

НАНОРАЗМЕРНЫЕ И НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЕ МАТЕРИАЛЫ И ПОКРЫТИЯ

УДК

ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЕ, ДСК И ЭЛЕКТРОННОМИКРОСКОПИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ СМЕСЕЙ Al–Cu ПОСЛЕ ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

© 2023 г. В. А. Жорин^a, *, М. Р. Киселев^b, **, А. А. Гулин^a, В. А. Котенев^b

^aУчреждение Российской академии наук Институт химической физики им. Н.Н. Семенова РАН,
ул. Косыгина, 4, Москва, 119991 Россия

^bУчреждение Российской академии наук Институт физической химии и электрохимии им. А.Н. Фрумкина РАН,
Ленинский пр., 31, Москва, 119991 Россия

*e-mail: vzhorin@mail.ru

**e-mail: kisselev@phych.ac.ru

Поступила в редакцию 27.01.2023 г.

После доработки 09.02.2023 г.

Принята к публикации 22.02.2023 г.

Смеси порошков Al–Cu разного состава подвергали пластическому деформированию под давлением 1–4 ГПа на аппарате высокого давления типа наковален и исследовали термомеханическим методом, а также с использованием ДСК и энергодисперсной рентгеновской спектроскопии. При нагревании деформированных образцов регистрировали уменьшение толщины, которое достигало 40%. Этот эффект зависел от материала наковален и давления, при котором проводили обработку. При ДСК-исследовании установили, что при нагревании в образцах протекает экзотермический процесс в диапазоне 168–180°C и высокотемпературный эндотермический процесс плавления алюминия. Концентрационные зависимости энтальпии процессов имели экстремальный вид. При электронномикроскопическом исследовании установили, что в результате обработки под давлением в образцах меняется соотношение компонентов и образуется новая фаза, количество которой увеличивается с увеличением давления деформирования – характерный признак химического процесса.

Ключевые слова: высокое давление, пластическая деформация

DOI: 10.31857/S0044185623700420, **EDN:** SFVXBA

ВВЕДЕНИЕ

В металлах при растяжении степени деформации до разрушения могут достигать 10–15%, а в полимерах – 200% и более. При интенсивных воздействиях – прокатка, ковка, экструзия и т.д. – суммарные степени деформации могут также достигать больших значений. Однако, при таких воздействиях обработка проводится, как правило, при высоких температурах и в циклическом режиме – после цикла деформирования следует период релаксации, который также протекает при высокой температуре. Аппараты высокого давления типа наковален позволяют развивать в твердых тела пластические деформации в сотни и тысячи раз без промежуточных релаксационных периодов.

При пластическом деформировании в твердых телах с различным типом химической связи формируются структурные дефекты – дислокации, вакансии. По данным рентгеноструктурного анализа размер областей когерентного рассеяния

(ОКР) в алюминии и меди снижается от 1000 до 400–450 Å, а при деформировании смеси Al–Cu размеры ОКР в каждом из компонентов снижаются до 70–80 Å [1].

При деформировании бикомпонентных смесей пластическому деформированию подвергаются оба компонента. Частицы индивидуальных веществ вытягиваются в плоскости скольжения, и при этом уменьшается их толщина. В результате пластического деформирования под давлением в материалах формируется слоистая структура, в которой тонкие слои одного компонента перемежаются слоями другого [2]. При этом возрастает число поверхностных атомов по сравнению с внутренними, и создаются условия для интенсивного взаимодействия атомов, находящихся на разнородных соприкасающихся поверхностях [3].

Высокое содержание в деформированных образцах структурных дефектов оказывает существенное влияние на свойства таких материалов. Так твердость отожженного алюминия составля-

ет 20 кг мм⁻², а меди 40 кг мм⁻²; после деформирования под давлением твердость алюминия возрасла до 170 кг мм⁻², а меди до 300 кг мм⁻². В деформированной смеси Al–Cu = 50–50 твердость достигала 530 кг мм⁻² [4].

При нагревании дефектных образцов в них будут протекать релаксационные процессы, в результате которых структурные дефекты будут выходить из материала образца, а размеры ОКР будут увеличиваться. Обычно рекристаллизационные процессы в металлах протекают при температурах 0.6–0.7 температуры плавления – для меди это диапазон 720–840°C, а для алюминия – 400–460°C. В работе [5] было показано, что в образцах меди деформированных под высоким давлением восстановление размеров ОКР начинается уже при 200°C, а наиболее интенсивно этот процесс протекает при 550°C.

