

ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 669.71'3'721'24:539.422.52

ХАРАКТЕРИСТИКА МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МНОГОСЛОЙНОГО КОМПОЗИТА Al/Cu/Mg/Ni, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ АККУМУЛИРУЕМОЙ ПРОКАТКИ С СОЕДИНЕНИЕМ

© 2019 г. С. Шакури^а, Б. Эгхбали^{а, *}

^аКафедра материаловедения и технологии материалов, Материаловедческий факультет, Сехендский технологический университет, п/я 51335-1996, Тебриз, Иран

*e-mail: eghbali@sut.ac.ir

Поступила в редакцию 17.01.2018 г.

После доработки 21.03.2018 г.

Принята к публикации 25.03.2019 г.

Методом аккумуляруемой прокатки с соединением (АПС/АРВ) был произведен многослойный композит Al/Cu/Mg/Ni. Эволюция микроструктуры и механических свойств образцов композита проходили оценку при различном числе циклов производственной процедуры пакетной прокатки. Металлографические исследования показали, что после шести циклов процедуры АПС был получен многослойный композит Al/Cu/Mg/Ni с гомогенно распределенными в его Al-матрице фрагментированными слоистыми частицами Cu, Mg и Ni. С увеличением деформации пакетной прокаткой, прочность и относительное удлинение (до разрушения) образцов композита возрастала. Отношение прочности к удельному весу материала показало, что удельная прочность композита в 3.25 раз превысила соответствующее значение матричного металла (Al). Мода разрушения материала изменилась с нормальной у первичного сэндвича до сдвигово-нормальной у композита после его шестикратной пакетной прокатки. При этом при наличии характерных чашечек на поверхности излома в обоих крайних случаях можно было заключить, что мода излома в композитах была вязкой.

Ключевые слова: многослойные Al/Cu/Mg/Ni композиты, аккумуляруемая прокатка с соединением, механические свойства, интенсивная пластическая деформация, совместное соединение (приложенной) деформацией

DOI: 10.1134/S001532301908014X

1. ВВЕДЕНИЕ

Метод интенсивной пластической деформации (ИПД), суть которого состоит в деформировании до высоких степеней деформации при температурах ниже начала рекристаллизации, успешно применяется при создании металлических материалов с уникальной микроструктурой [1, 2]. Для достижения деформации больших степеней в металлических образцах без изменения их первоначальных размеров развит целый ряд передовых методик, таких как равноканальное угловое прессование (РКУП/ЕСАР) [3], интенсивная пластическая деформация кручением (ИПДК/НРТ) [3], абс-прессование (MDF) [4] и аккумуляруемая прокатка с соединением (АПС/АРВ) [3, 5]. Среди них процедура АПС представляет собой относительно новый метод ИПД, предложенный авторами [6]. У методики АПС имеется ряд преимуществ перед другими методами ИПД. К ним относятся: 1) отсутствие необходимости в промышленном формовочном оборудовании большой мощности, требующем дорогостоящих штампов, 2) высокая

продуктивность и 3) возможность “обработки” неограниченного объема материалов, подлежащих синтезу АПС [2]. Основная цель использования методики АПС состоит в пластическом деформировании материала до экстремально возможных степеней, приводящем к его структурному измельчению и росту прочности без изменения исходных размеров его образца. Более того, являясь способом получения монолитного материала из исходных разрозненных листов, АПС является не только деформационным, но также и синтезирующим методом [2]. Для того чтобы добиться прочной связи между прокатываемыми металлическими листами, их поверхность перед пакетированием сама подвергается ряду обработок, таким как обезжиривание и крацевание. Пакетная заготовка после ее первой прокатки делится по длине на две равные части. Они в свою очередь также проходят обработку поверхности, а затем пакетируются и прокатываются [5]. Методика АПС находит у исследователей применение при создании разнообразных композитов. Недавно авторы [6] изготовили композит Al/Ni/Cu с привлечением

Таблица 1. Размеры поставки и механические свойства листов материалов промышленной чистоты, использованных в работе

Материал	Размер листов, мм	Твердость (по Виккерсу)	Относительное удлинение, %	Предел текучести, МПа
Al (отожжен)	90 × 45 × 1	35	42	28
Cu (отожжен)	90 × 45 × 0.5	64	45	69
Mg (отожжен)	90 × 45 × 0.5	32	10	75
Ni (отожжен)	90 × 45 × 0.5	107	40	70

методов АПС и гальваностегии. Они продемонстрировали, что с увеличением числа циклов АПС прочность на растяжение у образцов полученного композита улучшается, а после одиннадцати циклов АПС был получен композит с однородным распределением упрочняющих фаз Ni и Cu в матрице Al. Авторы [7] методом АПС синтезировали Al/Ni многослойный композит. Они показали, что увеличение продолжительности и температуры термообработки от 500 до 600°C обеспечивает возникновение различных интерметаллических фаз Al–Ni. Авторы [8] подвергли многослойный Cu/Zn-композит АПС-обработке. Они установили корреляцию между эволюцией микроструктуры полученного композита и достигаемыми механическими свойствами. Как было отмечено, после четырех АПС-циклов было зафиксировано начало локального образования истонченных по каждому из листов мест микроструктуры, причем поверхности сопрягаемых пакетированных листов материала обнаружили свой волнистый характер. Во время АПС-процедуры в слое Zn было отмечено образование несплошностей Киркендалла. Авторы [9] изготовили нанопластинчатые многослойные композиты Cu–Nb, комбинируя методы АПС и обычной прокатки. Результатом исследования явилось описание эволюции текстуры Cu и Nb в подвергнутом обработке композите. ПЭМ и РЭМ-микроскопия показала запуск работы различных мод деформации, таких как двойникование и образование полос сдвига. Сэндвич Al/Mg продемонстрировал хорошую прочную связь по интерфейсам, причем с полным отсутствием у них диффузионного слоя, к возникновению которого может

Таблица 2. Условия отжига листов металлов промышленной чистоты

Материал	Продолжительность, мин	Температура, °C
Al	120	400
Cu	120	500
Mg	120	390
Ni	140	720

приводить АПС-синтез [10]. Было показано, что с ростом числа АПС-проходов происходит прогрессирующее – вплоть до субмикроскопического уровня – измельчение зерна синтезируемого композита. Авторы [11] использовали АПС-метод для обработки Al/стального многослойного композита. Они установили, что истончение и повреждение сплошности слоев стали происходило уже при втором цикле АПС из-за различия в прочностных свойствах течения материала у слоев алюминия и стали. Отжиг при 500°C приводил к формированию интерметаллических фаз на границах раздела слоев Al и стали. Тем самым, фактом оказывается то, что для АПС-синтеза трехкомпонентных металлических многослойных композитов было сделано всего несколько прецедентных попыток. К настоящему времени отсутствуют работы по синтезу, исследованию микроструктуры и механических свойств четырехкомпонентных металлических композитов, созданных АПС-методами из четырех различных металлов. Более того, для известных четырехкомпонентных металлических систем Al/Cu/Mg/Ni до сих пор не исследованы эволюция микроструктуры и механические свойства. Согласно этому, в настоящем исследовании, АПС обработке был “подвергнут” многослойный композит Al/Cu/Mg/Ni. Изучена эволюция микроструктуры и то, как она отражается на механических свойствах. Представлено обсуждение полученных результатов.

2. МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

2.1. Материал исследования

В данной работе листовые полоски промышленно чистых металлов Al, Cu, Mg и Ni были использованы в качестве исходных материалов. В табл. 1 приведены свойства полосовых образцов этих материалов. Перед их использованием в качестве исходных материалов все они прошли полный отжиг. Параметры проведенных отжигов отбирали в соответствии с результатами предыдущих исследований [6, 11–14] и представлены в табл. 2.

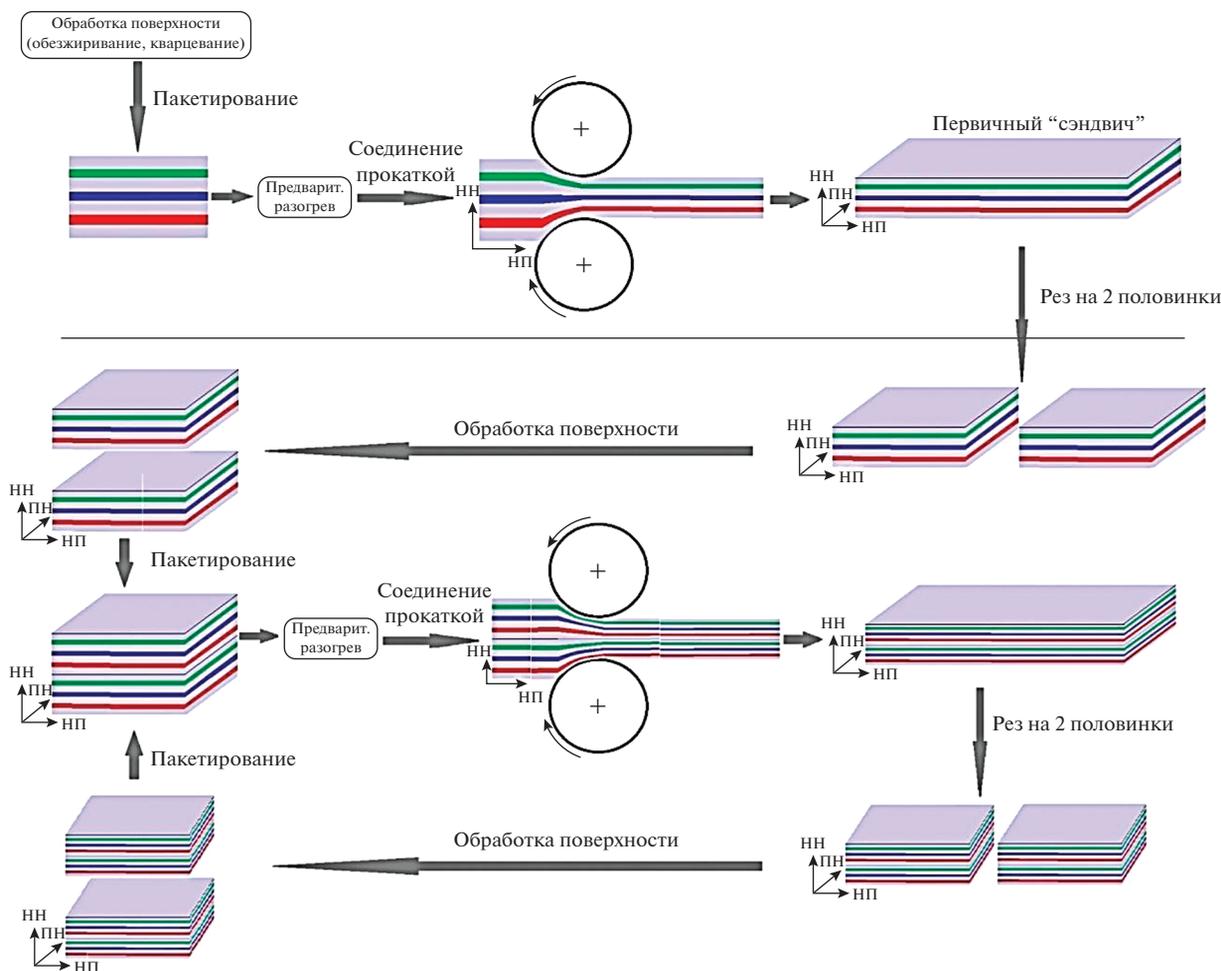


Рис. 1. Схематическое представление АПС-процесса изготовления первичного "сэндвича" и циклов этого АПС-процесса (НН – направление нормали; НП – направление прокатки; ПН – поперечное направление).

2.2. Приготовление композитов методом аккумулируемой прокатки с соединением

На рис. 1 схематически проиллюстрирован процесс АПС (аккумулируемая прокатка с соединением), который был использован для приготовления композитов. Листы представленных размеров были вырезаны из листов поставки, прошедших отжиг и последующее обезжиривание их поверхности в ацетоне. Для обеспечения надежного соединения листов металлов между собой предварительно было произведено крацевание поверхностей их сопряжения посредством обработки $\varnothing = 90$ мм циркулярной металлической проволочной щетки с диаметром проволоки (щетины) из нержавеющей стали $\varnothing = 0.2$ мм. Затем, для предотвращения потенциально возможного проскальзывания сопрягаемых листов друг относительно друга при АПС процессе, при складывании их в пачки с чередованием материала составляющих, фиксацию формы каждого из па-

кетов производили посредством наложения на них четырехугольной стяжки из стальной проволоки.

Первичный "сэндвич" представлял собой пакет из 7 слоев разнородного материала, суммарной толщиной 5.5 мм (2 листа Al по краевым поверхностям образца композита и 2 листа Al между пластинами Cu, Mg и Ni). Этот "сэндвич" предварительно выдерживали в нагревательной печи при 100°C в течение 10 мин, а затем прокатывали в валках до толщины 2.0 мм без использования какого-либо лубриканта. Тем самым усадка толщины первичного "сэндвича" составляла приблизительно 63%. Прокатку композитов осуществляли в валках диаметром 350 мм, с нагрузкой на ось вращения 30 т. Скорость прокатки была задана скоростью вращения валков 10 об./мин. Первичные "сэндвичи" толщиной 2 мм разрезали на две половинки (рис. 1), проводили обезжиривание поверхности в ацетоне, подвергали крацеванию, проводили четырехугольную стяжку стальной проволокой и прокатывали с 50% уменьшением тол-

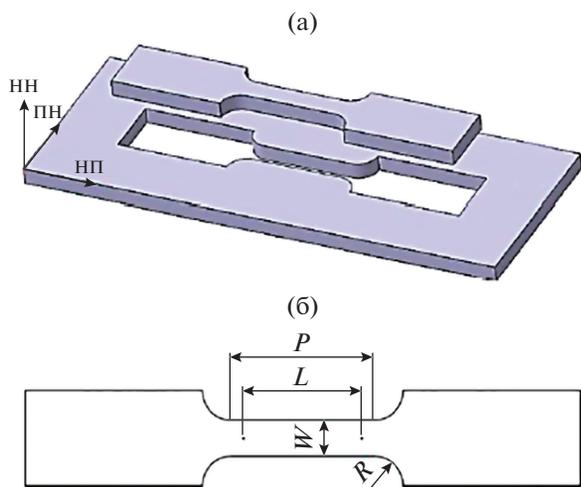


Рис. 2. Схематическое представление образцов на растяжение, изготовленных из композита посредством электроискровой резки: ориентация образца относительно основных осей (НН, НП, ПН) (а); размерные характеристики (б).

