

01,07

Влияние лазерной обработки на прочность и прерывистую деформацию Портевена—Ле Шателье алюминиевого сплава

© А.А. Шибков, М.Ф. Гасанов, А.Е. Золотов, М.А. Желтов, А.А. Денисов, С.С. Кочегаров

Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина,
Тамбов, Россия

E-mail: shibkov@tsu.tmb.ru

Поступила в Редакцию 8 апреля 2019 г.

В окончательной редакции 15 апреля 2019 г.

Принята к публикации 16 апреля 2019 г.

Проведены экспериментальные исследования влияния обработки поверхности лазерным ИК-излучением на прочность и прерывистую деформацию Портевена—Ле Шателье алюминий-магниевого сплава АМг6. Лазерная обработка состояла в нанесении сфокусированным импульсным излучением локальных „уколов“ поверхности в узлах квадратной сетки на рабочей части плоского образца. Установлены условия, при которых такая лазерная обработка вызывает увеличение микротвердости поверхности, предела прочности на разрыв и критической деформации появления первого деформационного скачка на кривой растяжения, уменьшает вероятность формирования деформационных полос, подавляет образование шейки на стадии предразрушения и меняет морфологию магистральной трещины. Обсуждается возможный механизм влияния лазерной обработки на полосообразование, прерывистую деформацию и прочность сплава.

Ключевые слова: эффект Портевена—Ле Шателье, лазерная обработка, прочность, алюминий-магниевый сплав.

DOI: 10.21883/FTT.2019.08.47962.451

1. Введение

Лазерное упрочнение поверхности является одним из перспективных методов лазерной обработки металлов и сплавов [1]. Высокие скорости нагрева и охлаждения, высокое давление плазменного факела при определенных условиях могут создать в поверхностном слое металла остаточные напряжения сжатия и улучшить многие технологически важные свойства: коррозионную стойкость, износостойкость, увеличить усталостную долговечность и т.д. [1–3]. Значительный эффект лазерного упрочнения обычно достигается на сталях, в основном, вследствие высокой степени тетрагональности неотпущенного мартенсита, образованного при очень высокой скорости закалки в зоне термического влияния [4–9]. В термически упрочняемых цветных металлах возможны как эффекты разупрочнения, так и упрочнения [10–12]. Последнее связано, в основном, с дисперсионным твердением пересыщенного твердого раствора, полученным в зоне закалки из жидкого состояния [8,11]. Лазерное термоупрочнение может быть достигнуто при низкоэнергетическом лазерном облучении без оплавления за счет выделения второй фазы по границам зерен без значительного увеличения размера зерна [13]. Эффекты разупрочнения, как правило, связаны с растворением упрочняющих включений вторичных фаз в зоне термического влияния [14]. После лазерной обработки термически упрочняемых алюминиевых сплавов эффект упрочнения поверхности незначительный или отсутствует [15]. В ряде алюминиевых сплавов лазерная обработка без оплавления вызывает увеличение их пластичности вследствие

ускоренных процессов полигонизации и рекристаллизации [16–18]. В настоящей работе поверхность термически неупрочняемого алюминий-магниевого сплава АМг6 подвергалась обработке импульсами инфракрасного лазера и экспериментально исследовалось влияние этой обработки на прочность, пластичность и прерывистую деформацию Портевена—Ле Шателье (ПЛШ), а также на динамику деформационных полос, образование шейки и на характер разрушения с целью выявления условий улучшения механических свойств этого сплава.

2. Методика

Образцы промышленного алюминий-магниевого сплава АМг6 (Al–6.15 wt.% Mg–0.65 wt.% Mn–0.25 wt.% Si–0.12 wt.% Zn–0.2 wt.% Fe–0.1 wt.% Cu) в форме двухсторонних лопаток с размером рабочей части $6 \times 3 \times 0.5$ mm вырезали машинным способом из листового проката после холодной прокатки. Затем образцы отжигали в течение одного часа при температуре 450°C и закачивали на воздухе. Перед механическими испытаниями противоположные фронтальные поверхности 6×3 mm подвергались лазерной обработке, которая состояла в нанесении лазерных „уколов“ в узлах квадратной сетки с заданным шагом $L = \text{const}$. Лазерные уколы поверхности образца наносились с помощью импульсного волоконного иттербиевого импульсного ИК-лазера YLP-1-100-50-50-NC-RG (длина волны $\lambda = 1.06 \mu\text{m}$) со средней мощностью до 50 W. Использовали режим „свободной“ генерации в течение 20 ns импульсов излучения длительностью 120 ns с частотой модуляции 70 kHz

(время генерации задавалось прямоугольным импульсом тока длительностью 20 ms в режиме внешнего управления лазера). Данный режим в дальнейшем будет называть режимом „одиночного импульса“ длительностью $t_p = 20$ ms. Лазерное излучение фокусировалось на поверхность образца в пятно с гауссовым радиусом около $70 \mu\text{m}$. Лазер укреплялся в ЧПУ-устройство для сканирования вдоль поверхности в заданном направлении. Каждый лазерный укол в соседний узел поверхностной сетки наносился через временной интервал 0.5 s, значительно превышающий характерное время остывания зоны термического влияния [19]. Микротвердость по Виккерсу измеряли на приборе ПМТ-3М в течение 10 s с использованием груза 10 g.

Динамику деформационных полос и трещин исследовали с помощью высокоскоростной видеокамеры FASTCAM Mini UX50/100 (Photron) со скоростью от 100 до 1000 frames/s в зависимости от задач исследования: получение статистических данных о координатах большого количества полос или исследование особенностей формирования последних полос на стадии предразрушения и кинетики развития магистральной трещины. Обработка видеофильма состояла в вычитании с помощью компьютерной программы последовательных во времени кадров видеофильма [20]. Структуру поверхности разрушения исследовали с помощью оптического микроскопа Neophot и сканирующего электронного микроскопа Merlin (Carl Zeiss).

