

PACS: 61.50.-f, 81.40.Vw

В.В. Усов¹, Н.М. Шкатуляк¹, П.А. Брюханов¹, Я.Е. Бейгельзимер²

ТЕКСТУРООБРАЗОВАНИЕ В МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ С КУБИЧЕСКОЙ РЕШЕТКОЙ ПРИ ВИНТОВОЙ ЭКСТРУЗИИ

¹Южно-украинский национальный педагогический университет им. К.Д. Ушинского
ул. Старопортофранковская, 26, г. Одесса, 65020, Украина

²Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
ул. Р. Люксембург, 72, г. Донецк, 83114, Украина

Статья поступила в редакцию 5 апреля 2011 года

Исследована кристаллографическая текстура меди, алюминия (ГЦК-решетка) и низколегированной стали (ОЦК-решетка) после винтовой экструзии (ВЭ). Показано, что текстура содержит в основном аксиальные компоненты сдвига с остатками ориентировок прокатки. Обнаружено, что текстура формируется двумя механизмами активации: дислокационным скольжением и вихревым движением сильноразориентированных фрагментов (подобным турбулентному течению жидкости).

Ключевые слова: кристаллографическая текстура, винтовая экструзия, кубические решетки, сдвиг, вихревое движение зерен

Развитие текстуры деформации важно не только для количественного описания процессов деформации, но и для прогнозирования анизотропии свойств конечного продукта. Развитие анизотропии является следствием поликристаллической природы макроскопических образцов и может быть объяснено лишь на основе понимания связи между «микроскопической» деформацией в отдельных зернах и «макроскопической» деформацией образца. Такое понимание полезно для установления количественного соотношения между напряжением течения и деформационным упрочнением моно- и поликристаллов, а также для объяснения формы макроскопической поверхности течения. Однако анализ текстур деформации, особенно при новых технологиях получения объемных ультрамелкозернистых (УМЗ) материалов посредством интенсивной пластической деформации (ИПД), остается наибольшей потребностью при выявлении механизмов деформации поликристаллов [1]. Структурные элементы таких материалов имеют размеры 10–100 nm (нано-) и 100–1000 nm (субмикро-), сопоставимые с характеристической длиной различных физических явлений (размером петли Франка–Рида для скольжения дислокаций, длиной свободного пробега электронов для электрокинетических явлений, размером домена для магнитных явлений и т.д.) [2]. Вследствие этого сильнодеформированные металлы

приобретают качественно новые свойства, многие из которых представляют практический интерес. Имеются результаты, указывающие на возможность получения сверхпластичности некоторых металлов при комнатных температурах. В сильнодеформированном состоянии значительно изменяются и фундаментальные характеристики металлов, такие как упругие модули, температуры Кюри и Дебая, намагниченность насыщения и др. [2–5].

В настоящее время доступны многочисленные методы обработки ИПД. Основные из них, уже применяемые для производства объемных УМЗ-материалов, – это кручение под высоким давлением, винтовая экструзия, всесторонняя ковка, равноканальное угловое прессование (РКУП), накапливающееся соединение прокаткой (НСП), циклическая экструзия и сжатие, повторяющееся гофрирование и выпрямление. Указанные методы обрисованы в общих чертах в [2], а некоторые структурные аспекты и уникальные свойства объемных УМЗ-материалов и перспективы их применения представлены в [3]. В то же время текстурным аспектам структуры, формирующейся при ИПД, посвящено ограниченное количество работ. В них исследовано в основном развитие текстуры с помощью РКУП [6–8] или НСП [9]. Закономерности формирования текстуры при ВЭ остаются недостаточно изученными.

Цель данной работы заключается в установлении закономерностей формирования кристаллографической текстуры при ВЭ меди и алюминия, имеющих ГЦК-решетку, а также низколегированной стали с ОЦК-решеткой.

Материал и методика эксперимента

Исходным материалом послужили цилиндрические заготовки из меди марки М1, сплава алюминия АД31 и ферритной низколегированной стали 10Г2. Заготовки помещали в матрицу [2] с винтовым каналом (с параметрами $\beta_{\max} = 60^\circ$, $h = 50$ mm), сечение которого, ортогональное оси прессования, постоянно вдоль этой оси. Угол наклона γ винтовой линии к оси прессования изменяется по высоте h матрицы, причем на ее начальном и конечном участках он равен нулю. Указанные особенности геометрии канала приводят к тому, что при выдавливании через него форма заготовки не изменяется. Это позволяет осуществлять многократное прессование заготовки с целью накопления больших деформаций (рис. 1). Винтовую экструзию осуществляли в установке для теплой механической экструзии. Установка была смонтирована на прессе 250 t.