щины после 10-минутной выдержки при 100°C. Такую циклическую процедуру повторяли шесть раз. При этом относительная деформация была эквивалентной деформации фон Мизеса величиной 4.8 – при деформации 0.8, достигаемой за каждый технологический цикл. За каждый АПС цикл 50% прокатка дает накопленную относительную деформацию величиной, рассчитываемой по формуле [6]:

$$\epsilon_t = \left\{ \frac{2}{\sqrt{3}} \ln \left(\frac{1}{2} \right) \right\} \times n = 0.8n.$$

Здесь ϵ_t и n – накопленная относительная деформация и число проведенных АПС-циклов соответственно.

2.3. Металлографическое исследование

Для оценки микроструктурных изменений при разно-цикловых АПС процедурах, были проведены исследования с привлечением оптического (ОМ) и сканирующего (РЭМ) микроскопов (SEM-CAMSCAN MV2300). ОМ наблюдения проводили по плоскостям прокатки в координатах НП (направление прокатки) – НН (направле-

ние нормали к направлению прокатки). Перед металлографическими исследованиями образцы проходили шлифовку и полировку своей поверхности. На завершающем этапе полировки поверхности образцов использовали этиловый спирт и 5% суспензию 5 мкм частиц Al_2O_3 . Градиент химического состава по толщине “интерфейсных” слоев оценивали EDX методами рентгеновской энергодисперсионной спектроскопии (РЭДС).

2.4. Рентгеновский дифракционный анализ

Метод рентгеновской дифракции был использован для установления фазового состава композитов. Рентгенограммы снимали на дифрактометре модели Bruker PW1800 фирмы Philips при комнатной температуре в излучении $CuK\alpha$. Накопление данных осуществляли в интервале углов дифракции $35^\circ \leq 2\theta \leq 105^\circ$, в пошаговом режиме, с шагом 0.05° с экспозицией 1 с. Дифракцию проводили на поперечных сечениях двух образцов – первичного “сэндвича” и “6-циклового” АПС образца. Для оценки изменений толщины слоев Cu, Mg и Ni в зависимости от числа АПС-циклов был использован метод анализа изображений микроструктуры. При этом привлекали программное обеспечение Clemex Vision PE (версия 3.5-2002).

2.5. Изучение механических свойств

Для изучения механических свойств Al/Cu/Mg/Ni композитов было проведено тестирование на микротвердость и растяжение. Была использована машина для испытаний на растяжение модели Zwick Roell Z010; скорость относительной деформации при комнатной температуре была выбрана равной $1.4 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$. Как видно из рис. 2 и табл. 3, длина рабочей части и ширина образцов на растяжение составили 10 и 3 мм, соответственно, что отвечает требованиям стандарта № 7 JIS-Z2201 на размер разрывных образцов. Соответствующие стандарту размеры и фактические замеры на образцах приведены в табл. 3. Для каждого из условий тестирования, а именно, для каждого АПС-цикла, было предусмотрено испытание на растяжение 3 образцов.

Таблица 3. Параметры образцов на растяжение (в соответствии со стандартом ASTM No.7 JIS-Z2201)

Ширина W , мм	Длина рабочей части L , мм	Длина между закруглениями P , мм	Радиус закруглений R , мм	Толщина T , мм
3	$4\sqrt{A} = 10$	$\sim 1.2L = 12$	25	2.1

A – площадь поперечного сечения параллельной части ($T \times W$).

