

DOI: 10.15593/2224-9877/2016.3.06

УДК 621.771.016.2-419.5.669.14:669.71:620.17

**С.В. Гладковский<sup>1,2</sup>, С.В. Кутенева<sup>1</sup>, В.Е. Веселова<sup>1</sup>,  
Е.А. Коковихин<sup>1</sup>**

<sup>1</sup> Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия

<sup>2</sup> Уральский федеральный университет им. первого Президента России  
Б.Н. Ельцина, Екатеринбург, Россия

## **СТРУКТУРА И СОПРОТИВЛЕНИЕ ДИНАМИЧЕСКОМУ НАГРУЖЕНИЮ МНОГОСЛОЙНОГО СТАЛЕАЛЮМИНИЕВОГО КОМПОЗИТА, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ПАКЕТНОЙ ПРОКАТКИ**

Изучены особенности формирования структуры стальных и алюминиевых прослоек слоистого композита 09Г2С-АМц, полученного методом пакетной прокатки при температуре 600 °С. Объектами исследования являлись 11-слойный композит, состоящий из низкоуглеродистой стали 09Г2С и алюминиевого сплава АМц, и указанные материалы в исходном состоянии. Структурные исследования композиционного материала и его исходных составляющих выполнены с применением сканирующей (TESCAN VEGA II XMU) и просвечивающей электронной микроскопии (JEM 200EX). С использованием методики инструментированных ударных испытаний проведена оценка характеристик ударной вязкости и динамической трещиностойкости композита.

Реконструкция микроструктуры с определением кристаллографической ориентировки и среднего размера зерна композита и его исходных составляющих реализована с помощью метода дифракции отраженных электронов (EBSD-анализ). Процесс трансформации тонкой структуры стальных и алюминиевых слоев композита в ходе прокатки определен по результатам анализа электронно-микроскопических изображений, полученных методом просвечивающей электронной микроскопии. Оценку способности композиционного материала сопротивляться динамическим нагрузкам проводили по результатам инструментированных ударных испытаний на маятниковом копре Tinius Olsen IT542 при температурах: 20, –40 и –196 °С. Определены значения ударной вязкости, динамической трещиностойкости, а также работа зарождения и распространения трещины в слоистом композите при различной ориентации слоев по отношению к линии надреза. Сохранение высокого сопротивления разрушению в условиях динамического нагружения изученного слоистого композита 09Г2С-АМц при ориентации фронта трещины поперек плоскостей соединения слоев связано с введением пластичных прослоек алюминиевого сплава АМц, диспергированием структуры стальных слоев и созданием межслойных границ раздела в процессе получения композита, способствующих диссипации энергии разрушения за счет отклонения фронта роста трещины вдоль границ слоев.

**Ключевые слова:** слоистый композит, низкоуглеродистая сталь 09Г2С, алюминиевый сплав АМц, пакетная прокатка, микроструктура, EBSD-карты структуры, электроннограммы, мало- и высокоугловые границы, ячейки, фрагменты, ударная вязкость, динамическая трещиностойкость.

**S.V. Gladkovsky<sup>1,2</sup>, S.V. Kuteneva<sup>1</sup>, V.E. Veselova<sup>1</sup>, E.A. Kokovikhin<sup>1</sup>**

<sup>1</sup> The Institute of Engineering Science,  
Ural Branch of Russian Academy of Sciences,

<sup>2</sup> Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin,  
Ekaterinburg, Russian Federation

## **MICROSTRUCTURE AND DYNAMIC LOADING RESISTANCE OF LAYERED STEEL/AL-COMPOSITE PRODUCED BY ROLLING**

Microstructural peculiarities of steel and aluminum layers of the layered composite 09G2S-AMc obtained by rolling at 600 °C are studied. Objects of the research are 11-layered composite which consists of low-carbon steel 09G2S and aluminum alloy AMc, and the materials in the initial state. Microstructural observations of composite and its components in the initial state were carried out with application of scanning (TESCAN VEGA II XMU) and transmission electron microscopy (JEM 200EX).

Reconstruction of the microstructure with the determination of the grain crystallographic orientation and the average grain size of the composite and its components is realized by the electron backscatter diffraction method (EBSD). The structure evolution of the steel and aluminum layers of the composite during the rolling are determined by results of TEM micrographs analysis. The evaluation of dynamic fracture resistance of composite was conducted according to the results of impact tests at temperatures: 20, –40 and –196 °C using instrumented pendulum impact test machine Tinius Olsen IT542. The values of impact strength, dynamic fracture resistance and energy of crack initiation and propagation in layered composite having various orientations of layers with respect to the notch line were estimated. The retention of high dynamic fracture resistance of laminated composite 09G2S-AMc with the orientation of the crack front across the planes of connection layers is connected with the introduction of the ductile layer of aluminum alloy AMc, the grain refinement of the steel layers and the creation of interlayer bond in the process of obtaining composite, which contributed the deviation of the crack growth front along the interlayer bond.

**Keywords:** laminated composite, low-carbon steel 09G2S, aluminium alloy AMc, rolling, microstructure, EBSD images, TEM micrographs, high-angle and low-angle boundaries, cell, fragments, impact strength, dynamic resistance.

