

A fracture locus for a 1 wt% aluminum-graphene metal matrix composite at 300°C

D. I. Vichuzhanin^{1,†}, L. A. Yolshina², R. V. Muradymov², A. V. Nesterenko¹

[†]mmm@imach.uran.ru

¹Institute of Engineering Science Ural Branch of RAS, 34 Komsomolskaya st., Yekaterinburg, 620990, Russia

²Institute of High-Temperature Electrochemistry Ural Branch RAS, 20 Akademicheskaya st., Yekaterinburg, 620137, Russia

A fracture locus for a 1 wt% aluminum-graphene metal matrix composite is obtained from experiments at 300°C. The fracture locus determines a functional dependence of ultimate metal ductility on the stress state characteristics. Tensile tests of smooth cylindrical specimens, notched cylindrical specimens, bell-shaped specimens and tests on conventional and “supported” pressing of the bottoms of thick-walled cups are performed. The tests are simulated by the finite-element method to evaluate the stress-strain state in the fracture region. The fracture locus makes it possible to evaluate the ultimate ductility of the composite as a function of the stress triaxiality factor k and the Lode-Nadai coefficient μ_σ . The fracture locus can be used in the range of k from -0.08 to 1.39 and in the full range of μ_σ . The composite under study manifests a significant ductility. The plastic strain to fracture of the composite under axisymmetric deformation, when $\mu_\sigma = -1$, is at least 2.6 times higher than that of commercially pure aluminum, while under the plane stress state the excess ratio is at least 2.2. The plastic strain to fracture of the composite under axisymmetric deformation for $\mu_\sigma = +1$ and $k = +1$ is approximately the same as that of commercially pure aluminum. As the stress state becomes less severe, the ductility of the composite becomes higher than that of commercially pure aluminum. The obtained fracture locus is applicable to the evaluation of damage accumulated in the composite in a metal forming process.

Keywords: aluminum-graphene metal matrix composite, fracture locus.

УДК: 621.7.011+620.163.2

Диаграмма предельной пластичности алюминий-графенового металломатричного композита с содержанием графена 1 мас.% при температуре 300°C

Вичужанин Д. И.^{1,†}, Елшина Л. А.², Мурадымов Р. В.², Нестеренко А. В.¹

¹Институт машиноведения УрО РАН, ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, 620990, Россия

²Институт высокотемпературной электрохимии УрО РАН, ул. Академическая, 20, Екатеринбург, 620137, Россия

На основе результатов экспериментов получена диаграмма предельной пластичности алюминий-графенового металломатричного композита с содержанием графена 1 мас.% при температуре 300°C. Диаграмма предельной пластичности устанавливает функциональную связь между величиной предельной пластичности и характеристиками напряженного состояния. Для исследования предельной пластичности использовали следующие виды испытаний: растяжение гладких цилиндрических образцов и образцов с концентраторами напряжений (кольцевой выточкой на боковой поверхности), растяжение образцов типа «колокольчик», выдавливание донышка толстостенного стаканчика с подпором и без подпора. Для оценки напряженно-деформированного состояния образцов в месте разрушения выполнено математическое моделирование испытаний методом конечных элементов. Диаграмма позволяет оценивать предельную пластичность алюминий-графенового металломатричного композита в зависимости от коэффициента напряженного состояния k и коэффициента Лоде-Надай μ_σ . Диаграмма предельной пластичности может быть использована в интервале значений k ($-0,08 \dots 1,39$) и во всем интервале возможных значений μ_σ . Установлено, что исследованный композит обладает значительной пластичностью. В условиях осесимметричной деформации при $\mu_\sigma = -1$ степень деформации до разрушения алюминий — графенового композита, по крайней мере, в 2,6 раза выше, чем у технически чистого алюминия, а в условиях плоского напряженного состояния (при $\mu_\sigma = 0$) это превышение составляет, по крайней мере, 2,2 раза. В условиях осесимметричной деформации при $\mu_\sigma = +1$ степень

деформации до разрушения алюминий-графенового композита и технически чистого алюминия примерно одинакова в условиях растягивающих напряжений (при $k=+1$). По мере смягчения напряженного состояния пластичность композита возрастает и становится выше, чем у технически чистого алюминия. Полученная диаграмма может быть использована для оценки накопленной поврежденности в процессе пластического формоизменения исследованного алюминий-графенового металломатричного композита.