3. Результаты и обсуждение

Для исследования структуры материала после лазерной обработки и зависимости глубины h зоны проплавления от мощности излучения P на поверхность образца наносили „строчку“ лазерных уколов с заданным шагом в направлении, перпендикулярном оси растяжения образца (см. вставку на рис. 1, *a*). Затем образец со строчкой уколов растягивали до разрушения в разрывной машине Instron (модель 3344) и исследовали структуру поверхности разрушения в оптическом микроскопе Neophot. Зависимость глубины лазерного повреждения от мощности излучения $h(P)$ представлена на рис. 1, *a*. Как видно, эта зависимость — линейная с коэффициентом пропорциональности $2.8 \cdot 10^{-3} \text{ mm/W}$. Существует пороговое значение мощности $P_0 = 7 \text{ W}$, соответствующее критической плотности потока излучения $F_0 = 45 \text{ kW/cm}^2$, ниже которого кратер на поверхности алюминиевого сплава не образуется (рис. 1, *a*). Пример структуры лазерных повреждений при максимальной мощности излучения 50 W и шаге $L = 160 \mu\text{m}$ на поверхности разрушения плоского образца толщиной 1.5 mm сплава АМг6 представлен на рис. 1, *b*.

3.1. Влияние лазерной обработки на прочность и пластичность сплава АМг6

Для исследования влияния лазерной обработки на деформационное поведение сплава на противоположные

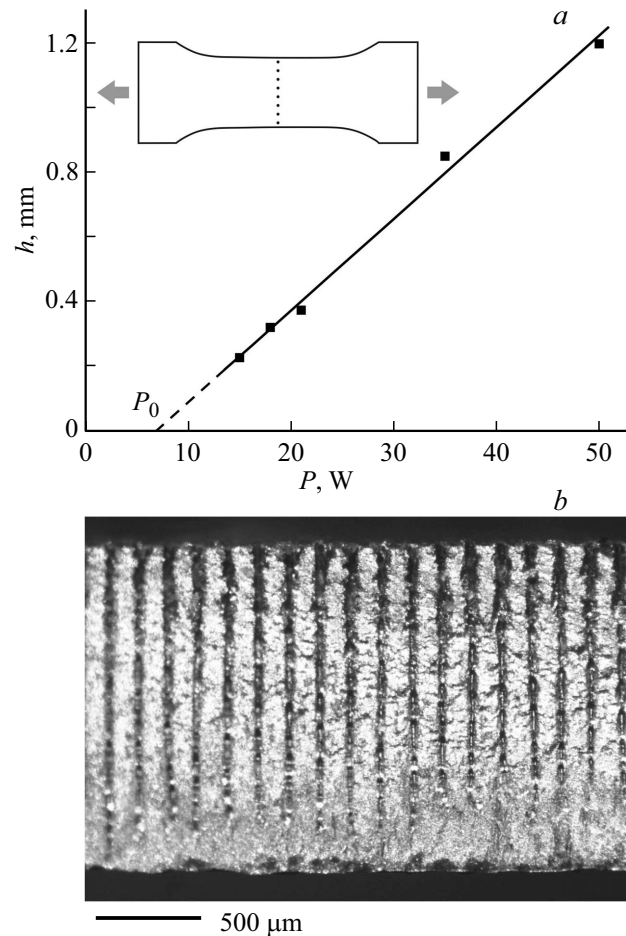


Рис. 1. Глубина зоны лазерного повреждения. *a* — зависимость глубины h зоны лазерного повреждения от мощности излучения P при длительности импульса $t_p = 20$ ms; *b* — поверхность разрушения по „строчке“ лазерных уколов с шагом $L = 160 \mu\text{m}$ и мощностью излучения $P = 50 \text{ W}$. Пороговое значение $P_0 = 7 \text{ W}$, ниже которого кратер не образуется. Толщина образца $d = 1.5 \text{ mm}$. На вставке — схема нанесения лазерных уколов.

фронтальные поверхности плоского образца наносились лазерные уколы в узлах квадратных сеток со стороны $L = \text{const}$. Противоположные квадратные сетки были смещены друг относительно друга на величину $L/\sqrt{2}$ в направлении, составляющем угол 45° к оси образца, так что каждый кратер на одной фронтальной поверхности находился в центре квадратной ячейки на противоположной стороне. Двухсторонняя лазерная обработка поверхностей необходима для компенсации изгибающего момента, возникающего при обработке одной поверхности. Образцы растягивали со скоростью $\dot{\varepsilon} = 3 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ и исследовали поведение критической деформации ε_c появления первого деформационного скачка, предела прочности на разрыв σ_B и относительной деформации при разрыве δ в зависимости от шага сетки лазерных уколов L и мощности излучения P . Шаг сетки L варьировали в интервале $100\text{--}500 \mu\text{m}$, а мощность излучения P в пределах $10\text{--}50 \text{ W}$.

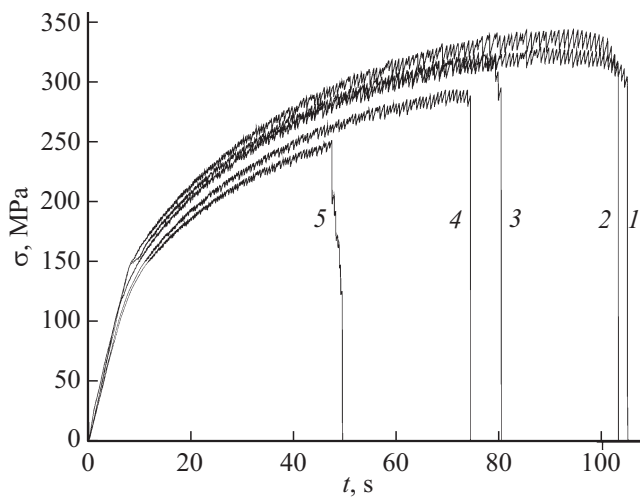


Рис. 2. Кривые деформации со скоростью $\dot{\epsilon}_0 = 3 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ образцов с одинаковым шагом сетки лазерных уколов $L = 200 \mu\text{m}$ и различной мощностью излучения P : 1 — без лазерной обработки (исходный), 2 — 12 W, 3 — 25 W, 4 — 40 W, 5 — 50 W.

Типичные кривые растяжения образцов после лазерной обработки поверхности в сравнении с необработанным образцом представлены на рис. 2. Из анализа деформационных кривых следует, что при мощности больше 25 W при любом шаге лазерных уколов поверхности механические характеристики ухудшаются: уменьшается предел прочности σ_B (от 310 МПа до 220–250 МПа) и падает деформация при разрыве δ (от 30% до ~ 10%). Вместе с тем, с ростом шага сетки в узком интервале $L \approx 140\text{--}250 \mu\text{m}$ наблюдается некоторый рост предела прочности при почти неизменной деформации при разрыве (рис. 3). Максимальный эффект упрочнения, составляющий 14.5%, как установлено, наблюдается при шаге $L = 160 \mu\text{m}$ и мощности излучения 15 W (рис. 4). При этом вдвое увеличивается критическая деформация ϵ_c появления первого скачка напряжения на кривой растяжения (рис. 5).

