

01,07

Структура и механические свойства слоистых композитов, консолидированных кручением под высоким давлением аморфных и кристаллических лент алюминиевых сплавов

© С.В. Васильев^{1,2}, Е.А. Свиридова^{1,2}, А.И. Лимановский¹, В.М. Ткаченко¹, Т.В. Цветков¹, В.В. Бурховецкий¹, В.Н. Варюхин¹, В.И. Ткач¹

¹ Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина, Донецк, Россия

² Донбасская национальная академия строительства и архитектуры, Макеевка, Россия

E-mail: ksvir@list.ru

Поступила в Редакцию 30 октября 2023 г.

В окончательной редакции 30 октября 2023 г.

Принята к публикации 31 октября 2023 г.

Методами рентгенографии, сканирующей электронной микроскопии, измерения микротвердости и испытаний на трехточечный изгиб проведены исследования структуры и механических свойств слоистых композитов, составленных из аморфных лент сплава $Al_{86}Ni_9Gd_5$, помещенных между двумя кристаллическими быстроохлажденными лентами сплава $Al_{95.8}Mn_{3.8}Fe_{0.4}$, и консолидированных методом кручения под высоким давлением (КВД). Изучено влияние высокопрочной аморфной составляющей на структуру, микротвердость и пластичность дисков, консолидированных при различных степенях деформации. Установлено, что по сочетаниям твердости и пластичности синтезированные в работе композитные диски превосходят консолидированные методом КВД двухслойные диски, состоящие из аморфных лент, и диски из аморфных лент с покрытиями из алюминиевой фольги. Обсуждены возможные факторы, обуславливающие дополнительное упрочнение композитных дисков.

Ключевые слова: слоистые композиты, кручение под высоким давлением, быстроохлажденные ленты, аморфная и кристаллическая структура, консолидация, твердость, пластичность.

DOI: 10.61011/FTT.2023.12.56766.223

1. Введение

Сплавы на основе алюминия представляют собой класс конструкционных материалов, которые благодаря своей высокой удельной прочности и коррозионной стойкости играют важную роль в авиационном и космическом машиностроении, поэтому повышение уровня их механических свойств является актуальной задачей в течение многих десятилетий. Реализация известных механизмов упрочнения (твердорастворное, зернограничное, дислокационное и частицами второй фазы), рассмотренных для Al-сплавов в работе [1], привела к созданию промышленных сплавов с пределом прочности $\leq 650\text{--}700$ МПа [2,3]. Обработка алюминиевых сплавов современными методами интенсивной пластической деформации (ИПД) позволила сформировать структуры с комбинацией нескольких механизмов упрочнения, что позволило увеличить их прочность. В частности, в образцах высокопрочного промышленного сплава марки 7075 с наномасштабными элементами микроструктуры, сформированными кручением под высоким давлением (КВД), был достигнут предел текучести 1 МПа в сочетании с пластичностью 5% [3].

К числу перспективных разработок по повышению прочности алюминиевых сплавов относится формирование термодинамически неравновесных кристаллических

и аморфных структур методами закалки из жидкого состояния. В частности, в объемных образцах, полученных экструзией быстроохлажденных гранул сплава на основе системы Al–Zn–Mg, был достигнут предел прочности свыше 0.8 GPa [4]. Еще более высокими уровнями прочности обладают аморфные сплавы алюминия, легированные редкоземельными (РЗМ) и переходными (ПМ) металлами (до 1.0–1.2 GPa), и аморфно-нанокристаллические композиты, предел прочности которых может достигать 1.56 GPa [5,6]. Однако основным препятствием для практического использования алюминиевых сплавов с аморфной и нанокристаллической структурой служит низкая склонность расплавов к аморфизации, вследствие чего достигнутый к настоящему времени максимальный размер аморфных образцов (по меньшей мере, в одном измерении) не превышает 2.5 mm [7], а подавляющее большинство стекол Al-РЗМ-ПМ получают в виде лент, чешуек или порошков с размерами не более 100 μm .

Для преодоления этого препятствия необходима консолидация быстроохлажденных материалов, однако температурные режимы этого процесса в традиционных методах порошковой металлургии таких, как горячее прессование и экструзия, приводят к полному распаду неравновесных состояний и соответственно деградации механических свойств [4,5]. Для решения этой задачи

более эффективными оказались методы ИПД [8], в которых за счет пластического течения полная консолидация дисперсных материалов достигается при существенно более низких температурах, что позволяет полностью или частично сохранить в объемных образцах неравновесные структурные состояния и повышенный уровень прочностных свойств [9,10].

Более того, как показали недавние эксперименты [11], нанокompозитная структура, формирующаяся в процессе консолидации аморфных лент $\text{Al}_{86}\text{Ni}_9\text{Gd}_5$ методом КВД, обладает, наряду с более высокой твердостью, также повышенной пластичностью по сравнению с аналогичной структурой, сформированной в процессе нагрева. Это, безусловно, важный в практическом отношении эффект ИПД, который обусловлен созданием в процессе деформации повышенной концентрации свободного объема в аморфной фазе [12]. Учитывая, что высокопрочные образцы с аморфной и нанокompозитной структурами обладают относительно низкой пластичностью (как правило, $\leq 2\%$), повышение уровня этой характеристики является актуальной задачей.

