

УДК 54.055; 546.112; 66.040

Гидридные технологии в процессах получения пористых металлов

**А. А. Кузнецов, Н. В. Анфилов, П. Г. Бережко, В. В. Ярошенко,
А. Ю. Постников, М. В. Царев, В. В. Мокрушин,
И. К. Кремзуков, Д. Г. Иванов, Е. В. Забавин, А. В. Сисяев,
П. Е. Половинкин, В. А. Симанов, А. В. Соломонов,
И. А. Царева, И. Л. Малков**

ФГУП «РФЯЦ-ВНИИЭФ», г. Саров, Нижегородская обл., Россия
tsarev@dep19.vniief.ru

Представлен опыт РФЯЦ-ВНИИЭФ в применении гидридных технологий в процессах получения пористых металлов. Рассмотрено использование гидридов в качестве порообразователей, обеспечивающих получение пористой структуры в расплаве металла, в качестве исходного сырья при получении пористых образцов методом спекания, а также в качестве промежуточных продуктов, позволяющих измельчать пластичные металлы с целью дальнейшего спекания мелкодисперсных порошков.

Введение

Изделия из пористых металлов применяются в различных областях науки и техники. Уникальное сочетание малой плотности и механической прочности обуславливает их широкое использование в строительстве и автомобилестроении, а также в технологических отраслях промышленности, например, в качестве материалов для изготовления фильтров, электродов, носителей для катализаторов и так далее [1–3]. Существующие технологии получения пористых металлов (металлических пен) весьма разнообразны, и выбор оптимальной технологии зависит от природы металла и от требований, предъявляемых к конечным изделиям. Пены можно получать вспениванием расплава металла пропускаемым через него газом, заливкой расплава в матрицу из пористых сфер, осаждением ионов металла из раствора или паров металла из газовой фазы и так далее [2, 3]. При этом целый ряд преимуществ

дает использование гидридных технологий, зачастую позволяющих существенно упростить и удешевить отдельные стадии изготовления пористых образцов.

В настоящем докладе рассмотрены три направления использования гидридных технологий, которые были реализованы в РФЯЦ-ВНИИЭФ при решении конкретных прикладных задач, связанных с получением пористых металлов (рис. 1). В частности, описано использование порошков гидридов металлов в качестве порообразователей, разлагающихся в расплаве требуемого металла с выделением водорода, и обеспечивающих после остывания получение требуемой пористой структуры конечного изделия [4, 5]. По сравнению с барботированием газа через расплав добавки гидридов позволяют значительно повысить технологичность процесса изготовления пены и получить изделия с регулярной пористой структурой. Также рассмотрено использование порошков гидридов металлов непосредственно в качестве исходного сырья для получения пен, которое подвергают термической обработке после засыпания в форму заданной геометрии [6, 7]. При этом выделяющийся при термическом разложении гидридов водород препятствует уменьшению объема образца при спекании, что позволяет достигать плотности конечных изделий, близкой к насыпной плотности исходного порошка гидрида. Еще одно направление, описанное в докладе, это использование метода гидрирования-дегидрирования для достижения требуемой степени измельчения пластичных металлов, порошки которых являются исходным сырьем для получения металлических пен путем спекания прессованных образцов [2]. Этот метод позволяет получать порошки с заданным распределением частиц по размерам, что обеспечивает возможность регулирования пористой структуры конечных изделий за счет спекания определенной фракции порошка.



Рис. 1. Использование металлических гидридов в процессах получения пористых металлов в работах РФЯЦ-ВНИИЭФ

Использование гидридов металлов в качестве порообразователей при получении алюминиевых пен

В данном подразделе кратко изложены результаты работы, выполненной сотрудниками РФЯЦ-ВНИИЭФ и Всероссийского института легких сплавов (ОАО «ВИЛС», г. Москва), целью которой являлась разработка экономически эффективной технологии получения образцов пористого алюминия с однородной структурой, позволяющей варьировать морфологию пор путем изменения параметров технологического процесса. За основу была взята известная схема [2] получения пористого алюминия путем введения в расплавленный металл порошка порообразователя, активно разлагающегося с выделением газа, вспенивающего расплавленную массу. Последующее охлаждение расплава позволяет получать металлическую пену, характеризующуюся достаточно высокой однородностью структуры. В качестве порообразователя в работе использовали порошок гидрида титана [4, 5] как наиболее доступный и дешевый материал, имеющий высокое удельное содержание водорода.

При проведении пробных опытов по получению пен по указанной схеме были выявлены следующие основные проблемы, требующие решения:

- сложность равномерного распределения порообразователя и (в некоторых случаях) тугоплавких армирующих агентов в объеме расплавленного алюминия из-за плохой смачиваемости вводимых добавок и высокой вязкости расплава;

- потеря газа гидридом титана в процессе его распределения в расплавленном металле из-за склонности к быстрому разложению при температурах, близких к температуре плавления алюминия, что негативно сказывается на однородности пены;

- высокая себестоимость конечных образцов требуемой геометрии в случае наличия стадии механической обработки получаемой алюминиевой пены.

Для преодоления этих трудностей и достижения поставленной цели необходимо было решить следующие основные задачи:

- подобрать оптимальный способ модификации порообразователя, позволяющий повысить его термостойкость;

- обеспечить равномерное распределение модифицированного порообразователя в объеме расплавленного алюминия;

- исключить стадию механической обработки пены для снижения себестоимости получения конечных образцов;

- обеспечить возможность регулирования структуры и морфологии пены направленным и контролируемым изменением какого-либо технологического фактора.

В процессе выполнения работы эти задачи были решены следующим образом.