Как видно из рис. 4, почти вся кривая растяжения обработанного образца, за исключением упругого участка, расположена выше кривой растяжения необработанного образца (кривые 1 и 2 на рис. 4). На стадии линейного упрочнения (стадии II) относительное приращение напряжения течения $\Delta\sigma/\sigma$ обработанного образца составляет около 7.5%. Затем в начале стадии динамического возврата (стадии III) в интервале деформаций $\epsilon = 0.025\text{--}0.035$ величина $\Delta\sigma/\sigma$ резко возрастает почти вдвое, достигая 14.5% при $\epsilon = 0.05$ (рис. 4, кривая 4). В среднем, в интервале $\epsilon \approx 0.035\text{--}0.06$ упрочнение, связанное с лазерной обработкой, составляет 14%. С ростом деформации это упрочнение уменьшается и стабилизируется вблизи значения около 11% на большей части кривой деформации $\epsilon \approx 0.11\text{--}0.25$. На стадии предразрушения оно вновь резко возрастает и при разрыве достигает 13%. Зависимости от деформации абсо-

лютного и относительного упрочнения после лазерной обработки (кривые на рис. 4, b, c) строили на основе сравнения верхних огибающих скачков деформации на прерывистых кривых растяжения обработанных и необработанных образцов, соответственно. Таким образом, после лазерной обработки при „оптимальных“ условиях,

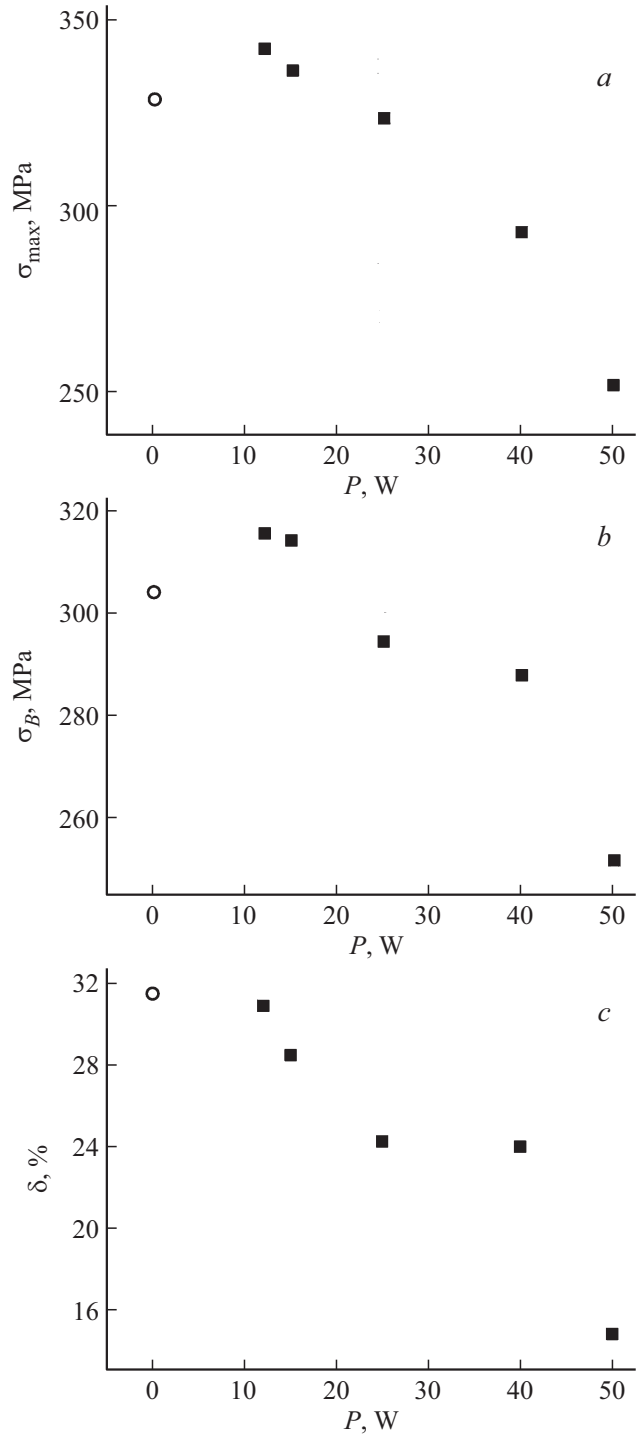


Рис. 3. Зависимость от мощности P лазерного ИК-излучения механических свойств сплава АМгб: а — σ_{max} , максимальное напряжение течения; б — σ_B , прочность на разрыв; в — δ , удлинение при разрыве. $L = 200 \mu\text{m}$.

$L = 160 \mu\text{m}$, $P = 15 \text{ W}$ ($F \approx 10^5 \text{ W/cm}^2$), предел прочности сплава АМгб возрастает на $\Delta\sigma_B/\sigma_B = 13\%$. При этом максимальная деформация при разрыве, $\delta \approx 28\%$, фактически не изменяется.

При лазерной обработке поверхности, как известно, возникают значительные температурные градиенты, что приводит к структурной неоднородности в зоне лазерного воздействия. Это вызывает неоднородное распределение остаточных напряжений после остывания материала и может привести к разрушению [8,21] или короблению образца [7]. Величина и знак остаточных напряжений, в свою очередь, существенно влияют на

