

УДК 621.7.011:539.382:669.715

Б. М. Эфрос, И. П. Конакова, А. А. Емельянов, Я. Е. Бейгельзимер,
Т. П. Заика, Н. В. Шишкова, В. М. Шепель

ПОВЕДЕНИЕ ПОРИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЙ

Донецкий физико-технический институт АН Украины, 340114, Донецк, ул. Розы Люксембург, 72

Статья поступила в редакцию 4 декабря 1992 г.

Выявлены основные закономерности деформационного поведения пористых материалов на примере литого технического алюминия и литейного сплава АЛ2 при обработке в условиях высоких давлений. Результаты использованы для построения реологической модели пористого тела и ее идентификации в эксперименте. Проведенные исследования являются основой для разработки технологического процесса получения полуфабрикатов и изделий из пористых материалов с заданной пористостью и необходимым уровнем физико-механических свойств.

В настоящее время перспективы прогресса во многих отраслях промышленности в значительной степени связываются с разработкой и широким применением композиционных материалов. Совместная работа разнородных материалов дает эффект, равносильный созданию нового материала, свойства которого и количественно и качественно отличаются от свойств каждого из его составляющих [1]. Создание композиционных металлических материалов в значительной степени возможно такими путями, в которых сочетаются методы металлургии, материаловедения и металлообработки, включая методы обработки металлов давлением (ОМД). Основой для данных материалов могут быть пористые металлы и сплавы [2]. В частности, большие перспективы имеет совмещение процесса реолитья для получения пористых заготовок из цветных металлов и их сплавов с последующей деформационно-термической обработкой этих заготовок, включая и обработку в условиях высоких давлений, с целью получения полуфабрикатов и изделий с регулируемым уровнем пористости и, следовательно, заданным комплексом физико-механических свойств. В этой связи исследование процессов пластического деформирования пористых материалов позволяет определить их реальные структурные и механические характеристики, прогнозировать режимы технологических процессов ОМД для получения пористых заготовок из цветных металлов и их сплавов с заданной величиной пористости.

Материалы и методика эксперимента. В качестве матрицы пористого материала использовали технически чистый алюминий марки А97 и литейный алюминиевый сплав марки АЛ2 (эвтектический силумин) стандартного химического состава [3]. Методика получения пористого материала с помощью оригинальной технологии реолитья, разработанная в НПО "Композиционные материалы" УПИ, аналогична традиционному литейному производству — кокильному литью. Она заключается в пропитке гранулированного неорганического материала (порообразователя) расплавленным металлом. После кристаллизации и охлаждения отливки порообразующий наполнитель удаляют растворением в воде или выжиганием. Нагрев порообразователя (поваренная

соль NaCl с линейным размером гранул $\geq 100 \dots \leq 1000$ мкм) проводили в камерной печи сопротивления, а нагрев металла матрицы — в индукционной печи. Заливку осуществляли в предварительно подогретый кокиль, после чего создавали избыточное давление порядка 1 МПа для более полного заполнения расплавом межгранулярного пространства наполнителя. После охлаждения отливку, представляющую собой композиционный материал (металл — неорганический наполнитель), механически обрабатывали с целью получения прутка необходимой формы. Порообразующий наполнитель из готовой по форме заготовки удалялся растворением в воде с последующей продувкой сжатым воздухом.

Изучение закономерностей деформационного поведения пористых материалов проводили при испытании на одноосное сжатие в соответствии с ГОСТ 8817-76. Температуру испытаний изменяли от комнатной до 500 °С, скорость деформации составляла $\dot{\epsilon} = 10 \text{ с}^{-1}$ и $2,5 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$. Степень деформации определяли по формуле $\epsilon = \ln(h_0/h)$, где h_0 — исходная высота пористого образца, h — высота образца после осадки. Трехосное сжатие проводили методом гидростатического обжатия при комнатной температуре в интервале давлений $\approx 0 \dots 1600$ МПа со скоростью набора давлений $\approx 100 \text{ МПа} \cdot \text{с}^{-1}$. Деформацию в условиях высоких давлений осуществляли при испытаниях на сжатие методом осадки в интервале температур деформации $\approx 300 \dots < 500$ °С под давлением $P \leq 1000$ МПа со скоростью $\dot{\epsilon} \approx 5 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ и растяжение методом квазигидропрессования в интервале $T_{\text{деф}} \approx 500 \dots \approx 600$ °С и $P \approx 600$ МПа со скоростью $\dot{\epsilon} \approx 10 \text{ с}^{-1}$.

Металлографические исследования пористых материалов проводили методом оптической микроскопии на приборе "Neophot-32". Микроструктурные характеристики пористого материала (средний размер пор $d_{\text{п}}$ и расстояние между ними $l_{\text{п}}$) определяли по методу секущих [4]. Пористость Θ в исходном литом состоянии и после соответствующих обработок находили по измерениям кажущейся плотности образцов методом гидростатического взвешивания (ГОСТ 2409-80). Механические свойства образцов литого алюминия определяли при комнатной температуре по результатам статических испытаний на растяжение в соответствии с ГОСТ 1497-84. Измерения микротвердости металлической матрицы образцов проводили на приборе ПМТ-3 при нагрузке 50 г по ГОСТ 9450-76.

