

DOI: <https://doi.org/10.26896/1028-6861-2022-88-10-66-72>

МИКРОМЕХАНИКА МАЛЫХ ДЕФОРМАЦИЙ В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ ПРИ ЛАЗЕРНОМ ОБЛУЧЕНИИ

© Вячеслав Михайлович Матюнин^{1*}, Олег Вячеславович Кудряков²,
Валерий Николаевич Варавка², Артем Юрьевич Марченков¹

¹ Национальный исследовательский университет «МЭИ», Россия, 111250, Москва, ул. Красноказарменная, д. 14, *e-mail: MatyuninVM@mpei.ru

² Донской государственный технический университет, Россия, 344003, Ростовская обл., г. Ростов-на-Дону, пл. Гагарина, д. 1

*Статья поступила 2 марта 2022 г. Поступила после доработки 15 апреля 2022 г.
Принята к публикации 26 мая 2022 г.*

Повышенный интерес к изучению механизма деформации, сопровождающейся зернограничным проскальзыванием (ЗГП), стал проявляться в связи с развитием наноматериаловедения. Однако исследование процессов ЗГП в микро- и нанобъемах металлических материалов связано с трудностями экспериментального характера, вызванными высокой локализацией деформации и требующими использования современных методов и приборов электронной микроскопии высокого разрешения. Поэтому имеющиеся сведения в литературных источниках свидетельствуют в основном о теоретических и модельных исследованиях в данной области. Механизм ЗГП приобретает характерные признаки при обработке металлических сплавов концентрированными потоками энергии, например, лазерным облучением. В связи с этим в работе представлены результаты экспериментального исследования микропластической деформации армко-железа с однофазной ферритной структурой при импульсной лазерной обработке. Для исключения влияния фазовых превращений на процесс деформации изучалась только зона термического влияния, в которой температура была ниже температуры первой критической точки и не превышала 700 °С, что позволяло считать полную деформацию эквивалентной деформации ЗГП. Микроструктурные исследования с использованием методов оптической и сканирующей электронной микроскопии показали, что в условиях сверхбыстрого нагрева и охлаждения при лазерной обработке металла деформация осуществляется с участием механизма ЗГП. Среди характерных особенностей ЗГП можно выделить наличие ступенчатых границ, зон аккомодации, появление высокоугловых границ зерен. Предложена методика измерения величины деформации по механизму ЗГП в предположении статистического равенства компонент вектора деформации для кубических решеток. Выполнен статистический анализ измерений ортогональной компоненты вектора деформации по методу секущих. Его результаты позволили определить значения относительной деформации по механизму ЗГП в армко-железе в диапазоне 1,2 – 5,9 %.

Ключевые слова: импульсное лазерное облучение; микропластическая деформация; зернограничное проскальзывание; электронная микроскопия; статистический анализ; армко-железо.

MICROMECHANICS OF SMALL DEFORMATIONS IN METAL ALLOYS UNDER LASER IRRADIATION

© Vyacheslav M. Matyunin^{1*}, Oleg V. Kudryakov²,
Valery N. Varavka², Artem Yu. Marchenkov¹

¹ National research university “Moscow Power Engineering Institute”, 14, Krasnokazarmennaya ul., Moscow, 111250, Russia; *e-mail: MatyuninVM@mpei.ru

² Don State Technical University, 1, Gagarina pl., Rostov-na-Donu, Rostovskaya obl., 344003, Russia.

Received March 2, 2022. Revised April 15, 2022. Accepted May 26, 2022.

Development of the nanomaterial science heightened the interest in studying the deformation mechanism accompanied by grain boundary sliding (GBS). However, the experimental study of GBS processes in micro- and nanovolumes of metallic materials faces difficulties attributed to high localization of strains and requires the use of modern methods and tools of high-resolution electron microscopy. Therefore, the available literature data refer mainly to theoretical and model studies in this area. Treatment of metal alloys with concentrated energy flows, for example, laser irradiation, can impart characteristic features to the

grain boundary slip. In this regard, we performed the experimental study of the microplastic deformation of Armco iron with a single-phase ferrite structure under pulsed laser processing. To exclude the effect of phase transformations on the deformation process, only the heat-affected zone (HAZ) was studied. The temperature in HAZ was below the temperature of the first critical point and did not exceed 700°C, which made it possible to consider the total deformation an equivalent of the GBS deformation. The microstructure studies by the methods of optical and scanning electron microscopy revealed that in conditions of ultrafast heating and cooling during laser processing of metal, deformation occurred with the participation of the GBS mechanism. The characteristic features of GBS, i.e., the presence of stepped boundaries and accommodation zones, as well as the appearance of high-angle grain boundaries were observed. A technique is proposed for measuring the strain value through the GBS mechanism under an assumption that the strain vector components for cubic lattices are statistically equal. A statistical analysis of the measurements of the orthogonal component of the strain vector using the secant method was performed, which provided determination of the relative strain values by GBS mechanism in Armco iron within a range of 1.2 – 5.9%.

