

Микроструктура алюминиевого сплава 6111 при импульсно-статическом и импульсном электрогидравлическом деформировании

Д. Р. Аврамец

*Институт импульсных процессов и технологий НАН Украины,
пр. Октябрьский, 43-А, г. Николаев, 54018, Украина, e-mail: dipp@ipt.com.ua*

Выполнено исследование изменений микроструктуры листов алюминиевого сплава 6111 при импульсном и импульсно-статическом электрогидравлическом деформировании. Определены зависимости величины зерна от степени деформации. При импульсно-статическом электрогидравлическом деформировании отмечены увеличение среднего размера зерна, бимодальность микроструктуры при определенных степенях деформации, а также проявление свойств, характерных для сверхпластичного деформирования.

Ключевые слова: микроструктура, сплав 6111, импульсное электрогидравлическое деформирование, размер зерна, рекристаллизация, зернограничное проскальзывание.

УДК 621.7.044:669.71

ВВЕДЕНИЕ

Импульсный электрогидравлический (ЭГ) способ деформирования листовых материалов в холодном состоянии, основанный на эффекте Юткина, применяется в промышленности уже давно [1]. Дальнейшим усовершенствованием способа с целью более полного использования ресурса пластичности материала стало комбинирование импульсного ЭГ воздействия и статического деформирования [2]. Такое объединение двух процессов позволило увеличить предельную степень деформации по сравнению с деформированием только импульсным либо только статическим воздействием и показало свою применимость для процессов холодной штамповки и калибровки высокопрочных сплавов [3, 4], а также конструкционных алюминиевых сплавов [5]. Однако причины, позволившие увеличить предельную деформацию сплавов до момента разрушения, в литературе освещены пока недостаточно. Тем не менее присутствуют данные, объясняющие увеличение пластичности при динамическом деформировании сверхпластическим характером течения материала. Существуют сведения о наличии эффекта высокотемпературной структурной сверхпластичности (ВСП) в твердодожидком состоянии и эффекта микрозеренной структурной сверхпластичности (ССП) у алюминиевых сплавов и композиционных материалов на их основе, в частности у сплава 6111 [6]. В [7] отмечалась возможность активации СП саморазогревом материала при ударном нагружении в диапазоне скоростей деформации 10^3 – 10^4 с⁻¹ при определенных параметрах структуры и температурно-скоростных режимах динамического

нагружения для алюминиевого сплава 01570С (5,8–6,8% Mg, 0,3–0,5% Sc, 0,1–0,25% Mn, 0,05–0,15% Zr). В [8] предложено считать высокоскоростное деформирование меди до больших пластических деформаций при комнатной температуре «горячим» деформированием, то есть авторы обуславливают структурообразование температурой и скоростью деформации, а не ее степенью, как при холодной деформации. Для проявления эффектов СП требуется температура $(0,4–0,7)T_{пл}$ ($T_{пл}$ – температура плавления). Поэтому необходимо отметить, что для алюминиевых сплавов возможность активации СП саморазогревом материала более реалистична, чем для других конструкционных сплавов, в частности железоуглеродистых, из-за значительно более низкой температуры плавления сплавов на основе алюминия. Авторами [9] обнаружено наличие интерметаллидных фаз по границам зерен алюминиевых сплавов с температурой плавления меньшей, чем у матрицы сплава, что облегчает условия возникновения ЗГП. Также отмечена возможность проявления ВСП у крупнозернистых материалов, например образцы из сплава 6111 сверхпластически деформировали до степени деформации 180% с исходным средним размером зерна 32 мкм, а после деформации средний размер зерна составил 34 мкм. Кроме того, проявление сверхпластичности отмечено у интерметаллидных сплавов Fe₃Al и FeAl с исходным размером зерна от 100 до 600 мкм [10].

Знания закономерностей структурообразования материала при ЭГ деформировании позволят подобрать определенные скоростные, силовые и технологические условия деформирования в сов-