Как отмечается в работе [13] пластичность аморфных сплавов повышается в условиях деформации в закрытых объемах, что приводит к формированию множества зон сдвига. Такие условия создаются, в частности, при деформации слоистых структур, составленных из материалов с различными механическими свойствами (например, мягкие стекла на основе La и твердые на основе Zr) [14]. Еще одним способом повышения пластичности образцов металлических стекол является нанесение покрытий, снижающих концентрацию поверхностных дефектов [15]. Проведенные недавно исследования [16] показали также, что покрытия благоприятно влияют на пластичность образцов, полученных консолидацией аморфных лент методом КВД. В частности, пластичность пакета, состоящего из двух аморфных лент сплава $\text{Al}_{86}\text{Ni}_9\text{Gd}_5$, помещенного между фольгами чистого Al и консолидированного методом КВД, составляла 3,6%, что в 2,5 раза выше пластичности пакета без покрытия.

Учитывая эти результаты, представлялось целесообразным провести аналогичные эксперименты, но с двумя неравновесными материалами — использовать в качестве покрытия двухслойного пакета из аморфных лент $\text{Al}_{86}\text{Ni}_9\text{Gd}_5$ кристаллические быстроохлажденные ленты сплава $\text{Al}_{95,8}\text{Mn}_{3,8}\text{Fe}_{0,4}$, двухслойные образцы которой, консолидированные методом КВД, обладают существенно более высокой твердостью по сравнению с фольгами чистого Al в сочетании с относительно высокой пластичностью (3,0–4,7%) [17].

2. Материалы и методика эксперимента

В качестве исходных материалов для получения слоистых композитов были использованы ленты шириной 10 мм сплавов $\text{Al}_{95,8}\text{Mn}_{3,8}\text{Fe}_{0,4}$ (AlMnFe) толщиной

$55 \pm 5 \mu\text{m}$ и $\text{Al}_{86}\text{Ni}_9\text{Gd}_5$ (AlNiGd) толщиной $65 \pm 5 \mu\text{m}$, полученные методом спиннингования расплава на воздухе и в атмосфере He соответственно. Проведенные ранее исследования [17] показали, что первая из этих лент имела кристаллическую структуру (г.ц.к. твердый раствор на основе Al), в то время как вторая лента была аморфной. Слоистые образцы готовились путем помещения сложенного вдвое кусочка аморфной ленты внутрь сложенной вдвое кристаллической ленты и соединения свободных концов пакета точечной сваркой. Сформированные таким образом пакеты с размерами приблизительно $10 \times 10 \times 0,25 \text{ mm}$ помещались между плоскими наковальнями диаметром 5 мм и деформировались путем вращения на $N = 1, 2$ и 4 оборота под давлением 2 ГПа. После деформации избыточный материал удалялся, а консолидированные образцы диаметром 5 мм и толщиной 169, 168 и 165 (± 5) μm имели слегка выпуклую форму, типичную для такого вида деформации [18].

Механические свойства консолидированных образцов изучались методами измерения микротвердости и испытаний на трехточечный изгиб. Микротвердость (H_μ) измерялась на стандартном твердомере ПМТ-3 под нагрузкой 0,49 Н в течение 10 с вдоль диаметра дисков приблизительно через 0,25 мм. Значения H_μ , измеренные на трех образцах, обработанных по одинаковому режиму, усреднялись и использовались в качестве характеристики. Вследствие неоднородной структуры образцов и шероховатостей поверхности разброс результатов измерений составлял 10–15%.

Испытания дисков на трехточечный изгиб проводились на специально изготовленной установке, смонтированной на базе инструментального микроскопа ММИ-2, в которой расстояние между опорами, L , составляет $2,01 \pm 0,005 \text{ mm}$. Нагружающий пуансон жестко соединен с одним из концов тензометрической балки. Другой конец балки соединен с подвижным измерительным столом микроскопа. Перемещение стола микроскопа осуществляется микрометрическими винтами с точностью не ниже $5 \mu\text{m}$. Величина силы нагружения измеряется с помощью тензометрической балки, рассчитанной на нагрузку до 9,8 Н и откалиброванной весовым методом до этой нагрузки с шагом 0,5 Н. Коэффициент преобразования был получен с использованием метода линейной регрессии, что обеспечило точность измерения величины приложенной силы не ниже $\pm 10^{-2} \text{ N}$. Нагружение образца осуществлялось ступенчато с шагом $10 \mu\text{m}$ со средней скоростью 0,1 мм/мин.