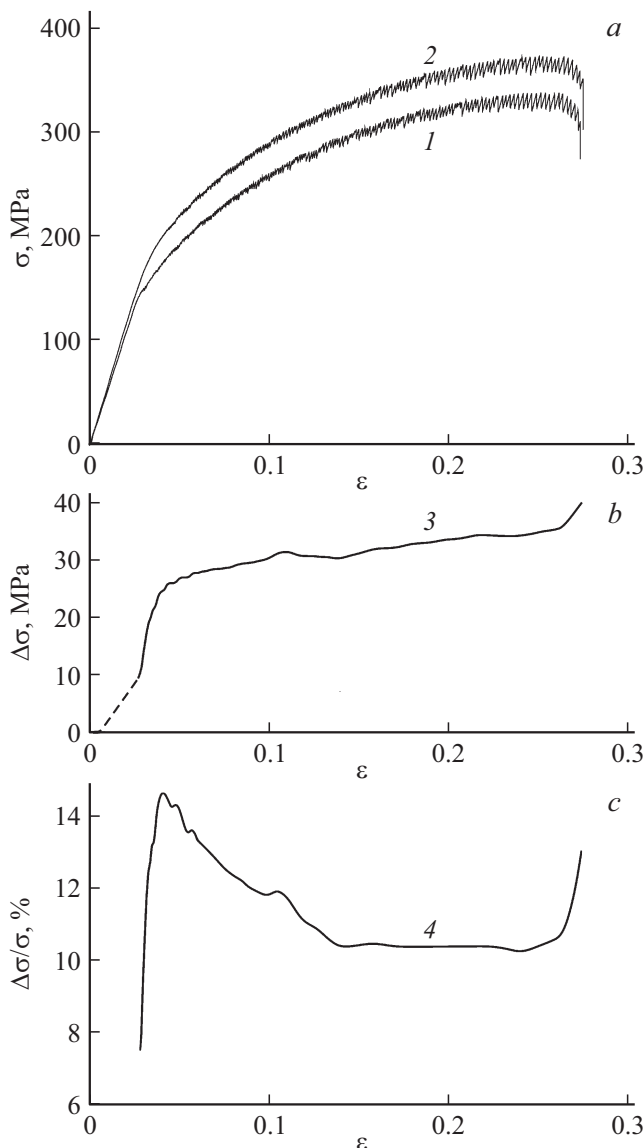


Рис. 4. Влияние лазерной обработки на кривую растяжения сплава АМгб. *a* — кривая растяжения исходного образца (1), кривая растяжения образца после „оптимальной“ лазерной обработки (2) ($L = 160 \mu\text{m}$, $P = 15 \text{ W}$); *b* — зависимости от деформации ϵ абсолютного $\Delta\sigma$; *c* — относительного прироста $\Delta\sigma/\sigma$ напряжения течения, вызванного упрочняющей лазерной обработкой. Скорость растяжения $\dot{\epsilon}_0 = 3 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$.

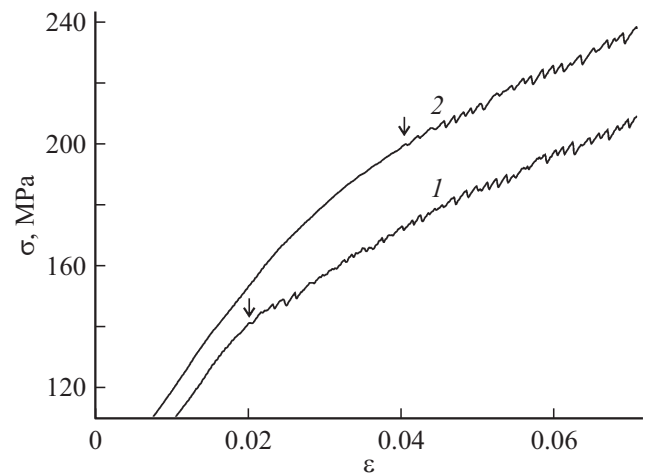


Рис. 5. Увеличение критической деформации появления первого деформационного скачка на кривой деформации после лазерной обработки (2) по сравнению с кривой деформации необработанного образца (1). Стрелками отмечены первые скачки на деформационных кривых.

износостойкость, усталостную прочность и некоторые другие свойства металлических сплавов после лазерной обработки [7–10]. Знак остаточных напряжений можно определить по знаку прогиба образца по отношению к падающему лазерному излучению [7,9].

Эксперименты с образцами сплава АМгб длиной 50 mm и сечением $6 \times 0.5 \text{ mm}$ показали, что после односторонней обработки лазерными уколами в узлах квадратной сетки с шагом $160 \mu\text{m}$ и плотностью потока 10^5 W/cm^2 ($P = 15 \text{ W}$) величина прогиба центральной области образца к направлению лазерного облучения составила $670 \mu\text{m}$. Глубина зоны лазерного повреждения при данной плотности потока излучения составила $h \approx 300 \mu\text{m}$, т.е. около $2/3$ толщины образца. Таким образом, в этих условиях лазерной обработки остаточными напряжениями являются преимущественно напряжения сжатия в поверхностном слое после односторонней лазерной обработки. Для компенсации прогиба необходима двухсторонняя обработка. После двухсторонней лазерной обработки величина прогиба не превышала $20\text{--}30 \mu\text{m}$. Средняя микротвердость HV обработанной поверхности составила 900 MPa , что почти на 10% превышает микротвердость необработанного образца.

Лазерная обработка с целью упрочнения поверхностных слоев обычно вызывает снижение пластичности и увеличение хрупкости металлических изделий по сравнению с исходным состоянием [10]. В рассматриваемых условиях лазерной обработки, как установлено, существует весьма узкий диапазон управляющих параметров (шаг двухсторонней сетки уколов $L \sim 140\text{--}240 \mu\text{m}$, плотность потока излучения $F \sim (1\text{--}3) \cdot 10^5 \text{ W/cm}^2$, при длительности лазерного импульса $t_p = 20 \text{ ms}$ и толщине образца $d = 0.5 \text{ mm}$), в котором наблюдается эффект

упрочнения (до $\sim 14\%$) практически при неизменной пластичности, т. е. деформации до разрушения (28%).

Следует отметить, что данный способ лазерной обработки, строго говоря, не является поверхностным. Объемная макроскопическая структура плоского образца алюминиевого сплава после лазерной обработки характеризуется чередованием доменов затвердевшего металла, расположенных в узлах квадратной сетки. Из-за высокой скорости охлаждения, типичной для обработки материала отдельными лазерными импульсами, структура этих доменов должна быть близка к структуре алюминий-магниевого сплава, полученного закалкой из жидкого состояния (ЗЖС). В области параметров лазерной обработки, в которой достигается эффект упрочнения, объемная доля ЗЖС — доменов составляет 3–5%. Их микроструктура существенно отличается от исходной структуры сплава пересыщением твердого раствора вследствие растворения вторичных фаз (Al_3Mg_2 , Al_6Mn , Mg_2Si и др.), измельчением зерен [6,11,22] и др. Кроме того, на границе затвердевшего металла возникают значительные внутренние напряжения несовместности, релаксация которых сопровождается генерацией дислокаций и микротрещин. Повышенная плотность дефектов кристаллического строения, измельчение зерна и пересыщение твердого раствора являются основными упрочняющими факторами, что может объяснить увеличение предела прочности образцов АМг6 при растяжении и увеличение микротвердости в области сетки лазерных уколов по сравнению с необработанными образцами.

