ИЗВЕСТИЯ ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ
Т. 64, № 4 ФИЗИКА 2021

УДК 539.382 DOI: 10.17223/00213411/64/4/9

А.А. КЛОПОТОВ[1], А.И. ПОТЕКАЕВ[2], А.М. УСТИНОВ[1], Ю.Ф. ИВАНОВ[3], Ю.А. АБЗАЕВ[1], В.В. КУЛАГИНА[4]

ВЗАИМОСВЯЗИ МЕЖДУ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ И ЭВОЛЮЦИЕЙ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПОЛЕЙ ПРИ ОДНООСНОМ РАСТЯЖЕНИИ АЛЮМИНИЯ *

Исследована *in situ* взаимосвязь между характеристиками деформационного поведения и эволюцией в пространстве и во времени распределений деформационных полей при одноосном растяжении плоских образцов технически чистого алюминия марки А7. С помощью цифровой оптической системы VIC-3D выявлены особенности эволюции деформационных полей на поверхности образцов на макроскопическом масштабном уровне. Установлено, что на переходной стадии деформационной кривой на картинах распределений продольных деформаций ε_{yy} на фоне макрооднородной деформации на поверхности всей рабочей части образца наблюдается формирование хаотически расположенных очагов растяжения и сжатия. Наличие переходной стадии от упругой к пластической деформации свидетельствует о слабоустойчивом состоянии материала. При достижении напряжений выше предела упругости при переходе к стадии пластической деформации наблюдается слияние мелких очагов деформации в более крупные области на картинах распределений продольных относительных деформаций на поверхности образца. Переход от одной стадии к другой происходит через слабоустойчивое состояние системы и проявляется в изменении распределений деформационных полей на поверхности образца при растяжении.

Ключевые слова: *алюминий, деформация, слабоустойчивые состояния, эволюция деформационных полей.*

Введение

Пластическое течение в металлическом материале развивается по мере нагружения на всех масштабных уровнях, что находит отражение в функциональных зависимостях $\sigma = f(\varepsilon)$. На мезомасштабном уровне, например, возможно образование мезополос, генерированных в локальных местах поликристаллических материалов концентраторами напряжений на границах зерен. Естественно, что важную роль в процессе деформации играют поля внутренних напряжений. Следует отметить, что мезоскопические внутренние напряжения локализованы в объемах протяженностью от единиц до сотен микрометров, т.е. мезонапряжения действуют в поликристаллах в объемах одного или части зерна, или нескольких зерен [1]. Современными методами исследований мезонапряжения в процессе деформации материалов надежно обнаруживаются и фиксируются при помощи стереоскопической измерительной системы VIC-3D [2–4]. Этот подход является продуктивным при изучении эволюции в пространстве и во времени *in situ* деформационных полей на поверхности сплавов при их нагружении выше предела упругости.

Функциональная зависимость $\sigma = f(\varepsilon)$ для металлов и однофазных сплавов с ГЦК-решеткой при низких и умеренных температурах на основе феноменологических представлений объясняется балансом процессов накопления дислокаций при их взаимодействии с дислокационным «лесом» и их аннигиляции путем поперечного скольжения [5]. Все эти особенности проявляются в зависимости от соотношения между прочностью и пластичностью материала на мезо- и макроуровнях в металлах и однофазных сплавах с ГЦК-решеткой.

Удобным объектом для получения экспериментальных данных о переходе от упругой стадии к пластической с целью выяснений особенностей образования и перестройки дефектов и их самоорганизации при деформации является алюминий, обладающий высокой пластичностью. На деформационных кривых $\sigma = f(\varepsilon)$ можно выделить [6] несколько стадий. При этом переходная стадия от упругой к пластической деформации свидетельствует о слабоустойчивом состоянии материала [7–18]. Переход от одной стадии к другой отражает слабоустойчивое состояние системы и проявляется в изменении распределений деформационных полей на поверхности образца при растяжении.

Цель данной работы – изучить взаимосвязь между характеристиками деформационного поведения и эволюцией в пространстве и во времени на макроуровне распределений деформационных полей на поверхности образцов технически чистого алюминия марки А7 при одноосном растяжении.

