

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Al-Cu-Mg

О. В. ПАИТОВА¹, Е. В. БОБРУК², С. А. ШАШЕРИНА¹, М. А. СКОТНИКОВА¹

¹Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
195251, Санкт-Петербург, Россия
E-mail: skotnikova@mail.ru

²Уфимский государственный авиационный технический университет, 450008, Уфа, Россия

С помощью оптической металлографии и просвечивающей электронной микроскопии исследованы структура и свойства заготовок из горячепрессованного крупнозернистого сплава Д16 после традиционных режимов термической обработки (ТО) или подвергнутых интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК) под давлением 6 ГПа при комнатной температуре. Стандартные режимы ТО включали: Т₄ (закалка 495 °С + естественное старение при комнатной температуре в течение пяти суток) и Т₆ (закалка 495 °С + искусственное старение при 185 °С в течение десяти часов). Показано, что после ТО сплава Д16 по режимам Т₆ и Т₄, размеры зерен, по сравнению с исходными, уменьшились примерно в 4,8 раза, а микротвердость увеличилась в 1,6 раз. После одного или десяти оборотов ИПДК в сплаве Д16 размеры зерен, по сравнению с исходными, уменьшились в 393 и 899 раза, а микротвердость увеличилась в 2,4 и 2,9 раза соответственно.

Ключевые слова: нанокристаллические материалы ультрамелкозернистые материалы, интенсивная пластическая деформация, деформационно-термическая обработка, дуралюмин

Введение. Ультрамелкозернистые (УМЗ), а также нанокристаллические (НК) металлы и сплавы, с размером зерна соответственно 1—0,1 мкм и меньше 100 нм, получают интенсивной пластической деформацией кручением (ИПДК) [1—3], равноканальным угловым прессованием (РКУП) [4—6], поверхностным пластическим деформированием [7—12], в местах локализации сдвига в стружке при скоростной механической обработке металлов [13—15] и другими методами интенсивной пластической деформации (ИПД).

Одной из проблем ИПД является существование предела измельчения структуры, по достижении которого дальнейшее воздействие не приводит к существенным изменениям размеров зерен и свойств материала, а в некоторых случаях вызывает обратные процессы, такие как возврат и рекристаллизация [6].

В процессе ИПД сплавов аккумуляция внешней энергии системой атомов основы и легирующих элементов вызывает их смещение из равновесных положений (узлов кристаллической решетки). При этом формируются пары: дислоцированные атомы — вакансионные комплексы, являющиеся носителями избыточной энергии и своего рода „стоками“ и „транспортом“ для перераспределяющихся легирующих атомов. В результате образуются пересыщенные твердые растворы и неравновесные предвыделения интерметаллидных фаз. Поэтому для достижения высоких прочностных и пластических (улучшенных) свойств легированных сплавов необходимо помимо твердорастворного и зернограничного учитывать вклад дисперсионного упрочнения и твердофазные превращения под действием деформации [16]. Дисперсионное упрочнение основано на образовании в процессе ИПД дисперсных частиц вторичных фаз в НК металлической матрице и управлении морфологией межфазных границ раздела

частиц последующей ТО. Традиционный режим ТО сплавов системы Al-Cu-Mg включает закалку и старение (естественное или искусственное).

Алюминиевые сплавы, и особенно термически упрочняемые сплавы системы Al-Cu-Mg (дуралюмины), широко применяются в промышленности, особенно в прессованных профилях, панелях и прутках из сплава Д16, прочность которых при традиционной обработке составляет порядка 410 МПа [17]. В связи с этим одним из перспективных методов обработки металлов давлением для повышения их прочности при достаточной пластичности является ИПД [1].

Целью настоящей работы являлась оптимизация структуры и свойств заготовок из сплава Д16 как после традиционных режимов ТО, так и подвергнутых ИПДК под высоким давлением.

Материалы и методы исследования. Исходным материалом служил промышленный сплав Д16 стандартного химического состава, все легирующие элементы которого обеспечивали повышение прочности по механизму твердорастворного упрочнения (табл. 1).

