

**Санкт-Петербургский политехнический университет  
Петра Великого  
Институт металлургии, машиностроения и транспорта**

На правах рукописи

**Паитова Ольга Владиславовна**

**Исследование влияния интенсивного пластического деформирования на  
физико-механические и триботехнические свойства наноструктурированных  
заготовок из сплавов Al-Cu-Mg**

Направление подготовки 28.06.01 Нанотехнологии и наноматериалы

---

*Код и наименование*

Направленность 28.06.01\_01 Нанотехнологии и наноматериалы (по отраслям)

---

*Код и наименование*

**НАУЧНЫЙ ДОКЛАД**

об основных результатах научно-квалификационной работы (диссертации)

Автор работы: Паитова Ольга Владиславовна

Научный руководитель: профессор, д.т.н.,  
Скотникова Маргарита Александровна

Научно-квалификационная работа выполнена на кафедре «Физико-химия и технологии микросистемной техники» Института металлургии, машиностроения и транспорта федерального государственного автономного образовательного учреждения высшего образования «Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого».

- Директор ВШ/Зав.каф. : – *Александров Сергей Евгеньевич,*  
*д.х.н., профессор*
- Научный руководитель: – *Скотникова Маргарита Александровна,*  
*д.т.н., профессор*
- Рецензент: – *Демидов Александр Иванович,*  
*д.х.н., профессор,*  
*ФГАОУ ВО СПбПУ, кафедра «Физико-химия и технологии микросистемной техники», профессор*  
– *Фирсова Елена Германовна,*  
*к.т.н., доцент,*  
*ФГАОУ ВО СПбПУ, кафедра «Физико-химия и технологии микросистемной техники», доцент*
- Внешний рецензент - *Мотовилина Галина Дмитриевна,*  
*к.т.н., доцент,*  
*ведущий н.с. ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей» НИЦ Курчатовский институт,*  
*доцент*

С научным докладом можно ознакомиться в библиотеке ФГАОУ ВО «Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого» и на сайте Электронной библиотеки СПбПУ по адресу: <http://elib.spbstu.ru>

## СОДЕРЖАНИЕ

1. Общая характеристика работы	4
2. Научно-исследовательский раздел	6
2.1 Микроструктура и физико-механические свойства сплава Д16 системы Al-Cu-Mg в крупнозернистом состоянии	6
2.2 Микроструктура и физико-механические свойства сплава Д16 системы Al-Cu-Mg в наноструктурированном состоянии	9
2.3 Влияние ИПДК и последующей термической обработки на физико-механические свойства наноструктурированного сплава Д16	11
2.4 Результаты механических испытаний наноструктурированного сплава Д16	13
2.5 Исследование триботехнических свойств наноструктурированного сплава Д16	16
3. Выводы	20
Список литературы	22

## 1. ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Эксплуатационные свойства материалов (в частности, сочетание высокой прочности с приемлемым уровнем пластичности) имеют большое значение для надежной работы конструкций. Повышение надежности деталей машин и агрегатов возможно не только за счет создания новых материалов с последующим исследованием их свойств, но и путем новой технологии обработки уже давно изученных материалов. К таким новым видам обработки относится интенсивная пластическая деформация (ИПД) [1], суть которой заключается в приложении к металлу большого давления (достигается значение 6-10 ГПа), за счет чего микроструктура значительно измельчается до ультрамелкозернистого и нано-состояния. В таком состоянии проявляются новые эффекты – сверхпластическое течение, увеличение конструкционной прочности за счет уменьшения размера зерна. В алюминиевых сплавах [2] (например, в сплавах системы Al-Cu-Mg, так называемые дуралюмины) помимо упрочнения за счет вклада границ зерен, также возможно повышение механической прочности за счет дисперсионного твердения после закалки, причем, варьируя температуру последующего отжига (старения), можно достигнуть разного сочетания механических свойств.

Однако изучение влияния ИПД на структуру и триботехнические свойства пока не проводилось. Кроме того, не было детально исследовано влияние режимов ИПД (температуры, степени и скорости деформации) на формирование оптимальных структур, обеспечивающих повышенный уровень прочностных, пластических и трибологических свойств.

*Научной новизной* данной работы является экспериментальное изучение влияния размеров элементов наноструктуры сплава Д16 системы Al-Cu-Mg на триботехнические свойства.

*Цель работы* заключается в экспериментальном изучении влияния методов и режимов интенсивной пластической деформации (в сочетании с последующей термической обработкой – старения и отжига) на структурные особенности УМЗ алюминиевых сплавов, а также выявление параметров наноструктурных заготовок из сплавов Al-Mg-Cu, определяющих их повышенные триботехнические свойства.

В соответствии с целью поставлены следующие задачи:

1. Определение кинетики физико-механических свойств при стандартных режимах обработки сплава Д16 системы Al-Cu-Mg (закалка + естественное старение при комнатной температуре в течение 5 суток, закалка + искусственное старение при 185°C в течение 10 с последующим доведением до 24 часов).
2. Исследование микроструктуры сплава Д16 в состоянии поставки, а также после термообработки.
3. Получение наноструктурированных заготовок сплава Д16 методом интенсивной пластической деформации кручением (число оборотов  $n = 1$  и  $n = 10$  ИПДК).
4. Исследование микроструктуры сплава Д16 после 1 и 10 оборотов ИПДК.
5. Аттестация физико-механических свойств наноструктурированного сплава Д16 (после 10 оборотов ИПДК) системы Al-Cu-Mg с последующей термической обработкой (естественное старение, отжиг при 100°C и 140°C).
6. Определение триботехнических свойств наноструктурированного сплава Д16.
7. Анализ результатов испытаний.

Актуальность данной работы заключается в практической значимости повышения уровня механических свойств деформируемого алюминиевого сплава Д16 за счет деформационно-термической обработки, включающей закалку с ИПД кручением под высоким давлением и последующую термическую обработку (старение). Научная значимость работы заключается в установлении оптимального режима ИПД и термической обработки, которые приводят к формированию в сплаве Д16 системы Al-Cu-Mg ультрамелкозернистой структуры, обеспечивающей значимое улучшение комплекса свойств по сравнению с крупнозернистым аналогом после стандартной упрочняющей обработки.

## 2. НАУЧНО-ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ РАЗДЕЛ

### 2.1 Микроструктура и физико-механические свойства сплава Д16 системы Al-Cu-Mg в крупнозернистом состоянии

Материал исследования – деформируемый термически-упрочняемый алюминиевый сплав Д16 системы Al-Cu-Mg, химический состав которого представлен в таблице 1. В сплаве Д16 основные легирующие элементы Cu и Mg, и эффект термической обработки в нем связан с образованием упрочняющей фазы  $\text{CuAl}_2$  и  $\text{CuMgAl}_2$ .

Таблица 1. Химический состав сплава Д16, ГОСТ 4784-74

Сплав	Содержание легирующих элементов и примесей, вес. %							
	Cu	Mg	Mn	Zn	Fe	Si	Cr	Ti
Д16	3,8 – 4,9	1,2 – 1,8	0,3 – 0,9	$\leq 0,25$	$\leq 0,5$	$\leq 0,5$	$\leq 0,1$	$\leq 0,15$

Исходные заготовки исследуемого сплава были в горячепрессованном состоянии с крупнозернистой структурой, характерной для литых и прессованных полуфабрикатов. В исходной структуре материала присутствовали крупные частицы нерастворимых первичных интерметаллидных соединений сложного химического состава, образованные избыточными легирующими и примесными элементами.