* Работа выполнена при частичной поддержке госзадания Министерства науки и высшего образования РФ (номер проекта 19-79-10059).

1. Материал и методики исследования

Для исследования были приготовлены образцы из технически чистого алюминия марки А7 в виде тонких пластин в форме двухсторонних лопаток с размерами рабочей части 17×9.6×3.8 мм. Деформация образцов осуществлялась на испытательной машине «INSTRON 3386» при скорости растяжения 0.3 мм в минуту. Деформационная кривая была получена на основе регистрации деформаций при помощи экстензометра, установленного в пределах рабочей части исследуемого образца от центра образца до нижнего зажима испытательной машины.

Регистрацию полей перемещений в приповерхностных слоях образцов в процессе нагружения проводили при помощи оптической измерительной системы VIC-3D. Для исследования эволюции в пространстве и во времени деформационных полей при помощи оптической системы VIC-3D на поверхность образцов перед испытаниями наносили множество контрастных точек. Таким образом, на поверхности образцов были искусственно созданы спекл-структуры. Использование системы VIC-3D позволяет получать данные о смещениях в пространстве и во времени точек на поверхности образца в процессе его деформирования [4]. Работа этой системы основана на программном комплексе, который использует принцип корреляции цифровых изображений (DIC – Digital Image Correlation). В основе комплекса лежит алгоритм отслеживания перемещения совокупности соседних пикселей. Поля перемещений представляют собой проекции смещений локальных участков поверхности вдоль трех осей.

В процессе испытания при помощи программы VicSnap проведена синхронная запись изображений с двух камер. Обработку стереоизображения проводили на основе метода цифровой корреляции изображений; расчет смещений в пространстве и во времени точек поверхности производили в трех взаимно перпендикулярных осях при помощи программы VIC-3D [4]. В результате вычислений получали набор выходных данных, который включал геометрические параметры поверхности (координаты X, Y, Z для каждой анализируемой точки), перемещение в каждой точке (U, V и W, указывающие перемещения по осям координат X, Y и Z в трехмерном пространстве соответственно), относительные деформации (поперечная деформация ε_{XX} – по оси X, продольная деформация ε_{YY} – по оси Y, касательные деформации ε_{XY}).

Взаимосвязь характеристик деформационного поведения материала при растяжении с эволюцией в пространстве и во времени распределений деформационных полей на поверхности образцов была выявлена на основе сопоставительного анализа зависимостей коэффициента деформационного упрочнения $\Theta = d\sigma/d\varepsilon$ от ε и картин эволюций в пространстве и во времени на макроуровне распределений деформационных полей на поверхности образцов технически чистого алюминия марки А7 при одноосном растяжении.

2. Результаты и их обсуждение

Диаграмма деформирования $\sigma = f(\varepsilon)$ при одноосном растяжении технически чистого алюминия А7 приведена на рис. 1. На основе этих данных была построена зависимость коэффициента

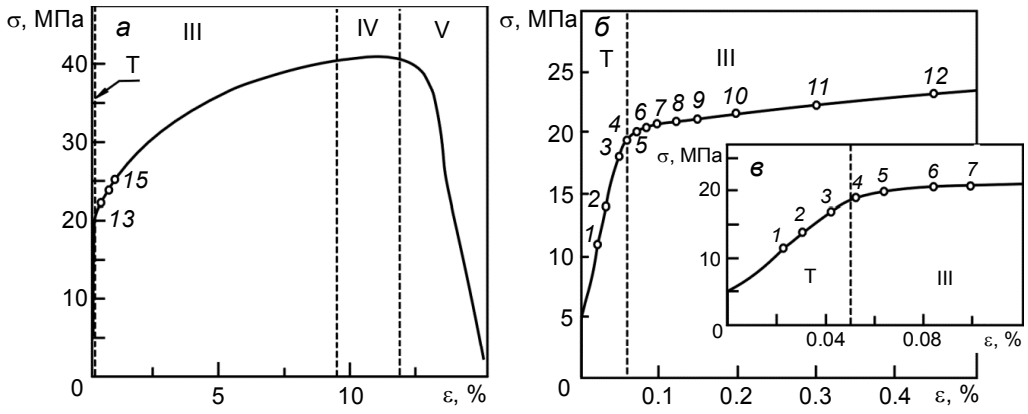


Рис. 1. Полная деформационная кривая одноосного растяжения технически чистого алюминия А7 (*а*) и фрагменты деформационной кривой на начальном этапе деформации (*б*, *в*). Стадии III и IV относятся к стадиям пластической деформации, а стадия V – предразрушения