Таблица 1

Легирующие элементы и примеси (вес. %) сплава Д16, ГОСТ 4784-74

Марка сплава	Cu	Mg	Mn	Zn	Fe	Si	Cr	Ti
Д16	3,8—4,9	1,2—1,8	0,3—0,9	≤ 0,3	≤ 0,5	≤ 0,5	≤ 0,1	≤ 0,1

Заготовки в виде горячепрессованных прутков диаметром $20,0 \pm 0,25$ мм, высотой 1,5 мм (исходное состояние) подвергали как традиционным режимам ТО (T_4 , T_6), так и ИПДК под высоким давлением.

Закалку заготовок выполняли начиная с 495 °С. Далее проводили естественное старение (ЕС) при комнатной температуре в течение 5 суток (T_4) и искусственное старение (ИС) при 185 °С в течение 10 ч (T_6) [17].

Интенсивную пластическую деформацию кручением (ИПДК) при комнатной температуре, под давлением $P = 6$ ГПа, при числе оборотов $n = 1$ и 10 проводили на установке СКРУДЖ-200. Принцип работы установки представлен в работе [1].

Структурно-фазовое состояние сплава до и после ИПДК исследовано методом просвечивающей электронной микроскопии на JEOL-2000EX при ускоряющем напряжении 120 кВ. Образцы для исследования тонкой структуры (фольги) изготавливали методом струйной полировки на аппарате Тепирол-5 в растворе 20 % азотной кислоты и 80 % метанола при температуре 25 °С и напряжении 15—20 В. Размер зерен d_L (субзерен) оценивали методом случайных секущих с электронно-микроскопических изображений.

Микротвердость измеряли по методу Виккерса ($HV_{0,05}$) на микротвердомере Duramin - 1/-2 при нагрузке 0,05 кг в течение 10 с. Образцы (шлифы) для проведения металлографического анализа изготавливали с помощью механической шлифовки и полировки с последующим травлением в реактиве Келлера (0,5 HF; 1,8 HCl; 2,7 HNO₃; 95 H₂O) [17].

Результаты и обсуждение. В табл. 2 представлены результаты оценки микротвердости ($HV_{0,05}$) и среднего размера зерен образцов из сплава Д16 в исходном состоянии, после ТО (T_4 , T_6) и ИПДК под давлением 6 ГПа при $n = 1$ и 10.

Таблица 2

Микротвердость и размер зерен сплава Д16 после ТО и ИПДК

№	Состояние	$HV_{0,05}$, ед.	d_L , мкм
1	Исходное (поставка)	$86,2 \pm 4,1$	$62,9 \pm 35,7$
2	T_6	$135,5 \pm 5,7$	$13,0 \pm 7,5$
3	T_4	$140,6 \pm 4,7$	$12,6 \pm 6,9$
4	ИПДК ($n=1$)	$205,5 \pm 9,5$	$0,160 \pm 0,060$
5	ИПДК ($n=10$)	$245,7 \pm 18,8$	$0,070 \pm 0,008$

Как показали результаты исследования, сплав Д16 в исходном состоянии (в состоянии поставки) был неоднородный, крупнозернистый, $d_L = 62,9 \pm 35,7$ мкм, и обладал низкой микротвердостью, средняя величина которой составляла $HV_{0,05} = 86 \pm 4,1$ ед. После термической обработки сплава Д16 по режимам Т₆ (закалка + искусственное старение при 185°С в течение 10 ч) и Т₄ (закалка + естественное старение при комнатной температуре в течение 5 суток) размеры зерен, по сравнению с исходными, уменьшились в 4,8 раза и составили $d_L^{T_6} = 13,0 \pm 7,5$ и $d_L^{T_4} = 12,6 \pm 6,9$ мкм. При этом микротвердость в среднем увеличилась в 1,6 раз по сравнению с исходным состоянием до: $HV_{0,05}^{T_6} = 135,5 \pm 5,7$ ед. и $HV_{0,05}^{T_4} = 140,6 \pm 4,7$ ед.

После ИПДК под давлением 6 ГПа в сплаве Д16, с увеличением числа оборотов n от 1 до 10 размеры зерен уменьшились в 393 и 899 раза, по сравнению с исходным состоянием соответственно: $d_L^{n1} = 0,160 \pm 0,060$ и $d_L^{n10} = 0,070 \pm 0,008$ мкм. При этом микротвердость в среднем увеличилась в 2,4 и 2,9 раза соответственно до $HV_{0,05}^{n1} = 205,5 \pm 9,5$ и $HV_{0,05}^{n10} = 245,7 \pm 18,8$ ед.