Современное машиностроение предъявляет возрастающие требования к прочности, пластичности и сопротивлению хрупкому разрушению конструкционных материалов из низкоуглеродистых сталей при сохранении их невысокой стоимости. В результате проведенных ранее исследований установлено, что одним из эффективных подходов к решению проблемы повышения механических свойств конструкционных сталей является создание ультрамелкозернистой структуры методами интенсивной пластической деформации [1]. В то же время известно, что использование границ раздела в качестве эффективных барьеров торможения трещин [2] и введение пластичных компонентов в прочной матрице позволяют достичь более высоких показателей ударной вязкости материала [3]. Учет все три подхода улучшения конструкционных характеристик материалов с применением традици-

онного оборудования возможно при создании многослойных сталеалюминиевых композитов методом пакетной прокатки [4–7]. В таких материалах прочность композита обеспечивается стальной матрицей, а тонкие алюминиевые прослойки придают ему повышенную вязкость и служат хорошими связующими стальных слоев.

При изготовлении сталеалюминиевого композита стояла задача создания конструкционного материала, отвечающего требованиям эксплуатации в условиях низких температур: сочетанию высоких показателей прочности, характеристик ударной вязкости и динамической трещиностойкости. На основании этого в качестве материала основы использовали низкоуглеродистую сталь 09Г2С, широко применяемую для изготовления деталей и машин, работающих в условиях Крайнего Севера.

Химический состав стали, мас. %: 0,073 С, 0,680 Si, 1,110 Mn, 0,066 Cr, 0,061 Ni, 0,125 Cu, 0,039 Al, Fe-основа. В качестве пластичных прослоек использовали алюминиевый сплав АМц. Химический состав сплава АМц, мас. %: 0,290 Si; 0,351 Fe, 0,001 Cu, 1,140 Mn, 0,015 Mg, 0,010 Cr,  $\leq 0,001$  Ni, 0,044 Ti, 98,1 Al. Химический состав исследуемых материалов определяли на установке СPECTROMAXх.

Заготовки из стали 09Г2С толщиной 5,0 мм подвергли нормализации – нагреву до 930 °С и охлаждению на воздухе. Толщина алюминиевых листов составляла 0,7 мм. Технология получения 11-слойного композита заключалась в подготовке пакетных заготовок, состоящих из шести слоев стали 09Г2С и пяти слоев АМц, нагрева их до 600 °С и прокатки в несколько проходов с общим суммарным обжатием на выходе 45 %. Многоэтапная прокатка проводилась до получения толщины изделия 10 мм, что соответствует стандартной толщине образцов для ударных испытаний. Прокатку композита проводили в ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН на прокатном стане «Дуо» с диаметром валков 255 мм при скорости прокатки от 0,01 до 0,3 м/с. Общий вид 11-слойного композита представлен на рис. 1.

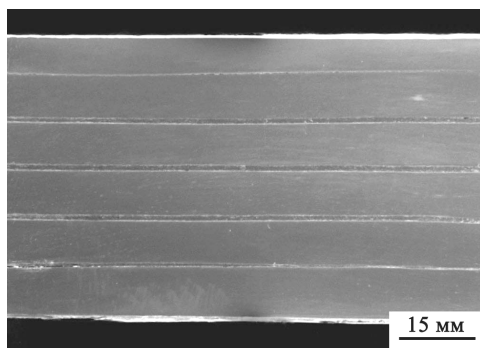


Рис. 1. Общий вид 11-слойного композита 6(09Г2С) + 5(АМц)

Детальное исследование свойств композиционного материала требует комплексного подхода с использованием современного оборудования. С применением сканирующей электронной микроскопии TESCAN VEGA II XMU было изучено макростроение композита и проведен микрорентгеноспектральный анализ приграничных зон слоев композита для оценки глубины протекания диффузионных процессов с образованием интерметаллидной прослойки. Микрорентгеноспектральный анализ показал, что на поверхности раздела стальных и алюминиевых слоев при данных условиях прокатки диффузионное взаимодействие слоев протекает очень слабо и только на внешних границах раздела слоев. Диффузионная прослойка здесь достигает толщины 10 мкм с внешней стороны границы и 3 мкм – с внутренней.

Микроструктурные исследования выполнялись методом автоматического анализа картин дифракции отраженных электронов (EBSD-анализ) на сканирующем электронном микроскопе TESCAN MIRA 3 LMN, а также методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на приборе JEM 200EX\*.

Применение двух методик электронно-микроскопических исследований структуры (EBSD-анализ и ПЭМ) позволяет получить более точные данные по структурным показателям материала. EBSD обеспечивает большую статистическую выборку экспериментальных результатов, а ПЭМ – большее пространственное разрешение, но при этом результаты исследований являются качественно подобными [8]. EBSD-карты демонстрируют общий вид микроструктуры стальных и алюминиевых слоев в исходном состоянии и в составе композита с кристаллографической ориентировкой зерен, выраженной в разной цветовой палитре с заданной индексацией. Для получения статистически достоверных результатов для последующего сравнения исследуемых образцов был выбран единый шаг сканирования – 300 нм. На основании полученных данных с учетом того, что зерна имеют разориентацию более  $15^\circ$ , а разориентация субзерен составляет  $2\text{--}15^\circ$  [9], была восстановлена зеренная и субзеренная структура слоев композита построением EBSD-карт. В модуле программы HKL Channel 5 проведена обработка результатов с определением среднего размера зерна, доли мало- и высокоугловых границ.