В качестве основного пути повышения термостойкости порообразователя в настоящей работе рассматривалась пассивация гидрида титана кислородом воздуха, приводящая к образованию на поверхности частиц оксидных и оксогидридных покрытий, препятствующих выделению водорода при повышенных температурах [4, 5]. В ходе работы предстояло установить оптимальный режим окисления мелкодисперсного TiH_2 (средний размер частиц ~ 7 мкм по данным оптической микроскопии), позволяющий повысить термостойкость порошка при максимальном сохранении удельного содержания водорода.

После проведения соответствующих исследований (рис. 2, 3) было установлено, что оптимальный и хорошо воспроизводимый результат достигается при окислении порошка кислородом воздуха в тонком слое (россыпью) при температуре ~ 440 °С в течение одного часа. Скорость термического разложения TiH_2 , частично окисленного в данном режиме, заметно снижается, при этом удельное содержание водорода в порошке остается достаточно высоким, что существенным образом улучшает его свойства как порообразователя. Подробный анализ полученных данных проведен в работах [4, 5, 8].

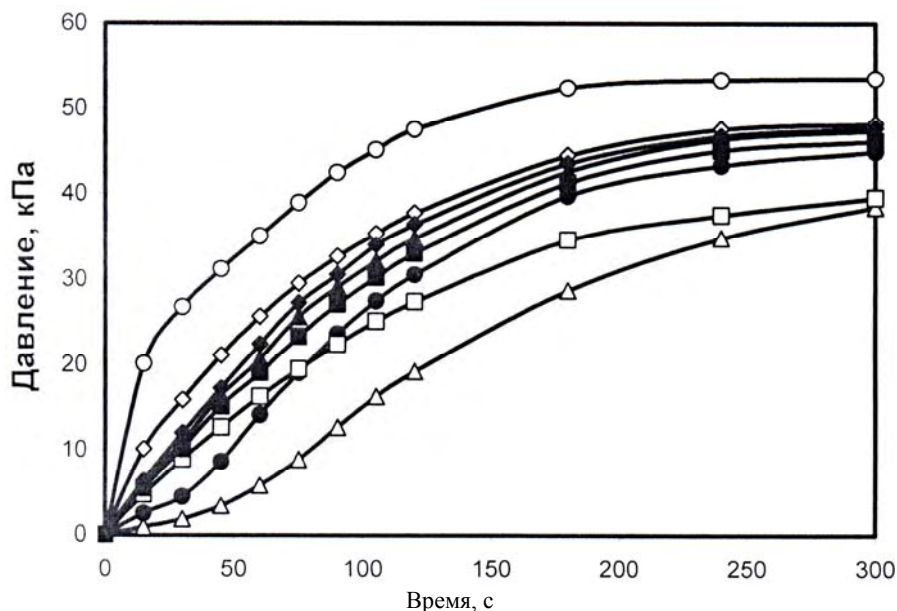


Рис. 2. Зависимости давления водорода от времени в процессе термического разложения при 700 °C образцов TiH_2 , окисленных в разных режимах: ○ – исходный TiH_2 ; □ – 540 °C, 1 ч; △ – 520 °C, 3 ч; ● – 520 °C, 1 ч; ■ – 500 °C, 1 ч; ◆ – 480 °C, 1 ч; ▲ – 460 °C, 1 ч; ◇ – 440 °C, 1 ч

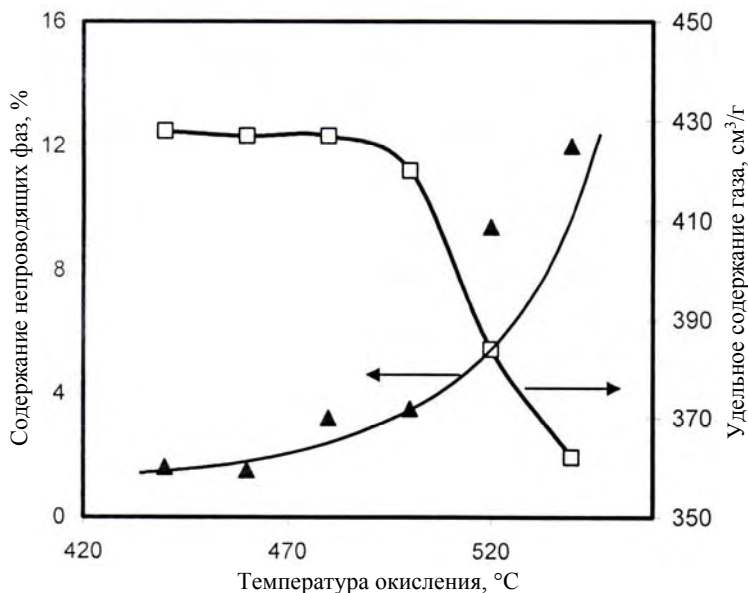


Рис. 3. Зависимости объемного содержания непроводящих (преимущественно оксидных и оксигидридных) фаз (▲) и удельного содержания газа в окисленных образцах TiH_2 (□) от температуры их окисления

Сложность равномерного распределения порообразователя в объеме расплавленного алюминия приводит к необходимости длительного перемешивания металлической матрицы, во время которого TiH_2 теряет основную часть газа, что, в конечном итоге, негативно сказывается на качестве пены [4]. Для нивелирования данного эффекта был предложен способ [9] ввода порообразователя в систему, заключающийся в замешивании TiH_2 не в расплавленный алюминий (или требуемый «базовый» сплав на основе алюминия), а во «вспомогательный» сплав, который имеет меньшую температуру плавления (например, сплав Al-Mg). Из-за более низкой температуры плавления «вспомогательного» сплава степень разложения порообразователя после его перемешивания существенно ниже. Далее после охлаждения и дробления «вспомогательного» сплава его частицы замешиваются в расплав алюминия (или требуемого «базового» сплава), при этом вследствие близости свойств «растворителя» и «растворяемого вещества» однородное распределение частиц порообразователя достигается гораздо быстрее по сравнению с прямым замешиванием TiH_2 в этот расплав. В результате такой подход позволяет существенно снизить степень разложения порообразователя при его однородном распределении в металлической матрице, что, в итоге, оказывает положительное влияние на качество получаемой пены [9].

