

## **ВЛИЯНИЕ СТАРЕНИЯ НА ПРОЧНОСТЬ И РЕЛАКСАЦИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ УПРУГИХ НАПРЯЖЕНИЙ ПРЕДВАРИТЕЛЬНО ДЕФОРМИРОВАННЫХ МОНОКРИСТАЛЛОВ MgO**

*Институт прикладной физики АН Молдовы,  
ул. Академией, 5, г. Кишинев, MD-2028, Республика Молдова*

Известно, что пластическая деформация материалов сопровождается процессами зарождения, взаимодействия и аннигиляции дефектов. С учетом предыстории материала и величины предварительной деформации можно вводить “сильные” тормозящие центры, что вызывает упрочнение материала, но возможен и иной вариант – предварительная деформация разбивает (ослабляет) имеющиеся сильные препятствия движению дислокаций, что сопровождается разупрочнением [1–4]. Деформационные дефекты, вводимые в кристаллы (материалы), исходя из их количества и состояния, изменяют механические свойства материалов [5–14].

Так, небольшая пластическая деформация растяжением кристаллов кремнистого железа привела к резкому повышению пластичности, без такой обработки они практически хрупко разрушаются [5]. Наиболее эффективным методом введения деформационных дефектов и соответственно изменения прочностных свойств твердого тела является интенсивная пластическая деформация (ИПД) [3–11]. Авторы статьи [6] отметили, что предварительная интенсивная деформация кручением существенным образом влияет на структуру и механические свойства высокопрочных сплавов на основе алюминия. При этом установили, что удачное сочетание режимов интенсивной пластической деформации и последующей термической обработки – один из способов дальнейшего повышения уровня прочностных свойств этих материалов и расширения сферы их применения.

С другой стороны, авторы статьи [12], опираясь на исследования, заключили, что предварительная пластическая деформация служит одним из сильнейших средств инициирования сверхпластичности у металлических материалов. При этом возможны вариации, определяемые режимом пластической деформации в сочетании со старением сплавов.

Приведенные и имеющиеся в литературе данные разных авторов свидетельствуют о том, что вводимая предварительной пластической деформацией трансформация структур и механических свойств материалов стабилизируется в процессе последующих дополнительных воздействий: термообработки или старения [6, 12–13].

Кинетика этих событий определяется наличием неравновесных процессов, протекающих при внешних воздействиях на материал. Неравновесность в свою очередь порождает явление самоорганизации дефектных структур и внутренней энергии, стремящееся сформировать новую более равновесную структуру материала. Следовательно, можно предположить, что возможность создания высокопрочного (или сверхпластичного) состояния в материале реальна и заключается в подборе соответствующих режимов предварительной деформации в сочетании с термообработкой или старением (отдыхом). Во всех случаях очень важным является соответствие режимов деформации, термообработки и отдыха (старения).

Однако закономерности влияния отдыха на прочностные свойства материалов, подвергнутых внешнему механическому воздействию, судя по литературным данным, изучены недостаточно. Не выявлены особенности влияния величины деформации, ее вида на модификацию этих свойств при отдыхе.

В связи с этим основная цель работы – изучить влияние отдыха и степени предварительной деформации на особенности и характер поведения прочности и релаксации упругих напряжений, сформированных одноосным сжатием монокристаллов MgO. (Известно, что степень релаксации деформационных напряжений свидетельствует о длительности использования материала.)

### **Методика эксперимента**

Исследования проводились на монокристаллах MgO при комнатной температуре. Предвари-

тельное деформирование осуществлялось одноосным сжатием на испытательной машине ИМАШ-20-78. Деформировались образцы размером 2,5x2,5x10 мм. Скорость деформации равнялась  $\sim 10^{-5} \text{ с}^{-1}$ , степень деформации  $\varepsilon$  варьировала в интервале 0–6%. Деформированные образцы сохранялись при комнатной температуре в течение 100 суток.

В качестве параметров, характеризующих механические свойства, приняты микротвердость  $H$  и число сигналов  $N$  акустической эмиссии (АЭ). Микротвердость измерялась прибором ПМТ-3 с использованием пирамиды Виккерса. Нагрузка на индентор  $P$  составляла 50; 100 и 200 г.

Специальное приспособление к прибору ПМТ-3 применялось для регистрации сигналов акустической эмиссии при микроиндентировании. Сигналы регистрировались за полный цикл микроиндентирования (нагружение-разгрузка)  $N_{\text{АЭ}}$ , при нагружении (внедрение индентора)  $N_1$  и разгрузке (удаление индентора) ( $\Delta N$ ) [15–16].

Выявление дислокаций определялось химическим травлением [16]. Исследования до и после отдыха проводились при комнатной температуре.

### Результаты и их обсуждение

На рис. 1 представлена эволюция величины микротвердости от времени отдыха  $t$  при комнатной температуре предварительно деформированных одноосным сжатием до  $\varepsilon = 4\%$  монокристаллов MgO. Анализ представленных данных выявляет интересный факт: величина  $H$  не является стабильной, а изменяется в зависимости от длительности отдыха. При этом ее изменения носят немонотонный характер, особенно ярко проявляющийся при сравнительно небольшом времени старения и нагрузках на индентор. Так, зависимость  $H = f(t)$  представляет немонотонную кривую с максимумом в области 50–70 час для всех исследованных величин  $P$ , однако наиболее значительный рост  $H$  проявляется при меньших  $P$  (рис. 1). В интервале  $t > 80$  час микротвердость с течением времени старения неравномерно уменьшается по сравнению с ее максимальным значением как при больших, так и при меньших  $P$ , однако этот эффект значительнее при  $P = 200$  г (рис. 1).