Таким образом, обработанный лазерными импульсами плоский образец алюминий-магниевого сплава представляет собой гетероструктуру, включающую периодически расположенные ЗЖС-домены с объемной долей около $\sim 5\%$, которые окружены областями с повышенной плотностью дефектов кристаллической решетки: дислокациями и микротрещинами. Основное влияние такой структуры на прерывистую деформацию, состоит, как обнаружено, в увеличении критической деформации появления первого скачка и, соответственно, в уменьшении количества скачков на кривой растяжения. Механизм влияния трехмерной структуры, полученной лазерной обработкой, на развитие пластических неустойчивостей в алюминий-магниевом сплаве представляет более сложную задачу по сравнению с факторами упрочнения.

3.2. Распространение деформационных полос ПЛШ при растяжения сплава АМг6 после лазерной обработки

Рост приложенного напряжения после лазерной обработки наблюдается на гладком участке кривой растяжения до появления первых скачков деформации (см. рис. 4, с и рис. 5). Предположительно это обусловлено отсутствием пластической релаксации напряжения в деформационных полосах, зарождение которых затруднено сжимающими остаточными напряжениями, созданными лазерной обработкой.

Ниже представлены основные результаты исследования особенностей распространения деформационных полос ПЛШ и разрушения в деформируемых образцах сплава АМг6 после лазерной обработки трех типов: 1-й тип — вся рабочая часть покрывалась сеткой лазерных уколов; 2-й тип — лазерной обработке подвергалась половина рабочей части и 3-й тип — обрабатывалось круговое пятно диаметром 1 mm в центре рабочей части образца (рис. 6). Шаг сетки уколов $L = 160 \mu m$ и мощность излучения $P = 15 W$ соответствовали оптимальным условиям упрочняющей лазерной обработки. После лазерной обработки образцы растягивали со скоростью $\dot{\epsilon} = 3 \cdot 10^{-3} s^{-1}$ до разрушения и проводили видеосъемку распространяющихся деформационных полос.

Для характеристики статистического распределения распространяющихся полос ПЛШ вдоль оси растяжения образца его рабочая часть условно разделялась на 20 эквидистантных нормальных сечений и строилась нормированная гистограмма полос $n_i = \Delta N(x_i)/N$, где $\Delta N(x_i)$ — количество полос, зарегистрированных в интервале между сечениями $x_{i+1} - x_i$, N — общее количество полос. Для построения гистограммы полос использовали видеосъемку поверхности образца со скоростью 100 frames/s.

На рис. 6, а представлена гистограмма полос ПЛШ в образце, вся рабочая часть которого была обработана лазерными уколами (1 тип). Как и в случае необработанного лазерным излучением образца скачки на кривой растяжения возникают вследствие зарождения и распространения деформационных полос ПЛШ, ориентированных под углом $55-63^\circ$ к оси растяжения (см. рис. 3, а в работе [23]). Они перемещаются скачками по каскадному механизму: новая полоса зарождается на границе остановившейся полосы и т.д. [24], т.е. по кинетике распространения относятся к полосам ПЛШ типа В [25]. В отличие от необработанного образца, гистограмма полос почти равномерно заполняет большую часть, около 80–85%, длины рабочей части образца, резко убывая в области лопаток (рис. 6, а), и не имеет явно выраженного максимума в области распространения магистральной трещины.

Следует отметить, что для необработанных лазерными импульсами отожженных образцов сплава АМг6 гистограмма полос имеет колоколообразный вид с резким максимумом в центре рабочей части образца, где образуется глубокая шейка перед разрывом образца. Динамика и статистика деформационных полос на стадии предразрушения и развития магистральной трещины подробно исследованы в [26,27] на основе высокоскоростных *in situ* исследований. Было установлено, что в ходе развития последнего скачка деформации происходит переход от одного типа пластической неустойчивости, связанного с распространением деформационных полос, к глобальной потере устойчивости материала — образованию шейки перед разрывом. Этот переход состоит в смене поступательного движения деформационной полосы на осциллирующее с повторяющейся сменой угла

