

ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 539.4.015.1

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА Al–Zn–Mg–Fe–Ni-СПЛАВА ЭВТЕКТИЧЕСКОГО ТИПА ПРИ РАЗНЫХ СКОРОСТЯХ ДЕФОРМАЦИИ

© 2019 г. А. Н. Петрова^{а, *}, И. Г. Бродова^{а, b}, С. В. Разоренов^{а, d}, Е. В. Шорохов^е, Т. К. Акопян^f

^аИнститут физики металлов УрО РАН им. М.Н. Михеева, ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, 620108 Россия

^бУральский федеральный университет им. Б.Н. Ельцина, ул. Мира, 19, Екатеринбург, 620002 Россия

^сИнститут проблем химической физики РАН, пр. академика Семенова, 1, Черноголовка, 142432 Россия

^дНациональный исследовательский Томский государственный университет, пр. Ленина, 36, Томск, 634050 Россия

^еРоссийский федеральный ядерный центр – Всероссийский научно-исследовательский институт
технической физики, ул. Васильева, 13, а. я. 245, Снежинск, 456770 Россия

^fНациональный исследовательский технологический университет “МИСиС”,
Ленинский пр., 4, Москва, 119991 Россия

*e-mail: petrovanastya@yahoo.com

Поступила в редакцию 26.03.2019 г.

После доработки 26.06.2019 г.

Принята к публикации 04.07.2019 г.

Определены закономерности фазовых и структурных превращений при больших степенях деформации сдвигом под давлением экономно легированного алюминиевого сплава с эвтектико-образующими элементами железом и никелем (никалина). С помощью сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии изучена эволюция структуры никалина, в частности, изменение морфологии и размеров структурных составляющих – зерен Al-твердого раствора и эвтектических алюминидов Al₉FeNi. Определено, что кручение под высоким давлением никалина приводит к формированию упрочненного композитного материала с субмикроструктурной Al матрицей и дисперсными (1.5–2.0 мкм) частицами алюминидов переходных металлов. Выполнены эксперименты по динамическому сжатию методом Кольского, по нагружению плоскими ударными волнами, и исследовано механическое поведение никалина с разной структурой в диапазоне скоростей деформации 10⁻⁴–10⁵ с⁻¹. Проведено сравнение динамических характеристик никалина с механическими свойствами, определенными при статических испытаниях.

Ключевые слова: никалин, субмикроструктурная структура, механические свойства, метод Кольского, ударно-волновое нагружение, динамическая прочность

DOI: 10.1134/S0015323019120131

ВВЕДЕНИЕ

В последнее годы среди алюминиевых сплавов нового поколения наиболее подробно исследуются разработанные в МИСиС под руководством Белова сплавы, получившие название никалины [1–3]. Их высокие прочностные свойства обеспечиваются дисперсионно-твердеющей Al-матрицей, содержащей цинк и магний, а хорошие литейные свойства и высокая технологичность создается за счет эвтектической составляющей, в состав которой входят алюминиды железа и никеля. Данные сплавы позиционируются как перспективные материалы для изготовления отливок сложной формы, а также как деформируемые сплавы для получения тонколистового проката [2, 3]. Так, согласно результатам [3], листовой прокат никалина после стандартной термической

обработки T1 (закалка и искусственное старение) имеет предел прочности $\sigma_B = 535$ МПа и относительное удлинение $\delta = 3\%$. Учитывая расширяющуюся потребность промышленности в материалах на алюминиевой основе, работающих при экстремальных условиях, ранее были исследованы механические свойства сплавов разных систем легирования: Al–Mn (AMц), Al–Mg–Mn (A5083) и Al–Zn–Mg–Cu (B95), в широком диапазоне скоростей деформации $\dot{\epsilon}$ от 10⁻³ до 10⁵ с⁻¹. Для измерения динамических механических характеристик проведены эксперименты по динамическому сжатию методом Кольского с использованием разрезного стержня Гопкинсона [4, 5], а также ударно-волновое сжатие плоским ударником (скорость ударника 630 м/с) [6]. На основании этих исследований построены скоростные

зависимости пределов текучести в статическом и квазистатическом диапазонах, и показано, что с ростом скорости деформации до $\dot{\epsilon} < 10^3 \text{ с}^{-1}$ условный предел текучести возрастает в сплавах АМц и В95 в 1.5 и 2 раза соответственно. Динамические свойства – предел упругости Гюгонио, динамический предел текучести и откольная прочность, рассчитанные по волновым профилям скорости свободной поверхности плоских образцов ($\dot{\epsilon} = 10^5 \text{ с}^{-1}$), по своим значениям не уступают свойствам, полученным в статических условиях, что дает возможность положительного прогноза для работы этих материалов при экстремальных внешних воздействиях.

