

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ДЕФОРМАЦИИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА AA2B06-О СИСТЕМЫ Al–Cu–Mg

© 2021 г. Б.Б. Хина^{1,2}, А.И. Покровский², Shi-Hong Zhang³, Yong Xu³,
Da-Yong Chen³, А.А. Марышева²

¹ Белорусская государственная академия авиации, г. Минск, Беларусь

² Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси, г. Минск, Беларусь

³ Институт исследования металлов Китайской академии наук, г. Шеньян, Китай

Статья поступила в редакцию 03.05.21 г., доработана 29.06.21 г., подписана в печать 02.07.21 г.

Аннотация: Исследованы механические свойства при растяжении и микроструктура авиационного алюминиевого сплава AA2B06-О системы Al–Cu–Mg при малых ($0,001\text{--}1,0\text{ с}^{-1}$) и высоких ($1293\text{--}5045\text{ с}^{-1}$) скоростях деформации. При относительно медленном (квазистатическом) растяжении скорость деформации слабо влияет на механические характеристики. При быстром (динамическом) нагружении повышение скорости деформации приводит к существенному (почти в 2 раза) одновременному увеличению предела прочности сплава при растяжении и его пластичности (относительного удлинения до разрушения) при почти неизменном пределе текучести. С помощью просвечивающей электронной микроскопии установлен гомогенный характер пластической деформации на микроуровне при медленном нагружении и негомогенный — при быстром, проявляющийся в ее локализации в виде адиабатических микрополос сдвига, в которых формируются сложные дислокационные структуры, такие как сплетения дислокаций, дипольные и мультипольные конфигурации. В отдельных участках микрополос сдвига наблюдается первая стадия динамической рекристаллизации из-за выделяющейся теплоты локализованной пластической деформации. Показано, что смена механизма деформации при переходе от квазистатического к динамическому растяжению является причиной значительного изменения механического поведения материала. Таким образом, одновременное повышение прочности и пластичности может иметь место не только в наноструктурированных сплавах, полученных методами интенсивной пластической деформации (например, равноканальным угловым прессованием), но и при высокоскоростной деформации алюминиевого сплава с «обычной» микроструктурой после прокатки и низкотемпературного отжига. Экспериментальные результаты открывают новые перспективы практического применения методов высокоскоростной импульсной деформации, таких как гидроударная штамповка, для получения деталей сложной формы из листовых заготовок за одну операцию вследствие значительного улучшения технологической пластичности материала.

Ключевые слова: гидроударная штамповка, алюминиевые сплавы, высокоскоростная деформация, механические свойства, технологическая пластичность, микроструктура, дислокации, адиабатические микрополосы сдвига.

Хина Б.Б. — докт. физ.-мат. наук, профессор кафедры естественных и общетехнических дисциплин Белорусской государственной академии авиации (БГАА) (220096, Беларусь, г. Минск, ул. Уборевича, 77); гл. науч. сотрудник лаборатории высоких давлений и специальных сплавов (ВДСС) Физико-технического института Национальной академии наук Беларуси (ФТИ НАН Беларуси) (220141, г. Минск, ул. Купревича, 10). E-mail: khina_brs@mail.ru.

Покровский А.И. — канд. техн. наук, зав. лабораторией ВДСС ФТИ НАН Беларуси. E-mail: arturu@tut.by.

Shi-Hong Zhang — профессор, руководитель группы передовых технологий обработки металлов давлением; зам. директора по специальным материалам и устройствам Института исследования металлов Китайской академии наук (ИИМ КАН); директор Центра инженерных исследований прецизионных медных труб (72 Wenhua Road, Shenyang, 110016, Китай). E-mail: shzhang@imr.ac.cn.

Yong Xu — доцент, PhD, член группы передовых технологий обработки металлов давлением ИИМ КАН. E-mail: yxu@imr.ac.cn.

Da-Yong Chen — аспирант в группе передовых технологий обработки металлов давлением ИИМ КАН. E-mail: dychen15b@imr.ac.cn.

Марышева А.А. — науч. сотрудник лаборатории ВДСС ФТИ НАН Беларуси. E-mail: alinabakinovskaja@gmail.com.

Для цитирования: Хина Б.Б., Покровский А.И., Shi-Hong Zhang, Yong Xu, Da-Yong Chen, Марышева А.А. Влияние скорости деформации на микроструктуру и механические свойства алюминиевого сплава AA2B06-О системы Al–Cu–Mg. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2021. Т. 27. № 4. С. 59–69. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2021-4-59-69.

Effect of strain rate on the microstructure and mechanical properties of aluminum alloy AA2B06-O of the Al–Cu–Mg system

B.B. Khina^{1,2}, A.I. Pokrovsky², Shi-Hong Zhang³, Yong Xu³, Da-Yong Chen³, A.A. Marysheva²

¹ Belorussian State Aviation Academy, Minsk, Belarus

² Physicotechnical Institute, National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus

³ Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang, China

Received 03.05.2021, revised 29.06.2021, accepted for publication 02.07.2021

Abstract: The study covers the tensile properties and microstructure of AA2B06-O aerospace aluminum alloy (Al–Cu–Mg system) at low ($0.001\text{--}1.0\text{ s}^{-1}$) and high ($1293\text{--}5045\text{ s}^{-1}$) strain rates. The strain rate at relatively slow (quasistatic) tension has a small effect on mechanical properties. Raising strain rate at fast (dynamic) loading results in a substantial (nearly twofold) simultaneous increase in the ultimate tensile strength and plasticity (elongation to failure) of the alloy with the yield stress virtually unchanged. Transmission electron microscopy revealed a homogeneous nature of plastic deformation on the microlevel at slow loading and inhomogeneous one at fast loading. The latter is observed as localized deformation in the form of adiabatic microshear bands where complex dislocation structures are formed such as dislocation tangles, dipole and multipole configurations. The first stage of dynamic recrystallization is observed in certain domains of microshear bands due to the heat released at localized plastic deformation. It was shown that the changeover of deformation mechanisms when passing from the quasistatic to dynamic tension causes a significant change in mechanical behavior of the material. Thus, a simultaneous increase in both strength and plasticity can take place not only in nanostructured materials obtained by severe plastic deformation techniques (e.g. equal channel angular pressing), but also at the high strain rate deformation of an aluminum alloy having an «ordinary» microstructure after rolling and low-temperature annealing. The experimental results open up new prospects for practical application of high strain rate pulse deformation methods, such as impact hydroforming, for producing complex-shape articles from sheet blanks in one operation due to substantially improved technological plasticity of the material.

