

УДК 621.7

Миленин А. А.

МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕХАНИЗМА РАЗРУШЕНИЯ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Mg-Ca

Рассматриваемые в статье сплавы повышенной биосовместимости были разработаны в Ганноверском Университете (Германия) с целью создания растворимых имплантов (не требующих операции по последующему удалению их из организма) [1–8]. Показано, что добавление кальция снижает интенсивность коррозии до уровня, позволяющего организму переработать продукты коррозии импланта в организме (главным образом это водород, образующийся в результате реакции магния с водой). Одним из возможных применений этих сплавов может быть хирургическая нить, растворимая в организме по заживлению раны.

Получение необходимых в медицине продуктов из рассматриваемых сплавов связано с их обработкой давлением. Для этого используются процессы прессования и волочения [9–15]. В ряде работ показано, что технологическая пластичность этих сплавов весьма низкая и не позволяет выполнять волочение при комнатной температуре [13, 16]. В связи с этим был предложен процесс волочения в подогреваемых волоках [14–18]. Сложность заключается в том, что волочение в горячем состоянии не позволяет получить поверхность нужного качества, и по этой причине применяется до диаметров проволоки 0,1–0,2 мм. Более тонкие нити рационально деформировать холодным волочением. В мире существует позитивный опыт волочения магниевых сплавов в холодном состоянии [12]. Этот опыт, однако, касается сплавов общего назначения (преимущественно AZ31).

Целью работы является рассмотрение вопроса многопроходной холодной деформации сплавов системы Mg-Ca с промежуточными отжигами, физического и математического моделирования процессов разрушения на микроуровне, что позволяет достичь оптимального состояния металла при волочении. При этом оптимальным считается состояние материала, позволяющее максимально восстановить его пластичность путем отжига.

Статья в значительной степени является обзорной и опирается, в большинстве случаев, на выполненные ранее (как правило, с участием автора) исследования, однако представляет новый результат интерпретации полученных данных.

Экспериментальные исследования на макроуровне.

Пробы сравнительного анализа пластичности специальных сплавов были выполнены на основе стандартных испытаний на растяжение в машине Instron 4502 тонких прессованных прутков. Анализировались следующие сплавы, состав которых приведен ниже.

Az30: Al 3.0, Zn 1.0, Mn 0.2, Mg bilanse;

Az80: Al 8.0, Zn 0.5, Mg bilanse;

Ax30: Al 3.0, Ca 0.8, Mg bilanse;

MgCa08: Ca 0.8, Mg bilanse.

Из этих сплавов первые два являются хорошо известными, выбранными с целью сравнения, а вторые два – специальными сплавами повышенной биосовместимости. Результат измерений (усредненный по 2–4 образцам) механических свойств приведен в табл. 1. Обращает на себя внимание парадоксальный на первый взгляд результат, заключающийся в том, что измеренная таким образом пластичность специальных сплавов оказывается выше, чем для типичных сплавов, выбранных для сравнения.

Поскольку испытания на растяжение могут не давать представления о технологической пластичности, а также содержать погрешности, испытания были продолжены для более широкого диапазона условий деформирования. Следующие тесты в шкале макро выполнены путем деформирования на машине Zwick 250 [19]. Были выполнены опыты на растяжение и сжатие. Размеры образцов приведены на рис. 1.

Таблица 1

Результаты экспериментального исследования механических свойств прессованных прутков из магниевых сплавов на машине Instron 4502

№	Alloy	d, мм	R _{p0,2} , МПа	R _m , МПа	A ₅₀ , %	E, МПа
1	AZ30	2.00	150	279	15,9	32320
1a	AZ30	1.17	212	298	15,6	32970
2	AZ80	1.17	265	353	9,30	30190
3	Ax30	0.98	232	294	21,6	24445
4	MgCa08	0.98	152	227	19,4	19850

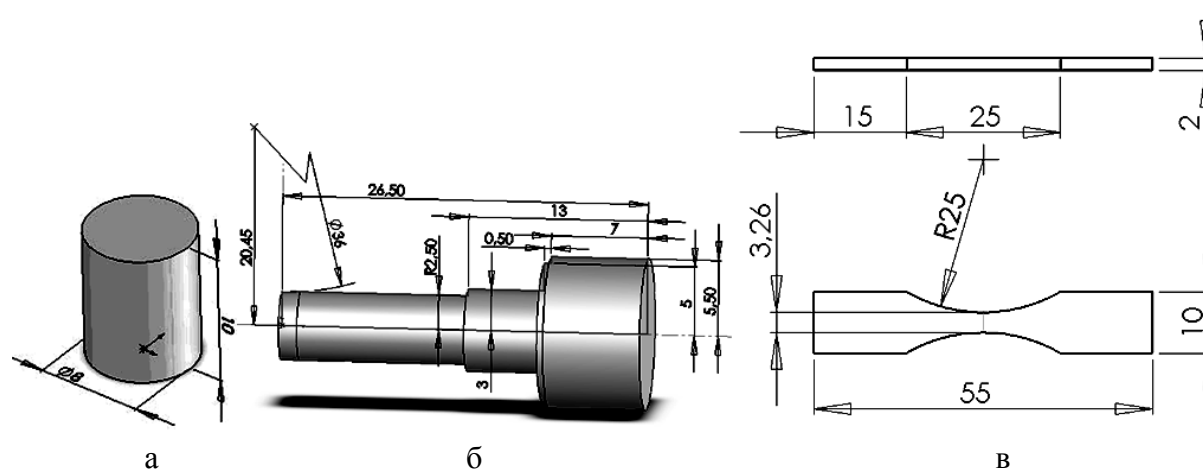


Рис. 1. Образцы, используемые для испытаний на сжатие (а), на растяжение (б) в машине Zwick 250 [19], на растяжение (в) в микрокамере для SEM [20]

Результаты этих экспериментов, частично представленные в табл. 2–4, но мало прояснили ситуацию. Оказалось, что продольная деформация до разрушения, полученная с использованием экстенсометров для анализируемых сплавов приблизительно одинакова. Данные на сжатие показали, что пластичность сплава Ax30, понимаемая в смысле максимальной деформации сжатия до момента разрушения образца, ниже данных для чистого магния (0,2 Ax30 и 0,25 Mg). Это, однако, не позволяет объяснить худшую технологическую пластичность специальных сплавов, поскольку для другого анализируемого сплава (MgCa08) деформация до разрушения при осадке оказалась выше, чем у чистого магния (0,27), который имеет неплохую технологическую пластичность в холодном состоянии [21].

