

бенности может привести к положительным результатам в случаях локальных импульсных нагрузок, когда другие диссипаторы энергии типа пористых, ячеистых структур малоэффективны, а целенаправленно используются только упругопластические характеристики (динамическая твердость, ударная вязкость и др.). Поскольку величина диссипации определяется константами кинетики, она должна быть связана с набором лигирующих добавок, механо- и термообработкой стабилизирующих ту или иную фазу и определяющих скорость фазовых превращений. Установление такой связи — самостоятельная и не простая задача, выходящая за рамки данной работы.

ЛИТЕРАТУРА

1. Жуков А. В., Корнеев А. И., Симоненко В. Г. Изв. АН СССР. МТТ, 1984, 4, 138.
2. Киселев А. И. // Тр. II Совещ. по обработке материалов взрывом.— Новосибирск: ИГ СО АН СССР, 1982.
3. Козлов Е. А. // Тез. докл. I Всесоюз. симп. по макроскопической кинетике и химической газодинамике.— Черноголовка: ОИХФ, 1984.
4. Иванов А. Г., Новиков С. А. ФГВ, 1986, 22, 3, 91.

г. Томск

Поступила в редакцию 24/V 1989,
после доработки — 26/XII 1989

УДК 539.213

А. А. БОНДАРЕНКО, С. И. ЗОЛОТАРЕВ, В. И. КИРКО, А. В. КЛЕЩЕВ,
С. А. ЛОБАСОВ, Л. С. ТАРАСОВА,
С. А. ХРАМЕНКО, М. Ю. ЯЗВИЦКИЙ

ИССЛЕДОВАНИЕ МАССИВНОГО АМОРФНОГО СПЛАВА $Fe_{70}Cr_{10}P_{13}C_7$, ПОЛУЧЕННОГО ДИНАМИЧЕСКИМ КОМПАКТИРОВАНИЕМ

Наиболее перспективно получение массивных металлических аморфных сплавов методом динамического компактирования порошков, которые делают механическим измельчением быстрозакаленных лент [1—3]. Аморфный сплав $Fe_{70}Cr_{10}P_{13}C_{17}$ коррозионно-стойкий и может быть использован в качестве электродных материалов в различных агрессивных средах [4]. В настоящей работе исследованы массивные образцы этого сплава, полученные динамическим компактированием с помощью химического взрывчатого вещества (ВВ).

Исходный сплав в виде ленты (изготовлен в ЦНИИЧЕРМЕТ методом закалки из расплава на быстровращающемся диске) механически измельчался, и порошок разделялся на три фракции размером <70 , $70-165$ и >165 мкм. Компактирование проводилось с помощью металлической пластины толщиной 3 мм, ускоряемой скользящей детонацией слоя аммонита 6ЖВ толщиной 1 см по безампульной технологии, разработанной в Красноярском госуниверситете. Компакты аморфного сплава — это плоские пластины размером $40 \times 60 \times 4$ мм, рентгеноаморфность которых контролировалась с помощью рентгеноструктурного анализа на установке ДРОН-3. Пластины компакта разрезались на стержни сечением 4×4 мм.

С целью изучения изменения механических свойств массивных аморфных металлических сплавов (АМС) образцы изотермически отжигались при $T = 100 \div 600$ °С 0,5 и 1 ч. При этом измерялась микротвердость на микротвердомере ПМТ-3 с нагрузкой 100 г. На растровом электронном микроскопе РЭМ-100 исследовались изломы отожженных образцов. Струк-

© Бондаренко А. А., Золотарев С. И., Кирко В. И., Клещев А. В., Лобасов С. А., Тарасова Л. С., Храменко С. А., Язвицкий М. Ю.

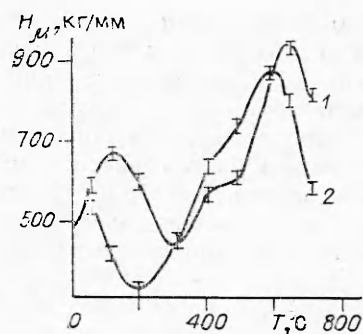


Рис. 1. Зависимость микротвердости компакта аморфного сплава $\text{Fe}_{70}\text{Cr}_{10}\text{P}_{13}\text{C}_7$ от температуры отжига; скорость нагрева 10 град/мин. Время отжига: 1 — 0,5 ч, 2 — 1 ч.

