

**S. A. Mashekov¹, Henryk Dyja², B. N. Absadykov³,
E. A. Tussupkaliyeva¹, A. S. Mashekova¹**

¹Kazakh National Research Technical University named after K. I. Satpaev, Almaty, Kazakhstan,

²Czestochowa University of Technology, Czestochowa, Poland,

³Institute of Chemical Sciences named after A. B. Bekturov, Almaty, Kazakhstan.

E-mail: mashekov.1957@mail.ru, b_absadykov@mail.ru

THE STUDY OF THE EVOLUTION OF THE STRUCTURE AND WEAR RESISTANCE OF NANOSTRUCTURED BARS OF ALUMINIUM ALLOYS

Abstract. The paper presents results of studies of the effect of longitudinal and radial-shear rolling on the parameters of the microstructure of bars made of 7075aluminium alloy. A comparative evaluation of the size of nanostructured grains and ultrafine structured grains after rolling on the longitudinal and radial-shear rolling mills was made. The characteristic parameters of grain and defect structure are presented. It is shown that a homogeneous nanoscale (80-110 nm) and ultrafine structure (230-460 nm) is provided in the bars of 7075 aluminium alloy, which increase the strength and plastic properties of the alloy. The data on the comparative behaviour of tribological properties of aluminum alloy 7075 in the coarse-grained, ultrafine and nanostructured state, produced by severe plastic deformation, is demonstrated. It is shown decrease of friction coefficient and the value of wear rate for nanostructured and ultrafine states compare with coarse-grained counterparts.

Keywords: nanostructure, ultrafinegrained structure, rolling, friction coefficient, friction force, temperature.

УДК [669.295 + 620.18]: 539.62

С. А. Машеков¹, Henryk Dyja², Б. Н. Абсадыков³, Э. А. Тусупкалиева¹, А. С. Машекова¹

¹Казахский национальный исследовательский технический университет им. К. И. Сатпаева,
Алматы, Казахстан,

²Ченстоховский технологический университет, Ченстохова, Польша,

³Институт химических наук им. А. Б. Бектурова, Алматы, Казахстан

ИССЛЕДОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ СТРУКТУРЫ И ИЗНОСОСТОЙКОСТИ НАНОСТРУКТУРНЫХ ПРУТКОВ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Аннотация. Приведены результаты исследований влияния продольной и радиально-сдвиговой прокатки на параметры микроструктуры прутков из алюминиевого сплава 7075. Проведена сравнительная оценка размеров зерен наноструктурной и ультрамелкозернистой структур после прокатки в станах продольной и радиально-сдвиговой прокатки. Представлены характерные параметры зеренной и дефектной структуры. Показано, что в прутках из алюминиевого сплава 7075 обеспечивается формирование однородной наноразмерной (80-110 нм) и ультрамелкозернистой структуры (230-460 нм), что приводит к повышению прочностных и пластичных свойств сплава. Представлены данные по сравнительному поведению трибологических характеристик алюминиевого сплава 7075 в крупнозернистом, ультрамелкозернистом и наноструктурном состоянии, полученных интенсивной пластической деформацией. Показано снижение коэффициента трения и величины износа для наноструктурного и ультрамелкозернистого состояния по сравнению с крупнозернистыми аналогами.

Ключевые слова: наноструктура, ультрамелкозернистая структура, прокатка, коэффициент трения, сила трения, температура.

Введение. В настоящее время для получения высококачественных материалов, без значительных изменений их размеров, используют методы интенсивной пластической деформации (ИПД). К методам ИПД, преимущественно, реализующих макросдвиговую деформацию, с суммарной степенью более 2–3, относятся [3-7]: кручение под высоким квазигидростатическим давлением, равноканальное угловое прессование, всесторонняя изотермическая ковка, радиально-сдвиговая прокатка и т.д. Макросдвиговые деформации вызывают изменения в структуре металла за счет трансзеренного скольжения, не зависящего от кристаллической ориентации зерен. Это позволяет получать металлы и сплавы с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой, имеющие размеры зерен в субмикроструктурном диапазоне (от 0,1 до 1 мкм), или нанокристаллической структурой с размерами структурных объектов <100 нм. Границы зерен таких материалов насыщены дислокациями до такой степени, что коэффициент зернограницной диффузии на много порядков превышает коэффициент объемной диффузии. В таком состоянии фундаментальные характеристики, физические и рабочие свойства материалов коренным образом отличаются от аналогичных свойств, характерных для тех же металлов и сплавов с крупнокристаллической структурой. Например, такие материалы характеризуются низкими значениями модулей Юнга и сдвига, высокими значениями пределов растворимости, низкими температурами Дебая и намагниченности насыщения, высокими прочностными свойствами при сохранении хорошей пластичности [8-11].

Следует отметить, что в последние годы исследования в области совершенствования методов ИПД перешли из разряда научно-исследовательских в категорию опытно-промышленных. В связи с этим освоение результатов научно-исследовательских работ в промышленности столкнулось с серьезными трудностями, связанными с удорожанием материала заготовок вследствие проведения дополнительной обработки для формирования субмикроструктурного (СМК) и наноструктурированного (НС) состояний и низкой производительности рассмотренных выше методов. Кроме этого, возникли трудности при дальнейшем переделе наноструктурированных полуфабрикатов до требуемой номенклатуры промышленного сортамента (листы, пластины, прутки заданного размера и другое) при условии сохранения термически нестабильной наноструктуры. В связи с этим авторы многих технологических работ вернулись к поиску классических методов обработки металлов давлением, которые можно было бы использовать для формирования наноструктуры. Одним из таких методов является винтовая прокатка [12]. К данному, широко распространенному и детально изученному методу относятся поперечно-винтовая (ПВП) и радиально-сдвиговая прокатка (РСП).

Авторы работ [13, 14] считают, что наиболее универсальным методом повышения пластичности в наноструктурированных и УМЗ материалах является РСП. При применении такого метода прокатки происходит формирование неравновесных границ зерен с большеугловой разориентировкой, обеспечивающих процессы межзеренного проскальзывания в условиях пластической деформации.