Таблица 2

Условия и результаты испытания сплава Az80

№	V, мм/с	dL, мм	Параметры деформации	Форма образцов после деформации
1	0,17	4,06* База изменения длины 15 мм	$\varepsilon_d = \ln \frac{d_1}{d_0} = -0,16$ $\varepsilon_l = \ln \frac{l_1}{l_0} = 0,142$ $R_{p0,2} = 233 \text{ МПа}$ $R_m = 331 \text{ МПа}$	
2	0,005	1,438	$b_0 = 2,89 \text{ мм}$ $b_1 = 2,27 \text{ мм}$ $\varepsilon_b = \ln \frac{b_1}{b_0} = -0,24$	

В связи с этими результатами вопрос об оценке технологической пластичности был сформулирован иначе. Было сделано предположение, что технологическую пластичность характеризует не способность материала деформироваться без разрушения в одном этапе деформирования, а особенности деформации микроструктуры образца. В связи с этим были запланированы и реализованы в Ганноверском Университете эксперименты по деформированию образцов с одновременной обсервацией деформации выбранного фрагмента микроструктуры. Это должно было дать ответ на вопрос о том, что же приводит к низкой технологической пластичности специальных сплавов магния при условии, что результаты стандартных испытаний на разрушения дают результаты, близкие к известным сплавам магния. Результаты этих исследований (такая методика может быть отнесена к категории методов «in situ») были опубликованы в работах [20, 22, 24].

Таблица 3

Условия и результаты испытания сплава MgCa08


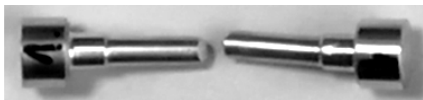
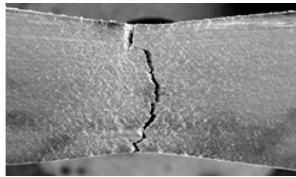


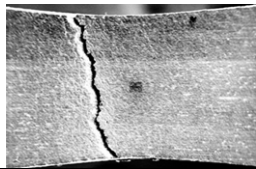
№	V, мм/с	dH, мм	Параметры деформации	Форма образцов после деформации
1	0,17	dH = 1,92	$\varepsilon_h = \ln \frac{h_1}{h_0} = 0,27$	
2	0,17	dL* = 2,26; База изменения длины 15 мм	$\varepsilon_d = \ln \frac{d_1}{d_0} = -0,077$ $\varepsilon_l = \ln \frac{l_1}{l_0} = 0,140$ R _{p02} = 136 МПа; R _m = 230 МПа	
3	0,005	dL = 1,499	b ₀ = 2,90 мм; b ₁ = 2,43 мм $\varepsilon_b = \ln \frac{b_1}{b_0} = -0,177$	

Таблица 4

Условия и результаты испытания сплава Ах30

№	V, мм/с	dL, мм	Параметры деформации	Форма образцов после деформации
1	0,17	1,50	$\varepsilon_h = \ln \frac{h_1}{h_0} = 0,21$	
2	0,17	4,15 База изменения длины 26,88 мм	$\varepsilon_d = \ln \frac{d_1}{d_0} = -0,061$ $\varepsilon_l = \ln \frac{l_1}{l_0} = 0,143$ R _{p02} = 199 МПа; R _m = 253 МПа	
3	0,005	1,109	b ₀ = 2,86 мм; b ₁ = 2,60 мм $\varepsilon_b = \ln \frac{b_1}{b_0} = -0,095$	

Эксперименты «in situ».

Параметры образцов, используемых в опытах «in situ» приведены на рис. 1, в. Методология эксперимента подробно изложена в опубликованных работах [23–24] и не нуждается в повторении в данной статье.

В табл. 2–4 в последней строке приведены макрорезультаты растяжения образцов в микрокамере, помещенной в вакуумную камеру сканирового микроскопа (SEM). Обсервация деформации микроструктуры выполнялась для центра образца. Результаты деформации микроструктуры, соответствующие различным стадиям растяжения образца представлены на рис. 2–4. Обращает на себя внимание существенная разница в механизме появления микроразрушений сплавов Az80 и MgCa08. В первом случае (рис. 2) осуществляется сравнительно равномерная деформация зерен. Микротрещины преимущественно на границах зерен появляются практически перед разрушением образца в шкале макро. Из этого можно сделать вывод, что момент разрушения сплава Az80 в шкале макро и момент появления микротрещин близки. Следовательно, в этом случае по разрушению в макроопытах можно судить о моменте появления в микроструктуре необратимых изменений, что может быть основой прогноза технологической пластичности.

