

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ СОПРОТИВЛЕНИЯ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВА АД0 В ИНТЕРВАЛЕ ПОДСОЛИДУСНЫХ ТЕМПЕРАТУР*

А.В. КОНОВАЛОВ¹, доктор техн. наук, профессор
А.С. СМИРНОВ¹, канд. техн. наук
В.В. ЧЕРНОМАС², доктор техн. наук, профессор
Ю.В. СУБАЧЕВ¹, канд. техн. наук
Г.М. СЕВАСТЬЯНОВ², канд. физ.-мат. наук
 (¹Институт машиноведения УрО РАН,
 г. Екатеринбург
²Институт машиноведения и металлургии ДВО РАН,
 г. Комсомольск-на-Амуре)

Поступила 2 апреля 2014
 Рецензирование 5 мая 2014
 Принята к печати 7 мая 2014

Коновалов А.В. – 620049, г. Екатеринбург, ул. Комсомольская, 34,
 Институт машиноведения УрО РАН,
 e-mail: avk@imach.uran.ru

Исследуется сопротивление деформации алюминиевого сплава АД0 при деформировании в интервале подсолидусных температур 540...640 °С и скоростей деформаций 0,06...1,2 с⁻¹. Установлено, что сопротивление деформации увеличивается с ростом степени деформации, что может объясняться активным прохождением динамического возврата, который препятствует началу динамической рекристаллизации. В диапазоне температур 560...640 °С у сплава наблюдается аномальное поведение кривой сопротивления деформации, выражаемое в обратной скоростной зависимости сопротивления деформации от скорости деформации. Результатом такого поведения может служить барьерный эффект блокирования свободных дислокаций примесными атомами внутри диапазона скоростей деформаций 0,06...0,1 с⁻¹.

Ключевые слова: алюминий, сопротивление деформации, вязкопластические свойства, температура солидуса.

Введение

Обработка давлением металлов и сплавов, находящихся в твердожидком состоянии, является относительно новым методом производства металлоизделий сложной формы. Этот метод был предложен в 70-е годы прошлого столетия на основе обнаруженного эффекта тиксотропии металлических материалов, находящихся

в твердожидком состоянии и обладающих глобулярной микроструктурой [1]. Основным преимуществом тиксотропного производства изделий, по сравнению с технологиями горячей обработки металлов давлением, является то, что за один технологический переход при относительно небольшой силе деформирования сплав в твердожидком состоянии полностью заполняет сложную гравюру штампа (оснастки) без об-

* Работа выполнена в рамках Программы межрегиональных и межведомственных фундаментальных исследований УрО РАН, интеграционный проект институтов ИМАШ УрО РАН (проект 12-С-1-1016) и ИМиМ ДВО РАН (проект 12-ИИ-УО-03-005).

разования характерных для традиционных процессов видов брака (утяжин, горячих трещин и т.д.) [2–6]. В настоящее время технологии производства изделий, базирующиеся на эффекте тиксотропии сплавов, находят широкое применение в различных отраслях производства. Так, по технологии тиксоштамповки алюминиевых и магниевых сплавов компании из Италии, США и Японии производят детали для автомобильной промышленности, корпусов для ноутбуков, фото- и видеокамер, мобильных телефонов [3, 7]. Для проявления свойств тиксотропности микроструктура заготовки должна быть глобулярной, в результате чего такие заготовки получают методом магнитогидродинамического перемешивания расплава в кристаллизаторе или исходные слитки подвергают высокотемпературной деформации [2–4]. Известна также технология получения металлоизделий из алюминиевых сплавов с применением установки горизонтального литья и деформации металла (УГЛДМ), позволяющая проводить рассматриваемый процесс производства изделий в непрерывном режиме в одном устройстве непосредственно из жидкого металла в одну стадию (заливка расплава – получение металлоизделия) без дополнительных операций, связанных со специальной подготовкой микроструктуры заготовки [8, 9].

Разработку новых технологических процессов изделий проводят на основе физического или компьютерного моделирования процесса. Преимуществами компьютерного моделирования над физическим являются значительно меньшие сроки и стоимость разработки технологического процесса. Для осуществления компьютерного моделирования тиксотропного производства изделий необходимо знать реологическое поведение сплава в интервале подсолидусных температур. Реологическое поведение сплава при заданной температуре испытания характеризуется зависимостью сопротивления деформации от изменения скорости и степени деформации.