Keywords: impact hydroforming, aluminum alloys, high strain rate deformation, mechanical properties, technological plasticity, microstructure, dislocations, adiabatic microshear bands.

Khina B.B. – Dr. Sci. (Phys.-Math.), Professor of the Department of natural and general engineering sciences, Belorussian State Aviation Academy (BSAA) (77 Uborevich Str., Minsk, 220096, Belarus); Principal research scientist of the Laboratory of high pressures and special alloys (HPSA), Physicotechnical Institute, National Academy of Sciences of Belarus (PhTI NASB) (10 Kuprevich str., Minsk, 220141, Belarus). E-mail: khina_brs@mail.ru.

Pokrovsky A.I. – Cand. Sci. (Eng.), Head of the Laboratory of HPSA, PhTI NASB. E-mail: arturu@tut.by.

Shi-Hong Zhang – Prof., Leader of Advanced metal forming technology (AMFT) group, Vice Director of special materials and devices, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences (IMR CAS), Director of Engineering research centre for precision copper tubes (ERC/PCT) CAS (72 Wenhua Road, Shenyang, 110016, China). E-mail: shzhang@imr.ac.cn.

Yong Xu – Associate prof., PhD, Member of AMFT Group, IMR CAS. E-mail: yxu@imr.ac.cn.

Da-Yong Chen – PhD student of AMFT Group, IMR CAS. E-mail: dychen15b@imr.ac.cn.

Marysheva A.A. – Researcher, Laboratory of HPSA, PhTI NASB. E-mail: alinabakinovskaja@gmail.com.

For citation: Khina B.B., Pokrovsky A.I., Shi-Hong Zhang, Yong Xu, Da-Yong Chen, Marysheva A.A. Effect of strain rate on the microstructure and mechanical properties of aluminum alloy AA2B06-O of the Al–Cu–Mg system. *Izvestiya Vuzov. Tsvetnaya Metallurgiya (Izvestiya. Non-Ferrous Metallurgy)*. 2021. Vol. 27. No. 4. P. 59–69 (In Russ.). DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2021-4-59-69.

Введение

В Физико-техническом институте НАН Беларуси (г. Минск) был разработан метод гидроударной штамповки листового металла (меди, алюминия, титана и их сплавов, редких и благородных металлов, сталей и пр.) толщиной до 3 мм. Его суть состоит в высокоскоростной деформации листовой заготовки импульсом высокого давления, создаваемого в результате удара бойка по жидкой или эластичной среде (например, полиуретану), заполняющей рабочую камеру установки. При этом массивный боек дви-

жется сверху вниз под действием не только силы тяжести, но и давления сжатого воздуха, предварительно закачанного в пневмоцилиндр, находящийся над бойком [1].

На рис. 1 приведены схема получения детали типа «стакан» из тонколистового металла методом гидроударной штамповки и примеры получаемых осесимметричных и несимметричных изделий [1]. На рис. 1, а слева показано исходное положение после установки плоской заготовки 1 и ее фиксирования прижимом 5, а справа — начальная ста-

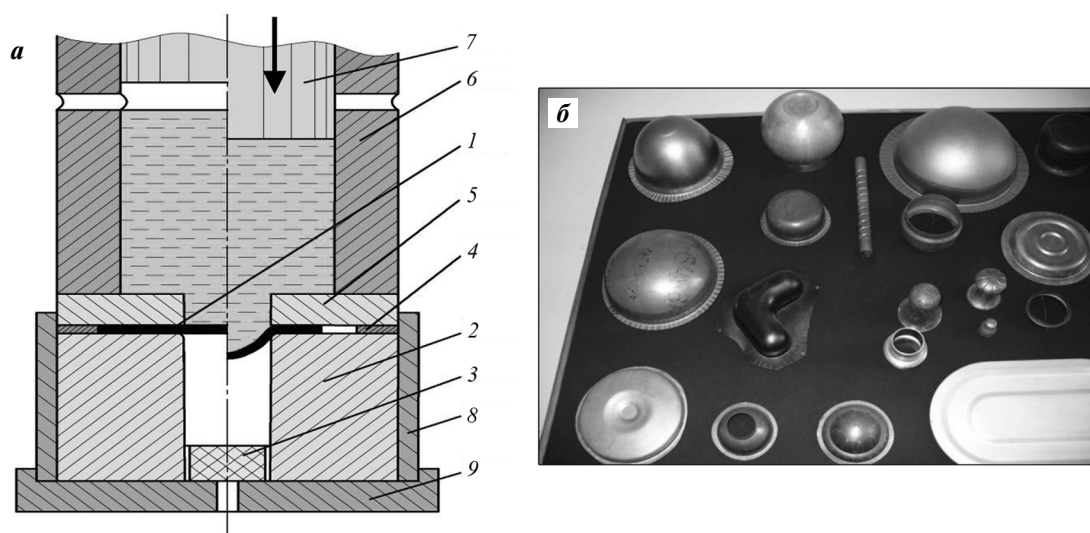


Рис. 1. Схема гидроударной штамповки через жидкую среду (*а*) и примеры получаемых изделий из листового металла (*б*)

1 – заготовка, 2 – матрица, 3 – вкладыш, 4 – центрирующая шайба, 5 – прижим, 6 – рабочая камера, 7 – боек, 8 – обойма, 9 – зажимная плита

Fig. 1. Schematic of impact hydroforming (*a*) and examples of articles produced from sheet metal (*b*)

1 – blank, 2 – die, 3 – insert, 4 – centering rim, 5 – blank holder, 6 – working chamber, 7 – hammer, 8 – shell ring, 9 – clamp block

для деформации при ударе бойка 7 о жидкость в рабочей камере 6.

Особенностями процесса являются кратковременность приложения нагрузки (300–600 мкс) и отсутствие пуансона, роль которого выполняет передающая среда. При этом возможно регулировать энергию и длительность ударного импульса за счет изменения давления в пневмоцилиндре, а также изменять форму ударной волны путем замены бойка. Это обеспечивает более высокую по сравнению с обычной штамповкой технологическую деформируемость материала, лучшую заполняемость формы, возможность осуществления глубокой вытяжки за одну операцию, меньшую вероятность образования трещин, особенно при обработке труднодеформируемых материалов. Процесс является быстропереналаживаемым и перспективным для применения в единичном и мелкосерийном производстве, когда требуется оперативно изготовить небольшую партию деталей сложной формы за одну или несколько операций. В частности, такая ситуация характерна для авиакосмической техники, когда на стадии создания опытных образцов необходимо быстро скомпоновать и опробовать новую модель летательного аппарата.