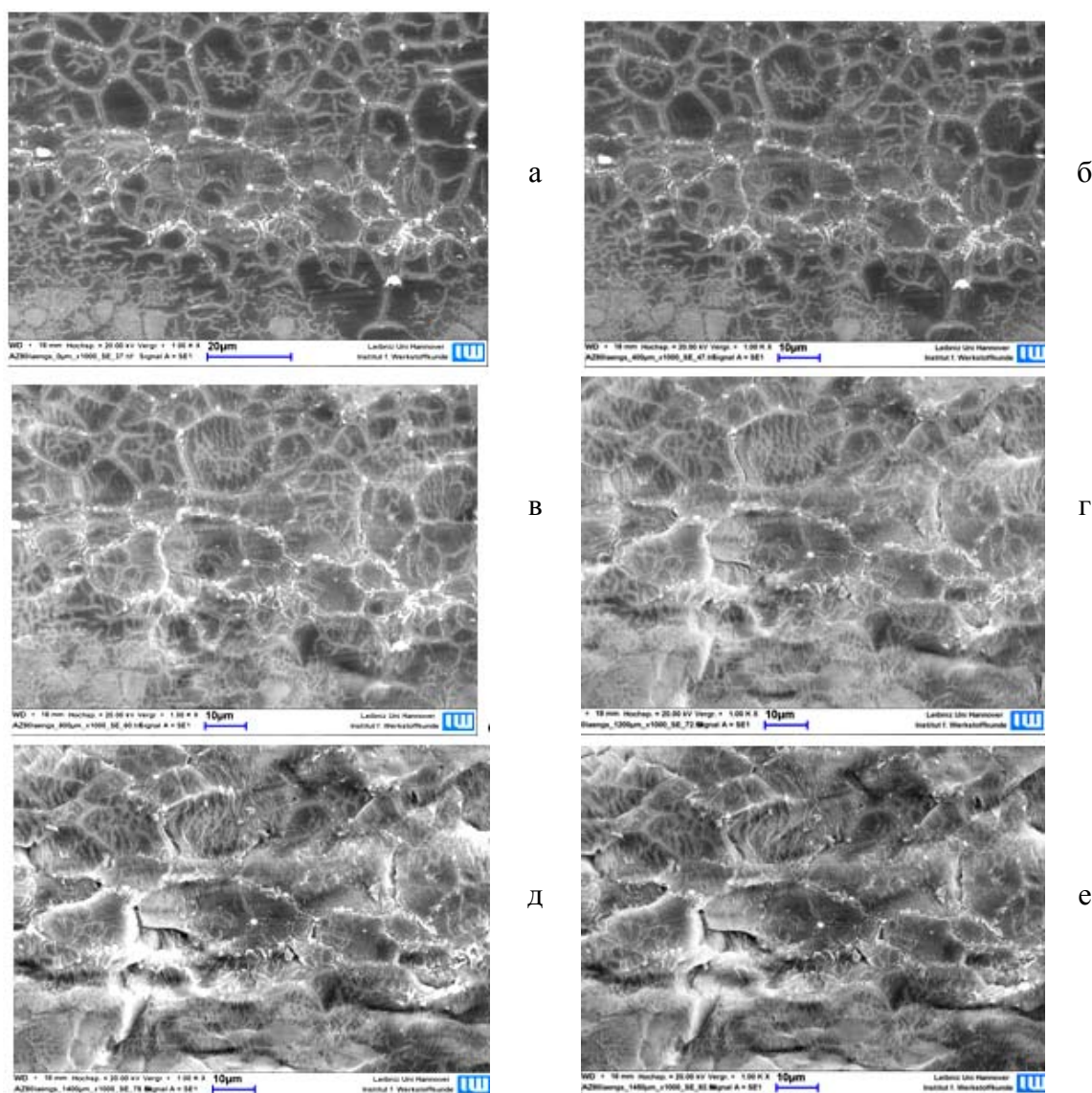


Рис. 2. Результаты «in situ» деформации микроструктуры сплава Az80 при удлинении образца 0 (а), 400 (б), 800 (в), 1200 (г), 1400 (д) и 1450 (е), мкм [23]

Совершенно иная картина наблюдается для сплава MgCa08 (рис. 3). Появление микротрещин на границах зерен в этом сплаве наблюдается значительно ранее и задолго до того, как образец разрушится в шкале макро. Следует отметить, что появление микротрещин приводит к разгрузке зерен (это явление иногда называют релаксацией напряжений). Можно сделать предположение, что если отжиг после деформации выполнить до момента появления микротрещин, а, следовательно, и разгрузки зерен, то отжиг позволит в существенной степени восстановить пластичность материала. Если же в материале уже появились микро трещины, то значения напряжений в зернах снижены вследствие разгрузки и отжиг становится неэффективным. Именно это и снижает технологическую пластичность в многопроходном процессе. При этом суммарная деформация образца до момента разрушения не имеет ничего общего с характеристикой технологической пластичности, после появления микротрещин металл находится в необратимом состоянии с точки зрения восстановления его пластичности путем отжига.