Keywords: pulsed laser irradiation; micro plastic deformation; grain boundary sliding; electron microscopy; statistical analysis; Armco iron.

Введение

Механизм зернограницного проскальзывания (ЗГП) достаточно хорошо известен [1 – 4]. В компактных поликристаллических материалах он характеризуется специфическими структурными проявлениями: разворотом зерен, ступенчатостью и фасетированием высокоугловых границ, образованием зон аккомодации, изломом полос скольжения и т.д. Новый всплеск интереса к механизму ЗГП связан с изучением микромеханики деформации в нанокристаллических материалах [5]. Однако изучение ЗГП в наноматериалах ограничивается главным образом теоретическими и модельными изысканиями [6, 7], поскольку его локализация в нанобъеме вызывает известные трудности экспериментального исследования. В частности, приведенные структурные проявления ЗГП имеют микромасштаб, поэтому в наноматериалах их идентификация проблематична даже при электронно-микроскопическом исследовании высокого разрешения.

Механизм ЗГП реализуется путем образования и взаимодействия зернограницных дислокаций (ЗГД), которые либо самостоятельно, либо вместе с решеточными дислокациями (РД) формируют структурные особенности ЗГП [8 – 11]. Имея малый вектор Бюргерса, ЗГД обладают более высокой подвижностью, чем РД. Это дает основания предполагать, что в условиях ограничения временного или пространственного факторов деформация по механизму ЗГП будет доминирующей по сравнению с деформацией в объеме зерна, реализуемой только с участием РД. Поэтому механизм ЗГП привлекает повышенное внимание при изучении процессов деформации в нанокристаллических материалах и при обработке концентрированными источниками энергии (особенно импульсного действия) [12 – 17].

В связи с этим основной целью исследования явилась разработка и апробация методики оценки величины деформации в металлических спла-

вах при импульсном лазерном облучении, протекающей по механизму ЗГП.

Образцы и методы исследования

В качестве объекта исследования необходим был некоторый модельный материал, удобный со структурной точки зрения для изучения конкретной проблемы локальной пластической деформации при лазерной обработке (ЛО). Удобство в данном случае заключалось в отсутствии факторов, препятствующих проявлению механизма ЗГП. В качестве такого материала было выбрано армко-железо с однофазной ферритной структурой и размером зерен 20 – 80 мкм (рис. 1). Весь углерод в образцах армко-железа (не более 0,01 % масс.) растворен в решетке Fe. Вторичных фаз углерод в армко-железе не образует, поэтому при деформации будут наблюдаться только механизмы, реализуемые в матрице сплава [18]. Если тезис о доминирующей роли механизма ЗГП в условиях сверхскоростного нагрева и охлаждения при импульсной ЛО справедлив, то при микроскопическом исследовании структурные особенности этого механизма должны хорошо проглядываться в приграницных объемах армко-железа.

Лазерную обработку образцов выполняли на лабораторной установке импульсного действия с энергией в импульсе $E_i \leq 30$ Дж, длительностью импульса порядка 10^{-3} с и плотностью мощности $W_n = (1 - 5) \cdot 10^4$ МВт/м².

Микроструктурные исследования образцов проводили с использованием методик оптической металлографии, а также на сканирующем электронном микроскопе (РЭМ) Quanta 200 (FEI Company) в режиме высокого вакуума ($P < 1,5 \cdot 10^{-3}$ Па).

Электронно-микроскопическая аттестация показала, что в зоне лазерной обработки в зависимости от плотности мощности излучения имеет место морфологическое многообразие структур.

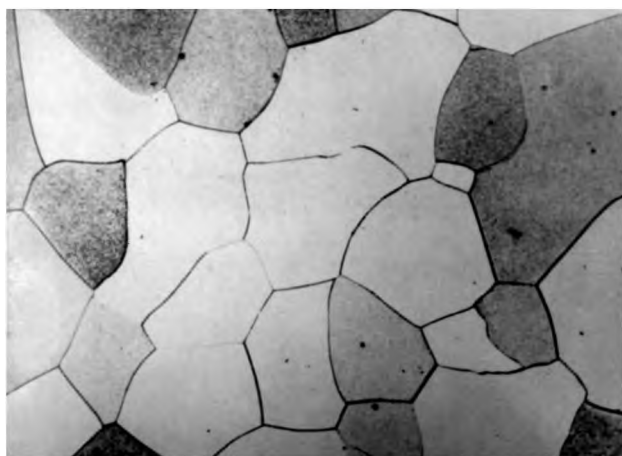


Рис. 1. Исходная микроструктура армко-железа до лазерного облучения, оптическая микроскопия, $\times 500$