Указанные технологические особенности связаны с изменением пластических свойств металла при высокоскоростной деформации под дей-

ствием удара. Выполненные ранее исследования гидроударной штамповки полусферических колпачков диаметром 65 мм из листовых заготовок сплава AA5A06-O (система Al–Mg) толщиной 1 мм показали, что максимальная скорость бойка в момент соударения с жидкостью, при которой не происходит растрескивание металла, составляет $\approx 121,5$ м/с, и при этом скорость деформации достигает $\approx (2\div 3) \cdot 10^3$ с⁻¹ [2, 3]. В работе [4] изучены технологическая деформируемость и утонение сплава AA2B06-O (система Al–Cu–Mg) при получении полусферических колпачков диаметром 51,2–83,6 мм из плоской заготовки и построены диаграммы зависимости предельной степени вытяжки от энергии удара.

В связи с вышеизложенным целью данной работы являлось исследование механических свойств и микроструктуры авиационного алюминиевого сплава при переходе от малых к высоким скоростях деформации и оценка возможного механизма пластической деформации.

Материал и методика исследований

В качестве материала для исследования был выбран алюминиевый сплав марки AA2B06-O системы Al–Cu–Mg, используемый в аэрокосмической промышленности Китая, который поставляется в

прокатанном состоянии в виде листа. Его химический состав представлен ниже, мас. %:

Cu.....	3,58	Si.....	0,063
Mg.....	1,76	Ti.....	0,012
Mn.....	0,56	Be.....	0,0017
Fe.....	0,16	Al.....	Основа
Zn.....	0,015		

Как видно, сплав AA2B06-О является аналогом российского Д16ч по ГОСТ 4784-2019, состав которого следующий, мас. %:

Cu	3,8—4,9	Zn	≤0,25
Mg	1,2—1,8	Si	≤0,20
Mn	0,3—0,9	Ti	≤0,15
Fe	≤0,30	Cr	≤0,10

а также сплава 2124 по ISO 209:2007 и американского — UNS A92124.

Механические свойства листа из алюминиевого сплава АА2В06-О в состоянии поставки (для инженерного напряжения $\sigma = F/A_0$, где F — сила, A_0 — исходная площадь поперечного сечения) приведены ниже:

- предел прочности при растяжении $\sigma_b = 189$ МПа;
- предел текучести $\sigma_y = 58,2$ МПа;
- относительное удлинение при разрушении $\delta = 15$ %.

Образцы для испытаний вырезали вдоль направления прокатки из закупленного прокатанного листа (в состоянии поставки) и подвергали низкотемпературному отжигу ($t = 180\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 1\text{ ч}$) для снятия внутренних напряжений.

Эксперименты по определению механических свойств сплава при растяжении осуществляли при температуре 20 °С и влажности 20 %. В квазистатических условиях испытания проводили с малыми и умеренными скоростями деформации $\dot{\epsilon} = d\epsilon/dt = 10^{-3}, 10^{-2}, 10^{-1}$ и 1 с^{-1} , а динамическое нагружение — с высокой скоростью $\dot{\epsilon} = 1000, 1500, 2000, 3000, 3500$ и 5000 с^{-1} .

Форма образца и схема его крепления показаны на рис. 2. Его толщина составляла 1 мм, а длина измерительной базы — 10 мм. Квазистатические испытания проводили на разрывной машине, задавая различную скорость движения подвижной траверсы, чтобы обеспечить требуемую скорость деформации.

Для испытаний на динамическое растяжение с высокими скоростями деформации использовали метод разрезанного стержня Хопкинсона [5] (рис. 3).

Концы образца закрепляются между двумя цилиндрическими штангами, на которых устанавливаются тензометрические датчики. По штангам скользит цилиндрическая втулка-ударник, которая выстреливается с правой стороны сжатым воз-

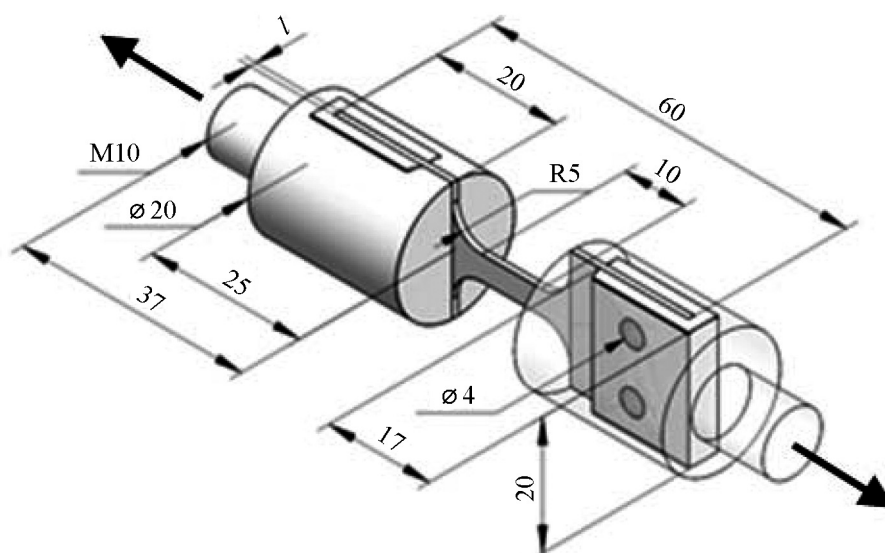


Рис. 2. Схема крепления образца при испытаниях
Размеры приведены в мм

Fig. 2. Schematic of specimen fastening for tests
Dimensions are in mm

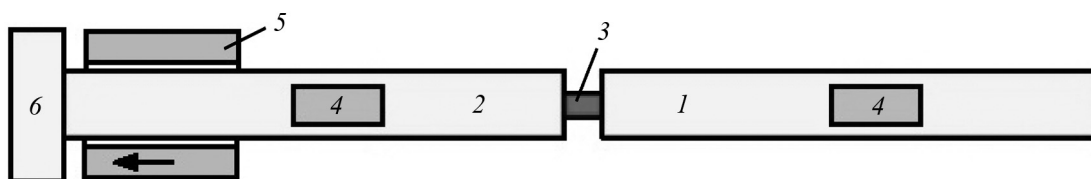


Рис. 3. Схема испытания образцов при динамическом растяжении

1 – направляющая штанга, 2 – нагружающая штанга, 3 – образец, 4 – тензометрические датчики, 5 – втулка-ударник, 6 – обойма

Fig. 3. Schematic of dynamic tensile test

1 – transmission bar, 2 – incident bar, 3 – specimen, 4 – strain gauges, 5 – striker bushing, 6 – yoke

духом либо пороховым зарядом (последнее — для достижения скорости ударника более 500 м/с) [6]. Правая штанга служит направляющей, а левая, на которой жестко закреплена обойма, обеспечивает высокоскоростное нагружение: втулка ударяется об обойму и быстро тормозится, выполняя динамическое растяжение образца (рис. 3). Варьирование давления воздуха обеспечивает различную скорость движения ударника и, соответственно, разную скорость деформации, значение которой уточняется по показаниям тензодатчиков. Подобная методика может обеспечивать скорость деформации до 10^4 с^{-1} [6, 7].