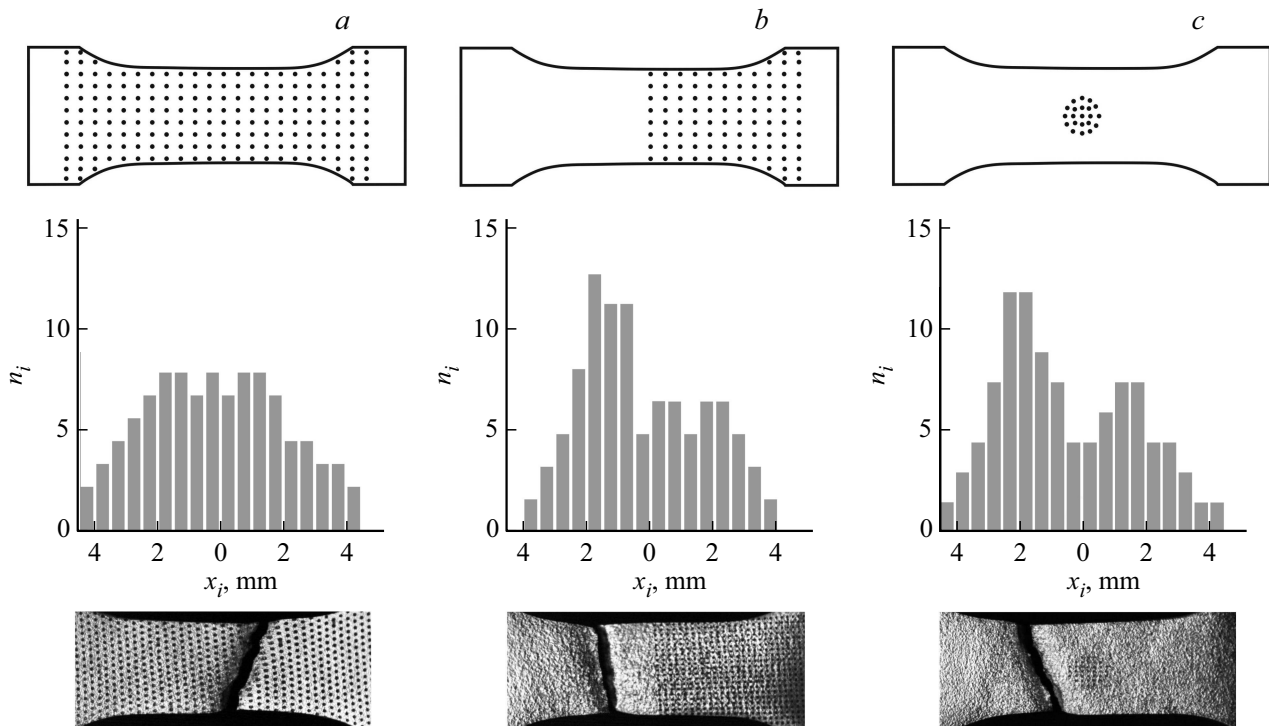


Рис. 6. Три типа образцов для исследования влияния сетки лазерных уколов на динамику деформационных полос, соответствующие им нормированные гистограммы полос и характер разрушения различных типов образцов: *a* — 1-й тип, *b* — 2-й тип, *c* — 3-й тип.

полосы относительно оси растяжения при неподвижном “центре тяжести” полосы на стадии образования шейки. Магистральная трещина представляет собой трещину сдвига, которая распространяется по полосе деформации, пересекающей фронтальную поверхность под углом 90° к оси растяжения, а боковую — под углом около 60° к оси растяжения (см. рис. 3 и 4 в работе [26]). Позиция магистральной трещины совпадает с резким максимумом на гистограмме полос, т. е. проходит через сечение образца, наиболее интенсивно обработанного полосами деформации [23]. Отметим, что ключевая роль геометрически сопряженных макролокализованных полос (пересекающих фронтальную поверхность плоского образца под углами около 60 и 120° соответственно), самосогласованных по схеме „креста“ была выявлена и исследована в [28–30] в некоторых сплавах, не демонстрирующих эффект ПЛШ.

В отличие от описанной картины разрушения необработанного образца сплава АМг6, в образце, рабочая часть которого была обработана лазерными уколами, магистральная трещина возникает в случайной позиции, не отмеченной какой-либо особенностью на гистограмме полос. Трещина распространяется по полосе, пересекающей фронтальную поверхность под углом 60° , а боковую — под углом 90° к оси растяжения (Рис. 6, *a*). Шейка перед разрывом слабо выражена, соответственно отсутствует отмеченный выше переход от поступательного движения полосы к осциллирующему. Сопряжен-

ные макрополосы по схеме „креста“ в направлениях максимальных касательных напряжений как основной механизм образования шейки, предложенный в [28], также не наблюдаются. Трещина зарождается на границе остановившейся полосы на время около 30 ms, как альтернатива зарождению новой полосы. Отметим, что в рамках каскадного механизма распространения деформационных полос в необработанном алюминий-магниевом сплаве [24], каждая новая полоса зарождается на границе предыдущей полосы, где сосредоточены напряжения несовместности между пластически деформируемым и недеформируемым материалом. На стадии предразрушения образца сплава АМг6, обработанного лазерными уколами, эти напряжения оказываются достаточными для разрушения.

Микроструктура образца сплава АМг6 после лазерной обработки состоит из чередующихся пространственных доменов затвердевшего металла, полученного закалкой из жидкого состояния (ЗЖС) [11]. На границе затвердевшего металла возникают значительные внутренние напряжения, способные к формированию пространственной сетки микротрещин. В ходе деформирования после лазерной обработки к этим напряжениям добавляются напряжения несовместности на границе остановившейся полосы, что может быть основной причиной распространения магистральной трещины по единственной полосе без участия сопряженной полосы по схеме „креста“ и соответственно без стадии форми-