Для исключения стадии механической обработки пены и значительного снижения себестоимости конечных образцов было предложено изготавливать и использовать полуфабрикаты – «прекурсоры» (рис. 4). Суть этого подхода заключается в том, что после равномерного распределения порообразователя в объеме расплава проводят его экструзию, и полученные в результате экстру-

дирования алюминиевые гранулы – «прекурсоры» быстро охлаждают, не допуская активного пенообразования. Для изготовления требуемого образца необходимое количество гранул, содержащих частично разложившийся гидрид титана, засыпают в форму заданной геометрии, где проводят окончательное вспенивание «прекурсоров» [2, 4]. Таким образом, получение готовых изделий из вспененного алюминия осуществляют по технологии, близкой к технологии металлического литья.

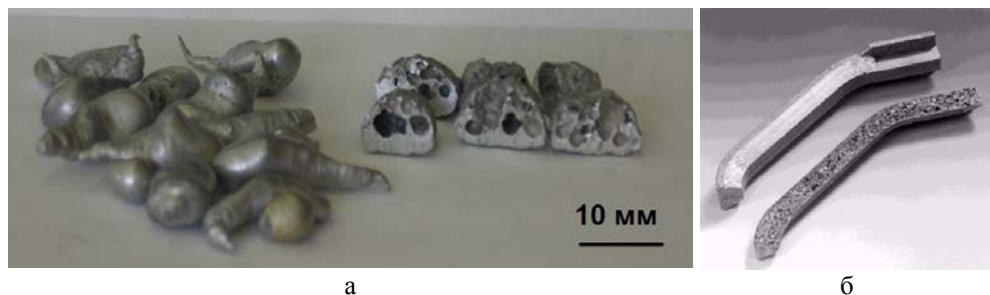


Рис. 4. «Прекурсоры» [5], представляющие собой алюминиевые гранулы с частично разложившимся TiH_2 (а), и пример изделий [10], полученных вспениванием «прекурсоров» (б)

Кроме того, в результате проведенных опытов было установлено, что регулирование структуры и морфологии пены возможно за счет изменения давления над металлическим расплавом [4]. В частности, повышение давления водорода или инертного газа над расплавом алюминия способствует образованию более однородной пористой структуры образца за счет замедления скорости его «распухания» на начальных стадиях вспенивания, а также снижает вероятность коагуляции пор на завершающих стадиях процесса (рис. 5,а).

Опытные образцы алюминиевой пены, полученные по разработанной технологии на экспериментальной базе ОАО «ВИЛС», представлены на рис. 5,б.

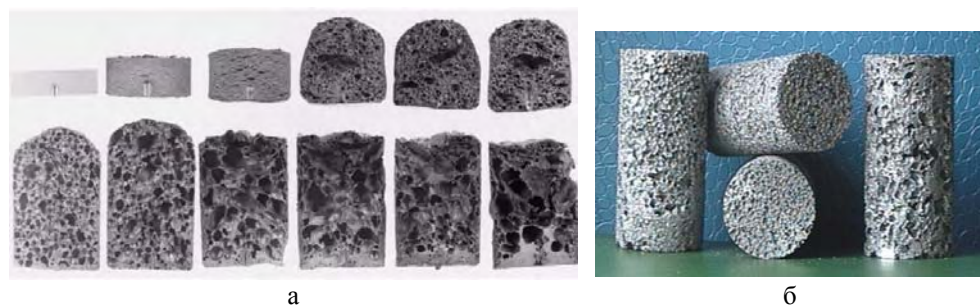


Рис. 5. Стадии вспенивания алюминиевых образцов с использованием TiH_2 [11] (а) и образцы полученных алюминиевых пен [4, 5] (б)

Таким образом, коллективом специалистов РФЯЦ-ВНИИЭФ и ОАО «ВИЛС» была разработана перспективная технология получения образцов пористого алюминия с различной структурой и морфологией пор (рис. 6)

с использованием в качестве порообразователя пассивированного гидрида титана. Основные преимущества технологии заключаются в отсутствии стадии механической обработки пены и снижении преждевременной потери водорода гидридом титана при его введении в расплав алюминия.

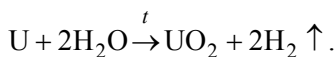


Рис. 6. Схема получения образцов из алюминиевой пены с использованием TiH_2 , разработанная сотрудниками РФЯЦ-ВНИИЭФ и ОАО «ВИЛС»

Получение пористых образцов урана с использованием гидрида урана

В данном подразделе изложены результаты работы [6, 7], выполненной сотрудниками РФЯЦ-ВНИИЭФ, целью которой являлась разработка технологии получения образцов урана заданной геометрии для проведения экспериментов по ударной сжимаемости материалов [12, 13]. Образцы для опытов должны обладать однородной пористой структурой и иметь относительную пористость не менее 60 %.

При анализе различных способов решения поставленной задачи принималась во внимание сложность работы с расплавом урана из-за относительно высокой температуры плавления металла (1133 °С). Кроме того, получение пористой структуры путем введения в объем металла водорастворимых порообразователей в данном случае осложнено возможностью химического взаимодействия урана с водой, протекающего по реакции:



При этом имеющийся опыт сотрудников РФЯЦ-ВНИИЭФ свидетельствовал о том, что получать пористые образцы урана, исключив работу с его расплавом, можно путем спекания металлического порошка, однако из-за «усадки» материала при спекании этот путь не позволяет добиться требуемой пористости.