В работах [6, 7] смеси Al с оксидом и гидроксидом алюминия подвергали пластическому деформированию под давлением 1–4 ГПа на аппарате высокого давления типа наковален. Анализ образцов проводили методом ДСК и рентгеноструктурного анализа. На барических зависимостях энтальпии окисления и плавления алюминия и барической зависимости размеров областей когерентного рассеяния обнаружены экстремумы при давлениях 1.5 и 2.5 ГПа. Причинами возникновения этих особенностей могут являться изменения в электронной структуре алюминия и/или механизма деформации алюминия при указанных давлениях. Обнаруженный немонотонный характер барических зависимостей тепловых эффектов химических процессов разложения гидрооксида алюминия и окисления алюминия мог быть следствием изменения химической активности реагентов в результате обработки при определенных давлениях. Действительно, химическая активность вещества определяется его электронной структурой и для того чтобы тепловые эффекты реакций менялись немонотонно необходимы при определенных условиях соответствующие изменения в электронной подсистеме твердого тела, а в конечном итоге изменения в электронной структуре атомов и молекул.

Ранее в работе [8] смеси Al–Cu различного состава подвергали пластическому деформированию в диапазоне давлений от 0.5 до 4.0 ГПа при комнатной температуре на аппарате высокого давления типа наковален Бриджмена. Исследовано влияние давления обработки на калориметрические и электрохимические свойства смесей порошкообразных Al и Cu разного состава. Для изучения атомно-электронной структуры деформированных смесей использовали метод аннигиляции позитронов. Полученные результаты указывают на то, что изменения в электронной подсистеме смесей могут внести существенный вклад в тепловыделе-

ние и электрохимические свойства образцов, подвергнутых пластическому деформированию под высоким давлением.

В этой связи в настоящей работе представляло интерес исследование релаксационных процессов при нагревании деформированных смесей Al–Cu разного состава термомеханическим методом, а также с использованием метода ДСК.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

В качестве объектов исследования использовали порошки алюминия и меди с размером частиц до 10 мкм. Смесей порошков готовили в ступке. Обработку образцов проводили на аппарате высокого давления типа наковален при давлении 1–4 ГПа; использовали наковальни из закаленной стали ХВГ (твердость 60–66) и твердого сплава ВК6 (твердость 92–96). Термомеханические измерения проводили на анализаторе TMA Q 400 Intertech Corporation с расширительным микронзондом диаметром 2.54 мм; нагрузка на зонд составляла 2 г; измерения проводили в температурном диапазоне 35–300°C; скорость подъема температуры варьировали от 5 до 50 град мин⁻¹. ДСК-измерения проводили на микрокалориметре Q 600 фирмы Intertech Corporation при скорости нагревания 5–50 град мин⁻¹. Сканирующую (растровую) электронную микроскопию и энергодисперсионную рентгеновскую спектроскопию (ЭДС) проводили на микроскопе Prisma E (Thermo Scientific, Чехия) в режиме высокого вакуума с ускоряющим напряжением 20 кВ. Деформированные образцы измельчали в ступке и в виде порошка наносили на углеродный скотч.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

При нагревании твердые тела расширяются. Коэффициент термического расширения для алюминия составляет 24×10^{-6} , а для меди – 17×10^{-6} . При таких значениях коэффициентов увеличение линейного размера алюминиевого образца (в нашем случае – толщины) при нагревании до 400°C составит $2.6 \times 10^{-5}\%$, а меди – $1.8 \times 10^{-5}\%$.

Порошки Al и Cu, а также их смеси разного состава прессовали под давлением 4 ГПа, а затем нагревали до 300°C и регистрировали уменьшение толщины ($-\Delta L$, %) образцов, которое в прессованных образцах алюминия и меди совпадало и составляло 1.7% (рис. 1). В образце Al–Cu = 50–50 величина $-\Delta L$, % была близка к значению для исходных компонентов. В смесевом образце, содержавшем 75 мас. % алюминия, практически не удалось зафиксировать уменьшение размера образца. В то же время в смеси, содержащей 25 мас. % алюминия, уменьшение толщины достигало 5.3%.

Смеси Al–Cu = 50–50 подвергали пластическому деформированию под давлением 2 ГПа, а затем нагревали со скоростью 20 град мин^{–1} до 600°C; при этом максимальные изменения – уменьшение – толщины образцов регистрировали при температурах до 300°C; в этой связи в дальнейшем деформированные образцы нагревали до 300°C.

На (рис. 2) представлены температурные зависимости уменьшения толщин ($-\Delta L$, %) для различных образцов смеси Al–Cu = 50–50, которые указывают на возрастание пластичности материала при увеличении температуры. Оказалось, что результат обработки под давлением зависит от материала наковален, на которых проводили деформирование: $-\Delta L$, % образца, обработанного на наковальнях из твердого сплава ВК6, было меньше, чем обработанного на наковальнях из каленной стали ХВГ, то есть обработка образцов под давлением на наковальнях из более мягкого металла приводит к образованию более пластичного материала. Пластические свойства зависят от количества структурных дефектов в материале. Полученные данные свидетельствуют о том, что количество структурных дефектов в образцах, обработанных на наковальнях из твердого сплава, больше, чем при обработке на наковальнях из стали ХВГ.

