

01  
**Разномасштабные структурные изменения атомного порядка в интенсивно деформированном техническом алюминии**

© З.А. Самойленко<sup>1</sup>, Н.Н. Ивахненко<sup>1,2</sup>, Е.И. Пушенко<sup>1</sup>, Е.Г. Пашинская<sup>1</sup>, В.Н. Варюхин<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Донецкий физико-технический институт НАН Украины, Донецк, Украина

<sup>2</sup> Донецкий национальный университет экономики и торговли им. М. Туган-Барановского, Донецк, Украина

E-mail: yulduz@pochta.ru

(Поступила в Редакцию 20 мая 2015 г.  
 В окончательной редакции 25 августа 2015 г.)

Исследованы закономерности разномасштабных структурных изменений атомного порядка в алюминиевом сплаве АД-1 после интенсивной холодной пластической деформации прокаткой традиционным способом на гладких валках или на валках с рельефными проточками, способствующими реализации деформации со сдвигом. Выявлено присутствие четырех типов фракций структуры, которые различаются масштабом и совершенством атомного порядка: кристаллографические плоскости с дальним атомным порядком; наноразмерные,  $D = 100\text{--}300 \text{ \AA}$ , фрагменты плоскостей с намечающимся дальним порядком; более мелкие,  $D = 20\text{--}30 \text{ \AA}$ , группировки атомов аморфизированной структуры; наименее упорядоченная структурная фракция в виде межкластерной среды, сохраняющая лишь ближний атомный порядок, 2–3 межатомных расстояния, 10  $\text{ \AA}$ . Присутствие диффузных полос гало в области расположения интенсивных дебаевских линий указывает на фазовые переходы типа порядок  $\rightarrow$  беспорядок с формированием от одной до трех групп аморфных кластеров с доминированием, в наноразмерном масштабе, атомного порядка, свойственного семействам плоскостей (111), (220) и (311) кристаллического алюминия. Нами обнаружен динамический фазовый переход с изменением кристаллографического порядка алюминия, с гранецентрированной кубической решеткой матричной структуры, в виде образования локальных наноразмерных группировок атомов, деформационных кластеров алюминия, с простой кубической решеткой типа К6. Для традиционной прокатки выявлено развитие крупных кластеров размером 50–500  $\text{ \AA}$ , однако при использовании валков с рельефными проточками, различие размеров кластеров вдвое меньше, 50–250  $\text{ \AA}$ . На основе анализа интегральной интенсивности некогерентного рассеяния рентгеновских лучей от образцов выяснена природа наименьшей измеренной плотности у образца, подвергнутого традиционной прокатке, заключающаяся в наибольшей из сравниваемых структур объемной концентрации разупорядоченно расположенных атомов, что указывает на образование в нем наибольшего количества флукуационных „пустот“.

**1. Введение**

В настоящей работе представлены результаты исследования атомной структуры алюминиевого сплава АД-1, подвергнутого интенсивной пластической деформации методом холодной пластической деформации со сдвигом [1–5], в котором были использованы калибры с гребенчатой поверхностью. Новый метод прокатки, включающий сдвиговую компоненту деформации для получения материалов с измененным соотношением прочностных и пластических свойств, характеризуется проявлением недостаточно изученной необычной самоорганизованной структуры в виде сосуществования взаимозависимых разномасштабных фрагментов атомного порядка, дальнего, мезоскопического и ближнего, что было замечено ранее на других материалах [6–8] и в настоящей работе дополнено новыми особенностями, выявленными нами в образцах алюминиевого сплава.

**2. Материал и методики исследований**

В качестве исследуемого материала применяли образцы из алюминиевого сплава АД-1, химический состав

которого приведен в таблице. АД-1 — это технический алюминий, упрочняемый только давлением, с высокими антикоррозионными показателями и высокой пластичностью, однако прочность его мала. Примеси Fe и Si, а также некоторых других металлов несколько повышают прочностные характеристики, но значительно снижают показатели пластичности и электропроводность сплава. Он хорошо деформируется, плохо режется и отлично поддается всем видам сварки. Чистота технического алюминия гарантирует его высокие антикоррозионные свойства. Образцы для исследования представляли собой полосу, полученную после прокатки. Заготовкой для прокатки служил литой прутки диаметром 25 mm, отожженный при температуре 400°C в течение 1 h.

Для получения полосы прокатка выполнялась в калибрах с гребенчатой поверхностью при комнатной температуре. Исходную заготовку многократно деформиро-

Химический состав алюминиевого сплава марки АД-1

Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti
99.3	0.3	0.3	0.05	0.025	0.05	0.1	0.15