Электронно-микроскопическое исследование показало, что в сплаве Д16 после одного оборота ИПДК формировалась структура, состоящая преимущественно из ультрамелких зерен α -твердого раствора размером 100—220 нм (см. табл. 2, рис. 1, а). После десяти оборотов ИПДК сформировалась более однородная структура, состоящая преимущественно из нанокристаллических зерен (НК) α -твердого раствора размером 62—78 нм (см. табл. 2, рис. 2, а).

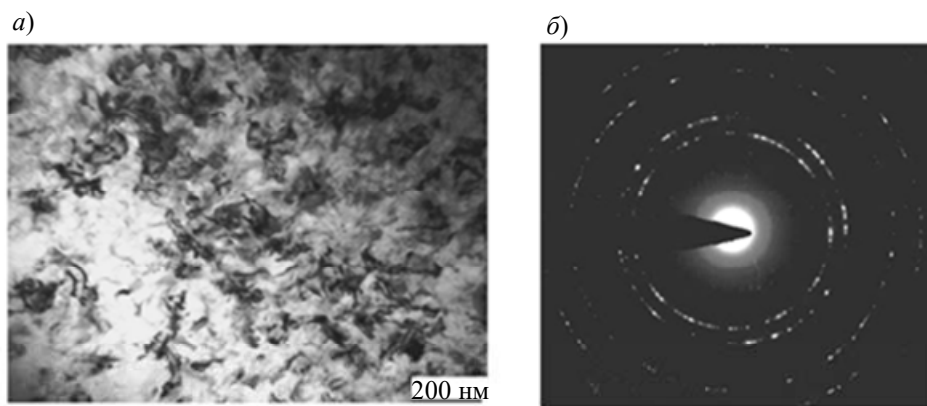


Рис. 1

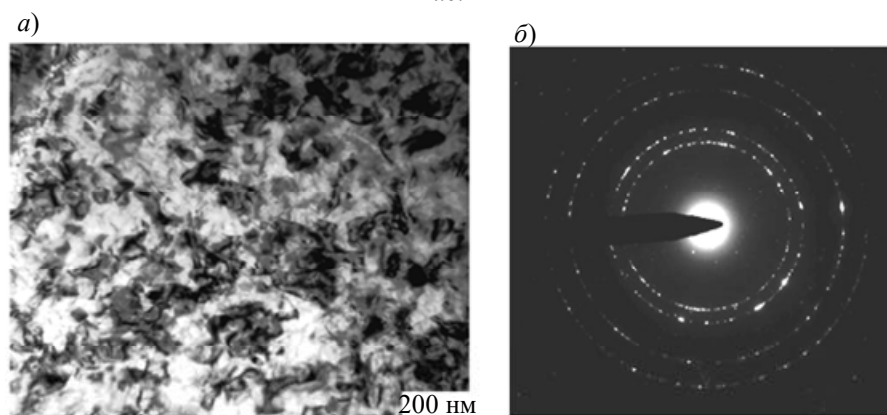


Рис. 2

Электроннограммы, полученные методом микродифракции электронов (рис. 1, б и 2, б) с участков, подобных изображенным на рис. 1, а и 2, а, представляли собой множество рефлексов, расположенных по concentрическим окружностям. Это свидетельствует о том, что они были получены от множества мелких зерен, имеющих большеугловые границы и ориентированных произвольным образом [1].

Крупные зерна α -твердого раствора (рис. 1, а) были разделены дислокационными стенками, т.е. при ИПДК происходит образование малоугловых границ субзерен, в пределах одного зерна, что подтверждается размытием рефлексов α -твердого раствора на электронограммах (рис. 1, б).

Таким образом, после одного и десяти оборотов ИПДК в сплаве Д16 формировалась структура УМЗ или НК соответственно. Как показали результаты исследования, в Д16 после ИПДК отсутствовали зерна с так называемой „бимодальной структурой“ (УМЗ + НК), повышающей пластичность материала при испытаниях на растяжение и усталость, как отмечалось в работе [7].

На рис. 3 представлены результаты фазового анализа с помощью расшифровки электронограмм с точечными рефлексами от интерметаллидов сплава Д16 после ТО, одного (рис. 3, а) и десяти (рис. 3, б) оборотов ИПДК. Рефлексы от интерметаллидов $\Theta(\text{CuAl}_2)$, Cu_9Al_4 на электронограммах слабо выражены, что свидетельствовало о небольшом количестве этих частиц.