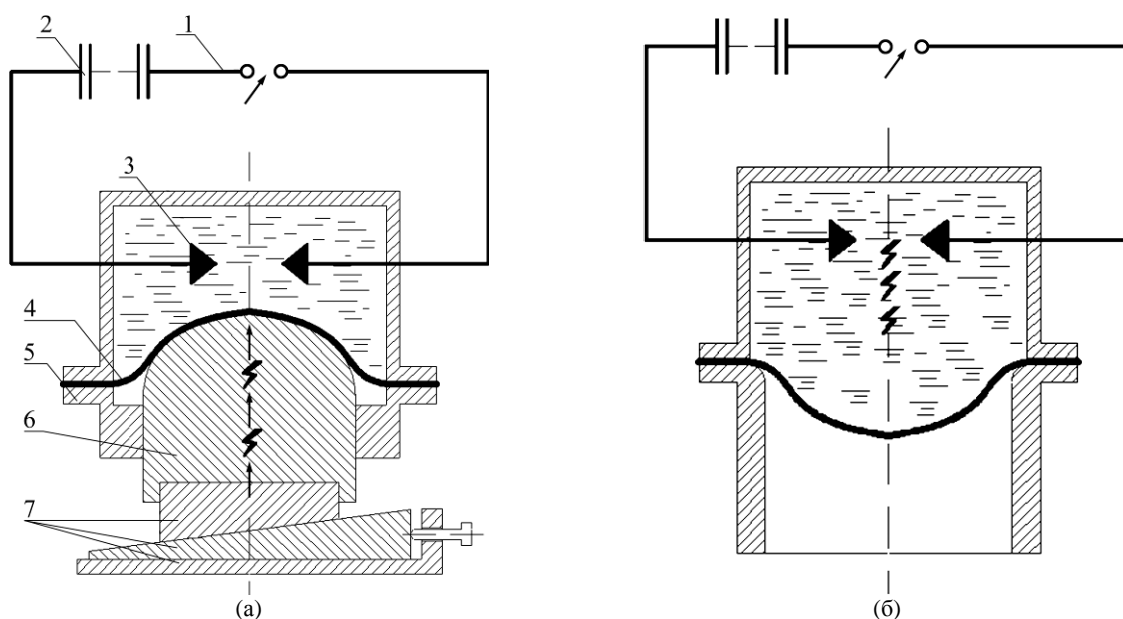


Рис. 1. Устройство для деформирования образцов и его применение в случае импульсно-статического (а) и импульсного деформирования (б): 1 – разрядник; 2 – батарея конденсаторов; 3 – дуговой промежуток; 4 – образец; 5 – разрядная камера; 6 – пуансон; 7 – клиновья система.

ременных технологических процессах обработки материалов давлением, что даст возможность получать детали сложной формы при меньшей трудоемкости и себестоимости, а также обрабатывать детали, не поддающиеся обработке традиционными способами.

Цель работы – определение влияния степени деформации на эволюцию структуры алюминиевого сплава 6111 в ходе импульсного и импульсно-статического ЭГ деформирования.

МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

При импульсном деформировании алюминиевых сплавов деформирование происходит в основном за счет дислокационного скольжения, при импульсно-статическом – дислокационное скольжение, вероятно, также является преобладающим механизмом деформации. Однако избыточная энергия, передаваемая статически нагруженному почти до предела текучести телу импульсом давления от электрического разряда в воде, может приводить к более активному возникновению других механизмов деформации, внешне проявляясь в виде увеличения степени деформации объекта деформирования. Одним из возможных механизмов такой «дополнительной» деформации может быть зернограничное проскальзывание (ЗПП). Соответственно методика исследования была направлена в основном на выявление и оценку ЗПП в деформируемом материале и состояла в следующем.

Образцы размерами $200 \times 200 \times 1$ мм из сплава 6111 (0,5–1,0% Mg, 0,5–0,9% Cu, 0,7–1,1% Si, 0,1–0,45% Mn, 0,15% Zn, 0,4% Fe, % массовые, основа Al), вырезанные из холоднокатаных ли-

стов, поэтапно ЭГ деформировали импульсным и импульсно-статическим способами. На каждом этапе деформирования определяли распределение зерен по номерам согласно ГОСТу 5639-82, средний размер зерна и степень деформации в одной и той же области на поверхности образцов. Также контролировали изменение деформационного рельефа поверхности последних.

Для создания двухосного импульсного, а также импульсно-статического нагружения было использовано устройство, показанное на рис. 1. В качестве источника импульсного тока был использован генератор, входящий в состав серийного импульсного электрогидравлического пресса Т1226Б с максимальной запасаемой энергией 40 кДж.

Параметры разрядного контура были следующими:

- расстояние между электродами 15 мм;
- емкость батареи конденсаторов 18 мкФ;
- напряжение разряда с целью получения надежной релаксации материала изменяли от 24 до 50 кВ с шагом 1,5–2 кВ. В процессе одного цикла деформирования производилось по 100 разрядов.

Импульсно-статическое деформирование проводили в два этапа: сначала образец статически деформировался пуансоном до напряжений предела текучести, а на втором этапе на статически нагруженный образец действовали ударными волнами от канала разряда в воде. Такое нагружение попеременно чередовали, контролируя прогиб образца.

Импульсное деформирование проводили электрогидравлическим методом по классической для свободной вытяжки схеме, дозируя энергию разряда с целью получения примерно

одинакового с импульсно-статическим методом прогиба образца.

По достижении определенного прогиба образца его вынимали из оснастки и устанавливали на микроскоп ММО–1600 согласно опорным рискам, нанесенным на поверхности в центре образца алмазной иглой, после чего фотографировали микроструктуру с помощью программы AxioVision V.4.8.1.0. Данные действия проводили до разрушения образца.

Для измерения степени деформации на уровне микроструктуры был принят метод сравнения площадей фигур, образованных одними и теми же элементами микроструктуры при ее фотографировании на каждом этапе нагружения. Погрешность при этом будет минимальной. Степень деформации определяли как отношение площадей треугольников с вершинами в характерных точках микроструктуры образцов при увеличении $\times 400$ по формуле [12]:

$$u = \frac{F_1 - F_0}{F_0} \cdot 100\%,$$

где u – относительная степень деформации, %; F_0 – площадь исходного треугольника; F_1 – площадь треугольника в деформированном образце.