Крупнозернистый сплав Д16 системы Al-Cu-Mg исследовали в следующих состояниях: 1 – состояние поставки (рис.1а), 2 – режим Т4: закалка  $495^\circ\text{C}$ , 2 часа + естественное старение при комнатной температуре в течение 5 суток (рис.1б), 3 – режим Т6: закалка  $495^\circ\text{C}$ , 2 часа + искусственное старение при  $185^\circ\text{C}$  в течение 10 часов (рис.1в).

В состоянии поставки размер зерна составил  $62.9 \pm 27.7$  мкм. Разброс по значениям размера зерна порядка 50% характерно для дендритной структуры. Отжиг при температуре  $495^\circ\text{C}$  приводит к гомогенизации сплава Д16 системы Al-Cu-Mg, также дуралюминиевый сплав Д16 обретает равновесное состояние. При отжиге произошла рекристаллизация сплава, в результате чего зерно уменьшилось в 5 раз –

до  $12.6 \pm 5.5$  мкм при режиме обработки Т4 и до  $13.0 \pm 5.9$  мкм при Т6. В состоянии поставки микротвердость образцов составила  $86.2 \pm 7.1$  HV<sub>0.05</sub>.

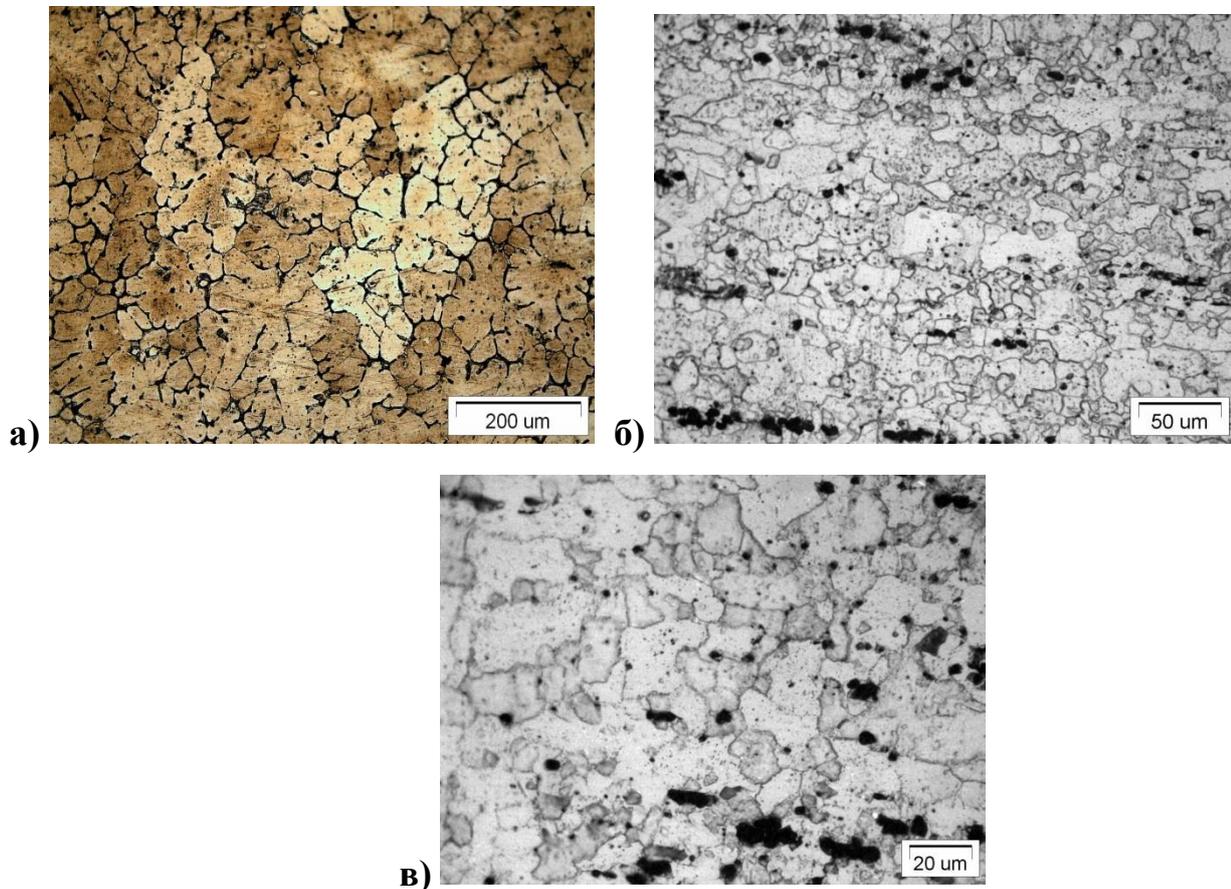


Рисунок 1. Микроструктура сплава Д16 в различных состояниях: а) состояние поставки; б) режим Т4; в) режим Т6

После термообработки (рис.1б, в) в микроструктуре также присутствуют интерметаллидные фазы сложного химического состава, объемная доля которых составила ~13%. Модальный размер зерна после термообработки лежит в диапазоне 5-10 мкм.

На рисунке 2 (а, б) представлена кинетическая зависимость физико-механических свойств от времени старения для режимов Т4 и Т6.

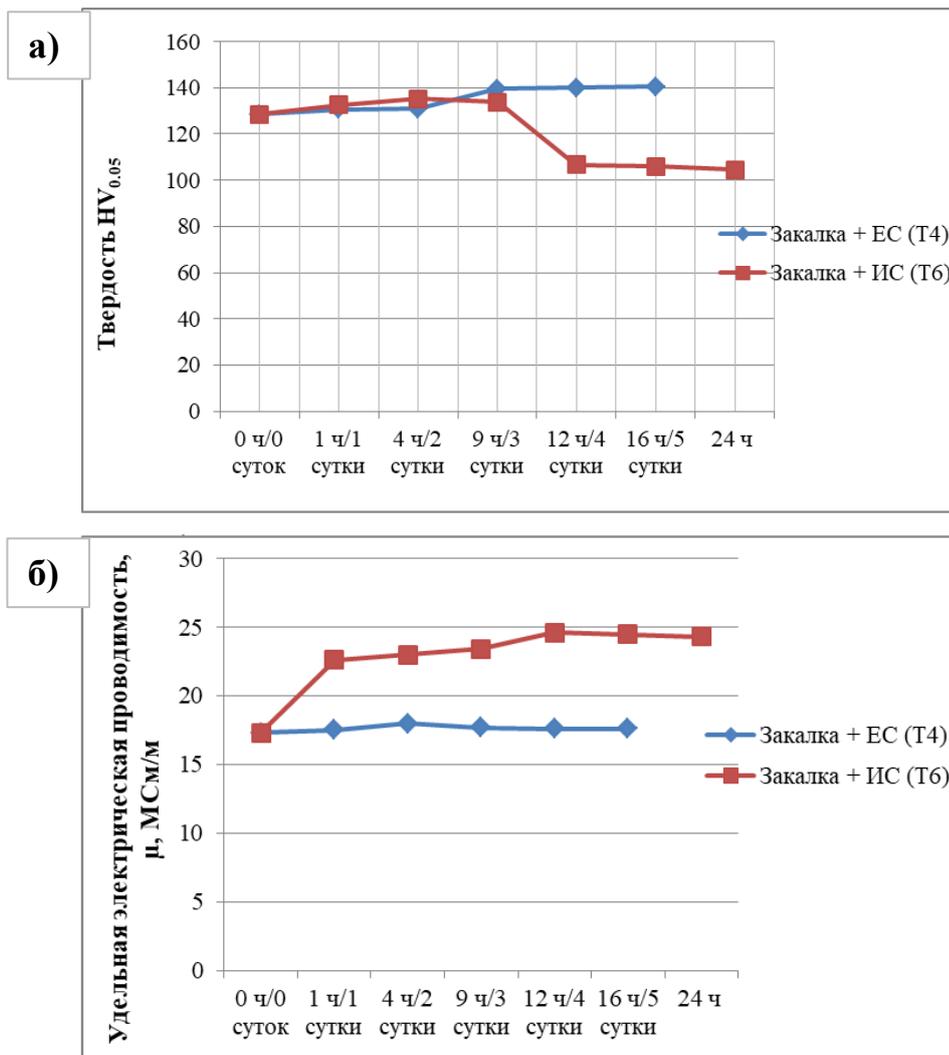


Рисунок 2. Графики изменения микротвердости  $HV_{0.05}$  (а) и удельной электрической проводимости  $\mu$ , МСм/м (б)