Fig. 1. Initial microstructure of Armco iron before laser treatment by optical microscopy, $\times 500$

Могут быть получены такие типы структур, как фрагментированная, игольчатая, ультрамелкозернистая, смешанная. Формирование каждой из них связано с доминирующей ролью определенного механизма неравновесных фазовых переходов [14, 19]. В любом случае наложение фазовых превращений на процесс деформации в зоне ЛО не позволяет реализовать основную цель работы. Чтобы избежать этого, наблюдения проводили только в зоне термического влияния (ЗТВ) лазерной обработки, где температура нагрева не превышала $700\text{ }^{\circ}\text{C}$, поэтому фазовых превращений в этой зоне не наблюдалось.

Результаты и их обсуждение

Характерные элементы микродеформации в приграничных микрообъемах достоверно идентифицируются в ЗТВ лазерной обработки армко-железа. Некоторые их виды представлены на рис. 2: ступенчатые границы (рис. 2, а, показаны стрелками); зоны аккомодации (рис. 2, б, показаны стрелками, рис. 2, г, крайняя правая стрелка, направленная вниз); исчезновение границ (рис. 2, в, показано буквой А); появление новых высокоугловых границ на месте малоугловых (рис. 2, г, две стрелки слева, направленные вверх и вниз); разворот зерен (рис. 2, г, показано буквой В).

Из перечисленных элементов микродеформации к «чистому» ЗГП можно отнести только ступенчатость границ, которая формируется исключительно с участием ЗГД (см. рис. 2, а). Остальные структурные признаки деформации формируются с участием как ЗГД, так и РД [8, 10, 19]. Например, зоны аккомодации (см. рис. 2, б) формируются при скоплении РД в приграничном

объеме. Исчезновение высокоугловых границ (см. рис. 2, в, буква А) наблюдается тогда, когда при благоприятных ориентировках соседних зерен в разделяющей их границе взаимодействие ЗГД сопровождается их аннигиляцией с испусканием РД в объем зерна. А формирование новых высокоугловых границ (см. рис. 2, г) обусловлено повышением плотности РД в малоугловой границе, что приводит к перестройке границы с образованием в ней аккомодационных ЗГД. Из этих данных следует, что для создания и реализации методики количественной оценки величины деформации, протекающей по механизму «чистого» ЗГП, в качестве модельного объекта могут быть использованы только ступенчатые границы.

Экспериментальный метод исследования ЗГП основан на определении размера вектора сдвига P , действие которого перемещает одно зерно относительно другого вдоль общей поверхности границы. Пусть декартова система координат прикреплена к оси деформации o и к плоскости поверхности микросечения, ортогональной o . Вектор смещения P в этой системе имеет компоненты: u — направлена вдоль оси деформации; v и w перпендикулярны оси деформации и лежат в плоскости микросечения. Расположение вектора P на границе показано на рис. 3, из которого видно, что для полноты определения ориентации границы необходимы еще два угла — φ и θ .

В литературе рекомендуются различные способы определения величины деформации $\varepsilon_{\text{ЗГП}}$, обусловленной ЗГП, и вклада проскальзывания в общую деформацию $\varepsilon_{\text{общ}}$. Каждый из них основан на оценке некоторых компонентов вектора полного смещения P . Точное определение величины вектора P в поликристаллических соединениях — сложная многопараметрическая задача (с параметрами u, v, w, φ, θ), которая может быть решена только в экспериментах со специальными моделями. Кроме того, эта многопараметрическая задача должна решаться для каждого наблюдаемого отдельного акта ЗГП, т.е. на отдельном участке границы зерна. Подобные проблемы должны решаться в специальных исследованиях в области физики твердого тела. Для поставленной цели достаточно оценить общий возможный уровень деформации в ЗТВ ЛО, которая реализуется по механизму ЗГП. Поэтому в данной работе использовали методику определения деформации $\varepsilon_{\text{ЗГП}}$ по компоненте u . Ее особенность состоит в том, что, поскольку направление деформации в каждом зерне поликристалла точно не определено, компонента u ориентируется не по оси деформации, а ортогонально плоскости границы. В этом случае компонента u равна ширине ступени границы зерна в плоскости микрошлифа и может быть легко определена металлографиче-