Цель данной работы – установить на базе пластометрических испытаний основные закономерности изменения сопротивления деформации алюминиевого сплава АД0 в зависимости от скорости и степени деформации в интервале подсолидусных температур.

Материал и методика экспериментального исследования

Из заготовки в виде полосы, полученной совмещенным методом литья и прокатки на установке УГЛДМ Института машиноведения и металлургии ДВО РАН из алюминиевого сплава АД0 ГОСТ 4784–97 сечением 5×55 мм, были изготовлены опытные образцы диаметром $4 \pm 0,1$ мм и высотой $6 \pm 0,1$ мм. Образцы вырезались поперек направления прокатки исходной заготовки. Соответствие химического состава образцов ГОСТ 4784–97 определялось на анализаторе химического состава модели SPECTROMAXx.

Температуру точки солидуса и ликвидуса сплава АД0 определяли на dilatометре модели Linseis L75VD1400C по изменению приращения длины образца. Для этого изготавливали цилиндрические образцы из исследуемого сплава диаметром 4 мм и высотой 30 мм. В результате экспериментов температура солидуса составила 654 °С, а температура ликвидуса 657 °С.

Сопротивление деформации сплава АД0 при температурах 540 , 560 , 570 и 640 °С изучали с помощью экспериментов на сжатие образцов на автоматизированной пластометрической установке, созданной в Институте машиноведения УрО РАН [10]. Установка обеспечивает максимальную силу деформирования 30 кН и изменение скорости деформации в диапазоне $0,005 \dots 10$ с⁻¹. При сжатии образцов чувствительность датчика силы составляла 3 Н, погрешность измерения силы сжатия ± 50 Н, а погрешность перемещения захватов установки ± 20 мкм при их перемещении на 10 мм.

Для предотвращения тепловых потерь в процессе испытания образец термоизолировался с помощью огнеупорной муллитокремнеземистой ваты МКРР-130 по ГОСТ 23619–79 и вместе с бойками помещался в металлический контейнер. Контейнер с образцом нагревали в электропечи до температуры испытания и затем переносили из печи в рабочее пространство установки, где проводили деформацию образца. Контроль температуры образца в процессе нагрева и ее изменения внутри контейнера в ходе испытания осуществляли с помощью термопары градуировки ХА(К) по ГОСТ Р 8.585–2001 с диаметром проволоки $0,5$ мм. Для компенсации

тепловых потерь в процессе выноса контейнера из печи до начала сжатия образцы перегревали на $8\text{ }^{\circ}\text{C}$ относительно предполагаемой температуры испытания. В результате гарантированная температура начала деформации образца была $540 \pm 2\text{ }^{\circ}\text{C}$, $560 \pm 2\text{ }^{\circ}\text{C}$, $570 \pm 2\text{ }^{\circ}\text{C}$ и $640 \pm 2\text{ }^{\circ}\text{C}$. В процессе деформации измеряли силу сжатия образца и перемещение деформирующей плиты установки. Полученные первичные экспериментальные данные изменения силы сжатия P от высоты образца Δh обрабатывали с учетом упругих деформаций узла нагружения и станины установки. Для этого из значений, отображаемых на экспериментальной кривой в координатах « $P-\Delta h$ », вычитали значения, отображаемые на кривой податливости установки в тех же координатах. Эта кривая была получена при сжатии на установке бойков без образца путем замера изменения расстояния между захватами и силы сжатия. Для уменьшения силы трения между образцом и бойками использовали смазку Графитол-В2 (ТУ 2100-001-034352058-2003).

Экспериментальные данные сопротивления деформации сплава АД0

Методика получения и обработки экспериментальных данных для сопротивления деформации сплавов подробно описана в работе [11].

На рис. 1 представлены зависимости скорости деформации $\dot{\epsilon}$ образцов от времени t .