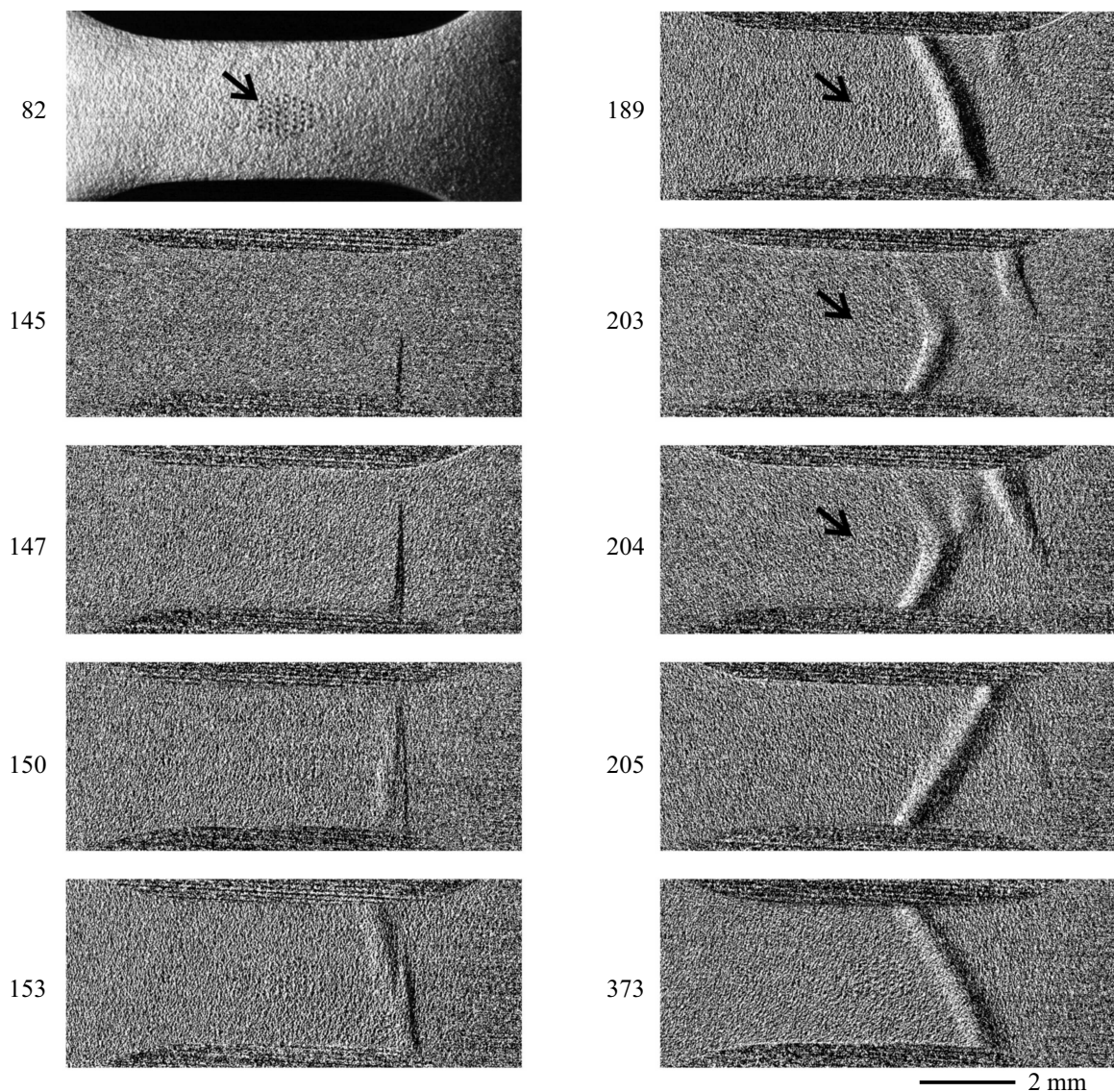


Рис. 7. Взаимодействие деформационных полос с круговой (диаметром 1 mm) зоной лазерных уколов (отмечена стрелками) в центре рабочей части образца сплава АМг6 размерами 6×3 mm (3-й тип лазерной обработки). Скорость съемки 500 frames/s.

рования глубокой шейки перед разрывом, как в случае необработанного лазерным излучением образца.

Естественно предположить, что динамическое взаимодействие активной деформационной полосы, представляющей собой полосу локализованного сдвига, с границами затвердевшего расплава, создает в плоскости распространения полосы, т. е. в плоскости максимальных касательных напряжений, систему микротрещин вблизи этих границ. Микротрещины будут подрастать всякий раз, когда через данное сечение будет проходить граница новой полосы деформации. Механизм роста микротрещин идентичен в первом приближении механизму Рожанского-Инденбома [31], состоящий в сваливании дислокаций полосы в вершину микротрещины, стимулированном внутренними напряжениями несовместности на границе полосы и на границе затвердевшего металла. В результате слияния этих микротрещин в магистраль-

ную трещину произойдет разрыв образца по полосе деформации.

Смена направления распространения магистральной трещины наблюдается в результате лазерной обработки части поверхности образца при изменении вида лазерной обработки (с 1-го на 2-й или с 1-го на 3-й). Трещина всегда распространяется по необработанной части образца. При растяжении образца, наполовину обработанного лазерными уколами (2-й тип), гистограмма полос несимметрична относительно середины рабочей части: большая часть полос зарождается и распространяется по необработанной части, создавая явно выраженный максимум на гистограмме в центре необработанной половины образца. Позиция этого максимума совпадает с координатой магистральной трещины (рис. 6, *b*), которая распространяется в плоскости максимальных касательных напряжений, перпендикулярной оси растя-

жения во фронтальной поверхности плоского образца и составляет угол около 60° на боковой поверхности. Старту трещины предшествует осцилляция деформационной полосы, типичные для образования глубокой шейки в рекристаллизованном сплаве АМг6, не подвергнутому лазерной обработке [27].

Таким образом, лазерная обработка подавляет формирование деформационных полос. Из гистограммы на рис. 6, *b* следует, что в данных условиях обработки количество полос в обработанной половине образца приблизительно вдвое меньше, чем в необработанной. Вместе с тем, вероятность разрыва образца по обработанной половине фактически равна нулю: магистральная трещина всегда распространяется по необработанной части образца.

Упрочняющее влияние лазерной обработки подтверждается в исследовании динамики деформационных полос в образце, центральная часть которого обрабатывалась лазерными уколами в круговой области диаметром 1 мм (3-й тип обработки, рис. 6, *c*). Гистограмма полос имеет выраженный минимум в области лазерной обработки. При подходе к этой области (отмеченной стрелками на рис. 7) полоса останавливается и генерирует сопряженную полосу, под углом 120° к оси растяжения, так что граница области локализованной пластической деформации приобретает форму ломаной линии (рис. 7, кадры 203, 204). Отталкивание полос от локальной области лазерного воздействия также свидетельствует о зоне упрочнения вокруг этой области. Характерный размер этой зоны вне области лазерной обработки по данным видеосъемки составляет около 0.4–0.5 мм, что приблизительно совпадает с результатами измерения микротвердости вблизи лазерных кратеров на поверхности сплава АМг6 [19].

4. Выводы

1. Из результатов работы следует, что гистограмма распространяющихся деформационных полос, построенная по данным высокоскоростной видеосъемки поверхности, является весьма тонким инструментом исследования влияния локальной лазерной обработки на пространственное статистическое распределение пластических неустойчивостей в деформируемом металлическом образце. Анализ гистограмм полос показывает, что обработка поверхности алюминий-магниевого сплава АМг6 импульсами лазерного ИК-излучения, сфокусированного в узлах квадратной сетки, при определенных условиях (шаг сетки 160 мкм, мощность излучения 15 W), вдвое уменьшает вероятность формирования деформационных полос.

Полосы зарождаются от поверхностных дислокационных источников. Подавление активности источников полос обусловлено остаточными напряжениями сжатия в поверхностном слое, которые создаются лазерной обработкой. Подавление вероятности зарождения полос

уменьшает количество полос и соответственно уменьшает количество скачков на деформационных кривых, которое выражается в увеличении первой критической деформации появления первого скачка в образце, обработанном лазерными уколами, так как прерывистый участок кривой растяжения состоит из скачков разгрузки (скачки типа *B*). Поэтому максимальный эффект лазерного упрочнения (около 14.5%) достигается на гладком участке деформационной кривой обработанного образца, в интервале $\varepsilon_{c1} < \varepsilon < \varepsilon_{c2}$, где ε_{c1} и ε_{c2} — первая критическая деформация необработанного и обработанного образца, соответственно. Таким образом, в условии одноосного растяжения основная причина увеличения прочности сплава, подвергнутого лазерной обработке, состоит в подавлении зарождения деформационных полос и, следовательно, скачков разгрузки на начальном участке стадии динамического возврата, которое обусловлено остаточными напряжениями сжатия, создаваемых лазерной обработкой.