При таком увеличении хорошо видны точечные включения, несовершенства микроструктуры, которые можно использовать в качестве реперных точек.

Так как структура сплава 6111 в состоянии поставки имеет некоторую разноразмерность [11], то применялся метод измерения случайных секущих [13], использованный в работах [6, 9] и известный как метод измерения длин хорд в ГОСТе 5639-82. С учетом рекомендаций, изложенных в этом ГОСТе, увеличение для фотографий микроструктуры было принято $\times 200$. Для выявления микроструктуры сплава 6111 применялся травитель [9] следующего состава: 17 мл HNO_3 , 5 мл HF , 78 мл H_2O . Им была обработана предварительно отполированная центральная часть образца.

Чтобы обеспечить возможность наблюдения деформационного рельефа, некоторый участок вблизи центральной части образца не травился. Для контроля возможных смещений, взаимных разворотов зерен как на протравленных, так и на непротравленных участках с помощью алмазной пасты зернистостью 10/7 были нанесены произвольные параллельные риски.

Также по фотографиям микроструктуры методом секущих с помощью программы ImageJ накладывали сетку из взаимно перпендикулярных секущих линий и определяли координаты точек пересечений линий сетки с границами зе-

рен – сначала перпендикулярно направлению прокатки листа, из которого был вырезан образец, потом – параллельно. Дальнейшую обработку данных проводили в программе Excel, применяя методику, изложенную в ГОСТе 5639-82. Следует отметить, что ГОСТ не предусматривает оценки величины зерна в разноразмерной структуре, какой является структура сплава 6111, по средним размерам (как, например, диаметр, площадь зерна), а допускает лишь определение номера зерна отдельных размерных групп методом измерения длин хорд (методом секущих). Как отмечено в [14, 15], наиболее полно разноразмерность структуры металла характеризуют кривая распределения зерен по размерам и ее числовые характеристики. Размерные группы кривых распределения относительной доли зерен были взяты исходя из рекомендаций ГОСТа 5639-82 с целью получить результат непосредственно в номерах зерен. Также определяли так называемый средний условный диаметр зерна (средняя длина хорды).

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Прежде всего следует отметить более равномерную деформацию образца импульсно-статическим методом, что наглядно показано на рис. 2, где представлены разрушенные образцы. Импульсный метод ЭГ деформирования приводит к локализованным деформациям купольной части образца из-за действия гидродинамической струи, образующейся при электрическом разряде в воде. При импульсно-статическом ЭГ деформировании такой локализации не заметно – это можно объяснить условиями эксперимента. В устройстве, изображенном на рис. 1, пуансон поддерживает купольную часть образца и в результате большие деформации получает периферийная часть, что подтверждается характером разрыва образцов.



Рис. 2. Внешний вид разрушенных образцов (левый – разрушение от действия импульсно-статического нагружения; правый – от действия импульсного нагружения).

Для выявления закономерностей между степенью деформации, определенной по формуле, на каждом этапе деформирования u и

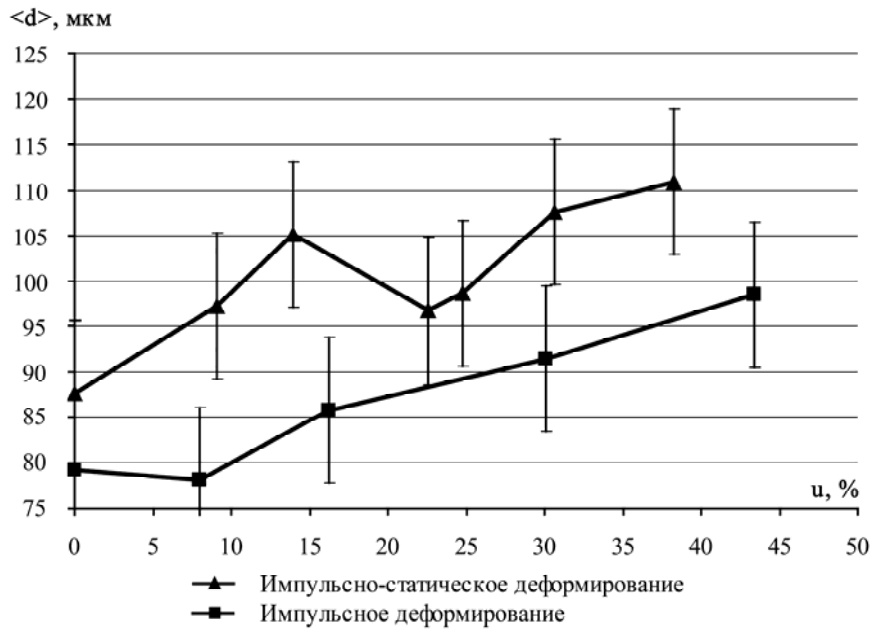


Рис. 3. Зависимость размера зерна от степени деформации.