Микроструктуру сплава в исходном и деформированном состояниях исследовали методами сканирующей электронной микроскопии (СЭМ), дифракции обратнорассеянных электронов (electron backscatter diffraction — EBSD), рентгенофазового анализа (РФА) и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) при ускоряющем напряжении 200 кВ.

Результаты экспериментов и их обсуждение

Микроструктура в исходном состоянии

По данным СЭМ в режиме ориентационной визуализирующей микроскопии [8] (orientation imaging microscopy — OIM) с использованием EBSD микроструктура исследуемого сплава AA2B06-О после отжига (для снятия внутренних напряжений) состоит из зерен, вытянутых в направлении прокатки. Их продольный размер составляет 50—200 мкм, а поперечный — 20—50 мкм (рис. 4). Видно, что при отжиге рекристаллизация не произошла.

По данным ПЭМ в микроструктуре исходного сплава на общем светлом фоне (матрица твердого раствора на основе алюминия) видны темные

включения первичных (крупные, с формой, близкой к сферической) и вторичных (мелкие вытянутые частицы) фаз (рис. 5). Согласно [9, 10] и те и другие являются фазами $S\text{-Al}_2\text{CuMg}$ и $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$, которые могут как формироваться при кристалли-

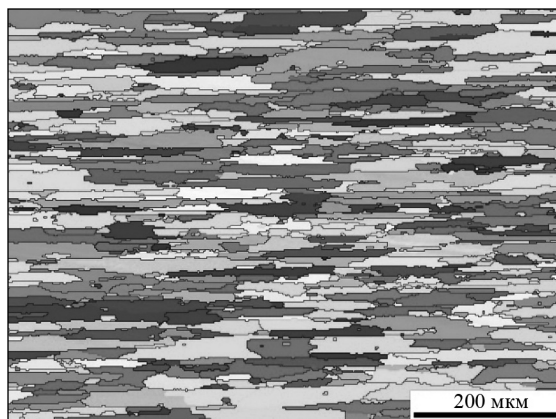


Рис. 4. Микроструктура алюминиевого сплава AA2B06-О в исходном состоянии (СЭМ + EBSD)

Fig. 4. Microstructure of aluminum alloy AA2B06-O in the initial state (SEM + EBSD)

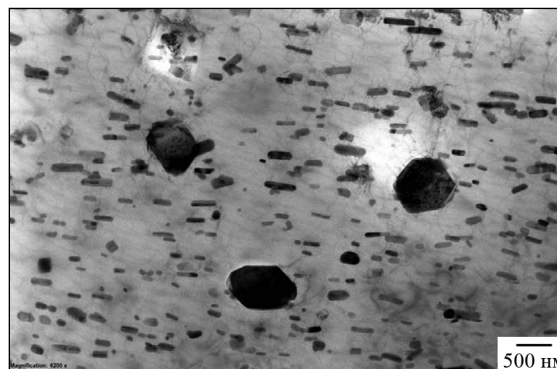


Рис. 5. Микроструктура алюминиевого сплава AA2B06-О в исходном состоянии (ПЭМ)

Fig. 5. Microstructure of aluminum alloy AA2B06-O in the initial state (TEM)

зации, так и выделяться из твердого раствора. Наличие дисперсных включений интерметаллических фаз является наиболее вероятной причиной отсутствия рекристаллизации.

Результаты статических и динамических испытаний

Диаграммы напряжения—деформации при испытаниях на растяжение для квазистатического (медленного) и динамического (быстрого) нагружений (рис. 6) построены для истинного напряжения

$$\sigma_t = F/A_i$$

и истинной (логарифмической) деформации

$$\varepsilon_t = \ln(l_i/l_0),$$

где F — приложенная сила; A_i и l_i — соответственно площадь поперечного сечения и длина образца в текущий момент времени; l_0 — исходная длина.

Видно, что при квазистатическом растяжении (рис. 6, а) скорость деформации весьма слабо влияет на пределы текучести (σ_y) и прочности (σ_B) сплава. С увеличением значений $\dot{\varepsilon}$ от 10^{-3} до 1 с^{-1} несколько возрастает (на 3–4 %) только максимальная степень деформации до разрушения (ε_f).

Динамическое нагружение приводит к существенному изменению деформационного поведения материала (рис. 6, б). С повышением скорости деформации от 1293 до 5045 с^{-1} предел текучести (σ_y) почти не изменяется, но зато существенно (почти в 2 раза по сравнению со квазистатическим испытанием) возрастают как предел прочности на растяжение (σ_B), так и величина ε_f , т.е. одновременно повышаются прочность и пластичность, что является нетипичным: обычно при увеличении прочности снижается пластичность, и наоборот. Такое повышение технологической пластичности при высокоскоростной деформации обеспечивает целостность материала в процессе глубокой вытяжки листовой заготовки при гидроударной штамповке.

Полученные результаты частично согласуются с данными работ по высокоскоростной деформации сталей [6, 7, 11, 12]. Ранее одновременное повышение характеристик прочности и пластичности либо возрастание прочности без ухудшения пластичности наблюдалось при малых скоростях ($\dot{\varepsilon} \sim 10^{-3} \div 10^{-2} \text{ с}^{-1}$) только для объемных нано- или субмикроструктурных материалов, получен-

