

## ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 669.715:539.5

### МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЯ 1050 ПОСЛЕ ПРИНУДИТЕЛЬНОГО РИФЛЕНИЯ ПРЕССОВАНИЕМ И ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКИ

© 2020 г. К. Хаджизаде<sup>а, \*</sup>, С. Эджтемай<sup>б</sup>, Б. Эгбали<sup>б</sup>, К. Я. Куржидловский<sup>с</sup>

<sup>а</sup>Факультет горного дела и металлургии, Технологический университет Урмии, Урмия, Р.О. 57155-419 Иран

<sup>б</sup>Факультет материаловедения, Технологический университет Саханд, Табриз, Р.О. 51335-1996 Иран

<sup>с</sup>Варшавский технологический университет, Факультет материаловедения и технологии материалов,  
ул. Волоская 141, Варшава, 02-507 Польша

\*e-mail: kaveh.hajizadeh@uut.ac.ir

Поступила в редакцию 18.06.2018 г.

После доработки 21.09.2018 г.

Принята к публикации 21.08.2019 г.

Сравнивается микроструктура и механические свойства алюминия 1050, подвергнутого принудительному рифлению прессованием (ПРП) в сочетании с холодной прокаткой. Наблюдения с помощью просвечивающей электронной микроскопии показывают, что после четырех проходов ПРП размер зерна уменьшился до ~1.4 мкм. Сочетание ПРП с холодной прокаткой при комнатной температуре привело к дальнейшему уменьшению размера зерна и значительному улучшению механических свойств. Также изменилось поведение деформации при растяжении алюминия 1050. Кривые напряжение–деформация для образцов после дополнительной холодной прокатки свидетельствуют о достижении предела текучести. Для алюминия 1050 после обработки ПРП с 4 проходами в сочетании с холодной прокаткой при степени обжатия 80% была получена высокая прочность, превышающая 300 МПа и относительное удлинение до разрушения близкое к 20%.

*Ключевые слова:* принудительное рифление прессованием (ПРП), холодная прокатка, ультрамелкозернистые сплавы алюминия, механические свойства, влияние размеров зерна

DOI: 10.31857/S0015323020010088

#### ВВЕДЕНИЕ

Измельчение зерна путем интенсивной пластической деформации (ИПД) является чрезвычайно распространенным способом повышения прочности металлических материалов [1, 2]. За последние три десятилетия были предложены различные методы ИПД, такие как равноканальное угловое прессование (РКУП) [3], кручение под высоким давлением (КВД) [4], всесторонняя ковка (ВК) [5], винтовая экструзия (ВЭ) [6] и гидростатическая экструзия (ГЭ) [7]. Однако только некоторые из них могут быть применены к листовым материалам. К таким способам относятся многопроходная прокатка совместным соединением листов (АРВ) [8], асимметричная прокатка (АП) [9], циклическое гофрирование и выпрямление (ЦГВ) [10], принудительное рифление прессованием (ПРП) [11], и прокатка с принудительным рифлением [12].

Процесс принудительного рифления прессованием (ПРП), изобретенный Шином с сотр. [11], представляет собой гофрирование образцов листового металла асимметричными выпуклыми

пуансонами с последующим восстановлением плоской формы листа рихтовочными пуансонами. Каждый проход ПРП содержит четыре попеременных стадии гофрирования и рихтования. При этих последовательных стадиях прессования создается общая однородная эквивалентная деформация 1.16 всего образца при каждом отдельном проходе. Основное преимущество ПРП по сравнению с АРВ заключается в отсутствии проблем, связанных с соединением обрабатываемых листов [13].

Принципы ПРП хорошо объяснены в работе [14], об измельчении зерна, достигаемого этим методом сообщали в [11, 15–21]. По результатам этих работ можно сделать вывод, что для алюминия [20] и никеля [21] ПРП менее эффективно, чем РКУП. Причина заключается в том, что при ПРП происходит изменение направления нагрузки после каждой стадии прессования. При таких условиях в металлах с ГЦК-решеткой с дефектами упаковки дислокации, образующиеся на стадии гофрирования, скорее всего, будут уничтожены дислокациями противоположного знака