Ударные испытания слоистых образцов проводили на инструментированном маятниковом копре Tinius Olsen IT542 при температурах 20,  $-40$  и  $-196$  °С. На стандартных ударных образцах (тип 11 по

ГОСТ 9454–78) размером 10×10×55 мм (рис. 2) выполнены V-образные надрезы в двух направлениях относительно границ раздела слоев: разветвляющийся тип (crack-divided) и тормозящий тип (crack-arrested) [10]. Значения характеристик ударной вязкости усреднялись по результатам испытаний трех идентичных образцов. Разброс величин работы разрушения при ударных испытаниях не превышал ± 3 %.

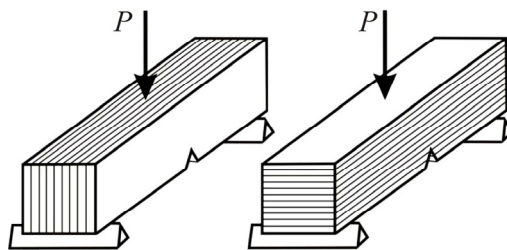


Рис. 2. Схема испытания ударных образцов с надрезами, выполненными по разветвляющему (а) и тормозящему (б) типам

Разделение общей работы разрушения при ударных испытаниях на составляющие ударной вязкости (работу зарождения и распространения трещины) проводили на основе анализа экспериментальных диаграмм ударного нагружения в соответствии с рекомендациями ГОСТ 22848–77. Значения параметра динамической трещиностойкости ( $J_{id}$ ) рассчитывались по методике, описанной в работе [11]:

$$J_{id} = 2A_3/B(W - a),$$

где  $A_3$  – работа зарождения трещины;  $B$  – ширина образца;  $W$  – высота образца;  $a$  – длина концентратора напряжений (надреза или усталостной трещины).

По результатам EBSD-анализа было установлено, что сталь 09Г2С в исходном состоянии представляет равноосную ферритно-перлитную структуру (с содержанием феррита 80 %) со средним размером зерна ( $5,0 \pm 0,5$ ) мкм (рис. 3, а). Угловая разориентировка зерен превышает  $15^\circ$ , что указывает на наличие преимущественно высокоугловых границ.

В ходе изготовления композита методом прокатки при температуре  $600^\circ\text{C}$  происходит вытягивание зерен в направлении прокатки и незначительное уменьшение зерен до ( $3,5 \pm 0,35$ ) мкм (рис. 3, б) за

счет протекания частичной динамической рекристаллизации. Значительная доля малоугловых границ (75–80 %) свидетельствует о реализации стадии динамической полигонизации.

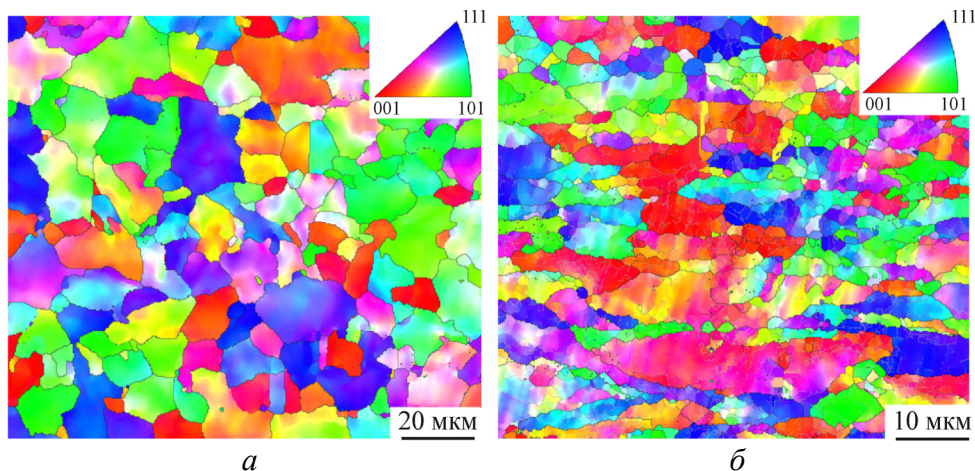


Рис. 3. Микроструктура стали 09Г2С в исходном состоянии (а) и в составе композита (б)

При анализе EBSD-карт ориентировок стали 09Г2С не отмечено наличие преобладающих ориентировок зерен. Характерно хаотичное распределение ориентировок зерен как в исходном отожженном состоянии, так и после деформации (рис. 3).

Процесс структурообразования при температуре деформации 600 °С обусловлен одновременным протеканием характерных для холодной деформации процессов фрагментации [12] и динамического возврата, развивающегося при горячей деформации [13]. В результате комбинации этих процессов в стали 09Г2С по данным ПЭМ образуется ячеисто-фрагментированная субструктура в пределах исходных зерен. В условиях сложного напряженно-деформированного состояния в стальных слоях формируются различные типы дислокационных структур. На светопольных изображениях наблюдаются участки преимущественно ячеистой неориентированной субструктуры, однако местами также наблюдалась сетчатая субструктура (рис. 4). Протекание процессов возврата приводит к снижению плотности дислокаций в теле субзерен за счет их стока на границы. Однако преобладание процессов динамического упрочнения над процессами динамического возврата и активным дислокационным скольжением в зернах приводит

к появлению фрагментированных структурных областей в пределах деформированных зерен.