Величина $-\Delta L$, % образцов зависит от давления деформирования, и была тем больше, чем больше было давление обработки – формально это означает, что при более высоком давлении в образцах формируется более пластичная структура. В работе [5] методом позитронной аннигиляции на образцах меди было установлено, что при деформировании в образцах формируются вакансии и вакансионные кластеры с размером до 10 межатомных расстояний. Возможно, что увеличение $-\Delta L$, % отражает процесс объединения таких структурных дефектов при нагревании деформированных образцов.

Образцы, толщина которых при нагревании достигала предельного значения (максимальное значение $-\Delta L$, %), охлаждали до комнатной температуры со скоростью 20°C мин^{–1}. Толщина таких образцов совпадала с предельным значением, полученным при максимальной температуре нагревания.

На рис. 3 приведены концентрационные зависимости $-\Delta L$, % для смесей, деформированных при разных давлениях имевшие экстремальный вид. Для смесей обработанных под давлением 1 и 2 ГПа максимальные $-\Delta L$, % регистрировали при 50 мас. % алюминия в смесях, а для смеси обработанной под давлением 4 ГПа экстремальное значение $-\Delta L$, % было достигнуто при 75 мас. % алюминия. Таким образом, по мере увеличения давления деформирования максимальное значе-

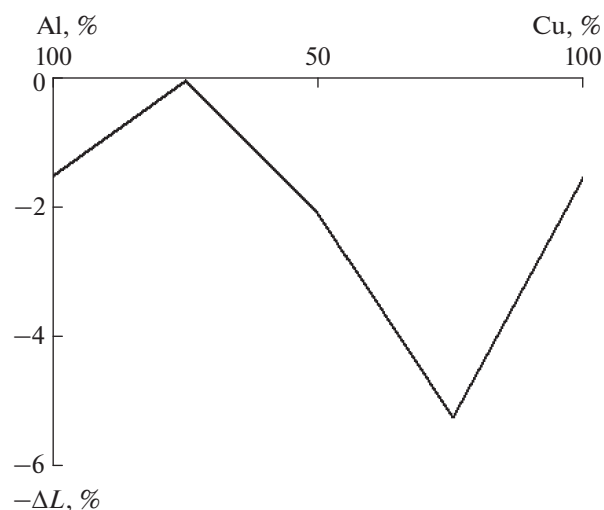


Рис. 1. Уменьшение толщины образцов ($-\Delta L$, %) в смесях Al–Cu разного состава после прессования под давлением 4 ГПа.

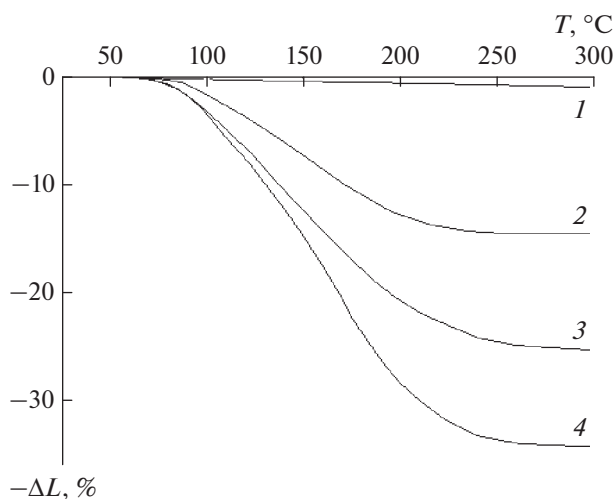


Рис. 2. Зависимость $-\Delta L$, % от температуры для смеси Al : Cu = 1 : 1 – исходная смесь (1), после деформирования под давлением 2 ГПа на наковальнях из твердого сплава ВК6 (2) и стали ХВГ (3), после деформирования на наковальнях из твердого сплава ВК6 под давлением 4 ГПа (4).

ние $-\Delta L$, % достигается при более высоком содержании алюминия в смесях.

Известно, что параметры фазовых переходов при нагревании не зависят от скорости нагревания. В то же время в случае релаксационных процессов их характеристики зависят от скорости нагревания. Для выяснения природы термостимулированных процессов, протекающих в деформированных образцах, смеси Al–Cu = 50–50 после обработки под давлением 2 ГПа нагревали при разных скоростях подъема температуры (рис. 4). Видно, что при увеличении скорости нагрева происходит об-

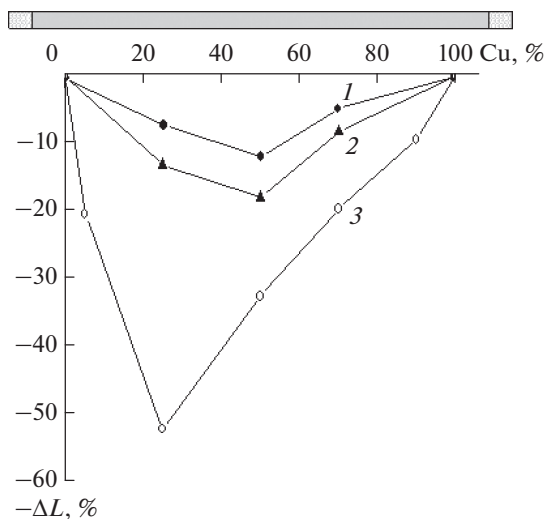


Рис. 3. Концентрационная зависимость $-\Delta L$, % для смесей, деформированных под давлением 1 ГПа (1), 2 ГПа (2) и 4 ГПа (3).