Ключевые слова: алюминий-графеновый композит, диаграмма предельной пластичности.

1. Введение

Причиной научного интереса к металломатричным композитам (ММК) является возможность улучшения механических свойств легких металлов и сплавов в широком температурном диапазоне. Целью при этом является получение материалов, сочетающих высокую пластичность и трещиностойкость металлической матрицы и высокую прочность и износостойкость упрочняющей фазы. Алюминий и его сплавы наиболее часто используются при создании металломатричных композитов в качестве материала матрицы. В качестве наполнителя используются различные материалы: карбид кремния [1], керамические частицы [2], алмазы [3], карбид бора [4], карбид титана [5]. Наиболее перспективным является создание новых алюминиевых композитов с содержаниемnano- и микрочастиц углерода, таких как графит [6], углеродные нанотрубки [7–8] и графен [9–10]. Композиты, как правило, производят горячим прессованием [3] литьем под давлением [2], различными видами спекания порошков [7–9]. Упрочняющее влияние графена на прочностные характеристики алюминия практически все исследователи связывают с образованием рентгенографически подтвержденной фазы — карбида алюминия [11]. Однако, даже малые добавки карбида алюминия приводят к деградации антикоррозионных свойств композита в различных средах, вызывая неоднородную питтинговую коррозию. В данной работе композит получен при помощи метода [12], который позволяет исключить возникновение карбида алюминия. При этом графен распределен равномерно по объему металла.

Важным аспектом, после стадии получения тем или иным способом композиции металлической матрицы и упрочняющих частиц является возможность проведения последующих процессов обработки (механообработки, сварки, обработки давлением) с целью придания нужной формы конструкционным изделиям из таких материалов. При пластической деформации, для ММК, имеющих микронные размеры упрочняющих включений, характерны пониженная пластичность и трещиностойкость, что затрудняет их обработку давлением без разрушения. При снижении размеров частиц упрочняющей фазы до нанометрового диапазона и получения металломатричных нанокомпозитов удается повысить пластические свойства материалов в широком температурном диапазоне без потери их прочностных свойств [13].

В большинстве рассмотренных работ авторы оценивают стандартные механические свойства композитов, такие как предел прочности, относительное удлинение, и т. д. Однако, по уровню этих свойств нельзя однозначно

судить о деформируемости металла в конкретных процессах обработки давлением, так как исследования стандартных механических свойств проводятся в достаточно узком диапазоне изменения параметров напряженно-деформированного состояния (НДС). Весьма актуальной является проблема обоснования выбора оптимальных режимов деформирования композита, позволяющих изготавливать изделия с требуемым уровнем эксплуатационных свойств. В связи с этим, большое значение имеет оценка деформационной способности (степени деформации до разрушения) ММК в широком диапазоне изменения параметров НДС. В качестве критерия, позволяющего оценить деформационную способность ММК, может быть использована величина поврежденности.

Существует большое количество моделей накопления деформационной поврежденности металлических материалов, критериев ее оценки и экспериментальных методик оценки пластических свойств. Достаточно подробный обзор этих исследований приведен в работах [14–15]. В рамках данной работы использовали линейную феноменологическую модель поврежденности В.Л. Колмогорова [16], в которой под поврежденностью понимается безразмерный скалярный параметр ω . В начальный момент деформации $\omega=0$, в процессе деформации поврежденность накапливается и в момент разрушения $\omega=1$. Величина поврежденности прямо пропорциональна накопленной степени деформации сдвига и обратно пропорциональна предельной пластичности материала:

$$\omega = \int_0^{\Lambda} \frac{d\Lambda}{\Lambda_f(k, \mu_\sigma)}, \quad (1)$$

где Λ — степень деформации сдвига; $\Lambda_f(k, \mu_\sigma)$ — степень деформации сдвига, накопленная к моменту разрушения (характеристика предельной пластичности материала) в условиях монотонного деформирования при постоянных на всем процессе деформирования величинах k и μ_σ . Величина $\Lambda_f(k, \mu_\sigma)$ является функцией коэффициента напряженного состояния k и коэффициента Лоде–Надаи μ_σ . Графическая интерпретация функции $\Lambda_f(k, \mu_\sigma)$ называется диаграммой предельной пластичности материала.