В результате для экспериментальной отработки была выбрана схема получения пористых образцов путем термоллиза и спекания мелкодисперсного порошка гидрида урана, помещенного в форму заданной геометрии (рис. 7). При выборе данной схемы предполагалось, что выделяющийся при разложении гидрида водород будет препятствовать «усадке» материала при спекании, что позволит достигнуть плотности образцов, близкой к насыпной плотности исходного порошка. При этом пористость спеченных образцов можно будет варьировать за счет изменения фракционного состава исходного порошка гидрида. Следует отметить, что в литературе имеются упоминания о похожих способах получения ряда пористых металлов [14, 15], которые, однако, не могут быть напрямую использованы для решения поставленной задачи из-за совокупности физико-химических свойств урана и его соединений, а также необходимости достижения высокой пористости конечных образцов. Кроме того, при осуществлении процесса следует учитывать требования, предъявляемые к работе с токсичными и пирофорными материалами, к которым относится мелкодисперсный порошок гидрида урана, поэтому все технологические операции необходимо осуществлять в замкнутом объеме.



Рис. 7. Выбранная схема получения образцов пористого урана

Пробные эксперименты по проверке работоспособности выбранной схемы проводили с использованием малых навесок порошка гидрида урана, полученного по реакции урана с водородом. Порошок засыпали в реакционную камеру, которую размещали на вакуумной установке (рис. 8), где далее проводили ее вакуумирование с последующим термоллизом и спеканием материала. Сборку и разборку камеры проводили в перчаточном боксе в атмосфере осушенного аргона.

Результаты пробных экспериментов подтвердили принципиальную возможность достижения требуемой пористости образцов по выбранной схеме, однако для ее полномасштабной практической реализации необходимо было решить следующие задачи:

- снизить вероятность возникновения трещин и других макродефектов в пористых образцах вследствие механических напряжений, возникающих при термической обработке материала;

- исключить возникновение локальных перегревов материала в процессе термообработки, которые могут приводить к резкому повышению давления внутри сборки, становясь причиной последующего появления дефектов в структуре образцов;

- исключить «вынос» частиц порошка потоком выделяющегося газа, что приводит к снижению однородности получаемых образцов и загрязнению установки.

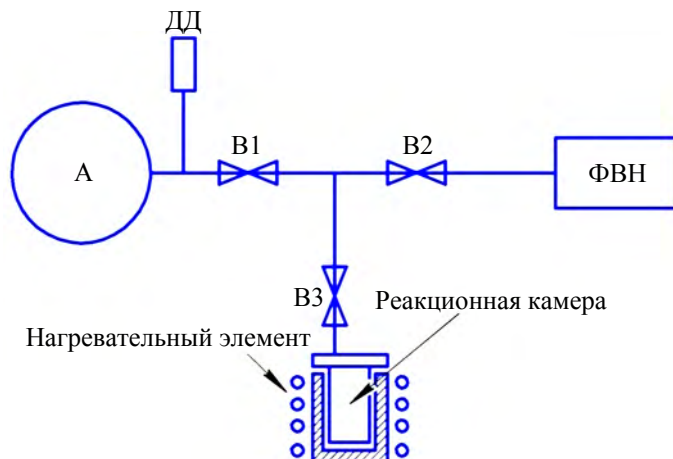


Рис. 8. Схема вакуумной установки: А – емкость для отвода газа, В1 – В3 – вакуумные вентили, ДД – датчик давления, ФВН – форвакуумный насос

Для этого был принят ряд конструктивных и технологических решений [7]. Для исключения возможности увеличения объема образца выше заданных размеров и снижения вероятности образования трещин и пустот в материале вследствие выделения газа, исходный порошок размещали в сборки требуемой геометрии, изготовленные из водородостойкого сплава. Это позволило изначально задавать и жестко фиксировать геометрические размеры получаемых образцов, сохранив их неизменными на протяжении всех стадий технологического процесса. Пример сборки, использованной в работе для получения образцов сферической формы, представлен на рис. 9.

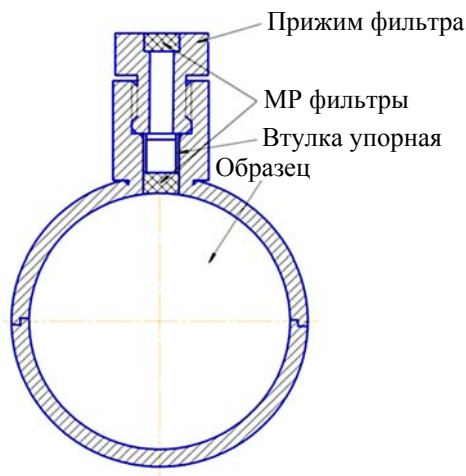


Рис. 9. Сборка для получения сферических образцов пористого урана, состоящая из двух соединенных полусфер

Для снижения вероятности появления макродефектов в структуре получаемых образцов также необходимо было исключить локальные перегревы материала, которые сопровождались резким неконтролируемым ростом давления в системе, регистрируемым датчиком ДД (рис. 8). Как показали пробные опыты, такие «скачки» давления периодически возникали на начальных стадиях разложения гидрида даже при относительно медленных скоростях нагрева. Для предотвращения этого эффекта было принято решение осуществлять непрерывный нагрев вакуумированной сборки до момента роста давления по датчику ДД, после чего переходить на ступенчатый подъем температуры с шагом $\sim 10\text{--}20\text{ }^\circ\text{C}$ с выдержкой на каждой ступени до прекращения выделения газа. Спекание порошка решено было проводить после завершения ступенчатого обезгаживания путем длительной выдержки сборки при температуре $760\text{ }^\circ\text{C}$, выбранной исходя из анализа данных о свойствах урана и его соединений. Кроме того, для предупреждения «скачков» давления в системе, а также исключения «выноса» частиц порошка потоком водорода, в выходном отверстии используемыхборок размещали спрессованные металло-резиновые фильтры (рис. 9). Пропускная способность фильтров подбиралась таким образом, чтобы, с одной стороны, ограничить максимальную скорость отвода выделяющегося газа из формы в процессе термолиза гидрида, а, с другой стороны, обеспечить приемлемую скорость вакуумирования пористой среды перед началом нагрева сборки.