На графике а (рис.2) видно немонотонное изменение микротвердости с течением времени старения для режима обработки Т6, что связано с разными стадиями старения. При закалке мы получаем пересыщенный твердый раствор, который не может находиться в устойчивом состоянии при температуре, значительно меньшей температуры сольвуса. Естественное старение проходит при комнатной температуре, поэтому ограничивается стадией зонного старения [2] – образованием зон Гинье-Престона (иначе говоря ЗГП - места скопления атомов Cu), которые вызывают искажения в кристаллической решетке сплава Д16, за счет чего микротвердость повышается. Наибольшее упрочнение при обработке Т4 приходится на 2-3 сутки (рис.2а).

При повышении температуры (искусственное старение) распад пересыщенного твердого раствора переходит из зонного старения во вторую стадию – упрочняющее фазовое старение: подвижность атомов Cu [2] увеличивается, при длительном воздействии тепла становится возможным выделение когерентных и полукogerентных фаз  $\Theta''$  и  $\Theta'$  (по химическому составу и строению кристаллической решетки близких к стабильной фазе  $\Theta$  - интерметаллическому соединению  $\text{CuAl}_2$ ). На этом этапе механические свойства сохраняются на достаточно высоком уровне, но искажения в пересыщенном твердом растворе уменьшаются по сравнению с зонным старением, благодаря чему удельная электрическая проводимость [3] увеличивается [2]. Анализируя график для режима Т6 (рис.2а, б), можно сделать вывод, что зонное и фазовое упрочняющее старение проходит до 9 часов при температуре  $185^\circ\text{C}$ , поскольку данной точке соответствуют максимумы микротвердости и удельной электрической проводимости.

При продолжении воздействия тепла полукogerентная граница между матрицей и  $\Theta'$ -фазой окончательно разрушается, и в кристаллической решетке матрицы формируется стабильная фаза  $\Theta$  ( $\text{CuAl}_2$ ), при этом механические свойства понижаются из-за уменьшения степени искаженности кристаллической решетки [2] – это третья стадия искусственного старения, разупрочняющее фазовое старение. Для режима Т6 стадия разупрочняющего старения наступила между 9-12 часами выдержки при температуре  $185^\circ\text{C}$ , что подтверждается значительным падением микротвердости на графике (рис.2а) и повышением удельной электрической проводимости (рис.2б).

## **2.2 Микроструктура и физико-механические свойства сплава Д16 системы Al-Cu-Mg в наноструктурированном состоянии**

Наноструктурированные образцы сплава Д16 были получены методом ИПДК при комнатной температуре на установке «СКРУДЖ-200» при деформировании с  $n = 1$  и  $n = 10$  оборотов под давлением 6 ГПа.

На рисунке 3 представлена микроструктура, исследованная при помощи микроскопа JEOL-2000EX при ускоряющем напряжении 120 кВ. Кольцевое распределение

рефлексов на электронограмме (рис.3а, справа) свидетельствует о высокоугловых разориентировках зерен [1, 4-5] уже после 1 оборота ИПДК, при этом сформировалась ультрамелкозернистая (рис.3а, слева) структура с размером зерна  $160 \pm 60$  нм.

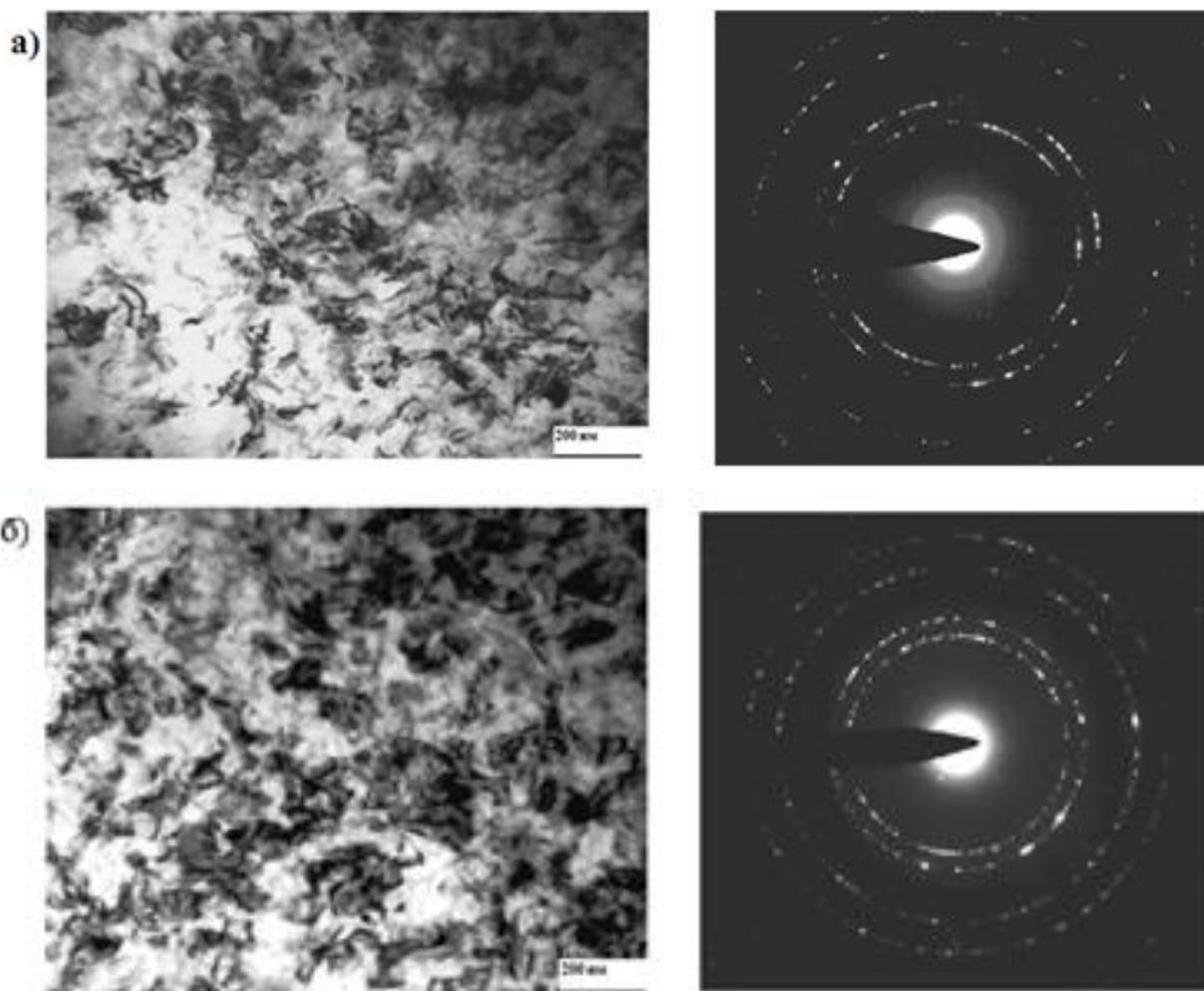


Рисунок 3. Микроструктура (слева) и электронограмма (справа) сплава Д16 после  $n = 1$  (а),  $n = 10$  (б)