Результаты эксперимента. Изучение реальной структуры и свойств пористых материалов, а также исследование их поведения при деформировании является одной из основных проблем совмещенного способа получения и обработки данных материалов. Пористость в литых заготовках является самостоятельным структурным параметром, от которого зависят как механические, так и физико-химические свойства. В связи с этим структурными составляющими пористых материалов являются металлические фазы, образующие каркас материала, неметаллические включения (оксиды, сульфиды, карбиды и др.) и поры.

Результаты количественного металлографического анализа, гидростатического взвешивания и механических испытаний на растяжение образцов литого пористого алюминия в исходном состоянии приведены в таблице. Варианты 1, 2 и 3 таблицы соответствовали различным режимам получения как пористого алюминия, так и сплава АЛ2. Материал матрицы не оказывал влияния на микроструктурные параметры материалов, приведенные в таблице, которые

определялись размером гранул порообразователя и режимом заливки. Ниже в основном приведены результаты для пористых образцов, полученных по варианту 1. На рис. 1, а показана микроструктура литого пористого алюминия в исходном состоянии. Видно, что расположение пор в алюминиевой матрице достаточно равномерное, при этом они имеют как правильную, так и неправильную геометрическую форму. Используемый метод получения пористых материалов не позволял менять объемную долю пор (пористость Θ находилась в пределах 52 ... 54 %), но давал возможность изменять в широких пределах их средний размер и расстояние между ними (см. табл.). Поэтому исследование закономерностей изменения структуры (пористости) в процессе деформационно-термической обработки дает возможность наметить пути регулирования Θ и, следовательно, управления уровнем физико-механических свойств пористых материалов.

Таблица. Микроструктурные параметры, плотность и механические свойства литого пористого алюминия

№ п/п	$\Theta, \%$	$\rho, \text{г/см}^3$	$d_{\text{п}}, \text{мкм}$	$l_{\text{п}}, \text{мкм}$	$\sigma_{\text{в}}, \text{МПа}$	$\delta, \%$
1	52	1,30	232	346	20	7,0
2	53	1,27	456	674	19	7,5
3	54	1,24	688	1023	20	10,0

Проведенное металлографическое исследование деформированных пористых алюминиевых образцов показало, что значительное изменение формы и размера пор происходит при степени деформации $\epsilon \geq 0,3$ (рис. 1, б). В микроструктуре пористого образца появляются небольшие трещины, образующиеся, как правило, в вершинах пор достаточно правильной геометрической формы, являющихся местами наибольшей концентрации напряжений. Эти трещины располагаются перпендикулярно направлению действующей сжимающей нагрузки. Увеличение степени деформации до $\epsilon \approx 1,2$... способствует еще более значительному искажению формы пор и их вытягиванию в направлении, перпендикулярном направлению действующей сжимающей нагрузки. При этом также происходит возрастание длины образующихся трещин, которые формируются в замкнутый контур, соединяя поры между собой.

Увеличение температуры деформации до 200°C, при фиксированной степени деформации, не приводит к заметным изменениям в структуре образцов по сравнению с образцами, деформированными при комнатной температуре. Дальнейшее увеличение $T_{\text{деф}}$ до 300 °C и выше способствует уменьшению размера пор и сильному искажению их формы (рис. 1, в). Предельная пористость образцов, деформированных до максимальных $\epsilon \approx 1,2$, снижается при росте температуры деформации от $\Theta \approx 28\%$ в интервале $T_{\text{деф}} \approx 20...200$ °C до $\Theta \approx 11\%$ в интервале $T_{\text{деф}} \approx 300...500$ °C (рис. 2). Таким образом, можно сделать вывод, что наиболее благоприятное влияние на микроструктуру исследованных пористых материалов оказывает деформация при