Фрагменты имеют средний размер около 0,5 мкм, более плотные и тонкие высокоугловые границы, чем у ячеек. Размер ячеек составляет 0,5 мкм и более, они отличаются рыхлыми и широкими границами, образованными дислокационными скоплениями и пониженной плотностью дислокаций внутри ячеек. Местами на тройных стыках зерен встречаются мелкие рекристаллизованные зерна размером не более 600 нм.

Перлитные колонии размером 10–20 мкм, подвергшиеся также деформационному воздействию в ходе пакетной прокатки, имеют внутри пакета повышенную плотность дислокаций (рис. 4, *з*).

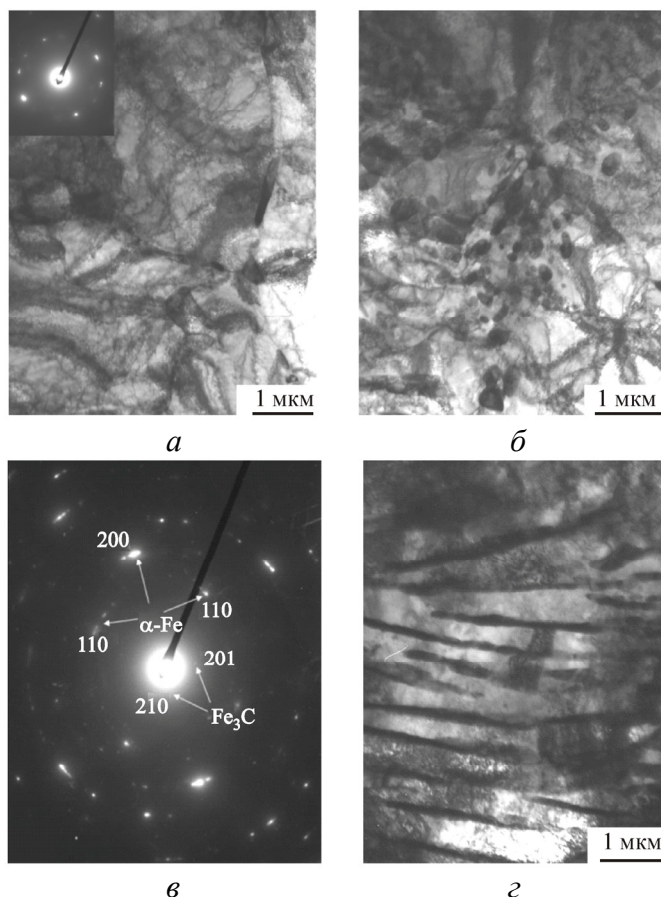


Рис. 4. Электронно-микроскопические изображения структуры стали 09Г2С в составе композита: *а, б* – светлопольное изображение микроструктуры феррита; *в* – электронограмма; *з* – светлопольное изображение перлитной колонии



Микроструктура алюминиевого сплава АМц претерпевает более сильную структурную трансформацию в ходе прокатки, чем стальные слои. Температурный режим деформации композита составляет 600 °С, что несколько ниже температуры плавления алюминиевого сплава 657 °С. Этой температуры достаточно для протекания рекристаллизационных процессов с образованием новых зерен. Достаточно высокая степень обжатия обеспечивает одновременную сильную деформацию новых зерен в ходе прокатки с формированием субзеренной структуры, что и демонстрируют EBSD-карты микроструктуры сплава АМц (рис. 5). Размер зерна в исходном состоянии составляет  $(5,0 \pm 0,5)$  мкм, а после прокатки  $(4,5 \pm 0,5)$  мкм. Угловая разориентировка зерен в исходном состоянии преимущественно высокоугловая. После деформации преобладает доля малоугловых границ, что является признаком развитой субзеренной структуры сплава АМц.

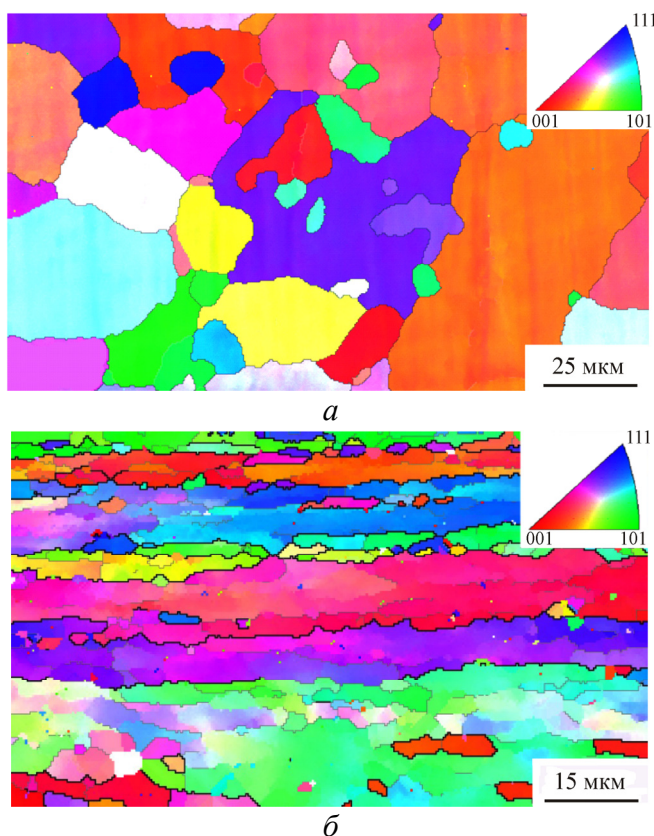


Рис. 5. Микроструктура алюминиевого сплава АМц в исходном состоянии (а) и в составе композита (б)



