

УДК 621.772

Зубко Ю. Ю.
Фролов Я. В.
Бобух А. С.

ВЛИЯНИЕ МНРКУП НА МИКРОСТРУКТУРУ АД0

Развитие отраслей машиностроения в значительной мере обеспечивается разработкой и применением новых конструкционных материалов, обладающих высокими механическими свойствами. Эти свойства обеспечиваются как химическим составом, так и методом обработки, направленным на получение мелкозернистой структуры [1]. При этом, с точки зрения эффективности технологий обработки металлов давлением, особое внимание уделяется ресурсосбережению, для повышения конкурентной способности изделий и снижению его стоимости.

Пластическая деформация с применением сложной схемы напряженно-деформированного состояния обеспечивает проработку структуры металла, которая после соответствующей термической обработки обеспечивает равномерную мелкозернистую структуру металла [1]. Такая структура обуславливает достижение необходимого сочетания в изделии прочностных и пластических свойств [2]. Анализ требований стандартов на металлопродукцию [3] показывает, что с уменьшением условной толщины изделия соотношение между пределом прочности и пределом текучести обычно возрастает для большинства известных материалов [4]. Это связано с тем, что в большинстве технологических процессов обработки металлов давлением увеличение степени деформации приводит к уменьшению величины зерна.

Проблема получения мелкозернистой структуры в изделиях с относительно большой толщиной (площадью поперечного сечения) инспирировала разработку методов интенсивной пластической деформации (ИПД). Такие методы за счет создания условий для пластического сдвига в очаге деформации приводят к интенсивной проработке структуры без значительного изменения площади поперечного сечения на выходе из очага деформации.

Наиболее распространёнными методами интенсивной пластической деформации являются асимметричная прокатка [5] и угловое прессование [6, 7]. При этом РКУП достаточно однородно измельчает зёрна и изменяет их форму [6]. Данный метод используется для получения ультрамелкозернистых [8] пластически деформируемых металлов.

В результате развития РКУП появилось новое направление неравноканальное угловое прессование (НРКУП). Об этом процессе одним из первых заговорил Арман Хасани в своей работе «Principles of Nonequal Channel Angular Pressing» [9]. Суть этого процесса заключается в уменьшении диаметра выходного канала по сравнению со входным.

При исследовании нового направления в производстве мелкозернистых металлов и сплавов МНРКУП возник вопрос, как влияет МНРКУП на микроструктуру металла. Как и во всех рассмотренных методах, суть заключается в продавливании заготовки через матрицу, которая имеет 2 и более выходных канала, расположенных под углом 90° к оси прессования. Такая конфигурация матрицы по данным [10] позволяет обеспечить сдвиговые деформации, необходимые для измельчения зерна, а также достаточный гидростатический подпор, необходимый для интенсификации процессов двойникования.

Целью исследования, результаты которого приведены ниже, является исследование влияния МНРКУП на микроструктуру алюминия марки АД0.

В качестве основного материала для экспериментальных исследований влияния МНРКУП на микроструктуру использовался литой алюминий марки АД0. Химический состав алюминия приведён в табл. 1. Этот материал выбран из-за его хорошей обрабатываемости и отсутствия в химическом составе элементов, влияющих на величину зерна и фазовый состав.

Таблица 1

Химический состав сплава АД0*

Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ni	Cr	Ti	Zr	Ca	Sn
98.9	0.16	0.33	0.02	0.015	0.013	0.024	0.0048	0.0008	0.0056	0.001	0.03	0.005

*по результатам хим. анализа в лаборатории завода Алюмаш, г. Днепр.

В качестве заготовок использовались отлитые алюминиевые цилиндры. В ходе изготовления заготовок алюминий нагревался в кокельной печи до температуры 670 °С. Температура расплава измерялась термопарой типа К (NiCr-Ni) с диапазоном измерения от –65 до 1150 °С и цифровым термометром марки GREISINGER модель GTH 1170, погрешность термометра в пределах 2 °С. После достижения расплава нужной температуры расплав выливался в подготовленную форму из песка и заготовленной трубы диаметром 50 мм. В качестве смазки использовался сульфид молибдена. После отливки форма с заготовкой остывали, после чего алюминиевый цилиндр извлекался. Окончательное остывание происходило на воздухе. После чего от слитка обрезалась усадочная раковина, и отлитый слиток разделялся на 2–3 заготовки на механической пиле. После распила заготовки обтачивались на токарном станке до размера входного канала контейнера, а именно 42 мм. Обработанные заготовки 42 × 150 мм были пропрессованы через специально разработанный инструмент для МНРКУП [11]. Прессование проводилось в лаборатории кафедры ОМТ на гидравлическом двухколонном прессе (рис. 1). Характеристики пресса приведены в табл. 2.