Для сплавов системы Al–Zn–Mg–Fe–Ni такие эксперименты не проводились. В связи с этим, была сформулирована цель настоящей работы – изучить деформационное поведение никалина при разных условиях нагружения и определить взаимосвязь механических свойств со структурой материала.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Объект исследования – высокопрочный никалин, химический состав которого, мас. %: основа – Al, 7.22 Zn, 2.95 Mg, 0.52 Fe, 0.57 Ni, 0.2 Zr, 0.002 Cu. Условия получения слитков и состав исходного сырья подробно описаны в [2, 3]. Полученные слитки подвергали двухступенчатому гомогенизационному отжигу при 450 и 540°C с выдержкой на каждой ступени в течение 3 ч, режим которого обоснован в [3]. Литой крупнокристаллический (КК) материал использовали для изготовления образцов с субмикрокристаллической (СМК) структурой и сравнения механических свойств сплава с разным размером зерна. Для получения образцов с СМК-структурой применяли метод кручения под высоким квазигидростатическим давлением (КВД) дисков диаметром 20 мм и толщиной 1.2 мм. Число оборотов наковальни составляло $n = 5, 10, 15$, что соответствует истинной деформации с учетом осадки $e = 6.0, 6.7$ и 7.1 на $1/2$ радиуса образца.

Механические свойства никалина с разным размером зерна изучены в широком интервале скоростей деформации $10^{-4} < \dot{\epsilon} < 10^5 \text{ с}^{-1}$ при одноосном растяжении, динамическом и ударно-волновом сжатии. Статические механические свойства субмикрокристаллического сплава, полученного КВД, определяли на плоских микрообразцах, используя универсальную испытательную машину Shimadzu AGX-50 Plus. Схема вырезки двух микрообразцов из диска после КВД показана на рис. 1. Рабочая часть микрообразцов соответствовала середине радиуса диска. Для закрепления микрообразцов в захватах испытательной машины использовали специальное зажимающее устройство,

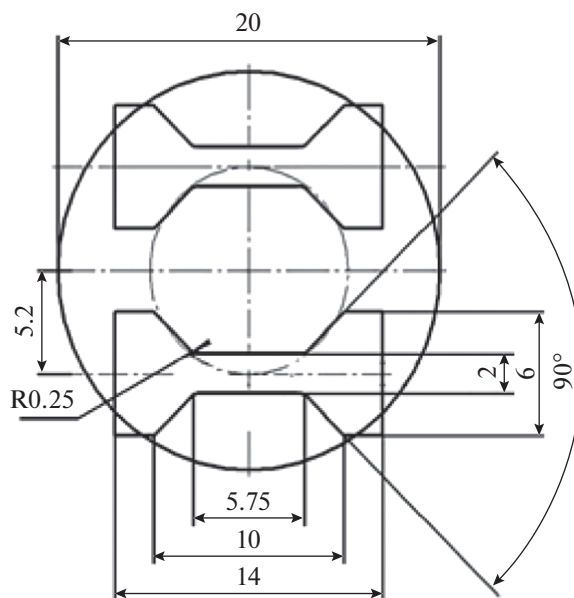


Рис. 1. Схема вырезки микрообразцов для статического одноосного растяжения с приведенными размерами.

подробно описанное в работе [7]. Скорость деформации составляла $5 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$.

Одноосное растяжение стандартных цилиндрических образцов КК сплава проводили на испытательной машине Zwick Z250 по ГОСТ 1497-84 при скорости движения захватов 4 мм/мин.

Статические механические свойства оценивали по значениям условного предела текучести $\sigma_{0.2}$, временного сопротивления σ_B и относительного удлинения δ . Микротвердость H_V определяли на приборе ПМТ-3 при нагрузке 0.2 Н. Погрешность измерения не превышала 10%.

Динамическое сжатие КК-сплава проводили методом Кольского с использованием разрезного стержня Гопкинсона на экспериментальной установке, схема которой аналогична представленной в [8]. Использовали цилиндрические образцы диаметром 6 мм и высотой 3 мм. Скорость ударника изменяли от 6 до 24 м/с, при этом скорость деформации составляла $\dot{\epsilon} = (1.4–5.0) \times 10^3 \text{ с}^{-1}$.