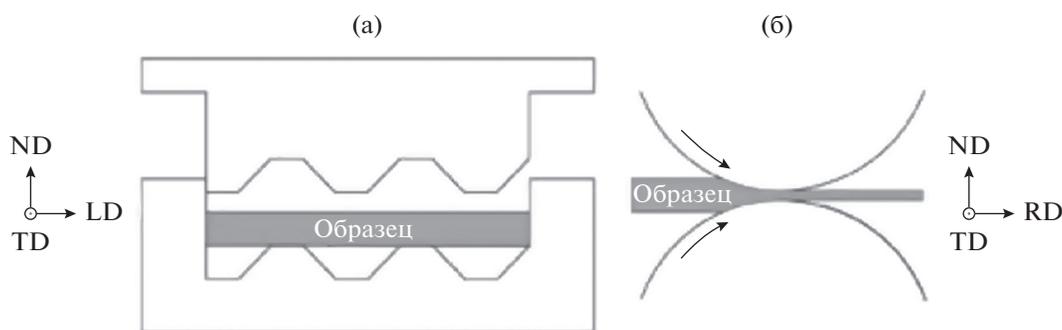


Рис. 1. Схематическое изображение трех ортогональных осей симметрии для образца при ПРП (а) и образца при ПРП + ХП (б).

или из-за противоположного направления кручения при движении в той же самой плоскости сдвига на следующей стадии рихтования [20]. Это, в свою очередь уменьшает накопление дислокаций внутри зерен и задерживает измельчение микроструктуры. Для устранения этого недостатка ПРП может применяться совместно с другими способами деформации, и в данном случае очевидным решением является использование холодной прокатки.

Идея использования нескольких способов ИПД в одном технологическом процессе была успешно реализована при РКУП самых различных материалов [22–28]. Было доказано, что измельчение, наблюдаемое для образцов, дополнительно деформированных после РКУП, например, путем прокатки, в основном обусловлено изменением способа деформации с деформации сдвига на деформацию сжатия (прокатка). Такое изменение способа деформации само по себе вызывает скольжение по нескольким системам, приводящее к более интенсивному взаимодействию дислокаций и образованию новых границ [22].

Целью настоящего исследования является изучение преимуществ сочетания ПРП с холодной прокаткой (ХП) в случае технически чистого алюминия 1050. Для этого серия образцов была обработана проведением ПРП совместно с ХП. Для оценки механических свойств этих образцов были проведены испытания на растяжение и определение твердости. Для исследования их микроструктуры использована просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ). Результаты обсуждаются в плане установления связи между микроструктурой и свойствами алюминия после ПРП + ХП.

#### МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Химический состав (в вес. %) исследуемого алюминия 1050 таков: 99.5% Al, 0.1% Si, 0.22% Fe, 0.03% Mn, 0.002% Cu, 0.006% Mg. Из материала в состоянии поставки изготавливали пластины размером  $40 \times 50 \times 5$  мм. Перед ПРП, пластины

отжигали при  $350^\circ\text{C}$  в течение часа с последующим охлаждением на воздухе. При этом была получена равноосная микроструктура со средним размером зерна порядка 80 мкм.

Отожженные образцы сначала подвергали ПРП до четырех проходов при комнатной температуре. После каждого прохода ПРП образцы прокатывали при комнатной температуре.

Прокатка проведена без промежуточного отжига, на лабораторном двухвалковом прокатном стане с направлением прокатки, перпендикулярном гофрам образцов после ПРП. Диаметр двух валков равен 350 мм и скорость прокатки составляла до 10 об/мин. Обжатие по толщине составляло 10% за проход. Окончательная толщина образцов составляла  $\sim 1$  мм при общем обжатии по толщине 80%. Стадии обработки образцов схематически изображены на рис. 1. Можно отметить, что одна лишь ПРП вызывает эквивалентную пластическую деформацию в интервале от 1.16 до 4.64. ХП после от 1 до 4 проходов ПРП приводит к общей эквивалентной пластической деформации в интервале от 3.01 до 6.49.

Микроструктура образцов как после ПРП, так и после ПРП + 80% ХП определена с помощью просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на электронном микроскопе JEOL JEM 1200EX, работающем при высоком напряжении 120 кВ. Образцы для исследования на микроскопе приготавливали с применением обычной электрополировки. Микроструктуру наблюдали в нормальной плоскости, ND, т.е. в плоскости, перпендикулярной нормальному направлению (рис. 1).