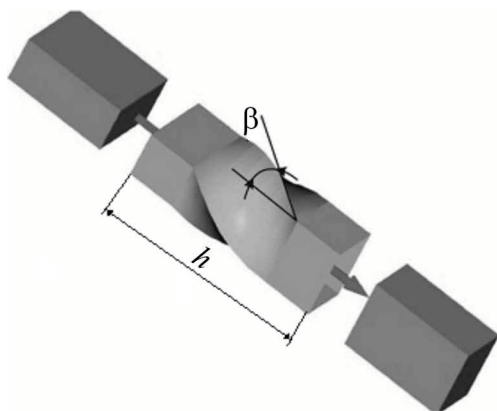


Рис. 1. Схема обработки методом ВЭ

Винтовую экструзию осуществляли в установке для теплой механической экструзии. Установка была смонтирована на прессе 250 t.

Подробное описание установки приведено в монографии [2]. Обработку вышеуказанных материалов проводили при таких параметрах:

- температура нагрева контейнера и матрицы для меди 373 К, для стали – 673 К, сплав АД31 обрабатывали при комнатной температуре;

- скорость деформирования 3 mm/s;
- скорость деформации $0.2-1 \text{ s}^{-1}$;
- давление ВЭ 200 МПа;
- размер заготовки: сечение $18 \times 28 \text{ mm}$, длина 100 mm.

При ВЭ меди и сплава АД31 было проведено 4 прохода, при ВЭ стали – 2.

Кристаллографическую текстуру металла изучали рентгеновским методом с построением обратных полюсных фигур (ОПФ) [10,11]. Из исходных и экструдированных материалов вырезали образцы для текстурных исследований перпендикулярно и параллельно оси экструзии. Вырезанные полоски химически полировали на глубину 0.2 mm для снятия искажений, внесенных механической обработкой при вырезке. На дифрактометре ДРОН-3 проводили сканирование по углам $\theta-2\theta$ в излучении K_α -молибдена. Записывали дифрактограммы линий исходного, экструдированного, а также образцов без текстуры, приготовленных из мелких опилок исследуемых материалов после рекристаллизационного вакуумного отжига. Определяли интегральные интенсивности вышеуказанных дифракционных линий образцов и эталона и по соответствующей методике находили полюсные плотности ОПФ [10,11].

Результаты и обсуждение

Структуры исследованных материалов после ВЭ представлены на рис. 2. В этих структурах прослеживаются вихреобразные следы деформации.

Экспериментальные ОПФ показаны на рис. 3.

Текстура меди после ВЭ имеет повышенную полюсную плотность в области, ограниченной ориентациями кристаллов $\langle 733 \rangle/1.41$; $\langle 321 \rangle/1.20$; $\langle 931 \rangle/1.24$, а также вблизи точки $\langle 111 \rangle/1.32$ (рис. 3,а) *.



Рис. 2. Структуры меди (а), сплава АД31 (4 прохода) (б) и стали (2 прохода) (в) после ВЭ (в сечении, перпендикулярном оси экструзии). Увеличение $\times 600$, при фотографировании увеличено в 2 раза

* Здесь и далее после косой черты приведена соответствующая полюсная плотность на ОПФ; в фигурных скобках указано семейство кристаллографических плоскостей, перпендикулярных оси экструзии, а в угловых – совокупности кристаллографических направлений, перпендикулярных оси экструзии.