В ударно-волновых экспериментах образцы в виде дисков толщиной 1 мм нагружали ударом плоской алюминиевой пластины, разогнанной с помощью взрывного устройства до $620 \pm 30 \text{ м/с}$ [6]. Скорость деформации равнялась $\dot{\epsilon} = (1.6–2.4) \times 10^5 \text{ с}^{-1}$, давление ударно-волнового сжатия, рассчитанное с помощью ударной адиабаты алюминия, составило 4 ГПа [9]. Механические характеристики сплава в процессе ударной деформации определяли по полным профилям скорости

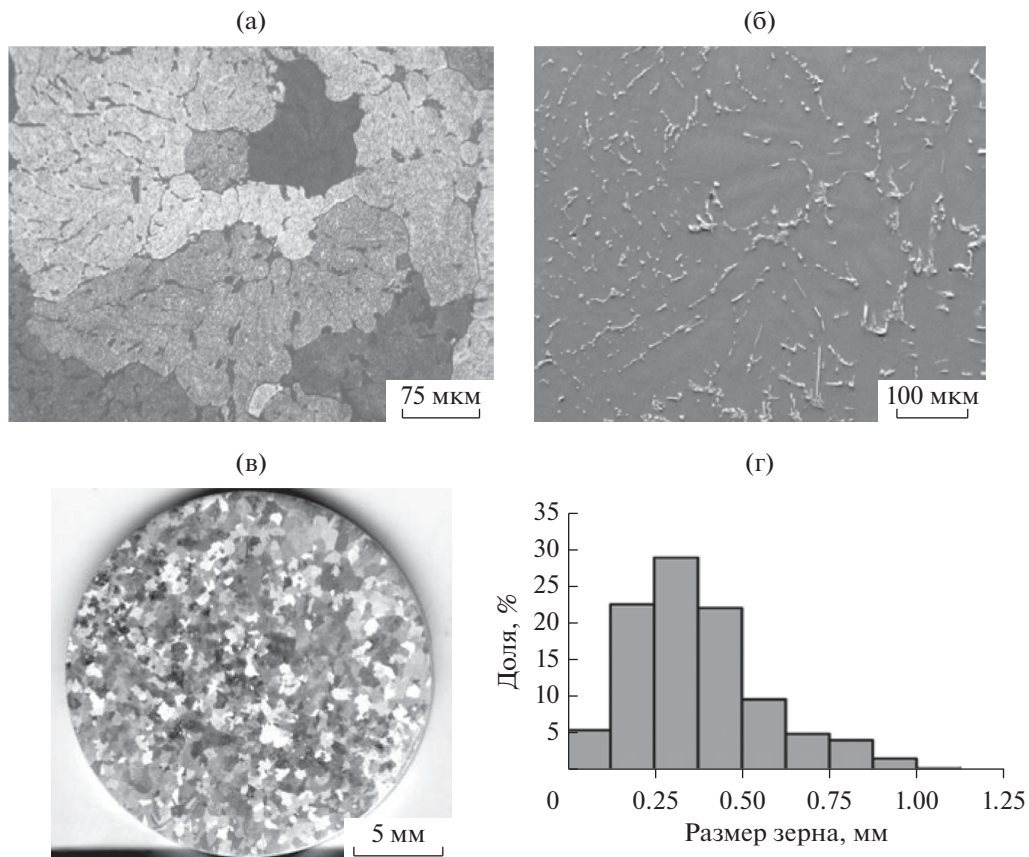


Рис. 2. Структура литого сплава после гомогенизации: а – зеренная структура, б – морфология эвтектической фазы Al_3FeNi , в – макроструктура, г – распределение зерен по размеру.

свободной поверхности ($U_{fs}(t)$), регистрируемым с помощью лазерного Допплеровского измерителя скорости VISAR. Расчеты динамического предела упругости σ_{HEL} , динамического предела текучести Y и откольной прочности σ_{SP} выполнены по формулам, приведенным в [6].