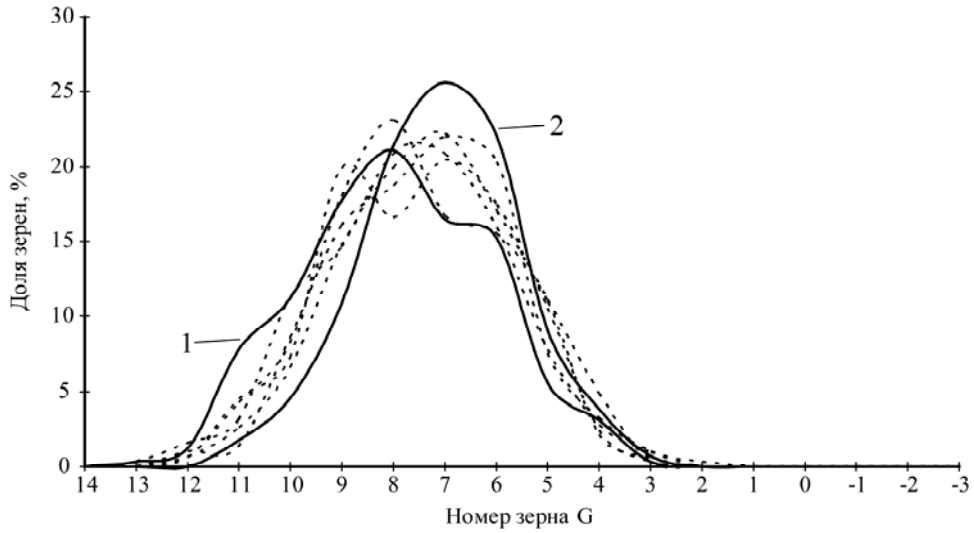


Рис. 4. Распределение номеров зерен для образцов, деформированных импульсно-статическим методом до степени деформации u , %: 1 – 0 (исходный); 2 – 38,3. Пунктиром показаны распределения зерен для промежуточных значений степени деформации.

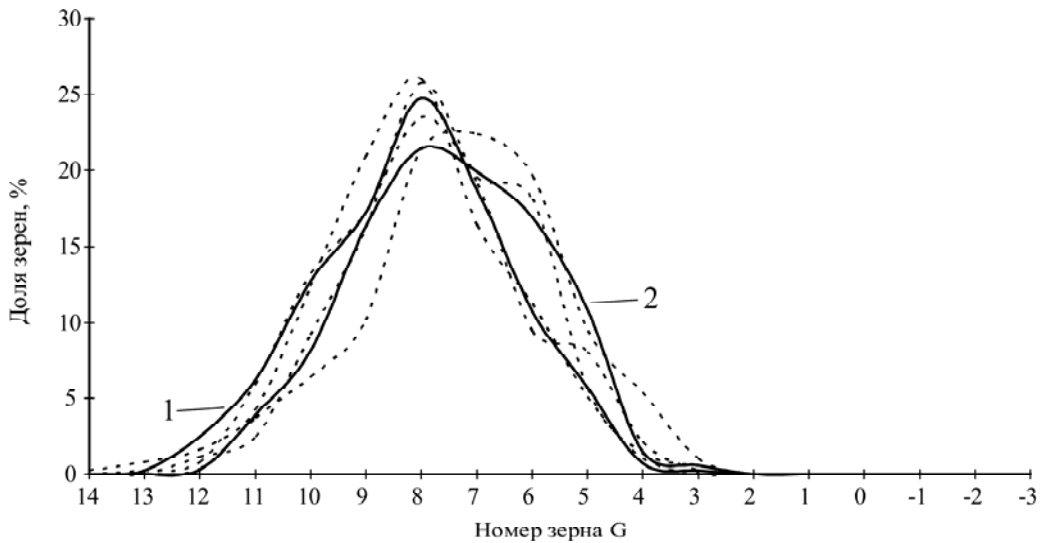
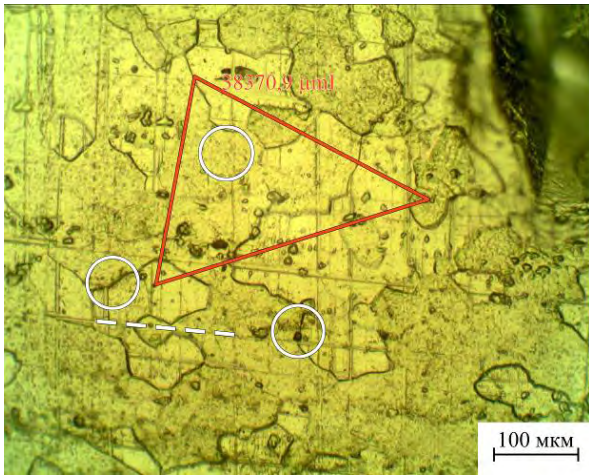
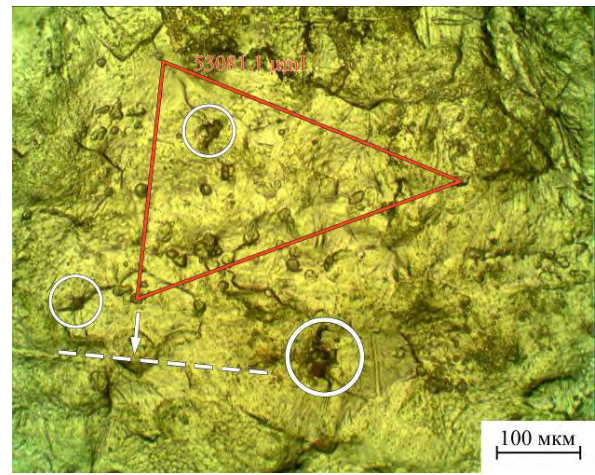