Рис. 1. Гидравлический пресс кафедры ОМД им. Акад. Чекмарёва А. П.

Таблица 2

Техническая характеристика пресса 2ГПД4В

Параметр	Показатель
Номинальная сила пресса, кН	1600
Номинальная сила обратного хода, кН	160
Ход ползуна, мм	330
Максимальное расстояние между столом и ползуном, мм	1000
Размеры стола, мм: Длина L	800
Ширина B	710
Номинальная сила выталкивателя, кН	31,5
Ход выталкивателя, мм	250
Скорость ползуна, мм/с, не меньше:	
Холостой ход	200
Начальная	5–50
Рабочий ход	5
Обратный ход	70
Скорость выталкивателя:	
Начальная	36–150
Рабочая	36
Габаритные размеры, мм:	
Ширина	1830
Толщина	1275
Высота	3810
Вес пресса, кг	5015

Разработанный инструмент обеспечивает следующие условия деформации при прессовании: угол пересечения входного и выходных каналов 90° (рис. 1); диаметр контейнера – 42 мм; диаметр выходного канала – 15 мм.

Температура нагрева заготовок в электрической печи сопротивления была 500°C . Для уменьшения теплотерь при прессовании инструмент нагревался до температуры 400°C . Контроль температуры осуществлялся контактной термопарой типа К (NiCr-Ni) с диапазоном измерения от -65 до 1150°C и цифровым термометром марки GREISIGED модель GTN 1170, погрешность термометра в пределах 2°C . Процесс проводился для одной заготовки за одно прессование. Процесс останавливался по достижении силы в 380 кН. При этом длина каждого из пропрессованных лучей составила $0,2 (\pm 0,01)$ м. Конструкция инструмента для МНРКУП [11] позволяет по окончании процесса извлекать пропрессованные изделия (лучи) вместе с пресс-остатком (рис. 3). Из них было отобрано несколько образцов для микроструктурного анализа для анализа разных частей пропрессованного образца.