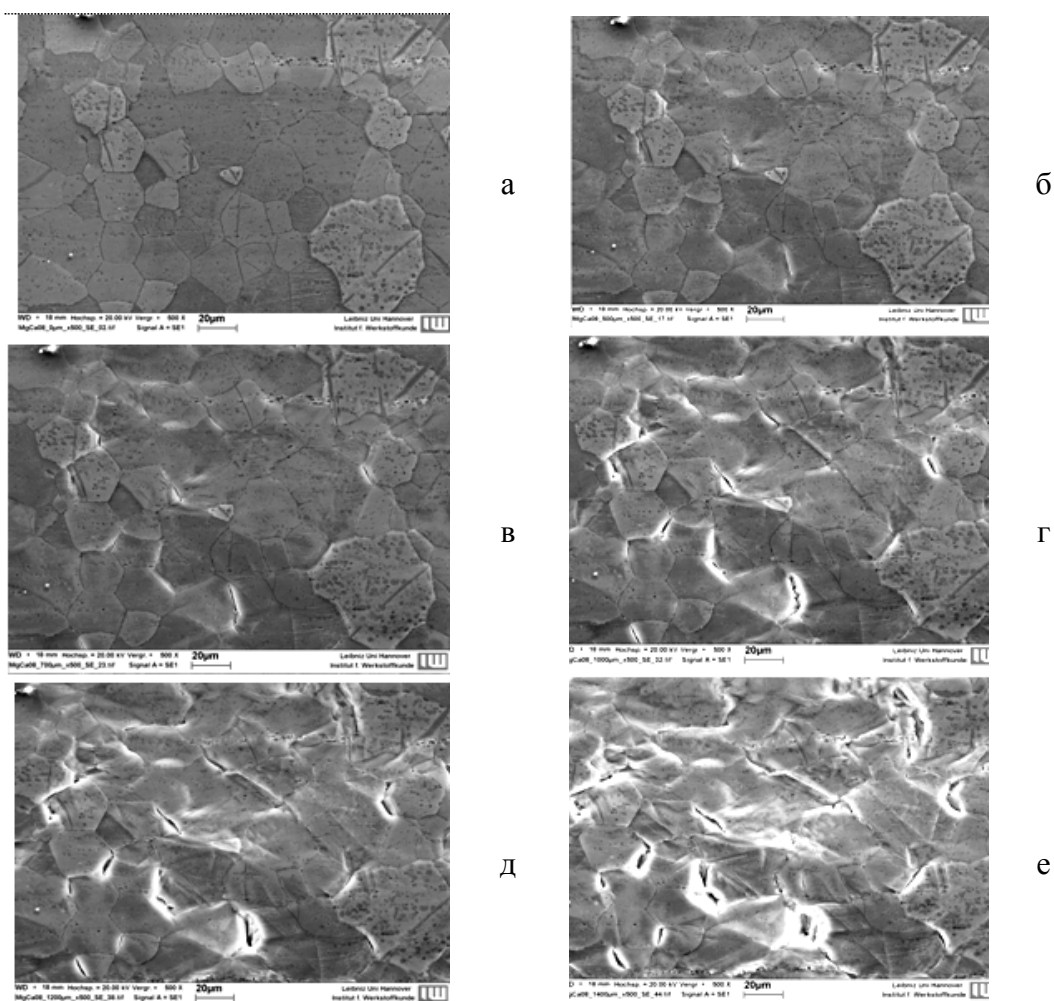


Рис. 3. Результаты «in situ» деформации микроструктуры сплава MgCa0,8 при удлинении образца 0 (а), 500 (б), 700 (в), 1000 (г), 1200 (д) и 1400 (е), мкм [24]

Далее было предложено состояние металла характеризовать зависимостью пористости, которая появляется из-за микротрещин на границах зерен, от параметров деформации в шкале макро. Такие зависимости показаны на рис. 5. Кривая для сплава MgCa08 начинает расти при растяжении образца 0,5 мм, что соответствует первым трещинам. Далее, до растяжения 1,49 мм образец деформируется без разрушения, но пористость его растет. Для Az80 пористость начинает расти непосредственно перед разрушением образца, следовательно, отжиг будет эффективен даже при состоянии материала, предшествующему разрушению,

и пластичность, полученная в макроиспытаниях, будет в достаточно хорошей степени характеризовать технологическую пластичность. Материал Ax30 занимает промежуточное положение. При этом он, будучи менее пластичным в опытах макро, по сравнению с MgCa08, имеет тем не менее лучшую технологическую пластичность при холодной деформации.

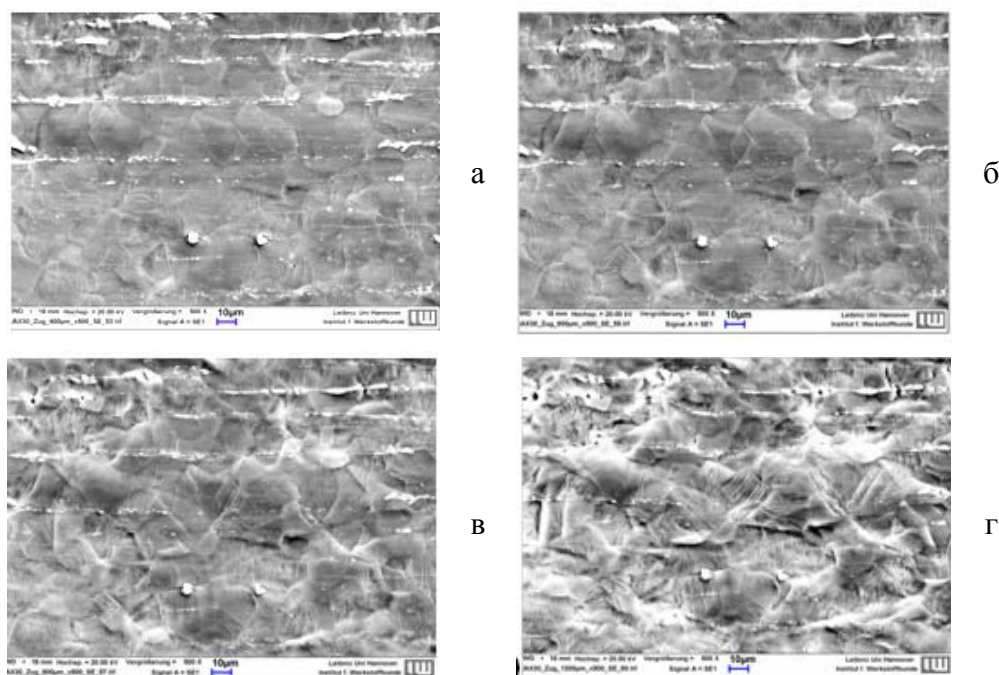


Рис. 4. Результаты «in situ» деформации микроструктуры сплава Ax30 при удлинении образца 400 (а), 600 (б), 800 (в), 1200 (г), мкм

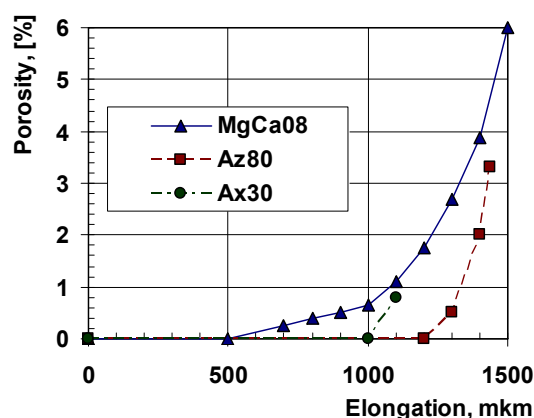


Рис. 5. Зависимость относительной пористости в наблюдаемом объеме микроструктуры от удлинения образцов из сплавов MgCa08, Az80, Ax30

Эксперименты по двухэтапному растяжению образцов с промежуточным отжигом.

Проверка высказанного выше предположения была выполнена в опытах «in situ» по двухэтапному растяжению образца MgCa08 с промежуточным отжигом в вакуумной камере SEM. Данная методика была разработана совместно с сотрудниками Ганноверского Университета и опубликована в работе [24]. Ее основная идея заключается в инсталляции нагревающего элемента непосредственно в вакуумной камере SEM и управлении процессом нагрева, не изменяя положение образца при его деформации и обсервации в микроскопе. Результаты для MgCa08 приведены в табл. 5. Полученные результаты показали, что если отжиг выполнить непосредственно перед появлением микротрещин (строка 3 таблицы 5), то он позволяет практически полностью восстановить пластичность образца и во втором этапе

деформации получить практически такую же деформацию до разрушения, как и в опыте по одностадийному растяжению (первая строка таблицы, $1,80 - 0,4 = 1,4 \approx 1,49$). Такое состояние в данной работе называется оптимальным, понимая под функцией оптимизации суммарную деформацию образца за два этапа до разрушения. Строка 2 табл. 5 соответствует деформации на первом этапе до величины, приводящей к появлению микротрещин. В этом случае отжиг не приводит к существенному увеличению суммарной деформации (1,52) по сравнению с одностадийным процессом (1,49).