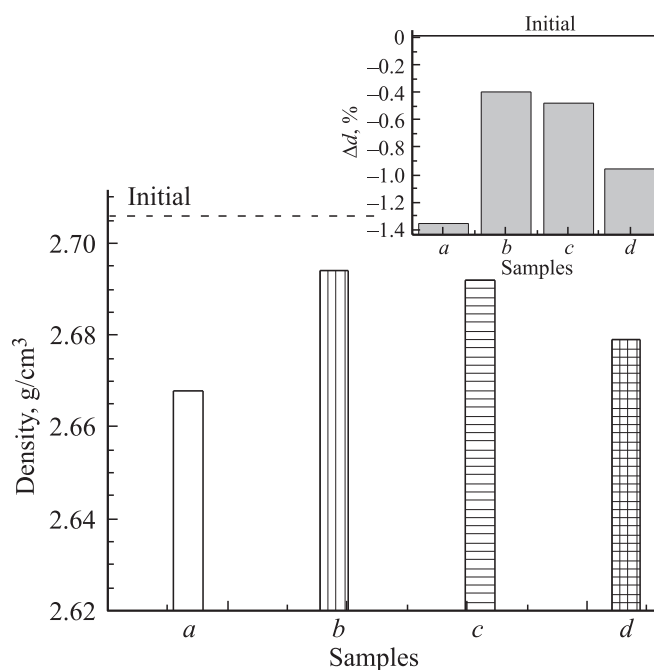
вали в системах калибров, что позволило осуществить структурную модификацию для формирования структуры с измененным соотношением прочность–пластичность. Прокатка осуществлялась на стане 100. Номинальный диаметр бочки валков — 100 mm, ширина бочки — 200 mm; материал валков — сталь 45, HRC 25–30. Скорость прокатки на стане регулировалась от 0 до 0.2 m/s (валки вращались со скоростью от 0 до 40 min<sup>-1</sup>). Мощность двигателя составляла 1.5 W. Прокатка для получения полосы выполнялась по двум режимам: по стандартной технологии на гладких валках и по технологии деформации со сдвигом с использованием валков с продольными проточками, с поперечными проточками и поочередным использованием валков с продольными проточками и с поперечными проточками. Приготовление образцов осуществлялось по стандартной методике. Для электрополировки применялся раствор на основе фосфорной кислоты, хромового ангидрида и дистиллированной воды. Микротвердость измеряли с использованием прибора ПМТ-3 с алмазной пирамидкой. Погрешность измерений составила 5%. Измерения плотности образцов проводили методом гидростатического взвешивания с использованием весов AX-200 фирмы Shimadzu. Рентгеноструктурные исследования проводились с использованием CrK<sub>α</sub>-излучения фотометодом, чувствительным к регистрации диффузного когерентного и некогерентного рассеяний рентгеновского излучения, что важно для анализа материалов с нарушениями атомного порядка.

### 3. Экспериментальные результаты и обсуждение

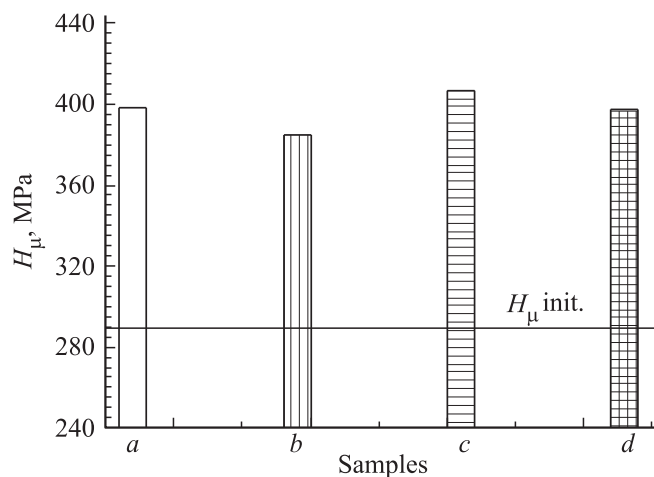
#### 3.1. Механические свойства

3.1.1. Плотность. Более интенсивное развитие релаксационных процессов при прокатке со сдвигом приводит к уменьшению количества дефектов в материале, которые образуются во время деформации. В результате прокатки со сдвигом (рис. 1, *b, c, d*) материал имеет более высокое значение плотности, чем после прокатки по стандартной технологии (рис. 1, *a*). Экспериментально обнаруживаемое уменьшение плотности в деформированных образцах по сравнению с исходным литым, а затем отожженным образцом, свидетельствует о присутствии в прокатанных листах плоских микрополостей (рис. 1 и вставка). Согласно [9], трещина расслоя распространяется по границам сплюснутых в процессе деформации субзерен (ячеек), чему способствует неравноосный характер структурных элементов (зерен и ячеек), возникающих в процессе деформации. Авторы [9] отмечают, что в прокатанном листе трещины расслоя распространяются параллельно плоскости прокатки.

Результаты, представленные на рис. 1, показывают, что изменение профиля листа от плоского (*a*) к гофрированному, (*b, c, d*), при прокатке на валках с проточками, препятствует развитию микрополостей расслоя,



**Рис. 1.** Плотность алюминиевого сплава в исходном состоянии (initial), после прокатки по стандартной технологии на валках „гладкая бочка“ (*a*), и прокатки со сдвигом, на валках с проточками, продольными (*b*), поперечными (*c*) и продольными+поперечными (*d*). На вставке: Изменение плотности деформированных образцов (*a, b, c, d*) относительно исходного состояния.



**Рис. 2.** Микротвердость алюминиевого сплава после прокатки по стандартной технологии на валках „гладкая бочка“ (*a*), и прокатки со сдвигом, на валках с проточками, продольными (*b*), поперечными (*c*) и комбинированными, продольными+поперечными (*d*). Сплошной горизонтальной линией,  $H_{\mu} \text{ init.}$  указана микротвердость для исходного отожженного образца.

что особенно наглядно видно в существенно меньшем изменении плотности деформированных образцов (*b, c, d*) относительно исходного состояния, чем в случае образца (*a*) (вставка на рис. 1).

3.1.2. Микротвердость. На рис. 2 представлены значения микротвердости алюминиевого сплава при разных видах прокатки образцов.