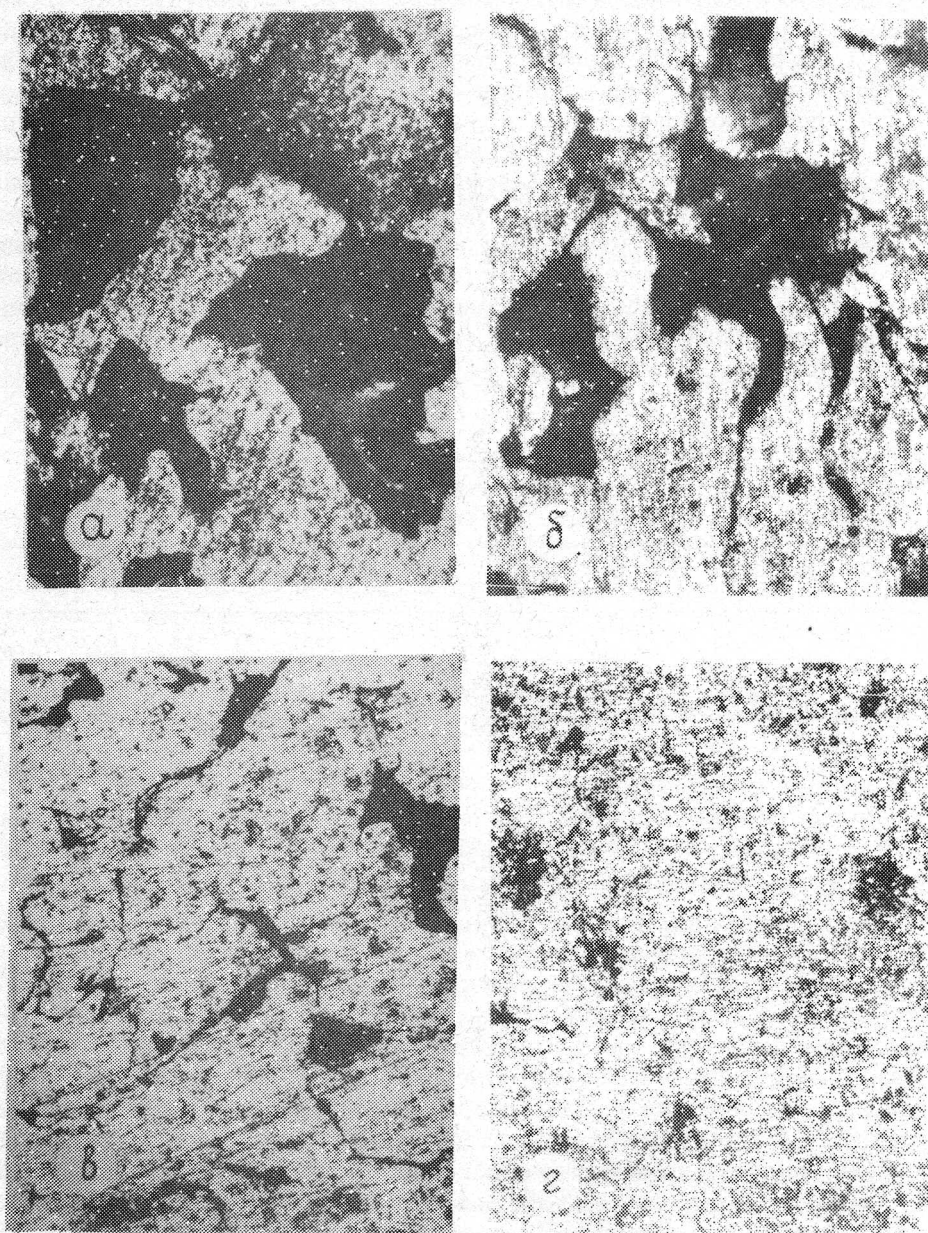


Рис. 1. Микроструктура пористого алюминия в зависимости от режимов деформационно-термической обработки ($\times 100$): а — исходное литое состояние; б — одноосное сжатие: $\varepsilon \approx 0,4$; $T_{\text{деф}} = 20^\circ\text{C}$; в — одноосное сжатие: $\varepsilon = 1,2$; $T_{\text{деф}} \approx 300^\circ\text{C}$; г — трехосное сжатие: $P \approx 1000 \text{ МПа}$; $T = 20^\circ\text{C}$

Fig. 1. Microstructure of porous aluminium depending on the modes of deformation-thermal treatment ($\times 100$): а — initial as-cast state; б — uniaxial compression: $\varepsilon \approx 0,4$; $T_{\text{деф}} = 20^\circ\text{C}$; в — uniaxial compression: $\varepsilon = 1,2$; $T_{\text{деф}} \approx 300^\circ\text{C}$; г — three-axial compression: $P \approx 1000 \text{ МПа}$; $T = 20^\circ\text{C}$

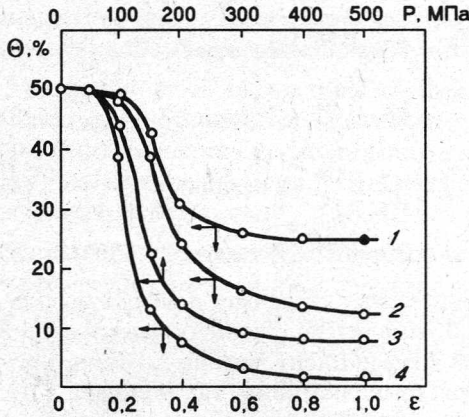


Рис. 2. Изменение пористости Θ алюминия в зависимости от режимов обработки: 1 — одноосное сжатие: $T_{\text{деф}} = 20^\circ\text{C}$; 2 — одноосное сжатие: $T_{\text{деф}} \approx 500^\circ\text{C}$; 3 — трехосное сжатие: $T_{\text{деф}} = 20^\circ\text{C}$; 4 — осадка под давлением: $T_{\text{деф}} \approx 300^\circ\text{C}$