Таблица 5

Условия и результаты эксперимента «in situ» по двухстадийному растяжению сплава MgCa08 [24]

№	Удлинение образца перед отжигом*, мм	Суммарное удлинение образца, мм
1	–	1,49
2	0,8	1,52
3	0,4	1,80

* Температура отжига 300 °С, время – 6 минут.

Таким образом, высказанное ранее предположение, что ключевой характеристикой технологической пластичности является не деформация без разрушения в макроопытах (хотя есть материалы типа AZ80, для которых такая характеристика репрезентативна) а момент появления микротрещин на границах зерен, приводящий к снижению уровня напряжений в них, было подтверждено. Однако это привело к появлению следующего вопроса, связанного с возможностями предсказания такого состояния для условий процессов обработки давлением, которые весьма далеки от условий простого растяжения. В этом случае решение возможно получить с помощью методов численного моделирования и в особенности, используя бурно развивающиеся сейчас подходы, получившие название «multi-scale modeling» [25–27].

Моделирование состояния материала при волочении.

Модель деформации репрезентативного объема материала, включающая в себя достаточно большое количество зерен с возможностью разрушения границ между ними, основана на методе граничных элементов (Boundary Element Method, BEM) и подробно описана в работах [20, 24, 25]. Выбор BEM в качестве метода решения продиктован особенностью моделируемых явлений, описанных в экспериментальной части работы. Это, прежде всего, механизм разрушения по границам зерен и связанная с этим разгрузка зерен. В работе [29] был предложен метод автоматического считывания микроструктуры и обработка данных с помощью алгоритмов анализа образов, что позволило автоматически генерировать сетку граничных элементов на основе фотографии микроструктуры образца. Пример использования такого подхода приведен на рис. 7. На границах зерен использован следующий критерий разрушения, получаемый интегрированием по времени для каждой точки границы [26, 24]:

$$D = \int_0^{\tau} \dot{D} d\tau = 1; \quad (1)$$

$$\dot{D} = b_1 \left(\frac{\sigma_{eq}}{E} \right)^{b_2} (1 - D)^{b_3}; \quad (2)$$

$$\sigma_{eq} = \sqrt{\sigma_n^2 + b_0 \sigma_s^2}, \quad (3)$$

где σ_n – нормальное напряжение на границе зерен; σ_s – касательное напряжение на границе зерен; E – модуль Юнга материала; $b_0 - b_3$ эмпирические параметры, определяемые на основе экспериментальных данных «in situ», описанных выше. Методика определения коэффициентов описана в работах [20, 24].

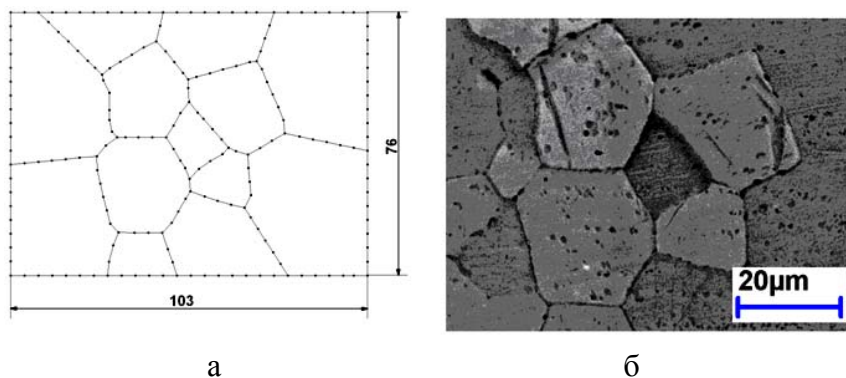


Рис. 7. ВЕМ-модель (а) фрагмента начальной микроструктуры (б) [24]

Граничные условия для разработанной модели в шкале микро получены из модели процесса волочения в шкале макро. Используются так называемые периодические граничные условия [30]. Модель процесса волочения, основанная на методе конечных элементов подробно описана в работах [31]. Рассмотрим расчеты в макро- и микрошкалах для двух вариантов волочения. Исходный диаметр заготовки 0,5 мм.

Вариант 1: диаметр проволоки 0,46 мм, угол волоки 6° .

Вариант 2: диаметр проволоки 0,48 мм, угол волоки 4° .

Результаты расчета в шкале макро приведены на рис. 8–9. Для центральной линии проволоки приведены распределения параметров напряженно-деформированного состояния, используемые в качестве граничных условий для модели в шкале микро. Результаты расчета в шкале микро показаны на рис. 10–12. Для первого варианта получено появление трещин на границах зерен, что говорит о том, что хотя и разрушения в шкале макро не наступило, последующий отжиг не восстановит пластичность. Для варианта 2 состояние микроструктуры, полученное в расчете, близко к оптимальному, величина параметра D лишь незначительно меньше 1.