Структуру образцов изучали на разных масштабных уровнях с помощью светового оптического микроскопа NEOPHOT-32, сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) QUANTA 200 и просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ) Теснаі G²30 Twin при ускоряющем напряжении 300 кВ. Образцы для анализа структуры изготавливали с использованием механического полирования на алмазной суспензии. Финишную полировку проводили на суспензии коллоидного диоксида кремния. Образцы для исследований тонкой структуры изготавливали методом струйной полировки на приборе “Тепирол-5” в растворе 20%-ной азотной кислоты и 80%-ного метанола при температуре -25°C и напряжении 15–20 В. Количественный анализ размера структурных составляющих выполнен по темнопольным снимкам с использованием программы анализа изображений SiamS-700.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Структура. Результаты анализа структуры сплава после литья и гомогенизационного отжига представлены на рис. 2. В процессе гомогенизации происходит полное растворение неравновесных выроденных эвтектик (Al + T) и (Al + M), где T и M соответственно фазы $\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$ и MgZn_2 . Таким образом, фазовый состав сплава представлен зернами Al-твёрдого раствора (рис. 2а) и вырожденной равновесной эвтектикой (Al + Al_3FeNi) (рис. 2б). Фаза Al_3FeNi располагается по границам зерен матрицы и внутри них по границам дендритных ячеек. Количественный анализ структурных составляющих показал, что эвтектические алюминиды имеют размеры 2.0–2.5 мкм, а средний размер зерен матрицы составил 380 мкм (рис. 2в, 2г).

Этот крупнокристаллический сплав служил объектом для проведения деформационной обработки методом КВД. Эволюция структуры в процессе КВД при увеличении деформации $e = 6.0$ – 7.1 ($n = 5, 10, 15$) проиллюстрирована на рис. 3, 4. Представленные на рис. 3 изображения структуры, полученные методом СЭМ, показывают, что средний размер эвтектических алюминидов такой же как и после гомогенизационного отжига и равен

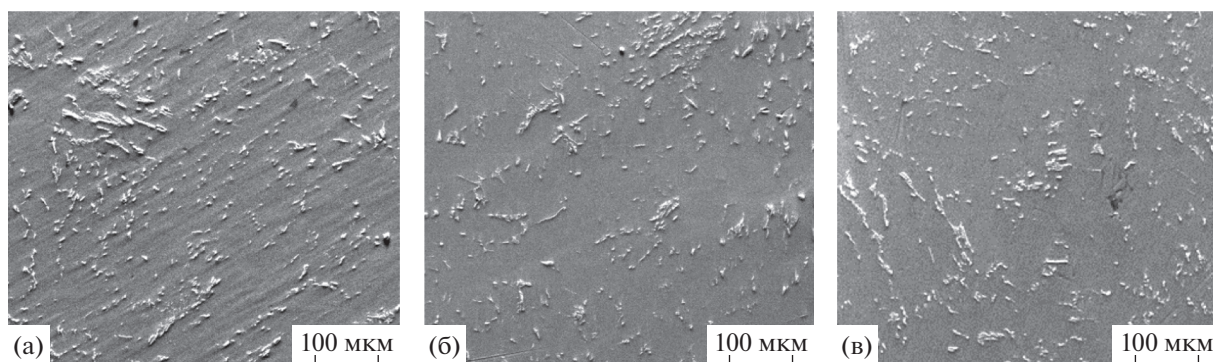


Рис. 3. Морфология эвтектической фазы Al_9FeNi в никелине после КВД: а – $n = 5$, б – $n = 10$, в – $n = 15$.

1.5 мкм при всех режимах КВД. Ввиду очень малой растворимости железа и никеля в алюминии количество эвтектической фазы до и после КВД остается неизменным, однако с ростом деформации наблюдается более равномерное распределение фазы по объему матрицы (рис. 3в).

Оценка степени измельчения зерен Al-твердого раствора и механизмов формирования СМК-структуры получена при электронно-микроскопическом исследовании тонких фольг (рис. 4). Как следует из представленных снимков, при $n = 10$ ($e = 6.7$) формируется типичная фрагментированная СМК структура с высокой плотностью дислокаций и диффузным контрастом на границах зерен-субзерен (рис. 4а, 4б).

Согласно количественному анализу только 20% зерен имеет размеры более 200 нм, а средний размер зерен-субзерен составляет 160 нм. С ростом величины деформации ($n = 15$, $e = 7.1$) морфологические особенности структуры сохраняются, процесс фрагментации получает дальнейшее развитие. В структуре формируются преимущественно большеугловые границы, о чем свидетельствует кольцевая электроннограмма с возрастающим количеством дискретно расположенных точечных рефлексов. Основной массив зерен-субзерен сохраняет дифракционный контраст, однако в тройных стыках появляются равноосные мелкие (20–30 нм) “чистые” зерна, свидетельствующие о начале процесса динамической рекристаллизации (отмечены стрелками на рис. 4в). Следовательно, при данных деформационных условиях в никелине формируется смешанная структура, состоящая из зерен-субзерен, образовавшихся деформационным путем, и рекристаллизованных зерен, при этом средний размер зерен-субзерен уменьшается до 100 нм. На рис. 5а показан график изменения микротвердости сплава в зависимости от числа оборотов наковальни, согласно которому СМК фрагментированная структура имеет $H_V = 3000$ МПа, что в 2.2 раза выше микротвердости матрицы КК