Рис. 5. Распределение номеров зерен для образцов, деформированных импульсным методом до степени деформации u , %: 1 – 0 (исходный); 2 – 43,4. Пунктиром показаны распределения зерен для промежуточных значений степени деформации.

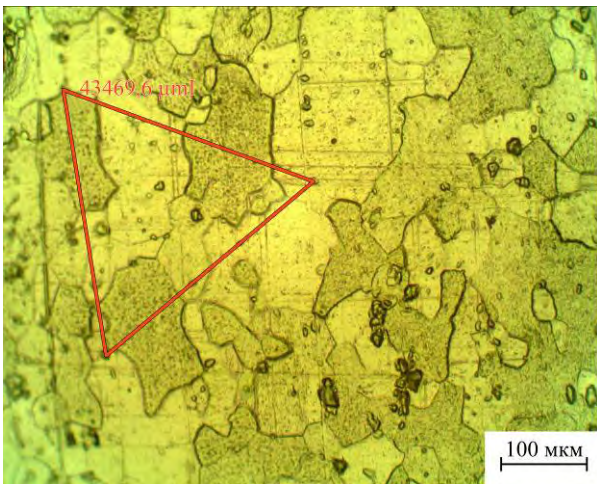


(a)

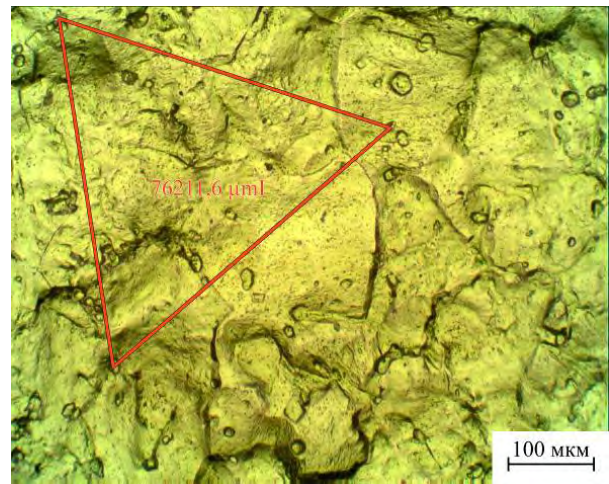


(б)

Рис. 6. Определение относительной степени деформации по элементам микроструктуры для импульсно-статического метода (x400): (а) – площадь 38371 мкм² (образец – в исходном состоянии); (б) – площадь 53081 мкм², $u = 38,3\%$ (разрушение).

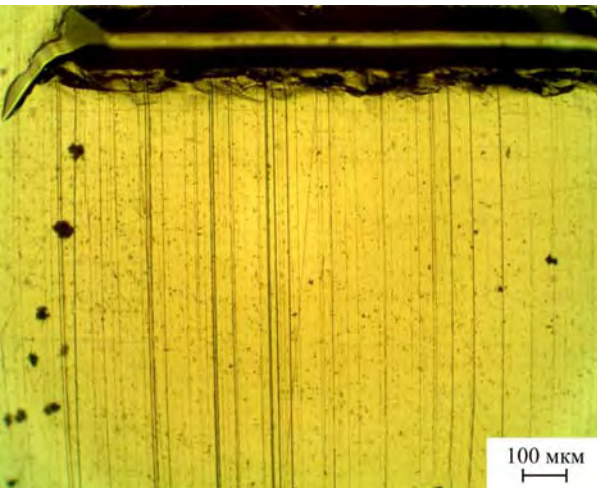


(a)

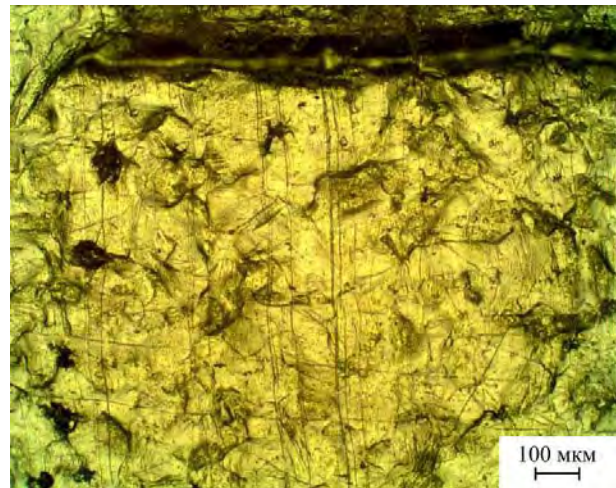


(б)

Рис. 7. Определение относительной степени деформации по элементам микроструктуры для импульсного метода (x400): (а) – площадь 43470 мкм² (образец – в исходном состоянии); (б) – площадь 76212 мкм², $u = 75,3\%$ (разрушение).