Как можно видеть на рис. 2, образцы, деформированные разными способами прокатки, имеют среднее значение микротвердости в 1.4 раза более высокое, чем для недеформированного состояния, что характеризует повышение прочностных характеристик алюминиевых образцов деформаций. В результате сравнительного анализа микротвердости в продольном и поперечном сечениях образцов было замечено, что при прокатке со сдвигом наблюдается уменьшение анизотропии микротвердости в разных сечениях. Исследование механических свойств образцов показало, что для исследуемого случая, по сравнению с уровнем исходного отожженного состояния, условный предел текучести увеличивается в 1.5 раза, предел прочности увеличивается в 2.1 раза, относительное удлинение уменьшается в 1.5 раза.

### 3.2. Общий анализ атомного порядка поликристаллического алюминия после интенсивной пластической деформации

Исследования атомной структуры алюминия проведены в результате анализа дифракционных картин (рис. 3) от образцов алюминия, деформированного прокаткой на валках различных профилей.

При этом, как следует из рис. 3, для всех образцов характерно присутствие четырех типов фракций структуры, которые отличаются друг от друга масштабом и совершенством атомного порядка. Так узкие дебаевские линии получены в результате интерференции когерентного рассеяния рентгеновских лучей от семейств кристаллографических плоскостей с наиболее совершенным дальним атомным порядком. Между ними расположены гораздо более слабые по интенсивности и довольно размытые диффузные максимумы когерентного рассеяния [10] от фрагментов плоскостей с намечающимся дальним порядком наноразмерного масштаба,  $D = 100\text{--}300 \text{ \AA}$ , в расположении атомов. В основании ярких дебаевских линий [10] расположены диффузные полосы (гало, на рис. 3 отмечены звездочками). Полосы гало также получаются в результате когерентного рассеяния рентгеновских лучей, но от более мелких,  $D = 20\text{--}30 \text{ \AA}$ , группировок атомов аморфизированной структуры. Перечисленные три типа дифракционных отражений подчиняются закону Вульфа-Брэггов:  $2d \sin \theta = n\lambda$  (где  $d$ -межплоскостные или повторяющиеся межатомные расстояния,  $\theta$  — угол дифракции,  $\lambda$  — длина волны рентгеновского излучения).

Четвертую, наименее упорядоченную структурную фракцию в виде межкластерной среды, сохраняющей лишь ближний атомный порядок, представляют разупорядоченно расположенные атомы, участвующие преимущественно в некогерентном диффузном рассеянии рентгеновских лучей, результатом чего является фон

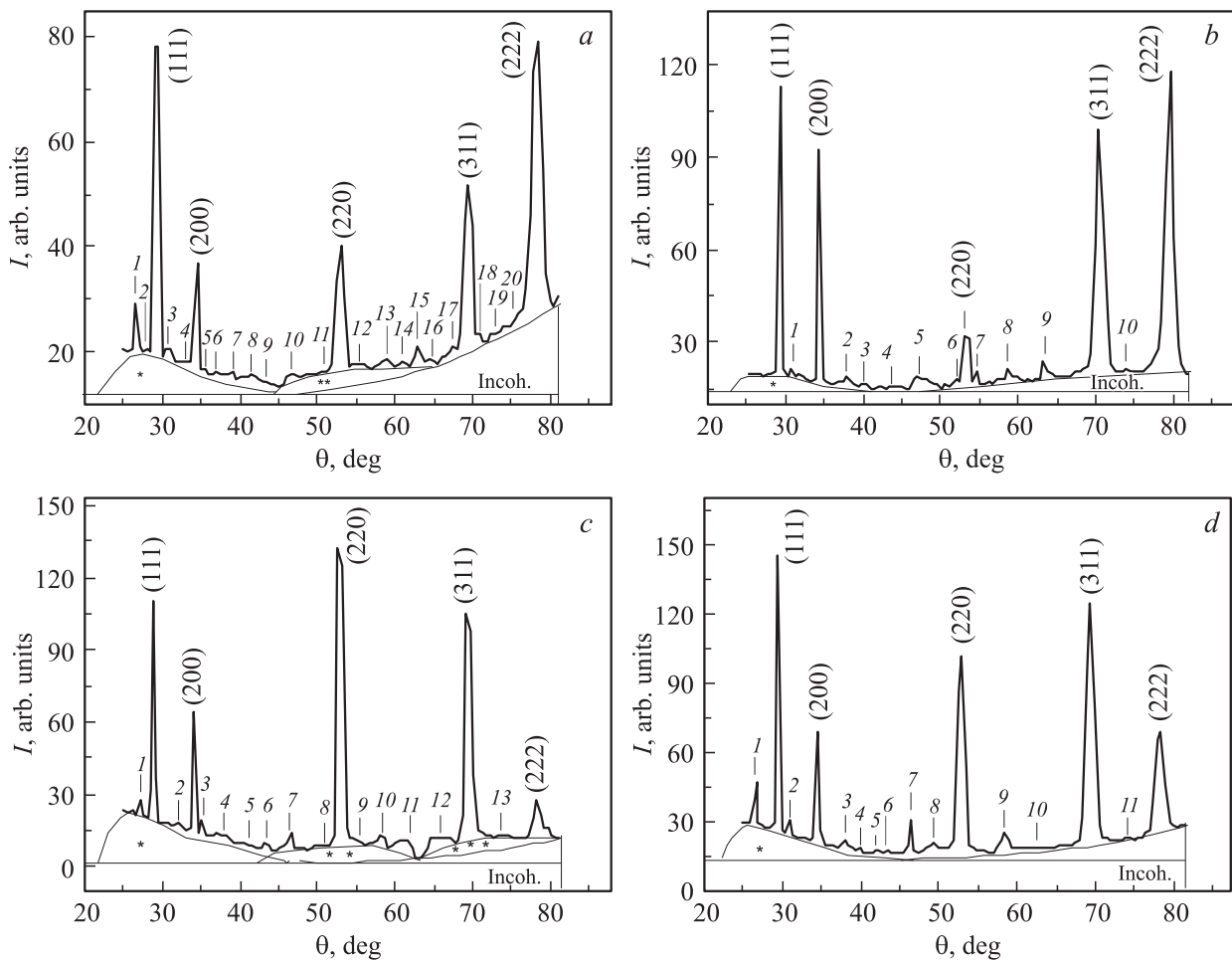
(на рис. 3 обозначен „incoh.“, его интенсивность увеличивается пропорционально  $\sin^2\theta$ ). Рассмотрим детально особенности структуры, выявленные на дифракционных картинах рис. 3 от образцов деформированного алюминия.