2. Лазерная обработка всей рабочей поверхности плоского образца меняет характер разрушения: шейка перед разрывом слабо выражена, магистральная трещина проходит в области остановившейся полосы макролокализованной деформации без участия динамики сопряженной полосы деформации, характерной для разрушения необработанного сплава. Наличие каналов затвердевшего металла на поверхности разрушения свидетельствует о роли остаточных напряжений на границе затвердевшего металла и слиянии микротрещин на этой границе в ходе развития магистральной трещины. Необходимы дальнейшие исследования механизмов разрушения алюминиевого сплава, подвергнутого объемной лазерной обработке.

Финансирование работы

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проекты № 18-19-00304 и № 17-79-10404) с использованием оборудования ЦКП ТГУ им. Г.Р. Державина.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] K. Ding, L. Ye. Laser shock peening. Performance and process simulation. Woodhead Cambridge, England (2006). 162 p.
- [2] S. Chupakhin, B. Klusemann, N. Huber, N. Kashaev. Int. J. Adv. Manuf. Technol. (2019). <https://doi.org/10.1007/s00170-018-3034-2>.
- [3] M.B. Toparli, M.E. Fitzpatrick. Met. Mater. Trans. A **50**, 3, 1 (2019). <https://doi.org/10.1007/s11661-018-05100-0>.
- [4] Л.И. Миркин. Физические основы обработки материалов лучами лазера. МГУ, М. (1975). 384 с.

- [5] А.А. Веденов, Г.Г. Гладуш. Физические процессы при лазерной обработке материалов. Энергоатомиздат, М. (1985). 208 с.
- [6] В.С. Майоров. Лазерное упрочнение металлов / Лазерные технологии обработки материалов: современные проблемы фундаментальных и прикладных разработок. Физматлит, М. (2009). С. 439.
- [7] А.Г. Григорьянц. Основы лазерной обработки материалов. Машиностроение, М. (1989). 304 с.
- [8] А.Г. Григорьянц, И.Н. Шиганов, А.И. Мисюров. Технологические процессы лазерной обработки. МГТУ им. Н.Э. Баумана, М. (2008). 664 с.
- [9] J.Z. Lu, K.Y. Luo, D.K. Yang, X.N. Cheng, J.L. Hu, F.Z. Dai, H. Qi, L. Zhang, J.S. Zhong, Q.W. Wang, Y.K. Zhang. *Corrosion Sci.* **60**, 145 (2012).
- [10] А.Г. Григорьянц, А.А. Сафонов. Лазерная техника и технология. Основы лазерного термоупрочнения сплавов. Высш. шк., М. (1988). 159 с.
- [11] И.С. Мирошниченко. Закалка из жидкого состояния. Металлургия, М. (1982). 168 с.
- [12] Е.В. Харанжевский, М.Д. Кривилёв. Физика лазеров, лазерные технологии и методы математического моделирования лазерного воздействия на вещество. Удмурдский ун-т, Ижевск (2011). 187 с.
- [13] П.Ю. Кикин, А.И. Пчелинцев, Е.Е. Русин, М.Ю. Щербань. Письма в ЖТФ **32**, 3 (2006).
- [14] L. Cui, X. Li, D. He, L. Chen, S. Gong. *Mater. Characteriz.* **71**, 95 (2012).
- [15] И.Н. Шиганов, А.А. Холопов. *Фотоника* **3**, 178 (2010).
- [16] С.П. Мурзин. Изв. СамНЦ РАН **9**, 755 (2007).
- [17] С.П. Мурзин. Вестн. СГАУ **2**, 10, 245 (2006).
- [18] С.П. Мурзин, В.И. Трегуб, Е.Л. Осетров, Н.В. Трегуб, С.А. Малов, А.М. Никифоров. Изв. СамНЦ РАН **12**, 178 (2010).
- [19] А.А. Шибков, А.Е. Золотов, М.Ф. Гасанов, М.А. Желтов, К.А. Проскуряков. ФТТ **60**, 1632 (2018).
- [20] А.А. Шибков, А.Е. Золотов, Д.В. Михлик, М.А. Желтов, А.В. Шуклинов, В.А. Аверков, А.А. Денисов. Деформация и разрушение материалов **8**, 23 (2009).
- [21] Ю.И. Головин, А.В. Горбунов, А.А. Шибков. ФТТ **30**, 1931 (1988).
- [22] В.М. Белецкий, Г.А. Кривов. *Алюминиевые сплавы. КОМИНТЕХ, Киев* (2005). 365 с.
- [23] А.А. Шибков, А.Е. Золотов, М.Ф. Гасанов, М.А. Желтов, К.А. Проскуряков. ФТТ **60**, 2240 (2018).
- [24] A.A. Shibkov, M.F. Gasanov, M.A. Zheltov, A.E. Zolotov, V.I. Ivolgin. *Int. J. Plast.* **86**, 37 (2016).
- [25] K. Chihab, Y. Estrin, L.P. Kubin, J. Vergnol. *Scripta Met.* **21**, 203 (1987).
- [26] А.А. Шибков, А.Е. Золотов, М.А. Желтов, А.В. Шуклинов, А.А. Денисов. ФТТ **53**, 1873 (2011).
- [27] А.А. Шибков, М.А. Желтов, А.Е. Золотов, А.А. Денисов. ФТТ **53**, 1879 (2011).
- [28] В.Е. Панин, Л.С. Деревягина, Е.Е. Дерюгин, А.В. Панин, С.В. Панин, Н.А. Антипина. *Физ. мезомеханика* **6**, 6, 97 (2003).
- [29] Л.С. Деревягина, В.Е. Панин, А.И. Гордиенко. *Физ. мезомех.* **10**, 59 (2007).
- [30] H. Halim, D.S. Wilkinson, M. Niewczas. *Acta Mater.* **55**, 4151 (2007).
- [31] В.И. Владимиров. Физическая природа разрушения металлов. *Металлургия, М.* (1984). 280 с.