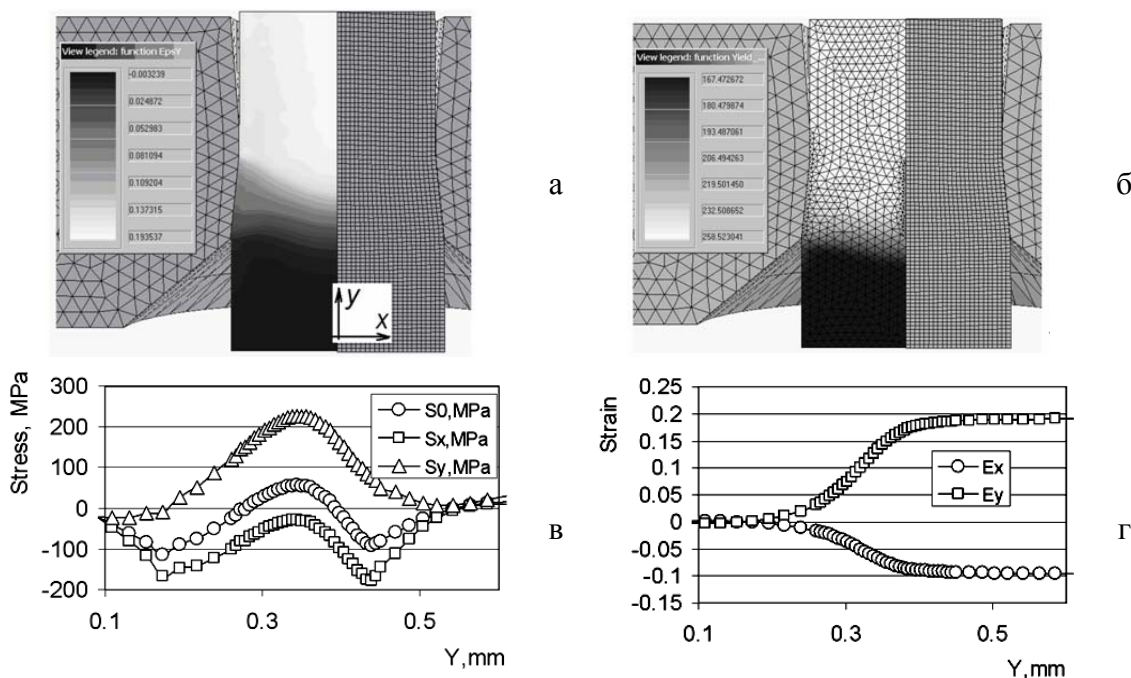


Рис. 8. Результаты моделирования волочения проволоки из сплава MgCa08 для 1 варианта: а – распределение деформации ε_y ; б – интенсивности напряжения, МПа; в – напряжений вдоль центральной линии проволоки (y – ось); г – деформаций вдоль центральной линии проволоки [24]

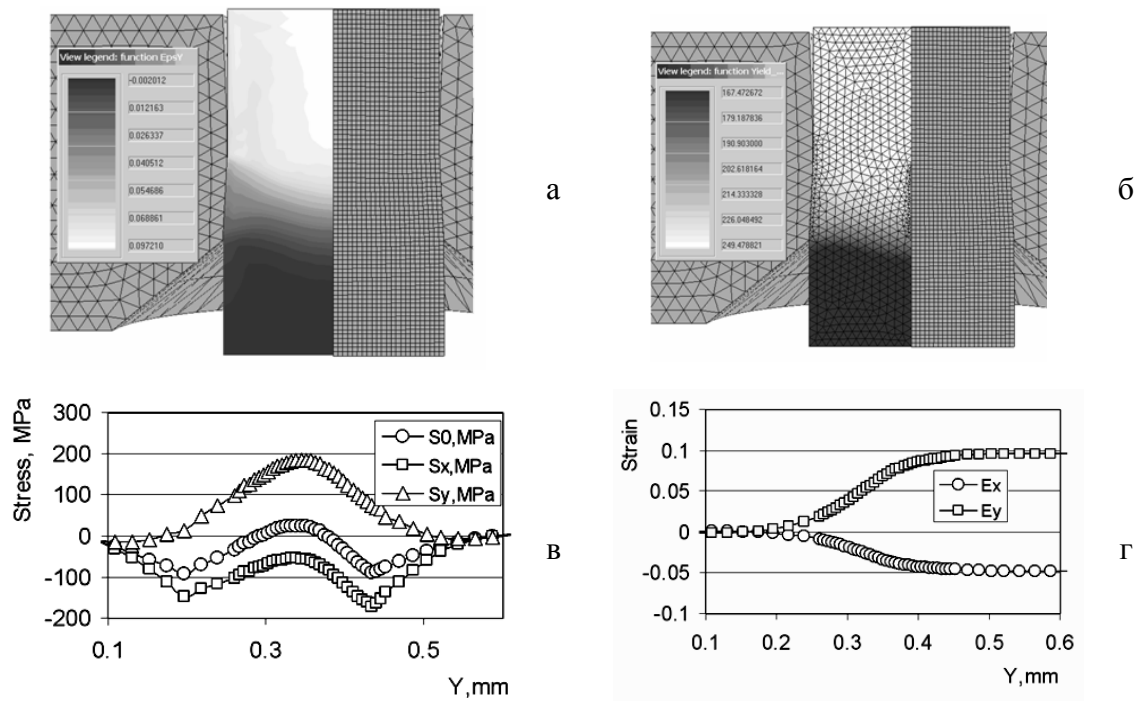


Рис. 9. Результаты моделирования волочения проволоки из сплава MgCa08 для 2 варианта: а – распределение деформации ϵ_y ; б – интенсивности напряжения, МПа; в – напряжений вдоль центральной линии проволоки (y – ось); г – деформаций вдоль центральной линии проволоки [24]

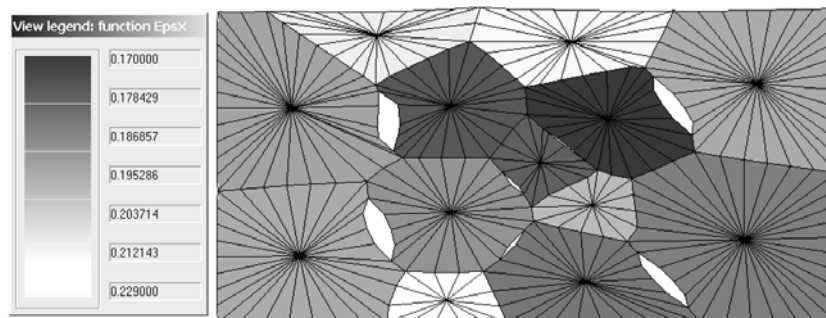


Рис. 10. Рассчитанные величины деформации зерен в направлении волочения и прогноз разрушения для фрагмента микроструктуры, расположенного на линии симметрии проволоки после волочения по варианту 1 [24]