По экспериментально измеренным диаграммам деформирования в соответствии с требованиями ГОСТ Р 56810–2015 (аналог ASTM D 790–10) рассчитывались следующие характеристики:

– напряжение разрушения образца

$$\sigma_m = \frac{3FL}{2bd^2} \quad (1a)$$

(для „толстых“ образцов, $L \leq 16d$) и

$$\sigma_m = \frac{3FL}{2bd^2} \left[1 + 6 \left(\frac{\delta}{L} \right)^2 - 4 \left(\frac{\delta d}{L^2} \right) \right] \quad (1b)$$

для „тонких“ образцов;

– деформация на внешней поверхности образца

$$\varepsilon = \frac{6\delta d}{L^2} \quad (2)$$

и модуль упругости при поперечном изгибе

$$E_b = \frac{mL^3}{4bd^3}, \quad (3)$$

где F — приложенная сила, L — расстояние между опорами, b и d — ширина (диаметр диска) и толщина образца соответственно, δ — прогиб центра образца, m — наклон линейной части кривой нагрузка-деформация. Испытания проводились как минимум на трех образцах с последующим усреднением результатов измерений.

Морфологические особенности строения консолидированных дисков изучались методом сканирующей электронной микроскопии (микроскоп JSM-6490LV). Исследовались наружные поверхности образцов и поверхности разрушения, а также внутренняя структура. Изменения фазового состава образцов, обусловленные деформацией, изучались методом рентгенографического анализа (дифрактометр ДРОН-3М).

3. Результаты и обсуждение

Микроструктурные исследования консолидированных композитных образцов показали, что практически полная консолидация аморфных лент друг с другом и с кристаллическими лентами происходит после кручения на 2 оборота под давлением 2 ГПа (рис. 1), в то время как образцы, деформированные на $N = 1$, в процессе испытаний на изгиб расслаивались [19]. Рентгенографические исследования консолидированных четырехслойных композитных дисков (рис. 2) показали, что на дифракционных картинах присутствуют только линии г.ц.к. твердого раствора на основе Al. Это вполне ожидаемый результат, поскольку аморфные ленты находятся внутри оболочки из кристаллических слоев (рис. 1), а деформация даже на $N = 4$ оказывается недостаточной для существенного перемещения аморфного материала во внешние слои дисков.

Анализ дифракционных картин, приведенных на рис. 2, показал, что увеличение степени деформации приводит к незначительному увеличению ширины рефлекса (111), которое согласно соотношению Селякова–Шеррера [20] соответствует снижению размеров областей когерентного рассеяния (о.к.р.) от 42 до 38 nm. Постоянная решетки в этих дисках, рассчитанная по линии (400), остается неизменной и составляет 0.4032 ± 0.0001 nm, что несколько ниже постоянной

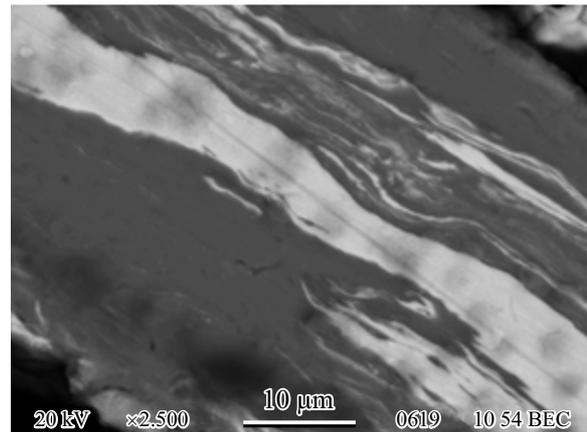


Рис. 1. Микроструктура сечения (на расстоянии ~ 1.5 mm от центра) 4-х слойного диска (2 слоя аморфной ленты (светлая) между слоями кристаллической ленты (темная)), деформированного по режиму 2 оборота под давлением 2 ГПа.

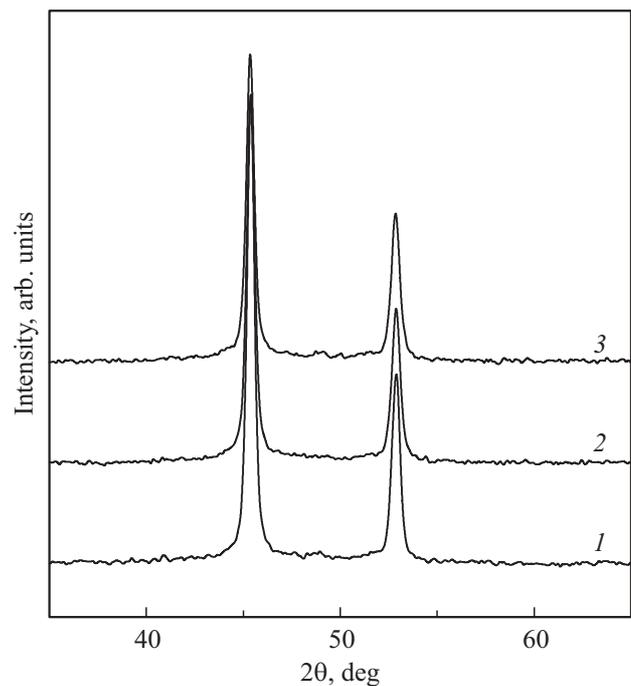


Рис. 2. Дифрактограммы поверхности 4-х слойных композитных дисков, консолидированных под давлением 2 ГПа с различными степенями деформации N : 1 — 1, 2 — 2 и 3 — 4 оборота.