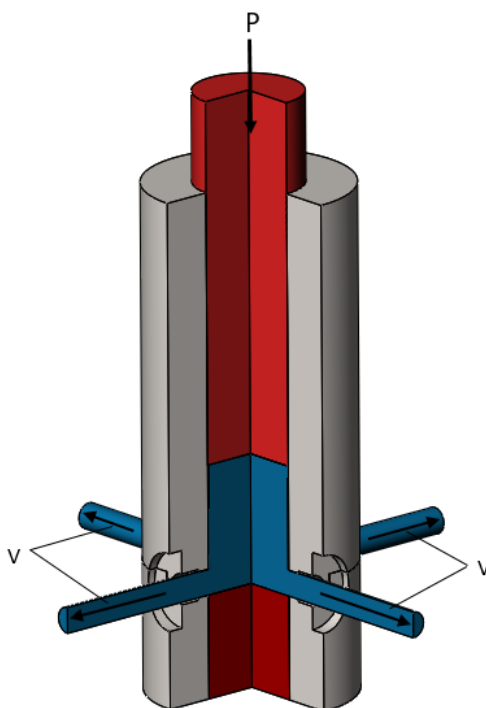


Рис. 2. Инструмент для МНРКУП

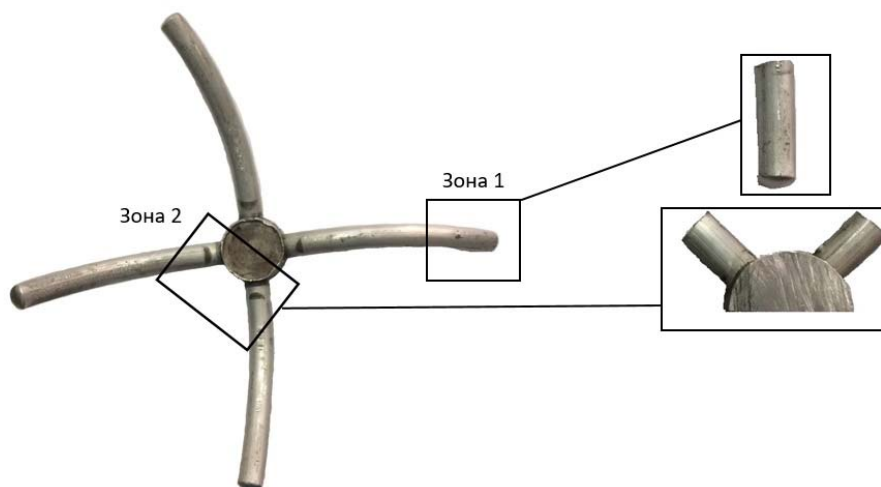


Рис. 3. Выбор зон образца для микроструктурного анализа образцов пропрессованных в МНРКУП изделий вместе с пресс-остатком

Выбор зон для исследования обусловлен следующими причинами: из предыдущих исследований стало ясно, что в начале образца после прессования есть переходная зона (зона 1), длина которой зависит от диаметра выходного канала; вторая же часть была отобрана в месте перехода от входного канала к выходному, это позволило исследовать микроструктуру в различных зонах ОЧПЗ [12].

Микроструктурные исследования проводились на цифровом микроскопе Keyence VHX5000 с возможностью увеличения до 1000 крат. Образцы для микроструктурного анализа подготавливались путём последовательного шлифования, полировки и травления для выявления структуры зерна согласно Barker [13], затем исследовались с помощью микроскопа под поляризованным светом. Изображения микроструктуры получены с масштабом 500 нм. Для качественного анализа влияния МНРКУП на размер зерна алюминия применялся метод секущих [14]. В основу расчета среднего размера зерна приняли известное стереометрическое соотношение, устанавливающее пропорциональность между плотностью линий границ зерен на плоскости шлифа и плотностью точек их следов на случайной секущей линии [15].

С учетом этого соотношения, диаметры зерен определяли по формуле:

$$d_i = \frac{L}{m_i}, \quad (1)$$

где m_i – число пересечений границ зерен с секущей, длина которой равна L .

Случайные секущие ориентировали вдоль, перпендикулярно, под углами 45 и 135° к оси образцов. Для каждого направления проводили по 10 секущих длиной L равной 70 мм (с учетом масштабирования изображения), что позволяло получать большие выборки для последующих статистических расчетов.

Величины среднего диаметра зерна \bar{d} и стандартного отклонения σ_n определяли по стандартным соотношениям [16].

Доверительный интервал рассчитывали по зависимости:

$$\Delta d = \frac{t \cdot \sigma_n}{\sqrt{n}}, \quad (2)$$

где $t = 2,26$ критерий Стьюдента (соответствует уровню значимости $\alpha = 0,05$).

Для сравнения также выполнялся микроструктурный анализ исходной заготовки.

На микрофотографии (рис. 4) показана микроструктура исходной заготовки, литого алюминия.



Рис. 3. Микрофотографии исходной микроструктуры сплава АД0

Исходя из характера расположения зёрен, можно предположить, что характер кристаллизации расплавленного алюминия соответствует классической схеме, на это указывают крупные зёрна ближе к середине образца (рис. 4, б), более мелкие в направлении к краю слитка (рис. 4, а). Отсутствие мелких зёрен у края заготовки объясняется обработкой слитка перед деформацией. В данном конкретном случае эта зона кристаллизации была «ободрана» на токарном станке.