В работе [17] установлено, что наибольшее относительное сужение при растяжении технически чистого алюминия наблюдается при температуре испытания 500°C. Пластичность несколько снижается при температуре 300°C. Однако, меньшая температура обработки является более экономически выгодной в производственных условиях. Поэтому для дальнейших исследований выбрали температуру испытаний 300°C.

Цель исследования — построение диаграммы предельной пластичности алюминий-графенового металломатричного композита с содержанием графена

1 мас.% при температуре 300°C. Диаграмма предельной пластичности в дальнейшем может быть использована для оценки накопленной в процессе пластического формоизменения поврежденности композита, которая в свою очередь может быть использована для оптимизации технологического процесса получения заготовок деталей конструкционного назначения.

2. Материал и методика исследования

Исследованный ММК изготовлен в Институте высокотемпературной электрохимии УрО РАН. Способ получения основан на прямом химическом взаимодействии иона углерода с расплавленным алюминием в среде солевого хлоридного и/или галогенидного расплава в температурном интервале 700 – 750°C в течение 1 – 5 ч. с дальнейшим медленным охлаждением, в результате чего пленки графена образуются внутри алюминиевой матрицы. В процессе застывания атомы углерода образуют сначала углеродные кластеры, а затем и пленки графена площадью до 1000 квадратных микрометров. При помощи химического анализа проб, взятых с различных участков и различной глубины композитного материала, было показано, что содержание углерода в виде графена является неизменным от поверхности застывшей металлической капли к ее центральной части. Как правило, листы графена образуются в плоскости, параллельной горизонтальной поверхности, что было подтверждено исследованием поперечных разрезов, сделанных в одной плоскости через 2 мм по всему объему капли. Наличие отдельных, равномерно распределенных в объеме алюминия фаз трехслойного графена подтверждено спектроскопией комбинационного рассеяния.

Для исследований предельной пластичности композита использовали комплекс испытаний, предложенный в [14]: растяжение гладких (без выточки) цилиндрических образцов, растяжение цилиндрических образцов с концентраторами напряжений (выточкой на боковой поверхности), растяжение образцов типа «колокольчик», а также выдавливание донышка толстостенного стаканчика с подпором и без подпора. Данные виды испытаний позволяют в широком диапазоне варьировать в процессе испытаний значения коэффициентов k и μ_σ .

Испытания проведены на сервогидравлической испытательной машине INSTRON 8801, снабженной нагревательной печью, при температуре 300°C. Температура образца контролировалась хромель-копелевой термопарой.

Цилиндрические образцы с гладкой боковой поверхностью имели начальные диаметр $D_0 = 5 \pm 0,05$ мм и длину $H_0 = 15 \pm 0,05$ мм. Цилиндрические образцы с кольцевой выточкой на боковой поверхности имели начальный диаметр в наименьшем поперечном сечении выточки $D_0 = 5 \pm 0,05$ мм и радиус контура выточки в продольном сечении образца $R = 5 \pm 0,05$ мм.

Образцы типа «колокольчик» позволяют исследовать пластичность материала в условиях, близких к схеме плоского напряженного состояния $\mu_\sigma \approx 0$. При этом в испытаниях на растяжение в месте разрушения преоблада-

ют нормальные растягивающие напряжения. Подробное описание образца и методика его испытания на сжатие приведены в [15].