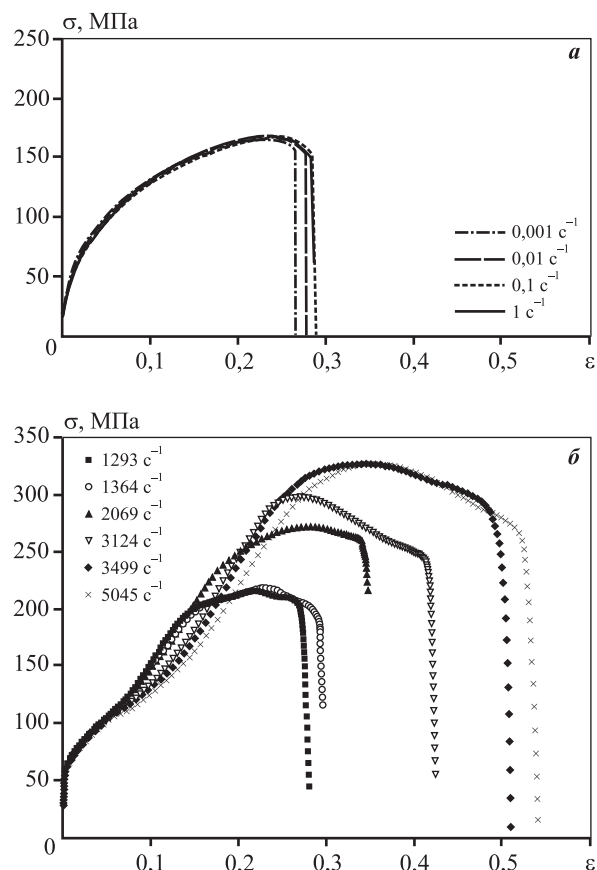


Рис. 6. Кривые напряжения—деформации для квазистатических (а) и динамических (б) испытаний на растяжение сплава AA2B06-O
а — $\dot{\varepsilon} = 10^{-3} \div 1 \text{ с}^{-1}$; б — $1293 \div 5045 \text{ с}^{-1}$

Fig. 6. Stress-strain curves for AA2B06-O alloy for quasi-static (a) and dynamic (b) tensile tests
а — $\dot{\varepsilon} = 10^{-3} \div 1 \text{ s}^{-1}$; б — $1293 \div 5045 \text{ s}^{-1}$

ных путем спекания наночастиц [13] (медь), либо методами интенсивной пластической деформации, например равноканальным угловым прессованием (РКУП) [14] (алюминий и его сплавы), или кручением под высоким давлением (high-pressure torsion — HPT) [15] (сплав Al—Si).

Следует отметить, что в разных сплавах при различных условиях (исходная микроструктура, вид испытаний — сжатие или растяжение) увеличение скорости деформации по-разному влияет на механические свойства. Так, по данным [16], при динамическом растяжении сплавов AA5754 (2,60–3,60 % Mg, < 0,5 % Mn, < 0,3 % Cr, < 0,4 % Si) и AA5182 (4,5 % Mg, 0,35 % Mn) их пластичность (ε_f) при $\dot{\varepsilon} = 600 \text{ с}^{-1}$ существенно снижалась по сравнению с квазистатической деформацией ($\dot{\varepsilon} = 3,3 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$), а затем повышалась с увеличени-

ем скорости деформации, приближаясь при $\dot{\epsilon} = 1500 \text{ с}^{-1}$ к значению, полученному при квазистатических условиях. При этом предел прочности (σ_B) возростал незначительно.

По литературным данным механизм высокоскоростной деформации сильно зависит от химического состава сплава, его исходной структуры, полученной предварительной обработкой, и от вида нагружения. Например, согласно [15], одновременное повышение показателей прочности и пластичности сплава Al–7%Si со средним размером зерен $\sim 0,5\div 5,0 \text{ мкм}$, достигнутым в результате предварительного НРТ под давлением 6 ГПа при температуре 298 К, обусловлено увеличением роли зернограницного проскальзывания по высокоугловым границам зерен. В работе [17] изучены микроструктура и изменение фазового состава предварительно наклепанной нержавеющей стали аустенитного класса 304L ($<0,03 \text{ \% C}$, $18,0\text{—}20,0 \text{ \% Cr}$, $8,0\text{—}12,0 \text{ \% Ni}$) при динамическом растяжении с $\dot{\epsilon} = 10^2\div 5\cdot 10^3 \text{ с}^{-1}$ и показано, что с повышением величины наклепа и скорости деформации изменяется механизм деформации: возрастает количество двойников, а в полосах сдвига формируется α' -мартенсит.

По данным [18] динамическое сжатие алюминиевого сплава AA6061-T6 ($0,8\text{—}1,2 \text{ \% Mg}$, $0,15\text{—}0,40 \text{ \% Cu}$, $0,4\text{—}0,8 \text{ \% Si}$, $0,04\text{—}0,35 \text{ \% Cr}$) при $\dot{\epsilon} = 750\div 2000 \text{ с}^{-1}$ приводит к локализации пластической деформации в узких адиабатических полосах сдвига, в которых формируются мелкие ($0,6 \text{ мкм}$) зерна в результате динамической рекристаллизации. Формирование адиабатических полос сдвига наблюдалось также при высокоскоростной деформации сжатия ($\dot{\epsilon}$ до 10^3 с^{-1}) титана с размером зерен 120 нм , полученного путем предварительного РКУП [19]. При этом внутри адиабатических полос сдвига формировались зерна меньшего размера (40 нм), и для объяснения этого явления авторами [19] был предложен механизм ротационной динамической деформации.

Электронно-микроскопическое исследование

Для оценки возможного механизма высокоскоростной деформации выполнено исследование микроструктуры деформированного сплава AA2B06-O методом ПЭМ. После квазистатической деформации происходит некоторое изменение формы (вытягивание) как мелких удлиненных, так и более крупных сферических включений

S-фазы Al_2CuMg . Это наблюдается на ПЭМ-изображениях, полученных вдали от зоны излома образца: отчетливо видны дислокации в матрице сплава (рис. 7, а) и их скопления возле включений (рис. 7, б), однако их плотность невысока.

Вблизи зоны излома (рис. 7, в) фиксируется весьма высокая плотность дислокаций в металлической матрице. Это связано с тем, что у вершины трещины, распространяющейся в вязкой