Из приведенных светлопольных изображений микроструктуры сплава АМц (рис. 6) видно, что в теле зерен и на их границах наблюдается невысокая плотность дислокаций. Расчет кольцевых электронограмм интерметаллидных включений позволил определить их состав и стехиометрическую формулу  $Al_6Mn$ . Интерметаллиды, выделившиеся в сплаве АМц при предварительном нагреве пакета до  $600\text{ }^\circ\text{C}$ , равномерно распределены в объеме сплава, однако присутствие их на границе зерен может препятствовать дальнейшему росту зерен при прокатке.

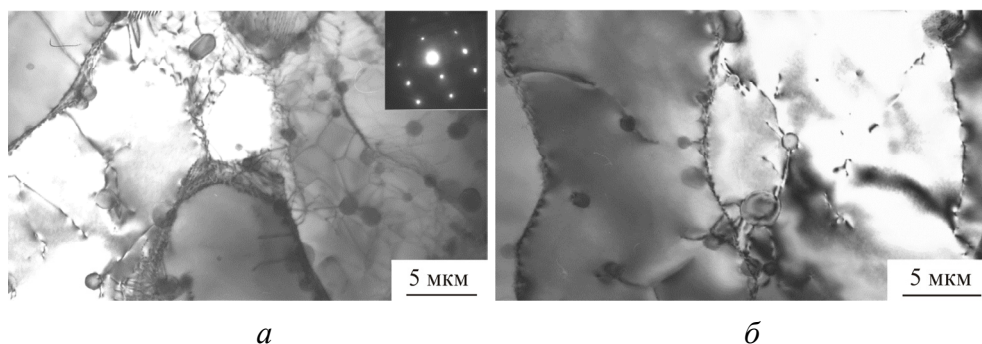


Рис. 6. Электронно-микроскопические изображения структуры алюминиевого сплава АМц в исходном состоянии (а) и в составе композита (б)

Оценку способности композиционного материала сопротивляться динамическим нагрузкам проводили по результатам ударных испытаний при температурах:  $20$ ,  $-40$  и  $-196\text{ }^\circ\text{C}$  на образцах 11-слоистого композита на основе стали 09Г2С (таблица). Из таблицы видно, что в условиях комнатной температуры испытаний при переходе типа ориентации надреза от «а» к «б» характеристики ударной вязкости и динамической трещиностойкости повышаются в 4–5 раз. Следует отметить, что при  $20\text{ }^\circ\text{C}$  ударная вязкость композита с ориентацией надреза по типу «а» ( $KCV = 0,42\text{ МДж/м}^2$ ) сопоставима со значениями  $KCV = 0,39\text{ МДж/м}^2$  монолитных образцов из основной составляющей композита – стали 09Г2С [7]. С понижением температуры от  $20$  до  $-40\text{ }^\circ\text{C}$  значения  $KCV$  и  $J_{id}$  образцов с ориентацией надреза по типу «б» несколько повышаются, а при температуре жидкого азота сохраняются на достаточно высоком уровне ( $KCV > 1,72\text{ МДж/м}^2$  и  $J_{id} = 0,48\text{ МДж/м}^2$ ). При этом для всех изученных температур испытания полного разрушения ударных образцов с ориентацией надреза по типу «б» не происходило, а разрушалось от 3 до 7 слоев (рис. 7, а), т.е.

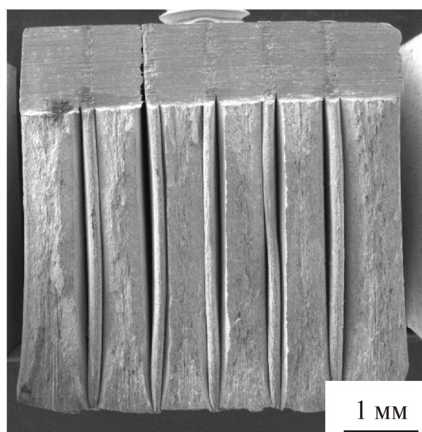
величина работы разрушения и, соответственно, ударная вязкость всего образца должны быть выше зафиксированных значений. На образцах с ориентацией линии надреза по разветвляющему типу «а» (вдоль границ раздела слоев), для которых характерны более низкие значения характеристик ударной вязкости и динамической трещиностойкости (см. таблицу), в изломе отчетливо просматриваются макротрещины на поперечных границах раздела слоев стали 09Г2С и алюминиевого сплава АМц (рис. 7, б).