решетки чистого Al (0.4049 nm [20]). Это значение совпадает с постоянной решетки недеформированной ленты AlMnFe [21] и означает, что твердый раствор, сформировавшийся в ленте в процессе заковки из расплава, сохраняется в процессе деформации. В то же самое время о.к.р. Al твердого раствора в композитных дисках ниже по сравнению с размерами в двухслойных

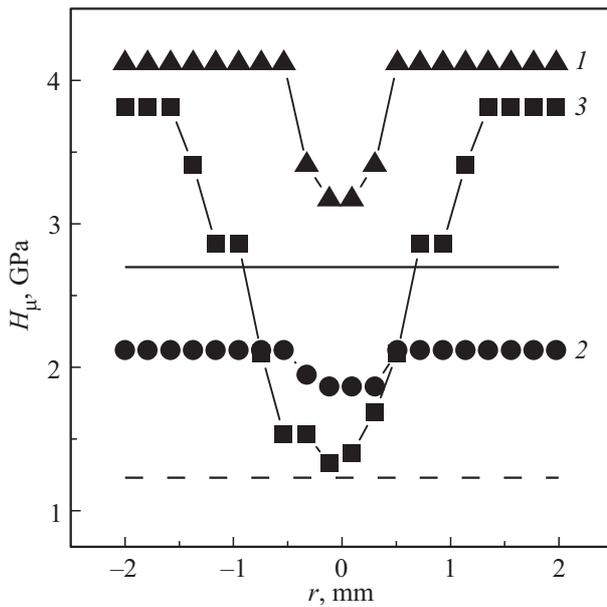


Рис. 3. Микротвердость поверхности слоистых дисков (1 — два слоя аморфной ленты AlNiGd, 2 — два слоя кристаллической ленты AlMnFe и 3 — 4-х слойный композит), консолидированных по режиму 2 GPa/1 оборот. Штриховой и сплошной линиями показаны H_{μ} исходных лент AlMnFe и AlNiGd соответственно.

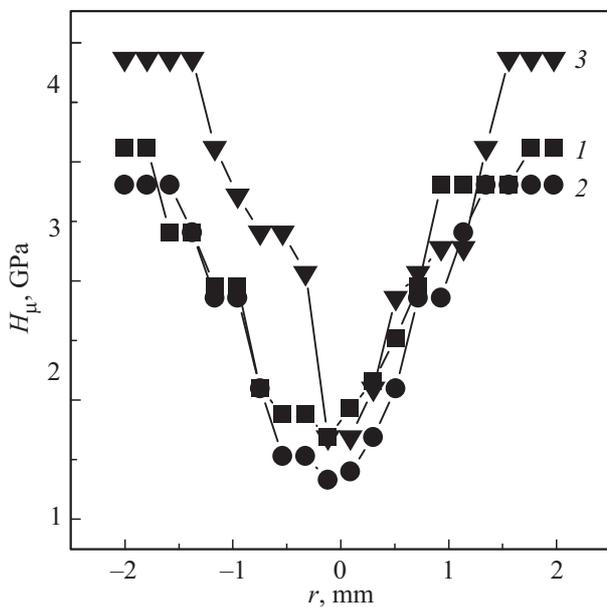


Рис. 4. Влияние степени деформации под давлением 2 GPa (1 — 1 оборот, 2 — 2 оборота и 3 — 4 оборота) на микротвердость поверхности 4-х слойных дисков.

деформированных дисках (49–58 nm), что может быть обусловлено влиянием аморфной фазы.

Более явно влияние (вклад) аморфной ленты проявляется в изменениях микротвердости поверхности композитных дисков, измеренной вдоль диаметров (рис. 3, 4). Как видно из приведенных данных, значения микротвер-

дости распределены симметрично относительно центра диска, что характерно для образцов, деформированных этим методом, поскольку степень деформации пропорциональна расстоянию от центра.

Значения микротвердости двухслойных дисков из сплавов AlMnFe и AlNiGd, деформированных по режиму 2 GPa $N = 1$, лежат в пределах 1.87–2.12 GPa и 3.17–4.12 GPa соответственно, т.е. твердость даже центральной части образцов выше, чем H_{μ} исходных лент (рис. 3). В тоже самое время, несмотря на то, что аморфная лента находится внутри композитных дисков, твердость их периферийных областей оказалась значительно выше, а центральной зоны ниже значений твердости дисков из кристаллической ленты (рис. 3).