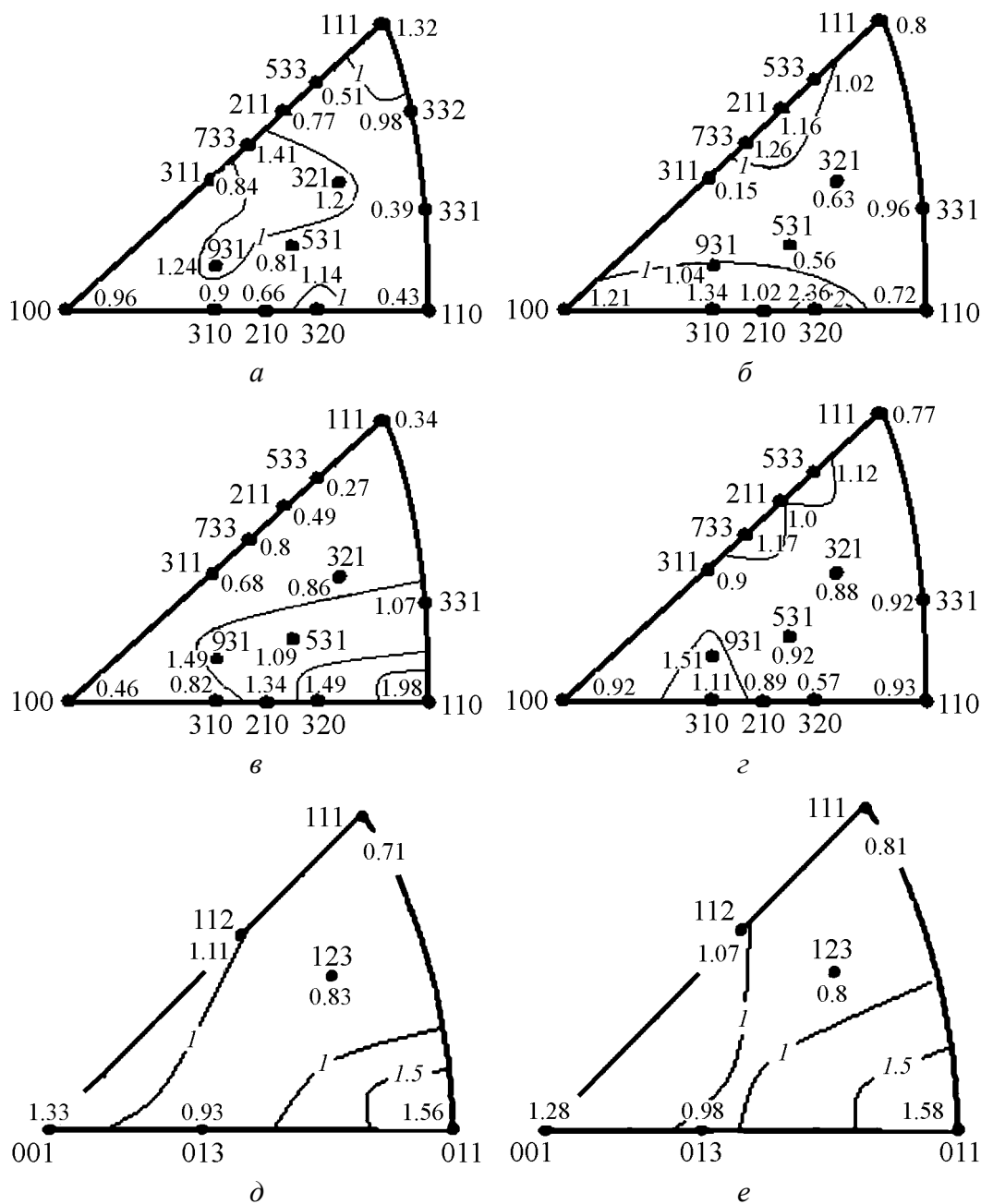


Рис. 3. Экспериментальные ОПФ меди (а) после ВЭ; сплава АД31: б – исходный образец (перпендикулярно оси цилиндрической заготовки); в, г – после ВЭ соответственно перпендикулярно и параллельно оси экструзии; стали после ВЭ перпендикулярно (д) и параллельно (е) оси экструзии

Исходный (литой) образец сплава АД31 характеризуется повышенной полюсной плотностью в районе следующих областей и точек стереографического треугольника (рис. 3,б): $\langle 733 \rangle / 1.26 - \langle 211 \rangle / 1.16 - \langle 533 \rangle / 1.02$; $\langle 100 \rangle - \langle 111 \rangle$; $\langle 320 \rangle / 2.36$; $\langle 210 \rangle / 1.02$; $\langle 310 \rangle / 1.34$; $\langle 100 \rangle / 1.21$; $\langle 931 \rangle / 1.04$, $\langle 100 \rangle - \langle 110 \rangle$. После ВЭ текстура сплава АД31 существенно изменилась. Ось экструзии расположилась вблизи ориентации $\langle 110 \rangle / 1.98$ с рассеянием, ограниченным ориента-