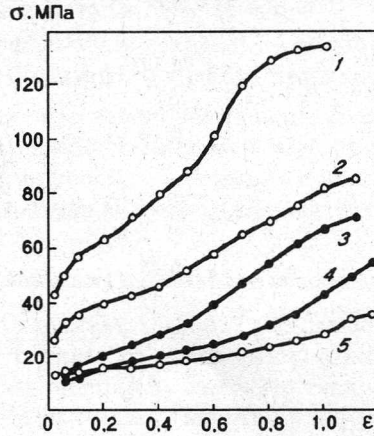


Fig. 2. Change of porosity Θ of aluminium depending on the modes of treatment: 1 — uniaxial compression: $T_{\text{деф}} = 20^\circ\text{C}$; 2 — uniaxial compression: $T_{\text{деф}} \approx 500^\circ\text{C}$; 3 — three-axial compression: $T = 20^\circ\text{C}$; 4 — upsetting under pressure: $T_{\text{деф}} \approx 300^\circ\text{C}$

Рис. 3. Кривые деформационного упрочнения $\sigma - \epsilon$ пористого алюминия (3,4) и литейного сплава АЛ12 (1,2,5) при одноосном сжатии: 1, 3 — $T_{\text{деф}} = 20^\circ\text{C}$; 2, 4 — 300°C ; 5 — 500°C

Fig. 3. Curves of deformation hardening $\sigma - \epsilon$ of porous aluminium (3,4) and cast alloy Al12 (1,2,5) under the uniaxial compression: 1, 3 — $T_{\text{деф}} = 20^\circ\text{C}$; 2, 4 — 300°C ; 5 — 500°C

$T_{\text{деф}} = 300 \dots 500^\circ\text{C}$, которая способствует процессу залечивания пор путем их захлопывания и спекания.

На рис. 3 показаны кривые деформационного упрочнения литого пористого алюминия и сплава АЛ12 после осадки до $\epsilon = 1,2$ при различных температурах испытания. При прочих равных условиях пористый сплав АЛ12 обладает значительно большим уровнем прочностных свойств, что свидетельствует о преобладающем влиянии материала матрицы на свойства пористого материала. Увеличение $T_{\text{деф}}$ заметно снижает уровень прочностных свойств исследованных материалов, что связано с процессами разупрочнения матрицы. В то же время микроструктурные параметры пористого алюминия и сплава АЛ12 не оказывают существенного влияния на процесс деформационного упрочнения. Как показали проведенные исследования, разброс между значениям механических свойств различных вариантов таблицы находится в пределах ошибки измерения.

Количественная обработка полученных кривых деформационного упрочнения по уравнению Холломоны $\sigma = S\epsilon^{\nu}$ позволила выявить две стадии деформационного упрочнения. Аналитический вид кривых деформационного упрочнения, представленных на рис. 3, приведен ниже (номер уравнения соответствует номеру кривой на рис. 3)

$$\sigma = 66 \cdot \epsilon^{0,15} \text{ (1 стадия); } \sigma = 125 \cdot \epsilon^{0,63} \text{ (2 стадия);} \quad (1)$$

$$\sigma = 53 \cdot \epsilon^{0,17} \text{ (1 стадия); } \sigma = 83 \cdot \epsilon^{0,58} \text{ (2 стадия);} \quad (2)$$

$$\sigma = 31 \cdot \epsilon^{0,10} \text{ (1 стадия); } \sigma = 66 \cdot \epsilon^{1,04} \text{ (2 стадия);} \quad (3)$$

$$\sigma = 16 \cdot \epsilon^{0,09} \text{ (1 стадия); } \sigma = 42 \cdot \epsilon^{0,96} \text{ (2 стадия);} \quad (4)$$

$$\sigma = 15 \cdot \epsilon^{0,09} \text{ (1 стадия); } \sigma = 29 \cdot \epsilon^{0,67} \text{ (2 стадия).} \quad (5)$$

Деформация ϵ , соответствующая границе между стадиями, для всех использованных материалов составляла $\approx 0,3$. Анализ полученных зависимостей позволяет отметить аномально высокий коэффициент деформационного упрочнения на второй стадии как для пористого алюминия, так и сплава АЛ2. Можно также сказать, что увеличение $T_{\text{деф}}$ приводит к заметному уменьшению коэффициента C на обеих стадиях и слабо влияет на показатель ν в уравнении Холломоны, что свидетельствует об идентичности механизмов упрочнения, протекающих на этих стадиях. Эти результаты согласуются с приведенными выше данными металлографического анализа и гидростатического взвешивания, которые фиксируют отсутствие заметных изменений в микроструктуре и величине пористости образцов при деформации $\epsilon < 0,3$, наличие существенных изменений в структуре и резкое падение Θ в образцах, деформированных при больших ϵ ($> 0,3$) (см. рис. 1 и 2).