деформационного упрочнения $\Theta(\varepsilon) = d\sigma/d\varepsilon$ от деформации ε (рис. 2). Полученная зависимость позволяет выявить на деформационных кривых стадийность деформационного упрочнения материала [5, 6]. При анализе деформационных кривых ГЦК-металлов и однофазных сплавов выделяют следующие шесть стадий [5, 6]: переходная стадия T (transition) от упругой к пластической деформации; стадии II, IV, VI с почти постоянным значением коэффициента деформационного упрочнения Θ (рис. 3). На стадии II коэффициент деформационного упрочнения Θ имеет большое значение, на стадии IV коэффициент $\Theta \to 0$. На стадиях III и V скорость деформационного упрочнения с деформацией убывает. Такая зависимость характерна для интервала размера зерен от 1 до 100 мкм [5, 6]. В металлах с ГЦК-решеткой с зернами в интервале 1–5 мкм четкая картина стадийности зависимости $\sigma = f(\varepsilon)$ осложняется увеличением числа действующих систем скольжения в отдельных зернах. Это связано с тем, что возникающие между соседними зернами контактные напряжения обычно имеют характерный масштаб в несколько микрометров. Это приводит к тому, что в поликристаллах с размером зерен $d > 10$ мкм действуют, в основном, системы скольжения с максимальным фактором Шмида.

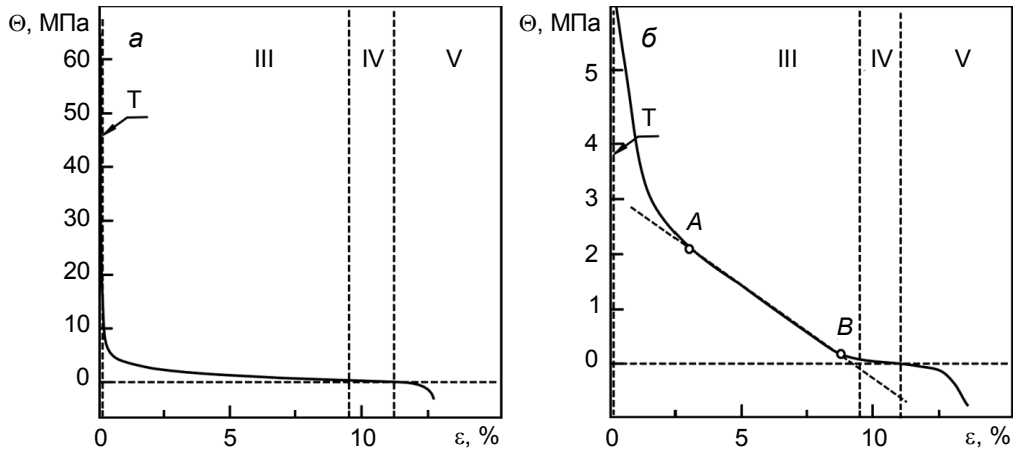


Рис. 2. Зависимость коэффициента деформационного упрочнения при растяжении технически чистого алюминия А7 (*а*); фрагмент зависимости $\Theta = f(\varepsilon)$ (*б*)

На приведенных кривых $\sigma = f(\varepsilon)$ (рис. 1) можно выделить, согласно [5, 6], четыре стадии. Стадия T – переходная, которая соответствует переходу от упругой деформации к пластической, отражая слабоустойчивое состояние материала [7–18]. Стадии III и IV относятся к стадиям пластической деформации. Стадия IV – стадия предразрушения. Переход от одной стадии к другой предполагает слабоустойчивое состояние системы и проявляется в изменении распределений деформационных полей на поверхности образца при растяжении.

Коэффициент деформационного упрочнения Θ в переходной стадии T уменьшается, но стадия не является параболической. Видно (рис. 3), что на зависимости $\Theta = f(\varepsilon)$ стадия II с $\Theta = \text{const}$ отсутствует, а сразу наблюдается стадия III, на которой Θ уменьшается.