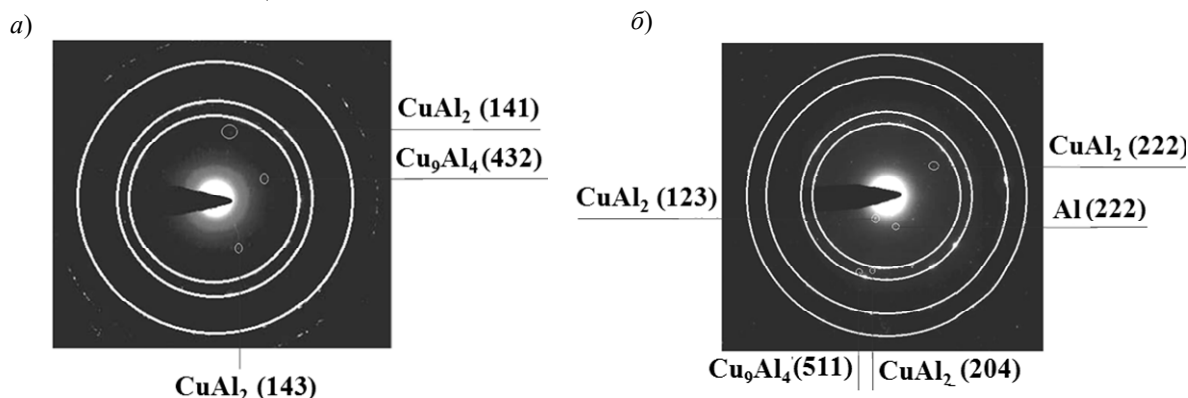


Рис. 3

Экспериментальное определение межплоскостных расстояний (d_{HKL}) и индексов отражающих плоскостей (HKL) фаз в сплаве Д16 выполнялось по формуле (1) [18]. Результаты расшифровки кольцевых рефлексов на электронограммах, полученных от УМЗ (рис. 1, б), НК (рис. 2, б) зерен α -твердого раствора, и расшифровки точечных рефлексов от выделившихся частиц интерметаллидов (рис. 3), представлены в табл. 3:

$$d_{\text{HKL}} = \lambda L / R = C / R, \quad (1)$$

где C — постоянная электронного микроскопа, $\text{\AA} \cdot \text{мм}$; R — радиус кольца рефлексов от неизвестной фазы на электронограмме, мм; L — расстояние от образца до изображения в камере микроскопа, мм; λ — длина волны электронов, \AA .

Таблица 3

Результаты расшифровки фазового состава сплава Д16 после ТО, одного и десяти оборотов ИПДК

№	Состояние	$d_{\text{HKLэксп.}} \text{\AA}$	$d_{\text{HKL теор.}} \text{\AA}$	Фазовый состав
1	Исходное (поставка)	$d_{042} = 1,942$	$d_{042} = 1,940$	$\text{S}(\text{Al}_2\text{CuMg})$
		$d_{113} = 1,992$	$d_{113} = 1,996$	$\text{S}(\text{Al}_2\text{CuMg})$
		$d_{204} = 1,130$	$d_{204} = 1,127$	$\Theta(\text{CuAl}_2)$
		$d_{222} = 1,157$	$d_{222} = 1,164$	α
2	ИПДК ($n=1, P=6$ ГПа)	$d_{143} = 1,085$	$d_{143} = 1,091$	$\Theta(\text{CuAl}_2)$
		$d_{222} = 1,158$	$d_{222} = 1,166$	α
		$d_{141} = 1,410$	$d_{141} = 1,409$	$\Theta(\text{CuAl}_2)$
		$d_{432} = 1,638$	$d_{432} = 1,620$	Cu_9Al_4
3	ИПДК ($n=10, P=6$ ГПа)	$d_{204} = 1,128$	$d_{204} = 1,130$	$\Theta(\text{CuAl}_2)$
		$d_{222} = 1,159$	$d_{222} = 1,168$	α
		$d_{123} = 1,397$	$d_{123} = 1,396$	$\Theta(\text{CuAl}_2)$
		$d_{511} = 1,675$	$d_{511} = 1,670$	Cu_9Al_4

Как видно из табл. 3, с увеличением числа оборотов ИПДК возрастало число отражающих плоскостей интерметаллидов, что, вероятно, связано с их измельчением, увеличением числа возможных ориентировок и объемной доли межфазных границ раздела, а также с увеличением в 1,3 раза твердости за счет дисперсионного упрочнения (см. табл. 2).