Испытания на выдавливание донышка толстостенного стаканчика позволяют исследовать пластичность материала в условиях, когда коэффициент Лоде-Надай $\mu_\sigma \approx +1$. Для создания сжимающих напряжений в очаге деформации использовали подпор. Подробное описание образца, оснастка для испытаний и методика испытаний приведены в [14].

Так как в процессе испытаний образцов типа «колокольчик» и испытаний на выдавливание донышка толстостенного стаканчика трудно определить момент разрушения образца, то было выполнено некоторое количество испытаний каждого вида образцов, при этом образцы подвергались различным фиксированным степеням деформации. После каждого испытания образец осматривался на предмет появления трещины. Всего было проведено по три серии испытаний каждого вида образцов. За степень деформации в момент разрушения приняли ее среднее арифметическое значение по результатам трех испытаний, в которых было достигнуто разрушение образца.

При испытаниях образцов типа «колокольчик» и испытаниях на выдавливание донышка толстостенного стаканчика НДС образцов в месте разрушения определяли с помощью математического моделирования методом конечных элементов в пакете DEFORM. Для материала деформируемых образцов принималась изотропная упруго-пластическая модель. Материал деформирующего инструмента рассматривался как жесткое тело. Так как расчеты выполнены в предположении осесимметричного деформированного состояния в очаге деформации, то моделировалась только половина сечения образца. Величину трения между деформирующим инструментом и деформируемым материалом рассчитывали с использованием закона трения по Зибелю. Величину коэффициента трения определяли методом осадки двух образцов, который приведен в [18]. По результатам исследований трения коэффициент трения установлен равным 0,31. Для оценки адекватности результатов моделирования выполнено сравнение усилия деформирования в процессе испытания с усилием, полученным в результате моделирования. Установлено, что отличия данных величин не превышают 7,5%.

По результатам моделирования в месте разрушения образца получены зависимости коэффициента напряженного состояния k и коэффициента Лоде-Надай μ_σ от степени деформации сдвига Λ . Зависимости построены от начала процесса деформации вплоть до момента разрушения.

3. Результаты исследования

График зависимости сопротивления деформации σ от степени деформации сдвига Λ , определенный по результатам испытаний на растяжение цилиндрических образцов, приведен на Рис. 1. На рисунке штриховыми линиями указана доверительная область зависимости при доверительной вероятности 95%. В дальнейших

исследованиях эта зависимость была использована для моделирования процессов испытаний методом конечных элементов.

На Рис. 2 в качестве примера приведены фотографии образцов типа колокольчик и в виде толстостенного стаканчика до и после испытания. Для наглядности образцы разрезаны по оси симметрии. В процессе испытания образцов типа колокольчик деформация локализуется в области наименьшего сечения, в этой же области происходит и разрушение (правая часть Рис. 2a). При испытании образцов в виде толстостенного стаканчика без подпора разрушение происходит в центральной части образца на оси симметрии (правая часть Рис. 2b).

В качестве примера на Рис. 3 приведена конечно-элементная модель и результаты моделирования испытания на выдавливание донышка толстостенного стаканчика без подпора.

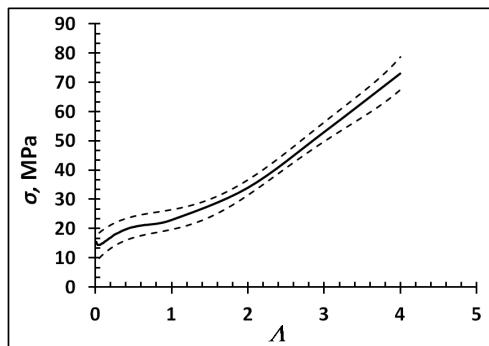


Рис. 1. Зависимость сопротивления деформации σ от степени деформации сдвига Λ .

Fig. 1. The dependence of true stress σ on shear strain Λ .