Для каждой такой зависимости и температуры нагрева образца выполнили деформацию трех образцов и усреднили полученные кривые сопротивления деформации σ_s в зависимости от степени деформации ϵ . Эти кривые приведены на рис. 2, из которого видно, что для диапазона температур $540\text{...}640\text{ }^{\circ}\text{C}$ сопротивление деформации растет с увеличением степени деформации. Такое реологическое поведение материала в данном диапазоне температур является характерным для технически чистого алюминия [12] и может быть объяснено отсутствием прохождения динамической рекристаллизации в результате активного протекания динамического возврата [13–15].

При температурах 560 , 570 и $640\text{ }^{\circ}\text{C}$ при степенях деформации, больших некоторой величины ϵ^* , сопротивление деформации уменьшается с ростом скорости деформации, т. е. имеет ме-

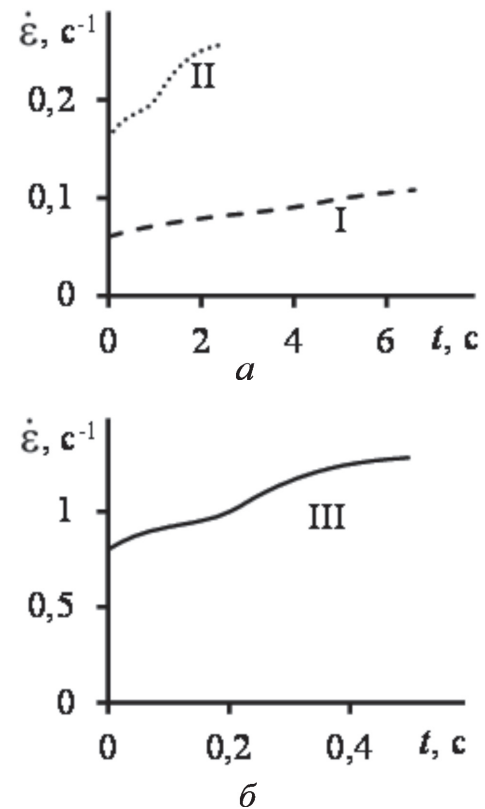


Рис. 1. Зависимость скорости деформации $\dot{\epsilon}$ образцов от времени t

сто обратная скоростная зависимость сопротивления деформации. В данном температурном диапазоне $560\text{...}640\text{ }^{\circ}\text{C}$ кривые сопротивления деформации, соответствующие кривым I и II на рис. 1, пересекаются (см. рис. 2).

На рис. 3 представлены значения (маркеры) степени деформации ϵ^* в зависимости от температуры деформирования. Из рисунка видно, что с увеличением температуры точка пересечения кривых сопротивления деформации смещается в область меньших значений степеней деформаций. При температуре $540\text{ }^{\circ}\text{C}$ пересечения кривых сопротивления деформации отсутствуют в исследованном диапазоне скоростей деформаций (см. рис. 2, ϵ). При увеличении степени деформации относительно величины ϵ^* расхождение кривых сопротивления деформации растет (см. рис. 2).

Похожую особенность реологического поведения при околосolidусных температурах высоколегированного алюминиевого сплава (аналог российского сплава АМг6) наблюдали авторы работ [13, 16]. Однако авторы данной работы не акцентируют внимание на таком аномальном реологическом поведении сплава и не объясняют причин его проявления.