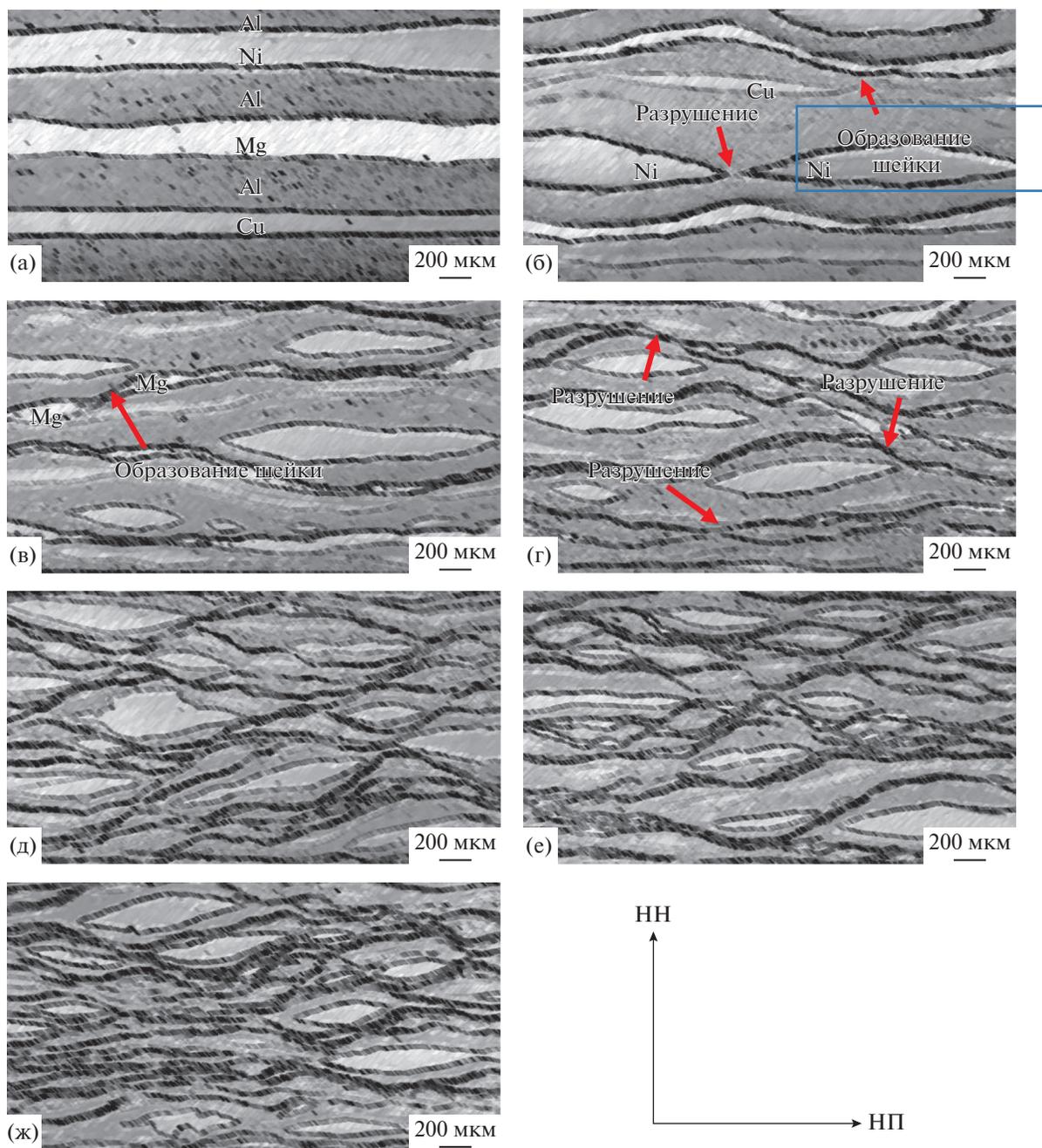


Рис. 3. Эволюция микроструктуры при АПС-циклировании: первичный “сэндвич” (а), 1-й цикл (б), 2-й (в), 3-й (г), 4-й (д), 5-й (е), 6-й (ж) цикл.

Приведенные значения относительной деформации и напряжения являются средними по проведенным испытаниям, с погрешностью, не превышающей 2%. Измерения микротвердости по Виккерсу производили на аппарате LECO-M400, при нагружении 25 г, времени экспозиции нагрузки 10 с, на поперечных сечениях образцов, перпендикулярно плоскости прокатки. За микротвердость по Виккерсу выбирали значение, среднее по трем измерениям.

3. РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

3.1. Эволюции микроструктуры с ростом числа АПС-циклов

На рис. 3 отражены изменения микроструктуры образцов Al/Cu/Mg/Ni композитов в плоскости НП–НН с изменением числа АПС-циклов. Очевидно, что “интерфейсные” слои были однородными и когерентно сопряженными, как и в случае первичного “сэндвича” (рис. 3а). Как показано на рис. 3б, слой Ni был первым, который

проявил инициацию образования шейки и локальное разрушение (показано стрелками). Эта особенность эволюции проявилась уже на первом АПС-цикле. Формирование шейки в слоях меди происходило на втором АПС-цикле обработки (отмечено стрелкой на рис. 3в). Вследствие меньшей степени деформационного упрочнения Mg в сравнении с Ni и Cu, сплошность магниевых слоев сохранялась вплоть до третьего АПС-цикла (рис. 3г). Таким образом, формирование шейки в слоях Mg происходило при 3, а ее разрыв – на 4 АПС-цикле (рис. 3д).

В ряде исследований отмечено, что в АПС-процессе деформирования сопряженных разнородных металлов слои наиболее твердого материала первыми проявляют формирование шейки и свое последующее разрушение [12–14]. Результаты настоящего исследования находятся в полном согласии с фактом описанного наблюдения. Как можно видеть, образование шейки и разрушение происходит в нашем случае сначала в Ni, затем в слоях Cu и Mg. Следует отметить, что металлографический анализ выбранного участка ОМ-изображения микроструктуры свидетельствует о повсеместной повторяемости характера его рисунка, особенно на рис. 3ж. Таким образом, хотя для фазы Ni и характерно хаотическое распределение (судя по рис. 3ж), для областей большего масштаба квазиравномерное распределение Ni в микроструктуре наблюдается повсеместно. Итак, после 6 АПС-циклов был получен композит в состоянии с пространственно однородным распределением армирующих (упрочняющих) частиц – фрагментами Cu–Mg–Ni. Соответственно, ясно, что состояние многослоевого композита Al/Cu/Mg/Ni с однородным пространственным распределением фрагментов разнородного материала может быть достигнуто после относительно большого числа АПС-циклов его обработки. На рис. 4 представлены результаты РЭДС-измерения профиля градиентов химического состава “интерфейсных” слоев АПС-композита. Из рисунка видно, что РЭДС-сканы этих профилей несут на себе признаки взаимной диффузии атомов Al/Cu, Al/Mg и Al/Ni, направленной навстречу друг другу в областях локализации “интерфейсных” слоев. На рис. 4а–4в видно, что в первичных “сэндвичах” на интерфейсах не отмечено присутствие никакого диффузионно-сформированного слоя. Но следы диффузии более заметны в композите после 6 циклов его АПС-обработки (см. рис. 4г–4е) в сравнении с первичными “сэндвичами”. Следовательно, может быть достигнуто однородное сцепление между слоями разнородного материала. Как отмечено в работах [15, 16], увеличение числа АПС-циклов приводит к деформационно-индуцируемой взаимной диффузии разнородных атомов, с залечиванием пор в “интерфейсных” слоях. На рис. 5 представлены рентгеновские дифрак-

тограммы многослоевого композита Al/Cu/Mg/Ni, прошедшего 6 циклов АПС. Как можно видеть, на них различимы только пики Al, Cu, Mg и Ni. При этом важной особенностью является то, что за 6 циклов АПС не сформировалось ни одного интерметаллического соединения.

На рис. 6 показано изменение толщины слоев Cu, Mg и Ni в НП–НН сечении микроструктуры, после 2, 4 и 6 циклов АПС-обработки, из ОМ-изображений. Данные по такому изменению были получены на основании компьютерной обработки результатов анализа изображений микроструктуры. Очевидно, что по мере увеличения числа циклов АПС-обработки, толщина всех слоев уменьшается, а степень ее уменьшения зависит от податливости материала деформационной обработке. В сравнении с Cu и Mg, из-за более высокого коэффициента деформационного упрочнения Ni слоев, можно видеть, что кроме накопления большого количества деформации слоями Cu и Mg, слои Ni ее не испытали. Так что в сравнении с Cu и Mg, изменения в Ni-слоях при первых АПС-циклах невелики.

На рис. 7 представлены изменения средней толщины слоев Cu, Mg и Ni с изменением числа циклов АПС. Как можно видеть, быстрое уменьшение средней толщины слоев Ni, Mg и Cu происходит при первых 3 АПС-циклах. Но при дальнейшем увеличении числа АПС-циклов, скорость уменьшения толщины снижается. Это объясняется ростом относительной деформации за счет увеличения числа АПС-циклов [6]. Излом слоев на 3-м АПС-цикле был обусловлен как раз снижением скорости уменьшения толщины слоев разнородного материала. Также ясно, что средняя толщина Ni-слоя больше, чем слоев Cu и Mg. Это явление также может быть понято на основе анализа результатов по микротвердости, обсуждаемых в следующем разделе.