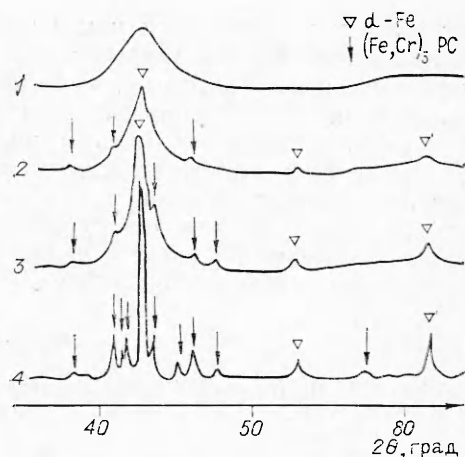


Рис. 2. Рентгенограммы исходного (1) и отожженных за 1 ч при $T = 300$ (2), 400 (3) и 500 °C (4) компактов.

турная релаксация и фазовые превращения компактов изучались с помощью дифференциально-термического анализа (ДТА) на дериватографе фирмы МОМ и рентгеноструктурного анализа, а также измерением температурной зависимости электропроводности при изохронном отжиге четырехконтактным методом. Исходный порошок имел чешуйчатую форму.

Для выяснения характера укладки частиц до взрывного компактирования порошок заливался эпоксидной смолой, проводился металлографический анализ, который показал равномерное распределение плоскостей частиц относительно плоскости пластины. При исследовании микрошлифа компакта выяснено, что в процессе динамического компактирования произошла направленная укладка частиц, так что плоскости частиц оказались параллельны плоскости пластины. Плотность прессованных образцов, определенная гидростатическим взвешиванием в ацетоне, составила 6,98 г/см³.

На рис. 1 показаны кривые микротвердости массивных образцов в зависимости от температуры изотермического отжига. Аналогично [5] на кривых видны два максимума: низкотемпературный в интервале $T = 50 \div 100$ °C и высокотемпературный при $T = 550 \div 650$ °C. В [5] методом просвечивающей электронной микроскопии для сплава $\text{Fe}_{40}\text{Ni}_{40}\text{P}_{16}\text{B}_4$ установлено, что его структура после термической обработки, приводящей к максимумам микротвердости, оставалась аморфной. Высокотемпературный максимум соответствовал появлению в структуре АМС областей с повышенной корреляцией в расположении атомов (суб-микроструктур) размером 10—40 Å. В сплаве $\text{Fe}_{70}\text{Cr}_{10}\text{P}_{13}\text{C}_7$ появление высокотемпературного максимума микротвердости соответствует процессу начала кристаллизации, о чем свидетельствует появление на дифрактограммах линий $\alpha\text{-Fe}$ и Fe_3P при $T = 300$ °C (рис. 2).

На рис. 3, а приведен типичный вид излома образца массивного АМС, который проходит по телу крупных частиц (в областях сосредоточения мелкой фракции — по границам зерен). На некоторых крупных частицах отчетливо виден венозный узор (рис. 3, б), что указывает на вязкохрупкое разрушение отдельной частицы. Характер излома не меняется при различных изотермических отжигах вплоть до полной кристаллизации сплава. Последнее свидетельствует о том, что структурные превращения в образцах не меняют характер их излома. При прессовании в тех же режимах различных функций, выделенных из исходного порошка, характер излома меняется. Он происходит независимо от температуры изотермического отжига по границам зерен (рис. 4), и в этом

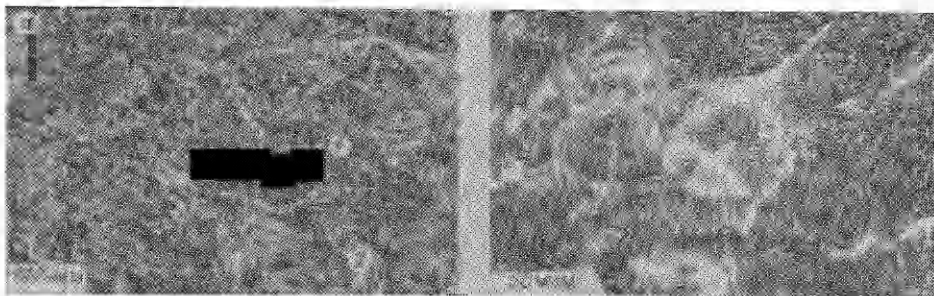


Рис. 3. Поверхность разрушения компактированного сплава $Fe_{70}Cr_{10}P_{13}C_7$. а) типичный вид излома компакта из порошка различной фракции; б) вензельный узор, проходящий по телу крупной частицы; 1 — крупные частицы; 2 — скопление мелких частиц; 3 — вензельный узор.

случае для получения монолитного компакта необходимы более жесткие режимы прессования.