Были выполнены испытания на растяжение и определение микротвердости для оценки прочности и пластичности обработанных материалов. Микротвердость по Виккерсу (HV) определяли с помощью прибора для измерения твердости Future-Tech FM-700 с приложением нагрузки 300 г в течение 10 секунд вдоль центральной линии поперечного сечения.

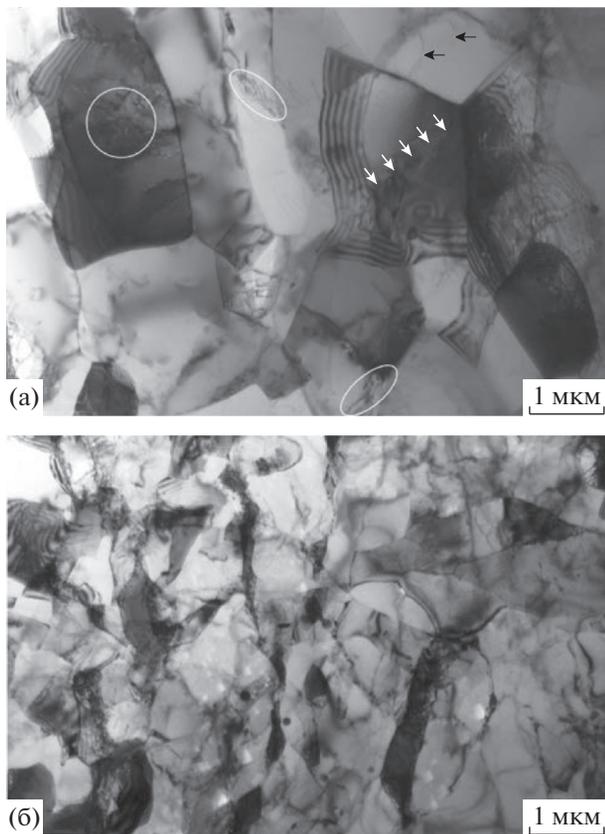


Рис. 2. Светлопольные микрофотографии, полученные при ПЭМ образцов после 4 проходов ПРП (а) и после ПРП + 80% ХП (б).

Испытания на растяжение при комнатной температуре проводили на испытательной машине Zwick/Roell Z010 при начальной скорости деформации  $2.7 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ . Образцы для испытания на растяжение вырезали в соответствии со стандартом JIS Z2201 так, чтобы их рабочая длина была параллельна поперечному направлению при ПРП и направлению прокатки при ПРП + ХП.

### РЕЗУЛЬТАТЫ

Типичное светлопольное изображение микроstructures алюминия 1050 при ПЭМ, наблюдаемое в плоскости ND после четырех проходов, показано на рис. 2а. Видно, что при деформации только путем ПРП при эквивалентной деформации 4.46, исходная крупнозернистая структура существенно измельчается до размера зерна 1390 нм. Микроструктура характеризуется одноосными зернами и субзернами диаметром в интервале от 450 до 2340 нм. Плотность дислокаций относительно низкая. Некоторые зерна содержат изолированные дислокации (отмечены черными стрелками). Присутствуют также скопления дислокаций (обозначены двумя эллипсами), дислокаци-

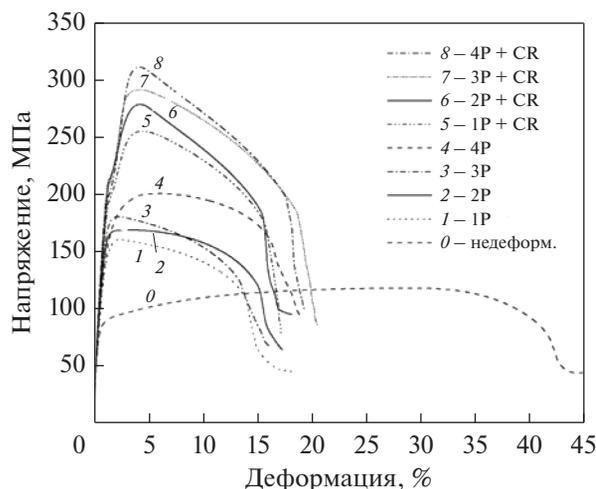


Рис. 3. Кривые условное напряжение—относительная деформация при растяжении Al 1050 после ПРП и после ПРП с последующей холодной прокаткой.