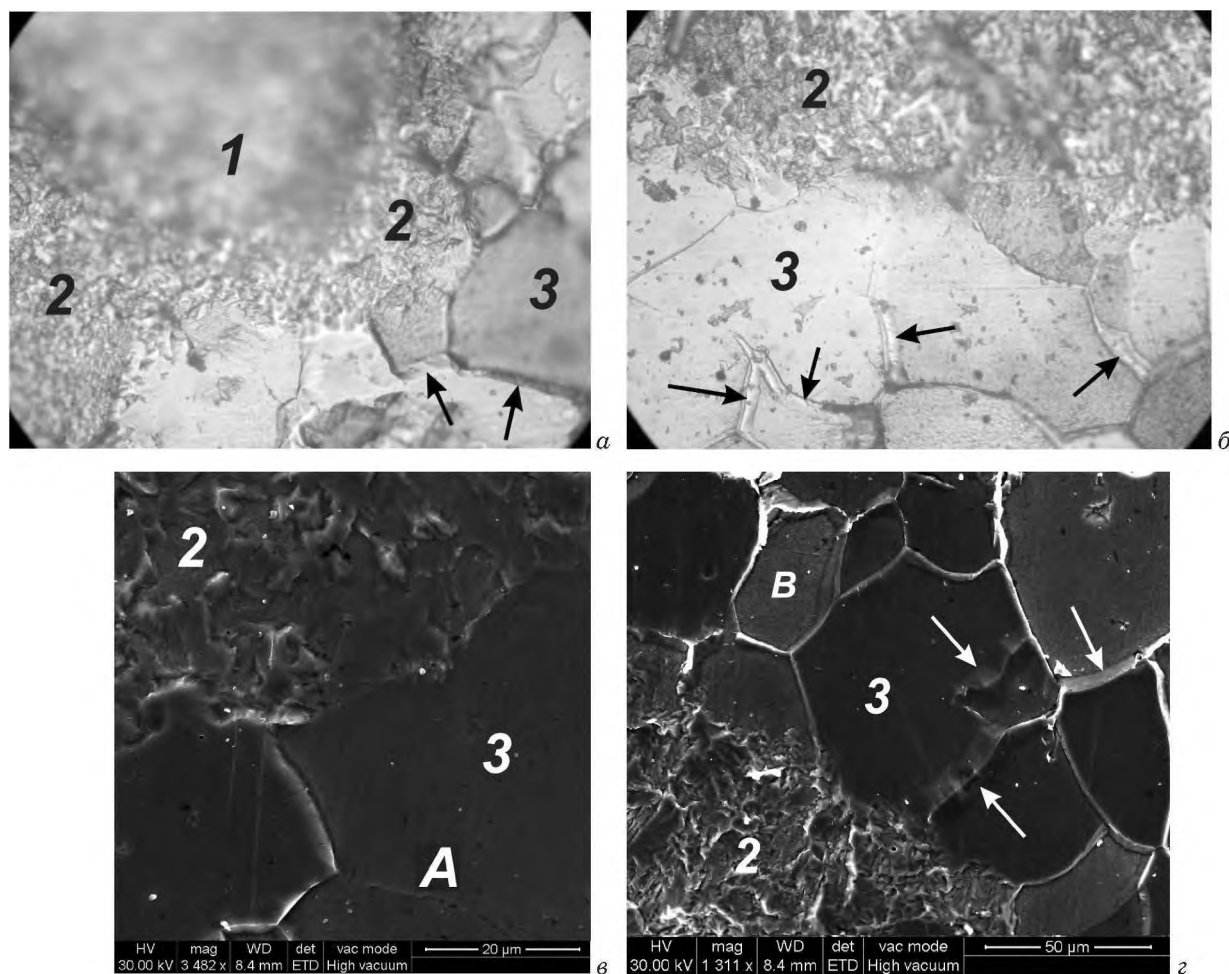


Рис. 2. Структурные проявления механизма ЗГП при лазерной обработке армко-железа: *a, б* — оптическая микроскопия, $\times 850$; *в, г* — сканирующая электронная микроскопия; 1 — зона оплавления (лазерный кратер); 2 — зона лазерной закалки; 3 — зона термического влияния

Fig. 2. Structural features of the GBS mechanism upon laser treatment of Armco iron: *a, б* — optical microscopy, $\times 850$; *в, г* — scanning electron microscopy; 1 — melting zone (laser crater); 2 — laser hardening zone; 3 — heat affected zone

чески с помощью стереометрии. В свою очередь компонента w становится параллельной линии границы, а компонента v сохраняет свою ориентацию неизменной. Привязка системы координат вектора смещения P к граничной линии, а не к оси деформации устраняет необходимость введения дополнительной плоскости микросечения.