Использование предложенной схемы позволило получать образцы из урана заданной геометрии с относительной пористостью до $\sim 70\%$, имеющие, по данным рентгенографического анализа, достаточно однородную пористую структуру. Однако основным недостатком данной схемы являлась большая длительность процесса, осуществляемого в непрерывном режиме (несколько суток), что создавало неудобство при ее практическом использовании. С целью установления возможности прерывания технологического цикла и реализации предложенной схемы в несколько этапов, были проведены дополнительные опыты по получению пористых образцов по указанной схеме, но с отключением нагрева каждые 6 часов (по окончании рабочей смены). В начале следующей смены сборку, охлажденную за время перерыва до комнатной температуры, вновь нагревали в указанных выше режимах. Таким образом, обезгаживание гидрида урана проводили поэтапно за несколько рабочих смен (рис. 10).

Для установления режима протекания реакции разложения гидрида урана полученные данные по скорости выделения водорода в процессе термолиза обрабатывали с использованием уравнений формальной кинетики гетерогенных некаталитических процессов [16] (рис. 11). Было установлено, что в условиях проводимых опытов и при использовании выбранного алгоритма нагрева сборки переход от кинетического к диффузионному режиму происходит на каждом этапе термолиза (рис. 12). При этом температура, соответствующая смене режима протекания реакции, закономерно возрастает с ростом степени обезгаживания α гидрида, что иллюстрирует возрастающее затруднение выделения водорода из частиц с уменьшением атомного отношения $[\text{H}]/[\text{U}]$ в материале. Дополнительным фактором, приводящим к возрастанию «фильтрационного» сопротивления для выхода газа из объема образца на поздних этапах обезгаживания, может являться закрытие пористых каналов и образование замкнутых пор в материале при частичном спекании. Значение «кажу-

щейся» энергии активации реакции дегидрирования для всех этапов термоллиза находится в диапазоне $\sim 66\text{--}83$ кДж/моль, что хорошо согласуется с данными работы [17], в которой этот параметр имел величину 79 кДж/моль.

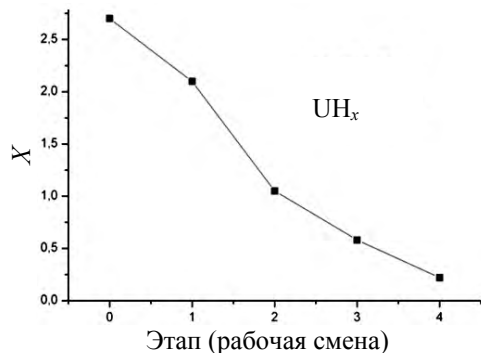


Рис. 10. Зависимость атомного отношения $[H]/[U]$ в твердой фазе по окончании каждого из четырех последовательных этапов термоллиза

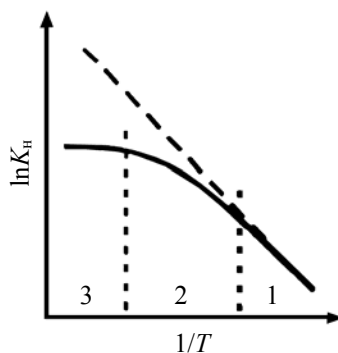


Рис. 11. Зависимость константы скорости реакции от температуры для разных режимов процесса: 1 – кинетический; 2 – переходный; 3 – диффузионный [16]

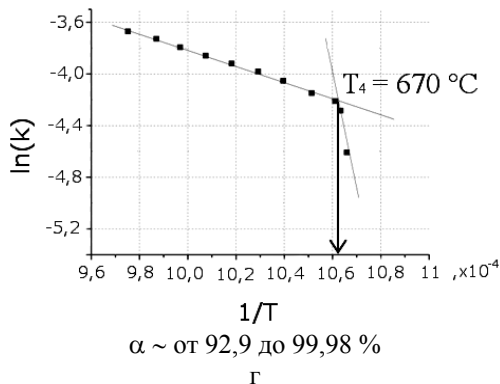
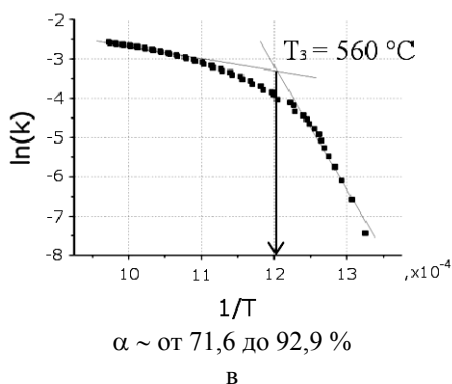
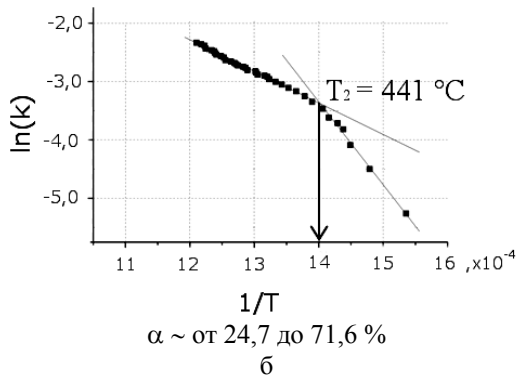
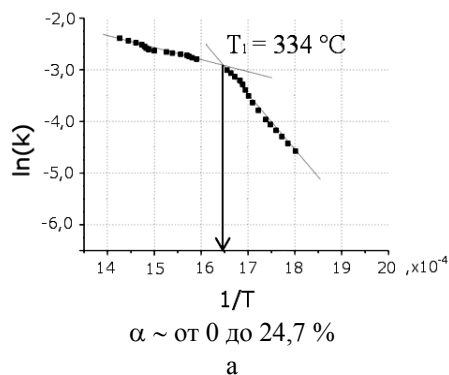