В последние два десятилетия активно исследуются физико-механические свойства объемных нанокристаллических материалов (НКМ). Считается [15], что уникальные физические и механические свойства НКМ определяются главным образом двумя факторами: размером зерна и высокой плотностью границ раздела, другими словами, большой долей материала, приходящегося собственно на границы зерен. Границы раздела формируют 3D сетку линейных контактов и точечных узлов, плотность которых стремительно увеличивается с понижением размера зерна.

В работе [16] отмечается, что наноструктурные материалы (НСМ) в результате значительного уменьшения размера зерен и существенного увеличения объемной доли их границ проявляют необычные механические, физические и электрохимические свойства по сравнению с обычными поликристаллами. Высокая прочность и твердость НСМ является основой для перспективных конструктивных применений и потому стимулирует разработку и исследование новых металлов, сплавов и соединений.

Существует значительное число работ, посвященных исследованиям механического поведения НСМ при стандартных испытаниях на твердость, сжатие или растяжение [17]. Однако, механизмы трения и изнашивания в НСМ изучены слабо, возможно, вследствие трудности создания массивных образцов, достаточных для исследования трения и износа. Большинство работ по исследованию изнашивания поверхностного слоя или покрытий было выполнено в металлических сплавах, которые показали повышенную износостойкость НСМ по сравнению с их крупнозернистыми

аналогами. Вместе с тем, большую ценность представляют систематические исследования изнашивания в модельных чистых наноструктурных металлах, в которых эффект не связан с фазовыми превращениями. Они до последнего времени были малочисленны из-за трудностей в синтезе макроскопических образцов, подходящих для испытаний.

Цель работы: разработка комбинированной технологии, позволяющей получить наноструктурированные и субультрамелкозернистые прутки из алюминиевого сплава 7075 (аналог В95) и исследовать износостойкость изготовленных прутков.

Материалы и методы исследования. В работе для получения наноструктур в алюминиевом сплаве 7075 использовали РСП и продольную прокатку. РСП определяется как частный случай винтовой прокатки с повышенными углами подачи и совмещает деформации формоизменения и сдвига кручением [13, 14]. Следовательно, данный стан позволяет изготавливать прутки круглого сечения из различных материалов с большими степенями деформации. Следует отметить, что при применении данного способа реализуется схема напряженного состояния, близкая к всестороннему сжатию, обеспечивающая интенсивное уплотнение структуры различных зон заготовки. Данный способ, высоконемонотонной равномерной деформации, обеспечивает эффективное измельчение структуры металла заготовки, и, тем самым, высокое качество изделий и низкие затраты на их изготовление.

Картина движения траекторий различных слоев металла с разным шагом и углом подъема винтовых линий наглядно доказывает, что в процессе РСП, помимо кардинального измельчения всей структуры, происходит послойное, отличное друг от друга, ориентирование полученной определенным образом новой измельченной структуры [18]. Элементы измельченной структуры каждого слоя, бесконечно малой толщины, приобретают свою траекторию движения (шаг и угол подъема винтовой линии), свойственную только одному, конкретному слою.

Однако, в данном способе происходит кручение заготовки, что делает невозможным его применение для обработки длинномерных изделий [18]. Для получения длинномерных изделий методом РСП необходимо использовать планетарные клетки, что трудно реализовать при производстве прутков. Следует отметить, что для РСП характерны технологические проблемы с жесткостью клетки и прочностью валков, что не позволяет снижать температуры подогрева под прокатку для большего измельчения зеренной структуры материала.

По нашему мнению, для решения вышесказанного недостатка РСП необходимо длинномерные изделия высокого качества изготавливать путем использования комбинированного способа обработки. Поэтому в данной работе изучались структурные особенности и механические свойства СМК алюминиевого сплава 7075, полученного сочетанием РСП и продольной прокатки (ПП) с использованием различных режимов деформации.

Необходимо отметить, что сама по себе ПП может быть использована для измельчения зерна до субмикронного размера [19]. Однако с этой целью необходимо повысить интенсивность деформации: монотонная вытяжка должна быть заменена схемой, в которой сдвиговая компонента по одной из плоскостей должна доминировать. Повысить гидростатическое давление в очаге деформации позволяет применение замкнутых калибров. Опыт показал, что данные условия реализуются при прокатке в калибрах, когда истинная деформация за проход составляет не менее 0,5. Традиционными примерами являются применение переходов круг-овал-круг и квадрат-ромб-квадрат.

В работе, для получения наноструктурированных прутков, сначала прокатку заготовок осуществляли на стане продольной прокатки ДУО150 (рисунок 1,а), далее на стане радиально-сдвиговой прокатки РСП 14/40 (рисунок 1,б) получили наноструктурированную промежуточную заготовку, а окончательное изготовление длинномерных прутков производили на стане продольной прокатки ДУО150. При проведении экспериментов на стане РСП 14/40 использовали валки с углом наклона образующей валка к оси прокатки 18° (на традиционных станах применяют валки с углом наклона 16°), а на стане ДУО150 прокатку осуществляли путем применения калибровки круг-овал-круг.

Для правильной интерпретации, а также сопоставления полученных результатов с данными других исследователей, необходимо определить величину истинной деформации при РСП и ПП заготовок в исследованных случаях. Согласно [19], величина логарифмической деформации при кручении определяется логарифмом изменения прямого угла между образующей поверхности



а



б

Рисунок 1 – Стан продольной прокатки ДУО150 (а) и радиально-сдвиговой прокатки РСП 14/40 (б)

раската и плоскостью поперечного сечения и равна $\epsilon_k = \ln(90^\circ/\gamma)$, где γ – степень сдвиговой деформации, определяемая углом подъема винтовой линии. Так же, согласно [19], величина истинной деформации при радиально-сдвиговой прокатке является суммой ϵ_k и ϵ_b , где $\epsilon_b = \ln(d_n/d_k)^2$ – логарифмическая деформация вытяжкой, где d_n и d_k – начальный и конечный диаметр заготовки соответственно. Если определение d_n и d_k не составляет трудностей, то для определения γ в данной работе на прокатываемый пруток была заранее нанесена метка в виде рисков на поверхности прутка.

Таким образом, в данной работе рассмотрено влияние двух, существенно отличающихся по воздействию на структуру и механические свойства, режимов РСП и ПП.