Таким образом, первая стадия деформационного упрочнения может быть связана с процессами, протекающими в матрице, когда не происходит заметных изменений плотности материала. На второй стадии присутствует интенсивное залечивание пор, увеличение плотности материала, что и обуславливает аномально высокие значения коэффициента деформационного упрочнения. При этом предельная пористость Θ достигает $\approx 11\%$ в интервале $T_{\text{деф}} \approx 300 \dots 500^\circ\text{C}$ и $\epsilon \approx 1,2$.

Гидростатическое обжатие приводит к более высокому уплотнению образцов пористого алюминия при комнатной температуре (предельная пористость $\Theta \approx 6\%$) (см. рис. 2). При этом давление $P \leq 50$ МПа оказывает относительно небольшое влияние на величину Θ , в то время как повышение $P > 50$ МПа в интервале гидростатических давлений до $P \approx 200$ МПа приводит к заметному росту скорости уплотнения. При дальнейшем увеличении P величина $\partial\Theta/\partial P$ снова снижается, обуславливая и соответствующие микроструктурные изменения пористого образца алюминия (см. рис. 1, з). Осадка под давлением (максимальное давление $P \approx 1000$ МПа) в интервале температур $T_{\text{деф}} \approx 300 \dots 500^\circ\text{C}$ со степенями деформации $\epsilon \approx 1,0$ приводит к дальнейшим изменениям в микроструктуре, которые в значительной мере характерны для деформационных микроструктур после теплой деформации компактных ГЦК материалов. Предельная пористость снижается до $\Theta \approx 0,5\%$ (см. рис. 2), и величина деформационного наклепа металлической матрицы составляет $\Delta H_\mu \approx 200$ МПа. Данный эффект упрочнения при деформации в интервале умеренных температур в основном обусловлен повышением плотности дислокаций, генерируемых залечивающимися под давлением порами. Квазигидропрессование при более высоких температурах ($\approx 500 \dots 600^\circ\text{C}$) до максимальной степени деформации $\epsilon \approx 1,6$, приводя к практически аналогичным изме-

нениям в микроструктуре и величине пористости $\Theta \leq 1\%$ как и при осадке под давлением, сопровождается заметным разупорядочением исходной литой матрицы (величина разупрочнения $\Delta H_{\mu} \approx 100$ МПа). Это, очевидно, связано с тем, что избыточные дислокации, возникающие при залечивании пористости под давлением, отжигались в интервале повышенных температур. При этом механические свойства после гидропрессования пористого алюминия при последующем испытании на растяжение достигают уровня свойств компактного отожженного алюминия ($\sigma_b \approx 70$ МПа, $\delta \approx 30\%$).

Таким образом, пластическая деформация пористых материалов обеспечивает регулирование величины пористости от исходной $\Theta \approx 50\%$ до некоторой предельной Θ при больших степенях деформации, величина которой снижается с ростом температуры деформации и особенно с ростом внешнего гидростатического давления (минимальная $\Theta \leq 1\%$), обуславливая соответствующий уровень физико-механических свойств. Кроме того, следует отметить, что увеличение давления приводит к снижению величины критической деформации перехода ко второй стадии упрочнения пористых материалов.

Обсуждение результатов. Закономерности деформационного поведения пористых материалов изучались с целью использования их для управления структурой (пористостью), и, следовательно, свойствами данных материалов. Основная задача, которая ставилась при этом, заключалась в том, чтобы по результатам проведенных отдельных стандартных испытаний получить возможность описать и прогнозировать поведение пористого материала при сложном деформировании, необходимом для получения полуфабрикатов и изделий с заданной пористостью Θ . Непосредственное распространение полученных результатов при одном виде нагружения на другие виды нагружения, подобно тому, как это делается в случае компактных материалов (гипотеза единой кривой), невозможно. Причина этого заключается в том, что свойства пористого материала определяются как свойствами его матрицы, так и характеристиками пористой структуры (величиной пористости, морфологией и степенью связности пор). При непосредственном анализе результатов стандартных испытаний указанные факторы не разделяются, что не позволяет получить инвариантных зависимостей между напряжениями и деформациями. Так, например, по данным пластометрических испытаний на сжатие и металлографического анализа при обработке кривых $\sigma - \epsilon$ с помощью уравнения Холломоны было показано, что рост показателя n на второй стадии связан с более интенсивным залечиванием пор (уменьшением Θ), являющимся существенным упрочняющим фактором. Поэтому при растяжении вклад в деформационное упрочнение, связанный с пористостью будет иметь противоположный знак. Действительно, известно, что при растяжении пористость возрастает, что приводит к разупрочнению пористого образца. Отсюда видно, что нельзя непосредственно использовать результаты испытаний на сжатие для прогноза поведения пористого материала при растяжении.