онные клубки (обозначены окружностью) и дислокационные стенки (отмечены несколькими белыми стрелками). Такие неоднородные структуры типичны для алюминия после интенсивной пластической деформации, как уже отмечалось в работе [29].

На рис. 2б показана типичная микроструктура, наблюдаемая после ПРП в сочетании с холодной прокаткой в нормальной плоскости ND. Средний размер зерна составляет 425 нм, что в три раза меньше, чем после ПРП.

Механические характеристики алюминия 1050 после ПРП приведены в табл. 1. Соответствующие кривые напряжение—деформация представлены на рис. 3. Можно видеть, что твердость деформируемых образцов монотонно увеличивается от  $HV_{0.3} = 32$  до 52 с ростом числа проходов от одного до четырех. Примечательно, что дополнительная обработка 80% ХП приводит к незначительному увеличению твердости.

Для образцов, обработанных только ПРП, прочность монотонно возрастает при увеличении числа проходов, с достижением предела текучести (YS) и предела прочности при растяжении (UTS) значений 182 и 200 МПа соответственно. Эти значения существенно превышают значения, полученные для крупнозернистого материала (YS = 92 и UTS = 118 МПа).

Влияние ХП существенно для предела текучести (YS) и еще более существенно для предела прочности при растяжении (UTS). Предел текучести для образцов после 4 проходов ПРП и ХП достигает 225 МПа. Это больше, чем для некоторых сильно легированных алюминиевых сплавов. Предел прочности при растяжении после 4 проходов ПРП и ХП превысил 300 МПа, то есть зна-

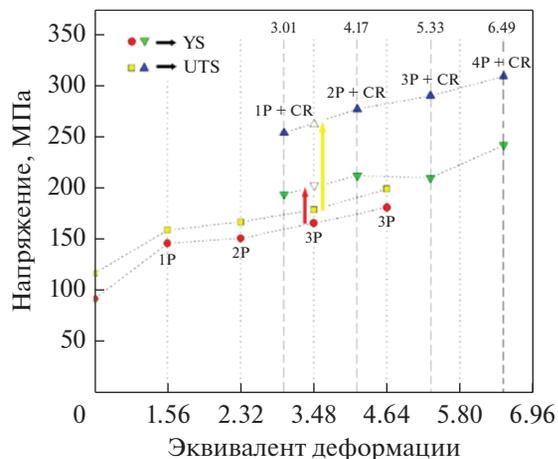
**Таблица 1.** Механические свойства Al 1050 после обработки ПРП и ПРП + 80% ХП. CGP CR

Число проходов	1	2	3	4
<b>ПРП</b>				
Микротвердость по Виккерсу	40	47	50	52
YS, МПа	147	152	167	182
UTS, МПа	160	168	180	200
$\epsilon_u$ , %	2.5	3.4	2.3	5.8
$\epsilon_f$ , %	19	17.7	16.5	19
YS/UTS	0.92	0.90	0.93	0.91
<b>CGP + 80% ХП</b>				
Микротвердость по Виккерсу	50	52	54	55
YS, МПа	190	213	211	195
UTS, МПа	255	278	291	312
$\epsilon_u$ , %	4.4	4.3	4.2	4.3
$\epsilon_f$ , %	19	18.5	20.7	19.5
YS/UTS	0.75	0.77	0.73	0.63

чения, сравнимого с UTS для современных алюминиевых сплавов серии бxxx после термообработки T6.

Представляет интерес тот факт, что такое существенное повышение прочности достигнуто при сохранении исключительно высокой величины пластичности ~17–21% в обработанных образцах. При этом наибольшее удлинение до разрушения составило ~21% после трех проходов ПРП + ХП.

Интересное наблюдение можно сделать при построении зависимости YS и UTS от общей эквивалентной деформации, создаваемой в матери-

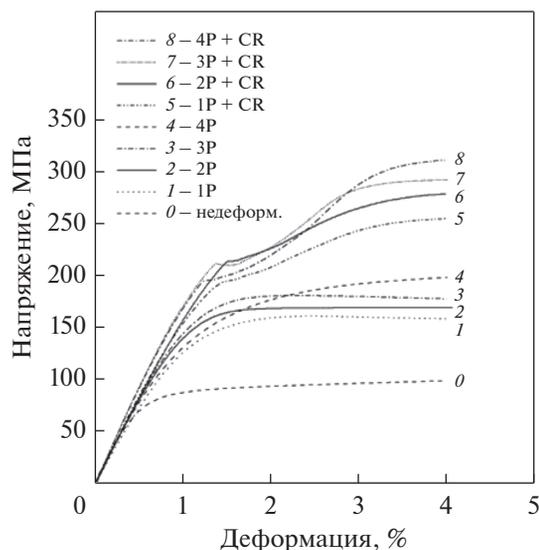
**Рис. 4.** График зависимости YS и UTS от эквивалентной деформации, создаваемой в алюминии 1050 при ПРП и при ПРП с последующей холодной прокаткой.