шее снижение величины $-\Delta L$, %. Однако, на монотонной зависимости присутствуют экстремумы: при скоростях нагрева 14, 22 и $30^\circ\text{C мин}^{-1}$ величина $-\Delta L$, % значительно возрастает — материал образца становится более пластичным.

Наряду с величиной $-\Delta L$, % еще одной характеристикой теплового процесса является средняя температура перехода ($T_{\text{пер}}$), которую определяли как температуру, при которой величина $-\Delta L$, % достигает половины своего максимального значения. На рис. 5 приведены значения $T_{\text{пер}}$, полученные при разных скоростях нагрева, которые имеют тенденцию к монотонному возрастанию. В то же время при скорости нагрева $24^\circ\text{C мин}^{-1}$ значение $T_{\text{пер}}$ снижается до 115°C в то время как при монотонном изменении значение $T_{\text{пер}}$ должно бы составить 160°C .

Тот факт, что значения $-\Delta L$, % и $T_{\text{пер}}$ зависят от скорости нагревания, свидетельствует о релаксационной природе процессов, протекающих в деформированных образцах при нагревании.

Можно было ожидать, что нагревание деформированных смесей будет сопровождаться тепловыми эффектами. В этой связи было проведено ДСК-исследование деформированных смесей. На рис. 6 приведены термограммы деформированных смесей разного состава, на которых в диапазоне $100\text{--}300^\circ\text{C}$ присутствовали экзопики с максимумами при $168\text{--}175^\circ\text{C}$, а в диапазоне $500\text{--}700^\circ\text{C}$ эндопики плавления алюминия.

Зависимость энтальпии экзопика от состава смесей имела экстремальный вид с максимумом при 50 мас. % алюминия в смеси. Температура максимума экзопика в смеси с 20 мас. % алюми-

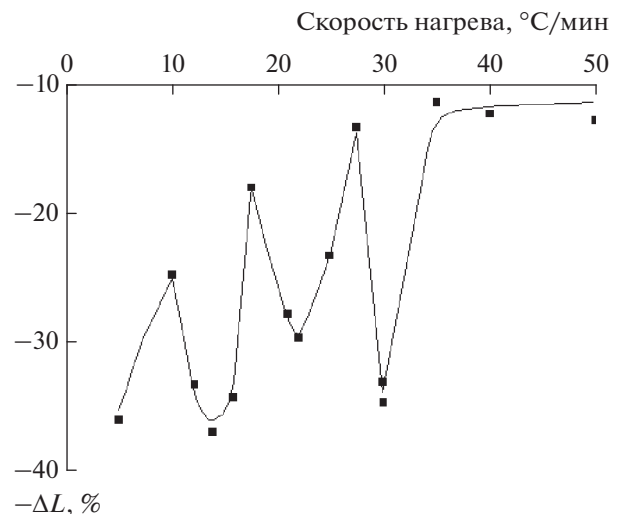


Рис. 4. Зависимость $-\Delta L$, % от скорости нагрева для смеси Al : Cu = 1 : 1 деформированной под давлением $P = 2$ ГПа.

ния достигала 220°C , а при содержании алюминия 75 мас. % снижалась до 160°C (рис. 7).

В данной работе использовали порошкообразный алюминий с размером частиц 5–8 мкм, $T_{\text{пл}} = 660^\circ\text{C}$ и энтальпией плавления 300 Дж г^{-1} ; при этом табличное значение энтальпии плавления составляет 380 Дж г^{-1} . Такое различие связано, скорее всего, с присутствием оксидного слоя на

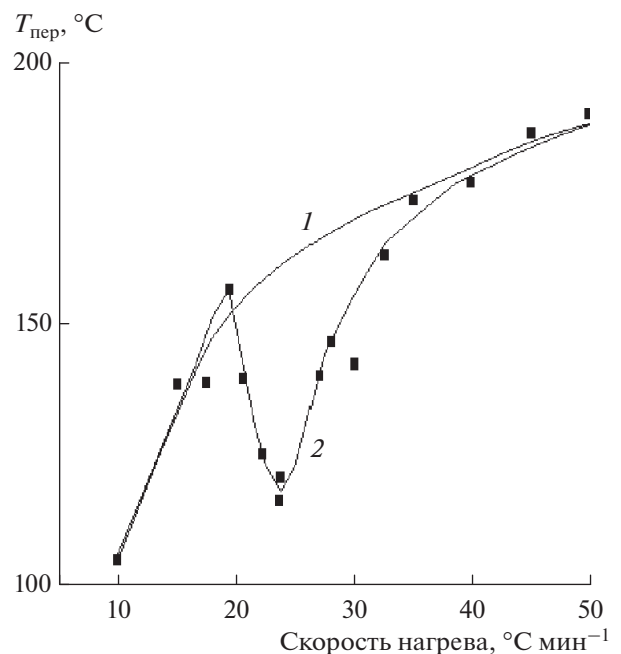


Рис. 5. Зависимость $T_{\text{пер}}$ от скорости нагрева для смеси Al : Cu = 1 : 1 деформированной под давлением 2 ГПа.