После таких преобразований для практического определения компоненты u_i можно использовать известный стереометрический метод секущих. Измеренные компоненты u_i суммировали на всех границах, пересекаемых виртуальной секущей известной длины l . Секущие накладывали на цифровое изображение микрорельефа, полученное в РЭМ. Направление секущих выбирали максимально параллельно оси деформации, когда направление этой оси может быть приблизительно определено характером структурных следов деформации. Иллюстрация применения

метода для определения деформации по компоненте u приведена на рис. 4, где показаны фрагмент секущей AB , пересекающей границу зерна, и расположение компоненты u_i вектора P_i .

Следует отметить, что при экспериментальных микроскопических исследованиях не всегда можно четко разграничить ступенчатые границы и зоны аккомодации, т.е. «чистое» ЗГП и аккомодационное проскальзывание. Теоретически ступенчатая граница постоянна по высоте, а зона аккомодации переменна и имеет форму треугольника, вытянутого вдоль границы. На практике же их часто бывает трудно разделить (см., например, рис. 4), поэтому при экспериментальной апробации методики в качестве объектов ЗГП были определены и ступенчатые границы, и зоны аккомодации.

Для каждого исследуемого образца применяли несколько секущих одинаковой длины, но ко-

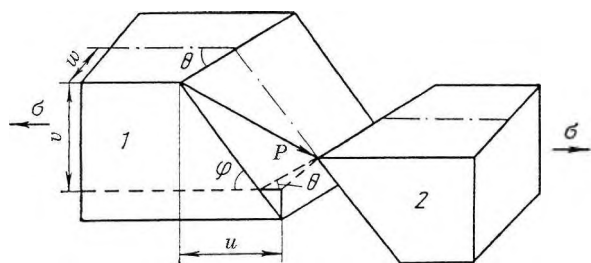


Рис. 3. Схема зернограницного проскальзывания зерен 1 и 2 под действием вектора смещения P с компонентами u , v и w ; σ — ось действия напряжения деформации [4]

Fig. 3. A scheme of grain boundary sliding of grains 1 and 2 under the action of the displacement vector P with components u , v and w ; σ — axis of strain stress action [4]

личеством не более семи. Величину деформации, вызванную ЗГП, рассчитывали по формуле

$$\varepsilon_{\text{ЗГП}} = \frac{1}{L} \sum_i u_i = N_l \bar{u}_l, \quad (1)$$

где N_l — количество зерен на единицу длины секущей при нулевой деформации; $\bar{u}_l$ — усредненное значение компоненты u для каждой секущей.

Обычно механизм ЗГП характерен для малых степеней деформации, и во время механических испытаний оценивается его вклад в общую деформацию. В случае рассматриваемой ЛО армо-железа не было обнаружено структурных признаков других механизмов деформации в зоне термического влияния (например, линий скольжения, полос деформации, полос сброса, клиновидных складок, двойников, мигрирующих границ, рекристаллизованных зерен и т.п.). Следовательно, в этом случае полная деформа-

ция эквивалентна зернограницному скольжению: $\varepsilon_{\text{общ}} \equiv \varepsilon_{\text{ЗГП}}$.

Согласно условиям используемой методики, при определении компоненты u секущие должны быть параллельны вектору эффективной нагрузки. Фактически мы предполагаем, что при импульсной лазерной обработке напряжения действуют радиально относительно лазерного пятна. Все секущие были расположены в этом направлении, их длина — одинакова: $l = 200$ мкм. Секущие наносили виртуальным образом. Программное обеспечение xT microscope Control СЭМ «Quanta 200» позволяет делать это непосредственно на цифровом изображении наблюдаемой поверхности, задавая компьютеру направление и размер секущей.

Было протестировано 11 образцов, на каждом из которых проведено по семь секущих. Результаты измерений и расчетов приведены в виде гистограмм на рис. 5. Длина каждой компоненты u (всех учтенных элементов) находилась в интервале от 1,5 до 4,5 мкм.

Следует отметить, что в данном интервале значения компоненты u_i для «чистого» ЗГП и зон аккомодации распределены неодинаково: большие из них принадлежат зонам аккомодации, меньшие — зернограницным ступенькам. Для зернограницных ступенек $1,5 \leq u_i \leq 2,6$. Исходя из механизма образования зон аккомодации, можно полагать, что они представляют собой очень пологие ступени, у которых большая часть вектора смещения P приходится именно на компоненту u , а две других компоненты (v и w) незначительны, т.е. $|P| \approx u_{\text{max}}$. Для зернограницных ступеней среднестатистическое распределение вектора P по компонентам имеет вид:

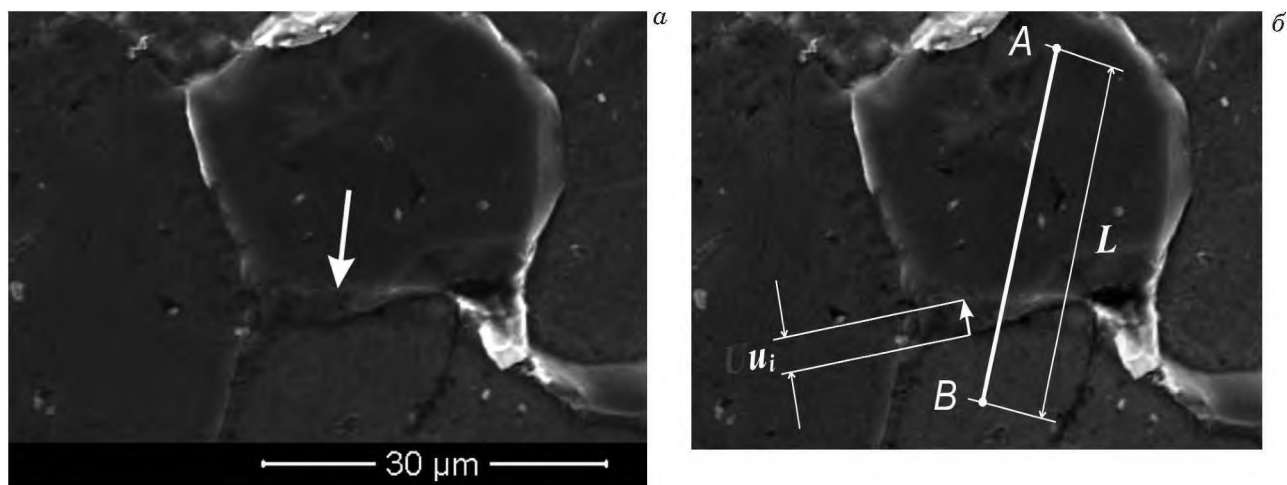


Рис. 4. Ступенчатая граница в ЗТВ ЛО армо-железа (а, показана стрелкой) и методический пример определения компоненты u_i вектора смещения P_i (б); AB — фрагмент секущей длины L

Fig. 4. Stepped boundary in the HAZ of Armco iron (a, shown by an arrow) and a methodological example of determining the component u_i of the displacement vector P_i (b); AB — fragment of secant length L

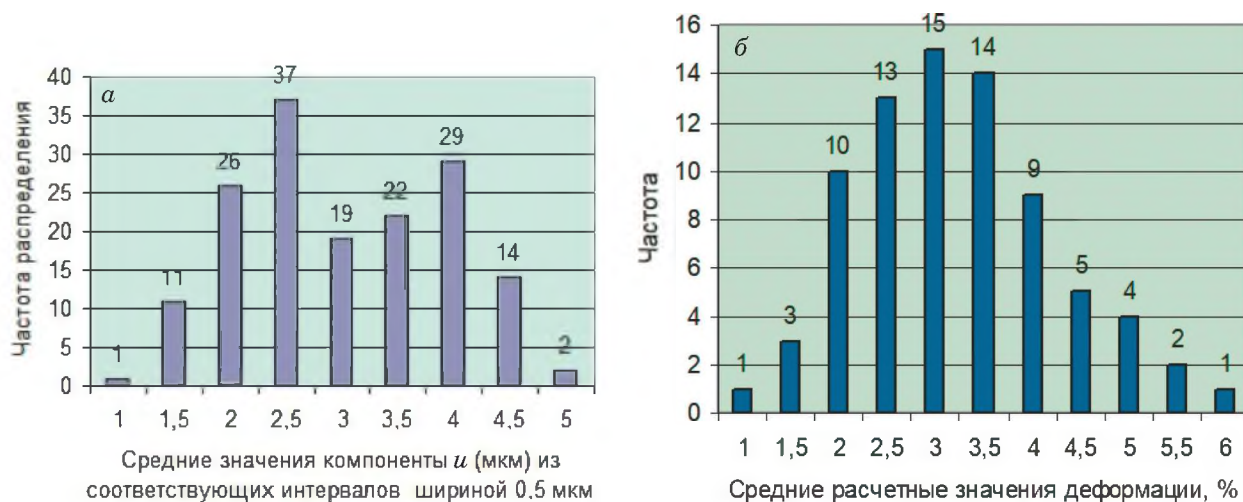


Рис. 5. Статистические данные экспериментальных измерений компоненты u_i вектора деформации P (а) и полученных по ним расчетных значений относительной деформации ϵ_{ZGP} (б)

Fig. 5. Statistical data of experimental measurements of the component u_i of the strain vector P (a) and calculated values of the relative strain (ϵ_{GSP}) obtained on their base (b)

$u = v = w$. Тогда $|P| = u\sqrt{3}$ и максимальное среднестатистическое значение вектора смещения для зернограничных ступенек следующее: $P_{\max} = u_{\max} \cdot 1,732 = 2,6 \cdot 1,732 = 4,33$ мкм. Оно почти совпадает с максимальным значением компоненты u для зон аккомодации: $|P| \approx u_{\max} = 4,5$ мкм. Это говорит о том, что оценка деформации ϵ_{ZGP} по совокупности «чистого» и аккомодационного проскальзывания исходя из максимальных значений компоненты u физически оправдана.