При первом режиме исходные крупнозернистые заготовки сплава 7075 (размер зерен отожженных образцов 37 мкм, диаметр заготовки 60 мм) подвергались ПП при 200°C до диаметра 40 мм, затем РСП при 200°C до диаметра 14 мм и, в заключение, ПП при комнатной температуре до диаметра 8 мм.

При втором режиме те же исходные заготовки подвергались ПП при 400°C до диаметра 40 мм, а затем РСП при 400 °C до диаметра 14 мм и, в заключение, ПП при комнатной температуре до диаметра также 8 мм.

Перед испытаниями на износостойкость образцы из алюминиевого сплава 7075 подвергали термической обработке, состоящей из закалки и последующего старения. Температура нагрева под закалку составляла 475°C, выдержка при этой температуре 2 ч, охлаждение в масле. Старение проводили при температуре 120 °C в течение 5 ч.

Металлографический анализ был проведен с использованием энергодисперсного спектрометра JNCAENERGY (Великобритания), установленного на электронно-зондовом микроанализаторе JEOL при ускоряющем напряжении 25 кВ. Диапазон увеличений прибора JEOL от 40 до 40 000 крат. Принцип работы микроанализатора: высокоэнергетический (25 кэВ) узкий (1 мкм) луч электронов направляется на образец, где разворачивается в растр (кадр), сканируя образец, при этом регистрируются вторичные электроны, испускаемые образцом. Получаемая картина очень похожа на оптические фотографии, но за счет того, что луч электронов очень тонкий ($\approx 1-2$ мкм), глубина фокуса значительно выше, чем у оптических фотографий, и используемое увеличение значительно выше, соответственно, удается различать более мелкие структурные составляющие образца. Структурные исследования деформированных образцов также проводились методами просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) тонких фольг на электронном микроскопе JEM-2100CX при ускоряющих напряжениях 200 кВ.

Количественный анализ параметров дефектной субструктуры осуществляли стандартными методами. Шлифы для металлографического исследования готовили по традиционной методике на шлифовальных и полировочных кругах. Для травления образцов был использован концентрированный раствор азотной кислоты в этиловом спирте. Величину зерна (D_z , мкм) определяли методом секущих (по измерению ~ 300 зерен) в предположении, что зерна имеют сферическую форму, исходя из величины средней хорды (X) по формуле: $D_z = 4/\pi \cdot X_{\text{средн}}$.

Рентгенографический анализ проводили на аппаратно-программном комплексе на базе рентгеновского дифрактометра D8 Advance (BrukerAxs, Германия). В процессе анализа использовали монохроматизированное Cu-K α -излучение с длиной волны $\lambda = 1,5406 \text{ \AA}$. Напряжение на рентгеновской трубке составляло 40 кВ, сила тока – 30 мА, шаг сканирования для обзорных рентгенограмм 0,05 2 θ (для уточнения – 0,01 2 θ), экспозиция в точке 1 и 5 соответственно, угловой интервал регистрации спектров 3 – 90° 2 θ . Обработка полученных данных дифрактограмм и расчет межплоскостных расстояний проводились с помощью программного обеспечения EVA. Расшифровка проб и поиск фаз проводились по программе Search/match с использованием Базы порошковых дифрактометрических данных PDF-2.

Фазовая диагностика производилась также путем сопоставления экспериментально полученных значений межплоскостных расстояний (d , Å) и относительных интенсивностей ($J_{\text{отн}}$) рефлексов с эталонными рентгенографическими данными из международной картотеки порошковых данных PDF-2 [20].

Измерение микротвердости образцов проводили по методу Виккерса на автоматизированном микротвердомере американской фирмы INSTRON при рабочей нагрузке 2,942 Н и времени выдержки при этой нагрузке 10 сек. Метод Виккерса заключается во вдавливании алмазного наконечника, имеющего форму правильной четырехгранной пирамиды, на образец (изделие) под действием нагрузки P и при измерении диагонали отпечатка d , оставшегося после снятия нагрузки. Метод используют для определения твердости деталей малой толщины и тонких поверхностных слоев, имеющих высокую твердость. Чем тоньше материал, тем меньше должна быть нагрузка. Число твердости по Виккерсу HV можно определить по специальным таблицам по измеренной величине d (диагонали отпечатка в миллиметрах).

В качестве индентора при измерении микротвердости использовали правильную четырехгранную алмазную пирамиду с углом при вершине между противоположными гранями 136°.

Отпечатки на образец ставились через каждые 100 мкм. Число измерений на один образец составляло не менее 30. Микротвердость H_{μ} определяли в соответствии с ГОСТ 9450-60 по формуле

$$H_{\mu} = \frac{P}{S} = \frac{1854P}{d^2} [\text{кгс/мм}^2] = \frac{18,2 \cdot 10^6 P (\text{кг})}{d^2 (\text{мм})} [\text{МН/м}^2 = \text{МПа}] , \quad (2.4)$$

где d – диагональ отпечатка; $S = (d^2/1854)$ – площадь боковой поверхности полученного пирамидального отпечатка.

Прочность и пластичность образцов определялись при их растяжении при комнатной температуре на установке Instron 5882.

Испытание на абразивный износ проводили с использованием триботестера Т-05 в условиях сухого трения по схеме «вал – вкладыш» (рисунок 2). Тестер Т-05 оснащен блоком управления Spider 8 и компьютерной программой CatmanExpress 3.0. В процессе испытаний осуществлялась непрерывная регистрация силы трения F , температура образца и взаимное смещение пары трения h , обусловленного износом образца. Все эксперименты проводили при постоянной нагрузке 18,615 Н