3.2.1. Разнообразие разномасштабных фракций атомного порядка при вариации способов интенсивной деформации алюминия. В результате традиционной прокатки на валках „гладкая бочка“, как можно видеть на рис. 3, *a*, алюминий имеет основную кристаллическую структуру, свойственную ГЦК-решетке с типичным набором кристаллографических плоскостей, о чем свидетельствует табличный характер расположения дебаевских линий. Обратим внимание на необычную форму максимумов отражений (200), (220), (311) и (222), имеющих вид асимметричных склонов с большей интенсивностью со стороны больших углов дифракции,  $\theta$ , т.е. с меньшими значениями межплоскостных расстояний,  $d$ , что указывает на преобладание в указанных семействах плоскостей сжимающих напряжений.

Другая структурная группа представлена в виде флуктуационных диффузных максимумов (отмечены арабскими цифрами). Их большое количество и разнообразие форм характеризует высокую степень размерной и энергетической неоднородности в данной структурной группе. Она представляет собой метастабильные плоские группировки атомов (кластеры) в виде фрагментов из семейств однотипных плоскостей с намечающимся дальним атомным порядком,  $\sim 10^2 \text{ \AA}$ . Данные кластеры образовались в процессе сильной деформации кристаллической ГЦК-структуры алюминия. Они сформировали другую кристаллографическую группу, иначе эти флуктуационные максимумы располагались бы в непосредственной близости от дебаевских линий.

Высокая интенсивность диффузного рассеяния, формирующего полосы гало (на рис. 3 отмечены (\*), (\*\*), и (\*\*\*)), указывает на крупномасштабные флуктуационные нарушения в виде аморфизации структуры с образованием аморфных кластеров, размером  $\sim 10^1 \text{ \AA}$ , в семействах плотноупакованных диагональных плоскостей (111), вертикальных плоскостей (220), и так называемых „косых“ плоскостей (311) с малой заселенностью атомами. Атомы в этих аморфных кластерах наследуют расположение, свойственное (111), (220) и (311) плоскостям ГЦК-решетки алюминия, хотя и с сильными искажениями из-за дисперсности, когда в поверхностном слое кластеров равновероятны переходы типа порядок  $\leftrightarrow$  беспорядок.

На рис. 3, *a-d* в результате сравнения интегральных интенсивностей некогерентного рассеяния (incoh.) видно, что для образца, подвергнутого прокатке традиционным способом (*a*), характерна наибольшая из сравниваемых структур объемная концентрация разупорядоченно расположенных атомов, что в соответствии с результатами исследований плотности (на рис. 1, *a*), указывает на образование именно в данном образце алюминия



**Рис. 3.** Дифракционные картины от образцов алюминия после прокатки по разным режимам с использованием валков: (а) — традиционных, „гладкая бочка“; (b–d) — нетрадиционных: (b) — с продольными проточками; (c) — с поперечными проточками, (d) — поочередно, с продольными и поперечными проточками.

наибольшего количества флуктуационных „пустот“ и действительно подтверждается наименьшими значениями измеренной плотности (рис. 1, а). В сочетании с меньшими экспериментальными значениями интенсивностей дебаевских линий на рис. 3, а по сравнению с рис. 3, b, c, d, приведенные результаты позволяют утверждать, что традиционная прокатка (гладкие валки), по сравнению с нетрадиционными (валки с проточками), вызывает наибольшее разрушение дальнего атомного порядка в поликристаллическом алюминии.

*Прокатка на валках с продольными проточками.* Дифракционная картина (рис. 3, b) от образца алюминия, деформированного прокаткой на таких валках, свидетельствует о большем совершенстве кристаллографического атомного порядка в семействе различных диагональных плоскостей, (111), (311) и (222), что следует из увеличения интенсивностей соответствующих отражений до значений  $I = 100–120$  (arb. units) на рис. 3, b, по сравнению с  $I = 80$  (arb. units) для случая с традиционной прокаткой на рис. 3, а. Дебаевские линии симметричны, что означает отсутствие

градиентов упругих напряжений. Однако линия (220) искажена, она имеет малую интенсивность, два сателлитных максимума у основания и плоскую вершину, что указывает на разрушение дальнего порядка именно в этой группе кристаллографических плоскостей. Диффузные максимумы в основном имеют рельефный вид склонов и невысокую интенсивность, что характеризует мелкомасштабный набор фрагментов плоскостей, различающихся тонкой структурой атомного порядка в объеме сформировавшихся кристаллографически однопольных кластеров. Под линией (111) присутствует диффузный максимум, гало, что характеризует динамический фазовый переход кристаллическое → аморфное состояние от дальнего атомного порядка к крупномасштабным флуктуациям атомов с формированием мелких фрагментов плоскостей (111), аморфных кластеров, и межкластерной среды. Разупорядоченно расположенные атомы периферийных областей кластеров некогерентно рассеивают рентгеновские лучи и дают вклад в увеличение интенсивности фона.