В четырехслойных пакетах в зависимости от степени деформации микротвердость изменялась следующим образом (рис. 4): после одного оборота она лежала в пределах 1.33–3.81 GPa, после 2-х оборотов — 1.69–4.12 GPa и после 4-х оборотов — 1.69–4.87 GPa. Таким образом, присутствие аморфной ленты проявляется не только в снижении микротвердости в центральной части диска с 1.87 до 1.33 GPa, но и в увеличении на ее на периферии от 2.12 до 4.87 GPa.

Для оценки прочностных характеристик дисков с неоднородным строением, консолидированных методом КВД, и сопоставления их со структурой представлялось целесообразным определить средние значения микротвердости. Оценки, проведенные для зависимостей $H_{\mu}(r)$, приведенных на рис. 4, показали, что среднее значение микротвердости композитного диска, деформированного на один оборот, составляет 2.86 ± 0.96 GPa и возрастает практически линейно при увеличении степени пластической деформации до 3.70 ± 1.1 GPa (рис. 5). Представлялось интересным сравнить эту зависимость с изменениями $H_{\mu}(N)$ двухслойных дисков, состоящих из лент сплавов AlNiGd и AlMnFe, которые приведены в работах [22] и [17] соответственно. Из сопоставления этих данных (рис. 5) следует, что твердости двухслойных дисков, консолидированных из кристаллических и аморфных лент, возрастают по кривым с насыщением (от 1.23 до 2.7 GPa и от 2.7 до 3.75 GPa) и, таким образом, средняя твердость композитного диска, составленного из аморфной и кристаллической лент и консолидированного кручением на $N = 4$, сравнивается с твердостью двухслойного диска, состоящего из аморфных лент. Следует отметить, что аналогичный результат (одинаковые H_{μ}) наблюдался и для консолидированных дисков, состоящих из кристаллической ленты между двумя аморфными лентами сплава AlNiGd [22]. Более того, как установлено в работе [23] твердость композитного образца, консолидированного из двух аморфных лент сплавов $Fe_{53.3}Ni_{26.5}B_{20.2}$ и $Co_{28.2}Fe_{38.9}Cr_{15.4}Si_{0.3}B_{17.2}$, в определенном диапазоне деформаций оказалась выше каждой из составляющих). Для композита, состоящего из двух аморфных лент на железоникелевой и железокобальтовой основе, этот результат был объяснен вероятным формированием дополнительных интерметаллических фаз на границах раздела. Однако учитывая

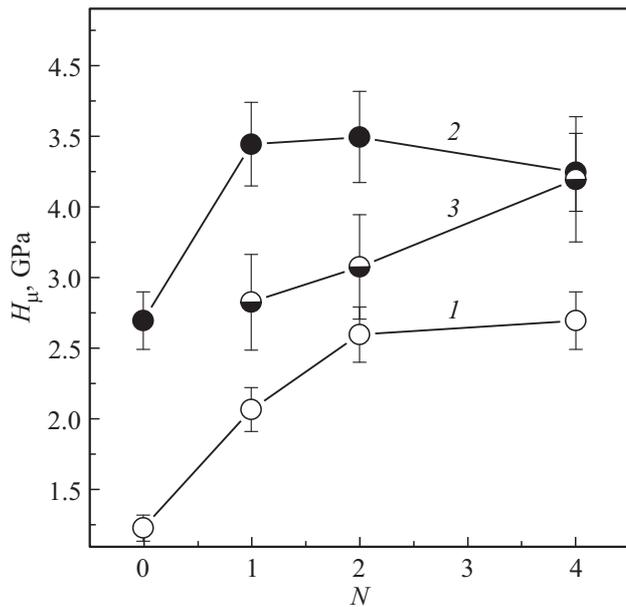


Рис. 5. Влияние степени деформации на среднюю микротвердость консолидированных дисков: 1, 2 — двухслойных с кристаллической [17] и аморфной [22] структурой соответственно, 3 — четырехслойных.

низкое содержание марганца и железа в сплаве AlMnFe, формирование интерметаллических соединений с этими металлами на границе с лентой AlGdNi представляется маловероятным.

С другой стороны, исследованный в настоящей работе композитный материал (аморфная лента между кристаллическими) и композит в работе [22] (близкая по составу кристаллическая лента между аморфными) с твердостью, равной твердости аморфной ленты, обладают общей характерной структурной особенностью — наличием вихреобразного перемешивания материалов аморфной и кристаллической лент в средней зоне деформированных дисков (рис. 1). Нестабильности течения такого рода возникают при определенных уровнях совместной неоднородной пластической деформации слоистых образцов из материалов с различными прочностными характеристиками [24,25]. Анализ [25] показал, что после снятия давления в этой зоне образца создаются напряжения второго рода: сжимающие в более мягком материале и растягивающие в более твердом. Поскольку твердость аморфного сплава AlGdNi более чем в два раза превышает твердость кристаллического, то повышенные значения H_{μ} композитного образца вероятнее всего связаны с вкладом дополнительных микронапряжений в сплаве AlMnFe. Не следует также исключать возможный вклад в упрочнение образца от обогащения границ зерен [1] сплава AlMnFe атомами Ni и Gd из аморфной фазы, обусловленное деформационно-стимулированной диффузией.