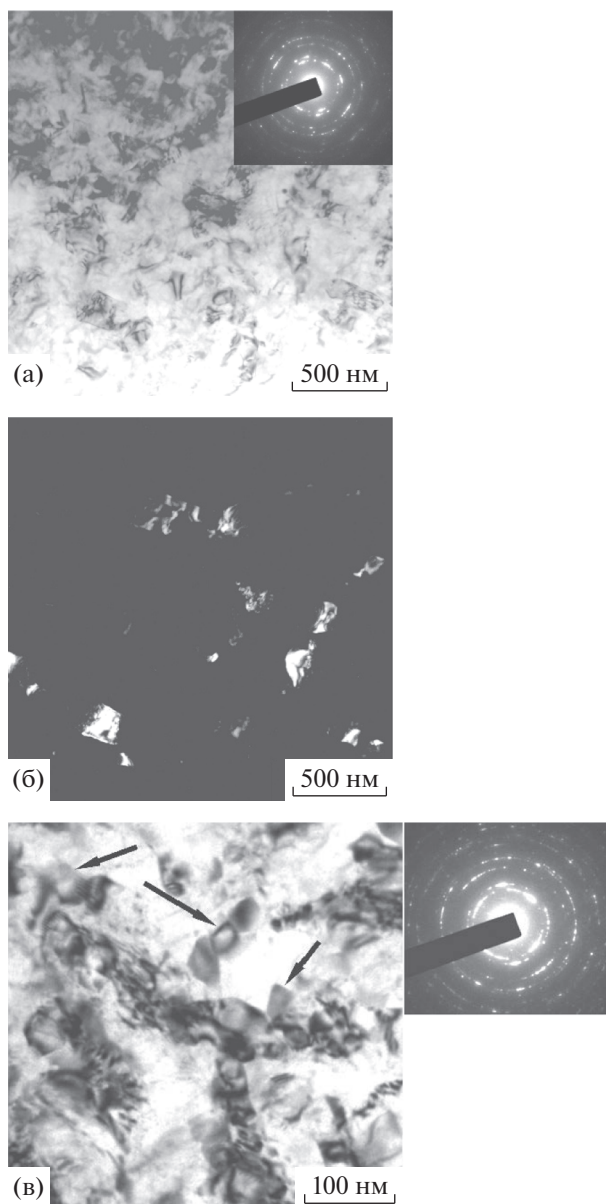


Рис. 4. Тонкая структура никелина после КВД: а, б – $n = 10$, в – $n = 15$.

