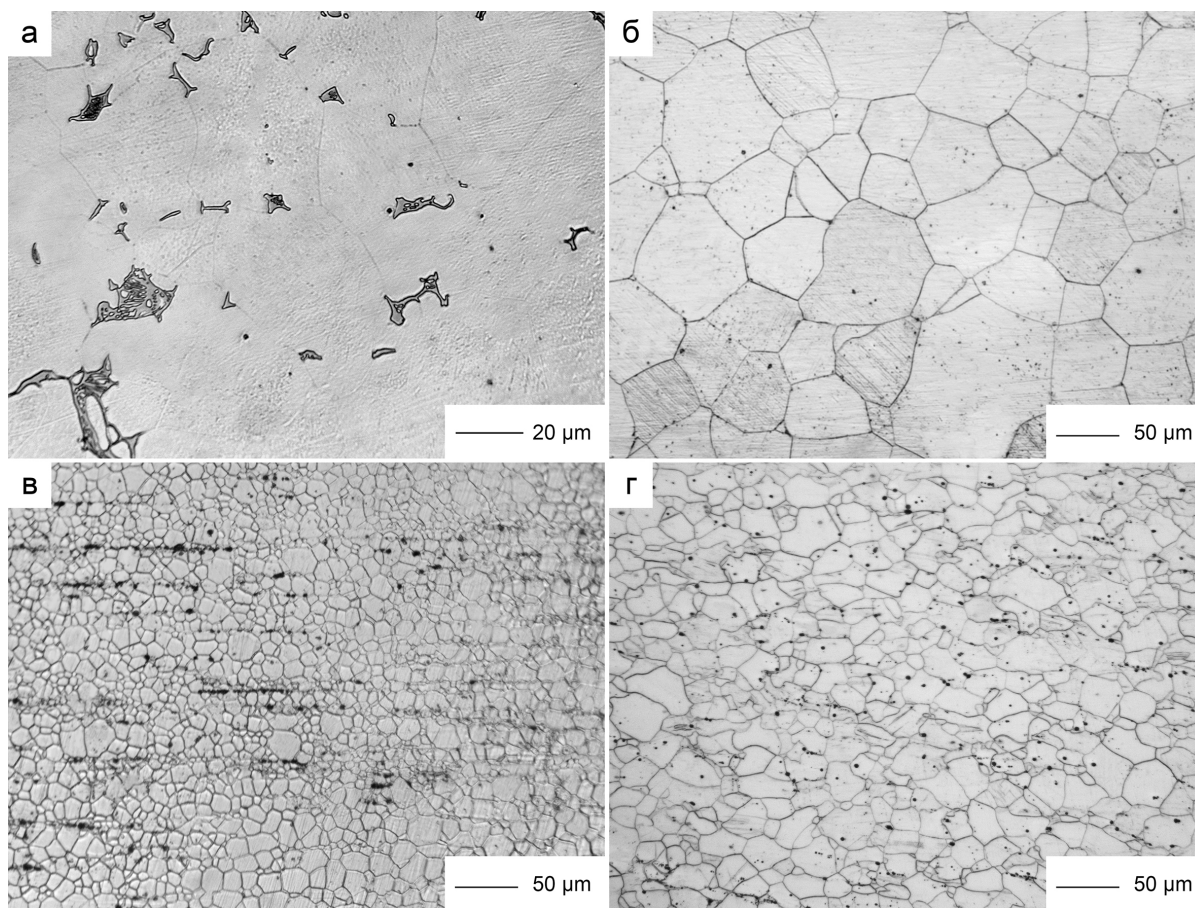


Рис. 1. Микроструктура сплава Mg-3,5Y-5,5Gd-0,3Zr в литом состоянии (а), после гомогенизации при 515 °С, 6 ч (б), после горячего прессования (в) и после ротационнойковки (г)

Fig. 1. Microstructure of the Mg-3.5Y-5.5Gd-0.3Zr alloy in the as-cast state (a), after homogenization at 515 °C for 6 hours (b), after hot extrusion (c), and after rotary swaging (d)

Так как магниевые сплавы с РЗМ являются дисперсионно упрочняемыми за счет распада пересыщенного магниевого твердого раствора, то целесообразным было исследовать возможность сплава Mg-3,5Y-5,5Gd-0,3Zr дополнительно упрочняться при старении в деформированном состоянии и сравнить, как разные методы деформации могут влиять на его кинетику упрочнения. На рис. 2 показаны изменения твердости и удельного электросопротивления сплава в различных состояниях в процессе старения при 200 °С. Эта температура

старения была выбрана как обеспечивающая наибольшее упрочнение для сплавов подобного типа [9].