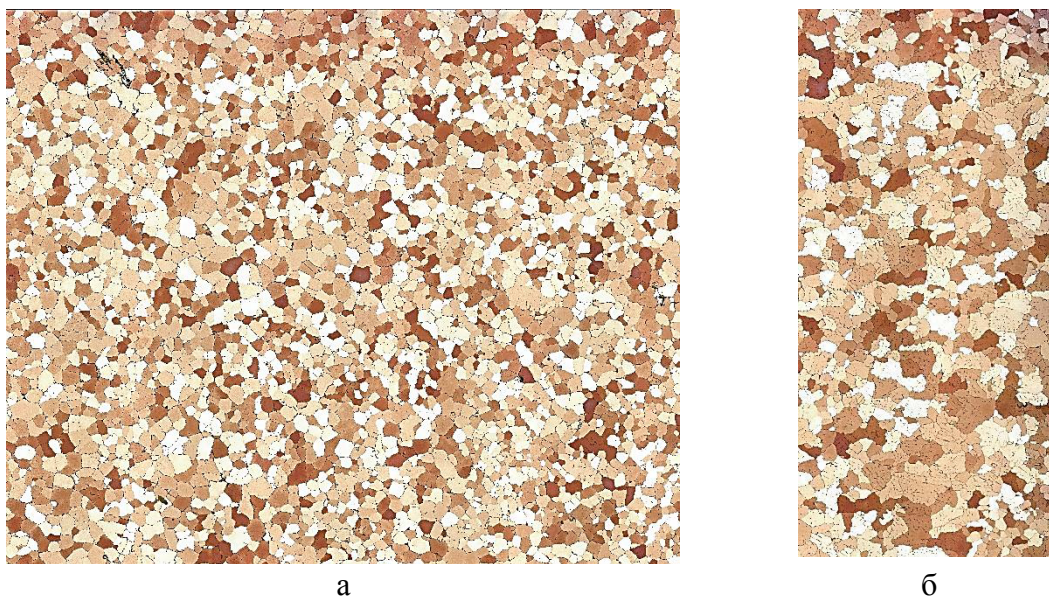


Рис. 4. Микрофотографии структуры литого алюминия АД0

Расчёт среднего размера зерна производился по описанной методике случайных сечущих с помощью САПР программы JMicroVision. В ходе расчёта среднего размера зерна на длине всего шлифа было установлено, что средний размер зерна равен $77,59 \pm 5,04$ мкм. Характер вытянутости зёрен, а также количественное распределение примесей и фазовый состав не анализировался.

Анализ микроструктуры деформированного изделия был начат с анализа изменений структуры в зоне 1 (рис. 5), в месте предположительного существования зоны «среза».

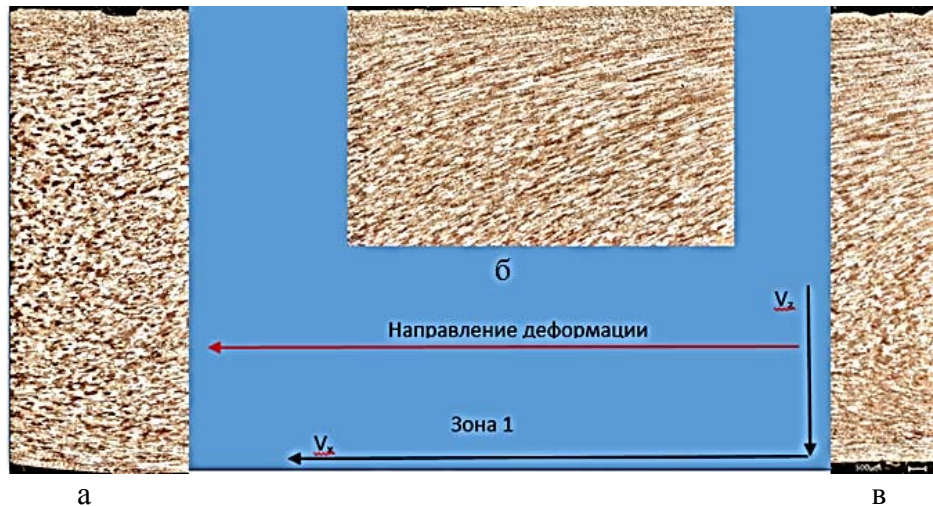


Рис. 5. Микрофотографии зоны 1:

а – зона среза; б, в – зоны интенсивной деформации; V_x , V_z – горизонтальная и вертикальная компонента перемещений соответственно

Продольный шлиф края луча позволяет выделить так называемую «зону среза», которая характеризуется отсутствием изменений в структуре металла. На рис. 6 (а) показана приблизительная граница этой области. Такое же положение границы «зоны среза» получается при анализе деформации сетки по данным [12] (рис. 6, б). При этом недеформированные зерна в зоне среза имеют средний размер на 10...15 % больше, чем в периферийной части заготовки. Это связано с их ростом при нагреве и выдержке перед прессованием. Средний размер зёрен для начальной части луча за зоной среза составил $36,6 \pm 1,2$ мкм (рис. 5, б) и $44,11 \pm 1,4$ мкм (рис. 5, в). Влияние параметров деформации на длину «зоны среза» является темой дальнейших исследований.