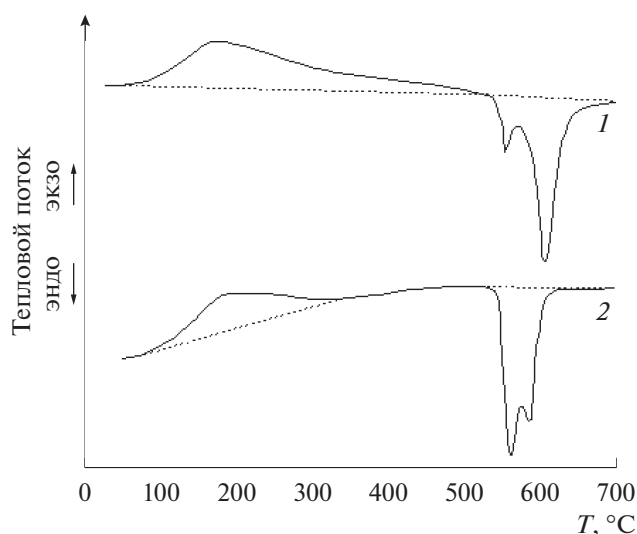


Рис. 6. Термограммы смесей Al–Cu после деформирования под давлением 2 ГПа с 50 мас. % (1) и 58 мас. % алюминия (2).

поверхности металлических частиц; таким образом, можно сказать, что 21 мас. % алюминия находятся в окисленном состоянии.

После деформирования порошка алюминия под давлением 2 ГПа образцы представляли собой монолитные диски с ярко выраженным металлическим блеском. Данные ДСК показали, что обработка исходного алюминия под давлением не оказала влияния ни на температуру, ни на энтальпию плавления алюминия.

Известно [9], что при уменьшении размера металлических частиц происходит снижение $T_{пл}$ металлов. По данным работы [10] для алюминиевого порошка с размером частиц 120 нм снижение $T_{пл}$ составило 5 град. Для частиц алюминия с размером 25–30 нм снижение $T_{пл}$ также составляло несколько градусов, а при уменьшении размера частиц до 6–7 нм алюминий плавился при 550°C [11]. В случае меди порошок с размером частиц 50 нм плавился при 550°C [12].

На рис. 8 представлены концентрационные зависимости температур высокотемпературного и низкотемпературного пиков плавления алюминия в деформированных смесях, которые имеют экстремальный вид с максимумом при 42 мас. % алюминия, а температуры максимумов пиков во всех смесях были ниже $T_{пл}$ алюминия. Зависимости практически совпадают по виду, но зависимость для низкотемпературного пика лежит на 30–40 градусов ниже, а при 75 мас. % алюминия в смеси разница температур уменьшается до 20 град. Экстраполяция обеих концентрационных зависимостей на 100 мас. % алюминия дает

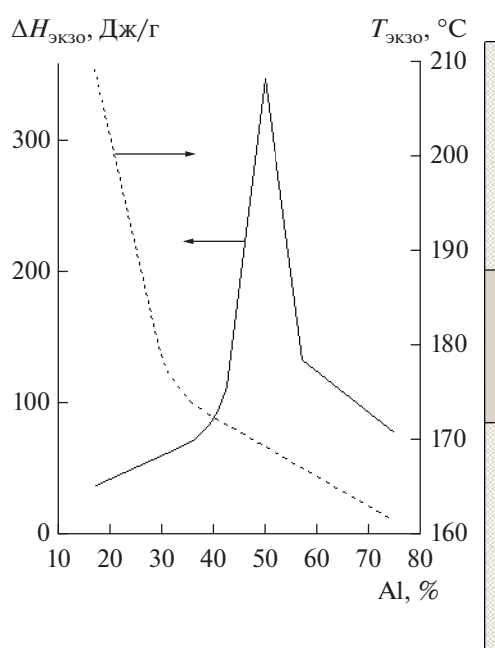


Рис. 7. Концентрационная зависимость энтальпии экзотермического пика (1), и температуры экзопика (2) в смеси Al–Cu после деформирования под давлением 2 ГПа.

$T_{пл} = 550^\circ\text{C}$. По данным работы [11] такая $T_{пл}$ соответствует частицам с размером несколько нм.