але, подвергнутом как ПРП, так и ПРП + ХП. (рис. 4). Хорошо видно, что при одинаковом приложенном напряжении ПРП с последующей холодной прокаткой приводит к существенно более высоким значениям прочности, чем при одной только ПРП материала. Например, при сопоставимом уровне напряжения (3 прохода ПРП ( $\epsilon_{VM} = 3.48$ ) и 1 проход с последующей прокаткой ( $\epsilon_{VM} = 3.01$ ) UTS составляет 180 и 255 МПа соответственно, после ПРП и после ПРП с прокаткой.

Холодная прокатка после ПРП также изменяет ход кривых условное напряжение—относительная деформация, изображенных на рис. 3 и более подробно на рис. 5 для относительной деформации до 4%. Можно видеть, что кривые для всех образцов после ПРП + ХП смещаются ступенчатым образом.

## ОБСУЖДЕНИЕ

Как и при других способах ИПД, при измельчении зерна в алюминии 1050 путем ПРП наблюдается относительно быстрое насыщение [14, 16, 21]. Это объясняется динамическим возвратом [14, 30]. Также следует отметить, что изменение направления нагрузки после каждой стадии пресования, что характерно для процесса ПРП, приводит к снижению накопления дислокаций, и поэтому уменьшение размера зерна алюминия 1050 значительно ниже, чем после РКУП. [31]. С другой стороны, ПРП + ХП приводит к дополнительному уменьшению размера зерна примерно до 400 нм, то есть до значения, близкого к указанному для РКУП.

**Рис. 5.** Участок кривых напряжение—деформация для Al 1050 при небольшой относительной деформации (<4%).

При сравнении с образцом, подвергнутым только ПРП, видно, что дополнительная прокатка приводит к более значительному измельчению микроструктуры. Следует отметить, что в данной работе микроструктуру наблюдали с плоскости ND. Исходя из геометрических ограничений при деформации путем прокатки, каждое зерно в прокатываемом поликристаллическом агрегате должно удлиняться в направлении прокатки. Такое изменение размера зерен само по себе приводит к увеличению площади границ зерна и, следовательно, к уменьшению размера зерна, что особенно проявляется при наблюдениях, выполненных в плоскостях RD и TD. С другой стороны, приведенные в данной работе результаты относятся к плоскости ND, для которой изменение формы при прокатке не влияет на расстояние между границами. Следовательно, значительное уменьшение размера зерна, показанное на рис. 2а и 2б и наблюдаемое в плоскости ND, означает, что кроме «измельчения за счет прокатки» происходит интенсивное дробление зерен и образование новых границ зерен внутри равноосных зерен, образовавшихся при ПРП.

На механические свойства материалов, подвергнутых ИПД, влияет множество факторов. Помимо измельчения зерна, структура границы зерен, изменение текстуры, внутренние упругие напряжения и т.д. могут также играть важную роль при определении реакции этих материалов на механические воздействия [26]. Высокие значения твердости,  $YS$  и  $UTS$  для образцов алюминия 1050 после последующей холодной прокатки могут быть объяснены, в основном, более мелкой структурой, по сравнению образцами после только одной ПРП. Как видно из рис. 2, после 4 проходов ПРП дополнительная 80% холодная прокатка приводит к уменьшению размера зерна от 1390 до 425 нм, то есть более чем в три раза.