На этой стадии зависимость $\sigma = f(\varepsilon)$ носит параболический характер, который затем переходит в линейный (участок *AB*, рис. 2). Следующая стадия IV характеризуется значением Θ, близким к нулю. Переход к стадии V сопровождается перегибом на кривой $\sigma = f(\varepsilon)$ и изменением от положительного знака коэффициента деформационного упрочнения Θ к отрицательному значению.

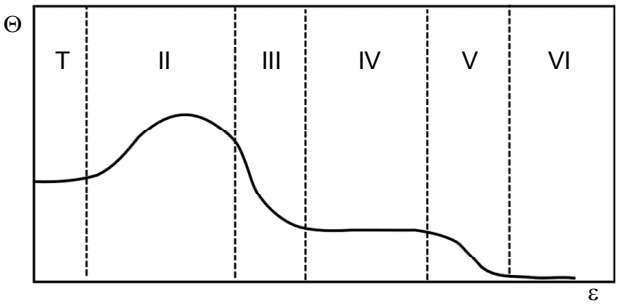


Рис. 3. Схематическое изображение зависимости коэффициента деформационного упрочнения Θ от ε для ГЦК-металлов и однофазных [5, 6]

Для установления взаимосвязей между характеристиками деформационного поведения материала при растяжении и эволюцией в пространстве и во времени распределений деформационных полей на поверхности образцов проведем сопоставительный анализ зависимости коэффициента деформационного упрочнения $\Theta = d\sigma/d\varepsilon$ от

ε и картин эволюции в пространстве и во времени на макроуровне распределений деформационных полей на поверхности образцов технически чистого алюминия марки А7 при одноосном растяжении. Для этого сопоставим стадиям деформации распределения деформационных полей на поверхности образцов и картины эволюции в пространстве и во времени на макроуровне распределений деформационных полей.

Картины распределений продольных ε_{yy} относительных деформаций на поверхности образца технически чистого алюминия А7 приведены на рис. 4 и 5.