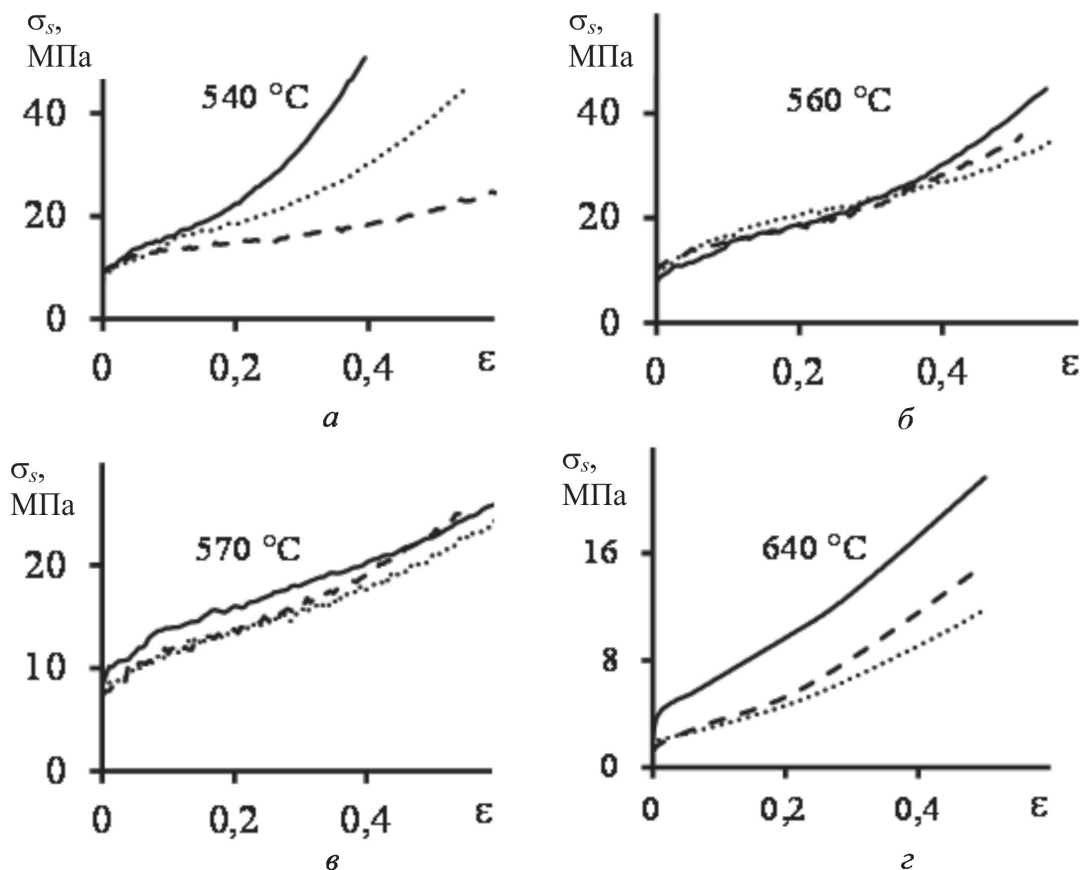


Рис. 2. Зависимость сопротивления деформации σ_s от степени деформации ϵ при температурах начала деформации, °С:

540 (а), 560 (б), 570 (в) и 640 (з). Сплошная кривая соответствует зависимости I, пунктирная – зависимости II, а кривая с точками – зависимости III, представленных на рис. 1

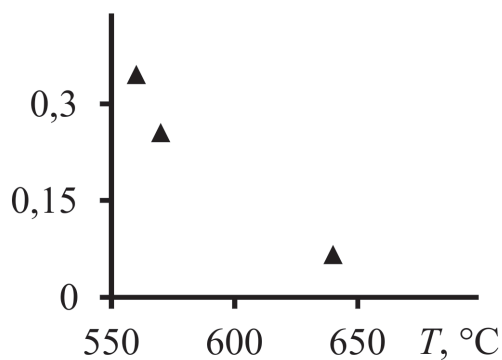


Рис. 3. Зависимость степени деформации ϵ^* от температуры T , при которой происходит пересечение кривых сопротивления деформации

Наличие обратной скоростной зависимости у исследуемого сплава АД0 в диапазоне температур 560...640 °С можно объяснить блокированием движения свободных дислокаций примесными атомами в определенных температурно-скоростных условиях деформации [17–19]. Возможно данный процесс активней всего

происходит в диапазоне скоростей деформаций $0,06... 0,1\text{c}^{-1}$ (закон нагружения I на рис. 1), которому соответствует пунктирная кривая сопротивления деформации, изображенная на рис. 2.

Выводы

1. Экспериментальные исследования алюминиевого сплава АД0 в диапазоне температур 540...640 °С и скоростей деформаций $0,06... 1,2\text{c}^{-1}$ показали, что сопротивление деформации увеличивается с ростом степени деформации, что может объясняться активным прохождением динамического возврата, который препятствует началу динамической рекристаллизации.