Рис. 12. Зависимость константы скорости реакции дегидрирования от температуры для каждого из четырех этапов а–г термоллиза сферического образца. Под графиками приведены значения степени обезгаживания гидроксида α для соответствующего этапа

Принимая во внимание близость процессов, протекающих на разных этапах термолиза (рис. 12), а также достаточно однородную структуру образцов, полученных в поэтапном технологическом цикле, был сделан вывод о целесообразности реализации предложенной схемы за несколько рабочих смен. Часть образцов, изготовленных по выбранной схеме, была использована в опытах по ударно-волновой сжимаемости, проводимых в РФЯЦ-ВНИИЭФ, результаты которых позволили получить важные данные о свойствах урана в условиях высокой концентрации тепловой энергии.

Таким образом, специалистами РФЯЦ-ВНИИЭФ была разработана технология [7] получения образцов пористого урана заданной геометрии с однородной структурой и относительной пористостью до ~70 % путем дегидрирования и спекания порошка гидрида урана, используемого в качестве исходного сырья.

Получение порошков металлов с использованием гидридного измельчения

В данном подразделе кратко изложены отдельные аспекты технологии получения порошков металлов методом гидридного измельчения применительно к работам, выполняемым в РФЯЦ-ВНИИЭФ. Технология включает несколько стадий (рис. 13): гидрирование исходного металла, механическое измельчение образовавшегося хрупкого гидрида и обезгаживание (термолиз) полученного порошка. В зависимости от природы металла и требований к получаемому продукту основные стадии могут быть дополнены измельчением или фракционированием обезгаженного порошка (в случае спекания частиц во время термолиза), повторным проведением цикла гидрирования-дегидрирования (для увеличения степени дисперсности) или комбинацией этих стадий.

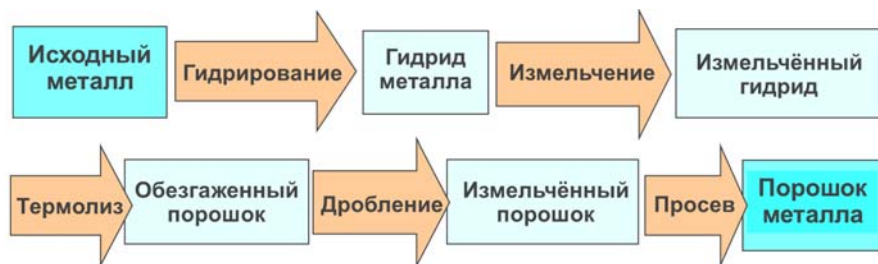


Рис. 13. Схема получения порошка металла методом гидридного измельчения

В работах РФЯЦ-ВНИИЭФ данная технология активно используется для получения мелкодисперсных металлических порошков, применяемых в качестве сорбентов изотопов водорода, компонентов пиротехнических составов и так далее [18–20]. В первую очередь, использование гидридного измельчения эффективно для получения порошков из пластичных металлов,

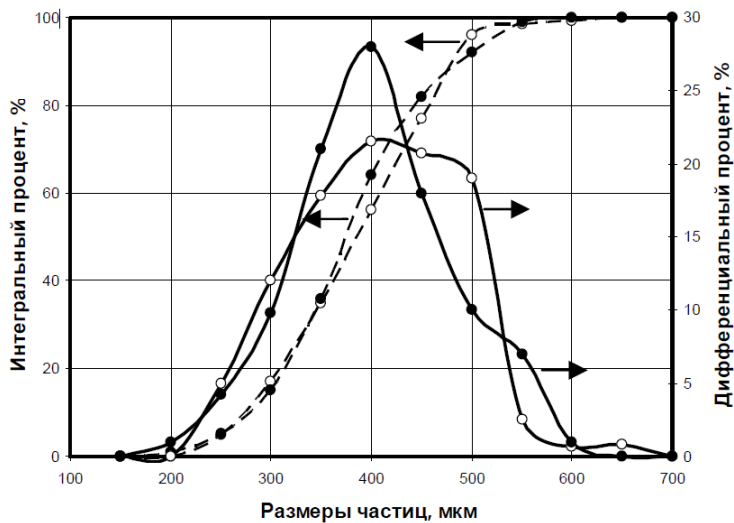
размол которых путем механического воздействия на исходный металл затруднителен (Ti, Zr, Y, Sc и другие).

Применительно к получению пористых металлов технология гидридного измельчения может быть использована для размола исходного металла до требуемой степени дисперсности, и последующего спекания уплотненного порошка (подход, лежащий в основе технологий порошковой металлургии). При этом, в зависимости от свойств конкретного сырья, заданная степень измельчения исходного материала может достигаться как путем механического размола образующегося гидрида, так и в результате самопроизвольного растрескивания массивных образцов непосредственно в процессе гидрирования из-за уменьшения плотности материала при образовании гидридных фаз [19, 20]. Так, для примера на рис. 14 представлены результаты исследований, проведенных соавторами настоящей работы [20], которые иллюстрируют изменение фракционного состава двух разных металлических порошков в процессе их гидрирования. Приведенные данные демонстрируют кардинальные отличия в характере изменения фракционного состава исходного порошка в процессе гидрирования в зависимости от природы металла.