По измеренным значениям u_i находили величину ϵ_{ZGP} для каждой секущей в соответствии с выражением (1). Разброс полученных значений ϵ_{ZGP} составил 1,2 – 5,9 %.

Заключение

Результаты экспериментальных исследований, измерений и расчетов, выполненных в соответствии с предложенной методикой, показывают, что общая пластическая деформация $\epsilon_{\text{общ}}$ в зоне термического влияния лазерной обработки армо-железа проходит по механизму ЗГП и не превышает 5 – 6 %. Полученный результат не является неожиданным, поскольку в этой зоне не было обнаружено структурных признаков высокой или средней степени деформации: изменения формы (например, вытягивания в направлении деформации) или измельчения (при рекристаллизации) зерен. Процесс измельчения структурных элементов при импульсной ЛО интенсивно происходит в зоне лазерной закалки (см. рис. 2, зона 2). Это следствие практически одновременного действия таких факторов, как фазовые превращения, фазовый наклеп и тер-

мические напряжения, вклад которых в общую пластическую деформацию $\epsilon_{\text{общ}}$ в зоне лазерной закалки, по-видимому, можно определить только теоретически.

Благодарности

Исследование выполнено в ФГБОУ ВО «НИУ «МЭИ» за счет гранта Российского научного фонда № 22-19-00590, <https://rscf.ru/project/22-19-00590>.

ЛИТЕРАТУРА

- Ежов А. А., Герасимова Л. П. Разрушение металлов. — М.: Наука, 2004. — 400 с.
- Sergueeva A. V., Mara N. A., Mukherjee A. K. Grain boundary sliding in nanomaterials at elevated temperatures / Journal of Materials Science. 2007. Vol. 42. P 1433 – 1438. DOI: 10.1007/s10853-006-0697-0
- Ballo P., Kiousis N., Lu G. Grain boundary sliding and migration: Effect of temperature and vacancies / Physical Review B. 2001. Vol. 64. N 024104. DOI: 10.1103/PhysRevB.64.024104
- Islamgaliev R. K., Valiev R. Z. Non-equilibrium grain boundaries in ultrafine-grained materials processed by severe plastic deformation / Materials Science Forum. 1999. Vol. 294 – 296. P 361 – 364. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.294-296.361
- Jerusalem A. Finite Element Model of Grain Boundary Sliding for Nanostructured Metals. — Massachusetts: Massachusetts Institute of Technology, 2004. — 76 p.
- Yamakov V., Wolf D., Phillpot S. R., Mukherjee A. K., Gleiter H. Dislocation processes in the deformation of nanocrystalline aluminium by molecular-dynamics simulation / Nature Materials. 2002. N 1. P 45 – 48. DOI: 10.1038/nmat700
- Ballo P., Slugeh V. Atomic simulation of grain-boundary sliding and migration in copper / Physical Review B. 2001. Vol. 64. N 012107. DOI: 10.1103/PHYSREVB.65.012107
- Cai W., Nix W. D. Imperfections in crystalline solids. — Cambridge: Cambridge University Press, 2016. — 532 p.
- Hull D., Bacon D. J. Introduction in dislocations. — Oxford: Oxford University Press, 2011. — 272 p.