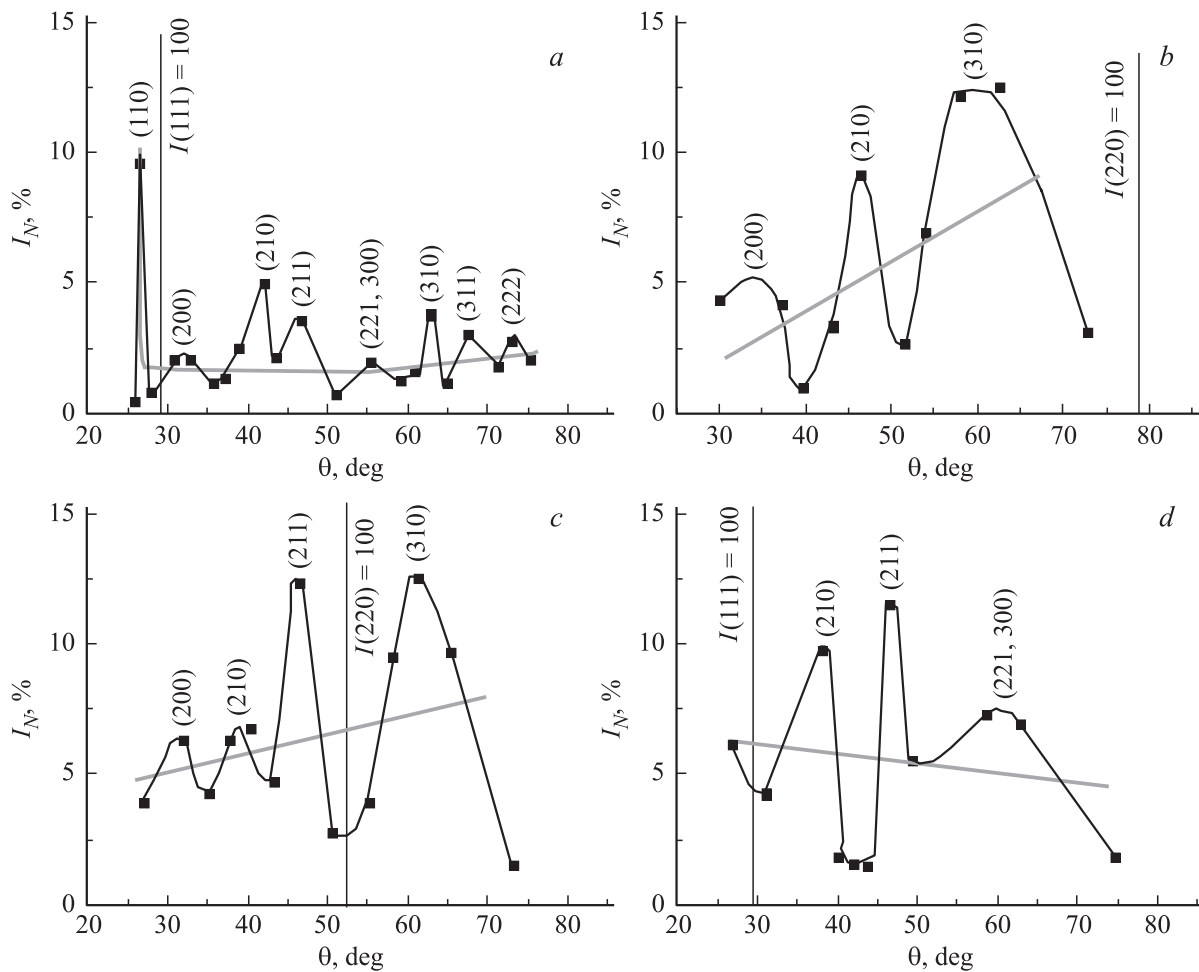
*Деформация на валках с поперечными проточками.* Прокатка алюминия на валках с поперечными проточками способствовала разрушению привычного порядка в кристаллографической структуре алюминия, поскольку, как можно видеть на дифракционной картине (рис. 3, *c*), в данных образцах приоритетное положение занимают вертикальные плоскости (220), параллельные оси  $Z$  и проходящие через середины вертикальных плоскостей решетки, по атомам в центрах противоположных граней. В то же время относительно меньшая интенсивность от диагональных плоскостей (111) и особенно (222), а также присутствие большого количества диффузных полос гало практически в области расположения всех достаточно интенсивных линий (рис. 3, *c*) указывают на развитие процессов фазового перехода типа порядок  $\rightarrow$  беспорядок во всем объеме кристаллографической структуры дальнего атомного порядка алюминия с динамическим фазовым переходом кристаллическое  $\rightarrow$  аморфное состояние, с формированием трех групп аморфных кластеров с доминированием, в наноразмерном масштабе, атомного порядка, свойственного семействам плоскостей (111), (220) и (311). Дебаевские линии (рис. 3, *c*) от плоскостей (220), (311) и (222) имеют асимметричную вершину со скосом в сторону больших дифракционных углов  $\theta$ , что означает преобладание количества плоскостей в меньших углах  $\theta$ , т.е. с большими межатомными расстояниями, свидетельствующих о присутствии в указанных семействах плоскостей упругих напряжений растяжения. Диффузные максимумы 1, 2, 4 имеют раздвоенную вершину; у максимумов 5, 8, 10, 11, 12 плоские вершины, что характеризует присутствие сильных деформационных искажений в структуре указанных кристаллических кластеров.