Как известно [26], прочностные характеристики металлических сплавов твердость и предел прочности связаны друг с другом приближенным соотношением

$H \approx 3\sigma_b$ и, следовательно, значения микротвердости деформированных дисков на уровне 3–4 ГПа соответствуют пределам прочности 1–1.33 ГПа, существенно превышающим характеристики промышленных высокопрочных сплавов на основе Al. Другим, не менее важным свойством конструкционных материалов является пластичность. Для оценки этой характеристики консолидированных дисков были проведены испытания на трехточечный изгиб, результаты которых показаны на рис. 6.

Экспериментальные кривые „нагрузка–деформация“ композитных дисков имеют типичную для этого вида испытаний форму, свидетельствующую о наличии упругой деформации (линейные участки) и пластической деформации. Обработка результатов испытаний показала, что увеличение степени деформации (от одного до четырех оборотов) приводит к возрастанию нагрузки разрушения от 207 ± 20 МПа до 240 ± 20 МПа и немонокотным изменениям модуля упругости при изгибе (3.4, 6.0 и 5.5 (± 0.2) ГПа) и пластичности (3.3, 3.6 и 2.0 (± 0.25)%). Оцененные по испытаниям на изгиб значения величин σ_m и E_b консолидированных 4-х слойных дисков близки к аналогичным характеристикам двухслойных дисков, состоящих из аморфных лент Al₈₆Ni₉Gd₅ (361–368 МПа и 8.5–8.8 ГПа) [11], однако они значительно ниже, чем диапазоны свойств термообработанных лент того же состава (400–1900 МПа и 50–180 ГПа) [27]. По всей видимости, отмеченные различия обусловлены пониженной адгезией слоев в центральных частях консолидированных дисков.

Как показал анализ результатов аналогичных испытаний [27], значения величин E_b и σ_m могут использоваться

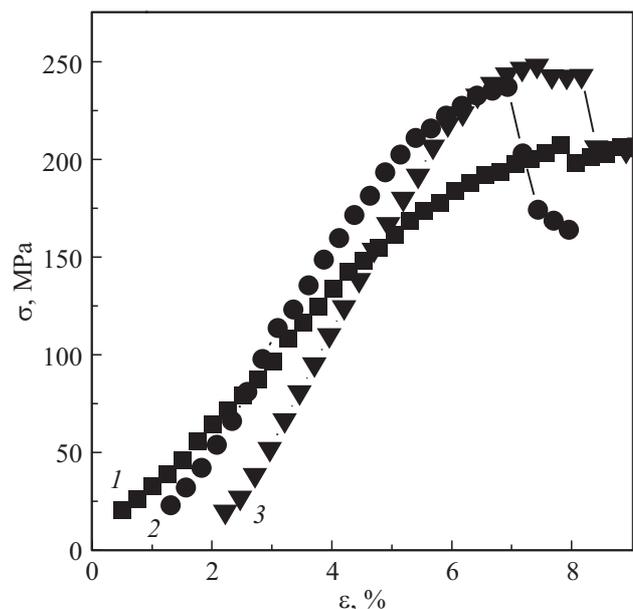


Рис. 6. Типичные кривые „напряжение–деформация“ 4-х слойных композитных дисков, консолидированных под давлением 2 ГПа с различными степенями деформации: 1 — 1 оборот, 2 — 2 оборота и 3 — 4 оборота.

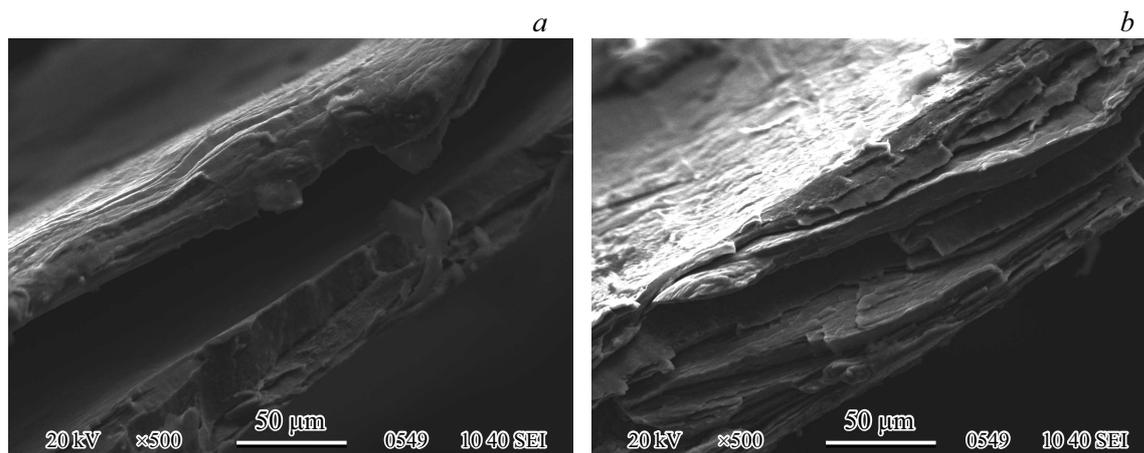


Рис. 7. СЭМ-микрофотографии поверхности изломов четырехслойных дисков, деформированных кручением на 1 (а) и 4 (b) оборота.