После 10 оборотов ИПДК (рис.3б, слева) была сформирована наноразмерная структура с размером зерна  $70 \pm 8$  нм, а явно выраженное концентрическое распределение рефлексов на электронограмме (рис. 3б, справа) свидетельствует о преимущественно высокоугловой разориентировке зерен. При детальном изучении электронограмм образцов после 1 и 10 оборотов ИПДК были замечены точечные рефлексы [6,7], отклоняющиеся от основных колец распределения, рассчитаны индексы фаз Миллера [6] (таблица 2) и обнаружены помимо частиц матрицы (Al), части-

цы  $\text{CuAl}_2$  и  $\text{Cu}_9\text{Al}_4$ . Присутствие фазы  $\text{CuAl}_2$  свидетельствует о динамическом старении в процессе деформации [9].

Микротвердость образцов после 10 оборотов ИПДК увеличилась в 3 раза по сравнению с состоянием поставки и в 1,85 раза по сравнению с максимальной твердостью при режимах обработки Т4 и Т6 -  $\text{HV}_{0,05} = 257.1 \pm 14.7$  ед.; удельная электрическая проводимость составила  $\mu = 18.9 \pm 1.0$  МСм/м.

Таблица 2. Межплоскостные расстояния, соответствующие точечным рефлексам, идентифицированным на электронограмме после 1 и 10 оборотов ИПДК.

	HKL	$d_{\text{эксп.}}, \text{Å}$	$d_{\text{теор.}}, \text{Å}$	Фаза		HKL	$d_{\text{эксп.}}, \text{Å}$	$d_{\text{теор.}}, \text{Å}$	Фаза
	141	1,410	1,409	$\Theta(\text{CuAl}_2)$		123	1,397	1,396	$\Theta(\text{CuAl}_2)$
	143	1,085	1,091	$\Theta(\text{CuAl}_2)$		204	1,128	1,130	$\Theta(\text{CuAl}_2)$
	432	1,638	1,620	$\text{Cu}_9\text{Al}_4$		222	1,638	1,612	$\Theta(\text{CuAl}_2)$
						511	1,675	1,670	$\text{Cu}_9\text{Al}_4$
						222	1,159	1,168	Al

\*  $d_{\text{эксп./теор.}}$  – межплоскостное расстояние.

Значительное упрочнение сплава Д16 подвергнутого ИПДК достигается за счет вклада границ зерен по известному соотношению Холла-Петча [1, 8], также играет свою роль увеличение плотности дефектов [8] в наноструктурированном состоянии.

### 2.3 Влияние ИПДК и последующей термической обработки на физико-механические свойства сплава Д16

Наноструктурный сплав Д16 подвергался следующим режимам обработки: 1 – закалка при  $495^\circ\text{C}$  + ИПДК ( $n = 10$ ) + естественное старение при комнатной температуре в течение 5 суток; 2 - закалка при  $495^\circ\text{C}$  + ИПДК ( $n = 10$ ) + отжиг при  $100^\circ\text{C}$  в течение 10 часов; 3 - закалка при  $495^\circ\text{C}$  + ИПДК ( $n = 10$ ) + отжиг при  $140^\circ\text{C}$  в течение 10 часов. На рисунке 4 представлены графики зависимости микротвердости (а) и удельной электрической проводимости (б) от времени термической обработки.

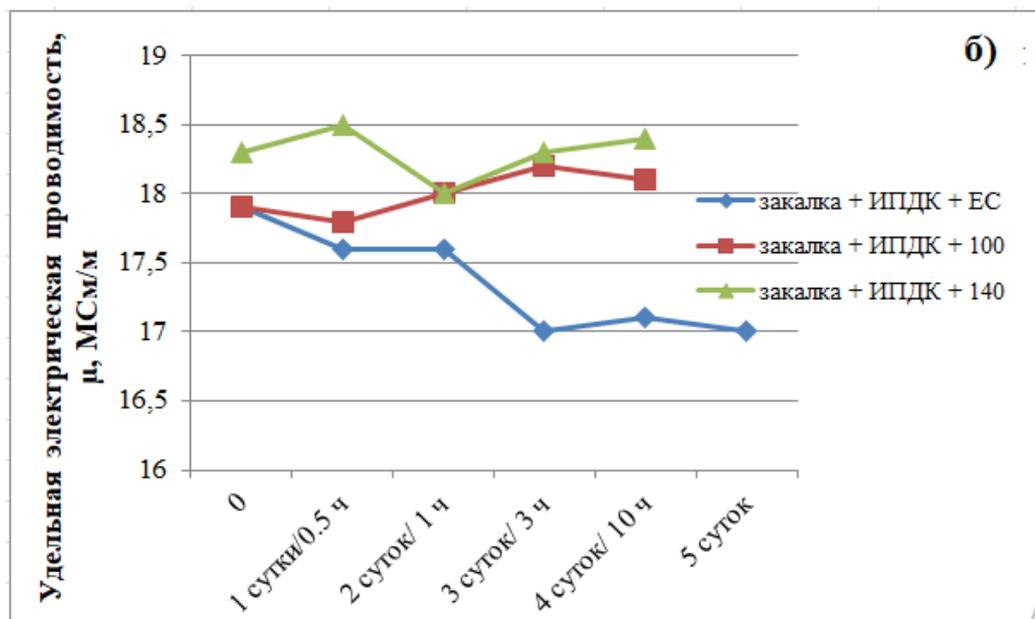
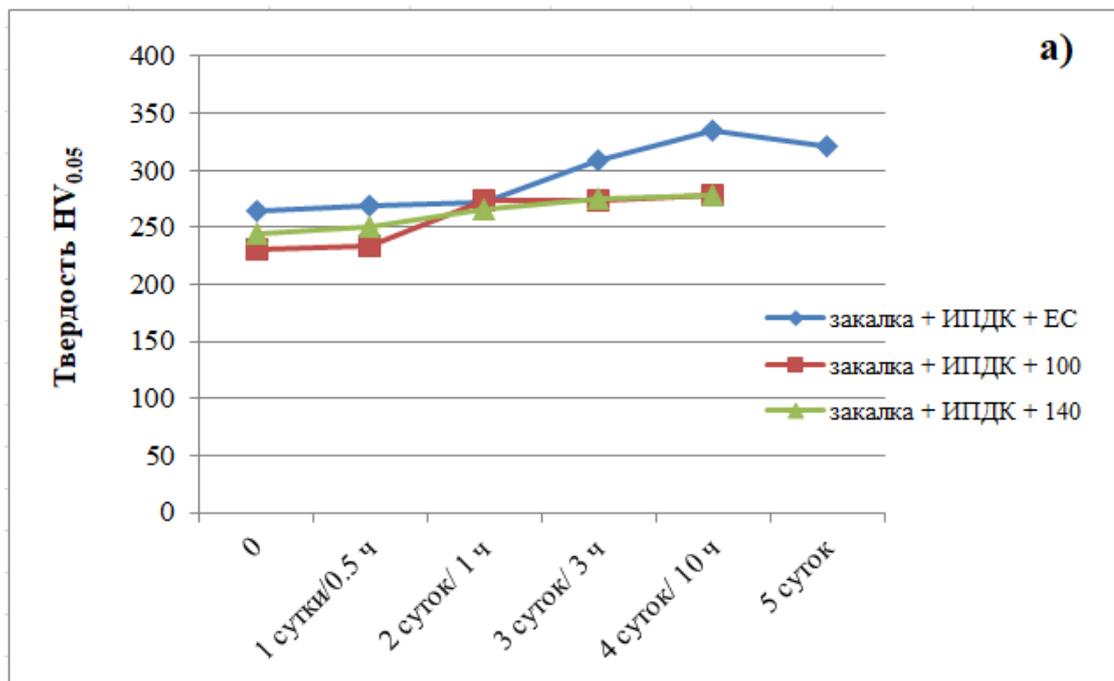