(a)



(б)

Рис. 8. Изменения деформационного рельефа образца, деформированного импульсно-статическим методом до степени деформации u , %: (а) – 0 (исходный); (б) – 38,3 (разрушение). (x200).

средним (условным) размером зерна $\langle d \rangle$ построены графики для импульсно-статического и импульсного методов деформирования (рис. 3). За поле погрешности принята разность между средними диаметрами зерен образцов в исходном состоянии.

Согласно графику на рис. 3 степень деформации, соответствующая разрушению, выше у образца, деформированного импульсным способом. Это объясняется локализацией деформации в купольной части при импульсном ЭГ деформировании, как было описано выше.

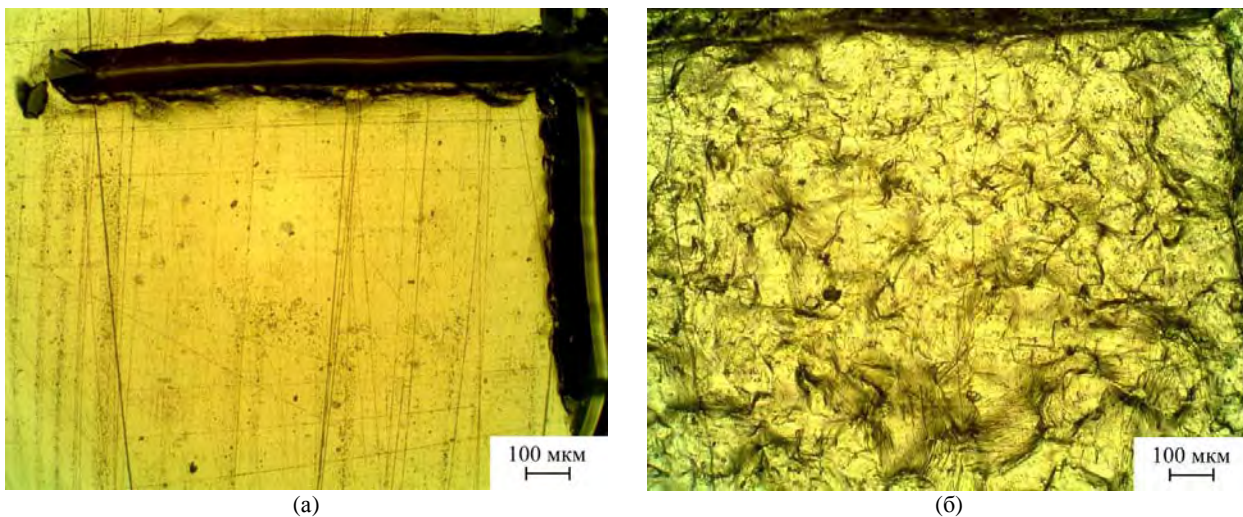
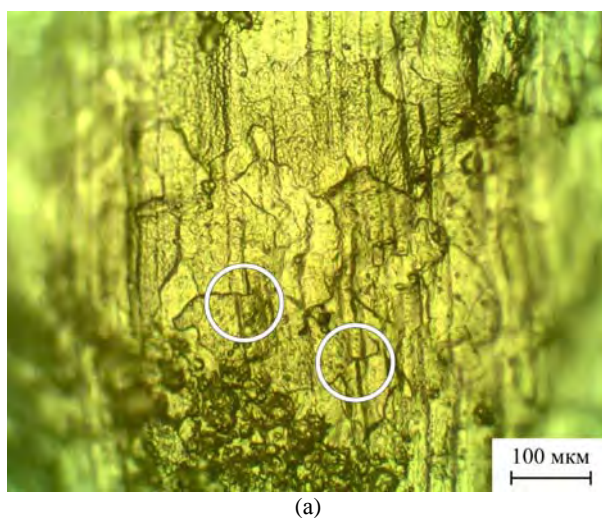
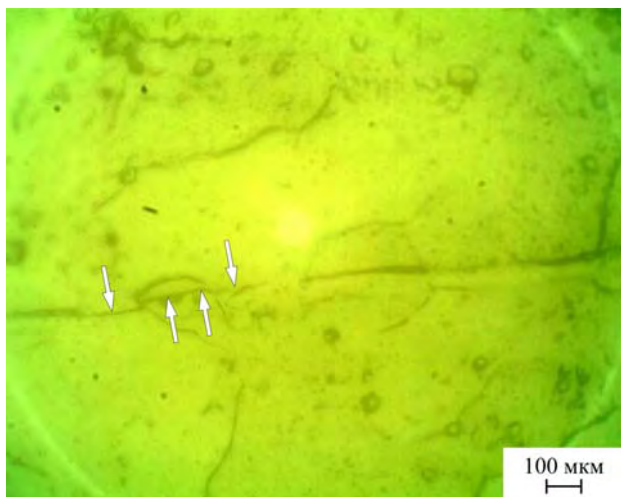