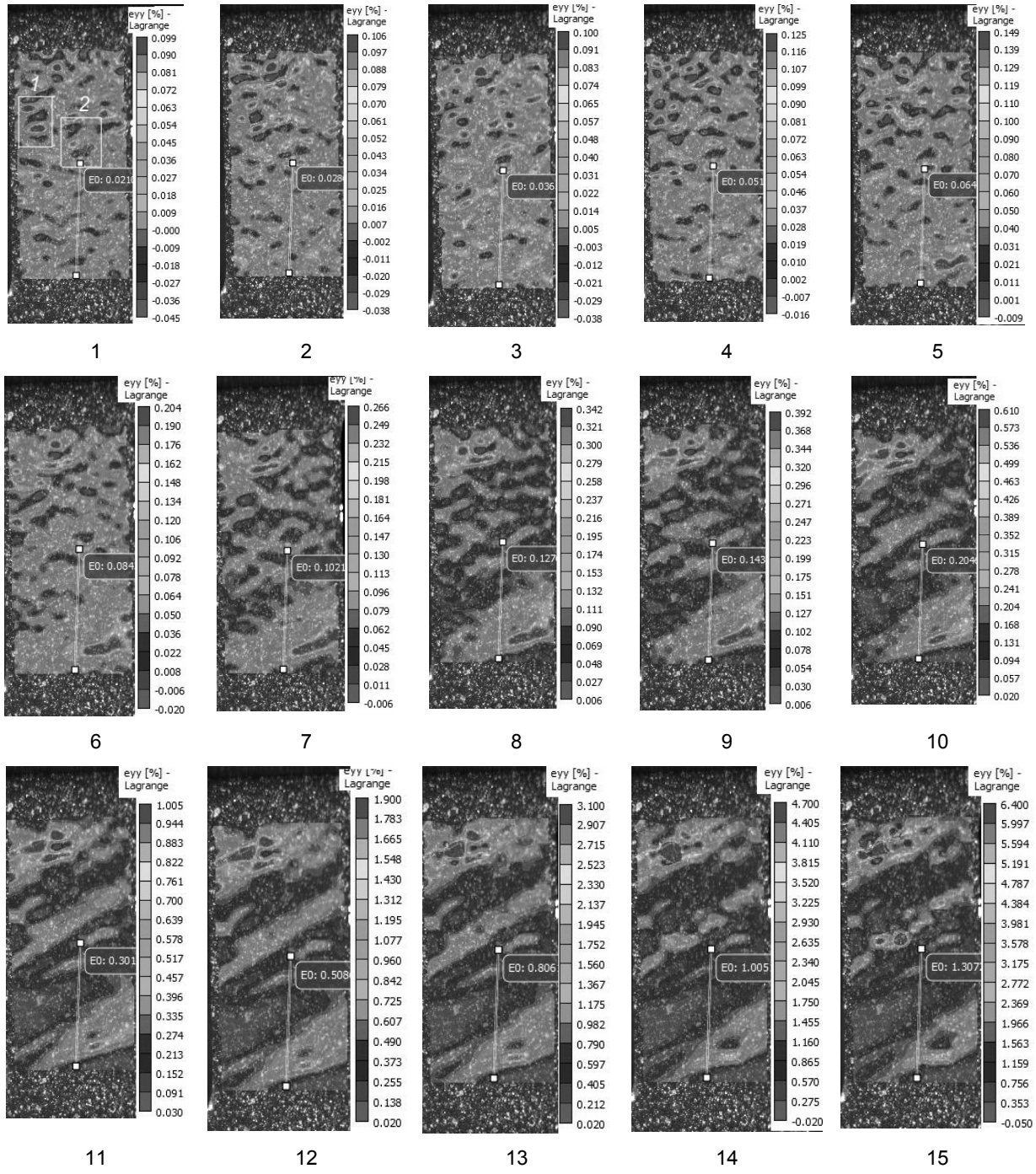


Рис. 4. Картины распределений продольных ε_{yy} относительных деформаций на поверхности образца технически чистого алюминия А7. Картинам 1–15 соответствуют точки *1–15* на деформационной кривой на рис. 1: 1) ε = 0.021%; 2) ε = 0.028%; 3) ε = 0.036%; 4) ε = 0.051%; 5) ε = 0.064%; 6) ε = 0.084%; 7) ε = 0.102%; 8) ε = 0.127%; 9) ε = 0.143%; 10) ε = 0.204%; 11) ε = 0.3%; 12) ε = 0.5%; 13) ε = 0.8%; 14) ε = 1%; 15) ε = 1.3%

При деформации одноосным растяжением алюминия марки А7 на картинах распределений продольных ε_{YY} относительных деформаций на поверхности образца наблюдаются хаотическим образом расположенные локальные очаги на фоне однородной деформации растяжения в продольном направлении ε_{YY} относительных деформаций (рис. 5, картины 1–4). На переходной стадии (стадия Т) на картинах распределений продольных ε_{YY} относительных деформаций наблюдается макрооднородная деформация растяжения по всей рабочей поверхности образца с хаотически расположенными локальными деформационными очагами сжатия, вытянутыми перпендикулярно оси растяжения. Фиксируется слоистый характер распределений очагов деформаций (рис. 4, картины 1–4). Наблюдавшиеся на начальном этапе упругой деформации на фоне однородной макродеформации растяжения локальные очаги деформации сжатия и растяжения, которые образуются на поверхности образца, меняют свою форму и уменьшаются вплоть до исчезновения. При этом в других местах образца происходит образование новых очагов деформации. Это наглядно видно на фрагментах 1 и 2 с картин распределений продольных ε_{YY} относительных деформаций на поверхности (рис. 5, картины 1–7). Полученные результаты свидетельствуют о крайне неравномерном характере деформации на переходной стадии и перераспределении внутренних напряжений. При нагружении алюминиевых образцов в области значений напряжений, близких к пределу упругости, на картинах распределений деформационных полей количество локальных областей сжатия уменьшается, а основное количество локальных очагов деформации составляют области растяжения.