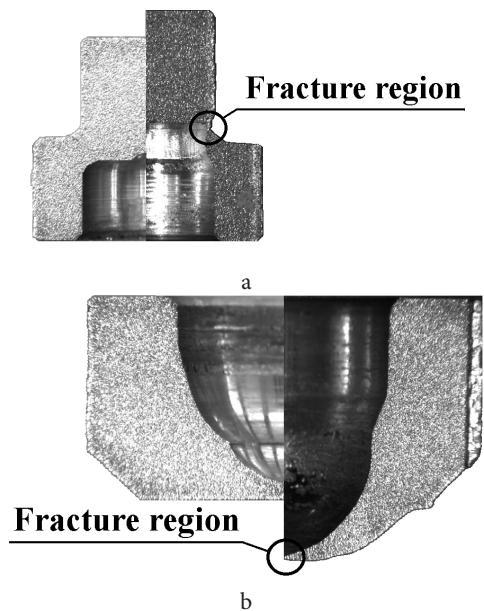


Рис. 2. Фотографии образцов типа колокольчик (а) и толстостенного стаканчика (б) до (левая часть фотографии) и после испытания (правая часть фотографии).

Fig. 2. Photographs of a bell-shaped specimen (a) and a thick-walled cup (b) before testing (the left parts of the photographs) and after testing (the right parts of the photographs).

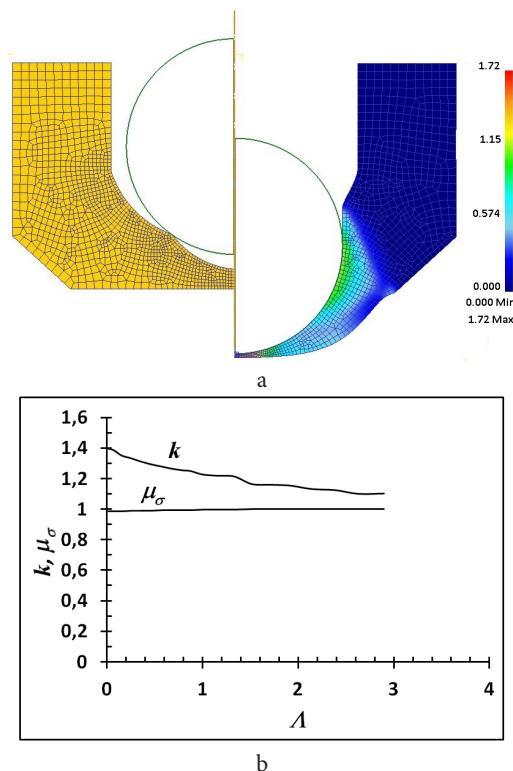


Рис. 3. Конечно-элементная модель испытания на выдавливание донышка толстостенного стаканчика без подпора и распределение эквивалентных пластических деформаций ε в момент разрушения (а), зависимости k и μ_σ от Λ в месте разрушения при испытании на выдавливание донышка толстостенного стаканчика без подпора (б).

Fig. 3. A finite element model of conventional extrusion of the bottom of a thick-walled cup and equivalent plastic strains ε at fracture onset (a), the $k - \Lambda$ and $\mu_\sigma - \Lambda$ curves at the site of fracture for conventional extrusion of the bottom of a thick-walled cup (b).

4. Идентификация диаграммы пластичности

Под идентификацией диаграммы предельной пластичности подразумевается определение неизвестных эмпирических коэффициентов, входящих в функцию предельной пластичности $\Lambda_f(k, \mu_\sigma)$. Для идентификации диаграммы пластичности исследованного композита воспользовались формулой, предложенной в [14]:

$$\Lambda_f = \alpha_{(0)} \cdot \exp(\beta_{(0)} k) + \\ + \left(\alpha_{(+1)} \frac{\exp(\beta_{(+1)} k)}{2} - \alpha_{(-1)} \frac{\exp(\beta_{(-1)} k)}{2} \right) \cdot \mu_\sigma + \\ + \left(\alpha_{(+1)} \frac{\exp(\beta_{(+1)} k)}{2} + \alpha_{(-1)} \frac{\exp(\beta_{(-1)} k)}{2} - \alpha_{(0)} \frac{\exp(\beta_{(0)} k)}{2} \right) \cdot \mu_\sigma^2, \quad (2)$$

где $\alpha(-1)$, $\beta(-1)$, $\alpha(0)$, $\beta(0)$, $\alpha(+1)$, $\beta(+1)$, — неизвестные эмпирические коэффициенты.