Следует отметить, что обнаруженная в сплаве Д16 после ИПДК твердая, хрупкая и высоколегированная медью γ_2 -фаза (Cu_9Al_4) ранее также обнаружена авторами [19, 20] во время деформации сдвигом ($\gamma > 100$) при относительном кручении наковален Бриджмена со скоростью 2 об/мин под давлением от 2 до 10 ГПа и числе оборотов 1, 3, 5.

В материале наблюдалось увеличение плотности межфазных границ и повышение его твердости. На межфазных границах мог активироваться процесс синтеза интерметаллических фаз AlCu , AlCu_3 , Al_2Cu , Al_4Cu_9 и др. Как было показано в работе [21], в равновесных условиях γ_2 -фаза (Cu_9Al_4), согласно диаграмме Cu-Al , формируется в результате высокотемпературного (при 565 °С) распада фазы Cu_3Al на эвтектоидную смесь ($\alpha + \gamma_2$)-фаз.

Таким образом, можно полагать, что увеличение микротвердости сплава Д16, как после традиционных режимов ТО, так и подвергнутых ИПДК под высоким давлением, достигалось зернограничным, субзерненным, дисперсионным (межфазным), твердорастворным и дислокационным вкладом в упрочнение [16]. В результате ИПДК под давлением 6 ГПа в сплаве Д16 в плоскостях локального сдвига вдоль УМЗ и НК границ раздела происходит формирование зон α -твердого раствора на основе Al пересыщенных атомами Cu . В таких зонах происходит твердофазное превращение (перемешивание, механическое легирование) с выделением твердых и высоколегированных медью частиц γ_2 -фазы (Cu_9Al_4). Наблюдается увеличение плотности межфазных границ и повышение твердости и прочности сплава Д16, прежде всего за счет субзерненного и дисперсионного (межфазного) вклада в упрочнение.

Заключение. Можно полагать, что в объеме заготовки из алюминиевого сплава под действием интенсивной пластической деформации формируются механические, термические и структурно-фазовые внутренние напряжения на макро-, микро- и субмикроскопическом уровнях, которые наряду с высокой дефектностью кристаллической решетки вызывают значительное пересыщение твердых растворов и формирование частиц второй фазы.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Sabirov I., Enikeev N. A., Murashkin M. Yu., Valiev R. Z. Bulk nanostructured materials with multifunctional properties. Cham—Heidelberg—NY—Dordrecht—London: Springer, 2015. 118 p.
2. Liu M., Roven H. J., Liu X., Murashkin M., Valiev R. Z., Ungar T., Balogh L. Grain refinement in nanostructured Al-Mg alloys subjected to high pressure torsion // Journal of Materials Science. 2010. Vol. 45. P. 4659.
3. Козлов Э. В., Глезер А. М., Конева Н. А., Попова Н. А., Курзина И. А. Основы пластической деформации наноструктурных материалов. М.: ФИЗМАТЛИТ, 2016.
4. Валиев Р. З., Александров И. В. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. М.: Логос, 2000. 272 с.
5. Edalati K., Hashiguchi Y., Iwaoka H., Matsunaga H., Valiev R.Z., Horita Z. Long-time stability of metals after severe plastic deformation: Softening and hardening by self-annealing versus thermal stability // Materials Science and Engineering: A. 2018. Vol. 729. P. 340—348.
6. Рааб Г. И. Развитие методов интенсивной пластической деформации для получения объемных ультрамелкозернистых материалов // Вестн. УГАТУ. 2004. № 3(11). С. 67.
7. Park Y. S., Chung K. H., Kim N. J., and Lavernia E. J. Microstructural investigation of nanocrystalline bulk Al-Mg alloy fabricated by cryomilling and extrusion // Materials Science and Engineering: A. 2004. Vol. 374. P. 211.
8. Lu K., Lu J. Superplastic extensibility of nanocrystalline copper at room temperature // Materials Science and Engineering: A. 2004. Vol. 375–377. P. 38.