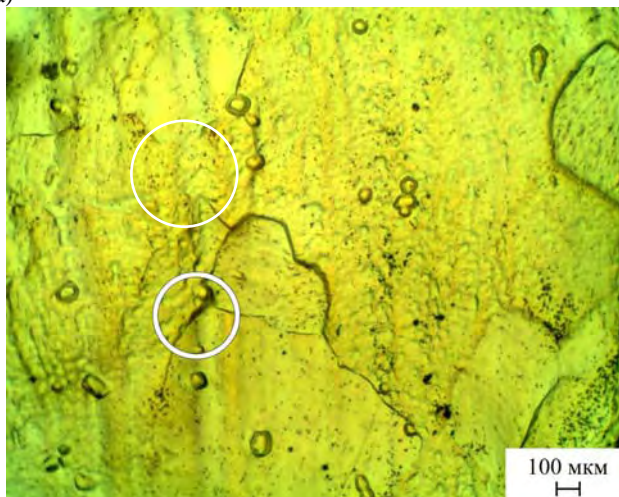
Рис. 9. Изменения деформационного рельефа образца, деформированного импульсным методом до степени деформации ϵ , %: (а) – 0 (исходный); (б) – 75,3 (разрушение). (x200).



(а)



(б)



(в)

Рис. 10. Виды деформационного рельефа образца сплава 6111, деформированного импульсно-статически до степени деформации 22,6%: (а) – смещения реперных рисок (x400); (б) – смещение риски в отдельном зерне (x1000); (в) – клиновидная трещина (x1000).

Вид кривых зависимостей размера зерна от степени деформации на рис. 3 при общей тенденции к его увеличению отличается друг от друга. Так, в диапазоне степеней деформации 20–30% заметно некоторое уменьшение среднего размера зерна для случая импульсно-статичес-

кого деформирования, что подтверждается и кривыми распределения номеров зерен на рис. 4 (пунктирные линии).

При импульсно-статическом деформировании номер зерна изменился от 8 до 7 по мере возрастания степени деформации материала, причем

при промежуточных значениях степени деформации ($u = 22,6$ и $24,8\%$) заметен бимодальный характер распределения номеров зерен, то есть присутствуют группы с номерами зерен 7–8 и 7–9 соответственно. С возрастанием степени деформации бимодальность исчезает, а номер зерна уменьшается до 7.

При импульсном деформировании (рис. 5) номером зерна на протяжении большей части истории деформирования является 8 и только при степени деформации, близкой к предельной, изменяется на 7. Бимодальность не заметна.

В обоих вариантах деформирования прослеживается тенденция к уменьшению номера зерна, то есть к увеличению его среднего размера.

Для определения степени деформации вычислялась площадь треугольников рис. 6 и 7. На рис. 6 белым цветом отмечены области интереса, представляющие собой клиновидные трещины в тройных стыках (отмечено окружностями) и смещение зерен относительно друг друга (отмечено штрихом). Данные процессы свидетельствуют о сильной локальной неоднородности деформационных и аккомодационных процессов. На аналогичном рисунке для импульсного деформирования (рис. 7) трещин и смещений не наблюдается. Известно [6, 9–11], что зернограничное проскальзывание, а также собирательная рекристаллизация, благодаря которой увеличивается размер зерна, могут происходить только при повышенных температурах. Вероятно, при импульсном и комбинированном ЭГ нагружении может происходить локальное повышение температуры на границах зерен до некоторых критических значений, при которых возможны упомянутые процессы.

На рис. 8 и 9 показаны виды деформационного рельефа импульсно-статических и импульсно-деформированных образцов (на полированной нетравленной поверхности образца).

Отчетливо видны выступившие на поверхность зёрна, ступени на их границах и в первом, и во втором случаях, что является одним из признаков осуществления зернограничного проскальзывания. Следует отметить, что при импульсно-статическом ЭГ деформировании искажения реперных рисок проявляются в большей степени даже при степени деформации, меньшей, чем у образца, подвергнутого только импульсному ЭГ деформированию.

Более детально деформационный рельеф показан на рис. 10, где отчетливо видны смещения реперных рисок (на рис. 10а обведены окружностью белого цвета) в некоторых зернах. На рис. 10в имеет место отдельная клиновидная трещина на тройном стыке зерен.

ВЫВОДЫ

Таким образом, при электрогидравлическом деформировании импульсным и импульсно-статическим методами плоских образцов из алюминиевого сплава 6111 происходит собирательная рекристаллизация зерен сплава, выражающаяся в увеличении среднего размера зерна – от исходного 85 до 110 мкм.