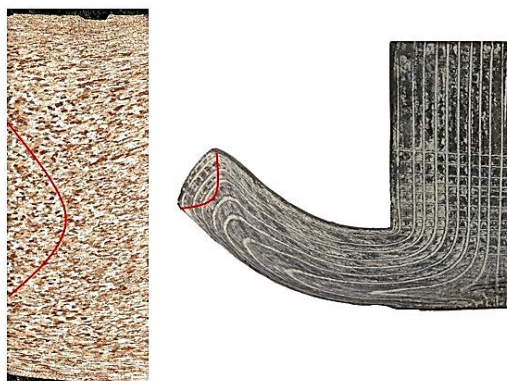


Рис. 6. а – микрофотография структуры конца луча; б – экспериментальная сетка, полученная после прессования [12]

Анализ 2 и 3 микрофотографии позволяет судить о значительной деформации, исходя из измельчения зерна. С другой стороны направление вытянутости зёрен не совпадает с направлением выходного канала. Они направлены под определённым углом от нормали. Предположительно этот эффект вызван действием закона Бернулли [17]. Внутренние слои металла в канале движутся быстрее в следствии чего в середине луча образуется зона пониженного давления. Разница в скоростях течения металла обусловлена тем, что в приконтактных слоях движение металла тормозится силами трения на поверхности металл – инструмент. Ориентация зерен, видимая на шлифе, подтверждает неравномерность деформации, связанную с разницей условий течения центральных и приконтактных слоёв металла.

Таким образом, анализ выходящего из матрицы луча показал, что:

– в начале луча обнаружена так называемая «зона среза», которая характеризуется отсутствием ориентированности зерен, что свидетельствует об отсутствии пластической деформации в ней;

– ориентация деформированных зерен в продольном сечении луча не симметрична относительно оси канала матрицы;

– ориентация деформированных зерен на значительной части продольного сечения луча не параллельна оси канала матрицы;

– в середине выходящего луча наблюдается колония рекристаллизованных зерен, которая расположена ниже оси канала матрицы (см. рис. 5).

Анализ зеренной структуры металла в конце процесса (рис. 7) позволяет сделать вывод о том, что на протяжении всего процесса в луче происходит неравномерная деформация. При этом положение колонии рекристаллизованных зерен в течение процесса пересекает ось канала матрицы и локализуется в верхней части продольного сечения луча (рис. 7, б).

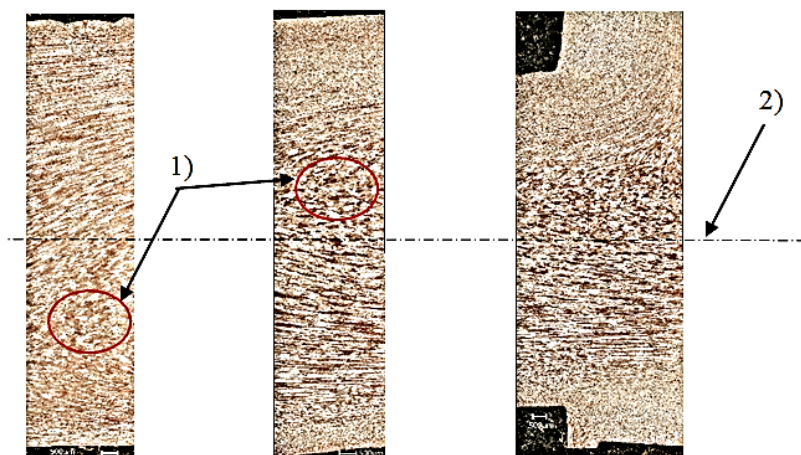


Рис. 7. Изображение зёрненной структуры образца в начале (а) и в конце (б, в) процесса МНРКУП

Такая картина может свидетельствовать о том, что колония кристаллизованных зерен является маркером локализации максимальной скорости продольного истечения в очаге деформации. Максимальная скорость продольного течения в этом случае говорит о том, что при соблюдении условия несжимаемости, поперечная скорость течения будет здесь минимальной.