Неизвестные коэффициенты функции $\Lambda_f(k, \mu_\sigma)$ определяли, воспользовавшись результатами моделирования испытаний. При этом для каждого из испытаний выполняли расчет поврежденности по формуле (1). Так как функция $\Lambda_f(k, \mu_\sigma)$ определяется в условиях монотонного деформирования, то для соблюдения этого условия воспользовались следующим приемом. Условно разде-

лим истории деформирования на 100 равных участков. В пределах одного участка деформацию будем считать монотонной. Тогда в соответствии с принципом линейного суммирования поврежденности формулу (1) можно записать в виде:

$$\omega = \sum_{i=1}^{100} \Delta \omega_i = \sum_{i=1}^{100} \Delta \Lambda_i / \Lambda_{f_i} = 1, \quad (3)$$

где i — номер монотонного участка деформирования.

Рассчитав для каждого из испытаний величину поврежденности по формуле (3), можно выполнить минимизацию функционала квадратичных отклонений поврежденности от единицы:

$$\sum_{j=1}^4 (1 - \omega_j)^2 \rightarrow \min, \quad (4)$$

где j — номер вида испытания.

Минимизацию функционала (4) выполнили путем варьирования неизвестных коэффициентов, входящих в функцию $\Lambda_f(k, \mu_\sigma)$ (2) и соответственно в формулу (3), методом Хука-Дживса [19]. Для того, чтобы не попасть в локальный минимум функционала (4), процедура Хука-Дживса была выполнена не для одной начальной точки поиска, а для некоторого их множества.

На Рис. 4 приведена диаграмма предельной пластичности исследованного алюминий-графенового металломатричного композита с содержанием графена 1 мас.% при температуре 300°C. Диаграмма получена в интервале изменений значений $-0,08 < k < 1,39$ и во всем интервале возможных значений μ_σ .

Для сравнения на Рис. 4 приведена также диаграмма предельной пластичности технически чистого алюминия [20]. Анализ диаграмм показывает, что влияние вида и жесткости напряженного состояния на деформационную способность исследованного композита носит неоднозначный характер. Так, в условиях осесимметричной деформации при $\mu_\sigma = -1$ степень деформации до разрушения алюминий-графенового композита по крайней мере в 2,6 раза выше, чем у технически чистого алюминия. В условиях плоского напряженного состояния (при $\mu_\sigma = 0$) степень деформации до разрушения алюминий-графенового композита по крайней мере в 2,2 раза выше, чем у технически чистого алюминия. В условиях осесимметричной деформации при $\mu_\sigma = +1$ степень деформации до разрушения алюминий-графенового композита и технически чистого алюминия примерно одинакова в условиях растягивающих напряжений (при $k = +1$). По мере смягчения напряженного состояния пластичность композита становится выше по сравнению с технически чистым алюминием.

В большинстве работ синтез алюминий-графеновых композитов осуществляется по традиционным металургическим методикам путем смешения графена и расплавленного металла, после чего проводятся дополнительные стадии формовки. Из-за крайне плохой смачиваемости всех углеродных материалов расплавленным алюминием приходилось проводить синтез при повышенных температурах и с использованием высокого давления, в результате в алюминиевой матрице образовывался карбид алюминия. Только в последние

два года развиты методы, позволяющие избегать образования карбива алюминия. В настоящее время опубликованы работы по синтезу алюминий-графеновых композитов, в которых также наблюдается одновременное увеличение прочности и относительного удлинения для композитов, содержащих до 3 мас.% графена [10, 21]. Как известно, графен одновременно обладает высокими прочностными и пластическими свойствами. В частности, модуль Юнга графена 0,5–1 ТПа, а его предел прочности 130 ГПа. По всей видимости, и алюминий-графеновый материал может проявлять это уникальное сочетание свойств в тех случаях, когда: 1) графеновые включения в композите представляют собой графен, а не малослойный графит; 2) листы графена равномерно распределены по всему объему композита; 3) не образуется фаза карбива алюминия, которая охрупчивает композитный материал. К сожалению, в настоящее время ни одна из имеющихся теорий [10] не может объяснить этот многократно подтвержденный экспериментальный факт.