2. Экспериментально установлено, что для исследуемого сплава АД0 в диапазоне температур испытаний 560...640 °С (рис. 2) кривые сопротивления деформации, полученные при малых скоростях деформаций (закон нагружения I), имеют точку пересечения с кривой сопротивления деформаций, полученную при больших

скоростях деформаций (закон нагружения II). Объяснением такого феномена может служить наличие эффекта блокирования свободных дислокаций примесными атомами в определенных температурно-скоростных условиях деформирования, который наиболее явно проявляется в диапазоне скоростей деформаций $0,06 \dots 0,1 \text{ с}^{-1}$. Такое аномальное поведение кривой сопротивления деформации не наблюдается при температуре $540 \text{ }^\circ\text{C}$ во всем исследуемом интервале скоростей деформаций $0,06 \dots 1,2 \text{ с}^{-1}$.

Список литературы

1. *Spencer D.B., Mehrabian R., Flemings M.C.* Rheological behavior of Sn-15 pct Pb in the crystallization range // *Metallurgical Transactions*. – 1972. – Т. 3, № 7. – С. 1925–1932.
2. *Fan Z.* Semisolid metal processing // *International Materials Reviews*. – 2002. – Т. 47, № 2. – С. 49–85.
3. *Atkinson H.* Modelling the semisolid processing of metallic alloys // *Progress in Materials Science*. – 2005. – Т. 50, № 3. – С. 341–412.
4. *Jiang J.-f., Luo S.-j.* Preparation of semi-solid billet of magnesium alloy and its thixoforming // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. – 2007. – Т. 17, № 1. – С. 46–50.
5. *Курдеев Ю.П., Белоусов И.Я., Ракогон А.И.* Изготовление деталей с высокими тонкими стенками штамповкой кристаллизующегося алюминия // *Кузнечно-штамповочное производство. Обработка металлов давлением*. – 2002. – № 3. – С. 9–11.
6. *Семенов Б.И., Бочаров Ю.А., Куштаров К.М., Гладков Ю.А.* Современные технологии формообразования в твердожидком состоянии // *Кузнечно-штамповочное производство. Обработка металлов давлением*. – 2006. – № 10. – С. 33–43.
7. *Chiarmetta G., Giordano P.* STAMPAL: A family of cutting-edge technologies. Comparison of applications in automotive engineering // *STAMPAL: Une famille de technologies a l'avantgarde. Comparison des applications dans la domaine de l'automobile*. – 2002. – № 217. – С. 21.
8. *Черномас В.В., Ловизин Н.С., Соснин А.А.* Критерии устойчивости технологического процесса получения металлоизделий на установке горизонтального литья и деформации металла // *Проблемы машиностроения и надежности машин*. – 2012. – Т. 2. – С. 71–77.
9. *Черномас В.В., Саликов С.Р., Коновалов А.В.* Оптимизация технологических параметров процесса получения полосы совмещенным методом литья и деформации металла // *Обработка металлов: технология, оборудование, инструменты*. – 2012. – № 2. – С. 7–13.
10. *Коновалов А.В., Смирнов А.С.* Экспериментальная база и методика идентификации определяющих соотношений упруговязкопластической среды // *Физико-химическая кинетика в газовой динамике*. – 2010. – № 1. – С. 198–201.
11. *Коновалов А.В., Смирнов А.С.* Вязкопластическая модель сопротивления деформации стали 08X18H10T при температуре горячей деформации // *Металлы*. – 2008. – № 2. – С. 55–59.
12. *Сопротивление* пластической деформации металлов и сплавов: справочник. – 2-е изд. / П.И. Полухин, Г.Я. Гун, А.М. Галкин. – М.: *Металлургия*, 1983. – 352 с.
13. *Mostafaei M.A., Kazeminezhad M.* Hot deformation behavior of hot extruded Al-6Mg alloy // *Materials Science and Engineering: A*. – 2012. – Т. 535. – С. 216–221.
14. *Рекристаллизация* металлов и сплавов. – 3-е изд. / С.С. Горелик, С.В. Добаткин, Л.М. Капусткина. – М.: *МИСИС*, 2005. – 432 с.
15. *Rokni M.R., Zarei-Hanzaki A., Roostaei A.A., Abedi H.R.* An investigation into the hot deformation characteristics of 7075 aluminum alloy // *Materials & Design*. – 2011. – Т. 32, № 4. – С. 2339–2344.
16. *Mostafaei M.A., Kazeminezhad M.* Analyses on the flow stress of an Al-Mg alloy during dynamic recovery // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2013. – Т. 22, № 3. – С. 700–705.
17. *Zhongjun W., Weiping J., Jianzhong C.* Study on the Deformation Behavior of Mg-3.6% Er Magnesium Alloy // *Journal of Rare Earths*. – 2007. – Т. 25, № 6. – С. 744–748.
18. *Wang C., Xu Y., Han E.* Serrated flow and abnormal strain rate sensitivity of a magnesium–lithium alloy // *Materials Letters*. – 2006. – Т. 60, № 24. – С. 2941–2944.
19. *Zhu S.M., Nie J.F.* Serrated flow and tensile properties of a Mg-Y-Nd alloy // *Scripta Materialia*. – 2004. – Т. 50, № 1. – С. 51–55.