Хотя в принципе для  $YS$  ожидали аналогичную тенденцию, как и при изменении  $UTS$  в зависимости от числа проходов, для образцов, подвергнутых последующей холодной прокатке, наблюдали некоторые различия. Аналогично тенденции, ранее наблюдаемой при изменении микротвердости,  $UTS$  монотонно повышается при увеличении числа проходов, но  $YS$  возрастает только до второго прохода и уменьшается при последующих проходах. Такое поведение может быть объяснено тем фактом, что как  $UTS$ , так и твердость определяли при сильной пластической деформации. Твердость определяли при средней деформации примерно 10% [14] при испытаниях на растяжение и  $UTS$  определяли при однородной деформации более 4% на образцах, подвергнутых холодной прокатке. Однако  $YS$  связано с началом пластической деформации, соответствующей средней деформации менее 1%. Из таблицы 1 видно, что отношение  $YS/UTS$  для образцов после ПРП со-

ставляет примерно 0.90, что свидетельствует о том, что деформационное упрочнение незначительно для всех образцов, подвергнутых ПРП. В то же время соответствующие значения для образцов, подвергнутых ПРП с последующей холодной прокаткой составляют ~0.63–0.75, что говорит о наличии экстенсивного деформационного упрочнения. Поэтому логично ожидать увеличения степени деформационного упрочнения именно для образцов, подвергнутых ПРП с четырьмя проходами с последующей прокаткой, компенсирующей снижение их прочности в начале испытания на растяжение ( $YS$ ) и приводящего к непрерывному повышению  $UTS$  и твердости при увеличении числа проходов.

Как видно из рис. 4, при одной и той же создаваемой деформации сочетание ПРП с последующей холодной прокаткой приводит к существенно большему увеличению  $UTS$  по сравнению с материалами, подвергнутыми только ПРП. Возможно, это связано с образованием структуры с более мелкими зернами/субзернами и может быть объяснено тем фактом, что изменение способа деформации с ПРП на холодную прокатку вызывает скольжение по нескольким системам. Это приводит к более интенсивному взаимодействию дислокаций, чем при использовании только одного из способов деформации. Другим аспектом, который может играть роль, является различие текстуры после прокатки и ПРП. Обработка с использованием различных способов деформации, таких как ПРП и холодная прокатка, приводит к различным кристаллографическим текстурам. Средние значения фактора Тейлора зерен/субзерен для всей структуры при одноосном приложении нагрузки вдоль оси растяжения могут приводить как к повышению, так и к снижению прочности по сравнению со случайной текстурой. Чем больше фактор Тейлора, тем выше прочность обрабатываемого материала. Хотя такой анализ не проводили в данной работе, тем не менее результаты, полученные при РКУП и РКУП с последующей холодной прокаткой армо-железа [32] свидетельствуют о наличии более высоких значений фактора Тейлора вдоль направления растяжения для состояний с текстурой прокатки по сравнению с текстурой сдвига. Это указывает на то, что на прочность при растяжении вероятно влияет пластическая анизотропия.

На рис. 5 видно, что на кривых напряжение–деформация для образцов с последующей холодной прокаткой наблюдается достижение предела текучести. Для обычных крупнозернистых материалов достижение предела текучести обычно объясняется теорией Контрелла с учетом энергии взаимодействия между дислокациями и растворенными атомами [33]. Однако требуется высокая концентрация растворенных атомов в сплавах со структурой твердого раствора замещения, что-

бы вызвать значительное влияние на текучесть [34]. Во-вторых, растворенные атомы должны сильно отличаться по размеру от атомов раствора, и с другой стороны, их растворимость в основном металле должна быть высокой [33]. Кроме того, диффузионная способность растворенных атомов в твердом растворе оказывает сильное влияние на процесс блокировки дислокаций [33]. С учетом всех этих факторов делается вывод, что для алюминия 1050, в котором основными легирующими элементами являются Fe и Si, применимость теории Контрелла к пределу текучести не оправдана.

По нашему мнению, более правдоподобное объяснение было дано Ю с соавторами [35]. Они обнаружили, что максимальная текучесть или деформация Людерса возникают при размере зерна от 0.4 до 4 мкм. Они подчеркивают, что неоднородность пластического течения ультрамелкозернистого алюминия связана с недостатком подвижных дислокаций внутри зерен.

## ВЫВОДЫ

1. Холодная прокатка с обжатием по толщине 80% приводит к уменьшению размера зерна алюминия, подвергнутого 4 проходам ПРП, от 1400 до 425 нм.

2. Измельчение зерна при холодной прокатке происходит, в основном, за счет дробления зерен.

3. Сочетание ПРП с холодной прокаткой при 80% обжатии по толщине существенно (более чем в полтора раза) увеличивает прочность при растяжении алюминия 1050, по сравнению с материалом, прошедшим только ПРП.