только в качестве сравнительных характеристик для образцов одинаковой формы, в то время как значения пластичности консолидированных дисков менее чувствительны к форме и размерам образцов и близки к измеренным другими методами.

Наличие пластической деформации консолидированных 4-х слойных дисков подтверждается результатами фрактографических исследований образцов, подвергнутых испытаниям на трехточечный изгиб (рис. 7). Как видно на СЭМ изображениях на поверхностях разрушения присутствуют участки с гладкой поверхностью разрушения, что характерно для хрупкого излома, и с волнистой (венообразной) морфологией, соответствующее вязкому типу разрушения.

Таким образом, результаты проведенных исследований показывают, что консолидированный методом КВД композитный материал, состоящий из аморфной ленты сплава AlNiGd, помещенной между лентами сплава AlMnFe, имеет среднюю твердость 2.8–3.7 GPa в сочетании с пластичностью 2–3.6%, которая заметно выше, чем пластичность двухслойных дисков ($1.4 \pm 0.2\%$), консолидированных из двух аморфных лент [27]. По всей видимости, повышенная пластичность гибридного материала по сравнению с деформированным аморфным обусловлена наличием кристаллической оболочки (рис. 1), ограничивающей распространение в аморфном материале зон сдвига и способствующей их размножению.

Следует отметить, что уровень пластичности исследованных в работе четырехслойных дисков совпадает с пластичностью ($3.6 \pm 0.3\%$) консолидированных дисков, в которых аморфные ленты располагались между слоями фольг чистого алюминия [16]. Однако диски с алюминиевым покрытием имели более низкую среднюю микротвердость (1.95 ± 1.0 GPa), что свидетельствует о перспективности разработки консолидированных гибридных материалов с использованием пластичных кристаллических сплавов в качестве оболочек для высокопрочных аморфных лент.

4. Выводы

1. Установлено, что кручение на 2 оборота под давлением 2 GPa приводит к практически полной консолидации впервые полученных четырехслойных дисков диаметром 5 mm, состоящих из двух лент сплава Al₈₆Ni₉Gd₅ с аморфной структурой, помещенных между кристаллическими лентами сплава Al_{95.8}Mn_{3.8}Fe_{0.4}.

2. Обнаружено, что в центральных участках консолидированных дисков аморфная лента располагается во внутренних слоях, а ее влияние с ростом деформации проявляется в повышении микротвердости периферийных участков.

3. Показано, что при увеличении степени деформации средняя микротвердость композитных дисков возрастает практически линейно, в образцах, деформированных на 1 и 2 оборота, и находится между значениями H_{μ} дисков, состоящих из аморфных и кристаллических лент, а при $N = 4$ сравнивается с твердостью дисков из аморфных лент.

4. Сравнительный анализ показал, что по сочетанию механических свойств (средняя микротвердость 3.7 GPa и пластичность 3.6%) консолидированные при $N = 4$ композитные диски превосходят двухслойные диски, состоящие из аморфных лент ($H_{\mu} = 3.75$ GPa, $\epsilon_{pl} = 1.4\%$) и композитные диски, состоящие из двух аморфных лент, покрытых алюминиевой фольгой ($H_{\mu} = 1.95$ GPa, $\epsilon_{pl} = 3.6\%$).