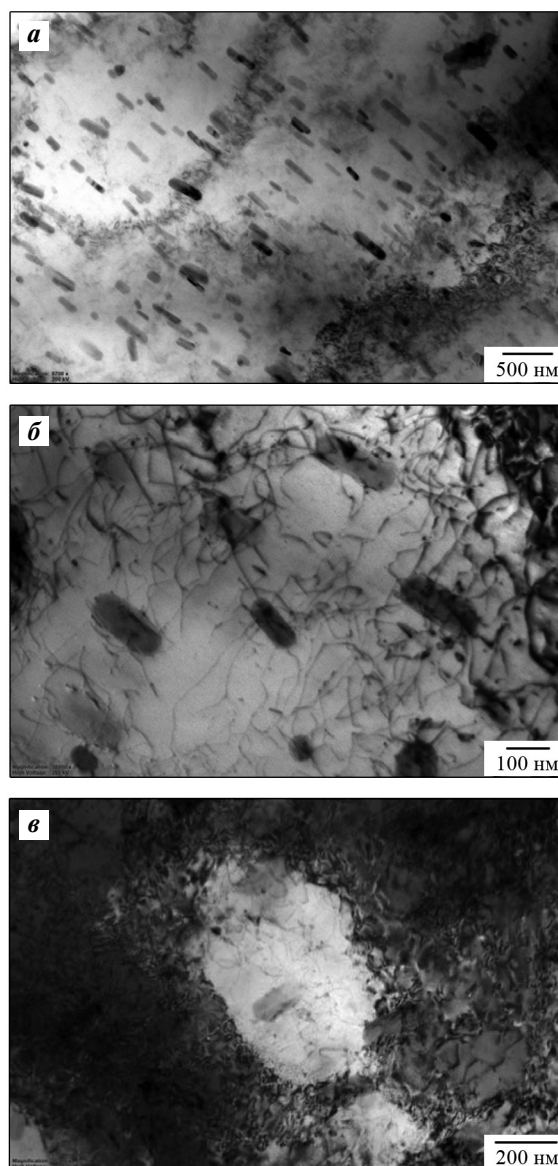


Рис. 7. Микроструктура алюминиевого сплава AA2B06-O (ПЭМ) после квазистатической деформации в различных зонах: вдали от зоны излома (а, б) и возле него (в)

Fig. 7. Microstructure of aluminum alloy AA2B06-O (TEM) after quasi-static deformation in different zones: far from the fracture zone (а, б), close to the fracture zone (в)

металлической матрице алюминиевого сплава, генерируется большое число дислокаций, которые «разбегаются» от вершины в стороны по плоскостям скольжения. Перед трещиной имеет место существенная пластическая деформация. Она сопровождается работой источников Франка—Рида в матрице перед трещиной, взаимодействием дислокаций и образованием их скоплений. При этом видно, что дислокации распределены почти равномерно в матрице и скапливаются у границы с включением (светлое пятно в центре на рис. 7, в). Таким образом, вблизи излома имеет место почти гомогенная (нелокализованная) пластическая деформация материала.

Как известно, при традиционном (квазистатическом) испытании на растяжение при напряжении, соответствующем пределу прочности σ_B , происходит образование шейки, т.е. имеет место макроскопическая локализация пластической де-

формации. Однако, как видно из рис. 7, в, на микроуровне вблизи излома, т.е. в районе шейки, пластическая деформация является гомогенной.

При динамической деформации отмечается иная картина. Как видно на рис. 8, а, вдали от излома образца дислокации распределены неравномерно — имеются более светлые области, где визуально наблюдаемая плотность дислокаций существенно меньше, чем в других (более темных) областях, что отчетливее выявляется при большем увеличении (рис. 8, б). Это свидетельствует о негомогенной пластической деформации материала. Особенно явно это явление наблюдается вблизи излома (рис. 8, в): имеются явно выраженные почти параллельные полосы с высокой плотностью дислокаций (темные) и с существенно более низкой плотностью (светлые).

Такое явление известно при высокоскоростной деформации сталей и сплавов и называется «ади-

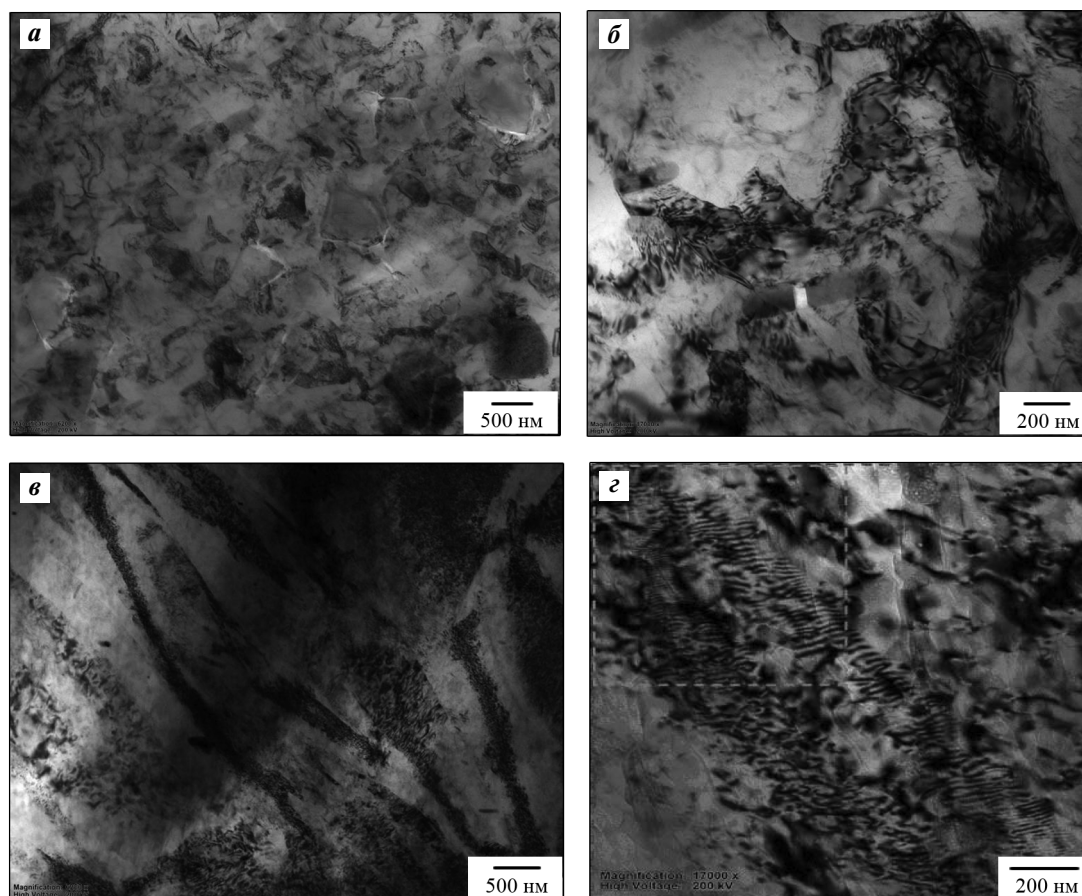


Рис. 8. Микроструктура алюминиевого сплава (ПЭМ) после динамической деформации вдали от излома (а, б) и возле него (в, г)

Fig. 8. Microstructure of aluminum alloy (TEM) after dynamic deformation: far from the fracture zone (а, б), close to the fracture zone (в, г)

абатическими полосами сдвига» [18, 21]. Они возникают в результате микроскопической локализации пластической деформации, и в них возможна динамическая рекристаллизация из-за кратковременного разогрева [22]. Ширина полос сдвига составляет от 0,5 до 0,1 мкм для разных материалов и условий деформации. В работах [23–25], где исследована деформация сжатия при $\dot{\epsilon} = 17,7 \div 606 \text{ с}^{-1}$ технически чистого алюминия Al99.5 (99,5 % Al) и сплавов AlCu4Zr (4 % Cu, 0,5 % Zr), AlMg5 (5,5 % Mg) и AlZn6Mg2,5CuZr (6 % Zn, 2,6 % Mg, 1,5 % Cu, 0,4 % Zr), они названы «микрополосами сдвига», и их ширина уменьшается с увеличением степени деформации, которая варьировалась в пределах $\epsilon = 0 \div 0,62$.