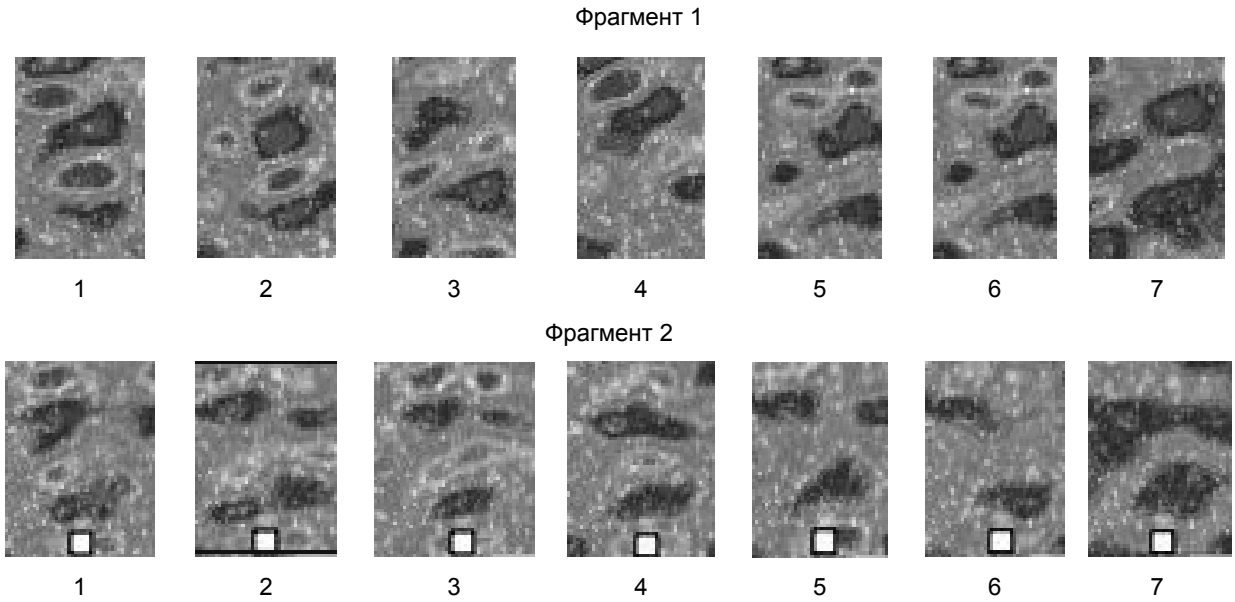


Рис. 5. Фрагменты 1 и 2 с картин на рис. 4 из распределений продольных ε_{YY} относительных деформаций на поверхности образца технически чистого алюминия А7. Фрагментам 1–7 соответствуют точки *1–7* на деформационной кривой на рис. 1: 1) $\varepsilon = 0.021\%$; 2) $\varepsilon = 0.028\%$; 3) $\varepsilon = 0.036\%$; 4) $\varepsilon = 0.051\%$; 5) $\varepsilon = 0.064\%$; 6) $\varepsilon = 0.084\%$; 7) $\varepsilon = 0.102\%$

Таким образом, переходная стадия от упругой к пластической деформации соответствует слабоустойчивому состоянию материала [7–18]. Переход от одной стадии к другой отражает слабоустойчивое состояние системы и проявляется в изменении распределений деформационных полей на поверхности образца при одноосном растяжении.

При напряжениях выше предела упругости происходит переход от стадии Т к стадии III, который сопровождается слиянием мелких очагов деформации в более крупные области на картинах распределений продольных ε_{YY} относительных деформаций на поверхности образца. Дальнейшее увеличение внешнего напряжения приводит к локализации деформации в макрополосы, которые полностью пересекают всю рабочую поверхность образца и направлены под углом 30° относительно вертикальной оси растяжения (рис. 4). Происходит слияние отдельных очагов пластической деформации в макрообласти с более высокими значениями деформации в них, чем средняя деформация по образцу. Данные очаги разделены прослойками с низкими значениями деформа-

ции. В области захватов в верхней и нижней частях образца наблюдается образование макрообластей очагов с высокими значениями деформации в них.

Таким образом, переход от одной стадии к другой отражает слабоустойчивое состояние системы и проявляется в изменении распределений деформационных полей на поверхности образца при растяжении.