Пластическое деформирование под высоким давлением исходного порошка алюминия не оказывает влияния на его $T_{пл}$, так как в этих условиях не происходит диспергирования (дополнительного измельчения порошкообразного материала), а наоборот происходит его компактирование (монолитизация). При пластическом деформировании порошкообразных смесей частицы отдельных компонентов вытягиваются в плоскости течения, и при этом уменьшается их толщина. Таким образом, происходит увеличение числа атомов находящихся на поверхности. При диспергировании порошков также увеличивается количество поверхностных атомов по сравнению с числом атомов во внутренних областях. Видимо, снижение $T_{пл}$ как в порошках при уменьшении размера частиц, так и в пластически деформированных под высоким давлением металлических смесях связано с эффектом увеличения числа поверхностных атомов.

При содержании алюминия в смесях менее 42 мас. % $T_{пл}$ снижается и при 25 мас. % составляет 600°C. При этом на термограммах деформированных смесей содержащих 75 и более мас. % меди при температурах до 800°C не удалось зарегистрировать эндотермические пики, которые можно было бы связать с формированием мелких частиц меди.

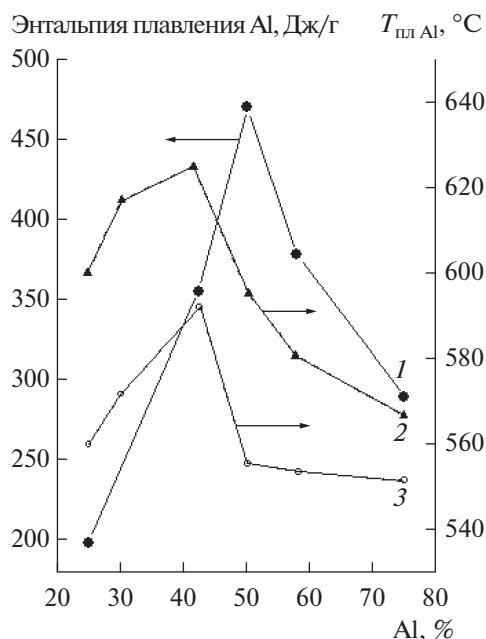


Рис. 8. Концентрационная зависимость энтальпии плавления алюминия (1), T_{max} высокотемпературного (2) и низкотемпературного (3) пика плавления алюминия в смеси деформированной под давлением 2 ГПа.

При 25 мас. % алюминия в деформированной смеси температуры эндотермических пиков на термограммах составляют 540 и 600°C — это соответствует частицам с размером в несколько нм.

Концентрационная зависимость $T_{\text{пл}}$ алюминия на рис. 8 достигает максимального значения при 42 мас. % алюминия. Согласно фазовой диаграмме системы Al—Cu при содержании алюминия менее 45 мас. % формируются твердые растворы, а при более высоких концентрациях алюминия формируются эвтектические сплавы. Таким образом, при изменении концентрации алюминия в смесях меняется механизм взаимодействия атомов алюминия и меди. Можно предположить, что и в деформированных смесях при содержании алюминия 42 мас. % реализуется схожий процесс.

Во всех деформированных смесях плавление алюминия описывалось двумя близко расположенными эндотермическими пиками, разделить которые не представляется возможным. Поэтому энтальпию процесса плавления оценивали по суммарной энтальпии эндотермических пиков.

На рис. 8 представлена концентрационная зависимость энтальпии плавления алюминия для смесей Al—Cu после деформирования под давлением 2 ГПа, которая имеет экстремальный вид с максимумом при 50 мас. % алюминия. Расчет энтальпии плавления проводили на основе экспериментального значения суммарной энтальпии

эндотермических пиков с учетом содержания в смесях алюминия. Для смеси содержащей 50 мас. % алюминия энтальпия плавления составила 470 Дж г⁻¹ — это на 56% больше энтальпии плавления исходного алюминиевого порошка. В смеси с 75 мас. % алюминия энтальпия плавления была лишь на 3% меньше энтальпии плавления исходного алюминия, а в смеси с 25% алюминия энтальпия плавления была на 33% меньше чем в исходном алюминии. Как видно из приведенных данных изменения $T_{\text{пл}}$ и энтальпии плавления в деформированных смесях происходят симбатно.

Согласно данным работы [10] энтальпия плавления алюминия снижается с уменьшением размера частиц. Так энтальпия плавления компактного алюминия составляет 396 Дж г⁻¹, а для образца с размером частиц 120 нм — 175 Дж г⁻¹.

Полученные результаты свидетельствуют о том, что для смеси с 25 мас. % алюминия температурному диапазону плавления алюминия 540—600°C должны соответствовать частицы алюминия с размером в несколько нм; в то же время энтальпия плавления алюминия в такой смеси составила 200 Дж г⁻¹, а такая энтальпия соответствует частицам с размером 120 нм.

Энергодисперсионная рентгеновская спектроскопия (ЭДС) основана на взаимодействии потока электронов с исследуемым веществом. На основе анализа интенсивностей характеристических линий элементов в ЭДС оценивают содержание элемента в пробе, а также его пространственное распределение. В данной работе задача была несколько иной — были использованы смеси порошков Al и Cu с массовым соотношением 1 : 1 после пластического деформирования под давлением 0.5 и 3.0 ГПа.