В светлых полосах видны мелкие участки диаметром около 100 нм, различающиеся по оттенку и контрастности (см. рис. 8, в). Подобные участки отчетливо заметны при большем увеличении на рис. 8, г (справа от вертикальной пунктирной линии и вблизи угла пунктирного квадрата). Они могут быть интерпретированы как новые мелкие зерна, т.е. как проявление первой стадии динамической рекристаллизации из-за выделяющейся теплоты пластической деформации, локализованной в адиабатической полосе сдвига. Также при большем увеличении выявляется дислокационная структура микрополосы сдвига, включающая сложные дислокационные конфигурации: сплетения дислокаций и скопления прямых отрезков (в квадратной области, выделенной пунктирными линиями, и справа от угла квадрата на рис. 8, г), похожих на дислокационные диполи или мультиполи. Они могли сформироваться в результате взаимодействия скользящих дислокаций со стопами, например длинными порогами, сидячими дислокациями и др. [26], а также при работе двух или более близкорасположенных источников Франка—Рида [27].

Следовательно, вышеописанный механизм локализованной пластической деформации на микроуровне (формирование микрополос сдвига) обеспечивает наблюдаемые механические свойства материала при динамическом нагружении (см. рис. 6, б): одновременное повышение предела прочности (σ_B) и пластичности (ϵ_f).

Выводы

1. Установлено, что для алюминиевого сплава AA2B06-О в исходном состоянии после прокатки

и низкотемпературного отжига увеличение скорости деформации растяжения в квазистатическом режиме от 10^{-3} до 1 с^{-1} не приводит к существенному изменению механических свойств. Однако при динамической деформации растяжения со скоростями $\dot{\epsilon} \approx (1 \div 5) \cdot 10^3 \text{ с}^{-1}$ происходит одновременное повышение (почти в 2 раза) как предела прочности (σ_B), так и относительной деформации до разрушения (ϵ_f) при незначительном изменении предела текучести сплава.

2. При квазистатическом растяжении дислокации распределены в матрице достаточно равномерно и скапливаются у границы с включениями, а вблизи зоны излома имеет место гомогенная (не локализованная на микроуровне) пластическая деформация материала.

3. При динамическом режиме растяжения имеет место негомогенная (локализованная на микроуровне) пластическая деформация: формируются адиабатические микрополосы сдвига, в которых наблюдаются сложные дислокационные структуры, такие как сплетения дислокаций, дипольные и мультипольные конфигурации. Кратковременное тепловыделение при интенсивной пластической деформации может привести к протеканию первой стадии динамической рекристаллизации — формированию зародышей новых зерен. Такая смена механизма пластической деформации при переходе от квазистатического к динамическому нагружению обуславливает существенное изменение механического поведения (т.е. кривых напряжения—деформации) сплава AA2B06-О.

4. Показано, что одновременное повышение прочности и пластичности алюминиевого сплава наблюдается не только при наличии наноструктуры, сформированной в материале методами интенсивной пластической деформации (например, РКУП или кручением под высоким давлением), но и при высокоскоростной деформации алюминевого сплава с обычной микроструктурой (после прокатки и низкотемпературного отжига для снятия внутренних напряжений).

5. Полученные экспериментальные результаты открывают новые перспективы практического применения методов высокоскоростной импульсной деформации, таких как гидроударная штамповка (см. рис. 1), вследствие повышения технологической пластичности материала. При этом расширяются возможности получения за одну операцию тонкостенных изделий сложной

формы, которые требуют значительных степеней деформации, из листовых заготовок. Это важно, в частности, для деталей аэрокосмической техники.

Работа выполнена при финансовой поддержке Белорусского республиканского фонда фундаментальных исследований (белорусско-китайский проект T19КИТГ-001 от 21.06.2019).

Acknowledgments: *The research was funded by the Belarusian Republican Foundation for Fundamental Research under Belarus-China project T19КИТГ-001 of 21.06.2019.*