3.2. Оценка механических свойств

На рис. 8 представлены изменения микротвердости различных слоев композита по мере изменения числа АПС-циклов от 0 (первичный “сэндвич”) до 6. Очевидно, что микротвердость всех слоев быстро увеличивается на начальных АПС-циклах и после первого АПС-цикла она выходит на плато. Как результат, плотность дислокаций резко увеличивается на начальных стадиях первого АПС-цикла и в его конце выходит на насыщение. Это есть следствие предварительного разогрева и адиабатического нагрева образцов в процессе их пластической деформации, что обеспечивает облегчение подвижности дислокаций, а также ускорение их производства и аннигиляции [17]. Из-за увеличения плотности дислокаций, это явление может быть отнесено на счет деформационного упрочнения разнородных металлических

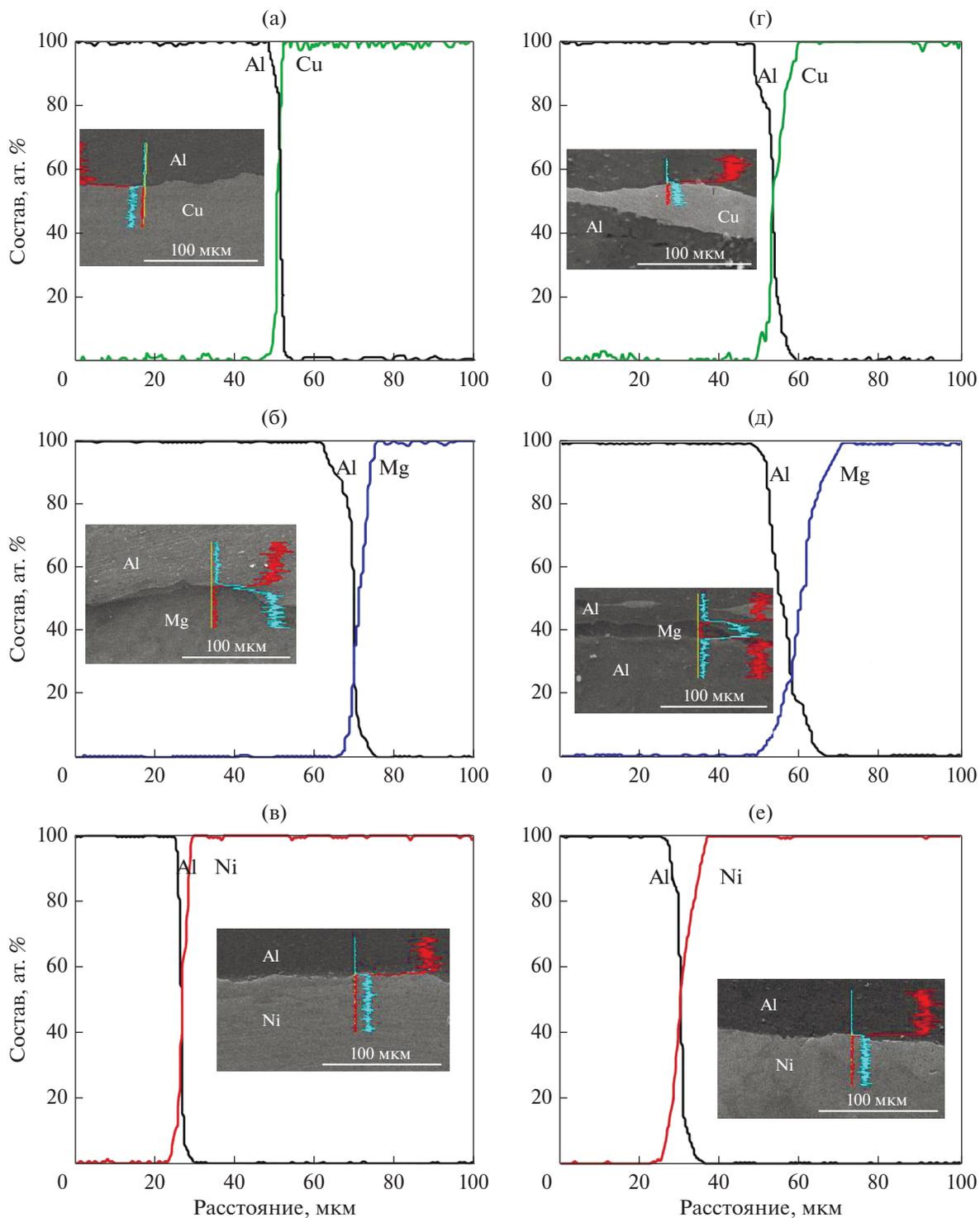


Рис. 4. Результаты рентгеновского ЭДС анализа, указывающие на диффузию пар атомов в толще “интерфейсных” слоев первичного “сэндвича”: Al–Cu (а), Al–Mg (б), Al–Ni (в) и слой шестикратно АПС обработанного композита: Al–Cu (г), Al–Mg (д), Al–Ni (е).

слоев композита в процессе его пластической деформации [7]. Ясно, что с увеличением числа АПС-циклов микротвердость слоя Ni возрастает с большей скоростью, чем в случае других трех

слоев разнородных металлов. Это есть результат влияния пластической деформации на твердение или упрочнение металлов. Ясно также, что тенденция изменения твердости Ni-слоя весьма от-

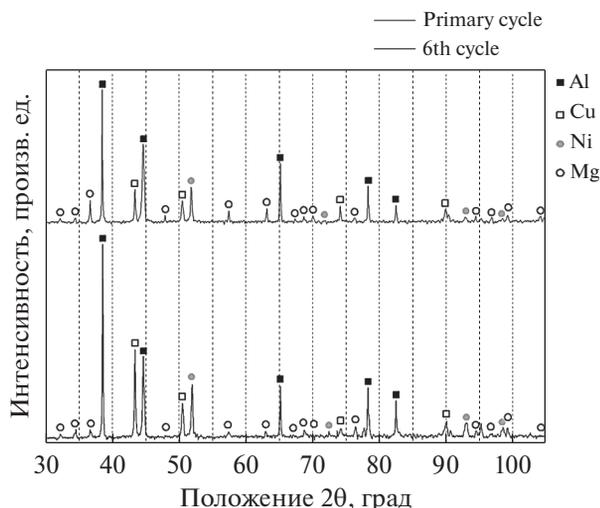


Рис. 5. Дифрактограммы многослойных Al/Cu/Mg/Ni композитов, прошедших 6 циклов АПС-обработки.

лична от той, что характерна для других трех слоев разнородных металлов с ростом числа циклов АПС. После первого АПС-цикла твердость слоев Ni и Cu возрастает приблизительно в 2.4 и 2.1 раза соответственно, в сравнении с исходной у слоев первичного “сэндвича”. При этом твердость сло-

ев Al и Mg увеличивается лишь слегка. Это говорит о том, что первый АПС-цикл является основной упрочняющей стадией слоев Ni и Cu композита благодаря быстрому росту на ней плотности дислокаций [10, 18, 19], что приводит к возрастанию твердости Ni и Cu. Но при большем числе АПС-циклов включается в работу эффект Холла–Пётча, способствующий росту деформационного упрочнения, и как было отмечено в предыдущих работах [15, 16], скорость упрочнения при этом эффекте ниже, чем в случае деформационного упрочнения, обеспечиваемого интенсивной пластической деформацией.