OBRABOTKA METALLOV

(METAL WORKING AND MATERIAL SCIENCE)

N 2(63), April–June 2014, Pages 100–106

Experimental studies of strain resistance of aluminum alloy АД0 in the undersolidus temperature range

Konovalov A.V.¹, D.Sc. (Engineering), Professor, e-mail: avk@imach.uran.ru

Smirnov A.S.¹, Ph.D. (Engineering)

Chernomas V.V.², D.Sc. (Engineering), Professor, e-mail: mail@imim.ru

Subachev Y.V.¹, Ph.D. (Engineering)

Sevastyanov G.M.², Ph.D. (Physics and Mathematics)

¹Institute of Engineering Science Ural Branch of Russian Academy of Sciences, 34 Komsomolskaya str., Yekaterinburg, 630049, Russian Federation

²Institute of Machinery and Metallurgy, Russian Academy of Sciences (Far Eastern Branch), 1 Metallurgov st., Komsomolsk-on-Amur, 681005, Russian Federation

Abstract

The strain resistance of the aluminum alloy АД0 during deformation in near solidus temperatures ranging between 540 and 640 °C and strain rates ranging between 0.06 and 1.2 s⁻¹ are studied in the article. It is found that the strain resistance increases with the growth of strain. It can be due to the passing dynamic recovery that inhibits the start of the dynamic recrystallization. At the temperature ranging from 560 to 640 °C, the АД0 alloy has an abnormal behavior of the strain resistance curve. It is expressed in an inverse strain-rate dependence of strain resistance. This behavior may result in the barrier effect of blocking free dislocations by dopant atoms in the strain-rate range from 0.06 to 0.1 s⁻¹.

Keywords:

aluminium, strain resistance, viscoplastic properties, solidus temperature

References

1. Spencer D.B., Mehrabian R., Flemings M.C. Rheological behavior of Sn-15 pct Pb in the crystallization range. *Metallurgical Transactions*, 1972, Vol. 3, no.7, pp. 1925–1932.
2. Fan Z. Semisolid metal processing. *International Materials Reviews*, 2002, Vol. 47, no.2, pp. 49–85.
3. Atkinson H. Modelling the semisolid processing of metallic alloys. *Progress in Materials Science*, 2005, Vol. 50, no. 3, pp. 341–412.
4. Jiang J.-f., Luo S.-j. Preparation of semi-solid billet of magnesium alloy and its thixoforming. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2007, Vol. 17, no. 1, pp. 46–50.
5. Kirdeev Yu.P., Belousov I.Ya., Rakogon A.I. Izgotovlenie detalei s vysokimi tonkimi stenkami shtampovkoi kristallizuiushchegosia aliuminiia [Manufacture of parts with high thin-walled extruded aluminum crystallizing]. *Kuznechno-Shtampovnoe Proizvodstvo (Obrabotka Metallov Davleniem) – Press-forging production. Metal Forming*, 2002, no. 3, pp. 9–11.
6. Semenov B.I., Bocharov Yu.A., Kushtarov K.M., Gladkov Yu.A. Sovremennye tekhnologii formoobrazovaniia v tverdozhidkom sostoianii [Modern technology in shaping solid-liquid state]. *Kuznechno-Shtampovnoe Proizvodstvo (Obrabotka Metallov Davleniem) – Press-forging production. Metal Forming*, 2006, no. 10, pp. 33–43.
7. Chiarmetta G., Giordano P. STAMPAL: A family of cutting-edge technologies. Comparison of applications in automotive engineering. STAMPAL: Une famille de technologies a l'avantgarde. Comparison des applications dans la domaine de l'automobile. 2002, no. 217, 21 p.
8. Chernomas V.V., Lovizin N.S., Sosnin A.A. Kriterii ustoychivosti tekhnologicheskogo protsessa polucheniia metallozdelii na ustanovke gorizontaln'nogo lit'ia i deformatsii metalla [Stability criteria for manufacturing metal products on a horizontal metal casting and deformation plant]. *Problemy Mashinostroeniya i Nadezhnosti Mashin – Journal of Machinery Manufacture and Reliability*, 2012, Vol. 2, pp. 71–77.