Ход кривых изменения твердости сплава для всех состояний в общем оказался типичным для магниевых сплавов с иттрием и гадолинием [3]. Он характеризуется наличием инкубационного периода на начальной стадии старения, где твердость практически не возрастает или возрастает незначительно. После чего, при увеличении продолжительности старения, наблюдается стадия заметного повышения твердости и достиже-

ния ее максимума. Однако характер кривых в зависимости от деформационной обработки различается. Для сплава, не подвергнутого деформации, инкубационный период продолжается вплоть до выдержки 16 ч, а затем твердость резко возрастает до 1040 МПа, не успев достигнув максимума в рассматриваемом диапазоне выдержек вплоть до 128 ч. После горячего прессования сплав также упрочняется в процессе старения, а твердость имеет более высокие значения и достигает максимума 1080 МПа при выдержке 64 ч. После чего твердость снижается и имеет практически такое же значение, как и твердость гомогенизированного сплава. Стоит отметить, что продолжительность первой стадии старения для горячепрессованного сплава сокращается и завершается при выдержке 8 ч. Также прирост твердости ΔHB для горячепрес-

сованного сплава, соответствующий разнице между максимальным достигнутым и начальным значением перед старением ($\Delta HB = HB_{\max} - HB_{\text{нач}}$), был несколько меньше и составил ~ 250 МПа, тогда как после гомогенизации $\Delta HB = \sim 350$ МПа. Сплав Mg-3,5Y-5,5Gd-0,3Zr после ротационнойковки также упрочняется в результате распада пересыщенного твердого раствора на основе магния. Его значения твердости заметно превышают твердость сплава как в гомогенизированном, так и в горячепрессованном состояниях. Максимальное значение твердости 1190 МПа достигается при более короткой выдержке 32 ч, а максимальное упрочнение ΔHB соответствует ~ 240 МПа. Инкубационный период выглядит менее четким и уменьшается до выдержки 2–4 ч, и на второй стадии твердость повышается более плавно.

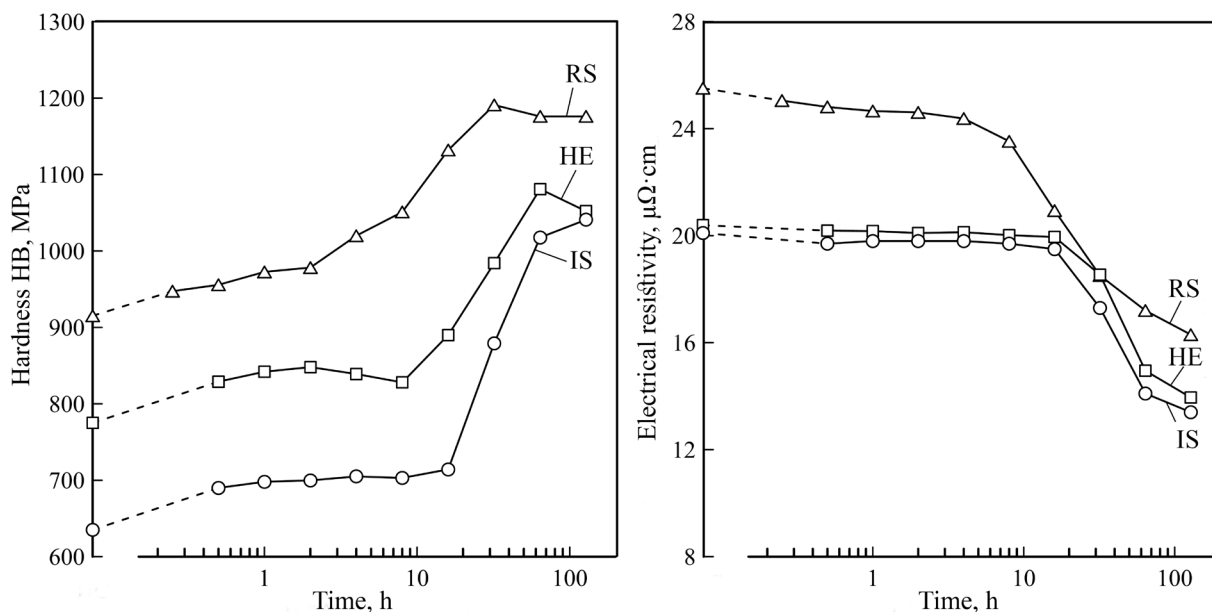


Рис. 2. Изменение твердости (Hardness HB) и удельного электросопротивления (Electrical resistivity) в зависимости от продолжительности старения при 200 °C сплава Mg-3,5Y-5,5Gd-0,3Zr в исходном состоянии после гомогенизации при 515 °C, 6 ч (IS – initial state), после горячего прессования (HE – hot extrusion) и после ротационнойковки (RS – rotary swaging)