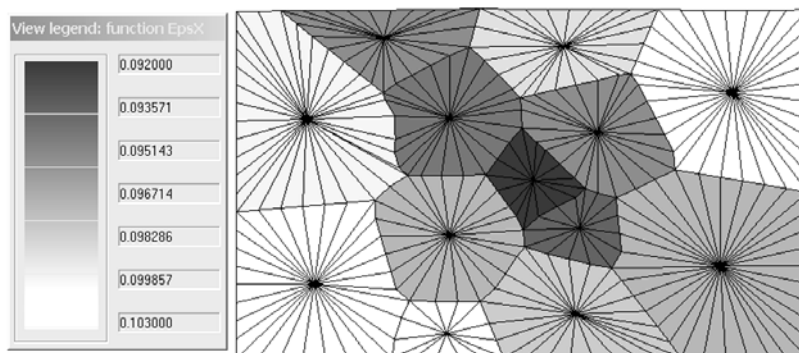


Рис. 11. Рассчитанные величины деформации зерен в направлении волочения и прогноз разрушения для фрагмента микроструктуры, расположенного на линии симметрии проволоки после волочения по варианту 2 [24]

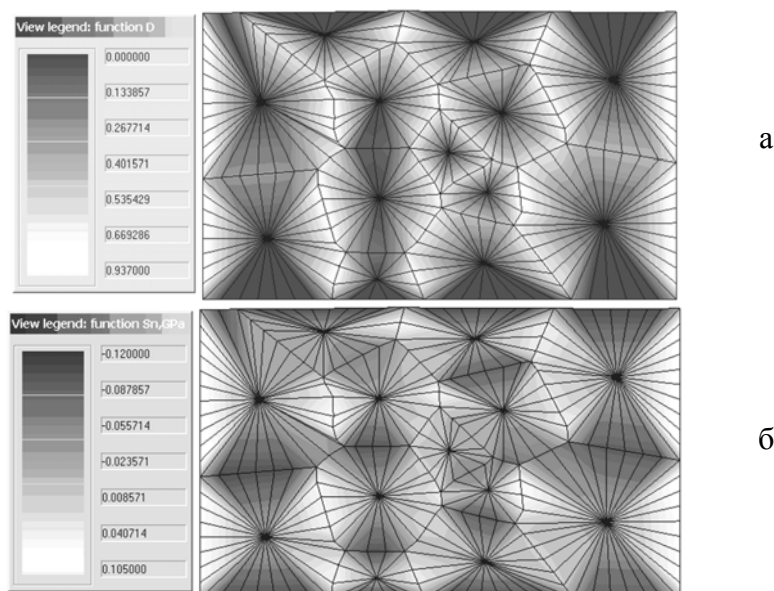


Рис. 12. Рассчитанные величины критерия разрушения (а) и нормального напряжения на границах зерен (ГПа) (б) для фрагмента микроструктуры, расположенного на линии симметрии проволоки после волочения по варианту 2 [24]

ВЫВОДЫ

Показано, что характеристика технологической пластичности путем проведения макроопытов на разрушение имеет смысл только для материалов, в которых микротрещины начинают зарождаться непосредственно перед разрушением в шкале макро. Рассматриваемые специальные сплавы магния к этой категории не принадлежат. По этой причине для оценки технологической пластичности таких материалов необходимо проводить опыты «in situ» и в качестве характеристики пластичности применять деформацию, соответствующую моменту инициализации микротрещин на границах зерен.

Перенос сформулированной концепции на реальные процессы обработки давлением возможен на основе моделирования в микро- и макрошкалах. Это позволило определить технологические параметры, при которых материал к концу этапа деформирования будет находиться в оптимальном состоянии.

ЛИТЕРАТУРА

1. Degradation of magnesium alloys: A new principle in cardiovascular implant technology, Paper TCT-69, 11 / Heublein B., Rohde R., Niemeyer M., Kaese V., Hartung W., Röcken C., Hausdorf G., Haverich A. // Annual Symposium Transcatheter Cardiovascular Therapeutics, The American Journal of Cardiology, Excerpta Media Inc., New York, 1999.
2. Exploration of Magnesium Alloys as New Material for Implantation / Haferkamp H., Kaese V., Niemeyer M., Phillip K., Phan-Tan T., Heublein B., Rohde R. // Mat.-wiss. u. Werkstofftech, 32 : Wiley-VCH Verlag GmbH, Weinheim, 2001. – P. 116–120.
3. Resorbierbare Implantante aus Magnesium durch Mikrolegieren mit Calcium, deren Verarbeitung und Eigenschaften / Fr.-W. Bach, Th. Hassel, A. Golovko, Ch. Hackenbroich, A. Meyer-Lindenberg // Biomaterialen, 6 Jahrgang, Heft 3, 2005. – S. 163.
4. Investigation of the Mechanical Properties and the Corrosion Behavior of Low-Alloyed Magnesium-Calcium Alloys for Use as Absorbable Biomaterial in the Implant Technique / Th. Hassel, Fr.-W. Bach, A. Golovko, Ch. Krause // Magnesium Technology in the Global Age. 45th Annual Conference of Metallurgists of CIM. – Montreal, Canada, 2006. – P. 359–370.
5. Bach F.-W. Magnesium compound structures for the treatment of bone defects / F.-W. Bach, R. Kucharski, D. Bormann // Engineering of Biomaterials, 2006. – P. 56–61.
6. Preparation and characterization of a new biomedical magnesium-calcium alloy / Wan Y., Xiong G., Luo H., He F., Huang Y., Zhou X. // Materials and Design, 2008. – P. 29, 2034–2037.
7. The Manufacture of Resorbable Suture Material from Magnesium / Seitz J.-M., Wulf E., Freytag P., Bormann D., Bach F.-W. // Advanced Engineering Materials, 12: 1099–1105. doi: 10.1002/adem.201000191, 2010.
8. Biomaterials comparison of the resorbable magnesium alloys LAE442 and MgCa0,8 concerning their mechanical properties, gradient of degradation and bone-implant-contact after 12 month implantation in rabbit model / Thomann M., Krause C., Bormann D., Von der Höh N., Windhagen H., Meyer-Lindenberg A. // NRW – Fundamentals and Clinical Applications, 2008. – № 3. – P. 107–108.