*Деформация на валках с комбинированными, продольными и поперечными проточками.* Применение комбинированной прокатки алюминия привело главным образом к природной закономерности в расположении атомов в кристаллической структуре, свойственной алюминию, с максимальной интенсивностью линий от плоскостей (111) и (311). На рис. 3, *d* линии от плоскостей (200), (220), (311) и (222) имеют асимметричную скошенную вершину с большей интенсивностью со стороны больших углов  $\theta$ , что означает расслоение указанных семейств плоскостей по величине межплоскостных расстояний,  $d$ , с преобладанием меньших  $d$ , т.е. доминируют упругие напряжения сжатия. На этих же дифракционных картинах диффузные максимумы, обозначенные цифрами 1, 2, 3, 7, 8, 9, имеют острые вершины, а 4, 5, 6, 10, 11, характеризуются очень слабыми интенсивностями, что указывает на присутствие в структуре образца двух групп кристаллических кластеров, существенно различающихся по размерам, более крупных (имеют острые дифракционные максимумы) и более мелких (слабые размытые максимумы). Единственный широкий диффузный максимум, гало, свидетельствует о частичной аморфизации структуры в семействах кристаллографических плоскостей (111) (рис. 3, *d*).

3.2.2. Динамический фазовый переход с изменением кристаллографического порядка в деформационных кластерах алюминия. Для проведения качественного фазового анализа структуры кластеров, образовавшихся в процессе интенсивной деформации алюминия с устойчивой ГЦК-решеткой, мы измерили интегральные интенсивности всех интерференционных максимумов, включая дебаевские линии и диффузные максимумы, и нормируя на 100 значение самой интенсивной из линий дифракционной картины каждого из исследуемых образцов, оценили нормирующие коэффициенты. Соответствующие нормированные значения интенсивностей для диффузного когерентного рассеяния представлены на рис. 4. Как можно видеть, на рис. 4 распределение интенсивностей от диффузных максимумов имеет флуктуирующий характер с изменением усредненной интенсивности с увеличением угла дифракции от экспоненциальной зависимости (для традиционной прокатки на валках „гладкая бочка“) до линейной (прокатка на валках с проточками). Это различие проявилось в существенно большем количестве, 8, флуктуационных максимумов в первом случае рис. 4, *a*, по сравнению с 3 или 4 максимумами для остальных кривых (рис. 4, *b, c, d*). Полученные максимумы соответствуют интерференционным максимумам при когерентном рассеянии рентгеновских лучей от наиболее часто повторяющихся фрагментов плоскостей формирующейся новой кристаллографической структуры. Для алюминия естественно допустить вероятность образования элементов плоскостей простой кубической решетки с тем же параметром,  $a = 4.0494 \text{ \AA}$ , как и для стабильной ГЦК-решетки недеформированной структуры, потому что в процессе изгиба или разворота кристаллического материала легче сохраняются более простые фрагменты кристаллографического порядка [11,12].

Результаты расчетов и экспериментально полученные значения межплоскостных расстояний позволили определить типы семейств плоскостей, ответственных за образование всех диффузных максимумов, представленных на рис. 4. Это максимумы от простой кубической решетки типа К6. При этом, как можно видеть на рис. 4, наиболее яркими оказываются те из максимумов, которые на дифракционной картине расположены рядом с самой интенсивной дебаевской линией, т.е. имеющие близкие значения межплоскостных расстояний, что указывает на концентрационную преобладанность структурных групп доминирующего дальнего и мезоскопического кристаллографических порядков.

3.2.3. Размеры деформационных кластеров. Как можно видеть из рис. 5, для исследуемых образцов деформированного алюминия размеры кристаллических кластеров изменяются в пределах 50–500  $\text{\AA}$  для традиционной прокатки, с доминирующим развитием крупных кластеров на основе группировок атомов из близко расположенных,  $d \sim 1.2 \text{ \AA}$ , высокоиндексных плоскостей типа (222) (рис. 5, *a*). Однако при использовании валков