Fig. 2. Change in hardness (HB) and electrical resistivity according to aging time at 200 °C of the Mg-3.5Y-5.5Gd-0.3Zr alloy in the initial state (IS) after homogenization at 515 °C for 6 hours, after hot extrusion (HE), and after rotary swaging (RS)

Что касается удельного электросопротивления, то для всех состояний оно снижается, свидетельствуя об обеднении матрицы магниевого твердого раствора и, соответственно, выделении фаз, богатых иттрием и гадолинием. Установлено, что в сплавах с иттрием и гадолинием распад магниевого твердого раствора протекает по схеме $\beta'' \rightarrow \beta' \rightarrow \beta$, где β'' – упорядочение по типу $D0_{19}$, β' – упрочняющая когерентная метастабильная орторомбическая фаза, со временем переходящая в стабильную β , соответствующую соединению $Mg_{24}(Y,Gd)_5$ [3, 21]. Для кривых изменения удельного электросопротивления также прослеживается двустадийность: стадия, где сопротивление практически не снижается или снижается малозаметно, и стадия его резкого снижения. В гомогенизированном и горячепрессованном состояниях изменение удельного электросопротивления практически одинаково и имеет близкие значения. После же ротационнойковки сопротивление имеет более высокие значения на всем временном интервале старения, что может быть связано с большим количеством дефектов, возникающих при деформации, и сокращенный инкубационный период.

Исходя из полученных результатов, разные методы деформации по-разному влияют на процесс старения сплава $Mg-3,5Y-5,5Gd-0,3Zr$ в результате распада магниевого твердого раствора, сопровождаемого упрочнением. При переходе от гомогенизированного к горячепрессованному и от горячепрессованного к деформированному методом ротационнойковки состоянию твердость имеет более высокие значения, эффект упрочнения ДНВ снижается, распад твердого раствора ускоряется, а максимум

твердости смещается в сторону менее продолжительных выдержек. Ускорение распада при деформации может быть связано с тем, что упрочняющие фазы, богатые РЗМ, выделяются, как правило, по границам зерен и на дефектах, в том числе на двойниках деформации. Учитывая наибольшее ускорение распада и наибольшие значения твердости сплава после ротационнойковки, очевидно, что ротационнаяковка способствует большему наведению деформационного эффекта и будет влиять на механические свойства сплава советующим образом.

Механические свойства сплава определяли в исходном гомогенизированном состоянии и после деформации, а также дополнительного упрочняющего старения при $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 64 ч (рис. 3). После гомогенизации сплав имел предел прочности $UTS = 230 \pm 5$ МПа, условный предел текучести $YS = 161 \pm 3$ МПа и относительное удлинение $EL = 9,2 \pm 0,2\%$. Горячее прессование обеспечивает повышение прочностных характеристик с повышением пластичности до $\sim 12\%$, в то время как ротационнаяковка способствует заметному упрочнению сплава до $UTS = \sim 390$ МПа. Таким образом, наибольшая прочность в сплаве достигается за счет ротационнойковки, а наибольшая пластичность благодаря горячему прессованию. Старение приводит к дополнительному упрочнению, но с заметным понижением пластичности. В горячепрессованном состоянии после старения сплав имеет $UTS = \sim 330$ МПа, $YS = \sim 280$ МПа с удлинением $EL = \sim 3,5\%$. После ротационнойковки и старения в сплаве были получены наибольшие прочностные свойства – $UTS = \sim 485$ МПа, $YS = \sim 460$ МПа с пластичностью $EL = \sim 4,5\%$.