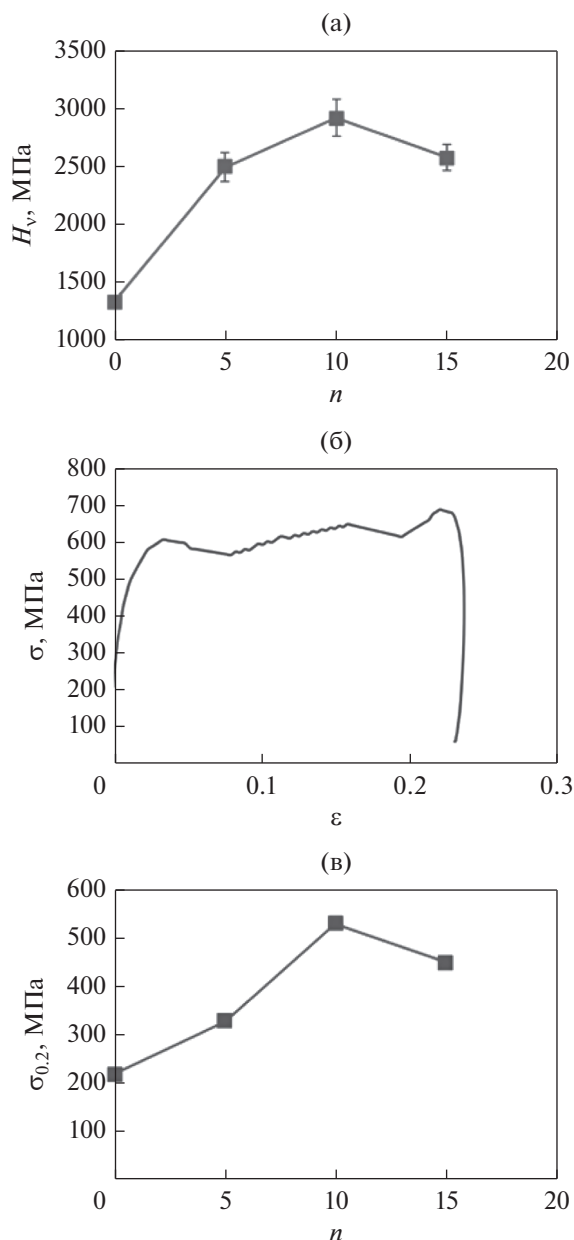


Рис. 5. Механические свойства никалина: а – зависимость микротвердости от количества оборотов наковальни при КВД; б – динамическая диаграмма КК никалина, полученная по методу Кольского; в – зависимость условного предела текучести при статическом растяжении от числа оборотов наковальни при КВД.

аналога. Рост H_v связан с повышением плотности дислокаций в результате наклепа и с измельчением структуры до субмикронного уровня. Переход к смешанной структуре уменьшает микротвердость на 350 МПа.

Таким образом, результаты, представленные на рис. 3 и 4, свидетельствуют о том, что сдвигом под давлением получен СМК-алюмоматричный

композит, содержащий дисперсные алюминиды железа и никеля и обладающий повышенной твердостью 3000 МПа.

Механические свойства. Механические свойства КК никалина измерены в широком интервале скоростей деформации от 10^{-3} до 10^5 с^{-1} . Результаты испытаний на одноосное растяжение литого гомогенизированного сплава показали, что условный предел текучести составляет $\sigma_{0.2} = 220$ МПа, а временное сопротивление – $\sigma_B = 350$ МПа. Измерение свойств в квазистатическом интервале скоростей деформации ($\dot{\epsilon} = 1.4\text{--}5.0 \times 10^3 \text{ с}^{-1}$) осуществлялось при динамическом сжатии методом Гопкинсона–Кольского. Типичная диаграмма зависимости “ σ – ϵ ” не является монотонной, а имеет наложенные колебания (рис. 5б). В результате усреднения прочностных параметров во всем интервале $\dot{\epsilon}$, получены следующие значения: $\sigma_{0.2} = 415$ МПа, а $\sigma_B = 649$ МПа. При сравнении с результатами статических испытаний установлено двукратное увеличение условного предела текучести. Такой же эффект был отмечен ранее при динамическом сжатии твердорастворных алюминиевых сплавов АМц и В95 [4, 5], т.е. наличие эвтектической компоненты не меняет характер скоростной зависимости предела текучести.

Динамические механические свойства КК и СМК образцов толщиной 1 мм исследованы в процессе ударно-волнового сжатия плоским ударником ($\dot{\epsilon} = 1.6\text{--}2.4 \times 10^5 \text{ с}^{-1}$). Целью этого эксперимента было исследование влияния размера зерна на динамические характеристики никалина. Типичные профили скорости свободной поверхности, на которых регистрируется выход на поверхность упругого предвестника, пластической ударной волны сжатия и следующей за ней волны разрежения, показаны на рис. 6. Динамические характеристики КК сплава и СМК образцов, полученных КВД, приведены в табл. 1.

Как следует из табл. 1, по сравнению с КК аналогом динамические характеристики (предел упругости и предел текучести) СМК сплава выше в 2.0 и 1.8 раза соответственно. Важно отметить тот факт, что значения динамических характеристик не изменяются с ростом величины деформации (рис. 6, вставка). Это отличает никалин от других алюминиевых сплавов, составы которых соответствуют области Al–твердого раствора, например, от Al–Mg–Mn-сплава А5083 [10, 11]. Откольная прочность СМК и КК никалина практически одинакова. Подобные результаты наблюдали в экспериментах с разными по составу СМК Al сплавами, полученными методом динамического канально-углового прессования [6, 12]. В отличие от динамических характеристик, условный предел текучести СМК никалина, определенный при