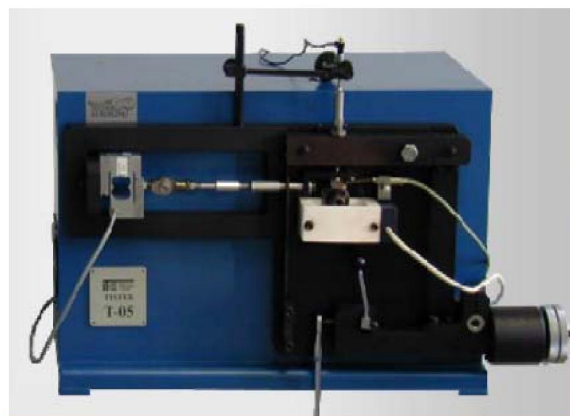
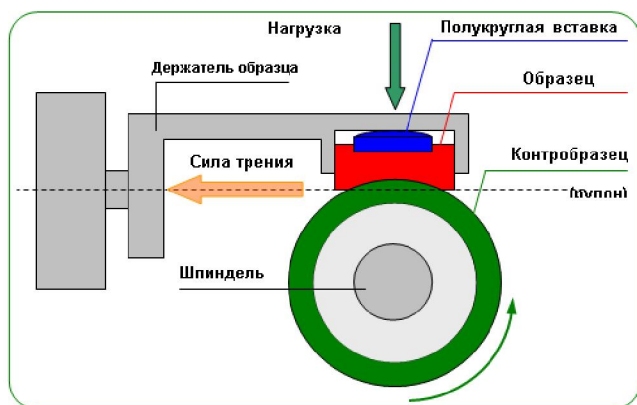


Рисунок 2 – Триботестер Т-05

и скорости вращения 150 об/мин. Контробразцом был ролик, имеющий диаметр 35 мм, изготовленный из подшипниковой стали с твердостью 60–63 HRC. Для измерения потери массы образцов использовали аналитические весы RADWAG типа WPA 40/160 / C / 1 со шкалой 0,01 мг.

Результаты и обсуждение. На основе проведенных экспериментов было установлено, что в результате комбинированной обработки по режиму 1 можно получить НК состояние, а обработкой по режиму 2 можно сформировать УМЗ структуру в материале прутков сплава 7075.

Исследование структурных состояний алюминиевого сплава 7075, деформированного при температуре 200 и 400 °С на стане ДУО150 (режимы 1 и 2), показывает ($\epsilon_v = 0,82$), что в сечении, параллельном плоскости прокатки, формируется микрополосовое структурное состояние. При этом повышается плотность внутризеренных дислокаций, образуются полосы сдвига шириной до 8–52 мкм. Деформация в виде полос сдвига происходит преимущественно внутри больших зерен. Наиболее вероятные значения ширины микрополос с большеугловыми границами после ПП по режиму 1 лежат в пределах от 26 до 34 мкм при максимальном значении этой величины ~ 52 мкм. Ширина микрополос с малоугловыми границами может меняться от 12 до 16 мкм при наиболее вероятном значении около 14 мкм.

Прокатка на стане ДУО150 по режиму 2 приводит к образованию более тонких полос сдвига на границах исходных зерен. После прокатки по 2 режиму в продольном сечении полосы формируется ярко выраженная полосовая структура с расстоянием между границами не превышающим 18–32 мкм при наиболее вероятных значениях 22–26 мкм.

Прокатка на стане РСР заготовок, деформированных в ПП при температуре 200 и 400 °С (режимы 1 и 2), приводит к образованию структуры с УМЗ размером ($\epsilon_v = 2,8$). В результате прохождения разупрочняющих процессов по всему объему прокатываемых прутков формируется структура в диапазоне УМЗ размера и равняется от 240 до 630 нм. Полученная УМЗ структура характеризуется однородностью по размерам зерен во всем объеме материала. На изображениях микроструктуры после прокатки на ПКС наблюдали отчетливое изображение границ зерен. Вид микроструктуры указывал на формирование зерен с преимущественно большеугловыми границами.

На основании анализа темнопольных изображений измерили количественные характеристики структурных составляющих сплава и установили, что при прокатке на стане РСР по 1 режиму формируется дисперсная структура со средним размером фрагментов 240–350 нм. Образование большого количества большеугловых границ подтверждается микродифракционной картиной кольцевого типа с большим количеством дискретных точечных рефлексов. Методами ПЭМ определили, что границы фрагментов размыты, а неоднородный контраст внутри фрагментов указывает на высокий уровень внутренних напряжений. Оценка дислокационной структуры и картин микродифракции позволила заключить, что в результате РСР образование УМЗ структуры с большеугловыми неравновесными границами в сплаве 7075 происходит вследствие кристаллографического сдвига, осуществляемого перемещением решеточных дислокаций, и некристаллографического сдвига при перемещении зернограницных дислокаций.

При прокатке на стане РСР по режиму 1, благодаря высокому твердорастворному упрочнению исходной Al матрицы и наличию дисперсных упрочняющих фаз, доминирующим механизмом релаксации упругой энергии с ростом степени деформации является фрагментация, тогда как малым механизмом является динамическая рекристаллизация.

Иная картина наблюдается в заготовках, деформированных в станах ДУО150 и РСР при температуре 400 °С (режим 2). Было установлено, что при прокатке на стане РСР происходит деление полосовой структуры на деформационные, промежуточные и микрополосы, состоящие из субзерен, разделенных большеугловыми и малоугловыми границами.

При прокатке на стане РСР по режиму 2 происходит дальнейшая эволюция структуры, а именно, сокращается число решеточных и зернограницных дислокаций, появляются четкие контуры экстинкции на границах зерен, т.е. проявляются все признаки динамического возврата и динамической рекристаллизации по непрерывному механизму. В результате этих процессов в материале формируется УМЗ структура, состоящая из зерен размером 360–630 нм.

Следовательно, при прокатке по режиму 2 релаксация упругой энергии в сплаве 7075 осуществляется двумя механизмами – малой фрагментацией и доминирующей динамической рекристаллизацией.

В работе было установлено, что окончательная прокатка заготовок на стане ДУО150 по режиму 1 и 2 ($\epsilon_b = 0,68$) приводит к формированию, соответственно, НК (размер зерен 80 – 110 нм) и УМЗ структуры (размер зерен 230–460 нм). Фрагментация структуры до нано- или УМЗ уровня происходит за счет изгиба кристаллической решетки и ротационных мод деформации, приводящих к разбиению субзеренной структуры и превращению дислокационных малоугловых границ, разделяющих исходные субзерна в большеугловые границы.

Образование НК и УМЗ структуры в алюминиевом сплаве 7075 отразилось и на их свойствах.