9. *Zhenglin Chen, Zhidan Sun, Benoit Panicaud*. Investigation of ductile damage during surface mechanical attrition treatment for TWIP steels using a dislocation density based viscoplasticity and damage models // *Mechanics of Materials*. 2019. Vol. 129. P. 279—289.
10. *Nana Li, Ning Wang*. The effect of duplex Surface mechanical attrition and nitriding treatment on corrosion resistance of stainless steel 316L // *Scientific Reports*. 2018. Vol. 8. Art. no. 8454.
11. *Moskvichev E. N., Skripnyak V. A., Skripnyak V. V., Kozulin A. A., Lychagin D. V.* Influence of structure to plastic deformation resistance of aluminum alloy 1560 after groove pressing treatment // *Letters on materials*. 2016. Vol. 6, N 2. P. 141—145.
12. *Shasherina S. A., Artemyev V. P., Sokolov A. G., Padgurskas J.* Forming of nanostructured Cu–Ni coatings of tool steel H12M after surface machining attrition treatment // *IOP Conf. Series Materials Science and Engineering*. 2019. Vol. 666. P. 012004.
13. *Krylov N. A., Popov A. A.* Structural and Phase Transformation in Metals at High-Speed Cutting and Tool Wear // *Procedia Engineering*. 2017. Jan 1. P. 777—782.
14. *Skotnikova M. A., Krylov N. A.* About the Nature of Dissipative Processes in Cutting Treatments of Titanium Vanes // *Advances in Mechanical Engineering*. 2017. P. 115—123.
15. *Paitova O. V., Bobruk E. V., Shasherina S. A., Zhang Bufan*. Effect of severe plastic deformation on the structure and properties of aluminum alloy of Al–Cu–Mg system // *Key Engineering Materials*. 2019. Vol. 822. P. 94—100.
16. *Skotnikova M. A., Martynov M. A.* Practical Electron Microscopy in Mechanical Engineering. Monograph. St. Petersburg: St. Petersburg Institute of mechanical engineering, 2005. С. 92.
17. *Арчакова З. Н., Балахонцев Г. А., Басова И. Г. и др.* Структура и свойства полуфабрикатов из алюминиевых сплавов. М.: Металлургия, 1984.
18. *Уманский Я. С., Скаков Ю. С., Иванов Л. Н. и др.* Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия. М.: Металлургия, 1982. 632 с.
19. *Муртазина А. К., Лукманов М. Р., Киеккужина Л. У., Даниленко В. Н.* Влияние условий деформации сдвигом под давлением на твердофазные превращения в системе Al–Cu // *Сб. трудов*. Уфа: БашГУ, 2018. С. 129.
20. Пат. РФ 2539496. Способ получения многослойного композита на основе меди и алюминия с использованием комбинированной механической обработки / *И. А. Дитенберг, К. И. Денисов, А. Н. Тюменцев* и др. 20.01.2015.
21. *Burnyshev I. N., Valiakmetova O. M., Lys V. F.* Multicomponent diffusion saturation of cuprous alloys // *Chemical physics and mesoscopy*. 2010. Vol. 12, N 4. P. 519—525.
22. *Zuiko I., Kaibyshev R.*, Deformation structures and strengthening mechanisms in an Al–Cu alloy subjected to extensive cold rolling // *Materials Science and Engineering A*. 2017. Vol. 702.
23. *Parshin A. M.* Decomposition diagram and regime of heat treatment of double-phase titanium alloys // *Metal Science and Heat Treatment*. 1997. Vol. 39, N 7—8. P. 310—314.
24. *Ying P., Liu Z., Bai S., Wang J., Li J., Liu M., Xia L.* Effect of artificial aging on the Cu–Mg co-clustering and mechanical behavior in a pre-strained Al–Cu–Mg alloy // *Materials Science and Engineering: A*. 2017. Vol. 707. DOI: 10.1016/j.msea.2017.09.054.
25. *Skotnikova M. A., Tsvetkova G. V., Lanina A. A., Krylov N. A., Ivanova G. V.* Structural and Phase Structural and phase transformation in material of blades of steam turbines from titanium alloy after technological treatment // *Lecture Notes in Control and Information Sciences*. 2015. Vol. 22, N 1. P. 93—101.