циями $\langle 331 \rangle / 1.07$; $\langle 531 \rangle / 1.09$; $\langle 931 \rangle / 1.49$; $\langle 210 \rangle / 1.34$ (рис. 3,б). В сечении образца, параллельном оси экструзии (рис. 3,в), полюсная плотность распределяется практически равномерно. Последняя превышает единицу для ориентаций $\langle 733 \rangle / 1.17$; $\langle 211 \rangle / 1.00$; $\langle 533 \rangle / 1.12$; $\langle 310 \rangle / 1.11$; $\langle 931 \rangle / 1.51$, что свидетельствует об отсутствии преимущественной ориентации.

Таким образом, текстура сплава АД31 после ВЭ может быть описана практически аксиальной текстурой типа $\{110\} \langle uvw \rangle$. Это означает, что перпендикулярно оси экструзии расположены кристаллографические плоскости семейства $\{110\}$, а совокупности любых кристаллографических направлений $\langle uvw \rangle$, лежащих в плоскости $\{110\}$, совпадают с радиальным направлением образца.

Текстура стали после ВЭ может быть описана наложением ориентаций $\{110\} \langle 100 \rangle + \{001\} \langle 110 \rangle + \{112\} \langle 110 \rangle$ (рис. 3,д,е). Первая из них представляет компонент текстуры сдвига ОЦК-металлов, а остальные являются типичными компонентами текстуры прокатки ОЦК-металлов и сплавов [10,12].

Экспериментальные данные о текстуре металлов после ВЭ в литературе представлены недостаточно. Из схемы ВЭ (см. рис. 1) следует, что данный вид обработки металла можно представить в виде моделей деформации: сжатием вдоль оси экструзии, а также сдвигом и кручением в плоскости, перпендикулярной оси экструзии. В определенной степени это подтверждается изображениями вихреобразных следов деформации на фото структуры (рис. 2). Следовательно, можно предположить, что текстура образцов после ВЭ должна содержать ориентировки как сжатия, так и кручения и сдвига. В работе [1] показано, что основными компонентами текстуры кручения в ГЦК-металлах, в частности меди и алюминии, являются $\{111\} \langle uvw \rangle$ (аксиальная), $\{hkl\} \langle 110 \rangle$ (аксиальная) и $\{001\} \langle 110 \rangle$.

В работе [6] найдены подобные ориентировки сдвига в меди после РКУП, а в [7] установлено, что в меди после РКУП развивается аксиальная текстура типа $\{110\} \langle uvw \rangle$, которая обнаружена нами при прокатке сплава алюминия АД31.

Интересно, что при НСП-обработке меди на различных этапах обнаруживаются наряду с вышеуказанными ориентациями и другие, например $\{123\} \langle 634 \rangle$ [8]. Ориентации кристаллов, плоскости $\{123\}$ которых перпендикулярны оси ВЭ, зафиксированы нами в меди также после ВЭ. Как упоминалось выше, их полюсная плотность составила 1.2 (рис. 3,а). Ориентировка кристаллов $\{123\} \langle 634 \rangle$ относится, как известно, к одной из промежуточных компонентов текстуры прокатки ГЦК-металлов [12,13].

В работе [14] установлено, что при кручении горячеэкструдированного сплава NiAl формируется текстура, при которой плоскости кристаллов $\{110\}$ располагаются параллельно плоскости сдвига при кручении. При этом с направлением сдвига совпадают кристаллографические направления $\langle 100 \rangle$. Отмечено, что исходные кристаллы с направлением $\langle 100 \rangle$, параллельным оси экструзии, требуют более интенсивной деформации кручением для получения устойчивой конечной вышеупомянутой текстуры сдвига.

Аналогичные ориентации кристаллов с плоскостями $\{110\}$, перпендикулярными оси ВЭ, показывают и наши экспериментальные данные по тексту-ре сплава алюминия АД31 (рис. 3,б). Следует отметить, что ориентировки типа $\{110\} \langle 100 \rangle$ наблюдались нами ранее в холоднокатаном алюминии (здесь $\{110\}$ – плоскость прокатки, а $\langle 100 \rangle$ – направление прокатки) [15].