Установлено, что в НК сплаве 7075 временное сопротивление разрыву повышается на 30%, а предел текучести примерно в 2 раза по сравнению с исходным состоянием.

На основе исследования износостойкости алюминиевого сплава 7075 установлено, что:

- во время испытания истиранию наноструктурированного (рисунок 3) и УМЗ (рисунок 4) материала, наблюдается повышение температуры образцов от 25 до 33°C, а испытание истирания исходных образцов (рисунок 5) приводит к повышению температуры образца в конце исследования до 70 °С;

- кривые изменения сил трения в зависимости от времени испытания для наноструктурированных (рисунок 3) и УМЗ (рисунок 4), а также крупнозернистых (исходный материал, рисунок 5) образцов характеризуется двумя режимами трения. Сначала сила трения повышается сравнительно резко, а затем достигает стадии насыщения. При этом переход к устойчивой стадии в НК и УМЗ образцах происходит за большее время, чем для крупнозернистых образцов;

- при испытании исходных образцов взаимное смещение пары трения достигает значения 380 мкм (рисунок 5), а УМЗ образцов составляет 7 мкм (рисунок 4), при этом почти отсутствует взаимное смещение пары трения при испытании НК образцов (рисунок 3).

- микротвердость НК и УМЗ образцов (950-1020 МПа) почти в два раза выше, чем для крупнозернистых образцов (380 МПа).

Анализируя полученные результаты, можно отметить, что в комбинированном процессе ПП-РСП-ПП полученная в алюминиевом сплаве НК или УМЗ структура повышает износостойкость прутков. Это подтверждается измерениями потери массы образцов. Наибольшая потеря веса (0,24 мг) наблюдалась в исходном материале (рисунок 6,а), а в сплаве с УМЗ структурой потеря веса составила 0,15 мг. Следует отметить, что НК образцы почти не потеряли массу (рисунок 6,а). Данные образцы из алюминиевого сплава 7075 после исследования потеряли в весе только 0,04 мг.

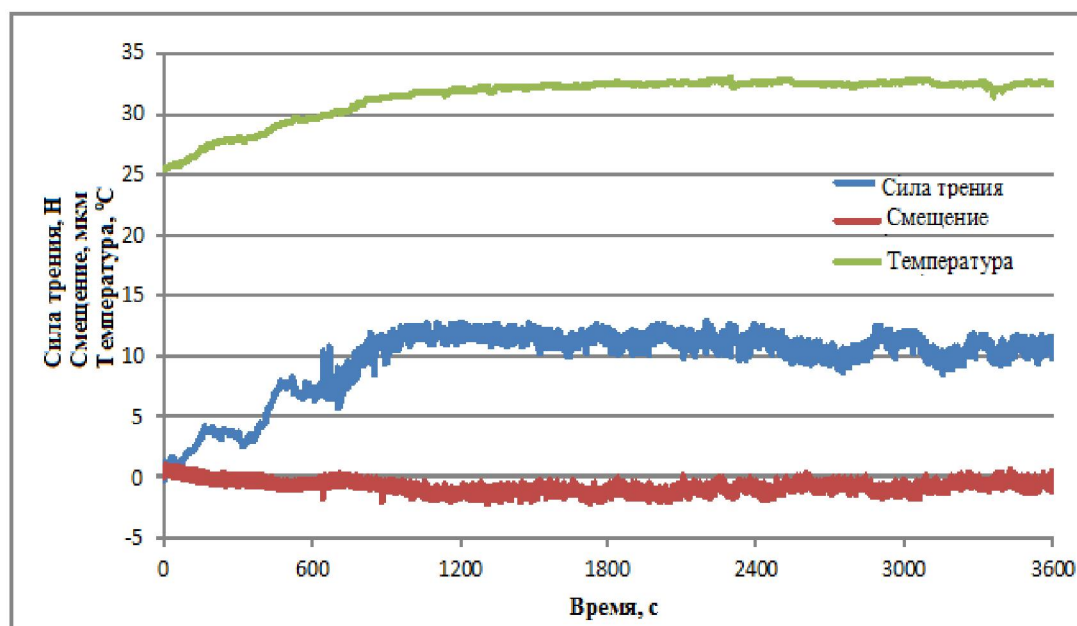


Рисунок 3 – Изменения взаимного смещения пары трения, силы трения и температуры образца во время испытания на истирание наноструктурированных образцов из алюминиевого сплава 7075

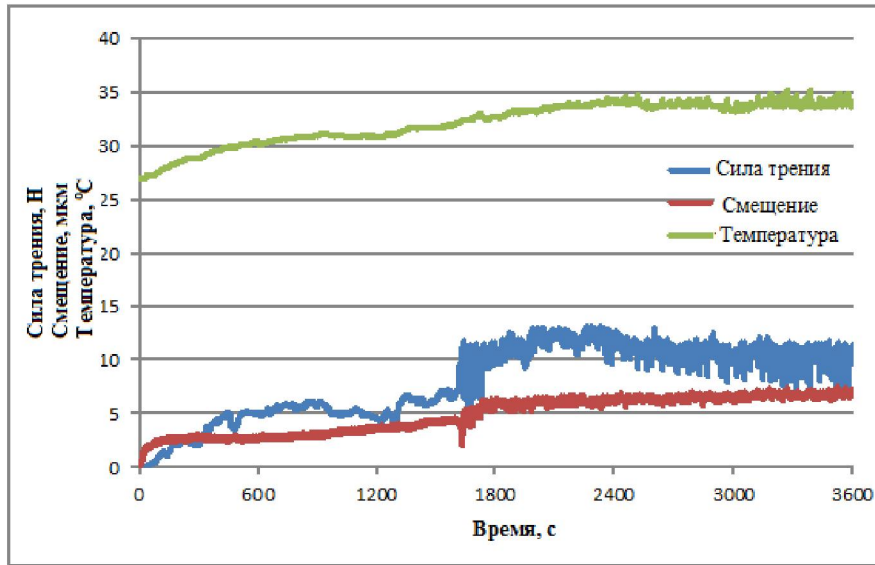


Рисунок 4 – Изменения взаимного смещения пары трения, силы трения и температуры образца во время испытания на истирание УМЗ образцов из алюминиевого сплава 7075