Сведения об авторах

Ольга Владиславовна Паитова

— аспирант; СПбПУ Петра Великого, Институт машиностроения, материалов и транспорта; E-mail: olja.stern@gmail.com

Елена Владимировна Бобрук

— канд. техн. наук, доцент; Уфимский государственный авиационный технический университет; E-mail: e-bobruk@yandex.ru

Светлана Александровна Шашерина

— аспирант; СПбПУ Петра Великого, Институт машиностроения, материалов и транспорта; E-mail: svetlana111@inbox.ru

Маргарита Александровна Скотникова — д-р техн. наук, профессор; СПбПУ Петра Великого, Институт машиностроения, материалов и транспорта;
E-mail: skotnikova@mail.ru

Поступила в редакцию
25.02.2020 г.

Ссылка для цитирования: Паитова О. В., Бобрук Е. В., Шашерина С. А., Скотникова М. А. Влияние интенсивной пластической деформации на структуру и свойства алюминиевого сплава системы Al-Cu-Mg // Изв. вузов. Приборостроение. 2020. Т. 63, № 6. С. 569—576.

EFFECT OF INTENSIVE PLASTIC DEFORMATION ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF THE ALUMINUM ALLOY SYSTEM AL-CU-MG

O. V. Paitova¹, E. V. Bobruk², S. A. Shasherina¹, M. A. Skotnikova¹

¹Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University,
195251, St. Petersburg, Russia
E-mail: skotnikova@mail.ru

²Ufa State Aviation Technical University, 450008, Ufa, Russia

The structure and properties of discs from cast coarse-grained D16 alloy are investigated using optical metallography and transmission electron microscopy, after heat treatment (HT) in traditional modes or exposition to intensive plastic deformation by torsion (IPDT) under pressure of 6 GPa at room temperature. The standard HT modes include: T4 (hardening at 495°C + natural aging at room temperature for 5 days) and T6 (hardening at 495°C + artificial aging at 185°C for 10 hours). It is shown that after HT of alloy D16 in T6 and T4 modes, the grain size decreases by about 4.8 times, and the microhardness increases by 1.6 times, as compared to the initial characteristics. After one or ten revolutions of IPDT, the sizes of structural elements in D16 alloy decreases by 393 and 899 times, and microhardness increases by 2,4 and 2,9 times, respectively.

Keywords: nanocrystalline materials, ultrafine-grained materials, intensive plastic deformation, deformation heat treatment, duralumin

REFERENCES

1. Sabirov I., Enikeev N.A., Murashkin M.Yu., Valiev R.Z. *Bulk nanostructured materials with multifunctional properties*, Cham, Heidelberg, NY, Dordrecht, London, Springer, 2015, 118 p.
2. Liu M., Roven H.J., Liu X., Murashkin M., Valiev R.Z., Ungar T., Balogh L. *Journal of Materials Science*, 2010, vol. 45, p. 4659.
3. Kozlov E.V., Glezer A.M., Koneva N.A., Popova N.A., Kurzina I.A. *Osnovy plasticheskoy deformatsii nanostrukturnykh materialov* (Basics of Plastic Deformation of Nanostructured Materials), Moscow, 2016. (in Russ.)
4. Valiyev R.Z., Aleksandrov I.V. *Nanostrukturnyye materialy, poluchennyye intensivnoy plasticheskoy deformatsiyey* (Nanostructured Materials Obtained by Intense Plastic Deformation), Moscow, 2000, 272 p. (in Russ.)
5. Edalati K., Hashiguchi Y., Iwaoka H., Matsunaga H., Valiev R.Z., Horita Z. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, vol. 729, pp. 340–348.
6. Raab G.I. *Vestnik UGATU*, 2004, no. 3(11), pp. 67. (in Russ.)
7. Park Y.S., Chung K.H., Kim N.J. and Lavernia E.J. *Materials Science and Engineering: A*, 2004, vol. 374, pp. 211.
8. Lu K., Lu J. *Materials Science and Engineering: A*, 2004, vol. 375–377, p. 38.
9. Zhenglin Chen, Zhidan Sun, Benoit Panicaud. *Mechanics of Materials*, 2019, vol. 129, pp. 279–289.
10. Nana Li, Ning Wang, *Scientific Reports*, 2018, vol. 8, art. no. 8454.
11. Moskvichev E.N., Skripnyak V.A., Skripnyak V.V., Kozulin A.A., Lychagin D.V. *Letters on materials*, 2016, no. 6(2), pp. 141–145.
12. Shasherina S.A., Artemyev, V.P., Sokolov, A.G., Padgurskas J. *IOP Conference Series Materials Science and Engineering*, 2019, vol. 666, p. 012004.
13. Krylov N.A., Popov A.A. *Procedia Engineering*, 2017, Jan. 1, pp. 777–782.
14. Skotnikova M.A., Krylov N.A. *About the Nature of Dissipative Processes in Cutting Treatments of Titanium Vanes*, Advances in Mechanical Engineering, Springer International Publishing, 2017, pp. 115–123.
15. Paitova O.V., Bobruk E.V., Shasherina S.A., Zhang Bufan, *Key Engineering Materials*, 2019, vol. 822, pp. 94–100.
16. Skotnikova M.A., Martynov M.A. *Practical electron microscopy in mechanical engineering*, St. Peters-