4. Холодная прокатка после ПРП изменяет поведение деформации алюминия 1050 при растяжении с монотонного на ступенчатое. Это, скорей всего, связано с отсутствием достаточно подвижных дислокаций внутри зерен.

Авторы хотели бы выразить благодарность Технологическому университету Саханда за техническую поддержку, благодаря которой стало возможным данное исследование.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Valiev R.Z., Islamgaliev R.K., Alexandrov I.V. Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation // Prog. Mater. Sci. 2000. V. 45. P. 103–189.
2. Armstrong R.W. 60 years of Hall-Petch: Past to present nano-scale connections // (JPN) Mater. Trans. 2014. V. 55. P. 2–12.
3. Valiev R.Z., Langdon T.G. Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement // Prog. Mater. Sci. 2006. V. 51. P. 881–981.
4. Popov V.V., Popova E.N., Stolbovsky A.V., Falahutdinov R.M. Evolution of the Structure of Cu–1% Sn Bronze under High Pressure Torsion and Subsequent Annealing // Phys. Met. Metal. 2018. V. 119. P. 358–367.
5. Sitdikov O.Sh., Avtokratova E.V., Mukhametdinova O.E., Garipova R.N., Markushev M.V. Effect of the Size of Al<sub>3</sub>(Sc,Zr) Precipitates on the Structure of Multi-Directionally Isothermally Forged Al–Mg–Sc–Zr Alloy // Phys. Met. Metal. 2017. V. 118. P. 1215–1224.
6. Beygelzimer Y., Varyukhin V., Synkov S., Orlov D. Useful properties of twist extrusion // Mater. Sci. Eng. A. 2009. V. 503. P. 14–17.
7. Pachla W., Kulczyk M., Przybysz S., Skiba J. Effect of severe plastic deformation realized by hydrostatic extrusion and rotary swaging on the properties of CP Ti grade 2 // J. Mater. Process. Technol. 2015. V. 221. P. 255–268.
8. Saito Y., Utsunomiya H., Tsuji N., Sakai T. Novel ultra-high straining process for bulk materials-development of the accumulative roll-bonding ARB process // Acta Mater. 1999. V. 47. P. 579–583.
9. Ji Y.H., Park J.J. Development of severe plastic deformation by various asymmetric rolling processes // Mater. Sci. Eng. 2009. A 499. P. 14–17.
10. Huang J., Zhu Y.T., Alexander D.J., Liao X., Lowe T.C., Asaro R.J. Development of repetitive corrugation and straightening // Mater. Sci. Eng. A. 2004. V. 371. P. 35–39.
11. Shin D.H., Park J.J., Kim Y.S., Park K.T. Constrained groove pressing and its application to grain refinement of aluminium // Mater. Sci. Eng. A. 2002. V. 328. P. 98–103.
12. Lee J., Park J. Numerical and experimental investigations of constrained groove pressing and rolling for grain refinement // J. Mater. Process. Technol. 2002. V. 130–131. P. 208–213.
13. Yu H., Tieu K., Lu C. Advanced Rolling Technologies for Producing Ultrafine-grain/nanostructured Alloys // Procedia Eng. 2014. V. 81. P. 96–101.
14. Gupta A.K., Maddukuri T.S., Singh S.K. Constrained groove pressing for sheet metal processing // Prog. Mater. Sci. 2016. V. 84. P. 403–462.
15. Morattab S., Ranjbar K., Reihanian M. On the mechanical properties and microstructure of commercially pure Al fabricated by semi-constrained groove pressing // Mater. Sci. Eng. A. 2011. V. 528. P. 6912–6918.
16. Khodabakhshi F., Kazeminezhad M., Kokabi A. Constrained groove pressing of low carbon steel: Nano-structure and mechanical properties // Mater. Sci. Eng. A. 2010. V. 527. P. 4043–4049.
17. Hosseini E., Kazeminezhad M. RETRACTED: Nano-structure and mechanical properties of 0-7 strained aluminum by CGP: XRD, TEM and tensile test // Mater. Sci. Eng. A. 2009. V. 526. P. 219–224.
18. Peng K., Mou X., Zeng J., Shaw L.L., Qian K.W. Equivalent strain, microstructure and hardness of H62 brass deformed by constrained groove pressing // Comput. Mater. Sci. 20011. V. 50. P. 1526–1532.
19. Hajizadeh K., Ejtemaei S., Eghbali B. Microstructure, hardness homogeneity, and tensile properties of 1050 aluminum processed by constrained groove pressing // J. Appl. Phys. 2017. V. 504. P. 123–132.
20. Satheesh Kumar S.S., Raghu T. Structural and mechanical behaviour of severe plastically deformed high purity al-