Рисунок 4. Кинетическая зависимость физико-механических свойств наноструктурного сплава Д16 после различных видов термообработки

Выше (в п. 2.1) было приведено описание распада пересыщенного твердого раствора сплава Д16 системы Al-Cu-Mg: к значительным искажениям и напряжениям кристаллической решетки пересыщенного твердого раствора в результате закалки после пластической деформации под давлением в 6 ГПа в течение 10 оборотов прибавляется измельчение зерен с ~13 мкм до 70 нм после ИПДК, что приводит к упрочнению в несколько раз по сравнению с состоянием поставки и стандартными режимами обработки. При исследовании электронограмм после 1 и 10 оборотов уже

было обнаружено, что во время деформирования в установке «СКРУДЖ-200» сплав претерпевает динамическое старение [9]. При дальнейшей термической обработке (естественное старение) пересыщенный твердый раствор также продолжает распадаться с образованием зон Гинье-Престона. Максимальное упрочнение – с 271 до 309 HV<sub>0.05</sub> (рис. 4а) приходится на 3-4 сутки, удельная электрическая проводимость при этом изменяется незначительно, однако ее уменьшение, в совокупности с увеличением твердости, свидетельствует о прохождении зонного старения.

При исследовании твердения наноструктурированного сплава Д16 после отжига при температуре 100°С пик повышения микротвердости (с 233 до 271 HV<sub>0.05</sub>) пришелся на 0.5 - 1 час, в случае с отжигом при 140°С наблюдается монотонное увеличение прочности с 245 до 278 HV<sub>0.05</sub>. В обоих случаях упрочнение, скорее всего, достигнуто за счет второй стадии искусственного старения - упрочняющего фазового старения [2].

## **2.4 Результаты механических испытаний сплава Д16**

Как уже упоминалось выше, упрочнение сплава Д16 при деформационно-термической обработке происходит за счет увеличения плотности дефектов, уменьшения размера зерна, а также эффекта дисперсионного твердения. Испытания на растяжение [5] показали, что прочность после ИПДК + естественное старение в течение 5 суток увеличилась с ~ 460 МПа до 729 МПа (на 58%), а после ИПДК + искусственное старение при 185°С в течение 10 часов достигла 505 МПа (увеличилась на 10%), при этом относительное удлинение составило 3% и 0,9% соответственно (таблица 3).

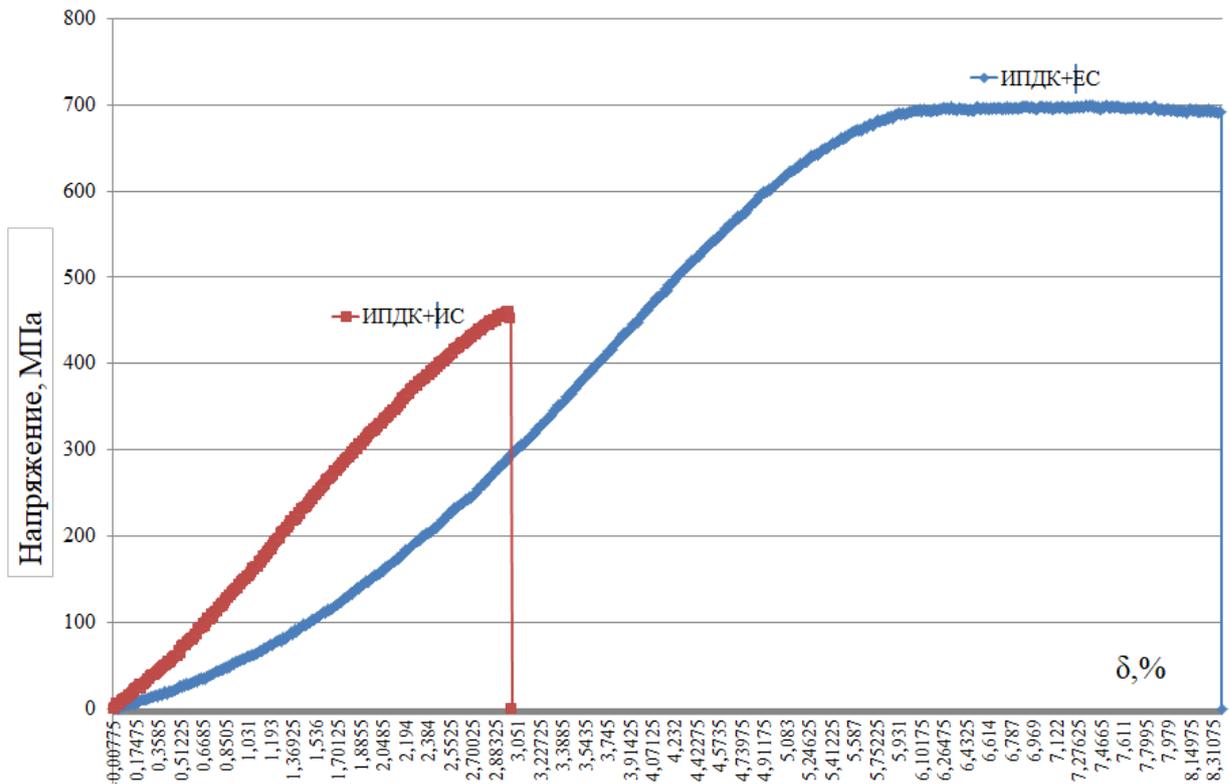


Рисунок 5. Диаграмма растяжения сплава Д16 после ИПДК и старения. ЕС – естественное старение, ИС – искусственное старение при 185°С в течение 10 часов

На рисунке 5 представлена диаграмма растяжения после двух режимов обработки. На диаграммах растяжения видна разница в поведении образцов при деформировании.

Малые значения удлинения связаны с тем, что после интенсивной пластической деформации плотность дефектов в сплаве достигает высоких значений, плотность дислокаций  $\rho_D \approx 10^{10} - 10^{14} \text{ м}^{-2}$  [1, 9]. Пластичность в материалах обеспечивается в основном скольжением дислокаций, в наноструктурированном состоянии дислокации не могут свободно перемещаться, их количество на единицу длины слишком велико. Также наличие большеугловых границ тормозит движение линейных дефектов.