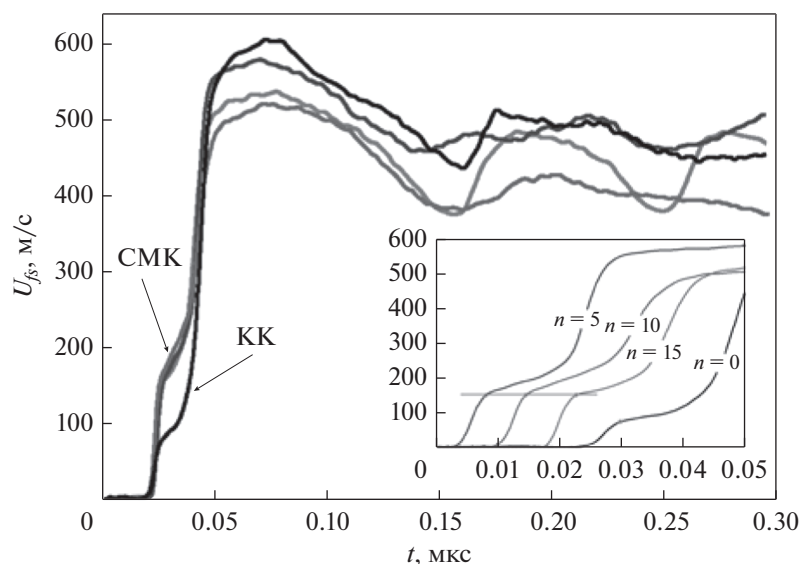


Рис. 6. Профили скорости свободной поверхности при ударном сжатии никалина с разным размером зерна.

статических испытаниях, существенно меняется в зависимости от величины деформации (рис. 5в).

Если сравнить рис. 5в и 5а, то видно, что характер зависимостей $\sigma_{0,2}$ и H_V от n идентичен – самые высокие значения $\sigma_{0,2} = 510$ МПа соответствуют фрагментированной СМК структуре, полученной при $n = 10$, а с ростом числа оборотов ($n = 15$) эта величина снижается до 450 МПа. По сравнению с КК-аналогом СМК-никалин заметно упрочняется и его статические прочностные свойства в 2 раза выше. В свою очередь, показатель пластичности никалина с ростом n слабо меняется ($\delta = 6\text{--}7\%$). Эти результаты показывают, что условный предел текучести как структурно-чувствительная величина зависит главным образом от строения матрицы композита, а пластичность определяется в основном строением эвтектики (размером и морфологией эвтектических алюминидов), которое в процессе деформационной обработки меняется незначительно. Подобные результаты были получены и при оценке механических свойств сплава

эвтектического типа на базе системы Al–Zn–Mg–Cu–Ni после баротермической обработки [13].

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Измерены механические свойства КК-сплава в широком интервале скоростей деформации от 10^{-3} до 10^5 с $^{-1}$. Выполнены эксперименты по динамическому сжатию КК-образцов никалина методом Кольского с использованием разрезного стержня Гопкинсона. Установлено, что повышение скорости деформации от статического до квазистатического диапазона приводит к повышению условного предела текучести от 220 до 415 МПа, а предела прочности с 350 до 649 МПа, т.е. в 1.9 и 1.8 раза соответственно. Определены динамические механические характеристики: предел упругости Гюгонио, динамический предел текучести и откольная прочность, равные 600, 120 и 1300 МПа.

Рассмотрена эволюция структуры никалина в процессе большой пластической деформации сдвигом под давлением, и получен СМК (100–160 нм) алюмоматричный композит, содержащий дис-

Таблица 1. Динамические свойства никалина

Структура	Число оборотов, n	Деформация, e	σ_{HEL} , МПа	Y , МПа	σ_{SP} , ГПа
КК	0	–	600	120	1.3
СМК	5	6.0	1200	200	1.1
СМК	10	6.7	1230	210	1.3
СМК	15	7.1	1230	210	1.3

персные (1.5 мкм) тройные алюминиды железа и никеля эвтектического происхождения. Установлены механизмы формирования СМК-структуры в зависимости от величины деформации, в частности, переход от фрагментации к динамической рекристаллизации при $e \geq 7.1$ ($n \geq 15$).

Проведен контроль упрочнения СМК-композита по характеристикам твердости. Построена зависимость микротвердости от величины деформации (числа оборотов наковальни n), получено, что до $n < 10$ наблюдается рост этой характеристики в 2 раза по сравнению с микротвердостью КК-сплава. При $n = 15$ микротвердость СМК-композита понижается на 20% за счет частичного прохождения динамической рекристаллизации. Аналогичная зависимость была получена при анализе механических свойств СМК-композита, определенных при статическом растяжении. Условный предел текучести достигает максимального значения 500 МПа при $n = 10$ и падает на 15% при $n = 15$. Свойства СМК-композита превышают прочностные характеристики КК аналога ($\sigma_{0.2}$ на 150%, σ_B на 50%) с сохранением хорошей пластичности ($\delta = 7\%$).