Поэтому в данной работе задача поиска инвариантных (относительно схемы деформации) соотношений между напряжениями, деформациями и пористостью решалась путем построения реологической модели пористого материала и идентификации ее в тестовых испытаниях. В качестве базовой модели была принята наиболее обоснованная, в настоящее время, модель пористого тела, включающая в качестве определяющих соотношений условие пластичности эллиптического типа и ассоциированный с этим условием закон пластического течения [5]. Эксперименты по пластической деформации на сжатие пористого

алюминия показывают, что в исходном виде эта модель не применима для описания поведения пористого материала. Дело в том, что для указанного вида нагружения она предсказывает лишь залечивание исходных пор, в то время как данные металлографического анализа показывают, что при сжатии происходит также разрушение каркаса с образованием новых несплошностей (см. рис. 1). Поэтому нами предложена усовершенствованная реологическая модель пористого материала, учитывающая возможность разрушения матрицы при деформации с отрицательным значением гидростатической составляющей тензора напряжений.

Основные соотношения данной модели имеют вид

$$\left\{ \frac{\sigma^2}{\Psi(\Theta)} + \frac{2}{3} \frac{\sigma_n^2}{\varphi(\Theta)} = (1 - \Theta) \left(\frac{2}{3} \sigma_s - \alpha \sigma \right)^2, \right. \quad (6)$$

$$\left\{ \frac{2}{3} \frac{\dot{\sigma}_n}{\varphi(\Theta)} = \dot{\gamma} \left[\frac{\sigma}{\Psi(\Theta)} + \alpha (1 - \Theta) \left(\frac{2}{3} \sigma_s - \alpha \sigma \right) \right], \right. \quad (7)$$

$$\left\{ \dot{\epsilon}_{ij} - \frac{1}{3} \dot{\epsilon} \delta_{ij} = \lambda (\sigma_{ij} - \sigma \delta_{ij}), \quad i = 1, 2, 3; \quad j = 1, 2, 3; \right. \quad (8)$$

где $\dot{\epsilon} = \delta_{ij} \dot{\epsilon}_{ij}$ — скорость изменения объема, $\sigma = \frac{1}{3} \sigma_{ij} \delta_{ij}$ — гидростатическая составляющая тензора напряжений;

$\sigma_n = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_1 - \sigma_3)^2}$ — интенсивность напряжений;

$\dot{\gamma} = \frac{1}{\sqrt{3}} \sqrt{(\dot{\epsilon}_1 - \dot{\epsilon}_2)^2 + (\dot{\epsilon}_2 - \dot{\epsilon}_3)^2 + (\dot{\epsilon}_1 - \dot{\epsilon}_3)^2}$ — интенсивность скоростей де-

формаций сдвига; σ_{ij} — компоненты тензора напряжений; $\dot{\epsilon}_{ij}$ — компоненты тензора скоростей деформаций; $\sigma_i, \dot{\epsilon}_i (i = 1, 2, 3)$ — главные компоненты этих тензоров; δ_{ij} — тензор Кронекера; λ — коэффициент пропорциональности;

Θ — пористость; $\Psi(\Theta), \varphi(\Theta)$ — функции пористости, имеющие вид

$$\Psi(\Theta) = (1 - \Theta)^{2n-1} / 6a\Theta^m, \quad \varphi(\Theta) = (1 - \Theta)^{2n-1},$$

n, m, a — параметры, зависящие от морфологии пористой структуры; α — коэффициент внутреннего трения; σ_s — сопротивление деформации матрицы, определяемое по формуле

$$\sigma_s = C_1 (\dot{\epsilon}_0, T) + C_2 (\dot{\epsilon}_0, T) \epsilon_0^{\nu(\dot{\epsilon}_0, T)},$$

C_1, C_2, ν — параметры кривой упрочнения материала каркаса, зависящие от интенсивности скорости деформации матрицы

$$\dot{\epsilon}_0 = \sqrt{2/3} (1 - \Theta) \sqrt{\Psi(\Theta) \dot{\epsilon}^2 + \varphi(\Theta) \dot{\gamma}^2},$$

температуры испытаний T ; ϵ_0 — интенсивность деформации матрицы, определяемая по формуле

$$\epsilon_0 = \int_0^t \dot{\epsilon}_0 dt,$$

t — время.

Новизна предложенной модели (6) ... (8) по сравнению с известными заключается во введении коэффициента внутреннего трения α . Из соотношения (7) видно, что слагаемые в правой части этого уравнения, пропорциональные α , приводят к увеличению $\dot{\epsilon}$, т.е. к учету появления новых несплошностей.

Идентификация модели (6) ... (8) заключалась в определении параметров α , m , n , и a путем сопоставления теории с экспериментом в тестовых испытаниях пористого алюминия (исходная пористость $\Theta \approx 50\%$). В качестве данных испытаний были использованы трехосное сжатие (гидростатическое обжатие) и одноосное сжатие (свободная осадка) при комнатной температуре. Для определения параметров модели сопоставлялись экспериментальные и расчетные значения пористости Θ при определенных уровнях давления P в процессе гидростатического обжатия, а также значения Θ и $\sigma_{\text{н}}$ при определенных степенях деформации $\gamma = \sqrt{3/2}\epsilon$ в процессе одноосного сжатия. Обработка экспериментальных и расчетных данных зависимостей с помощью соотношений (6) ... (8), записанных для соответствующих видов нагружения, позволила получить следующие значения параметров модели: $\alpha = 1,5$; $m = 1$; $n = 2$; $a = 0,25$ (1 стадия) и $\alpha = 0,34$; $m = 1$; $n = 2$; $a = 0,25$ (2 стадия).