Результаты ударных испытаний образцов 11-слояного композита

Тип ориентации надреза	Температура испытания, °С	Работа зарождения трещины $A_z$ , Дж	Работа распространения трещины $A_p$ , Дж	Ударная вязкость KCV, МДж/м <sup>2</sup>	Динамическая трещиностойкость $J_{id}$ , МДж/м <sup>2</sup>
а	20	5,31	27,5	0,42	0,18
б	20	31,5	>131,1	>2,02	0,78
б	-40	40,4	>132,6	>2,18	1,01
б	-196	19,0	>118,2	>1,72	0,48



а



б

Рис. 7. Вид боковой поверхности образца с ориентацией надреза по тормозящему типу «б» после испытаний при  $-196$  °С (а) и макроизлом образца с ориентацией надреза по разветвляющему типу «а» после испытаний при  $20$  °С (б)

Как видно из таблицы, результаты ударных испытаний, полученные на образцах с надрезом по тормозящему типу «б» в интервале температур  $-196\dots+20$  °С, свидетельствуют о выраженной корреляционной связи между значениями ударной вязкости и динамической трещиностойкости. При этом с понижением температуры испытаний от  $-40$  до  $-196$  °С значения  $A_3$  и  $J_{id}$  снижаются в большей степени по сравнению с величиной KCV, а инструментально зафиксированные значения  $A_p$  сохраняются примерно на одном уровне.

Типичные диаграммы ударных испытаний, приведенные на рис. 8, указывают на существенные различия в развитии процесса разрушения ударных образцов в зависимости от ориентации фронта трещины относительно границ раздела слоев, определяемой типом надреза «а» или «б». Если на диаграмме ударного нагружения образцов

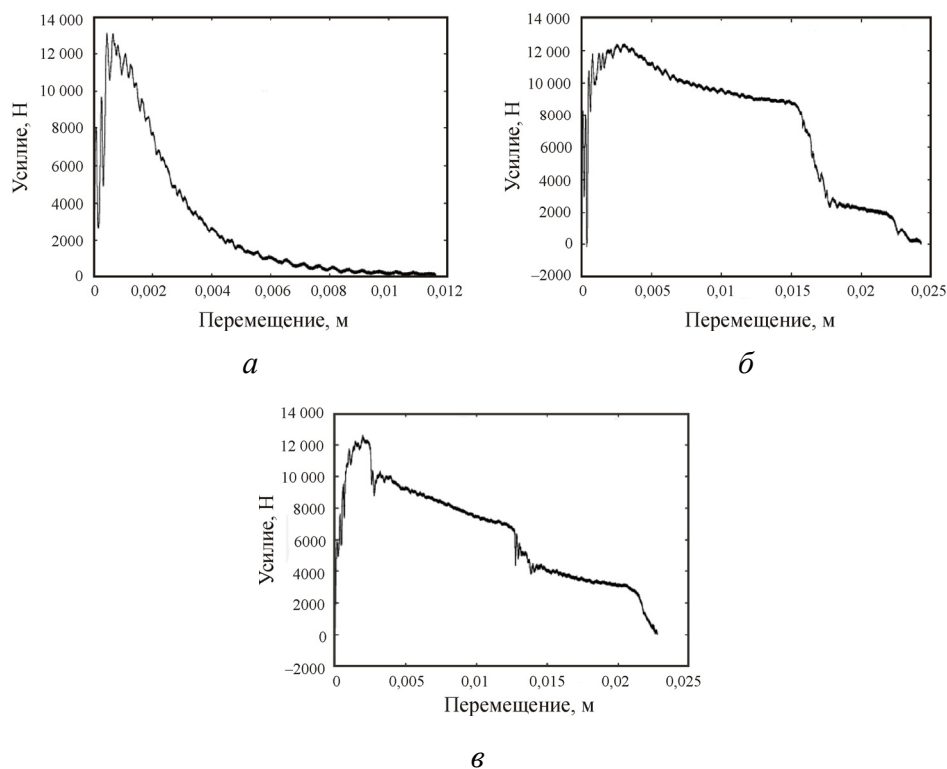


Рис. 8. Диаграммы ударного нагружения композитов: *а* – с ориентацией надреза по типу «а» при температуре испытания  $+20$  °С; *б* – с ориентацией надреза по типу «б» при температуре испытания  $-40$  °С; *в* – с ориентацией надреза по типу «б» при температуре испытания  $-196$  °С

с ориентацией надреза типа «а» (рис. 8, а) процесс разрушения носит монотонный характер, то на диаграммах, соответствующих образцам с ориентацией надреза по типу «б», наблюдаются отдельные срывы нагрузки, связанные с последовательным разрушением отдельных слоев композита. При этом дискретный характер динамического разрушения образцов с данным типом надреза усиливается с понижением температуры испытаний от  $-40$  до  $-196$  °С (рис. 8, б, в).