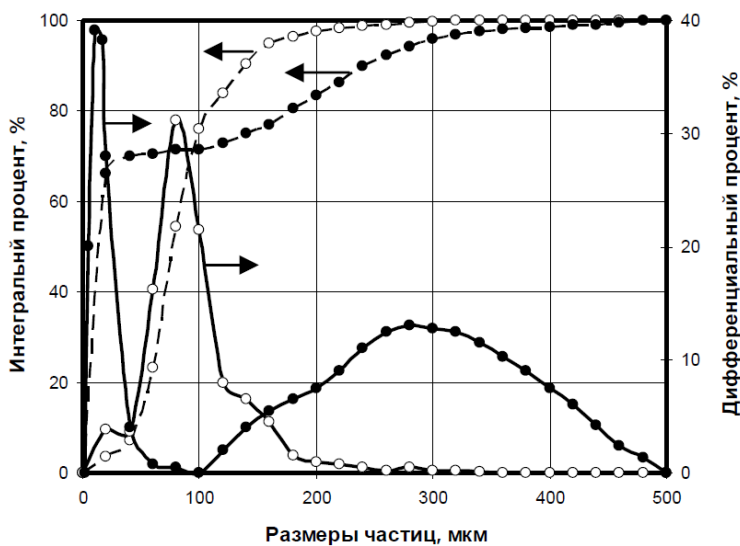
После термолиза образовавшегося гидрида и проведения (при необходимости) других технологических операций в соответствии со схемой на рис. 13, технология гидридного измельчения позволяет получать мелкодисперсные порошки металлов с заданным распределением частиц по размерам. Использование порошков заданного фракционного состава при получении пористых металлических образцов методом спекания уплотненных компактов обеспечивает требуемый размер пор и позволяет регулировать пористую структуру конечных изделий.

Другим вариантом применения технологии гидридного измельчения является замешивание в измельченный металлический порошок частиц порообразователя, с последующим компактированием порошковой смеси, расплавлением и вспениванием полученных компактов [2, 11]. При этом образцы, полученные с использованием такого подхода, как правило, характеризуются высокой степенью однородности структуры. В частности, вспенивание компактов, полученных прессованием мелкодисперсного порошка алюминия с замешанным в него гидридом титана (см. подраздел выше), позволяет получать алюминиевую пену высокого качества [11]. Однако на практике такой подход применяется редко из-за высокой себестоимости образцов, обусловленной высокой стоимостью исходного порошка алюминия.

Таким образом, технология гидридного измельчения позволяет получать мелкодисперсные порошки, являющиеся исходным сырьем для изготовления пористых металлов с однородной структурой и заданным размером пор. В этом случае гидриды металлов являются промежуточным продуктом в технологии получения пористых образцов (рис. 1). Основное преимущество гидридной технологии заключается в возможности получения мелкодисперсных порошков из пластичных металлов, измельчение которых другими методами затруднено.



а



б

Рис. 14. Изменение фракционного состава электролитических порошков скандия (а) и циркония (б) в процессе гидрирования [20]; белые значки – исходные порошки, черные значки – порошки после гидрирования

Заключение

Представлен опыт РФЯЦ-ВНИИЭФ в применении гидридных технологий в процессах получения пористых металлов. Рассмотрено использование модифицированного гидрида титана в качестве порообразователя, обеспечи-

вающего получение однородной пористой структуры алюминиевых пен. Описан способ получения образцов пористого урана путем ступенчатого обезгаживания и спекания гидроксида урана. Изложены принципы получения мелкодисперсных порошков пластичных металлов методом гидридного измельчения с целью их использования для получения спеченных пористых образцов.

Благодарности

Авторы выражают благодарность сотрудникам ОАО «ВИЛС» (г. Москва) Старовойтенко Е. И., Арбузовой Л. А., Комову В. И., а также иностранным коллегам David C. Dunand (Department of Materials Science and Engineering, Northwestern University, Illinois, USA) и John Banhart (Hahn-Meitner-Institute, Berlin, Germany) за помощь в организации и проведении работ по разработке технологии получения алюминиевых пен. Также авторы благодарят Тарасову А. И., Стеньгача А. В., Шнягина А. А., Миронову И. М. и Семикова Г. Ю. за помощь в проведении экспериментов и участии в обсуждении полученных результатов.

Авторы выражают благодарность сотрудникам РФЯЦ-ВНИИЭФ Устиненко В. А., Михайлову А. Л., Ширнину П. В. и Давыдову А. И. за помощь в организации и проведении работ по получению пористого урана. Также авторы благодарят Маврина С. В., Иванушкина Ю. С., Кунавина С. М., Кашафдинова И. Ф., Коршунова К. В., Баикина Р. М., Смиркалова В. В., Анашкина Н. Н., Маначкина С. Ф., Логвинова А. И. и Литвина П. В. за помощь в проведении экспериментов и участии в обсуждении полученных результатов.

Список литературы

1. Garcia-Moreno F. Commercial Applications of Metal Foams: Their Properties and Production. *Materials*, 2016, vol. 9, N 2, p. 85. doi.org/10.3390/ma9020085
2. Banhart J. Manufacture, characterization and application of cellular metals and metal foams. *Progress in Materials Science*, 2001, vol. 46, N 6, p. 559–632. doi.org/10.1016/S0079-6425(00)00002-5
3. Banhart J. Production of Metal Foams. In «Comprehensive Composite Materials II», 2018, vol. 4, p. 347–363. doi:10.1016/B978-0-12-803581-8.09976-8
4. Анфилов Н. В., Кузнецов А. А., Бережко П. Г., Тарасова А. И., Царева И. А., Мокрушин В. В., Царев М. В., Малков И. Л. Применение гидридов металлов в качестве порообразователей при получении металлических пен. Сборник докладов 5-ой международной конференции и 9-ой международной школы молодых ученых и специалистов им. А. А. Курдюмова «IHISM-14». Саров, 7–11 июля 2014. ИПК РФЯЦ-ВНИИЭФ, 2015, с. 308–318.