9. Hydrostatic extrusion of commercial magnesium alloys at 100°C and its influence on grain refinement and mechanical properties / J. Swiostek, J. Goken, D. Letzig, K. U. Kainer // *Materials Science and Engineering A.*, 2006. – № 424. – P. 223–229.
10. Ogawa N. Forming limit of magnesium alloy at elevated temperatures for precision forming / N. Ogawa, M. Shiomi, K. Osakada // *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, 2002. – № 42. – P. 607–614.
11. Drawing of magnesium wires at Ambient temperature, Proc. 6th Int. / J. Eickemeyer, A. Guth, M. Falter, R. Opitz // *Conf., Magnesium Alloys and Their Applications, WILEY-VCH*, 2004. – P. 31–323. DOI:10.1002/3527603565.ch49
12. Yoshida K. Cold drawing of magnesium alloy wire and fabrication of microscrews / K. Yoshida // *Steel Grips*, 2004. – № 2. – P. 199–202.
13. Bach Fr.-W. The influence of the chemical composition and extrusion parameters on the mechanical properties of thin-walled tubes made of magnesium-calcium alloys / Fr.-W. Bach, T. Hassel, A. N. Golovko // *Suczynni problemy metalurgii. Naukovi visti. Systemni technologii*, 2005. – № 8. – P. 379–384.
14. Production of thin wires of magnesium alloys for surgical applications / A. Milenin, J.-M. Seitz, Fr.-W. Bach, D. Bormann, P. Kustra // *Proc. Conf. Wire Expo 2010, Milwaukee, Wisconsin, USA, May 2010, Wire Ass. Int. Inc.* – P. 61–70.
15. Development and Validation of a Mathematical Model of Warm Drawing Process of Magnesium Alloys in Heated Dies / A. Milenin, P. Kustra, J.-M. Seitz, Fr.-W. Bach, D. Bormann // *Conference proceedings of The Wire Association International, Inc.: InterWire, 2011: Atlanta, Georgia, USA, May 2011.* – Guilford : *The Wire Association International, Inc.*, (in press).
16. Головки А. Н. Разработка технологии производства капиллярных магниевых труб способами горячей деформации // Удосконалення процесів і обладнання обробки тиском в металургії і машинобудуванні: темат. зб. наук. пр. – Краматорськ : ДДМА, 2006. – С. 288–294.
17. Milenin A. Mathematical model of warm drawing process of magnesium alloys in heated dies / A. Milenin, P. Kustra // *Steel Research International : spec. issue Conf. Metal Forming*, 2010. – Vol. 81. – P. 1251–1254.
18. Milenin A. The multiscale FEM simulation of wire fracture phenomena during drawing of Mg alloy / A. Milenin, P. Kustra // *Steel Research International*, 2008. – № 79. – P. 1, 717–722.
19. Milenin A. Mathematical model of warm drawing of MgCa0.8 alloy accounting for ductility of the material / A. Milenin, P. Kustra, M. Paćko // *Computer Methods in Materials Science: quarterly.* – 2010. – Vol. 10 no. 2. – P. 69–79.
20. The experimental research and the numerical modeling of the fracture phenomena in micro scale / A. Milenin, D. J. Byrska, O. Grydin, M. Schaper // *Computer Methods in Materials Science*, 2010. – Vol. 10 no. 2. – P. 61–68.
21. Patent 21081, 13.09.1932, 30i, 8/02, Warszawa. Resorbujący się materiał chirurgiczny do szycia i powiązania i sposób jego wytwarzania / B. Blumenthal, H. Hadenfeldt. – 28.03.1935.
22. Modelowanie mechanizmu utraty spójności stopu MgCa0,8 w procesie odkształcania na zimno / A. Milenin, D. J. Byrska, P. Kustra, T. Heidenblut, O. Grydin, M. Schaper // *Rudy i Metale Nieżelazne.* – 2010 R. 55 nr 4. – S. 200–208. (in Polish).
23. Multi scale modeling and interpretation of tensile test of magnesium alloys in microchamber for the SEM / P. Kustra, A. Milenin, M. Schaper, A. Gridin // *Computer Methods in Materials Science : quarterly*, 2009. – Vol. 9 no. 2. – S. 207–214.
24. Milenin A. The multi-scale physical and numerical modeling of fracture phenomena in the MgCa0.8 alloy / A. Milenin, D. Byrska, O. Gridin // *Computers and Structures*, 2011, DOI 10.1016/j.compstruc. – 2011.01.003
25. Milenin A. Multi-scale model of Mg alloys wiredrawing process / A. Milenin, D. J. Byrska // *Proc. Conf. Wire Expo 2010, Milwaukee, Wisconsin, USA, May 2010, Wire Ass. Int. Inc.* – P. 51–60.
26. Distribution of normal stress at grain boundaries in multicrystals : application to an intergranular damage modeling / O. Diard, S. Leclercq, G. Rousselier, G. Cailletaud // *Computational Materials Science*, 2002. – № 18. – P. 73–84.
27. Karihaloo B. L. Modelling of stationary and growing cracks in FE framework without remeshing : a state-of-the-art review / B. L. Karihaloo, Q. Z. Xiao // *Computers and Structures*, 2003. – № 81/3. – P. 119–129.
28. A review of extended/generalized finite element methods for material modeling / T. Belytschko, R. Gracie, G. Ventura, S. Ogata, Y. Umeno, M. Kohyama, J. LLorca, T. Zohdi, H. Bohm, V. Tvergaard // *Proceedings of the 7th World Congress of Computational Mechanics on Computational Bridging of Length Scales in Complex Materials*, 2006. – № 20. – P. 21.
29. Image processing methods for segmentation of microscopic pictures of the {MgCa} alloys / Ł. Rauch, K. Bzowski // *Computer Methods in Materials Science*, 2011. – Vol. 11 no. 2. – P. 350–356.
30. Thibaux P. Finite element simulation of a two-phase viscoplastic material: calculation of the mechanical behaviour / P. Thibaux, Y. Chastel, A.-M. Chaze // *Comput Mater Sci*, 2000. – № 18. – P. 118–125.
31. Milenin A. Program komputerowy Drawing2d – narzędzie do analizy procesów technologicznych ciągnięcia wielostopniowego / A. Milenin // *Hutnik-Wiadomości Hutnicze*, 2005. – № 72. – P. 100–104 (in Polish).

ACKNOWLEDGMENT

The authors would like to thank the Ministry of Science and Higher Education of Poland, project no. 416/N-DFG-SFB/2009/0.

Миленин А. А. – д-р техн. наук, проф. КГМА.

КГМА – Краковская горно-металлургическая академия, г. Краков, Польша.

E-mail: milenin@metal.agh.edu.pl