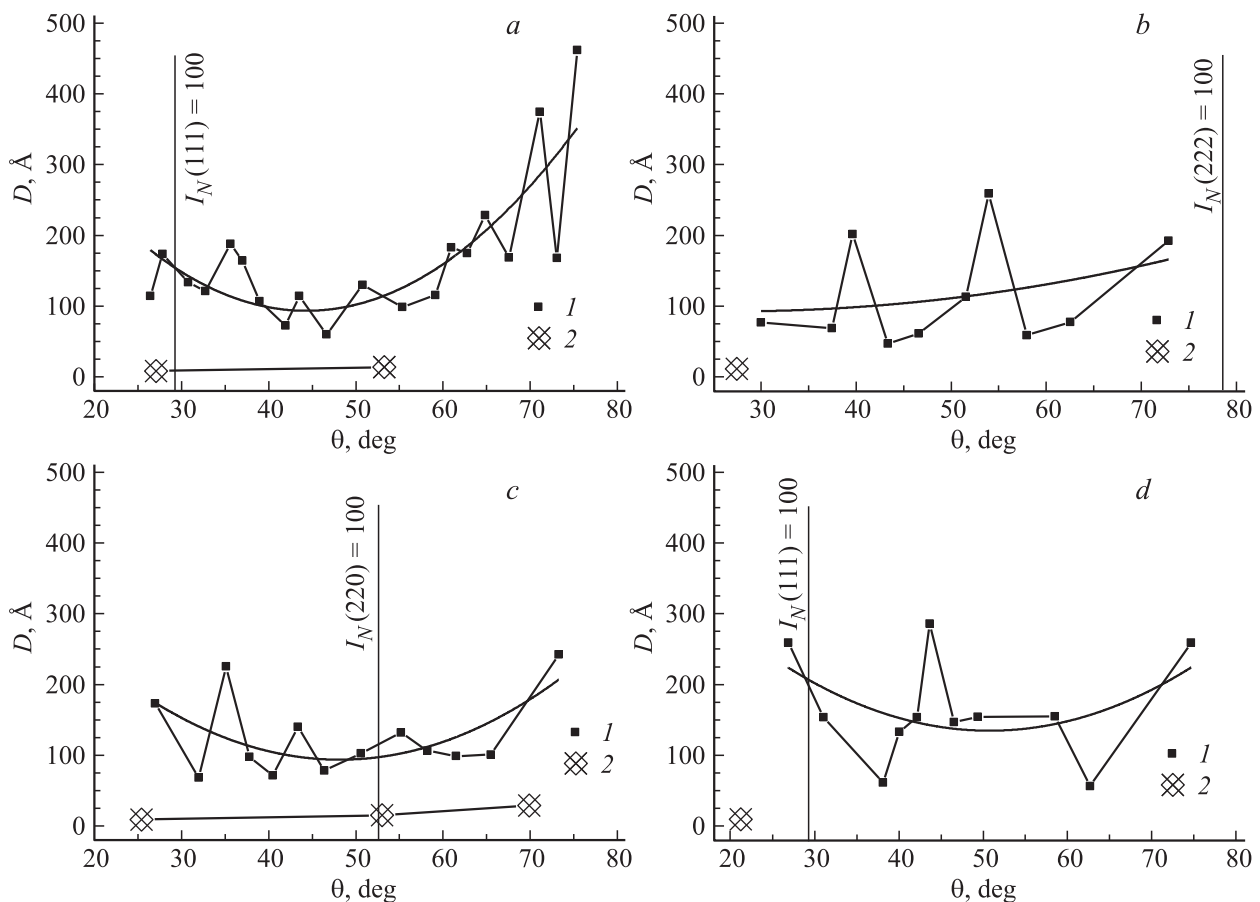
**Рис. 4.** Распределение нормированной интегральной интенсивности диффузных максимумов на дифракционных картинах от образцов алюминия после прокатки по разным режимам с использованием валков: (а) — традиционных, „гладкая бочка“; (b–d) — нетрадиционных: (b) — с продольными проточками; (c) — с поперечными проточками, (d) — поочередно, с продольными и поперечными проточками. Вертикальными линиями показаны положения самых интенсивных линий матричной структуры образцов.

с рельефными проточками, в структуре кластеров различие размеров вдвое меньше, 50–250 Å, при этом более крупными являются кластеры, сформированные как из плотноупакованных плоскостей типа (110) с большими межплоскостными расстояниями,  $d \sim 2.4$  Å, так и из близкорасположенных, но слабозаселенных плоскостей типа (222) с малыми межплоскостными расстояниями,  $d \sim 1.2$  Å (рис. 5, c, d).

Для всех типов деформаций минимальный размер приходится на кластеры с упаковкой атомов типа плоскостей (220) с межплоскостным расстоянием  $d \sim 1.5$  Å. Размер аморфных кластеров,  $D = 10–30$  Å, на порядок меньше, чем средний размер кристаллических кластеров, способствует релаксации внешних напряжений без микроразрушений и благоприятствует большей упругости материала в процессе деформационных нагрузок. Следует ожидать такого эффекта изменения механических свойств особенно в случае выявленных трех гало для образца, подвергнутого прокатке на валках с

поперечными проточками (рис. 5, c), что действительно подтверждается максимальным значением микротвердости именно этого образца (рис. 2, образец c).

Загиб прямого участка на рис. 5 для размера кластеров от угла дифракции,  $D = f(\theta)$ , в сторону больших размеров, выявленный для образца с традиционной прокаткой (рис. 5, a), свидетельствует о возрастании роли крупномасштабных флуктуаций на конечной стадии процесса деформации и о присутствии самоорганизованного критического состояния материала [13], когда, как утверждает Гиляров, в материале происходит эволюция дефектной структуры на все более и более высоких масштабных уровнях, в результате которой материал исчерпывает все имеющиеся возможности сопротивления разрушению. Такая критическая ситуация в процессе деформации выявляется именно в случае использования традиционной прокатки алюминия на валках „гладкая бочка“ (рис. 5, a). Этот результат согласуется с выявленным нами повышенным объемом межкластерной разупо-



**Рис. 5.** Распределение размеров кристаллических (символы в виде черных мелких квадратов) и аморфных (символы в виде алмазных призм) кластеров в зависимости от углового положения диффузных максимумов от образцов алюминия после прокатки с использованием валков: (а) — традиционных, „гладкая бочка“; б–д — нетрадиционных: (б) — с продольными проточками; (с) — с поперечными проточками, (д) — поочередно, с продольными и поперечными проточками. Вертикальными линиями показаны положения самых интенсивных линий матричной структуры образцов.