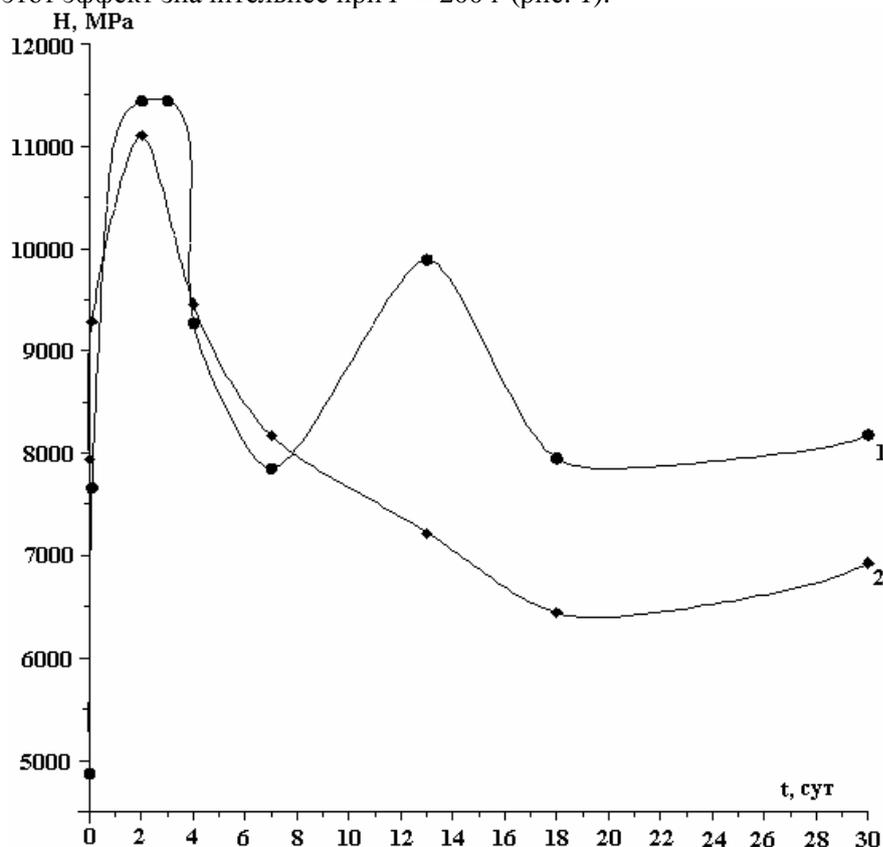


Рис.1. Зависимость величины микротвердости монокристаллов MgO, предварительно деформированных одноосным сжатием, от времени старения. Нагрузка на индентор  $P$ , г: 1 – 50; 2 – 200

Итак, величина микротвердости предварительно деформированных MgO нестабильна и изменяется при старении. Ее изменения определяются временем старения и величиной силы внедрения индентора.

Наиболее интересные результаты были получены при использовании метода акустической эмиссии. Известно, что акустическая эмиссия отражает процесс деформации во времени, то есть ди-

намику деформации, и информирует о релаксации упругой энергии. В связи с этим результаты регистрации импульсов акустической эмиссии являются важными [15–21].

В данном случае акустическая эмиссия проявила значительную чувствительность к изменениям состояния деформированных монокристаллов MgO в процессе отдыха. Из зависимостей, представленных на рис. 2, вытекает, что с возрастанием деформирующего усилия  $P$  интенсивность излучения сигналов АЭ увеличивается как для MgO непосредственно после механической обработки, так и для этих же образцов, отдохнувших в течение 100 сут. При этом скорость увеличения определяется степенью предварительной деформации: чем больше деформация, тем интенсивнее рост импульсов акустической эмиссии (рис. 2, кривые 1). Однако после отдыха наблюдается противоположное поведение: число сигналов АЭ с большей скоростью возрастает в случае меньших  $\epsilon$ . Для  $\epsilon = 2\%$  с ростом  $P$  от 50 до 200 г  $N_{\text{АЭ}}$  увеличивается более чем в 3 раза, в то время как для  $\epsilon = 4\%$  наблюдается очень слабое увеличение (рис. 2, кривые 2).