Таким образом, по результатам проведенного исследования было установлено, что при прокатке композита на внешних границах стальных и алюминиевых слоев образуется интерметаллидная прослойка шириной до 13 мкм. В стали 09Г2С в составе композита в процессе теплой прокатки происходит диспергирование исходной зеренной структуры и формируется ячеисто-фрагментированная субструктура с выраженной в направлении прокатки текстурой деформации. Более выраженная текстура деформации наблюдается в алюминиевой составляющей композита – сплаве АМц. При этом размер зерна в данном сплаве остается практически неизменным и сохраняется на исходном уровне ( $5 \pm 0,5$ ) мкм. Интерметаллидные частицы  $Al_6Mn$ , выделившиеся при нагреве до температуры горячей прокатки, эффективно сдерживают рост зерна. Установлено, что работа на распространение трещины, для всех образцов слоистого композита независимо от ориентации фронта трещины относительно плоскости соединения слоев, в 3–6 раз превышает работу на ее зарождение. Изученный композиционный материал при комнатной и пониженной температурах обладает высоким уровнем сопротивления динамическому разрушению, оцениваемым методом инструментированных ударных испытаний с помощью характеристик  $KCV$ ,  $A_3$ ,  $A_p$  и  $J_{id}$ . Сохранение высокого сопротивления разрушению в условиях динамического нагружения изученного слоистого композита 09Г2С-АМц при ориентации фронта трещины поперек плоскостей соединения слоев (надрез по тормозящему типу «б») в температурном интервале  $-196...+20$  °С связано с введением пластичных прослоек алюминиевого сплава АМц, диспергированием структуры стальных слоев и созданием межслойных границ раздела в процессе получения композита методом пакетной прокатки, способствующих диссипации энергии разрушения за счет отклонения фронта роста трещины вдоль границ трещины.

*Данные электронно-микроскопических исследований были получены С.Н. Сергеевым и И.М. Сафаровым в ИПСМ РАН, а также в отделе электронной микроскопии Испытательного центра нанотехнологий и перспективных материалов ИФМ УрО РАН под руководством В.Г. Пушина.*

*Работа выполнена в части структурных исследований в рамках государственного задания ИМАШ УрО РАН по теме № 01201354598, а в части механических испытаний – при поддержке гранта РФФИ № 16-38-00723мол\_а и проекта № 15-15-1-52 УрО РАН (программа «Арктика»).*

### **Список литературы**

1. Особенности статического, ударного и усталостного разрушения стали 06МБФ с субмикрористаллической структурой / Л.Р. Ботвина, М.Р. Тютин, В.П. Левин, Ю.А. Демина, И.А. Пантелеев, С.В. Добаткин // Заводская лаборатория. Диагностика металлов. – 2008. – Т. 74, № 1. – С. 43–49.

2. Формирование сваркой взрывом слоистых композиционных материалов из разнородных сталей / И.А. Батаев, Д.В. Павлюкова, Т.В. Журавина, Е.Б. Макарова // Обработка металлов. – 2010. – № 1(46). – С. 6–8.

3. Трыков Ю.П., Гуревич Л.М., Шморгунов В.Г. Слоистые композиты на основе алюминия и его сплавов. – М.: Metallurgizdat, 2004. – 230 с.

4. Chawla N., Chawla K.N. Metal matrix composites. – 2nd ed. – New York: Springer Science + Business Media, 2013. – 370 p.

5. Трыков Ю.П., Шморгун В.Г., Гуревич Л.М. Деформация слоистых композитов. – Волгоград: Политехник, 2001. – 240 с.

6. Батаев А.А., Батаев В.А. Композиционные материалы. – М.: Логос, 2006. – 400 с.

7. Исследование влияния конструктивных элементов и способа изготовления на формирование структуры и свойств слоистых металлокомпозитов / С.В. Гладковский, Т.А. Трунина, Е.А. Коковихин, С.В. Кутенева, И.С. Каманцев, Е.М. Бородин // Производство проката. – 2014. – № 3. – С. 28–36.

8. Анализ пространственного определения ориентировок элементов структур поликристаллов, получаемого методами просвечивающей

электронной микроскопии и обратнорассеянного пучка электронов в сканирующем электронном микроскопе / С.Ю. Миронов, В.Н. Даниленко, М.М. Мышляев, А.В. Корнева // ФТТ. – 2005. – Т. 47, № 7. – С. 1217–1225.

9. Возможности метода дифракции обратнорассеянных электронов для анализа структуры деформированных материалов / В.Н. Варюхин, Е.Г. Пашинская, А.В. Завдовеев, В.В. Бурховецкий. – Киев: Наук. думка, 2014. – 102 с.

10. The fracture of mild steel laminates / J.D. Embury, N.J. Petch, A.E. Wraith, E.S. Wright // Transaction of Metall Science. AIME. – 1967. – Vol. 239. – P. 114–118.

11. Ботвина Л.Р. Разрушение, кинетика, механизмы, общие закономерности. – М.: Наука, 2008. – 334 с.

12. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. – М.: Metallургия, 1986. – 224 с.

13. Горелик С.С., Добаткин С.В., Капуткина Л.М. Рекристаллизация металлов и сплавов. – 3-е изд. – М.: Изд-во МИСиС, 2005. – 432 с.

### References

1. Botvina L.R., Tiutin M.R., Levin V.P., Demina Iu.A., Panteleev I.A., Dobatkin S.V. Osobennosti staticheskogo, udarnogo i ustalostnogo razrusheniia stali 06MBF s submikrokristallicheskoj strukturoi [Sobienie static, impact and fatigue fracture of steel 06MBF Submicrocrystalline]. *Zavodskaja laboratorija. Diagnostika metallov*, 2008, vol. 74, no. 1, pp. 43-49.

2. Bataev I.A., Pavliukova D.V., Zhuravina T.V., Makarova E.B. Formirovanie svarkoi vzyrvom sloistykh kompozitsionnykh materialov iz raznorodnykh stalei [Formation of explosion welding of layered composite materials of different types of steel]. *Obrabotka metallov*, 2010, no. 1 (46), pp. 6-8.