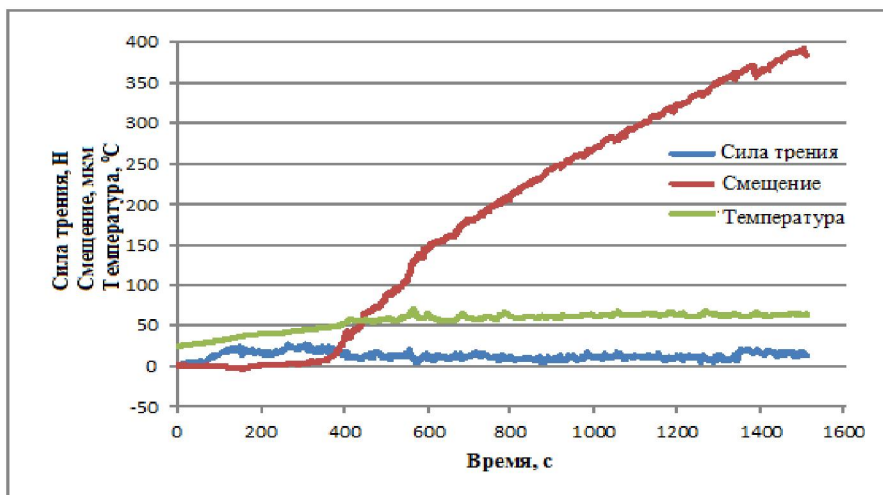


Рисунок 5 – Изменения взаимного смещения пары трения, силы трения и температуры образца во время испытания на истирание крупнозернистых (исходных) образцов из алюминиевого сплава 7075

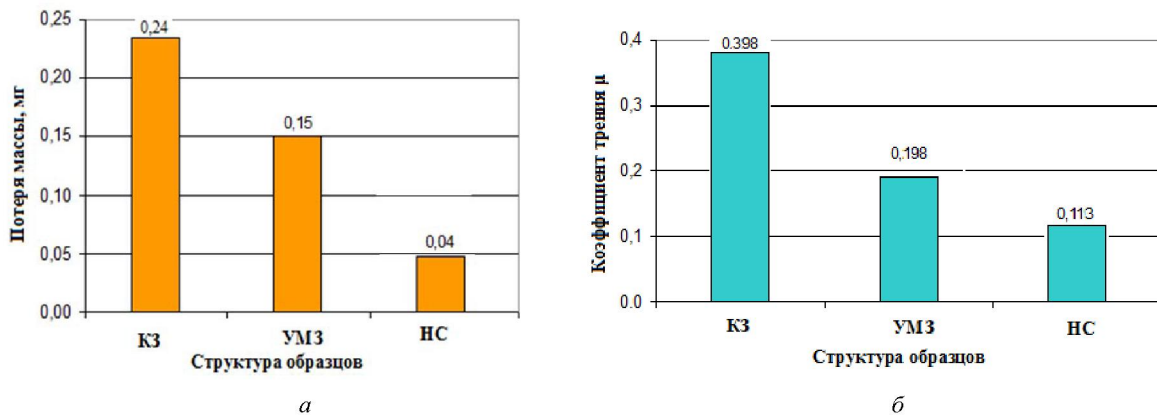


Рисунок 6 – Потеря массы образцов (а) и значения коэффициента трения (б) крупнозернистых, УМЗ и наноструктурированных образцов

На рисунке 6,б показаны значения коэффициента трения НС, УМЗ и крупнозернистых образцов. Видно, что крупнозернистый алюминиевый сплав 7075 имеет более высокое значение коэффициента трения, чем НС и УМЗ сплав. На основе этих данных можно отметить, что в алюминиевом сплаве 7075 получение НС или УМЗ структур также приведет к полезному эффекту, таких как снижение коэффициента трения. Для образцов с УМЗ структурой коэффициент трения снизился с 0,348 в исходном состоянии до 0,198 после ПП и РСП (рисунок 6,б). Наибольшее снижение коэффициента трения наблюдалось в образцах НС. Коэффициент трения НС образцов снизился с 0,348 до 0,113.

Таким образом, формирование НС и УМЗ структуры в алюминиевом сплаве 7075 уменьшает величину износа, адгезионную компоненту трения (μ_a) и склонность алюминия к налипанию и схватыванию. Важно также, что происходит уменьшение характеристики μ_a с уменьшением размера зерен.

Трибологическое поведение алюминиевого сплава 7075 в наноструктурном (НС), УМЗ и традиционном крупнозернистом состояниях значительно отличается. Коэффициент трения и величина износа в наноструктурных и УМЗ металлах минимальны и обусловлены максимальной величиной микротвердости, которая, в свою очередь, зависит от степени структурного измельчения.

Выводы.

1. Результаты исследования эволюции микроструктуры длинномерных заготовок на разных стадиях их изготовления показали возможность получения прутков с НС и УМЗ структурой, используя ИПД.

2. Показано, что сохранение достаточной пластичности алюминиевого сплава после ПП позволяет провести формоизменяющие операции РСП и ПП, которые способствуют дополнительному измельчению зеренной структуры заготовки и изготовлению прутков с НС и УМЗ структурой.

3. Исследованиями установлено, что в прутковом материале из алюминиевого сплава 7075 обеспечивается формирование однородных нано- или УМЗ структур с размерами зерен около 80–460 нм, что приводит к повышению свойств прочности и пластичности, износостойкости и снижению коэффициента трения.

Источник финансирования исследований. Статья написана в рамках финансируемой госбюджетной темы №757 МОН.ГФ.15.ЭМ4: «Разработка новой конструкции многофункционального стана для прокатки листов высокого качества».