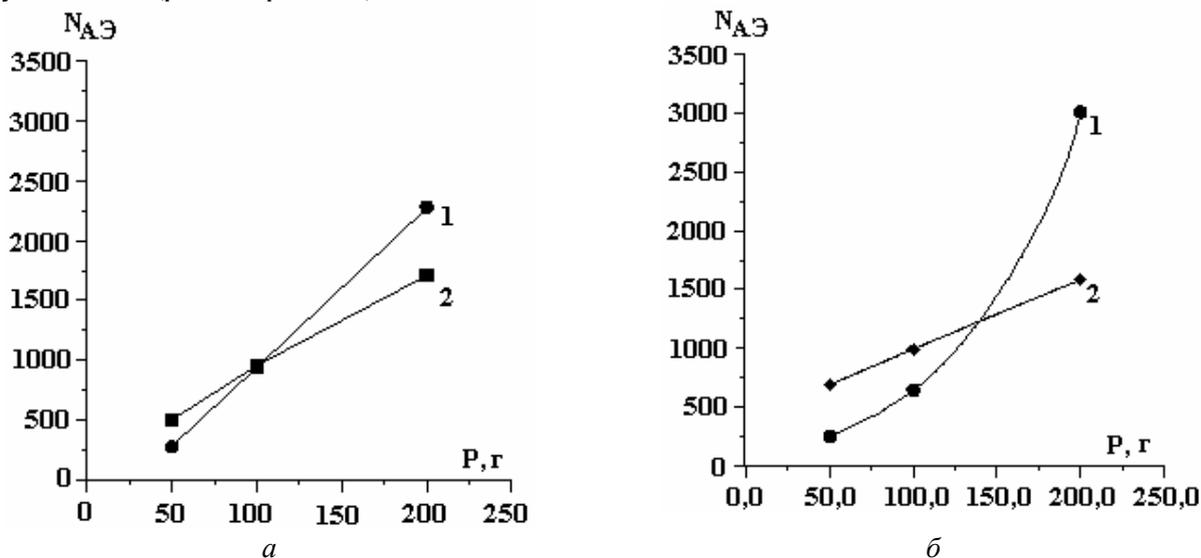


Рис. 2. Зависимость суммарного счета сигналов акустической эмиссии за полный цикл микроиндентирования от величины нагрузки на индентор для монокристаллов MgO, предварительно деформированных одноосным сжатием.  $\epsilon$ , %: 2, а и 4, б. Кривые 1 – непосредственно после деформации, кривые 2 – после отдыха  $\sim 100$  сут

Основной эффект, который вносит отдых, отмечается с учетом числа сигналов АЭ от нагрузки на индентор. Независимо от величины предварительной деформации после отдыха при меньших нагрузках микроиндентирования наблюдаются увеличение количества импульсов АЭ и их уменьшение, причем более значительное при больших  $P$  (рис. 2). Эффект является закономерным и имеет место не только для числа импульсов АЭ за полный цикл микроиндентирования (рис. 2), но и для акустической эмиссии, регистрируемой при внедрении индентора (рис. 3). Видно, что акустическая эмиссия при нагружении монокристаллов MgO увеличивается после отдыха в области 50 г и существенно уменьшается для  $P = 200$  г. Некоторую переходную величину представляет нагрузка  $P = 100$  г в случае  $\epsilon = 2\%$  изменения АЭ отсутствуют и проявляются для 4% предварительной деформации: заметное уменьшение этого параметра наблюдается лишь при  $P = 200$  г (рис. 3).

Очень слабые изменения в результате отдыха наблюдаются для параметра  $\Delta N$ , характеризующего акустическую эмиссию, регистрируемую при разгрузке (рис. 4). Изменения  $\Delta N$  отсутствуют независимо от величины  $P$  для 2%, и  $\Delta N$  уменьшается для образцов  $\epsilon = 4\%$  и  $P = 200$  г.

Противоположные по знаку изменения числа импульсов АЭ, зависящие от величины внешней силы внедрения индентора, а следовательно, от глубины его проникновения в объем образца, скорее всего отражают неадекватность изменения напряжений в приповерхностных слоях материала в процессе отдыха. Об этом же свидетельствуют и изменения величины микротвердости (рис. 1). Измерения микротвердости показали, что ее величина после отдыха в течение 30 сут (720 час) увеличилась в области 50 г и практически не изменилась для  $P = 200$  г.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> С учетом малых изменений величины микротвердости в процессе отдыха можно считать, что при одной и той же нагрузке индентор проникает на одинаковую глубину до и после отдыха предварительно деформированного материала.

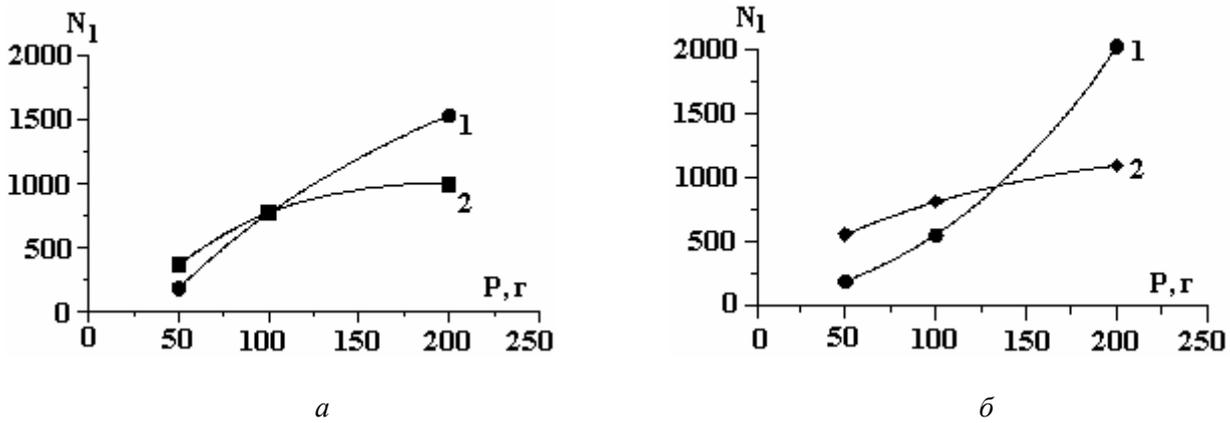


Рис. 3. Зависимость числа сигналов акустической эмиссии при нагружении (внедрение индентора) монокристаллов MgO от величины нагрузки на индентор. Степень деформации  $\varepsilon$ ,%: 2, а и 4, б. Кривые: 1 – до, 2 – после отдыха ~ 100 сут