5. Заключение

На основании результатов экспериментов получена диаграмма предельной пластичности алюминий-графенового металломатричного композита с содержанием графена 1 мас.% при температуре 300°C. Диаграмма устанавливает функциональную связь между величиной предельной пластичности и характеристиками напряженного состояния. Область использования диаграммы ограничена интервалами изменений $-0,08 < k < 1,39$ и во всем диапазоне изменения значений μ_σ .

Полученная диаграмма предельной пластичности может быть использована для оценки накопленной в процессе пластического формоизменения поврежденности композита, которая в свою очередь применяется для оптимизации технологического процесса получения заготовок деталей конструкционного назначения.

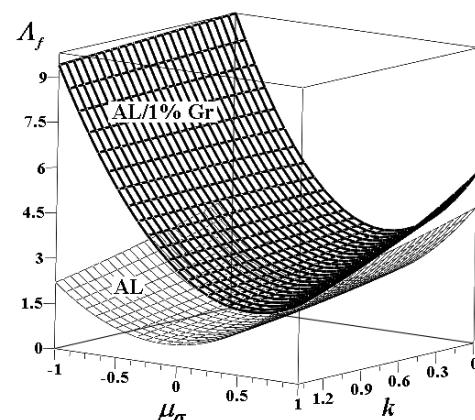


Рис. 4. Диаграмма предельной пластичности алюминий-графенового металломатричного композита с содержанием графена 1 мас.% при температуре 300°C в сравнении с диаграммой предельной пластичности технически чистого алюминия [20].

Fig. 4. A fracture locus for the 1 wt% aluminum-graphene metal matrix composite at 300°C in comparison with that for commercially pure aluminum.

Благодарности/Acknowledgements. Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 16-08-01011. Испытания проведены с использованием оборудования ЦКП «Пластометрия» Института машиноведения УрО РАН и «Состав вещества» Института высокотемпературной электрохимии УрО РАН. При проведении моделирования использовано программное обеспечение Лаборатории структурных методов анализа и свойств материалов и наноматериалов ЦКП УрФУ./This work was supported by the Russian Foundation for Basic Research (project no. 16-08-01011). The tests were performed on the equipment installed at the Plastometriya Collective Use Center affiliated to the Institute of Engineering Science, UB RAS, and at the Substance Composition Collective Use Center affiliated to the Institute of High-Temperature Electrochemistry, UB RAS. The simulations were performed with the application of the software installed at the Laboratory of Structural Methods of Analysis and Properties of Materials and Nanomaterials of the Collective Use Center affiliated to the Ural Federal University.