ЛИТЕРАТУРА

- [1] Давыдов В.Г. О некоторых актуальных проблемах разработки алюминиевых сплавов и технологий для авиационного применения // Известия вузов. Цветная металлургия. – 2001. – № 4. – С. 32-36.
- [2] Колачев Б.А., Елагин В.И., Ливанов В.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. – М.: МИСИС, 2001. – 416 с.
- [3] Валиев Р.З., Александров И.В. Наноструктурные материалы, подвергнутые интенсивной пластической деформации. – М.: Логос, 2000. – 272 с.
- [4] Сегал В.М., Резников В.И., Копылов В.И. и др. Процессы пластического структурообразования металлов. – Минск: Наука и техника, 1994. – 232 с.
- [5] Бейгельзимер Я.Е., Варюхин В.Н., Орлов Д.В. и др. Винтовая экструзия – процесс накопления деформации. – Донецк: Фирма ТЕАН, 2003. – 86 с.
- [6] Майданюк А.П., Штерн М.Б., Баглюк Г.А. Моделирование равноканального углового прессования пористых заготовок // Удосконалення процесів та обладнання обробки тиском у металургії і машинобудуванні: Тематик. зб. наук. пр. – Краматорськ: ДДМА, 2008. – С. 31-36.
- [7] Майданюк А.П., Рябичева Л.А., Штерн М.Б. Эволюция распределения плотности при равноканальном угловом прессовании пористых заготовок // Баглюк Вісн. Східноукр. націон. ун-ту. – 2008. – № 3. – Ч. 2. – С. 213-216.
- [8] Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства. – М.: Академкнига, 2007. – 398 с.
- [9] Красильников Н.А. Прочность и пластичность после равноканального углового прессования с противодавлением // Металлы. – 2005. – № 3. – С. 35-42.
- [10] Эфрос Б.М., Попова Е.В., Эфрос В.А. и др. Влияние интенсивной пластической деформации на структуру и упрочнение поликристаллического никеля // Металлы. – 2005. – № 6. – С. 31-35.
- [11] Валиев Р.З. Создание наноструктурных металлов и сплавов с уникальными свойствами, используя интенсивные пластические деформации // Российские нанотехнологии. – 2006. – Т. 1, № 1-2. – С. 208-216.
- [12] Галкин С.П., Харитонов Е.А., Михайлов В.К. Реверсивная радиально-сдвиговая прокатка. Сущность, возможности, преимущества // Титан. – 2003. – № 1(12). – С. 39-45.

- [13] Харитонов В.А., Усанов М.Ю. Формирование структуры в процессе радиально-сдвиговой протяжки проволоки // Письма о материалах. – 2014. – Т. 4, № 1. – С. 37-40.
- [14] Potapov I.N., Polkhin P.I. Technology of screw rolling. – М.: Metallurgy. (1990) 344 p. (in Rus.) [И.Н. Потапов, П.И. Полухин. Технология винтовой прокатки. – М.: Металлургия, 1990. – 344 с.]
- [15] Jeong D.H., Gonzalez F., Palumbo G., Aust K.T., Erb U. The Effect of grain size on the wear properties of electrodeposited nanocrystalline nickel coatings// Scripta mater. 44 (2001). P. 493-499. www.elsevier.com/locate/scriptamat
- [16] Мальгин Г.А. Пластичность и прочность микро- и нанокристаллических материалов // Физика твердого тела. – 2007. – Т. 49, вып. 6. – С. 961-980.
- [17] Столяров В.В. Трибологическое поведение наноструктурных и крупнозернистых металлических материалов // Вестник научно-технического развития. – 2012. – № 1(53). – С. 38-44.
- [18] Харитонов В.А., Полякова М.А., Усанов М.Ю. Радиально-сдвиговая протяжка как эффективный способ повышения качества круглой проволоки // Труды научно-технической конференции «Проблемы и перспективы развития металлургии и машиностроения с использованием завершенных фундаментальных исследований и НИОКР». – Т. 2. – Екатеринбург: УрО РАН, 2011. – С. 521-532.
- [19] Иванов М.Б. Структурно-фазовые превращения и формирование свойств наноструктурированного титана и пористых биоактивных покрытий: Дис. ... доктора технических наук. – Белгород: БГНИУ, 2014. – 257 с.
- [20] Industrial Applications of X-Ray Diffraction / Ed: F. Smith. Darien. – Illinois, USA, 1999. – 1024 p.