Следовательно, в процессе МНРКУП условием установившегося процесса является стабилизация положения этой колонии относительно оси канала матрицы. Причем не обязательно, чтобы они были соосны. Кроме того, укрупнённая структура на рис. 7, в свидетельствуют о прошедшей рекристаллизации, в отличии внешних слоёв, которые остыли сразу после деформации. Ещё интересным остаётся тот факт, что очаг рекристаллизации находится не по середине образца, а смещён вниз.

ВЫВОДЫ

В начале луча обнаружена так называемая «зона среза», которая характеризуется отсутствием ориентированности зерен, что свидетельствует об отсутствии пластической деформации в ней. В целом особенности протекания деформации в процессе МНРКУП положительно сказываются на зёрненную структуру алюминия, местами измельчая её более чем в 10–15 раз. Характер измельчения зёрненной структуры не однороден по сечению образца, что говорит о разных механических свойствах по сечению.

В процессе МНРКУП условием установившегося процесса является стабилизация положения этой колонии относительно оси канала матрицы. Установлено расположение зоны недеформированных зёрен в начале луча (зона среза). Скорость течения слоёв металла в поперечном сечении выходного канала не постоянна и меняется с течением процесса.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. *The Science & Engineering of Materials 6th Edition*. Askeland, Donald R.; Fulay, Pradeep P.; Wright, Wendelin J. ISBN 10: 0495296023
2. Клименко П. Л. *Упрочнение стали и цветных металлов при холодной и горячей деформации* / П. Л. Клименко. – Днепропетровск : Пороги, 2009. – 103 с.
3. *John E. Bringas Handbook of comparative world steels standarts* / John E. Bringas. – ASTM International, 2002 г.
4. *BS EN 1090-4. Execution of steel structures and aluminium structures*.
5. *Evolution of Microstructure, Properties and Texture of a Two-Phase Low-Carbon Steel at Cold Asymmetric Rolling* / Grydin O., Andreiev A., Briukhanov A., Briukhanova Z., Schaper M. // *Steel research int.* – 1600397. – Doi:10.1002/srin.201600397
6. Валиев Р. З. *Наноструктурные наноматериалы, полученные интенсивной пластической деформацией* / Р. З. Валиев, Н. В. Александров. – М. : Логос, 2000. – 272 с.
7. Huang Yi. *Advances in ultrafine-grained materials* / Yi Huang, Terence G. Langdon.
8. *Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement* / Ruslan Z. Valiev, Terence G. Langdon // *Institute of Physics of Advanced Materials, Ufa State Aviation Technical University, Progress in Materials Science.* – 2006. – 51. – 881–981.
9. *Arman Hasani László S. Tóth Benoît Beausir Laboratoire de Physique et Mécanique des Matériaux* / Arman Hasani László S. // *Université Paul Verlaine de Metz, Iledu Saulcy, 57045 Metz, France Principles of Nonequal Channel Angular Pressing.*
10. *Lapovok R. The Role of Back-Pressure in Equal Channel Angular Extrusion* / R. Lapovok // *J. Mater. Sci.* – 2005. – 40. – P. 341–346.
11. Патент 120026 UA, МПК B21C 25/00 B21C 31/00. *Пристрій для багатоканального поперечно-кутового пресування* / Макеєв С. Ю., Зубко Ю. Ю., Фролов Я. В., Макеєва Г. С. – № 201702306 ; заявл. 13.03.2017 ; опубл. 25.10.2017, Бюл. 20.
12. Зубко Ю. Ю. *Многониточное неравноканальное прессование [Электронный ресурс]* / Ю. Ю. Зубко, Я. В. Фролов, А. В. Ашкелянец. – Днепропетровск : ПП «Акцент», 2017. – С. 221–230. – Режим доступа: <http://metal-forming.org/images/annot-2017/PDM-2017/221-230.pdf>.
13. *G. F. Vander Voort Metallography : Principles and Practice* / G. F. Vander Voort. – Novelty : ASM International, 1999. – P. 197–613.
14. Реков А. М. *Определение среднего размера зерна медных образцов с помощью модифицированного метода случайных секущих : доклад* / Реков А. М. – Первоуральск, Россия.
15. Салтыков С. А. *Стереометрическая металлография* / С. А. Салтыков. – М. : Металлургия, 1986. – 272 с.

16. Степнов М. Н. Статистические методы обработки результатов механических испытаний : справочник / М. Н. Степнов. – М. : Машиностроение, 1985. – 232 с.