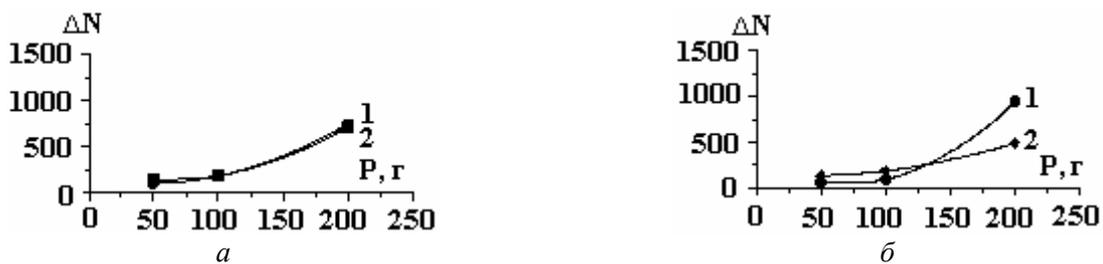


Рис. 4. Зависимость числа сигналов акустической эмиссии при разгрузении (удаление индентора) предварительно деформированных кристаллов MgO от величины нагрузки при микроиндентировании. Степень деформации  $\varepsilon$ ,%: 2, а, 4, б. Кривые: 1 – до, 2 – после отдыха

Исходя из полученных данных изменения АЭ, можно предположить, что в результате отдыха в слое MgO, расположенном ближе к поверхности, упругонапряженное состояние усиливается и уменьшается в слое, более удаленном от поверхности. Подобные изменения напряжений в процессе отдыха и соответствующая модификация субструктуры MgO, очевидно, могут быть ответственными за увеличение числа импульсов АЭ при микроиндентировании меньшими  $P$  и их уменьшение – при больших  $P$ .

Известно, что акустическая эмиссия сопровождает релаксационные процессы упругих напряжений. Поэтому полученные данные (рис. 3 и 4) свидетельствуют, что отдых предварительно деформированных монокристаллов MgO практически не влияет на процессы релаксации на этапе разгрузки. Однако эффект влияния отдыха проявляется с внедрением индентора, то есть при нагружении материала, и скорее всего связан с процессом равновесной структуры предварительно деформированного кристалла с уменьшенной внутренней энергией. Внедрение индентора нарушает установившуюся при отдыхе равновесную субструктуру, что вызывает интенсификацию процессов самоорганизации и релаксацию упругих напряжений.

Итак, в результате отдыха предварительно деформированных от 2 до 4% кристаллов MgO наблюдаются аналогичные эффекты: АЭ увеличивается в случае ее инициирования при микроиндентировании меньшими нагрузками и уменьшается для больших нагрузок. Однако количественно результат значительнее для  $\varepsilon = 4\%$ . Таким образом, чем выше вклад предварительной деформации до отдыха, тем ярче выражены эти эффекты на активность акустической эмиссии. Например, для  $\varepsilon = 2\%$  и  $P = 50$  г  $N_{АЭ}$  увеличивается в 1,8, а для  $\varepsilon = 4\%$  и  $P = 200$  г – в 2,8 раза.  $N_{АЭ}$  уменьшается в 1,3 и 2,8 раза для 2 и 4% соответственно. Данные, полученные для  $\varepsilon = 6\%$ , не противоречат эффектам, выявленным для  $\varepsilon = 2$  и 4%, однако они подробно не обсуждаются, так как при такой деформации кристаллы MgO раскалывались на несколько долей.

Анализ рис. 2–4 выявляет тенденцию к зависимости акустоэмиссионных эффектов после отдыха от величины предварительной пластической деформации кристаллов MgO, введенной до отдыха. В исследуемом интервале  $\varepsilon$  наблюдается следующее соотношение: чем выше  $\varepsilon$ , тем значительнее изменения акустической эмиссии. Действительно, для  $P = 200$  г и образцов с предварительной дефор-

мацией 2 и 4%  $N_{AЭ}$  меньше после, чем до отдыха. Однако коэффициент уменьшения ( $N_{до} / N_{после}$ ) составляет 1,25 и 3,0 для 2 и 4% соответственно.

Зависимость от  $\epsilon$  проявляют также параметры, характеризующие АЭ отдельно в процессе внедрения индентора и при его удалении. Однако изменения этих параметров после отдыха не являются адекватными и определяются величиной деформирующего усилия при микроиндентировании (рис. 5). Видно, что в случае  $P = 200$  г кривые 1, соответствующие зависимостям  $N_{AЭ} = f(\epsilon)$  и  $N_1 = f(\epsilon)$  до отдыха, расположены выше кривых 2 после отдыха, и, наоборот, первые расположены ниже вторых для  $P = 50$  г. Эффект отражает приведенный выше факт об изменении активности АЭ в результате отдыха, что контролируется величиной внешнего усилия при микроиндентировании. Это означает, что в процессе отдыха акустическая эмиссия изменяется по-разному в зависимости от глубины внедрения индентора, и, следовательно так же меняются и внутренние напряжения по мере удаления от поверхности в объем образца.