- burg, St. Petersburg Institute of mechanical engineering, 2005, 92 p.
17. Archakova Z.N., Balakhontsev G.A., Basova I.G. et al. *Struktura i svoystva polufabrikatov iz alyuminiyevykh splavov* (The Structure and Properties of Semi-Finished Products from Aluminum Alloys), Moscow, 1984. (in Russ.)
 18. Umanskiy Ya.S., Skakov Yu.S., Ivanov L.N. et al. *Kristallografiya, rentgenografiya i elektronnyaya mikroskopiya* (Crystallography, Radiography and Electron Microscopy), Moscow, 1982, 632 p. (in Russ.)
 19. Murtazina A.K., Lukmanov M.R., Kiyekkuzhina L.U., Danilenko V.N. *Vliyaniye usloviy deformatsii sdvigom pod davleniyem na tverdogaznyye prevrashcheniya v sisteme Al-Cu* (Influence of Shear Strain Conditions under Pressure on Solid-Phase Transformations in the Al-Cu System), Collection of works, Ufa, 2018, pp. 129. (in Russ.)
 20. Patent RU 2539496, *Sposob polucheniya mnogosloynnogo kompozita na osnove medi i alyuminiya s ispol'zovaniyem kombinirovannoy mekhanicheskoy obrabotki* (A Method of Obtaining a Multilayer Composite Based on Copper and Aluminum Using Combined Machining), I.A. Ditenberg, K.I. Denisov, A.N. Tyumentsev et al. Priority 20.01.2015. (in Russ.)
 21. Burnyshev I.N., Valiakhmetova O.M., Lys V.F. *Chemical physics and mesoscopy*, 2010, no. 4(12), pp. 519–525.
 22. Zuiko I., Kaibyshev R. *Materials Science and Engineering A*, 2017, vol. 702.
 23. Parshin A.M. *Metal Science and Heat Treatment*, 1997, no. 7–8(39), pp. 310–314.
 24. Ying P., Liu Z., Bai S., Wang J., Li J., Liu M., Xia L. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, vol. 707, DOI: 10.1016/j.msea.2017.09.054.
 25. Skotnikova M.A., Tsvetkova G.V., Lanina A.A., Krylov N.A., Ivanova G.V. *Lecture Notes in Control and Information Sciences*, 2015, no. 1(22), pp. 93–101.

Data on authors

- | | |
|--------------------------------|---|
| Olga V. Paitova | — Post-Graduate Student; Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University, Institute of Metallurgy, Mechanical Engineering and Transport; E-mail: olja.stern@gmail.com |
| Elena V. Bobruk | — PhD, Associate Professor; Ufa State Aviation Technical University; E-mail: e-bobruk@yandex.ru |
| Svetlana A. Shasherina | — Post-Graduate Student; Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University, Institute of Metallurgy, Mechanical Engineering and Transport; E-mail: svetlana111@inbox.ru |
| Margarita A. Skotnikova | — Dr. Sci., Professor; Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University, Institute of Metallurgy, Mechanical Engineering and Transport; E-mail: skotnikova@mail.ru |

For citation: Paitova O. V., Bobruk E. V., Shasherina S. A., Skotnikova M. A. Effect of intensive plastic deformation on the structure and properties of the aluminum alloy system Al-Cu-Mg. *Journal of Instrument Engineering*. 2020. Vol. 63, N 6. P. 569–576 (in Russian).

DOI: 10.17586/0021-3454-2020-63-6-569-576