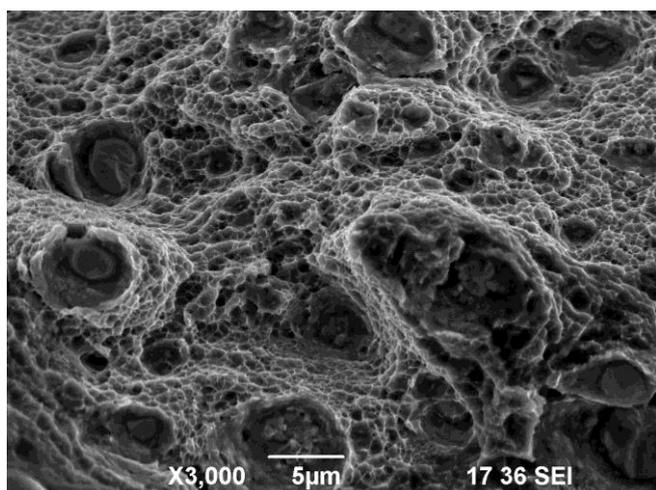
Таблица 3. Сводная таблица результатов при механических испытаниях

	Закалка + ЕС *	Закалка + ИС **	ИПДК + ЕС	ИПДК + ИС
$\sigma_{0.2}$ , МПа	280 ± 14	420 ± 21	550 ± 25	480 ± 20
$\sigma_B$ , МПа	435 ± 20	460 ± 23	729 ± 36	505 ± 25
$\delta$ , %	19 ± 1.00	12 ± 1.00	3 ± 0.20	0.9 ± 0.04

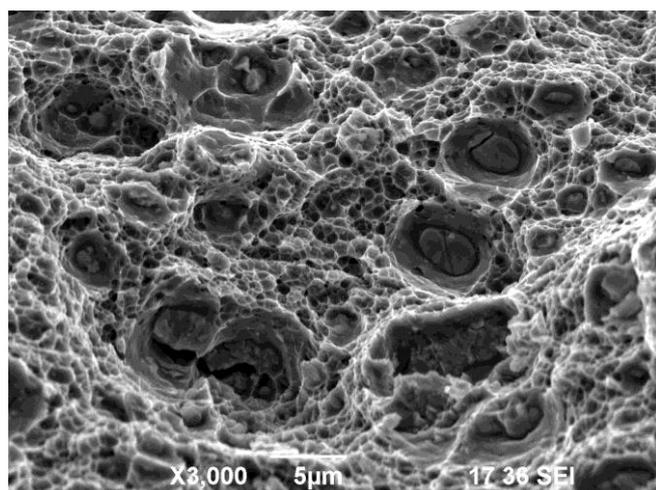
\* - справочные данные, естественное старение 5 суток (Т4);

\*\* - справочные данные, искусственное старение, T = 185 °С, 10 часов (Т6).

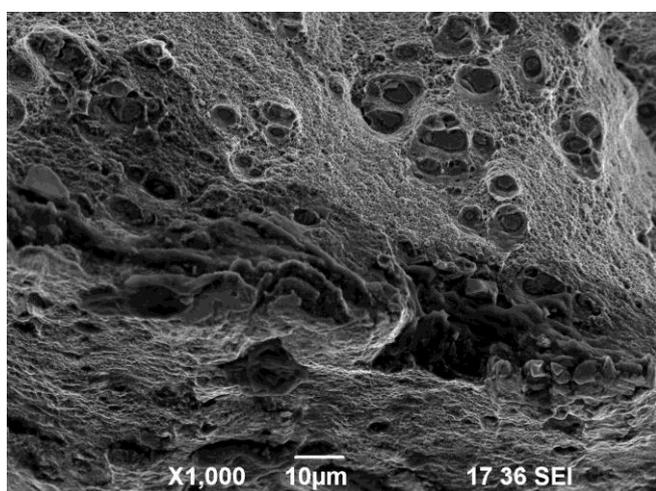
а)



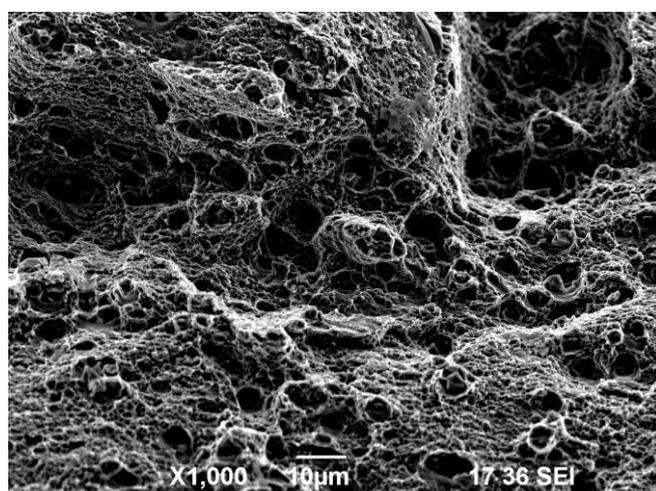
б)



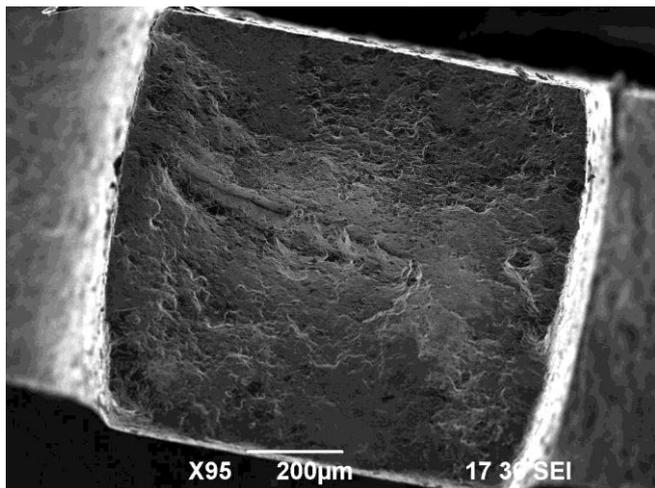
в)



г)



д)



е)

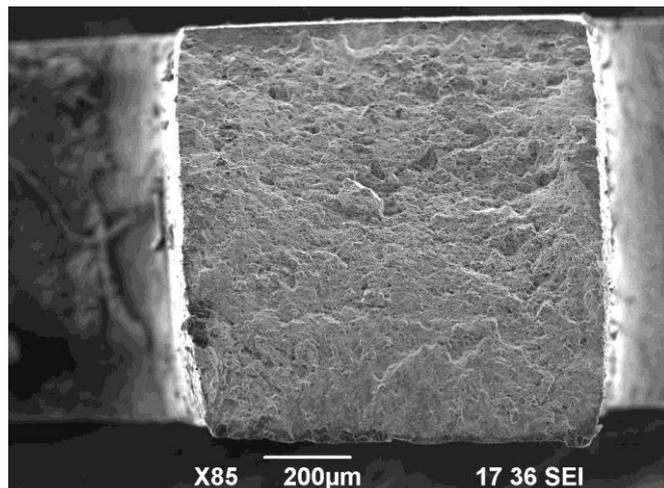


Рисунок 6. Микроструктура излома наноструктурного сплава Д16: а, в, д – после ИПДК + ИС; б, г, е – после ИПДК + ЕС

На рисунке 6 представлены электронные снимки поверхности излома, полученные при помощи растровой электронной микроскопии. В обоих случаях наблюдается волокнистый излом с ямочной структурой. После ИПДК+ИС наблюдается неоднородный излом с небольшим вырывом, что особенно заметно на рис. 6г. Неоднородно-волокнистый излом как правило сопровождается анизотропией механических свойств и уменьшением относительного удлинения [10]. Ямочное строение излома свидетельствует о наличии микропустот, которые зарождались на элементарных актах разрушения (это могут быть границы зерен, частицы упрочняющей фазы, граница между матрицей и когерентной фазой и т.д.); при продолжающейся деформации микропустоты сливаются, в результате чего происходит разрушение, что сопровождается образованием ямок с перемычками.