REFERENCES

- [1] Davydov V.G. O nekotoryh aktual'nyh problemah razrabotki aljuminievych splavov i tehnologij dlja aviakosmicheskogo primenenija // Izvestija vuzov. Cvetnaja metallurgija. 2001. N 4. P. 32-36.
- [2] Kolachev B.A., Elagin V.I., Livanov V.A. Metallovedenie i termicheskaja obrabotka cvetnyh metallov i splavov. М.: MISIS, 2001. 416 p.
- [3] Valiev R.Z., Aleksandrov I.V. Nanostrukturnye materialy, podvergnutyje intensivnoj plasticheskoj deformacii. М.: Logos, 2000. 272 p.
- [4] Segal V.M., Reznikov V.I., Kopylov V.I. i dr. Processy plasticheskogo strukturoobrazovaniya metallov. Minsk: Nauka i tehnika, 1994. 232 p.
- [5] Bejgel'zimer Ja.E., Varjuhina V.N., Orlov D.V. i dr. Vintovaja jekstruzija – process nakoplenija deformacii. Doneck: Firma TEAN, 2003. 86 p.
- [6] Majdanjuk A.P., Shtern M.B., Bagljuk G.A. Modelirovanie ravnokanal'nogo uglovogo pressovanija poristych zagotovok // Udoskonalennija procesov ta obladnannija obrabotki tiskom u metalurgii i mashinobuduvanni: Tematik. zb. nauk. pr. Kramators'k: DDMA, 2008. P. 31-36.
- [7] Majdanjuk A.P., Rjabicheva L.A., Shtern M.B. Jevoljucija raspredelenija plotnosti pri ravnokanal'nom uglovom pressovanii poristych zagotovok // Bagljuk Visn. Shidnoukr. nacion. un-tu. 2008. N 3. Ch. 2. P. 213-216.
- [8] Valiev R.Z., Aleksandrov I.V. Ob#emnye nanostrukturnye metallicheskie materialy: poluchenie, struktura i svojstva. М.: Akademkniga, 2007. 398 p.
- [9] Krasil'nikov N.A. Prochnost' i plastichnost' posle ravnokanal'nogo uglovogo pressovanija s protivodavleniem // Metally. 2005. N 3. P. 35-42.
- [10] Jefros B.M., Popova E.V., Jefros V.A. i dr. Vlijanie intensivnoj plasticheskoj deformacii na strukturu i uprochnenie polikristallicheskogo nikelja // Metally. 2005. N 6. P. 31-35.
- [11] Valiev R.Z. Sozdanie nanostrukturnych metallov i splavov s unikal'nymi svojstvami, ispol'zuja intensivnye plasticheskie deformacii // Rossijskie nanotehnologii. 2006. Vol. 1, N 1-2. P. 208-216.
- [12] Galkin S.P., Haritonov E.A., Mihajlov V.K. Reversivnaja radial'no-sdvigovaja prokatka. Sushhnost', vozmozhnosti, preimushhestva // Titan. 2003. N 1(12). P. 39-45.
- [13] Haritonov V.A., Usanov M.Ju. Formirovanie struktury v processe radial'no-sdvigovoj protjazhki provoloki // Pis'ma o materialah. 2014. Vol. 4, N 1. P. 37-40.
- [14] Potapov I.N., Polkhin P.I. Technology of screw rolling. М.: Metallurgy. (1990) 344 p. (in Rus.)
- [15] Jeong D.H., Gonzalez F., Palumbo G., Aust K.T., Erb U. The Effect of grain size on the wear properties of electrodeposited nanocrystalline nickel coatings// Scripta mater. 44 (2001). P. 493-499. www.elsevier.com/locate/scriptamat
- [16] Malygin G.A. Plastichnost' i prochnost' mikro- i nanokristallicheskich materialov // Fizika tverdogo tela. 2007. Vol. 49, vyp. 6. P. 961-980.
- [17] Stoljarov V.V. Tribologicheskoe povedenie nanostrukturnych i krupnozernistych metallicheskih materialov // Vestnik nauchno-tehnicheskogo razvitiya. 2012. N 1(53). P. 38-44.
- [18] Haritonov V.A., Poljakova M.A., Usanov M.Ju. Radial'no-sdvigovaja protjazhka kak jeffektivnyj sposob povyshenija kachestva krugloj provoloki // Trudy nauchno-tehnicheskoi konferencii «Problemy i perspektivy razvitiya metallurgii i mashinostroenija s ispol'zovaniem zavershennyh fundamental'nyh issledovanij i NIOKR». Vol. 2. Ekaterinburg: UrO RAN, 2011. P. 521-532.
- [19] Ivanov M.B. Strukturno-fazovye prevrashhenija i formirovanie svojstv nanostrukturirovannogo titana i poristych bioaktivnyh pokrytij: Dis. ... doktora tehniceskich nauk. Belgorod: BGNIU, 2014. 257 p.
- [20] Industrial Applications of X-Ray Diffraction / Ed: F. Smith. Darien. Illinois, USA, 1999. 1024 p.

С. А. Машеков¹, Henryk Dыja², Б. Н. Абсадыков³, Э. А. Тусупкалиева¹, А. С. Машекова¹

¹К. И. Сәтбаев атындағы Қазақ ұлттық зерттеу техникалық университеті, Алматы, Қазақстан,

²Ченстохова технологиялық университеті, Ченстохова, Польша,

³Ә. Б. Бектуров атындағы химия ғылымдары институты, Алматы, Қазақстан

АЛЮМИНИЙ ҚОРЫТПАЛАРЫНАН ЖАСАЛҒАН НАНОҚҰРЫЛЫМДЫ ШЫБЫҚТАР ҚҰРЫЛЫМЫНЫҢ ӨЗГЕРУІН ЖӘНЕ ТОЗУЫН ЗЕРТТЕУ

Аннотация. Мақалада 7075 алюминий қорытпасынан жасалған шыбықтың микроқұрылымына бойлық илемдеу мен радиальды-ығыстырып илемдейдің тәсілдің әсері зерттелген. Айтылған бойлық және радиальды-ығыстыру орнақтарында дайындаманы илемдеудеп алынған нанокұрылым мен ультраұсақтүйіршікті құрылымның түйіршіктері зерттеліп, өлшемдері салыстырмалы бағаланған. Түйіршікті және ақаулы құрылымға тән құрылымдық параметрлер жұмыста анықталған. 7075 алюминий қорытпасынан жасалған шыбықта біркелкі наноөлшемді (80-110 нм) және ультраұсақтүйіршікті құрылым(230-460 нм) қалыптасатындығы көрсетілген. Беріктік және пластикалық қасиеттер жоғарлайтындығы дәлелденген. Ірітүйіршікті, ультраұсақтүйіршікті және нанокұрылымды 7075 алюминий қорытпасының трибологиялық қасиеттері зерттеліп, осы қасиеттің салыстырмалы өзгеруі бойынша мәліметтер мақалада келтірілген. Үйкеліс коэффициенті мен тозуға төзімділіктің мөлшері, ірітүйіршікті металмен салыстырғанда ультраұсақтүйіршікті және нанокұрылымды материалдарда азайатындығы жұмыста көрсетілген.

Түйін сөздер: нанокұрылым, ультраұсақтүйіршікті құрылым, илемдеу, үйкеліс коэффициенті, үйкеліс күші, температура.

Сведения об авторах:

Машеков Серик Акимович – доктор технических наук, профессор, Казахский национальный технический университет им. К. И. Сатпаева, кафедра «Станкостроение, материаловедение и технология машиностроительного производства» (СМиТМП), mashekov.1957@mail.ru

Хенрик Дыя – д.т.н., профессор, Ченстоховский технологический университет, г. Ченстохова, Польша. Факультет Инженерии производства и технологии материалов, заведующий кафедрой «Обработки металлов давлением и инженерной безопасности», duja.henryk@wip.pcz.pl

Абсадыков Бахыт Нарикбаевич – доктор технических наук, профессор, член-корреспондент НАН РК, Институт химических наук им. А. Б. Бектурова, b_absadykov@mail.ru

Тусупкалиева Эльмира Адиевна – докторант, Казахский национальный технический университет им. К. И. Сатпаева, кафедра СМиТМП, elatus78@mail.ru.

Машеков Айгерим Сериковна – докторант, Казахский национальный технический университет им. К. И. Сатпаева, кафедра СМиТМП, mashekovaaigerim@mail.ru