В [12] показано, что в ГЦК-кристаллах при деформации одноосным сжатием формируется текстура, при которой направления $\langle 110 \rangle$ параллельны оси сжатия. Образование такой текстуры объясняется в [12] активизацией систем скольжения $(111) [\bar{1}01]$, $(111) [0\bar{1}1]$, $(111) [\bar{1}01]$, $(111) [\bar{1}01]$. В результате поочередного (или одновременного) скольжения ось нагружения при сжатии ГЦК-кристалла будет стремиться расположиться параллельно $\langle 110 \rangle$.

Широкий разброс ориентаций в направлениях, перпендикулярных оси ВЭ (рис. 3), может быть объяснен некристаллографическим механизмом деформации, вызванным вихревым движением фрагментов измельчающихся зерен, в определенной степени подобным турбулентному течению жидкости [16]. Такое вихреобразное движение кристаллитов отображается на фото микроструктуры (см. рис. 2).

В стали после одного прохода ВЭ (рис. 3,д,е) текстура сдвига только начала формироваться, в то время как исходная текстура прокатки еще не разрушилась полностью. Вероятно, для ее разрушения и формирования ориентировок ВЭ следует увеличить число проходов.

Развитие общих текстурных компонентов сдвига в материалах, подвергнутых обработке ИПД по различным технологиям, свидетельствует об активизации аналогичных сдвиговых механизмов деформации.

Приведенные выше результаты развития текстуры в процессе ВЭ можно коротко представить следующим образом. Действие известных кристаллографических механизмов скольжения по определенным кристаллографическим плоскостям и направлениям приводит к развитию в материале кристаллографической текстуры указанных выше типов.

Наряду с этим при ВЭ осуществляется деформация посредством взаимного сдвига зерен по некристаллографическим межзеренным границам (межзеренное проскальзывание). Авторы [17] считают, что такая деформация не сопряжена с формированием кристаллографической текстуры и вызывает ослабление и рассеяние текстуры, существовавшей в материале первоначально. Однако, по нашему мнению, в случае деформационной схемы при ВЭ присутствует сильный компонент кручения, развиваются деформационные вихри (рис. 2), что способствует формированию аксиальных текстур кручения.

Выводы

1. В процессе ВЭ формируется текстура, отличающаяся от текстуры исходных заготовок. Деформация ВЭ может быть представлена моделями деформации сжатия вдоль оси ВЭ, а также сдвига и кручения в плоскости, перпендикулярной оси ВЭ.

2. После четырех проходов ВЭ в меди и сплаве алюминия АД31 формируются компоненты текстуры кручения $\{111\} \langle uvw \rangle$ (аксиальная), $\{hkl\} \langle 110 \rangle$ (аксиальная), $\{110\} \langle uvw \rangle$ (сплав алюминия), а также остатки текстуры прокатки.

3. В стали 10Г2 после двух проходов ВЭ формируются ориентировки текстуры сдвига ОЦК-металлов и сплавов типа $\{110\} \langle 100 \rangle$. При этом наблюдаются также компоненты текстуры прокатки типа $\{001\} \langle 110 \rangle + \{112\} \langle 110 \rangle$.

4. Формированию аксиальных текстур кручения способствует активизация механизма деформации, вызванного вихревым движением фрагментов измельчающихся зерен, в определенной степени подобным турбулентному течению жидкости.