рядоченной среды по высокой интегральной интенсивности некогерентного диффузного рассеяния рентгеновских лучей на рис. 3, а). Выявленная особенность позволяет объяснить существенное уменьшение плотности именно этого образца (рис. 1, вставка) формированием в нем самоорганизованного критического состояния по сравнению с другими образцами, которые деформировались с использованием прокатки на рельефных валках, со сдвиговой компонентой деформации. Формирование большого количества аморфных кластеров во всем кристаллографическом объеме традиционно деформированного образца с использованием валков „гладкая бочка“ сопровождалось уменьшением плотности материала в результате развития в нем крупномасштабных флуктуационно расположенных пустот, способных инициировать развитие фрактальной трещины.

#### 4. Заключение

1. В процессе сильной деформации алюминия сочетание в близко расположенных микрообъемах проката-

тываемого материала напряжений сжатия, растяжения, сдвига, изгиба и разворота, вызвало обнаруженный нами динамический фазовый переход с формированием в поликристаллической ГЦК-структуре новой кластеризованной фазы с размером кластеров  $\sim 10^2$  Å, с намечающимся дальним атомным порядком другого кристаллографического типа, а именно наноразмерную структуру кластеров алюминия с простой кубической решеткой типа К6.

2. Выявлена концентрационная преобладание доминирующих порядков структурных групп дальнего, в матрице, и мезоскопического, в кластерах, в интенсивно деформированном алюминии.

3. Показано, что для образца, подвергнутого прокатке традиционным способом, характерна наибольшая из сравниваемых структур объемная концентрация разупорядоченно расположенных атомов, что, в соответствии с экспериментальными значениями наименьшей плотности, указывает на образование именно в данном образце алюминия наибольшего количества флуктуационных „пустот“. Кроме этого, меньшие значения интенсив-



ностей дебаевских линий для образцов, подвергнутых прокатке на гладких валках, указывают на статистически хаотическое смещение атомов в узлах кристаллической структуры относительно их положения около нулевых узлов. Обнаруженное для данного образца резкое увеличение размеров деформационных кластеров, характерно по Гилярову [13], в ситуации формирования самоорганизованной критичности структуры, с накопившейся дефектностью, подготовленной к разрушению.

Таким образом, приведенные результаты позволяют утверждать, что традиционная прокатка (гладкие валки), по сравнению с нетрадиционными (валки с проточками), вызывает наиболее опасное для прочности разрушение атомного порядка в поликристаллическом алюминии.

## Список литературы

- [1] Е.Г. Пашинская. Физико-механические основы измельчения структуры при комбинированной пластической деформации. Вебер, Донецк. (2009). 352 с.
- [2] Е.Г. Пашинская, М.М. Мышляев, В.Н. Варюхин, В.В. Столяров, С.А. Миронов, В.М. Ткаченко. Изв. РАН. Сер. физ. **73**, *9*, 1319 (2009).
- [3] В.Н. Варюхин, Н.Н. Белоусов, Е.Г. Пашинская, В.Н. Ткаченко. Металлофизика и новейшие технологии **27**, *8*, 1113–1119 (2005).
- [4] V.N. Varyukhin, E.G. Pashinskaya, V.M. Tkachenko, M.M. Vilousov. Mater. Sci. Forum **503–504**, 591 (2006).
- [5] Е.Г. Пашинская, А.А. Толпа. Металлы **5**, 85 (2004).
- [6] З.А. Самойленко, Н.Н. Ивахненко, Е.И. Пушенко, Е.Г. Пашинская, В.Н. Варюхин, А.В. Завдовеев. ЖТФ **83**, *7*, 82 (2013).
- [7] З.А. Самойленко, Н.Н. Белоусов, Н.Н. Ивахненко, Е.И. Пушенко, Е.Г. Пашинская, В.Н. Варюхин. ФТТ **56**, *6*, 1186 (2014).
- [8] З.А. Самойленко, Н.Н. Ивахненко, Е.И. Пушенко, Е.Г. Пашинская, В.Н. Варюхин. ФТТ **57**, *1*, 82 (2015).
- [9] В.И. Трефилов, Ю.В. Мильман, С.А. Фирстов. Физические основы прочности тугоплавких металлов. Наук. Думка, Киев (1975) 315 с.
- [10] М.А. Кривоглаз. Диффузное рассеяние рентгеновских лучей и нейтронов на флуктуационных неоднородностях в неидеальных кристаллах. Наук. Думка, Киев (1984) 281 с.
- [11] У. Вустер. Диффузное рассеяние рентгеновских лучей в кристаллах / Пер. с англ. Л.И. Миркина. ИЛЛ, М. (1963) 287 с.
- [12] С.С. Горелик, Ю.А. Скаков, Л.Н. Расторгуев. Рентгенографический и электроннооптический анализ. Изд-во МИСИС, М. (1994) 328 с.
- [13] В.Л. Гиляров. ФТТ **47**, *5*, 808 (2005).