5. Anfilov N. V., Kuznetsov A. A., Berezhko P. G., Tarasova A. I., Tsareva I. A., Mokrushin V. V., Tsarev M. V., Malkov I. L. Application of metal hydrides as pore-forming agents for obtaining metal foams. *Journal of Alloys and Compounds*, 2015, vol. 645, p. 132–135. doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.01.153
6. Ярошенко В. В., Забавин Е. В., Соломонов А. В., Половинкин П. Е., Сисяев А. В., Логвинов А. И., Литвин П. В., Царев М. В., Кунавин С. М. Разработка технологии получения пористого металла. Сборник аннотаций докладов 12-ой международной школы молодых ученых и специалистов им. А. А. Курдюмова «IHISM-17 Junior», Протвино, 10–15 июня 2017. Саров: ФГУП «РФЯЦ-ВНИИЭФ», с. 86–87.
7. Ярошенко В. В., Забавин Е. В., Половинкин П. Е., Царев М. В., Соломонов А. В., Сисяев А. В., Логвинов А. И., Устиненко В. А., Давыдов А. И., Анашкин Н. Н. Способ получения пористого изделия из урана. Патент РФ № 2690764, приоритет 31.08.2018. Оpubл. 05.06.2019, Бюл. № 16.
8. Tsarev M. V., Mokrushin V. V., Sten'gach A. V., Tarasova A. I., Berezhko P. G., Kremzukov I. K., Zabavin E. V. A study of the oxidation of titanium hydride powder by measurements of its electrical resistance. *Russian Journal of Physical Chemistry A*, 2010, vol. 84, N 4, p. 679–683. doi:10.1134/S0036024410040278
9. Бережко П. Г., Тарасова А. И., Кузнецов А. А., Анфилов Н. В. Способ получения полуфабриката для изготовления пенометалла. Патент РФ № 2312913, приоритет 13.03.2006. Оpubл. 20.12.2007, Бюл. № 35.
10. Baumgärther F., Duarte I., Banhart J. Industrialization of Powder Compact Foaming Process. *Advanced engineering materials*, 2000, vol. 2, N 4, p. 168–174. doi.org/10.1002/(SICI)1527-2648(200004)2:4<168::AID-ADEM168>3.0.CO;2-O
11. Duarte I., Banhart J. A study of aluminium foam formation-kinetics and microstructure. *Acta Materialia*, 2000, vol. 48, N 9, p. 2349–2362. doi:10.1016/S1359-6454(00)00020-3
12. Fortov V. E., Altshuler L. V., Trunin R. F., Funtikov A. I. *High-Pressure Shock Compression of Solids VII: Shock Waves and Extreme States of Matter*, New York: Springer, 2004, 534 p.
13. Фунтиков А. И. Ударное сжатие пористого урана. *Теплофизика высоких температур*, 1998, т. 36, № 3, с. 406–410.
14. Landingham R. L. Porous metallic bodies. USA Patent # 4,560,621, Filed 13.03.1984, Date of Patent 24.12.1985.
15. Маркушкин Ю. Е., Солонин М. И., Горлевский В. В., Горохов В. А., Давыдов Д. А., Николаев Г. Н. Способ получения изделий из пористого бериллия. Патент РФ № 2106931, приоритет 31.12.1996. Оpubл. 20.03.1998, Бюл. № 18.
16. Стромберг А. Г., Семченко Д. П. *Физическая химия*. М: «Высшая школа», 2001, 527 с.

17. Lindner D. L. Isothermal decomposition of uranium hydride. *Journal of the Less-Common Metals*, 1990, vol. 157, Issue 1, p. 139–146.
18. Кремзуков И. К., Колобянина Н. М., Пелесков С. А., Веденеев А. И., Леваков Е. В., Митяшин А. С., Постников А. Ю. Способ получения мелкодисперсного порошка титана. Патент РФ № 2301723, приоритет 14.11.2005. Опубл. 27.06.2007, Бюл. № 18.
19. Бережко П. Г., Тарасова А. И., Кузнецов А. А., Анфилов Н. В., Кремзуков И. К., Лещинская А. Г. Гидрирование титана и циркония и термическое разложение их гидридов. *Альтернативная энергетика и экология*, 2006, т. 43, № 11, с. 47–56.
20. Царев М. В., Забавин Е. В., Мокрушин В. В., Бережко П. Г. Изменение размера частиц порошковых металлов в процессе их гидрирования и дегидрирования. Сборник докладов 7-ой международной школы молодых ученых и специалистов «IHISM-11 Junior», Звенигород, 24–28 октября 2011, ИПК РФЯЦ-ВНИИЭФ, 2012, с. 379–384.

Hydrogen technologies in the production of porous metals

A. A. Kuznetsov, N. V. Anfilov, P. G. Berezhko, V. V. Yaroshenko,
A. Yu. Postnikov, M. V. Tsarev, V. V. Mokrushin,
I. K. Kremzucov, D. G. Ivanov, E. V. Zabavin, A. V. Sisyayev,
P. E. Polovinkin, V. A. Simanov, A. V. Solomonov,
I. A. Tsareva, I. L. Malkov

Russian Federal Nuclear Centre – All-Russia Research Institute
of Experimental Physics (RFNC-VNIIEF),
Sarov, Nizhny Novgorod region, Russia
tsarev@dep19.vniief.ru

The experience of RFNC-VNIIEF in applications of hydride technologies in the production of porous metals is presented. The uses of hydrides as pore-forming agents for obtaining of porous structure in metal melts, as raw materials in production of porous samples by sintering method and as intermediate products allow to grinding plastic metals for further sintering of fine powders are considered.