## 2.5 Исследование триботехнических свойств наноструктурированного сплава Д16

Испытания на износостойкость проводились методом торцевого трения, схема эксперимента представлена на рисунке 7. Контртелом выступал металлический ролик радиусом  $r = 5$  мм ( $d = 10$  мм) из сплава ШХ15. Сплав Д16 системы Al-Cu-Mg исследовался на торцевое трение в крупнозернистом и наноструктурированном состояниях.

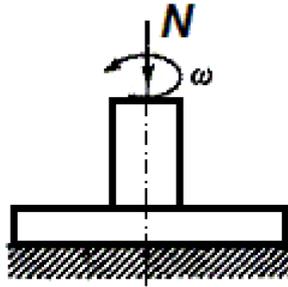


Рисунок 7. Схема торцевого трения вращения «плоскость-плоскость»,

$$N = 25 \text{ Н, } n = 200 \text{ об/мин}$$

В процессе испытания нагрузка  $N$  на пару трения составляла 25 Н, а частота вращения  $n$  вала, в котором был зажат стальной ролик, составляла 200 об/мин. Время одного испытания составляло 300с (5 минут).

Результаты испытания на трение вращения представлены на рис. 8 - 10.

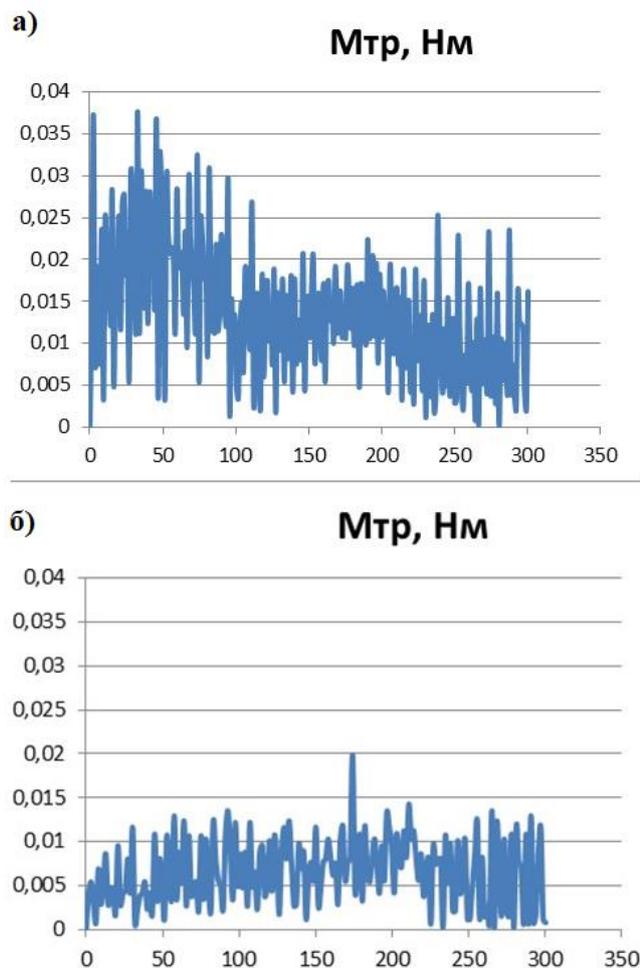


Рисунок 8. Осциллограмма момента торцевого трения вращения пары ШХ15-Д16 в крупнозернистом (а) и наноструктурированном (б) состояниях

Средний установившийся момент трения вращения для наноструктурированного состояния составил  $M_{тр.ср.} = (6,541 \pm 0,238) \cdot 10^{-3}$  Нм.

Из осциллограммы пары ШХ15-Д16 на рисунке 8 видно, что момент трения для наноструктурированного состояния распределен намного однороднее во время всего эксперимента. Из рис. 8а вытекает примерное время приработки ~ 90-100 секунд, при том, что в наноструктурированном состоянии (рис. 8б) этот этап практически отсутствует, пара трения сразу «схватывается». В то же время при испытаниях на торцевое трение вращения пары ШХ15-Д16 происходит «налипание» металла на контртело, вследствие чего нет возможности сделать более детальный вывод об износостойкости сплава.

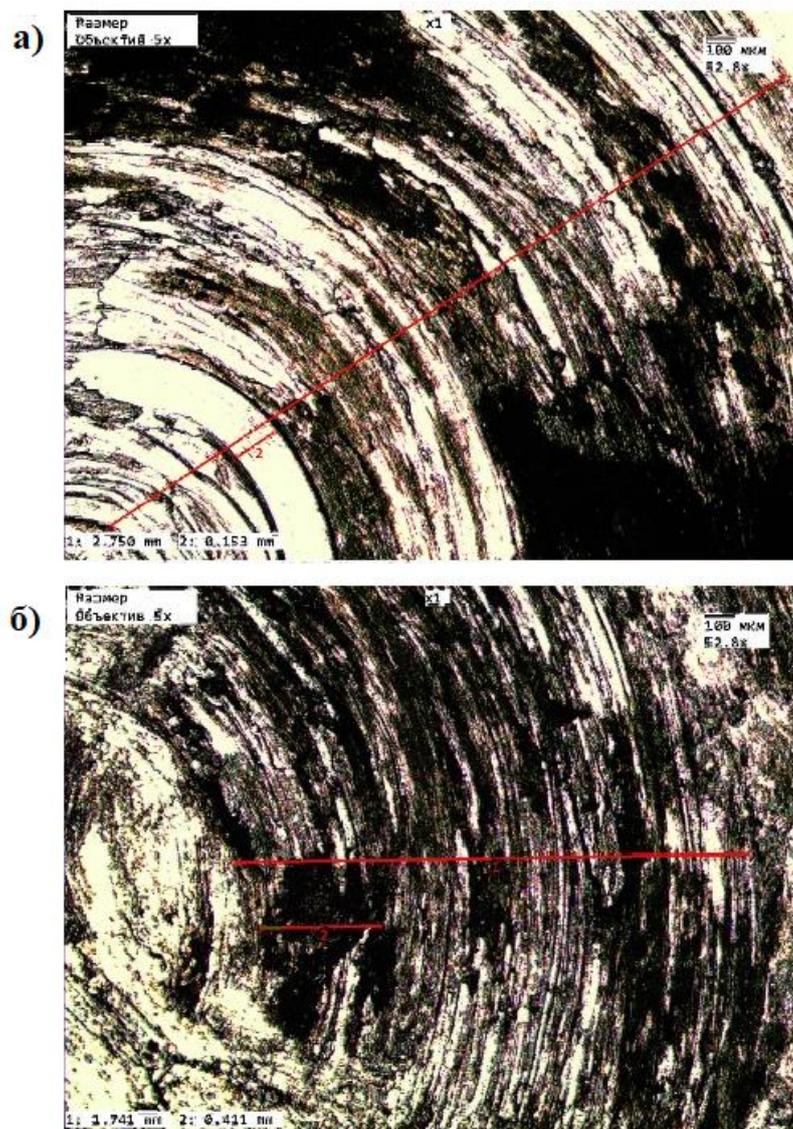


Рисунок 9. Микрофотографии полос трения на образцах сплава Д16, крупнозернистое (а) и наноструктурированное (б) состояния; увеличение х5