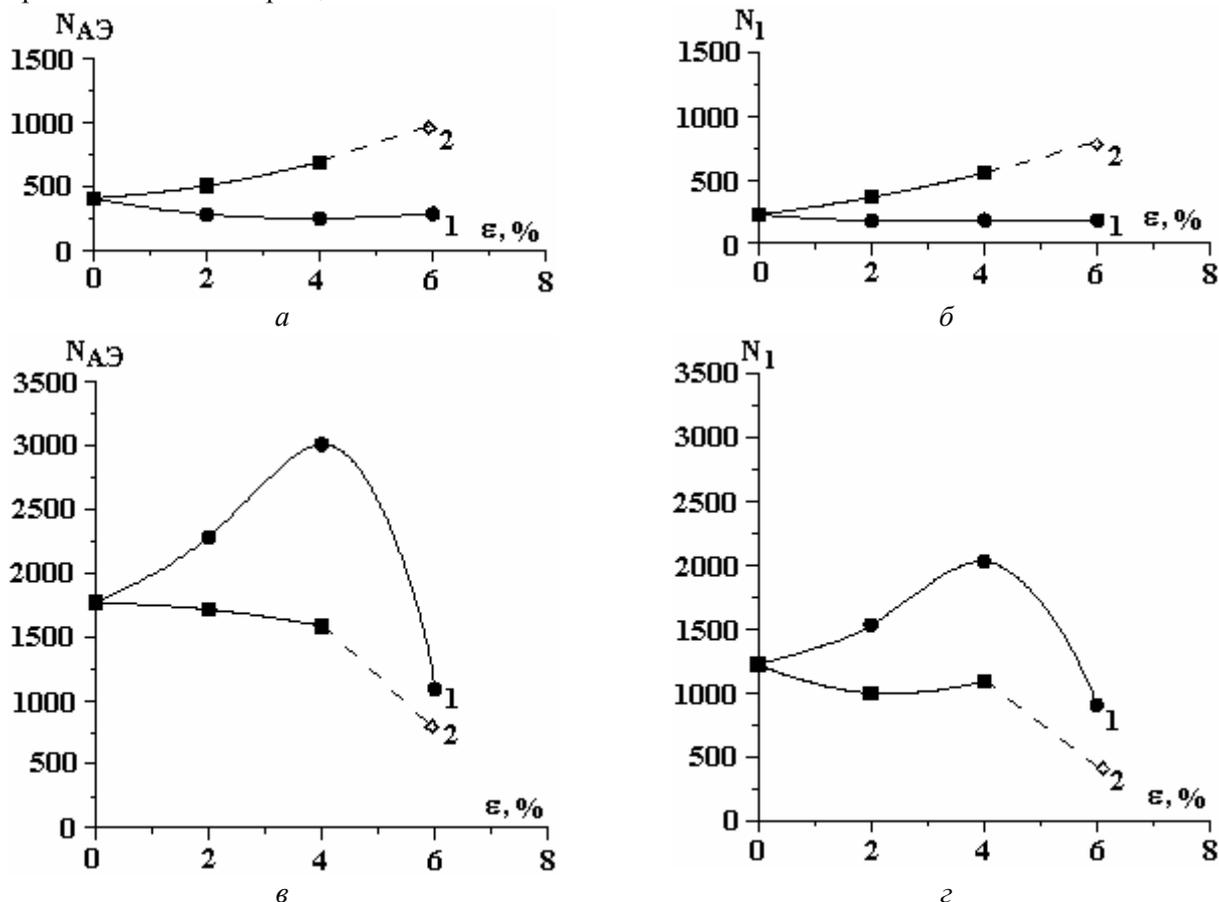


Рис. 5. Зависимость числа сигналов акустической эмиссии от степени предварительной деформации одноосным сжатием монокристаллов MgO. Кривые: 1 – до, 2 – после отдыха. Нагрузка на индентор г: а, б – 50; в, г – 200

Предполагаемая приповерхностная послойность распределения напряжений после отдыха скорее всего связана с неравномерным распределением упругих напряжений до и в процессе отдыха с некоторой диффузией точечных дефектов [22]. При этом возможно образование областей растягивающих и сжимающих напряжений.

Известно, что величина акустической эмиссии связана с уровнем остаточных напряжений и в поверхностных слоях (покрытиях) растягивающих сил определяется соотношением

$$N_{AЭ} = N_0 \exp^{-\sigma \alpha}, \quad (1)$$

где  $N_0$  и  $\alpha$  – некоторые эмпирические константы,  $\sigma$  – величина напряжений [16]. Согласно уравнению (1), любые изменения интенсивности АЭ связаны с изменениями внутренних напряжений материала  $\sigma$ . С увеличением уровня остаточных растягивающих напряжений происходит уменьшение суммарного счета АЭ, что свидетельствует о деградации пластической релаксации напряжений [16]. Исходя из этого можно заключить следующее: снижение акустической эмиссии в данном случае при больших  $P$  означает, что произошла пластическая релаксация напряжений за период отдыха деформированных

образцов MgO и в слое на расстоянии 7–8 мкм от поверхности (приблизительная глубина индентирования при  $P = 200$  г) возникают растягивающие напряжения, уменьшение которых в процессе отдыха вызывает уменьшение импульсов акустической эмиссии. Согласно той же формуле (1) сжимающие остаточные напряжения, наоборот, инициируют увеличение сигналов АЭ. Следовательно, можно предположить, что на расстоянии 3–4 мкм ( $P = 50$  г) от поверхности кристаллов MgO при одноосной деформации зарождаются сжимающие напряжения, величина которых в результате отдыха увеличивается, что сопровождается возрастанием активности АЭ. Приведенное объяснение вполне согласуется с утверждением о существовании приповерхностных слоев с различным знаком и распределением деформационных напряжений в кристаллах MgO.