Выполнен эксперимент по ударно-волновому сжатию образцов никалина в СМК-состоянии, и определены динамические свойства материала в разном структурном состоянии, полученном при изменении величины деформации. Согласно сопоставлению профилей скорости свободной поверхности нагруженных образцов, значения динамических характеристик не изменяются с ростом n , т.е. не зависят от размера и типа СМК-структуры. Определено, что значения предела текучести при ударно-волновом сжатии и при статическом растяжении никалина близки между собой. Сравнение с динамическими характеристиками КК-никалина показывает, что измельчение структуры сплава до субмикронного масштаба приводит к существенному росту σ_{HEL} и Y в 1.8–2.0 раза. Величины откольной прочности СМК- и КК-никалина совпадают, т.е. перевод сплава в СМК-состояние не снижает динамическую прочность материала.

Работа выполнена в рамках государственного задания МИНОБРНАУКИ России (тема “Структура”, № АААА-А18-118020190116-6). Механические свойства исследованы при частичной финансовой поддержке РФФИ (проект № 18-03-00102). Электронно-микроскопические исследования проведены в ЦКП “Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов” ИФМ УрО РАН.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Белов Н.А., Белов В.Д., Чеверикин В.В., Мишуков С.С. Экономнолегированные высокопрочные дефор-

мируемые никалины – алюминиевые сплавы нового поколения // Известия ВУЗов. Цветная металлургия. 2011. № 2. С. 49–58.

2. Белов Н.А., Шуркин П.К., Акоюн Т.К. Структура и свойства деформированных полуфабрикатов высокопрочного алюминиевого сплава системы Al–Zn–Mg–Ni–Fe // Цветные металлы. 2016. № 11. С. 98–103.
3. Шуркин П.К., Белов Н.А., Акоюн Т.К., Алабин А.Н., Алещенко А.С., Авксентьева Н.Н. Формирование структуры тонколистового проката из высокопрочного экономно-легированного алюминиевого сплава “Никалин” // ФММ. 2017. Т. 118. № 9. С. 941–949.
4. Петрова А.Н., Бродова И.Г., Плехов О.А., Наймарк О.Б., Шорохов Е.В. Механические свойства и особенности диссипации энергии в ультрамелкозернистых алюминиевых сплавах АМЦ и В 95 при динамическом сжатии // ЖТФ. 2014. Т. 84. Вып. 7. С. 44–51.
5. Бродова И.Г., Петрова А.Н., Разоренов С.В., Плехов О.А., Шорохов Е.В. Деформационное поведение субмикроструктурных алюминиевых сплавов при динамических режимах нагружения // Деформация и разрушение материалов. 2015. № 11. С. 27–33.
6. Бродова И.Г., Петрова А.Н., Разоренов С.В., Шорохов Е.В. Сопротивление высокоскоростному деформированию и разрушению субмикроструктурных алюминиевых сплавов после динамического канально-углового прессования // ФММ. 2015. Т. 116. № 5. С. 548–556.
7. Lomakin I.V., Arutyunyan A.R., Valiev R.R., Gadzhiev F.A., Murashkin M.Yu. Design and evaluation of an experimental technique for mechanical and fatigue testing of sub-sized samples // Experimental techniques. 2017. <https://doi.org/10.1007/s40799-017-0229-7>
8. Bragov A.M., Konstantinov A. Yu., Lomunov A.K., Petrovisev A.V. The dynamic properties of zirconium-containing magnesium alloy MA14-T1 // Materials Physics and Mechanics. 2016. Т. 28. № 1–2. С. 101–105.
9. Marsh S.P. LASL Shock Hugoniot Data. Berkeley: University of California Press, 1980. 658 p.
10. Бродова И.Г., Петрова А.Н., Разоренов С.В., Шорохов Е.В. Взаимосвязь структурных характеристик с динамическими свойствами алюминиевого сплава А5083 // Материаловедение. 2018. № 7. С. 3–8.
11. Петрова А.Н., Бродова И.Г., Разоренов С.В. Прочностные свойства и структура субмикроструктурного Al–Mg–Mn сплава в условиях ударного сжатия // ФММ. 2017. Т. 118. С. 632–638.
12. Brodova I.G., Petrova A.N. Dynamic properties of submicrocrystalline aluminum alloys // Phys. Met. Metal. 2018. V. 119. P. 1342–1345.
13. Шуркин П.К., Акоюн Т.К., Галкин С.П., Алещенко А.С. Влияние радиально-сдвиговой прокатки на структуру и механические свойства высокопрочного алюминиевого сплава нового поколения на основе системы Al–Zn–Mg–Ni–Fe // Металловедение и терм. обработка металлов. 2018. № 2(762). С. 11–17.