Расчетные кривые “деформация–напряжение” для многослойного композита после различного числа циклов его АПС-обработки представлены на рис. 9. Видно, что с увеличением числа циклов АПС-обработки предел текучести и предел прочности этих композитов оказываются значительно выше в сравнении с первичным “сэндвичем”.

При первом АПС-цикле уменьшается как технический предел текучести, так и техническое временное сопротивление. Это объясняется растрескиванием и интерфейсной декомпозицией армирующих слоев и матрицы Al. Особенно это касается слоев Ni и Cu. После 6 АПС-циклов была получена максимальная величина предела проч-

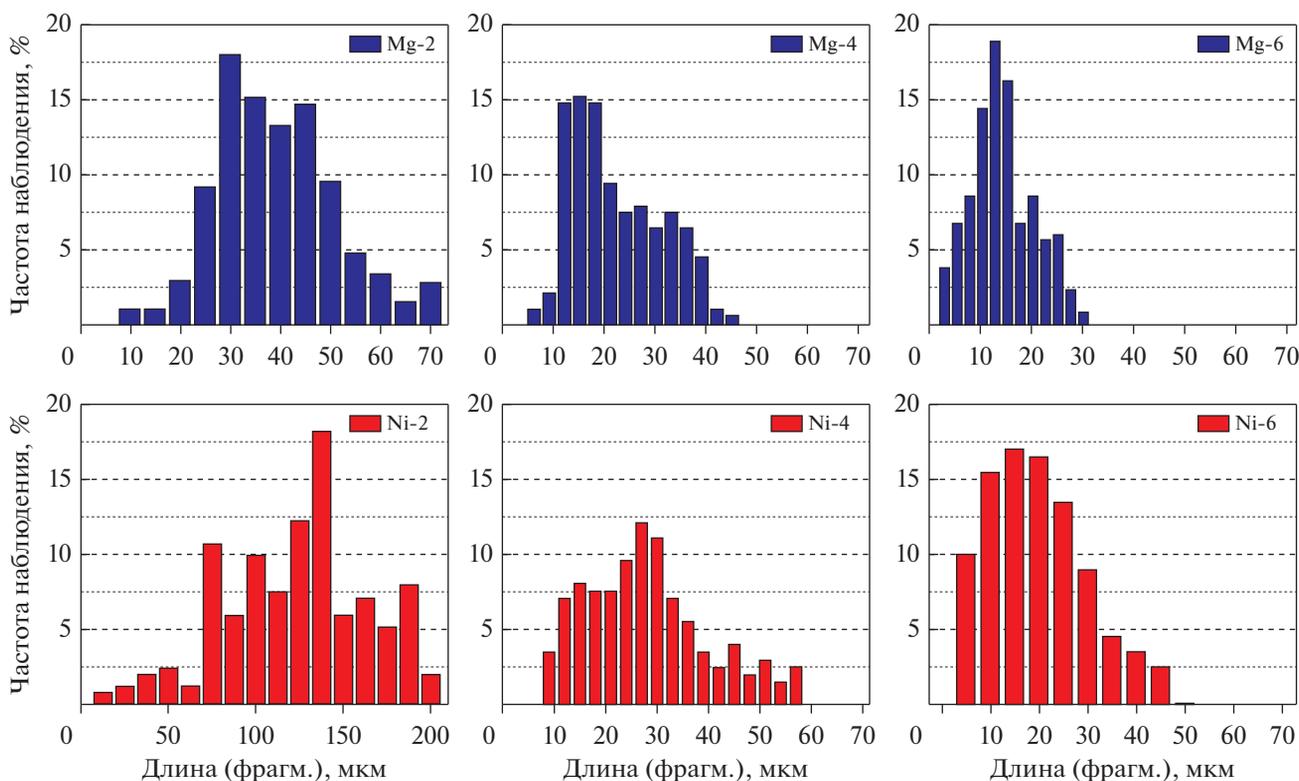


Рис. 6. Изменение толщины Cu, Mg и Ni слоев во время 2-го (левая колонка), 4-го (средняя колонка) и 6-го (правая колонка) циклов АПС-прокатки (данные, полученные из следового анализа с привлечением п/о Clemex Vision PE-2002).

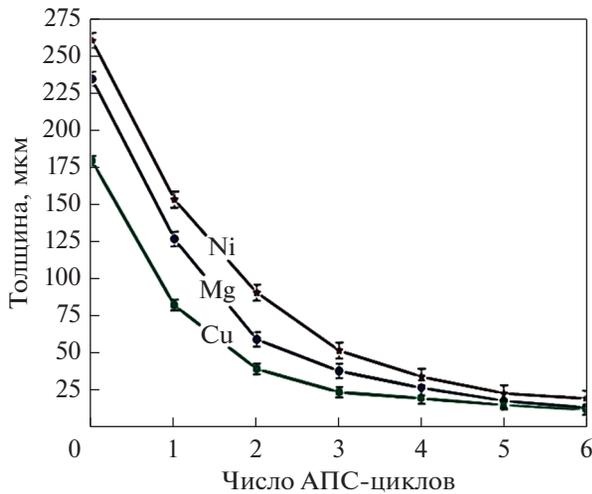


Рис. 7. Изменение средней толщины слоев Cu, Mg, Ni частиц с числом АПС-циклов.

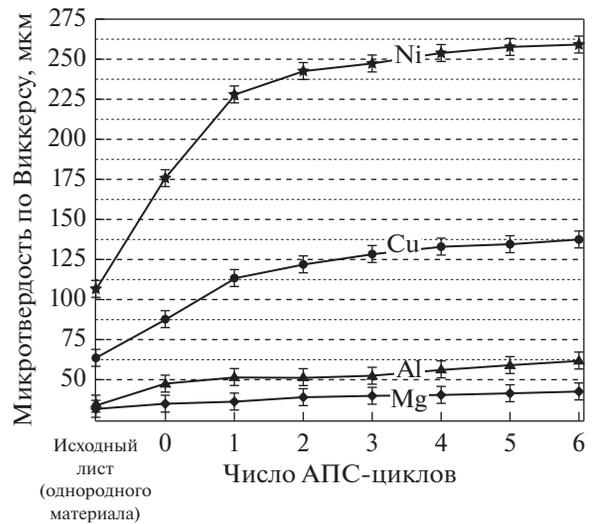


Рис. 8. Изменение микротвердости Вickers с числом АПС циклов для различных слоев композита.

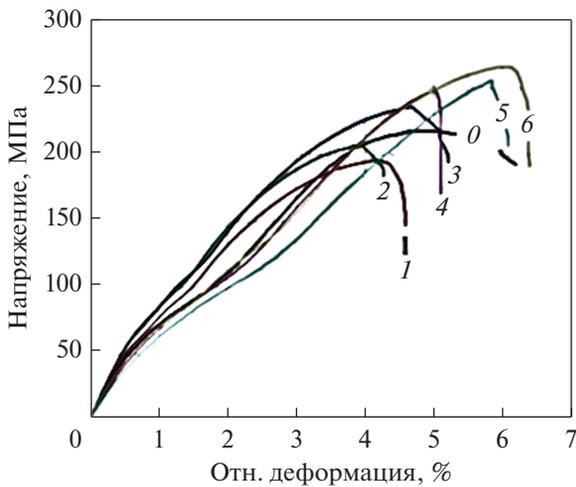


Рис. 9. Расчетные (инженерные) кривые "напряжение-деформация" для растяжения образцов композита в течение АПС-циклов различной нумерации.