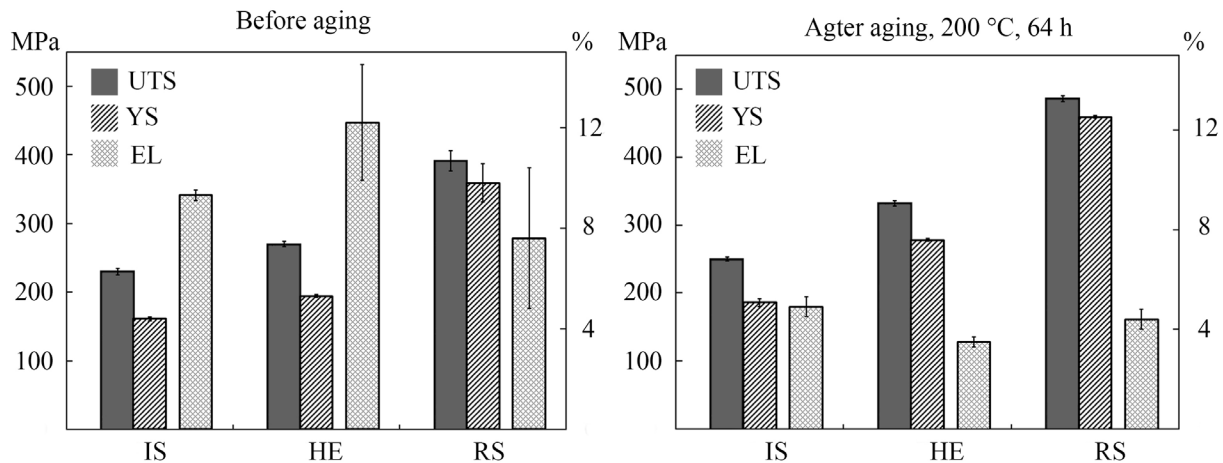


Рис. 3. Механические свойства сплава Mg-3,5Y-5,5Gd-0,3Zr при растяжении в исходном состоянии после гомогенизации при 515 °С, 6 ч (IS – initial state), после горячего прессования (HE – hot extrusion) и после ротационнойковки (RS – rotary swaging), а также после дополнительного старения при 200 °С, 64 ч

Fig. 3. Mechanical properties of the Mg-3.5Y-5.5Gd-0.3Zr alloy studied by tensile test in the initial state (IS) after homogenization at 515 °C for 6 hours, after hot extrusion (HE), and after rotary swaging (RS), as well as after additional aging at 200 °C for 64 hours

Выводы

1. В результате горячего прессования в сплаве Mg-3,5Y-5,5Gd-0,3Zr формируется зеренная структура с рекристаллизованными равноосными зёрнами со средним размером $8,9 \pm 0,4$ мкм, которая способствует повышению прочности и пластичности. Горячепрессованный сплав может быть дополнительно упрочнен в процессе старения с понижением пластичности, при этом горячее прессование ускоряет распад магниевого твердого раствора при старении.

2. Ротационная ковка обеспечивает измельчение структуры литого сплава с образованием равноосных и вытянутых рекристаллизованных зёрен со средним размером $16,1 \pm 0,7$ мкм, в которых присутствуют двойники деформации. После ротационнойковки и старения достигаются наиболее высокие прочностные свойства с UTS = ~485 МПа, YS = ~460 МПа и пластичностью EL = ~4,5%. Ротационная ковка в большей степени, чем горячее прессование, ускоряет распад магниевого твердого раствора, сопровождаемый упрочнением.

Благодарности / Acknowledgments

Работа выполнена в соответствии с государственным заданием № 075-00320-24-00.

The work was carried out within the support of the state assignment of IMET RAS (Theme No. 075-00320-24-00).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Liu B., Yang J., Zhang X., Yang Q., Zhang J., Li X. Development and application of magnesium alloy parts for automotive OEMs: A review. // Journal of Magnesium Alloys. 2023. V. 11. P. 15–47. DOI: 10.1016/j.jma.2022.12.015.
- Mordike B.L., Ebert T. Magnesium: properties-applications-potential. // Materials Science and Engineering: A. 2021. V. 302. P. 37–45. DOI: 10.1016/S0921-5093(00)01351-4.
- Rokhlin L. L. Magnesium Alloys Containing Rare Earth Metals: Structure and Properties. 1st ed. London: Taylor & Francis Group, 2003. P. 256. DOI: 10.1201/9781482265163.
- Yang Y., Xiong X., Chen J., Peng X., Chen D., Pan F. Research advances of magnesium and magnesium alloys worldwide in 2022. // Journal of Magnesium and Alloys. 2023. V. 11. P. 2611–2654. DOI: 10.1016/j.jma.2023.07.011.