Литература/References

1. D. Hashiguchi, D. Tricker, A. Tarrant, J. Campbell, C. Pokross. Metal Powder Report. 7, 252 (2017). DOI: 10.1016/j.mprp.2016.01.074
2. V. Bharath, M. Nagaral, V. Auradi, S.A. Kori. Procedia Materials Science. 6, 1658 (2014). DOI: 10.1016/j.mspro.2014.07.151
3. Z. Tan, Z. Li, G. Fan, X. Kai, G. Ji, L. Zhang, D. Zhang. Diamond Relat. Mater. 31, 1 (2013). DOI: 10.1016/j.diamond.2012.10.008
4. N. Behm, H. Yang, J. Shen, K. Ma, L.J. Kecske, E.J. Lavernia, J.M. Schoenung, Q. Wei. Mater. Sci. Eng. A. 650, 305 (2016). DOI: 10.1016/j.msea.2015.10.064
5. M. Cabeza, I. Feijoo, P. Merino, G. Pena, M.C. Perez, S. Cruz, P. Rey. Powder Technol. 321, 31 (2017). DOI: 10.1016/j.powtec.2017.07.089
6. R. Rajeshkumar, V. Ubbayabu, A. Srinivasan, K.R. Ravi. J. Alloys Compd. 726, 358 (2017). DOI: 10.1016/j.jallcom.2017.07.280
7. A.A. Najimi, H.R. Shahverdi. Mater. Charact. 133, 44 (2017). DOI: 10.1016/j.matchar.2017.09.028
8. B. Chen, J. Shen, X. Ye, L. Jia, S. Li, J. Umeda, M. Takahashi, K. Kondoh. Acta Mater. 140, 317 (2017). DOI: 10.1016/j.actamat.2017.08.048
9. X. Gao, H. Yue, E. Guo, H. Zhang, X. Lin, L. Yao, B. Wang. Mater. Des. 94, 54 (2016). DOI: 10.1016/j.matdes.2016.01.034
10. A.F. Boostani, S. Yazdani, R.T. Mousavian, S. Tahamtan, R.A. Khosroshahi, D. Wei, D. Brabazon, J.Z. Xu, X.M. Zhang, Z.Y. Jiang. Mater. Des. 88, 983 (2015). DOI: 10.1016/j.matdes.2015.09.063
11. S.N. Alam, L. Kumar. Mater. Sci. Eng. A. 667, 16 (2016). DOI: 10.1016/j.msea.2016.04.054
12. L.A. Yolshina, R.V. Muradymov, I.V. Korsun, G.A. Yakovlev, S.V. Smirnov. J. Alloys Compd. 663, 449 (2016). DOI: 10.1016/j.jallcom.2015.12.084
13. S.M. Choi, H. Awaji. Sci. Technol. Adv. Mater. 6, 2 (2005). DOI: 10.1016/j.stam.2004.07.001
14. S.V. Smirnov, D.I. Vichuzhanin, A.V. Nesterenko. PNRPU Mechanics Bulletin. 3, 146 (2015). (in Russian) [С.В. Смирнов, Д.И. Вичужанин, А.В. Нестеренко. Вестник ПНИПУ. Механика. 3, 146 (2015).] DOI: 10.15593/perm.mech/2015.3.11
15. S. Smirnov, D. Vichuzhanin, A. Nesterenko, A. Smirnov, N. Pugacheva, A. Konovalov. Int. J. Mater. Form. 10, 831 (2016). DOI: 10.1007/s12289-016-1323-6
16. V.L. Kolmogorov. Stresses, strains, destruction. Moscow, Metallurgiia (1970) 229 p. (in Russian) [В.Л. Колмогоров. Напряжения, деформации, разрушение. Москва, Металлургия (1970) 229 с.]
17. P.G. Miklyaev. Mechanical properties of light alloys at temperatures and rates of metal forming: ref. ed. Moscow, Metallurgiia (1994) 228 p. (in Russian) [П.Г. Микляев. Механические свойства легких сплавов при температурах и скоростях обработки давлением: Справ. Изд. Москва, Металлургия (1994) 228 с.]
18. A.P. Grudev, Yu.V. Zilberg, V.T. Tilik. Friction and lubricants in metal forming. Moscow, Metallurgiia. (1982) 312 p. (in Russian) [А.П. Грудев, Ю.В. Зильберг, В.Т. Тилик. Трение и смазки при обработке металлов давлением. Москва, Металлургия (1982) 312 с.]
19. R. Hooke, T.A. Jeeves. JACM. 8, 212 (1961). DOI: 10.1145/321062.321069
20. S.V. Smirnov, D.I. Vichuzhanin, A.V. Nesterenko, A.S. Igumnov. AIP Conf. Proc. 1785, 040067 (2016). DOI: 10.1063/1.4967124
21. W. Yang, G. Chen, J. Qiao, S. Liu, R. Xiao, R. Dong, M. Hussain, G. Wu. Mater. Sci. Eng. A. 700, 351 (2017). DOI: 10.1016/j.msea.2017.06.027