Согласно [5, 6], на начальном этапе пластического течения в пластическую деформацию вовлекаются все зерна алюминия. Затем включаются внутренние напряжения, которые приводят к внутренней неоднородности напряженно-деформированного состояния в металле. В зернах, которые ориентированы наиболее благоприятно относительно приложенного напряжения, происходит скольжение при меньшей приложенной нагрузке. Важно и то, что сопротивление движению дислокаций, характеризующее сопротивление деформированию в теле зерен, зависит от их размеров в широких пределах [5, 6]. Это в комплексе и приводит к внутренней неоднородности напряженно-деформированного состояния в материале. Следует обратить внимание, что зерна в объеме образца и на его поверхности находятся в условиях сложного нагружения. По мере увеличения внешнего напряжения в одних зернах (согласно факторам Шмида) включается скольжение дислокаций, в других – заканчивается. При этом силы, приложенные к поверхности зерна на микроуровне, существенно отличаются от сил, приложенных к поверхности образца.

Заключение

Рассмотрено механическое поведение технически чистого алюминия марки А7 при деформации одноосным растяжением поликристаллических плоских образцов. На основе деформационной кривой $\sigma = f(\varepsilon)$ построена зависимость коэффициента деформационного упрочнения Θ от деформации ε. Основное внимание уделено начальному участку деформационной кривой в области перехода от упругопластической стадии Т к пластической стадии III. Установлено отсутствие стадии II с $\Theta = \text{const}$. Сразу за переходной стадией Т следует стадия пластической деформации III, на которой коэффициент деформационного упрочнения Θ уменьшается. На этой стадии зависимость $\sigma = f(\varepsilon)$ носит параболический характер. На зависимости $\Theta = f(\varepsilon)$ выделяется участок с близкой к линейной. Выделена стадия IV пластической деформации с коэффициентом деформационного упрочнения Θ, близким к нулю. Показано, что переход к стадии V сопровождается перегибом на кривой $\Theta = f(\varepsilon)$ и изменением от положительного знака коэффициента деформационного упрочнения Θ к отрицательному значению.

На переходной стадии (стадия Т) на картинах распределений продольных относительных деформаций наблюдается макрооднородная деформация растяжения по всей рабочей поверхности образца с хаотически расположенными локальными деформационными очагами сжатия, вытянутыми перпендикулярно оси растяжения. Фиксируется слоистый характер распределений очагов деформаций. Наблюдавшиеся на начальном этапе упругой деформации на фоне однородной макродеформации растяжения локальные очаги деформации сжатия и растяжения, которые образуются на поверхности образца, меняют свою форму и уменьшаются вплоть до исчезновения. При этом в других местах образца происходит образование новых очагов деформации. Полученные результаты свидетельствуют о крайне неравномерном характере деформации на переходной стадии и перераспределении внутренних напряжений. Показано, что наличие переходной стадии от упругой к пластической деформации свидетельствует о слабоустойчивом состоянии материала. При нагружении алюминиевых образцов в области значений напряжений, близких к пределу упругости, на картинах распределений деформационных полей количество локальных областей сжатия уменьшается, а основное количество локальных очагов деформации составляют области растяжения.

Установлено, что картины распределений деформационных полей на поверхности образца при переходе от стадии Т к стадии III сильно изменяются. В основе этих изменений лежит значительное возрастание неоднородности в распределении деформационных полей на макромасштабном уровне.