На основании определяющего соотношения модели (6) ... (8) в координатах " $\sqrt{2/3}\sigma_{\text{н}} - \sqrt{3}\sigma$ " были построены следы поверхностей пластичности пористого алюминия для различных значений пористости, характерные для 1 стадии (рис. 4, а) и 2 стадии (рис. 4, б). Данные следы представляют собой эллипсы, смещенные относительно начала координат по оси $\sqrt{3}\sigma$ в сторону отрицательных значений. С целью независимой проверки построенных следов поверхностей пластичности нами были сопоставлены экспериментально построенные следы поверхности пластичности для пористой меди [6] с расчетом по соотношениям нашей модели. Данная проверка показала практически совпадение результатов, что свидетельствует в пользу адекватности предложенной модели.

Зависимости, представленные на рис. 4, могут быть использованы для первоначального (эскизного) проектирования процесса ОМД, обеспечивающего получение образцов с заданной пористостью. Как известно, процессы ОМД можно изобразить в координатах $\sqrt{2/3}\sigma_{\text{н}} - \sqrt{3}\sigma$ в виде некоторых траекторий нагружения. Соотношения модели позволяют выделить на рис. 4 области "уплотнения" (I) и "разрыхления" (II). Когда точка, отображающая текущее состояние, находится в области I, то в ходе процесса нагружения происходит уплотнение материала (уменьшение Θ), а когда во II области — разрыхление (рост Θ). Данное обстоятельство накладывает ограничение на возможные траектории процессов, переводящих образец из состояния с более высокой (исходной) пористостью в состояние с более низкой (предельной) Θ . Так, например, на рис. 4, б изображены траектории, соответствующие растяжению, кручению ($\sqrt{3}\sigma = 0$) и сжатию. Видно, что из этих трех процессов уплотнять образец пористого алюминия с исходной $\Theta \approx 50\%$ может лишь осадка, при этом уплотнение возможно лишь до пористости $\Theta \approx 30\%$, после чего траектория осадки выходит из области I, что соответствует эксперименту (см. рис. 2). Следовательно, уплотнение образца до более низких значений Θ требует наложения более высокого уровня гидростатического давления, чем это может обеспечить схема свободной осадки. В этом случае можно использовать для дальнейшего уплотнения (снижения предельной Θ) и уменьшения критической деформации ϵ для достижения 2 стадии (см. рис. 4) осадку под давлением или гидропрессование. Необходимо отметить, что расположение траектории нагружения вблизи границы между областями I и II со стороны области I соответствует

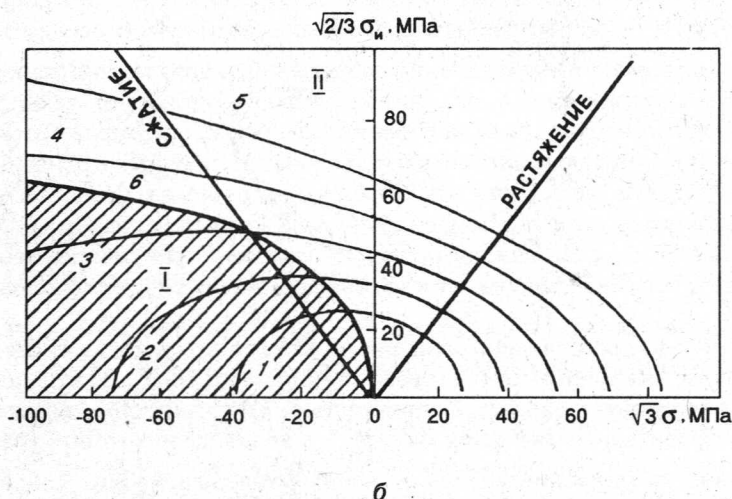
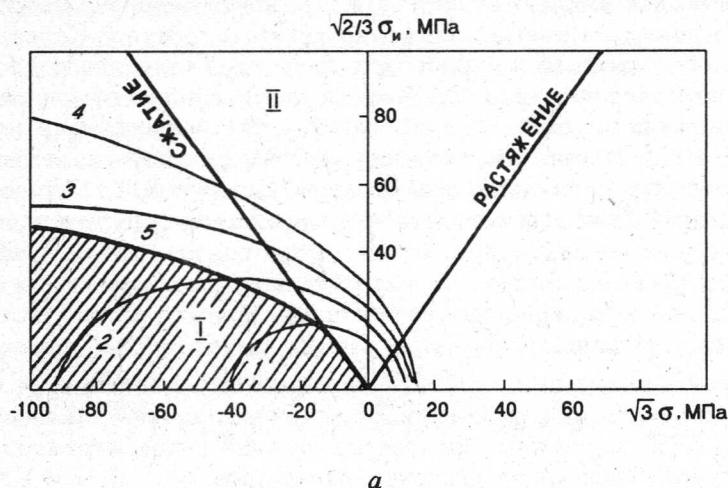