3. Trykov Iu.P., Gurevich L.M., Shmorgunov V.G. Sloistye kompozity na osnove aliuminiia i ego spлавov [Layered composites based on aluminum and its alloys]. Moscow: Metallurgizdat, 2004. 230 p.

4. Chawla N., Chawla K.N. Metal matrix somposites. 2nd ed. New York: Springer Science + Business Media, 2013. 370 p.

5. Trykov Iu.P., Shmorgun V.G., Gurevich L.M. Deformatsiia sloistykh kompozitov [Deformation of laminated composites]. Volgograd: Politehnik, 2001. 240 p.

6. Bataev A.A., Bataev V.A. Kompozitsionnye materialy [Composite materials]. Moscow: Logos, 2006. 400 p.

7. Gladkovskii E.M., Trunina T.A., Kokovikhin E.A., Kuteneva S.V., Kamantsev I.S., Borodin E.M. Issledovanie vliianiia konstruktivnykh elementov i sposoba izgotovleniia na formirovanie struktury i svoistv sloistykh metallokompozitov [Investigation of the effect of structural elements and the manufacturing method for forming the structure and properties of metal-composite laminates]. *Proizvodstvo prokata*, 2014, no. 3, pp. 28-36.

8. Mironov S.Iu., Danilenko V.N., Myshliaev M.M., Korneva A.V. Analiz prostranstvennogo opredeleniia orientirovok elementov struktur polikristallov, poluchaemogo metodami prosvechivaiushchei elektronnoi mikroskopii i obratno rasseiannogo puchka elektronov v skaniruiushchem elektronnom mikroskope [Analysis of the spatial orientations of the elements determining polycrystalline structures obtained by transmission electron microscopy and backscattered electron beam in a scanning electron microscope]. *Fizika tverdogo tela*, 2005, vol. 47, no. 7, pp. 1217-1225.

9. Variukhin V.N., Pashinskaia E.G., Zavdoveev A.V., Burkhovetskii V.V. Vozmozhnosti metoda difraktsii obratnorasseiannykh elektronov dlia analiza struktury deformirovannykh materialov [Features backscattered electron diffraction method for the analysis of the deformed structure of materials]. Kiev: Naukova dumka, 2014. 102 p.

10. Embury J.D., Petch N.J., Wraith A.E., Wright E.S. The fracture of mild steel laminates. *Transaction of Metall Science. AIME*, 1967, vol. 239, pp. 114-118.

11. Botvina L.R. Razrushenie, kinetika, mekhanizmy, obshchie zakonomernosti [Destruction, kinetics, mechanisms, general laws]. Moscow: Nauka, 2008. 334 p.

12. Rybin V.V. Bol'shie plasticheskie deformatsii i razrushenie metallov [Large plastic deformation and fracture of metals]. Moscow: Metallurgii, 1986. 224 p.

13. Gorelik S.S., Dobatkin S.V., Kaputkina L.M. Rekrystallizatsiia metallov i splavov [The recrystallization of metals and alloys]. Moskovskii institut stali i splavov, 2005. 432 p.

Получено 27.06.2016



### **Об авторах**

**Гладковский Сергей Викторович** (Екатеринбург, Россия) – доктор технических наук, заведующий лабораторией деформирования и разрушения Института машиноведения УрО РАН, профессор кафедры металловедения Уральского федерального университета им. первого Президента России Б.Н. Ельцина; e-mail: gsv@imach.uran.ru.

**Кутенева Светлана Валерьевна** (Екатеринбург, Россия) – инженер лаборатории деформирования и разрушения Института машиноведения УрО РАН; e-mail: esv@imach.uran.ru.

**Веселова Валерия Евгеньевна** (Екатеринбург, Россия) – инженер лаборатории деформирования и разрушения Института машиноведения УрО РАН; e-mail: veselova@imach.uran.ru.

**Коковихин Евгений Алексеевич** (Екатеринбург, Россия) – кандидат технических наук, старший научный сотрудник лаборатории деформирования и разрушения Института машиноведения УрО РАН; e-mail: gsv@imach.uran.ru.

### **About the authors**

**Sergey V. Gladkovsky** (Ekaterinburg, Russian Federation) – Doctor of Technical Sciences, Head of Laboratory of Deformation and Fracture, Institute of Engineering Science, Ural Branch of Russian Academy of Sciences, Professor, Department of Material Science, Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin; e-mail: gsv@imach.uran.ru.

**Svetlana V. Kuteneva** (Ekaterinburg, Russian Federation) – Engineer, Laboratory of Deformation and Fracture, Institute of Engineering Science, Ural Branch of Russian Academy of Sciences; e-mail: esv@imach.uran.ru.

**Valeria E. Veselova** (Ekaterinburg, Russian Federation) – Engineer, Laboratory of Deformation and Fracture, Institute of Engineering Science, Ural Branch of Russian Academy of Sciences; e-mail: veselova@imach.uran.ru.

**Evgeny A. Kokovikhin** (Ekaterinburg, Russian Federation) – Ph. D. in Technical Sciences, Senior Researcher, Laboratory of Deformation and Fracture, Institute of Engineering Science, Ural Branch of Russian Academy of Sciences; e-mail: gsv@imach.uran.ru.