1. *G.R. Canova*, Acta metall. **32**, 211 (1984).
2. *Я.Е. Бейгельзимер, В.Н. Варюхин, Д.В. Орлов, С.Г. Сынков*, Винтовая экструзия – процесс накопления деформации, ТЕАН, Донецк (2003).
3. *R.Z. Valiev, A.V. Korznikov, R.R. Mulyukov*, Mater. Sci. Eng. **A168**, 141 (1993).
4. *X. Sauvage, A. Chbihi, X. Quelennec*, J. Phys.: Conf. Ser. **240**, 012003 (2010), http://iopscience.iop.org/1742-6596/240/1/012003/pdf/1742-6596_240_1_012003.pdf.
5. *Ya.Y. Beygelzimer, D.V. Orlov*, Defect and Diffusion Forum **208–209**, 311 (2002).
6. *I.V. Alexandrov, M.V. Zhilina, and J.T. Bonarski*, Bulletin of the polish academy of sciences. Technical sciences **54**, № 2, 199 (2006).
7. *I. Alexandrov, J. Bonarski, L. Tarkowski, V. Sitdicov*, Archives of metallurgy and materials **53**, № 1, 237 (2008).
8. *G.G. Yapici*, A Thesis for the degree of Master of Science of Texas A&M University (2004), <http://repository.tamu.edu/bitstream/handle/1969/531/etd-tamu-2004A-MEEN-Yapici-1.pdf?sequence=1>.
9. *M. Salari, J. Kazemi*, NANOCON 2010, 12–14 Oct. 2010, Olomouz, Czech Republic, EU, <http://www.nanocon.cz/data/nanocon2010/sbornik/lists/papers/412.pdf>.
10. *М.М. Бородкина, Э.Н. Спектор*, Рентгенографический анализ текстуры в металлах и сплавах, Металлургия, Москва (1982).
11. *С.С. Горелик, Л.Н. Расторгуев, Ю.А. Скаков*, Рентгенографический и электронно-оптический анализ, Металлургия, Москва (1970).
12. *Я.Д. Вишняков, А.А. Бабарэко, С.А. Владимиров, И.В. Эгиз*, Теория образования текстур в металлах и сплавах, Наука, Москва (1979).
13. *А.А. Брюханов, В.В. Усов, В.Е. Поповкин*, ФММ **52**, 337 (1981).
14. *W. Skrotzki, B. Kloë Den, R. Tamm, C.-G. Oertel, U. Garbe, E. Rybacki*, Textures and Microstructures **35**, № 3/4, 163 (2003).
15. *А.А. Брюханов, Н.М. Шкатуляк, А.И. Соколенко, В.В. Усов*, Изв. вузов. Физика № 3, 125 (1998).
16. *Я.Е. Бейгельзимер*, ФТВД **18**, № 4, 77 (2008).
17. *М.М. Мышляев, С.Ю. Миронов, Ю.А. Перлович, М.Г. Исаенкова*, ДАН **430**, 618 (2010).

В.В. Усов, Н.М. Шкатуляк, П.А. Брюханов, Я.Ю. Бейгельзімер

ТЕКСТУРОУТВОРЕННЯ У МЕТАЛАХ І СПЛАВАХ З КУБІЧНОЮ ҐРАТКОЮ ПІД ЧАС ГВИНТОВОЇ ЕКСТРУЗІЇ

Досліджено кристалографічну текстуру міді, алюмінію (ГЦК-ґратка) і низьколегованої сталі (ОЦК-ґратка) після гвинтової екструзії. Показано, що текстура містить в основному аксіальні компоненти зсуву із залишками орієнтувань вальцювання. Виявлено, що текстуру сформовано за двома механізмами активації: дислокаційним ковзанням і вихровим рухом сильноразорієнтованих фрагментів (що подібне до турбулентного перебігу рідини).

Ключові слова: кристалографічна текстура, гвинтова екструзія, кубічні ґратки, зсув, вихровий рух зерен

V.V. Usov, N.M. Shkatulyak, P.A. Bryukhanov, Ya.Ye. Beygelzimer

TEXTURE FORMATION IN METALS AND ALLOYS WITH A CUBIC LATTICE AT TWIST EXTRUSION

Crystallographic texture of copper, aluminium (FCC-lattice) and low-alloyed steel (BCC-lattice) is explored at the twist extrusion (TE). The texture contains mainly the axial components of shear with remainders of orientations of rolling. It was found out that the texture is formed by two activation mechanisms: dislocation sliding and vortex motion of disoriented fragments similar to turbulent motion of a liquid.

Keywords: crystallographic texture, twist extrusion, cubic lattice, shear, vortex motion of grains

Fig. 1. The scheme of twist extrusion treatment

Fig. 2. The structures of copper (a), АД31 alloy after 4 passes (б) and steel after 2 passes (в) after twist extrusion (the section is perpendicular to the extrusion axis). The magnification is $\times 600$, the photo is enlarged two-fold

Fig. 3. Experimental inverse pole figures of copper (a) after TE; АД31 alloy: б – initial sample (normal to the axis of a cylinder billet); в, г – after TE normal and parallel to the extrusion axis; steel after TE normal (д) and parallel (е) to the extrusion axis