10. **Swygenhoven H. V.** Grain Boundaries and Dislocations / Science. 2002. Vol. 296. P. 66 – 67. DOI: 10.1126/SCIENCE.1071040
11. **Langdon T. G.** Grain boundary sliding revisited: Developments in sliding over four decades / Journal of Materials Science. 2006. Vol. 41. P. 597 – 609. DOI: 10.1007/s10853-006-6476-0
12. **Brover A. V., Brover G. I., Moysova O. B.** The role of local plastic deformation in the formation of structure and properties of materials under extreme heating / IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2019. Vol. 680. N 012019. DOI: 10.1088/1757-899X/680/1/012019
13. **Степанов В. А., Хмелевская В. С.** Радиационно-индуцированная пластическая деформация и «эффект дальнего действия» / Журнал технической физики. 2011. Т. 81. Вып. 9. С. 52 – 56.
14. **Кудряков О. В., Варавка В. Н.** Феноменология мартенситного превращения и структуры стали. — Ростов-на-Дону: Издательский центр ДГТУ, 2004. — 200 с.
15. **Brover A. V., Brover G. I., Topolskaya I. A.** Wear resistance structural aspects of materials after laser processing / IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2020. Vol. 969. N 012008. DOI: 10.1088/1757-899X/969/1/012008
16. **Козаков А. Т., Яреско С. И., Сидашов А. В.** Модификация и анализ поверхности сталей и сплавов. — Ростов-на-Дону: Изд-во ФГБОУ ВПО РГУПС, 2015. — 378 с.
17. **Григорьянц А. Г., Шиганов И. Н., Мисюров А. И.** Технологические процессы лазерной обработки: учеб. пособие для вузов / Под ред. А. Г. Григорьянца. — М.: Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2006. — 664 с.
18. **Ashby M. F., Jones D. H.** Engineering materials 1: An Introduction to Properties Applications and Design. — London: Elsevier (Batterworth-Heinemann), 2006. P. 102 – 136.
19. **Varavka V. N., Kudryakov O. V., Morozkin I. S.** Mechanisms of plastic deformation during laser heat treatment of ARMCO pure iron / Materials Science Forum. 2022. Vol. 1052. P. 74 – 79. DOI: 10.4028/p-sin6n9
5. **Jerusalem A.** Finite Element Model of Grain Boundary Sliding for Nanostructured Metals. — Massachusetts: Massachusetts Institute of Technology, 2004. — 76 p.
6. **Yamakov V., Wolf D., Phillpot S. R., Mukherjee A. K., Gleiter H.** Dislocation processes in the deformation of nanocrystalline aluminium by molecular-dynamics simulation / Nature Materials. 2002. N 1. P. 45 – 48. DOI: 10.1038/nmat700
7. **Ballo P., Slugeh V.** Atomic simulation of grain-boundary sliding and migration in copper / Physical Review B. 2001. Vol. 64. N 012107. DOI: 10.1103/PHYSREVB.65.012107
8. **Cai W., Nix W. D.** Imperfections in crystalline solids. — Cambridge: Cambridge University Press, 2016. — 532 p.
9. **Hull D., Bacon D. J.** Introduction in dislocations. — Oxford: Oxford University Press, 2011. — 272 p.
10. **Swygenhoven H. V.** Grain Boundaries and Dislocations / Science. 2002. Vol. 296. P. 66 – 67. DOI: 10.1126/SCIENCE.1071040
11. **Langdon T. G.** Grain boundary sliding revisited: Developments in sliding over four decades / Journal of Materials Science. 2006. Vol. 41. P. 597 – 609. DOI: 10.1007/s10853-006-6476-0
12. **Brover A. V., Brover G. I., Moysova O. B.** The role of local plastic deformation in the formation of structure and properties of materials under extreme heating / IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2019. Vol. 680. N 012019. DOI: 10.1088/1757-899X/680/1/012019
13. **Stepanov V. A., Khmelevskaya V. S.** Radiation-induced plastic deformation and the “long-range effect” / Zh. Tekhn. Fiz. 2011. Vol. 81. Issue 9. P. 52 – 56 [in Russian].
14. **Kudryakov O. V., Varavka V. N.** Phenomenology of martensitic transformation and steel structure. — Rostov-na-Donu: Izd. tsentr DGTU, 2004. — 200 p. [in Russian].
15. **Brover A. V., Brover G. I., Topolskaya I. A.** Wear resistance structural aspects of materials after laser processing / IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2020. Vol. 969. N 012008. DOI: 10.1088/1757-899X/969/1/012008
16. **Kozakov A. T., Yaresko S. I., Sidashov A. V.** Surface modification and analysis of steels and alloys. — Russia, Rostov-on-Don: Izd. FGPOU VPO RGUPS, 2015. — 378 p. [in Russian].
17. **Grigiryants A. G., Shiganov I. N., Misurov A. I.** Technological processes of laser processing. — Moscow: Izd. MGTU im. N. E. Bauman, 2006. — 664 p. [in Russian].
18. **Ashby M. F., Jones D. H.** Engineering materials 1: An Introduction to Properties Applications and Design. — London: Elsevier (Batterworth-Heinemann), 2006. P. 102 – 136.
19. **Varavka V. N., Kudryakov O. V., Morozkin I. S.** Mechanisms of plastic deformation during laser heat treatment of ARMCO pure iron / Materials Science Forum. 2022. Vol. 1052. P. 74 – 79. DOI: 10.4028/p-sin6n9

REFERENCES