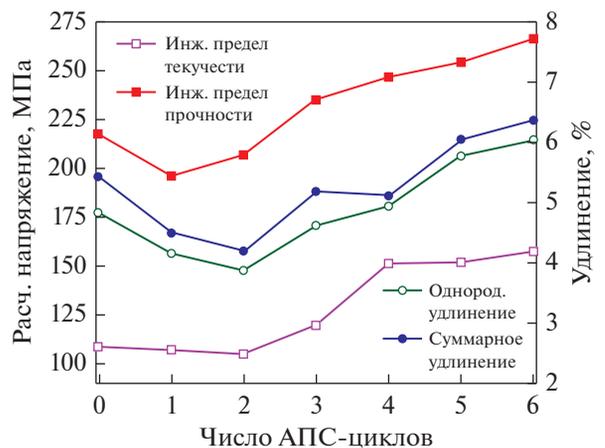


Рис. 10. Изменение прочности и удлинения образцов композита с изменением числа АПС-циклов.

ности на растяжение, приблизительно 265 МПа. Как отмечено, предел прочности и предел текучести многослойных металлических композитов зависят от механических свойств на растяжение составных компонентов композита и характера деформационного упрочнения его наименее твердой составляющей [18]. Во время АПС-процесса металлов установлено действие двух основных механизмов упрочнения [20, 21]: деформационное упрочнение как за счет наработки новых дислокаций, так и за счет измельчения зерна. В нашем исследовании улучшение свойств на растяжение в случае АПС-обработанных композитов является результатом работы не только вышеупомянутых механизмов упрочнения, но и той роли, которую

играют армирующие фрагменты Ni, Cu и Mg в многослойных композитах [8]. С ростом числа АПС-циклов достигается гомогенное распределение этих фрагментов по матрице Al, что приводит к возрастанию прочности исследуемых композитов [1, 18].

Изменение свойств на растяжение с ростом числа АПС-циклов графически представлено на рис. 10. Можно видеть, что полное однородное удлинение образцов композита уменьшается на этапе 1-го и 2-го АПС-цикла, а затем начинает расти вплоть до последнего цикла, в итоге достигая 6 и 6.4% в последнем АПС-цикле, на фоне исходных значений 5 и 5.5% для первичного "сэндвича", соответственно. Для того чтобы до конца понять

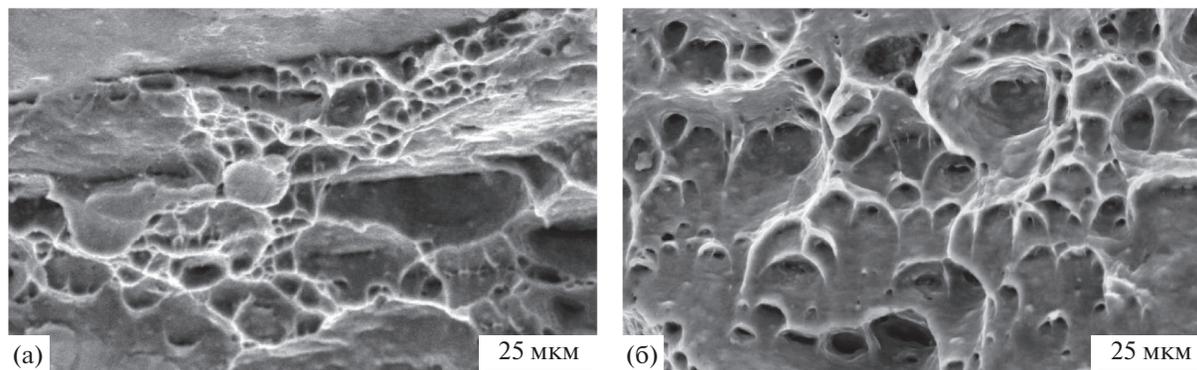


Рис. 11. Ямки на РЭМ-микрофотографиях поверхностей излома разрывных образцов многослойных Al/Cu/Mg/Ni композитов: первичный “сэндвич” (а) и после 6 циклов АПС (б).

природу прочности композитов Al/Cu/Mg/Ni, фабрикуемых методом АПС, необходимы замеры удельных значений прочности. Для измерения среднего удельного веса композитов была использована Архимедова методика его измерения, с использованием предписаний стандарта ASTM 373-88R9. Средний удельный вес нашего композита составил 3.16 г/см^3 , тем самым отношение прочность/удельный вес оказалось равным 84.14 – примерно в 3.25 раз больше в сравнении с поставленным Al (25.92) промышленной чистоты.

3.3. Фрактография

На рис. 11 представлены РЭМ-микроизображения поверхностей излома испытанных на растяжение многослойных композитов. Очевидно, что согласно форме ямок на поверхности излома, мы имеем дело с вязким изломом образца композита, а мода разрушения изменяется от нормальной для первичного “сэндвича” до сдвигово-нормальной для композита после 6 циклов АПС. Иными словами, на поверхностях излома композитов после 6 АПС-циклов обработки наличие фасеток и ямок обнаруживается в одновременном соседстве, что предполагает реализацию смешанного вязко-хрупкого типа разрушения. Такой вывод можно сделать по форме ямок: изначально нормальные затем сменились ямками смешанного нормально-сдвигового типа. Такой тип трансформации уже был отмечен в ряде работ других авторов, посвященных исследованию материалов в условиях больших пластических деформаций [22]. Это обусловлено тем, что с ростом числа АПС-циклов (в интервале от первичного “сэндвича” до композита после 6-кратной АПС) деформационно-индуцированная прочность сопряжения между слоями композита усилилась благодаря интенсификации взаимной диффузии атомов слоев разнородного материала [23]. Поэтому, как ранее упомянуто и проиллюстрирова-

на ЭДС профилями на рис. 4, увеличение числа АПС-циклов привело к интенсификации взаимной диффузии атомов слоев разнородного материала, и это привело к увеличению прочности композитов из-за различия модулей упругости металлической матрицы и армирующих частиц.

4. ВЫВОДЫ

В настоящем исследовании посредством 6 АПС-циклов был получен многослойный композит Al/Cu/Mg/Ni с металлической матрицей. Оценены его механические свойства и особенности микроструктуры. Основные результаты сводятся к следующему.

1. Многослойный композит Al/Cu/Mg/Ni успешно прошел шестичиковую АПС-обработку. С ростом числа АПС-циклов, распределение фрагментов слоев Cu, Mg и Ni в матрице Al возросло, и после 6-ти АПС-циклов был получен композит с гомогенной структурой дисперсных слоев разнородного материала.