5. Wu G., Wang C., Sun M., Ding W. Recent developments and applications on high-performance cast magnesium rare-earth alloys. // *Journal of Magnesium and Alloys*. 2021. V. 9, P. 1–20. DOI: 10.1016/j.jma.2020.06.021.
6. You S., Huang Y., Kainer K.U., Hort N. Recent research and developments on wrought magnesium alloys. // *Journal of Magnesium and Alloys*. 2017. V. 5. P. 239–253. DOI: 10.1016/j.jma.2017.09.001.
7. Dritz M.E., Rokhlin L.L., and Nikitina N.I. Phase diagram of the Mg–Y–Gd system in the Mg-rich region. // *Izvestiya Akademii Nauk SSSR*. 1983. V. 5. P. 215–219.
8. Li Y.Q., Li F., Kang F.W., Du H.Q., Chen Z.Y. Recent research and advances in extrusion forming of magnesium alloys: A review. // *Journal of Alloys and Compounds*. 2023. V. 953. Article number 170080. DOI: 10.1016/j.jallcom.2023.170080.
9. Rokhlin L.L., Dobatkina T.V., Nikitina N.I., Tarytina I.E. A study of properties of high-strength magnesium alloy of the Mg–Y–Gd–Zr system. // *Metal Science and Heat Treatment*. 2011. V. 52. P. 588–591. DOI: 10.1007/s11041-011-9324-z.
10. Yan L., Li Q., Zhu L., Chen X., Yang L., Chen J., Li W. Investigation of hot extruded GW84 alloy on high temperature tensile properties and microstructure evolution. // *Journal of Materials Research and Technology*. 2021. V. 13. P. 408–416. DOI: 10.1016/j.jmrt.2021.04.092.
11. Liu J., Sun J., Chen Q., Lu L., Zhao Y. Study on Microstructure and Mechanical Property in Mg–Gd–Y Alloy by Secondary Extrusion Process. // *Crystals*. 2021. V. 11. Article number 939. DOI: 10.3390/cryst11080939.
12. Lukyanova E., Martynenko N., Rybalchenko O., Dobatkina T., Tarytina I., Tabachkova N., Rybalchenko G., Andreeva N., Dobatkin S. Effect of samarium on the properties of hot-extruded Mg–Y–Gd–Zr alloys. // *Crystals*. 2023. V. 13. Article number 1443. DOI: 10.3390/cryst13101443.
13. Martynenko N., Lukyanova E., Anisimova N., Kiselevskiy M., Serebryany V., Yurchenko N., Raab G., Birbilis N., Salishchev G., Dobatkin S., Estrin Y. Improving the property profile of a bioresorbable Mg–Y–Nd–Zr alloy by deformation treatments. // *Materialia*. 202. V. 13. Article number 100841. DOI: 10.1016/j.mtla.2020.100841.
14. Wang C., Yu Z., Cui Y., Yu S., Ma X., Liu H. Effect of hot rotary swaging and subsequent annealing on microstructure and mechanical properties of magnesium alloy WE43. // *Metal Science and Heat Treatment*. 2019. V. 60. P. 777–782. DOI: 10.1007/s11041-019-00355-9.
15. Wan Y., Tang B., Gao Y., Tang L., Sha G., Zhang B., Liang N., Liu C., Jiang S., Chen Z., Guo X., Zhao Y. Bulk nanocrystalline high-strength magnesium alloys prepared via rotary swaging. // *Acta Materialia*. 2020. V. 200. P. 274–286. DOI: 10.1016/j.actamat.2020.09.024.
16. Chen X., Li S., Wan Y. The effect of initial grain size on the nanocrystallization of AZ31 Mg alloy during rotary swaging. // *Materials*. 2022. V. 15. Article number 7979. DOI: 10.3390/ma15227979.
17. Trojanová Z., Drozd Z., Halmešová K., Džugan J., Hofrichterová T., Palček P., Minárik P., Škraban T., Nový F. Fatigue in an AZ31 alloy subjected to rotary swaging. // *Materials*. 2022. V. 15. Article number 7541. DOI: 10.3390/ma15217541.
18. Huang Z., Liu C., Jiang S., Xiao H., Chen X., Wan Y., Zeng G. Achieving high-strength nanocrystalline WE43 Mg alloy by a combination of cold rotary swaging and aging treatment. // *Vacuum*. 2022. V. 197. Article number 110840. DOI: 10.1016/j.vacuum.2021.110840.
19. Chen H., Yang Y., Hu F., Liu X., Kong F., Cui X., Xie W., Wei G., Yang Y., Peng X., Huang Y. Improvement of severe plastic deformation realized by several passes rotary swaging in the microstructure and properties of Mg–0.6Mn–0.5Al–0.5Zn–0.4Ca alloy. // *Materials Science and Engineering: A*. 2023. V. 865. Article number 144629. DOI: 10.1016/j.msea.2023.144629.
20. StJohn D.H., Easton M.A., Qian M., Taylor J.A. Grain Refinement of Magnesium Alloys: A Review of Recent Research, Theoretical Developments, and Their Application. // *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2013. V. 44. P. 2935–2949. DOI: 10.1007/s11661-012-1513-x.
21. Nie J.F. Precipitation and Hardening in Magnesium Alloys. // *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2012. V. 43. P. 3891–3939. DOI: 10.1007/s11661-012-1217-2.