На рис. 9 показано картирование порошка смеси после деформирования под давлением 0.5 ГПа. На изображении, полученном во вторичных электронах (рис. 8а) можно выделить 3 типа зон: темные (1), светлые (2), и промежуточные (3). Темные зоны показывают больший сигнал алюминия (рис. 8б) и меньший — меди (рис. 8в). Светлые зоны свидетельствуют о большем сигнале меди и меньшим сигналом от алюминия. В этом образце соотношение сигналов алюминия и меди (Al/Cu) варьируется от 0.1 до 3.5, то есть сигналы могут различаться в 35 раз. Столь сильное различие значений Al/Cu свидетельствует о неоднородном распределении компонентов смеси в деформированном образце. Усредненное значение Al/Cu по всей области сканирования составляет 0.6.

Для образца, деформированного под давлением 3 ГПа, значение Al/Cu варьировалось в пределах 1.3—2.7, что указывает на более равномерное

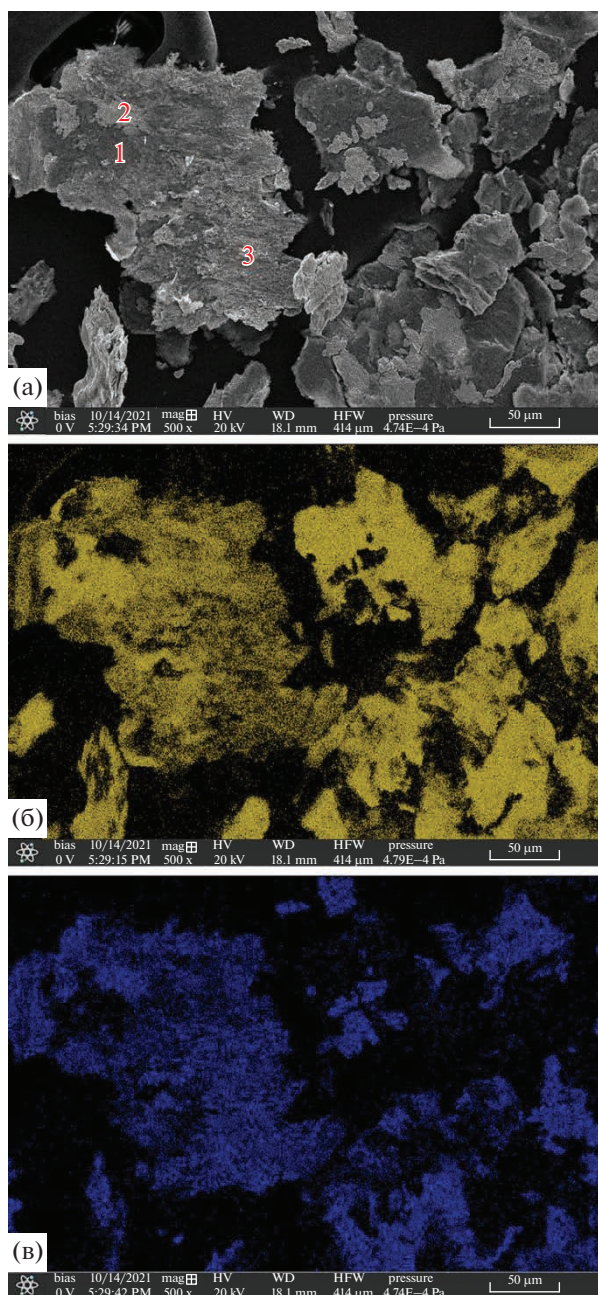


Рис. 9. Сканирующая электронная микроскопия и энергодисперсионная рентгеновская спектроскопия смеси Al—Cu после деформирования под давлением 0.5 ГПа: (а) изображение во вторичных электронах, (б) картирование K линии Al, (в) картирование K линии Cu.

распределение компонентов смеси. Среднее значение Al/Cu по области в этом случае составляет 2.3.

Таким образом, различие Al/Cu для смесей, обработанных под давлением 0.5 и 3.0 ГПа, составляет почти 4 раза. Соотношение компонентов в деформированных смесях одинаковое, поэтому изменение величины Al/Cu нельзя объяснить изменением концентраций компонентов.

Формально возрастание значения Al/Cu при увеличении давления деформирования от 0.5 до 3.0 ГПа означает увеличения сигнала алюминия и/или снижение сигнала меди. Такой эффект может быть достигнут если атомы меди окажутся в окружении атомов алюминия. В этом случае часть рентгеновских фотонов, испускаемых атомами меди, будет поглощаться атомами алюминия. Поэтому интенсивность K линии меди будет снижаться.