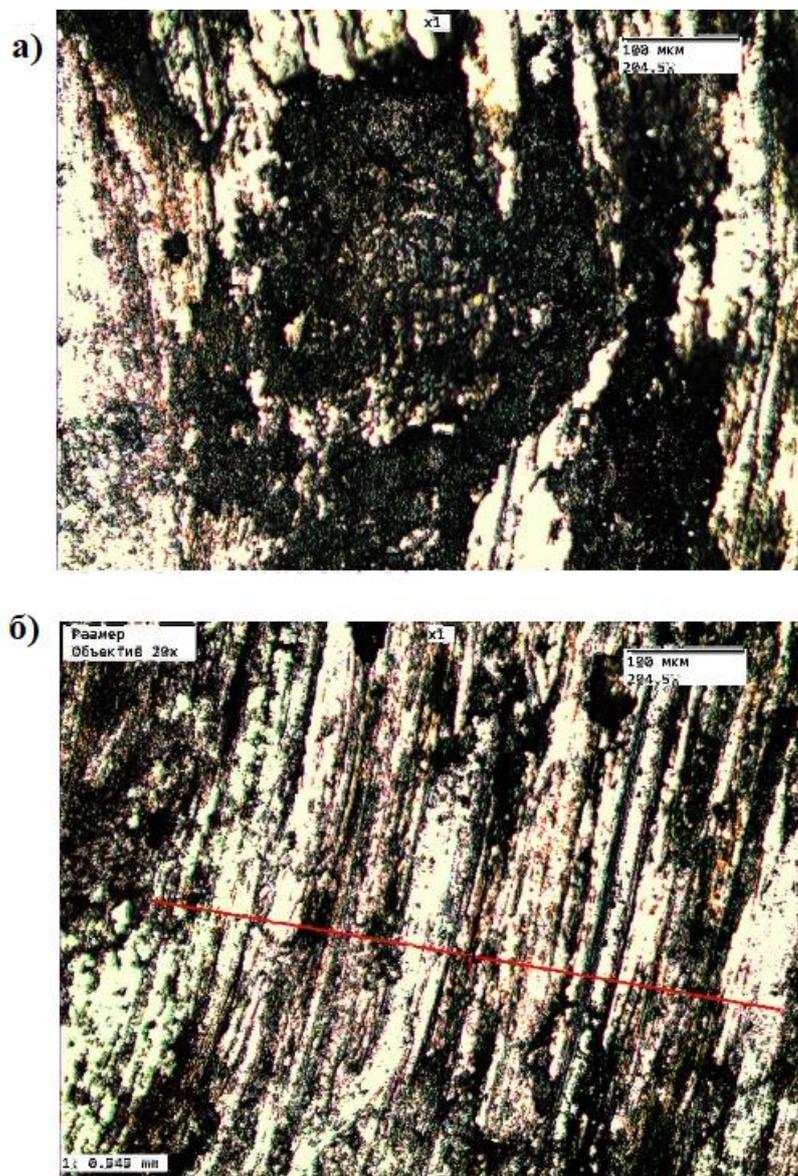


Рисунок 10. Полосы трения, полученные на бинокулярном микроскопе при увеличении  $\times 20$ , крупнозернистое (а) и наноструктурированное (б) состояния

На рисунке 9 и 10 представлены фотографии образцов после испытаний на торцевое трение вращения при различном увеличении. Анализируя полученные данные, можно сделать следующий вывод: процесс трения пары ШХ15-Д16 в крупнозернистом и наноструктурированном состояниях проходит с разной интенсивностью, то есть, в крупнозернистом состоянии сплав Д16 более подвержен адгезии с контртелом, время приработки составляет  $\sim 90-100$  секунд, а полосы износа несколько смазанные; в то время как в наноструктурированных заготовках более выражены полосы износа, их количество значительно больше, а значит, процесс трения проходит более равномерно по всей поверхности образца.

### 3. Вывод

1. Материал в состоянии поставки (горячепрессованные заготовки) был подвергнут термической обработке (закалке и старению искусственному и естественному), был исследован дисперсионный распад пересыщенного твердого раствора, в результате которого установлена кинетическая зависимость микротвердости и удельной электрической проводимости от степени распада закаленного сплава Д16 системы Al-Cu-Mg. Микротвердость повысилась на 9,3% и на 5,4% (при  $t = 9$  часов) для естественного и искусственного старения соответственно.
2. В результате интенсивной пластической деформации кручением под высоким давлением в алюминиевом сплаве Д16 была сформирована наноразмерная структура, размер зерна уменьшился в 81 (после 1 оборота ИПДК) и в 186 раз (с 13 мкм после закалки и старения до 70 нм после ИПДК в 10 оборотов).
3. Установлено, что даже при комнатной температуре в процессе ИПДК происходит распад наноструктурированного сплава на дисперсные частицы  $\text{CuAl}_2$  и  $\text{Cu}_9\text{Al}_4$ , причем данные частицы выделяются уже после 1 оборота ИПДК; в то время как крупнозернистый сплав Д16 при комнатной температуре распадается только с образованием зон Гинье-Престона.
4. Построена кинетическая зависимость наноструктурированного сплава Д16 после деформационно-термической обработки (закалка + ИПДК + естественное старение/ отжиг). Механические свойства (микротвердость) наноструктурированного сплава Д16 повысились по сравнению со стандартными режимами термообработки на 129% (для естественного старения) и на 99% (после отжига), а предел прочности  $\sigma_b$  увеличился на 58% (после естественного старения) и на 10% после искусственного старения.
5. В результате исследования триботехнических свойств было показано, что процесс торцевого трения проходит более однородно и равномерно в нано-

структурированном состоянии, и в отличие от крупнозернистого состояния, после ИПДК нет этапа «приработки».

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- [1] Bulk nanostructured materials with multifunctional properties / I. Sabirov, N.A. Enikeev, M.Yu. Murashkin, R.Z. Valiev. - 2015. Springer Cham Heidelberg New York Dordrecht London. – 118 p.
- [2] Арчакова З. Н., Балахонцев Г. А., Басова И. Г. и др. Структура и свойства полуфабрикатов из алюминиевых сплавов: Справ. изд./ 2-е изд., перераб. и доп. М.: Металлургия, 1984. 408 с.
- [3] ГОСТ 27333-87: Контроль неразрушающий. Измерение удельной электрической проводимости цветных металлов вихретоковым методом.
- [4] Хомская И.В., Зельдович В.И., Хейфец А., Литвинов Б.В. // Известия РАН. Сер. Физическая. 2012. Т. 76. № 11. С. 1364–1369.
- [5] Колобов Ю.Р., Валиев Р.З., Грабовецкая Г.П. и др. Зернограничная диффузия и свойства наноструктурных материалов. – Новосибирск: Наука, 2001. – 2013 с.
- [6] Яманский Я.С., Скаков Ю.С., Иванов Л.Н., Расторгуев Л.Н. Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия – М: Металлургия, 1982. 632с.
- [7] ГОСТ 1497-84: Металлы. Методы испытаний на растяжение.
- [8] Валиев Р.З., Александров И.В. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. М.: Логос, 2000. 272с.
- [9] Messerschmidt U. Dislocation Dynamics During Plastic Deformation. Springer Series in Material Science (Eds.: R. Hull, C. Jagadish, R.M. Osgood, Jr. J. Parisi, Z. Wang, H. Warlimont) Heidelberg, Dordrecht, London, N Y, 2010.
- [10] Огневой В.Я. Основы фραктографии. Учебное пособие/ Алт. Гос. Техн. ун-т им. И.И. Ползунова. – Барнаул: Изд-во АлтГТУ, 2004. – 95 с.