Литература/References

1. Покровский А.И. Развитие технологий пластического формообразования металлов с использованием промежуточных сред (гидродинамическое выдавливание, гидроударная штамповка). *Известия НАН Беларуси. Сер. физ.-техн. наук.* 2016. No. 1. С. 80—92.
Pokrovsky A.I. Development of technologies of plastic metal forming using intermediate media (hydrodynamic extrusion, impact hydroforming). *Izvestiya NAN Belarusi. Ser. fiz.-tekhn. nauk.* 2016. No. 1. P. 80—92 (In Russ.).
2. Ma Y., Xu Y., Zhang S.H., Banabic D., El-Aty A.A., Chen D.Y., Cheng M., Song H.W., Pokrovsky A.I., Chen G.Q. Investigation on formability enhancement of 5A06 aluminium sheet by impact hydroforming. *CIRP Annals — Manufact. Technol.* 2018. Vol. 67. P. 281—284. DOI: 10.1016/j.cirp.2018.04.024.
3. Zhang S.H., Ma Y., Xu Y., El-Aty A.A., Chen D.Y., Shang Y.L., Chen G.Q., Pokrovsky A.I. Effect of impact hydroforming loads on the formability of AA5A06 sheet metal. *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.* 2018. Vol. 418. No. 1. Art. 012114. DOI: 10.1088/1757-899X/418/1/012114.
4. Chen D.Y., Xu Y., Zhang S.H., Ma Y., El-Aty A.A., Banabic D., Pokrovsky A.I., Bakinovskaya A.A. A novel method to evaluate the high strain rate formability of sheet metals under impact hydroforming. *J. Mater. Proc. Technol.* 2021. Vol. 287. Art. 116553. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2019.116553.
5. Hopkinson B. A method of measuring the pressure produced in the detonation of high explosives or by the impact of bullets. *Philos. Trans. Roy. Soc. London. Ser. A.* 1914. Vol. 213. No. 497-508. P. 437—456. DOI: 10.1098/rsta.1914.0010.
6. Ващенко А.П. Экспериментальные методы и механические свойства конструкционных материалов при высокоскоростной деформации ($10^2...10^5 \text{ c}^{-1}$) и температурах 77...773 К. *Проблемы прочности.* 2002. No. 3. С. 55—61.
Vashchenko A.P. Experimental methods and mechanical properties of structural materials subjected to high-rate deformation $10^2...10^5 \text{ s}^{-1}$ at temperatures of 77—773 K. *Strength of Materials.* 2002. Vol. 34. No. 3. P. 246—250. DOI: 10.1023/A:1016258314337.
7. Степанов Г.В. Упругопластическое деформирование и разрушение материалов при импульсном нагружении. Киев: Наук. думка, 1991.
Stepanov G.V. Elastoplastic deformation and fracture of materials at pulsed loading. Kiev: Naukova dumka, 1991 (In Russ.).
8. Brandon D., Kaplan W.D. Microstructural characterization of materials. Chichester, England: John Wiley & Sons, 2008.
9. Белов Н.А. Фазовый состав алюминиевых сплавов. М.: Изд. Дом МИСиС, 2009.
Belov N.A. Phase composition of aluminum alloys. Moscow: MISIS, 2009 (In Russ.).
10. Belov N.A., Eskin D.G., Aksenov A.A. Multicomponent phase diagrams: Applications for commercial aluminum alloys. Amsterdam: Elsevier, 2005.
11. Баландин Вл.Вас., Баландин Вл.Вл., Брагов А.М., Игумнов Л.А., Константинов А.Ю., Ломунов А.К. Высокоскоростное деформирование и разрушение стали 09Г2С. *Механика твердого тела.* 2014. No. 6. С. 78—85.
Balandin Vl.Vas., Balandin Vl.Vl., Bragov A.M., Igumnov L.A., Konstantinov A.Yu., Logumnov A.K. High-rate deformation and fracture of steel 09G2S. *Mechanics of Solids.* 2014. Vol. 49. No. 6. P. 666—672. DOI: 10.3103/S0025654414060089.
12. Зубов В.И., Степанов Г.В., Широков А.В. Влияние скорости деформации на предел текучести сталей различной прочности. *Проблемы прочности.* 2003. No. 5. С. 113—122.
Zubov V.I., Stepanov V., Shirokov A.V. Effect of the strain rate on the yield strength of steels of different strength. *Strength of Materials.* 2003. Vol. 35. No. 5. P. 514—520. DOI: 10.1023/B:STOM.0000004540.92311.73.
13. Schaefer H.-E. Nanoscience: The science of the small in physics, engineering, chemistry, biology and medicine. Heidelberg etc.: Springer, 2010.
14. Chuvil'deev V.N., Kopylov V.I. Structure and properties of materials produced by severe plastic deformation. In: *Fundamentals and engineering of severe plastic deformation* (Eds. V.M. Segal, I.J. Beyerlein, C.N. Tome, V.N. Chuvil'deev, V.I. Kopylov). NY: Nova Science Publ., Inc., 2010. P. 291—509.
15. Mungole T., Kumar P., Kawasaki M., Langdon T.G. The contribution of grain boundary sliding in tensile

- deformation of an ultrafine-grained aluminum alloy having high strength and high ductility. *J. Mater. Sci.* 2015. Vol. 50. No. 10. P. 3549—3561. DOI: 10.1007/s10853-015-8915-2.
16. Worswick M.J., Smerd R., Salisbury C.P., Winkler S., Lloyd D.J. High strain rate behaviour of aluminium alloy sheet. *Mater. Sci. Forum.* 2006. Vol. 519—521. P. 139—146. DOI: 10.4028/www.scientific.net/msf.519-521.139.
 17. Lee W.-S., Lin C.-F. Effects of prestrain and strain rate on dynamic deformation characteristics of 304L stainless steel: Pt. 2. Microstructural study. *Mater. Sci. Technol.* 2002. Vol. 18. No. 8. P. 877—884. DOI: 10.1179/026708302225004720.
 18. Owolabi G., Odoh D., Peterson A., Odeshi A., Whitworth H. Measurement of the deformation of aluminum alloys under high strain rates using high speed digital cameras. *World J. Mechanics.* 2013. Vol. 3. No. 2. P. 112—121. DOI: 10.4236/wjm.2013.32009.
 19. Li Z., Wang B., Zhao S., Valiev R.Z., Vecchio K.S., Meyers M.A. Dynamic deformation and failure of ultrafine-grained titanium. *Acta Mater.* 2016. Vol. 125. P. 210—218. DOI: 10.1016/j.actamat.2016.11.041.
 20. Meyers M.A. Dynamic behavior of materials. NY: John Wiley & Sons, 1994.
 21. Dodd B., Bai Y. (Eds.). Adiabatic shear localization: Frontiers and advances. 2nd ed. Amsterdam: Elsevier Ltd., 2012.
 22. Murr L.E., Trillo E.A., Pappu S., Kennedy C. Adiabatic shear bands and examples of their role in severe plastic deformation. *J. Mater. Sci.* 2002. Vol. 37. No. 16. P. 3337—3360. DOI: 10.1023/A:1016541023502.
 23. Richert M., Leszczynska B. Structure and properties of dynamically compressed Al99.5 and AlCuZr alloy. *J. Alloys Compd.* 2004. Vol. 382. P. 305—310. DOI: 10.1016/j.jallcom.2004.06.004.
 24. Leszczynska-Madej B., Richert M. The effect of strain rate on the evolution of microstructure in aluminium alloys. *J. Microscopy.* 2010. Vol. 237. Pt. 3. P. 399—403. DOI: 10.1111/j.1365-2818.2009.03271.x.
 25. Leszczynska-Madej B., Richert M. The effect of dynamic compression on the evolution of microstructure in aluminium and its alloys. *Arch. Metal. Mater.* 2013. Vol. 58. No. 4. P. 1097—1103.
 26. Хоникомб П. Пластическая деформация металлов. Пер. с англ. М.: Мир, 1972.
Honeycombe R.W.K. The Plastic deformation of metals. London, UK: Edward Arnold Publ. Ltd., 1968.
 27. Hirsch P.B. Work hardening. In: *The Physics of metals*. Vol. 2. Defects (Ed. P.B. Hirsch). Cambridge, UK: Cambridge University Press, 1975. P. 189—246.