При ЭГ деформировании импульсно-статическим методом наблюдаются более выраженные изменения в микроструктуре сплава: средний размер зерна увеличивается более значительно, чем при ЭГ деформировании импульсным методом; отмечено возникновение развитого деформационного рельефа на поверхности образца и появление клиновидных трещин на тройных стыках зерен, а также взаимных смещений отдельных зерен, что свидетельствует о сверхпластическом характере импульсно-статического ЭГ деформирования.

ЛИТЕРАТУРА

1. Мазуровский Б.Я., Сизёв А.Н. *Электрогидравлический эффект в листовой штамповке*. Киев: Наукова думка, 1983. 192 с.
2. UA 75989 B21 D26/12, B21j5/00 15.06.2006. Вовченко О.И., Косенков В.М., Старков М.В., Швець І.С. *Спосіб підвищення пластичності деталей з високоміцних алюмінієвих сплавів*.
3. Старков Н.В., Косенков В.М., Аврамец Д.Р. Импульсно-статическое деформирование в процессах холодной обработки материалов давлением. *Материалы Международной научно-технической конференции «Современное состояние использования импульсных источников энергии в промышленности», 3–5 октября 2007 года. Харьков. 12–14.*
4. Старков Н.В., Косенков В.М., Гузев А.А., Аврамец Д.Р. Импульсно-статическая калибровка крупногабаритных деталей. *Кузнечно-штамповочное производство и обработка металлов давлением*. 2008, **5**, 16–20.
5. Старков Н.В., Косенков В.М., Аврамец Д.Р. Экспериментальное исследование пластичности конструкционных алюминиевых сплавов при импульсном электрогидравлическом нагружении. *Кузнечно-штамповочное производство и обработка металлов давлением*. 2008, **5**, 3–7.
6. Пойда В.П., Брюховецкий В.В., Пойда А.В., Кузнецова Р.И., Крышталь А.П. Механизмы сверхпластической деформации алюминиевых сплавов Al – 4,1 мас.%, Cu – 0,5 мас.%, Zr, АК4-1ч и 6111. *Вісник ХНУ, № 865, серія «Фізика»*. 2009, **12**, 45–54.
7. Карнавская Т.Г., Автокротова Е.В., Брагов А.М., Маркушев М.В., Ситдигов О.Ш., Перевезенцев

- В.Н., Щербань М.Ю. Особенности механического поведения алюминиевого сплава 01570С с бимодальной структурой в условиях динамического нагружения. *Письма в ЖТФ*. 2012, **38**(13), 49–56.
8. Чашухина Т.И., Воронова Л.М., Дегтярев М.В., Покрышкина Д.К. Деформация и динамическая рекристаллизация в меди при разной скорости деформирования в наковальнях Бриджмена. *Физика металлов и металловедение*. 2011, **111**(3), 315–324.
 9. Пойда В.П., Пойда А.В., Брюховецкий В.В., Кузнецова Р.И., Аврамец Д.Р., Крышталь А.П., Самсонник А.Л., Матешук Е.М. Сверхпластичность сплава 6111 в области высоких гомологических температур. *Вісник Харківського національного університету ім. В.Н. Каразіна*. серія «Фізика», 2008, **11**(821), 59–68.
 10. Lin D.L., Liu Y. Microstructural Evolution during Superplastic Deformation on Large-Grained Iron Aluminides. *Materials Science Forum Vols.* 1999, **304–306**, 155–162.
 11. Брюховецкий В.В., Пойда В.П., Пойда А.В., Аврамец Д.Р., Крышталь А.П., Самсонник А.Л., Каафарани Али Махмуд. Механические свойства и структурные изменения в ходе сверхпластической деформации алюминиевого сплава 6111. *Металлофизика и новейшие технологии*. 2009, **31**(9), 1289–1302.
 12. Романовский В.П. *Справочник по холодной штамповке*. Л.: Машиностроение. 1979. 520 с.
 13. Салтыков С.А. *Стереометрическая металлография*. М.: Металлургия, 1975. 150 с.
 14. Лезинская Е.Я. Методы оценки структурной неоднородности металла труб оболочек ТВЭЛ и чехлов ТВС из коррозионно-стойких сталей и сплавов. *Вопросы атомной науки и техники. Серия: Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение*. 2003, **83**(3), 108–112.
 15. Левченко Г.В., Грицай Т.В., Здоровец С.А. Выбор метода оценки равномерности зеренной структуры металлопродукции. *Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии*. Сб. науч. тр. Вып. 18. Днепропетровськ, 2008. 238 с.

Поступила 22.10.12

После доработки 05.12.12

Summary

The changes of microstructure of aluminum alloy 6111 sheets under the influence of pulse and pulse-static electrohydraulic stresses are explored. The dependences of the grain size on the strain extent are defined. The increase of the medial grain size, bimodality of microstructure with definite strain extents and superplasticity behavior with pulse-static electrohydraulic stresses are considered.

Keywords: microstructure, alloy 6111, pulse electrohydraulic treatment, grain size, recrystallization, grain boundary sliding.