Можно предположить следующую динамику процесса отдыха упругонапряженных предварительной пластической деформацией монокристаллов MgO. Доминирующий способ изменения структуры, механических свойств и акустической эмиссии – диффузионный, который обуславливает релаксацию упругих напряжений и особенность микроструктуры материала. Для подтверждения этого была оценена скорость крипа в процессе отдыха монокристаллов MgO, предварительно деформированных одноосным сжатием. Известно, что при низких температурах ( $T < 0,3T_{пл}$ ), так же как при высоких и средних, скорость деформации при прочих равных условиях экспоненциально возрастает с повышением температуры:

$$\dot{\epsilon} \sim \exp(-1/T). \quad (2)$$

Авторы работы [23] для описания процесса крипа пластической деформации монокристаллов MgO в интервале температур 200–400°C использовали формулу

$$\dot{\epsilon} = A\sigma^n \exp(-\Delta H/kT), \quad (3)$$

где  $\dot{\epsilon}$  – скорость установившегося крипа,  $A$  – константа,  $\sigma$  – напряжение,  $T$  – температура и  $\Delta H$  – энергия активации. Расчеты показали, что скорость деформации монокристаллов MgO в процессе крипа составила на стадии предела текучести ( $\sigma_y = 60$  МПа)  $\dot{\epsilon} \approx 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ . Скорость такого порядка предполагает, что доминирующую роль в этом процессе играет трубочная диффузия, то есть перемещение вакансий и атомов вдоль дислокационных трубок и границ зерен [23]. Предположив, что отдых деформированных образцов MgO близок к процессу крипа в условиях, описанных в [23], использовали формулу (3) для оценки скорости возврата до 4%. При этом применяли следующие значения параметров  $\Delta H = 2,8$  эВ (соответствует коэффициенту самодиффузии одного элемента материала),  $n = 4$  (известно, что значение  $n$  для MgO колеблется от 3 до 5),  $\sigma = 120$  МПа для  $\epsilon = 4\%$  и  $T = 20^\circ\text{C}$ . В результате получили  $\dot{\epsilon} \approx 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ . Авторы работ [9, 10] утверждают, что деформация с аналогичной скоростью ( $\dot{\epsilon} \approx 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ ) протекает на стадии разупрочнения мелкозернистых материалов в условиях сверхпластичности и при этом контролируется самодиффузией по границам зерен, обусловленной скольжением по этим границам. Скорость такого порядка маловероятна для кристаллов MgO, однако позволяет предположить, что и в данном случае отдых предварительно деформированных MgO сопровождается самоорганизацией дефектной субструктуры и одним из ее механизмов является миграция вакансий по границам зерен и вдоль линий дислокаций (трубочная диффузия). Последние акты определяют механизм взаимодействия дислокаций и точечных дефектов, наиболее значимыми в этом случае являются процессы переползания и скольжения дислокаций. Заключение о роли трубочной диффузии в процессе отдыха, с нашей точки зрения, достаточно обосновано, так как используемое соотношение (формула (3)) в MgO выполняется не только для высоких, но и для  $T < 0,3T_{пл}$  [24]. К тому же коэффициент трубочной диффузии на много порядков больше объемного. Но в то же время меньше поверхностной диффузии. Такая зависимость коэффициента диффузии от уровня залегания слоя под поверхностью, очевидно, вызывает неадекватное изменение структуры и напряжений, что определяет различие изменений импульсов акустической эмиссии после отдыха на разных расстояниях от поверхности образца. Травление деформированных образцов до и после отдыха не выявило различия распределения и плотности дислокаций вблизи поверхности и в объеме. Этот факт тем не менее не противоречит выводу о том, что наиболее вероятный механизм самоорганизации внутренних напряжений в исследуемой области кристаллов MgO – диффузия точечных дефектов по дислокациям, то есть трубочная диффузия [23, 24]. Для подтверждения достоверности описанных эффектов и справедливости высказанного предположения их интерпретации были оценены параметры, характеризующие изменения релаксационных процессов в результате отдыха предварительно деформированных монокристаллов MgO (см. таблицу).

Коэффициент релаксации  $\Delta N/N_{AЭ}$  при разгрузке и относительная активность АЭ  $\Delta N/N_1$  при нагружении и разгрузении

$\varepsilon=2\%$

$P, \text{ г}$	50		100		200	
	До	После	До	После	До	После
$\Delta N/N_{AЭ}$	0,36	0,28	0,2	0,2	0,33	0,42
$\Delta N/N_1$	0,57	0,4	0,25	0,34	0,5	0,72

$\varepsilon = 4\%$

$\Delta N/N_{AЭ}$	0,27	0,2	0,15	0,2	0,32	0,3
$\Delta N/N_1$	0,36	0,25	0,17	0,23	0,47	0,45

Представленные в таблице данные позволяют судить об изменениях коэффициента релаксации  $\Delta N/N_{AЭ}$  при разгрузке и относительной активности акустической эмиссии  $\Delta N/N_1$  при разгрузении и нагружении в результате отдыха.