- uminium sheets processed by constrained groove pressing technique // *Mater. Des.* 2014. V. 57. P. 114–120.
21. *Satheesh Kumar S.S., Raghu T.* Mechanical behaviour and microstructural evolution of constrained groove pressed nickel sheets // *J. Mater. Process. Technol.* 2013. V. 213. P. 214–220.
  22. *Stepanov N.D., Kuznetsov A.V., Salishchev G.A., Rabb G.I., Valiev R.Z.* Effect of cold rolling on microstructure and mechanical properties of copper subjected to ECAP with various numbers of passes // *Mater. Sci. Eng. A.* 2012. V. 554. P. 105–115.
  23. *El-Danaf E.A., Soliman M.S., Almajid A.A.* EBSD investigation of the microstructure and microtexture evolution of 1050 aluminum cross deformed from ECAP to plane strain compression // *J. Mater. Sci.* 2011. V. 46. P. 3291–3308.
  24. *Hazra S.S., Gazder A.A., Carman A., Pereloma E.V.* Effect of Cold Rolling on as-ECAP Interstitial Free Steel // *Metall. Mater. Trans. A.* 2011. V. 42. P. 1334–1348.
  25. *Stolyarov V.V., Zhu Y.T., Alexandrov I.V., Lowe T.C., Valiev R.Z.* Grain refinement and properties of pure Ti processed by warm ECAP and cold rolling // *Mater. Sci. Eng. A.* 2003. V. 343. P. 43–50.
  26. *Hajizadeh K., Eghbali B.* Effect of Two-Step Severe Plastic Deformation on the Microstructure and Mechanical Properties of Commercial Purity Titanium // *Met. Mater. Int.* 2014. V. 20. P. 343–350.
  27. *Zeldovich V.I., Shorokhov E.V., Dobatkin S.V., Frolova N.Yu., Kheifets A.E., Khomskaya I.V., Nasonov P.A., Ushakov A.A.* Structure and mechanical properties of titanium subjected to high-rate channel angular pressing and deformation by rolling // *Phys. Met. Metal.* 2011. V. 111. P. 421–429.
  28. *Wei K.X., We W., Wang F., Du Q.B., Alexandrov I.V., Hu J.* Microstructure, mechanical properties and electrical conductivity of industrial Cu–0.5% Cr alloy processed by severe plastic deformation // *Mater. Sci. Eng. A.* 2011. V. 528. P. 1478–1484.
  29. *Cabibbo M., Evangelista E., Scalabroni C.* EBSD FEG-SEM, TEM and XRD techniques applied to grain study of a commercially pure 1200 aluminum subjected to equal-channel angular pressing // *Micron.* 2005. V. 36. P. 401–414.
  30. *Pippan R., Scheriau S., Taylor A., Hafok M., Hohenwarter A., Bachmaier A.* Saturation of fragmentation during severe plastic deformation // *Annu. Rev. Mater. Res.* 2010. V. 40. P. 319–343.
  31. *Sun P.L., Cerreta E.K., Gray G.T. and Bingert J.F.* The effect of grain size, strain rate, and temperature on the mechanical behavior of commercial purity aluminium // *Metall. Mater. Trans. A.* 2006. V. 37. P. 2983–2994.
  32. *Bruder E.* Mechanical Properties of ARMCO® Iron after Large and Severe Plastic Deformation—Application Potential for Precursors to Ultrafine Grained Microstructures // *Metals.* 2018. V. 8. P. 191–203.
  33. *Hall E.O.* Yield point phenomena in metals and alloys // New York: Plenum Press. 1970, pp. 16–23 and 171–200.
  34. *Brindley B.J., Worthington P.J.* Yield-point phenomena in substitutional alloys // *Met. Mater. Metall. Rev.* 1970. V. 4. P. 101–114.
  35. *Yu C.Y., Kao P.W., Chang C.P.* Transition of tensile deformation behaviors in ultrafine-grained aluminium // *Acta Mater.* 2005. V. 53. P. 4019–4028.