Такая модель может быть реализована при деформировании под давлением 3 ГПа. Это связано с тем, что напряжения течения алюминия и меди при давлении 0.5 ГПа совпадают, а при 3.0 ГПа напряжение течения алюминия почти в два раза меньше, чем напряжение течения меди. В этом случае частицы меди могут оказаться покрытыми алюминием.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

При нагревании смесей Al—Cu подвергнутых деформированию под высоким давлением происходит уменьшение их толщины в температурном диапазоне 100–300°C. Этот эффект зависит от материала наковален и усиливается при увеличении давления деформирования. Эффект уменьшения толщины образцов снижается при увеличении скорости нагрева; при этом скоростная зависимость имеет экстремальный вид — при скоростях нагрева 14, 22 и 30 град мин⁻¹ толщина образцов уменьшается в 1.7, 2.0 и 2.8 раза по сравнению с монотонным изменением уменьшения толщины. Зависимость температуры, при которой происходит уменьшение толщины образцов, возрастает при увеличении скорости нагрева от 100 до 190°C. Зависимость параметров процесса от скорости нагрева свидетельствует о релаксационном механизме изменений в деформированных образцах при их нагревании. По знаку теплового процесса это может быть как химическая реакция, так и структурная рекристаллизация.

При ДСК-исследовании было установлено, что в деформированных образцах в диапазоне 100–300°C протекает экзотермический процесс, энтальпия которого зависела от соотношения компонентов смеси, достигая 360 Дж г⁻¹ при весовом соотношении компонентов 1 : 1. Температура максимума экзопроцесса снижалась от 220°C при 17 мас. % алюминия до 160°C при 75 мас. % алюминия. Уменьшение толщины и экзотермический эффект в деформированных образцах регистрировали в одном и том же температурном диапазоне. Это означает, что оба эффекта описывают разные проявления одного и того же процесса.

Плавнение алюминия в деформированных образцах протекало в диапазоне 550–600°C. В случае порошкообразного алюминия такой температур-

ный диапазон соответствует частицам с размером несколько нм, для которых характерно большое количество атомов на поверхности частиц.

Концентрационная зависимость энтальпии плавления алюминия в деформированных смесях имеет экстремальный вид, достигая 480 Дж г⁻¹ при весовом соотношении 1 : 1. При снижении содержания алюминия до 25 мас. % энтальпия плавления уменьшается до 200 Дж г⁻¹, а при 75 мас. % алюминия в смеси значение энтальпии совпадает с энтальпией плавления исходного алюминиевого порошка.

Данные сканирующей электронной микроскопии на образцах с исходным соотношением компонентов Al/Cu = 1 : 1 свидетельствуют о том, что после обработки под давлением 0.5 ГПа соотношение компонентов становится Al/Cu = 0.56, а после обработки под давлением 3.0 ГПа — Al/Cu = 2.3. В результате отработки под давлением в смесях формируется фаза, количество которой возрастает с увеличением давления деформирования — такое поведение характерно для химических процессов.

Работа выполнена за счет субсидии, выделенной ИХФ РАН на выполнение государственного задания; тема 0082-2019-003 “Разработка методологии синтеза новых высокополимеров, олигомеров и макромономеров и изучение влияния структуры полимеров на их свойства”; АААА-А17-117032750201-9.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Жорин В.А., Шашкин Д.П., Ениколопан Н.С. // Докл. АН СССР. 1984. Т. 278. № 1. С. 144–147.
2. Жорин В.А., Лившиц Л.Д., Ениколопан Н.С. // Докл. АН СССР. 1981. Т. 258. № 1. С. 110–112.
3. Жорин В.А., Киселев М.Р., Высоцкий В.В., Котенев В.А. // Физикохимия поверхности и защита материалов. 2021. Т. 57. № 1. С. 57–64.
4. Жорин В.А., Киселев М.Р., Мухина Л.Л., Пуряева Т.П., Разумовская И.В. // Химическая физика. 2008. Т. 27. № 2. С. 39–46.
5. Кевдина И.Б., Жорин В.А., Шантарович В.П., Гольданский В.И., Ениколопан Н.С. // Докл. АН СССР. 1985. Т. 280. № 2. С. 394–398.
6. Жорин В.А., Киселев М.Р., Ширяев А.А., Котенев В.А. // Физикохимия поверхности и защита материалов. 2022. Т. 58. № 1. С. 45–53.
7. Жорин В.А., Киселев М.Р., Ширяев А.А., Котенев В.А. // Физикохимия поверхности и защита материалов. 2022. Т. 58. № 4. С. 398–406.
8. Жорин В.А., Киселев М.Р., Бардышев И.И., Высоцкий В.В., Смирнов С.Е., Котенев В.А. // Физикохимия поверхности и защита материалов. 2022. Т. 58. № 3. С. 279–288.
9. Wautelet M., Shirinyan A.S. // Pure Appl. Chem. 2009. V. 81. № 10. P. 1921–1930.
10. Коршунов А. В. // Известия Томского политехнического университета. 2013. Т. 232. № 3. С. 96–103.
11. Luo W., Su K., Li K., Li Q. // Solid State Commun. 2011. V. 151. № 3. P. 229–233.
12. Yeshenko O.A., Dmetruk I.M., Alexeenko A.A., Dmitruk A.M. // Phys. Rev. B. 2007. V. 75. № 8. H. 085434 (1–6).