9. Chernomas V.V., Salikov S.R., Konovalov A.V. Optimizatsiia tekhnologicheskikh parametrov protsessa polucheniia polosy sovmeshchennym metodom lit'ia i deformatsii metalla [Optimization of technological parameters of the process of obtaining a combined method of strip casting and deformation]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) – Metal Working and Material Science*, 2012, Vol. 2, pp. 7–13.
10. Konovalov A.V., Smirnov A.S. Eksperimental'naya baza i metodika identifikatsii opredelivaiushchikh sootnoshenii uprugoviazkoplasticheskoi sredy [Experimental base and technique of constitutive equation identification of elasticviscoplastic medium]. *Fiziko-khimicheskaya kinetika v gazovoi dinamike*, 2010, no. 1, pp. 198-201. (In Russ.) Available at: <http://chemphys.edu.ru/media/files/010-01-12-028.pdf>. (accessed 24.04.2014)
11. Konovalov A.V., Smirnov A.S. Viazkoplasticheskaya model' soprotivleniia deformatsii stali 08Kh18N10T pri temperature goriachei deformatsii [Viscoplastic model for the strain resistance of 08Kh18N10T steel at a hot-deformation temperature]. *Metally – Russian Metallurgy (Metally)*. 2008, no. 2, pp. 55–59.
12. Polukhin P.I., Gun G.Ya., Galkin A.M. *Soprotivlenie plasticheskoi deformatsii metallov i splavov. 2-e izd. Spravochnik* [Resistance to plastic deformation of metals and alloys. 2nd ed. Handbook]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1983. 352 p.
13. Mostafaei M. A., Kazeminezhad M. Hot deformation behavior of hot extruded Al–6Mg alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 2012, Vol. 535, pp. 216–221.
14. Gorelik S.S., Dobatkin S.V., Kaputkina L.M. *Rekristallizatsiia metallov i splavov. 3-e izd* [Recrystallization of metals and alloys. 3rd ed.]. Moscow, MISIS, 2005. 432 p.
15. Rokni M. R., Zarei-Hanzaki A., Roostaei A. A., Abedi H. R. An investigation into the hot deformation characteristics of 7075 aluminum alloy. *Materials & Design*, 2011, Vol. 32, no.4, pp. 2339–2344.
16. Mostafaei M. A., Kazeminezhad M. Analyses on the flow stress of an Al-Mg alloy during dynamic recovery. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2013, Vol. 22, no. 3, pp. 700–705.
17. Zhongjun W., Weiping J., Jianzhong C. Study on the Deformation Behavior of Mg-3.6 % Er Magnesium Alloy. *Journal of Rare Earths*, 2007, Vol. 25, no. 6, pp. 744–748.
18. Wang C., Xu Y., Han E. Serrated flow and abnormal strain rate sensitivity of a magnesium–lithium alloy. *Materials Letters*, 2006, Vol. 60, no. 24, pp. 2941–2944.
19. Zhu S. M., Nie J. F. Serrated flow and tensile properties of a Mg-Y-Nd alloy. *Scripta Materialia*, 2004, Vol. 50, no. 1, pp. 51–55.

Funding

Work performed within the framework of the inter-regional and inter-departmental Basic Research RAS, integration project institutions Institute of Engineering Science Ural Branch of Russian Academy of Sciences (Project No. 12-C-1-1016) and Institute of Machinery and Metallurgy, Russian Academy of Sciences (Far Eastern Branch) (Project No. 12-II-RO-03-005).

Received 2 April 2014

Revised 5 May 2014

Accepted 7 May 2014