17. Розенцвейг Р. Феррогидродинамика / Р. Розенцвейг ; пер. с англ. под ред. В. В. Гогосова. – М. : Мир, 1989. – С. 136–359 с.

REFERENCES

1. *The Science & Engineering of Materials 6th Edition.* Askeland, Donald R.; Fulay, Pradeep P.; Wright, Wendelin J. ISBN 10: 0495296023
2. Klimenko P. L. *Uprochnenie stali i cvetnyh metallov pri holodnoj i gorjachej deformacii* / P. L. Klimenko. – Dnepropetrovsk : Porogi, 2009. – 103 s.
3. John E. Bringas *Handbook of comparative world steels standards* / John E. Bringas. – ASTM International, 2002 y.
4. BS EN 1090-4. *Execution of steel structures and aluminium structures.*
5. *Evolution of Microstructure, Properties and Texture of a Two-Phase Low-Carbon Steel at Cold Asymmetric Rolling* / Grydin O., Andreiev A., Briukhanov A., Briukhanova Z., Schaper M. // *Steel research int.* – 1600397. – Doi:10.1002/srin.201600397
6. Valiev R. Z. *Nanostrukturnye nanomaterialy, poluchennye intensivnoj plasticheskoj deformaciej* / R. Z. Valiev, N. V. Aleksandrov. – М. : Logos, 2000. – 272 s.
7. Huang Yi. *Advances in ultrafine-grained materials* / Yi Huang, Terence G. Langdon.
8. *Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement* / Ruslan Z. Valiev, Terence G. Langdon // *Institute of Physics of Advanced Materials, Ufa State Aviation Technical University, Progress in Materials Science.* – 2006. – 51. – 881–981.
9. Arman Hasani László S. Tóth Benoît *Beausir Laboratoire de Physique et Mécaniques des Matériaux* / Arman Hasani László S. // *Université Paul Verlaine de Metz, Iledu Saulcy, 57045 Metz, France Principles of Nonequal Channel Angular Pressing.*
10. Lapovok R. *The Role of Back-Pressure in Equal Channel Angular Extrusion* / R. Lapovok // *J. Mater. Sci.* – 2005. – 40. – P. 341–346.
11. Patent 120026 UA, MPK V21S 25/00 V21S 31/00. *Pristrij dlja bagatokanal'nogo poperechno-kutovogo presuvannja* / Makeev S. Ju., Zubko Ju. Ju., Frolov Ja. V., Makeeva G. S. – № 201702306 ; zajavl. 13.03.2017 ; opubl. 25.10.2017, Bjul. 20.
12. Zubko Ju. Ju. *Mnogonitochnoe neravnokanal'noe pressovanie [Jelektronnyj resurs]* / Ju. Ju. Zubko, Ja. V. Frolov, A. V. Ashkeljanec. – Dnepropetrovsk : PP «Akcent», 2017. – S. 221–230. – Rezhim dostupa: <http://metal-forming.org/images/annot-2017/PDM-2017/221-230.pdf>.
13. G. F. Vander Voort *Metallography : Principles and Practice* / G. F. Vander Voort. – Novelty : ASM International, 1999. – P. 197–613.
14. Rekov A. M. *Opredelenie srednego razmera zerna mednyh obrazcov s pomoshh'ju modifitsirovannogo metoda sluchajnyh sekushhih* : doklad / Rekov A. M. – Pervoural'sk, Rossija.
15. Saltykov S. A. *Stereometricheskaja metallografiya* / S. A. Saltykov. – М. : Metallurgija, 1986. – 272 s.
16. Stepnov M. N. *Statisticheskie metody obrabotki rezul'tatov mehanicheskikh ispytanij : spravochnik* / M. N. Stepnov. – М. : Mashinostroenie, 1985. – 232 s.
17. Rozencvejg R. *Ferrogidrodinamika* / R. Rozencvejg ; per. s angl. pod red. V. V. Gogosova. – М. : Mir, 1989. – S. 136–359 s.

Зубко Ю. Ю. – аспирант НМетАУ;

Фролов Я. В. – д-р техн. наук, проф., зав. каф. ОМД НМетАУ;

Бобух А. С. – канд. техн. наук, доц. кафедры ОМД НМетАУ.

НМетАУ – Национальная металлургическая академия Украины, г. Днепр.

Статья поступила в редакцию 21.12.2017 г.