Рис. 4. Следы поверхности пластичности пористого алюминия с различными Θ в координатах $\sqrt{2/3}\sigma_{II} - \sqrt{3}\sigma$ для 1 стадии (а) и 2 стадии (б): I — область уплотнения; II — область разрыхления; а: 1 — $\Theta = 50\%$, 2 — 45% , 3 — 40% , 4 — 35% , 5 — граница между областями I и II; б: 1 — $\Theta = 50\%$, 2 — 40% , 3 — 30% , 4 — 20% , 5 — 10% , 6 — граница между областями I и II

Fig. 4. Traces of the plasticity surface of porous aluminium with different Θ in coordinates $\sqrt{2/3}\sigma_{II} - \sqrt{3}\sigma$ for the first stage (a) and second stage (б): I — region of compaction; II — region of porosity; а: 1 — $\Theta = 50\%$, 2 — 45% , 3 — 40% , 4 — 35% , 5 — boundary between regions I and II; б: 1 — $\Theta = 50\%$, 2 — 40% , 3 — 30% , 4 — 20% , 5 — 10% , 6 — boundary between regions I and II

процессу уплотнения пористого образца с минимальными усилиями для данного процесса обработки. Повышение температуры обработки пористых материалов до 300°C и выше приводит к таким изменениям в картине расположения следов поверхности пластичности, которые дают возможности уплотнения пористого материала до более низкой величины Θ при тех же самых значениях $\sqrt{3}\sigma$ и $\sqrt{2/3}\sigma_{II}$, что и при обработке в области температур $20 \dots \approx 200^\circ\text{C}$.

Таким образом, приведенные зависимости следов поверхности пластичности для литого пористого алюминия с исходной пористостью $\Theta \approx 50\%$ позволяют наметить пути оптимальной обработки пористых материалов с регулируемой пористостью Θ и, следовательно, заданным уровнем свойств. При этом конкретный расчет режимов нагружения для выбранного процесса ОМД можно проводить с помощью соотношений (6) ... (8) в рамках предложенной реологической модели пористого материала.

Заключение. В работе изучены закономерности деформационного поведения пористых материалов на примере технического алюминия и литейного сплава АЛ2 в зависимости от температуры, давления и схемы деформации. В частности, обнаружен двухстадийный характер процесса деформационного упрочнения, связанный с незначительным изменением структуры и плотности (пористости Θ) пористых материалов на 1-й стадии и их существенным изменением на 2-й стадии. Для поиска инвариантных (относительно схемы деформации) соотношений между напряжением σ , деформацией ϵ и пористостью Θ была разработана реологическая модель пористого материала и реализована ее идентификация в тестовых испытаниях на одноосное и трехосное сжатие. На основании определяющего соотношения данной модели были построены следы поверхности пластичности в координатах " $\sqrt{2/3}\sigma_n - \sqrt{3}\sigma$ " на примере пористого алюминия для различных Θ . Проведенные исследования являются основой для разработки технологического процесса получения полуфабрикатов и изделий из пористых материалов с заданной пористостью и, следовательно, необходимым уровнем физико-механических свойств.

В. М. Efros, I. P. Konakova, A. A. Emel'yanov, Ya. E. Beigelzimer, T. P. Zaika, N. V. Shishkova, V. M. Shepel

BEHAVIOUR OF POROUS MATERIALS AT DEFORMATION UNDER HIGH PRESSURES

The main regularities in the behaviour of porous materials under deformation have been found for the case of commercial aluminium and cast alloy AL2 processes under high pressures. The results have been used for constructing the rheological model of a porous body and its identification in the experiment. The performed investigations are the basis for the development of the process of obtaining semifinished items and items of porous materials with a preset porosity and necessary level of physical and mechanical properties.

1. В. В. Васильев, В. Д. Протасов, В. Д. Болотин и др. Композиционные материалы. — М.: Машиностроение, 1990. — 512 с.
2. Д. М. Карпинос, Л. И. Тучинский, А. Б. Сапожников и др. Композиционные материалы в технике. — Киев.: Техника, 1985. — 152 с.
3. Алюминиевые сплавы. Промышленные, деформируемые спеченные и литейные алюминиевые сплавы: Справочное руководство / М. Б. Альтман, С. М. Амбарцумян, Н. А. Аристова и др. — М.: Металлургия, 1974. — 572 с.
4. Т. Г. Плачев, С. Д. Колосенцев. Порометрия. — Л.: Химия, 1988. — 176 с.
5. М. Б. Штерн, Г. Г. Сердюк, Л. А. Максименко и др. Феноменологические теории прессования порошка. — Киев: Наук. думка, 1982. — 320 с.
6. В. З. Мидуков, В. Д. Рудь. Порошковая металлургия, 10, 10 (1982).