Приведенные параметры позволяют также оценить соотношение изменений активности релаксационных процессов на стадиях микроиндентирования при отдыхе предварительно деформированных кристаллов MgO. Видно, что оба параметра, их модификация с отдыхом определяются величиной предварительной деформации, а также нагрузкой на индентор. Коэффициент релаксации при разгрузении меньше для образцов с  $\varepsilon=4\%$  практически при всех исследуемых  $P$ . Это означает, что для образцов с деформацией  $\varepsilon=4\%$  на данном этапе индентирования релаксационные эффекты после отдыха менее активны. Это кажется вполне логичным, так как в процессе отдыха неравновесная дефектная структура MgO стремится самоорганизацией приблизиться к более равновесной, которая характеризуется меньшей релаксацией упругих напряжений по сравнению с неравновесной микроструктурой. Последнее согласуется с утверждением о связи изменений АЭ и активности релаксации: деградация релаксационных процессов сопровождается меньшей интенсивностью акустической эмиссии. Четкой зависимости релаксационных явлений от нагрузки на индентор не прослеживается. Исключение составляет ситуация для  $P = 50$  г: при отдыхе наблюдается увеличение числа импульсов  $N_{AЭ}$  как для 2, так и для 4% деформации (рис. 2, 3). При этом, однако, в обоих случаях  $\Delta N/N_{AЭ}$  не уменьшается, а увеличивается с ростом  $P$  (см. таблицу).

Аналогичные результаты получены для соотношения  $\Delta N/N_1$  (см. таблицу). Видно, что  $\Delta N$  после отдыха становится меньше по сравнению с  $N_1$  при меньших  $P$  и возрастает – при больших, но для каждого  $P$  уменьшается с ростом  $\varepsilon$ . Из таблицы видно также, что  $N_1 > \Delta N$  на отдохнувших и неотдохнувших образцах MgO, но это неравенство усиливается после отдыха, то есть интенсивность АЭ при нагружении становится более значимой. Полученные данные показывают, что отдых вносит перераспределение активности АЭ между этапами нагружения и разгрузения при микроиндентировании, причем уменьшение или возрастание числа импульсов АЭ на каждом этапе в основном определяется величиной  $P$  (см. таблицу). Данные также отражают факт об активности релаксационных процессов на каждой стадии микроиндентирования, которые изменяются в процессе отдыха, а следовательно, контролируются модификацией состояния субструктуры материала.

Таким образом получено, что при отдыхе изменения числа сигналов АЭ, регистрируемых при микроиндентировании, а также коэффициентов релаксации, наблюдаемых больших  $\varepsilon$  и  $P$ , не коррелируют с изменениями для меньших значений  $\varepsilon$  и  $P$ . Приведенные данные свидетельствуют о закономерности видоизменений деформирования и релаксации упругих напряжений при микроиндентировании в зависимости от величины предварительной деформации и силы внедрения индентора. Следовательно, можно заключить, что процессы микроиндентирования определяются совместным действием величины и усилий предварительного деформирования монокристаллов MgO.

Итак, обнаружены следующие эффекты:

- выявлена зависимость изменений активности акустической эмиссии в процессе отдыха от величины предварительной деформации  $\varepsilon$  одноосным сжатием. Получено, что чем выше вклад предварительной деформации до отдыха, тем ярче выражены эффекты изменений акустической эмиссии после отдыха;

- установлено различие послыоного изменения АЭ (увеличение или уменьшение) при отдыхе в зависимости от глубины внедрения индентора в приповерхностные слои монокристаллов MgO: АЭ

увеличивается для меньших нагрузок на индентор (меньшая глубина залегания слоя) и уменьшается для больших (глубина расположения слоя больше). Предложено объяснение выявленному явлению, основанное на предположении о различном распределении напряжений деформации (по знаку и величине) с изменением глубины залегания слоя от поверхности материала до и после отдыха;

– обнаружено, что величина микротвердости предварительно деформированных MgO нестабильна и изменяется при старении. Ее изменения при этом определяются временем старения и величиной силы внедрения индентора;