Таким образом, на основе анализа деформационных кривых при одноосном растяжении образцов установлена стадийность, которая коррелирует с изменениями в пространстве и во времени распределений деформационных полей на поверхности образцов. Переход от одной стадии к другой происходит через слабоустойчивое состояние системы и проявляется в изменении распределений деформационных полей на поверхности образца при одноосном растяжении.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Конева Н.А., Тришкина Л.И. и др. // Физич. мезомех. – 2006. – Т. 9. – № 3. – С. 93–101.
2. Plyaskin A.S., Potekaev A.I., Klopotov A.A., et al. // AIP Conf. Proc. – 2018. – V. 2051. – No. 020238.
3. Tretyakova T. and Zubova E. // Procedia Structural Integrity. – 2018. – V. 13. – P. 1739–1744.
4. Sutton M.A., Orteu Jean-Jose, and Schreier H.W. Image Correlation for Shape, Motion and Deformation Measurements. Basic Concepts, Theory and Applications. – Springer Science, Business Media, 2009. – 332 p.
5. Конева Н.А., Тришкина Л.И., Потекаев А.И., Козлов Э.В. Структурно-фазовые превращения в слабоустойчивых состояниях металлических систем при термосиловом взаимодействии / под общ. ред. А.И. Потекаева. – Томск: Изд-во НТЛ, 2015. – 344 с.
6. Kozlov E.V. // Severe Plastic Deformation: Toward Bulk Production of Nanostructured Materials / ed. by B.S. Altan. – N.Y.: Nova Publishers, Inc. 2006. – P. 295–332.
7. Glezer A.M., Potekaev A.I., and Cheretaeva A.O. Thermal and Time Stability of Amorphous Alloys. – CRC Press, Taylor & Francis Group, 2017. – 170 p.
8. Potekaev A.I., Naumov I.I., Kulagina V.V., et al. Low-stability Metallic-based Nanostructures / executive editor A.I. Potekaev. – Tomsk: Scientific Technology Publishing House, 2018. – 236 p.
9. Потекаев А.И., Глезер А.М., Кулагина В.В. и др. Структура и свойства интерметаллидов в предпереходных слабоустойчивых состояниях. – Томск: Изд-во НТЛ, 2019. – 292 с.
10. Попова Н.А., Потекаев А.И., Никоненко Е.Л. и др. // Изв. вузов. Физика. – 2019. – Т. 62. – № 10. – С. 39–45.
11. Макаров С.В., Плотников В.А., Демьянов Б.Ф., Потекаев А.И. // Письма о материалах. – 2019. – Т. 9. – № 1. – С. 27–32.
12. Потекаев А.И., Чаплыгина А.А., Чаплыгин П.А. и др. // Изв. вузов. Физика. – 2019. – Т. 62. – № 3. – С. 117–123.
13. Потекаев А.И., Чаплыгина А.А., Чаплыгин П.А. и др. // Изв. вузов. Физика. – 2019. – Т. 62. – № 2. – С. 123–132.
14. Потекаев А.И., Чаплыгина А.А., Чаплыгин П.А. и др. // Изв. вузов. Физика. – 2019. – Т. 62. – № 1. – С. 104–111.
15. Потекаев А.И., Чаплыгина А.А., Чаплыгин П.А. и др. // Изв. вузов. Физика. – 2018. – Т. 61. – № 3. – С. 12–27.
16. Клопотов А.А., Тришкина Л.И., Маркова Т.Н. и др. // Изв. РАН. Сер. физич. – 2016. – Т. 80. – № 11. – С. 1576–1578.
17. Курзина И.А., Потекаев А.И., Попова Н.А. и др. // Изв. вузов. Физика. – 2018. – Т. 61. – № 4. – С. 99–105.
18. Klopotov A.A., Ivanov Yu.F., Potekaev A.I., et al. // Surf. Coat. Technol. – 2020. – V. 388. – No. 125543. – P. 1–10.

Поступила в редакцию 18.05.2020.

[1] Томский государственный архитектурно-строительный университет, г. Томск, Россия
[2] Национальный исследовательский Томский государственный университет, г. Томск, Россия
[3] Институт сильноточной электроники СО РАН, г. Томск, Россия
[4] Сибирский государственный медицинский университет, г. Томск, Россия

Клопотов Анатолий Анатольевич, д.ф.-м.н., профессор, профессор ТГАСУ, e-mail: klopotovaa@tsuab.ru;
Потекаев Александр Иванович, д.ф.-м.н., профессор, профессор НИ ТГУ, e-mail: potekaev@spti.tsu.ru;
Устинов Артем Михайлович, ассистент ТГАСУ, e-mail: artemustinov@bk.ru;
Иванов Юрий Федорович, д.ф.-м.н., гл. науч. сотр. ИСЭ СО РАН, e-mail: yufi55@mail.ru;
Абзаев Юрий Афанасьевич, д.ф.-м.н., профессор, профессор ТГАСУ, e-mail: abzaev2010@yandex.ru;
Кулагина Валентина Васильевна, к.ф.-м.н., доцент, доцент СибГМУ, e-mail: kulagina.vv@mail.ru.