5. Одинаковые средние значения микротвердости консолидированных при $N = 4$ дисков, состоящих из твердых аморфных лент, и четырехслойных дисков, содержащих более мягкие кристаллические ленты, обусловлены явлением вихреобразного перемешивания материалов лент, следствием которого предположительно могут быть дополнительные напряжения второго рода или обогащение границ зерен кристаллического сплава AlMnFe атомами Ni и Gd, обусловленные деформационно-стимулированной диффузией.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] Т.С. Орлова, Д.И. Садыков, М.Ю. Мурашкин, В.У. Казыханов, Н.А. Еникеев. ФТТ **63**, 10, 1572 (2021).
- [2] H. Jones. Aluminium **54**, 4, 274 (1978).
- [3] P.V. Liddicoat, X.-Zh. Liao, Y. Zhao, Y. Zhu, M.Y. Murashkin, E.J. Lavernia, R.Z. Valiev, S.P. Ringer. Nature Commun. **1**, 63 (2010).
- [4] В.И. Добаткин, В.И. Елагин, В.М. Федоров. Быстрозакристаллизованные алюминиевые сплавы. ВИЛС, М. (1995). 341 с.
- [5] A. Inoue. Prog. Mater. Sci. **43**, 365 (1998).
- [6] A. Inoue, H. Kimura. Mater. Sci. Eng. A **286**, 1 (2000).
- [7] B.J. Yang, W.Y. Lu, J.L. Zhang, J.Q. Wang, E. Ma. Sci. Rep. **7**, 11053 (2017).
- [8] R.Z. Valiev, R.K. Islamgaliev, I.V. Alexandrov. Progr. Mater. Sci. **45**, 103 (2000).
- [9] A.R. Yavari, W.J. Botta Fihlo, C.A.D. Rodrigues, C. Cardoso, R.Z. Valiev. Scripta Mater. **46**, 711 (2002).
- [10] A.P. Shpak, V.N. Varyukhin, V.I. Tkatch, V.V. Maslov, Y.Y. Beygelzimer, S.G. Synkov, V.K. Nosenko, S.G. Rassolov. Mater. Sci. Eng. A **425**, 172 (2006).
- [11] S.V. Vasiliev, A.I. Limanovskii, V.M. Tkachenko, T.V. Tsvetkov, K.A. Svyrydova, V.V. Burkhovetskii, V.N. Sayapin, O.A. Namchuk, A.S. Aronin, V.I. Tkatch. Mater. Sci. Eng. A **850**, 143420 (2022).
- [12] D.V. Gunderov, E.V. Boltynjuk, V.D. Sitdikov, G.E. Abrosimova, A.A. Churakova, A.R. Kilmametov, R.Z. Valiev. IOP Conf. Ser.: J. Phys.: Conf. Ser. **1134**, 012010 (2018).
- [13] P. Rizzi, A. Habib, A. Castellero, L. Battezzati. J. Alloys Compds. **509S**, S275 (2011).
- [14] P. Sharma, K. Yubuta, H. Kimura, A. Inoue. Phys. Rev. B **80**, 024106 (2009).
- [15] J.P. Chu, J.E. Greene, J.S.C. Jang, J.C. Huang, Y.-L. Shen, P.K. Liaw, Y. Yokoyama, A. Inoue, T.G. Nieh. Acta Mater. **60**, 3226 (2012).
- [16] S.V. Vasiliev, A.I. Limanovskii, V.M. Tkachenko, T.V. Tsvetkov, K.A. Svyrydova, V.V. Burkhovetskii, V.I. Tkatch. Mater. Lett. **318**, 132155 (2022).
- [17] Е.А. Свиридова, Т.В. Цветков, В.М. Ткаченко, А.И. Лимановский, В.Н. Саяпин, С.В. Васильев, В.И. Ткач. Тр. Кольского науч. центра РАН. Сер. Тех. науки **13**, 1, 223 (2022).
- [18] I.V. Alexandrov, Y.T. Zhu, T.C. Lowe, R.K. Islamgaliev, R.Z. Valiev. Nanostruct. Mater. **10**, 1, 45 (1998).
- [19] А.И. Лимановский, В.Н. Саяпин, В.М. Ткаченко, Е.А. Свиридова, В.И. Парфений, С.В. Васильев, С.В. Терехов, В.И. Ткач. Физика и техника высоких давлений **29**, 2, 5 (2019).
- [20] С.С. Горелик, Ю.А. Скаков, Л.Н. Расторгуев. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. МИСИС, М. (2002). 360 с.
- [21] Е.А. Свиридова, Т.И. Цветков, В.М. Ткаченко, А.И. Лимановский, В.И. Саяпин, С.В. Васильев, В.И. Ткач. Тр. Кольского науч. центра РАН. Химия и материаловедение **11**, 2, 219 (2021).
- [22] S.V. Vasiliev, A.I. Limanovskii, V.M. Tkachenko, T.V. Tsvetkov, K.A. Svyrydova, V.V. Burkhovetskii, V.N. Sayapin, S.V. Terkhov, V.I. Tkatch. Mater. Today Commun. **24**, 101080 (2020).
- [23] И.Е. Пермякова, А.М. Глезер, А.И. Ковалев, В.О. Вахрушев. Письма в ЖЭТФ **113**, 7, 468 (2021).
- [24] R. Kulagin, Y. Beygelzimer, Yu. Ivanisenko, A. Mazilkin, B. Straumal, H. Hahn. Mater. Lett. **222**, 172 (2018).
- [25] V. Tavakkoli, A. Mazilkin, T. Scherer, M. Mail, Y. Beygelzimer, B. Baretzky, Y. Estrin, R. Kulagin. Mater. Lett. **302**, 130378 (2021).
- [26] P. Zhang, S.X. Li, Z.F. Zhang. Mater. Sci. Eng. A **529**, 62 (2011).
- [27] S.V. Vasiliev, T.V. Tsvetkov, K.A. Svyrydova, V.M. Tkachenko, A.S. Aronin, V.I. Tkatch. J. Non-Cryst. Solids **699**, 121968 (2023).

Редактор Т.Н. Василевская