2. Микротвердость по Виккерсу слоев разнородного материала возрастала по мере увеличения числа АПС-циклов благодаря увеличению плотности дислокаций в процессе интенсивной пластической деформации составных слоев композита.

3. Прочность композита на растяжение уменьшалась в течение первого АПС-цикла вследствие формирования шейки и разрушения слоев Cu и Ni, а затем начинала возрастать вплоть до последнего (6-го) цикла АПС-обработки. Относительное удлинение при изменении числа циклов АПС-обработки композита от 0 до 2 уменьшалось, а затем при увеличении числа циклов АПС-композита от 3 до 6 возросло.

4. Измерение удельной прочности, определяемой как отношение прочности материала к его удельному весу, показало, что удельная проч-

ность композита в 3.25 раз возросла в сравнении с металлом матрицы (Al).

5. Характер излома изменился с нормальной моды у первичного “сэндвича” на сдвигово-нормальную моды у композита после 6 циклов АПС-обработки. Из наблюдения в обоих случаях на поверхности излома ямок характерной формы, мы можем заключить, что в случае исследованных композитов для их излома была характерна мода вязкого разрушения.

БЛАГОДАРНОСТИ

Авторы благодарят Ученый совет Сехендского технологического университета за обеспечение всем исследовательским оборудованием, необходимым для проведения данной работы. Авторы также благодарны Всеиранскому совету по инициативам в области нанотехнологий за поддержку и финансирование магистерской работы и текущих научных исследований.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Tayyebi M., Eghbali B.* Study on the microstructure and mechanical properties of multilayer Cu/Ni composite processed by accumulative roll bonding // *Mater. Sci. Eng. A.* 2013. V. 559. P. 759–764.
2. *Dehsorkhi R.N., Qods F., Tajally M.* Investigation on microstructure and mechanical properties of Al–Zn composite during accumulative roll bonding (ARB) process // *Mater. Sci. Eng. A.* 2011. V. 530. P. 63–72.
3. *Viswanathan V., Laha L., Balani K., Agarwal A., Seal S.* Challenges and advances in nanocomposite processing techniques // *Mater. Sci. Eng. R: Reports.* 2006. V. 54(5–6). P. 121–285.
4. *Padap A.K., Ghaudhari G.P., Nath S.K., Pancholi V.* Ultrafine-grained steel fabricated using warm multiaxial forging: Microstructure and mechanical properties // *Mater. Sci. Eng. A.* 2009. V. 527(1–2). P. 110–117.
5. *Li L., Nagai K., Yin F.* Progress in cold roll bonding of metals // *Sci. and Techn. of Adv. Mater.* 2008. V. 9(2). P. 023001.
6. *Shabani A., Toroghinejad M.R., Shafyei A.* Fabrication of Al/Ni/Cu composite by accumulative roll bonding and electroplating processes and investigation of its microstructure and mechanical properties // *Mater. Sci. Eng. A.* 2012. V. 558. P. 386–393.
7. *Brunelli K., Peruzzo L., Dabal M.* The effect of prolonged heat treatments on the microstructural evolution of Al/Ni intermetallic compounds in multi layered composites // *Mater. Chemistry and Physics.* 2015. V. 149–150. P. 350–358.
8. *Ghalandari L., Mahdavian M.M., Reihanian M.* Microstructure evolution and mechanical properties of Cu/Zn multilayer processed by accumulative roll bonding (ARB) // *Mater. Sci. Eng. A.* 2014. V. 593. P. 145–152.
9. *Carpenter J.S., Vogel S.C., LeDonne J.E., Hammon D.L., Beyerlein I.J., Mara N.A.* Bulk texture evolution of Cu–Nb nanolamellar composites during accumulative roll bonding // *Acta Mater.* 2012. V. 60(4). P. 1576–1586.
10. *Liu H.S., Zhang B., Zhang G.P.* Microstructures and Mechanical Properties of Al/Mg Alloy Multilayered Composites Produced by Accumulative Roll Bonding // *J. of Mater. Sci. and Techn.* 2011. V. 27(1). P. 15–21.
11. *Talebian M., Alizadeh M.* Manufacturing Al/steel multilayered composite by accumulative roll bonding and the effects of subsequent annealing on the microstructural and mechanical characteristics // *Mater. Sci. Eng. A.* 2014. V. 590. P. 186–193.
12. *Roy S., Nataraj B.R., Suwas S., Kumar S. Chattopadhyay K.* Accumulative roll bonding of aluminum alloys 2219/5086 laminates: Microstructural evolution and tensile properties // *Materials and Design.* 2012. V. 36. P. 529–539.
13. *Sun Y.F., Tsuji N., Fujii H., Li F.S.* Cu/Zr nanoscaled multi-stacks fabricated by accumulative roll bonding // *J. of Alloys and Compounds.* 2010. V. 504. P. 443–447.
14. *Min G., Lee J.M., Kang S.B., Kim H.W.* Evolution of microstructure for multilayered Al/Ni composites by accumulative roll bonding process // *Materials Letters.* 2006. V. 60(27). P. 3255–3259.
15. *Eizadjou M., Manesh H.D., Janghorban K.* Microstructure and mechanical properties of ultra-fine grains (UFGs) aluminum strips produced by ARB process // *J. of Alloys and Compounds.* 2009. V. 474(1–2). P. 406–415.
16. *Tsuji N., Ito Y., Saito Y., Minamino Y.* Strength and ductility of ultrafine grained aluminum and iron produced by ARB and annealing // *Scripta Materialia.* 2002. V. 47(12). P. 893–899.
17. *Humphreys F.J., Hatherly M.* Recrystallization and Related Annealing Phenomena. 2nd ed. Elsevier: Oxford, 2004.
18. *Wu K., Chang H., Maawad E., Gan W.M., Brokmeier H.G., Zheng M.Y.* Microstructure and mechanical properties of the Mg/Al laminated composite fabricated by accumulative roll bonding // *Mater. Sci. Eng. A.* 2010. V. 527(13–14). P. 3073–3078.
19. *Alizadeh M., Paydar M.H., Sharifian Jazi F.* Structural evaluation and mechanical properties of nanostructured Al/B4C composite fabricated by ARB process // *Composites Part B: Engineering.* 2013. V. 44(1). P. 339–343.
20. *Hansen N., Huang X., Ueji R., Tsuji N.* Structure and strength after large strain deformation // *Mater. Sci. Eng. A.* 2004. V. 387. P. 191–194.
21. *Wang Y.M., Ma E.* Three strategies to achieve uniform tensile deformation in a nanostructured metal // *Acta Materialia.* 2004. V. 52(6, 5). P. 1699–1709.
22. *Shaarbaf M., Toroghinejad M.R.* Nano-grained copper strip produced by accumulative roll bonding process // *Mater. Sci. Eng. A.* 2008. V. 473(1–2). P. 28–33.
23. *Lee K.S., Yoon D.H., Kim H.K., Kwon Y.N., Lee Y.S.* Effect of annealing on the interface microstructure and mechanical properties of a STS–Al–Mg 3-ply clad sheet // *Mater. Sci. Eng. A.* 2012. V. 556. P. 319–330.