– показано, что в процессе отдыха происходит динамическое перераспределение активности акустической эмиссии и релаксации упругих напряжений между стадиями нагружения и разгрузки при микроиндентировании.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Старостенков М.Д., Пагудин М.В., Старостенков Д.В., Козлов Э.В. Самоорганизация дефектных структур в кристаллах при деформациях // Известия РАН, серия физич. 2004. Т. **68**. N 10. С. 1510–1515.
2. Конева А., Соснин О.В., Теплякова Л.А. Эволюция дислокационных субструктур при усталости // Изд-во Сиб.ГИУ. Новокузнецк, 2001. 105с.
3. Малыгин Г.А. Кинетический механизм образования фрагментированных дислокационных структур при больших пластических деформациях // ФТТ. 2002. Т. **44**. N 11. С. 1979–1986.
4. Малыгин Г.А. Анализ параметров субмикронной дислокационной структуры в металлах при больших пластических деформациях // ФТТ. 2004. Т. **46**. N 11. С. 64–70.
5. Курдюмов В.Г., Соколов Ю.В. Влияние предварительной деформации при комнатной температуре на низкотемпературную пластическую деформацию монокристаллов кремнистого железа // Сб.Физические процессы пластической деформации при низких температурах. Киев: Наукова думка, 1974. С. 143–147.
6. Еланцев А.В., Попов А.А., Демаков С.Л., Еланцева Е.В. Изучение структуры и свойств алюминиевых материалов, подвергнутых интенсивной пластической деформации // ФММ. 2004. Т. **97**. N 1. С. 64–69.
7. Аржавитин В.М., Коржак В.Ф. Неупругое поведение сверхпластической эвтектики при деформационном старении // ФММ. 2004. Т. **97**. N 1. С. 96–101.
8. Смирнов Б.И., Шпейзман В.В., Николаев В.И. Высокая прочность и сверхпластичность нанокристаллических материалов // ФТТ. 2005. Т. **47**. N 5. С. 816–819.
9. Мышляев М.М., Прокунин М.А., Шпейзман В.В. Механическое поведение микрокристаллического алюминий-литиевого сплава в условиях сверхпластичности // ФТТ. 2001. Т. **43**. N 5. С. 833–838.
10. Мышляев М.М., Шпейзман В.В., Камалов М.М. Стадийность деформации микрокристаллического алюминий-литиевого сплава в условиях сверхпластичности // ФТТ. 2001. Т. **43**. N 11. С. 2015–2020.
11. Шпейзман В.В., Мышляев М.М., Камалов М.М. Сверхпластичность микрокристаллического алюминий-литиевого сплава при кручении // ФТТ. 2003. Т. **45**. N 11. С. 2008–2013.
12. Андреев В.А., Хусаинов М.А., Бондарев А.Б. Влияние старения сплава TiN<sub>i</sub> на долговечность при механическом циклировании // Актуальные проблемы прочности. Витебск: Изд-во “Беларусь”, 2004. С. 81.
13. Буренков Ю.А., Никаноров С.А., Смирнов Б.И., Копылов В.И. Восстановление модуля Юнга при отжиге наноструктурного ниобия, полученного в условиях интенсивной пластической деформации // ФТТ. 2003. Т. **45**. N 11. С. 2017–2021.
14. Массалимов И.А. Влияние механической обработки на структуру и свойства хлорида натрия // Неорганические материалы. 2003. Т. **39**. №. И. С. 1398–1404.
15. Муратиков К.Л., Глазов А.Л. Теоретическое и экспериментальное исследование фотоакустического и электронно-акустического эффектов в твердых телах с внутренними напряжениями // ЖТФ. 2000. Т. **70**. N8. С. 69–76.
16. Боярская Ю.С., Грабко Д.З., Кац М.С. Физика процессов микроиндентирования. Кишинев: Изд-во Штиинца, 1986. 237с.
17. Zhitaru R., Rahvalov V. Influence of the stresses of predeformed InP crystals on Acoustic emission under microindentation // Proceedings of SPIE. 1999. V. **4068**. P. 65–73.
18. Grabco D., Zhitaru R., Rahvalov V., Leu D. Proceedings of the 15<sup>th</sup> WCNDT, Roma, Italy, 2000. P. 535–544.

19. *Житару Р., Рахвалов В.* Деформационное упрочнение и релаксационные эффекты при микроиндентировании монокристаллов MgO // XIV Петербургские чтения по проблемам прочности. 2003. С. 76–77.
20. *Zhitaru R., Rahvalov V.* Peculiarities of prolonged plastic deformation of MgO crystals in the stress field of concentrated load // Journ. Material Science and Engineering B, 2003, Т. **98**. P. 94–98.
21. *Zhitaru R., Rahvalov V.* Deformation aging effect on the Acoustic Emission of the Indium Phosphorus Single crystals // Mold. Journ. of the Physics Science, 2004. P. 104–109.
22. *Мерсон Д.Л.* Особая роль поверхности в формировании пика акустической эмиссии // Изв. РАН, серия физ. 2004. Т. **68**. N 10. С. 1477–1483.
23. *Mitchel T.E., Hobbs L.N. and Neuer A.H.* Interaction between point defects and dislocations in solids // Acta Metal., 1979. **27**. N 11. P. 1677–1691.
24. *Предводителев А.А., Бушуева Т.Е.* Диффузионный распад дислокационных диполей в кристаллах MgO // Пластическая деформация сплавов. Томск: Изд-во. Томского университета, 1986. С. 86–96.

*Поступила 15.05.06*

### **Summary**

The different influence of aging on dependence of the Relaxation processes and Acoustic Emission registered under microindentation of MgO single crystals subjected to axial compression from indenter value load has been revealed. The AE intensity after aging during 2400 hours is increased at small load, on the contrary, decreased at large one. The Relaxation coefficient is markedly decreased after aging and value of such effect is depended on the preliminary deformation degree. Magnitude of microhardness after long-term aging is increased but slightly (10–15%). However, its maximal increase after little time is observed. It was shown that the acoustic emission and relation effects observed after aging are probably related to the existence of different distribution of stresses into the subsurface layers of the MgO deformed. In this case the sign and magnitude of stress are changed against the depth of layer and ascertain the modification of parameters investigated after aging.

---