На рис. 5 приведены термограммы исходного порошка и прессованных АМС, отожженных за 0,5 ч, $T = 100$ (2) и 200 °С (1). На кривой ДТА исходного порошка присутствуют три экзотермических эффекта при $T = 203$, 306 и 470 °С. На термограммах прессованных образцов первый эффект отсутствует, температура двух последующих: 295 , 468 °С (2) и 310 , 469 °С (1) соответственно. Природа высокотемпературного эффекта не вызывает сомнения и связана с интенсивной кристаллизацией аморфного сплава, температура которой согласуется с данными работы [6].

Для выяснения природы низкотемпературных эффектов были сняты кривые нагрева исходного порошка до 250 и 350 °С и кривые охлаждения до 250 и 350 °С и кривые охлаждения. При охлаждении на кривых ДТА какие-либо эффекты отсутствуют, что указывает на необратимость процессов, происходящих в образцах при нагреве. Рентгеноструктурный анализ показал, что после нагрева до 250 °С сплав сохраняет рентгеноаморфность, после 350 °С начинается слабая кристаллизация с выделением α -Fe. В прессованных образцах интенсивность кристаллизационных процессов в области 300 — 350 °С выше, чем в исходном порошке. С увеличением температуры предварительного отжига от 100 до 200 °С площадь эффекта на 300 °С возрастает, а на рентгенограммах появляются уже более сильные линии α -Fe. Таким образом, экзотермический эффект в области 300 °С связан



Рис. 4. Поверхность разрушения компакта сплава $Fe_{70}Cr_{10}P_{13}C_7$ из порошка одной дисперсности.

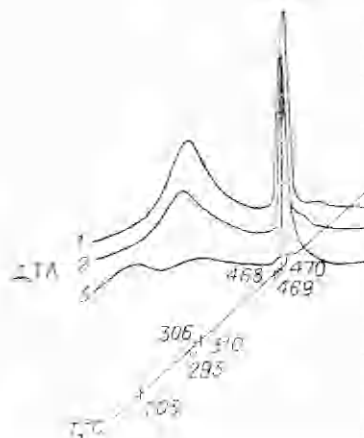


Рис. 5. Термограммы аморфного сплава; скорость нагрева 10 град/мин. 1, 2 — прессованные образцы; 3 — исходный порошок.

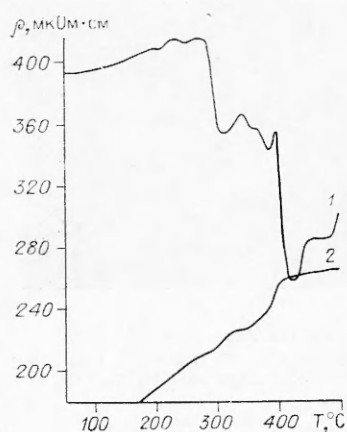


Рис. 6. Температурная зависимость удельного электросопротивления сплава $\text{Fe}_{70}\text{Cr}_{10}\text{P}_{13}\text{C}_7$. 1 — компакт аморфного сплава; 2 — закристаллизованный сплав.

с образованием в аморфной матрице мелкозернистой кристаллической фазы.

Интенсивная кристаллизация аморфного сплава наступает при $T \approx 470^\circ\text{C}$. Температуры кристаллизации исходного порошка и компакта практически одинаковы. Рентгеноструктурный анализ прессованных образцов, отожженных за 1 ч при 500°C , показал наличие кристаллических фаз $\alpha\text{-Fe}$, Fe_3P , $(\text{Fe}, \text{Cr})_3(\text{PC})$.

Низкотемпературный экзотермический эффект при $T = 203^\circ\text{C}$ связан с релаксацией

структуры аморфного сплава. Изохронный нагрев исходного порошка до 210°C с последующим охлаждением и повторным нагревом приводит к исчезновению на кривой ДТА этого эффекта. Последнее свидетельствует о том, что релаксационные явления в структуре прессованного сплава произошли за счет его нагревания при ударно-волновом нагружении.

Структурные изменения, происходящие в аморфном сплаве при нагревании, проявляются и в характере кривой температурной зависимости удельного сопротивления компакта (рис. 6, 1). В интервале $T \leq 300^\circ\text{C}$ удельное электросопротивление находится в линейной зависимости от T и имеет положительное значение температурного коэффициента сопротивления (ТКС). Следует отметить, что в зависимости от дисперсности порошка АМС и уровня давления прессования ТКС на этом участке может принимать и отрицательное значение. По-видимому, это связано с наличием оксидных пленок на поверхности частиц порошка.

Если $T = 300^\circ\text{C}$, резко понижается удельное электросопротивление, что связано, согласно данным рентгеноструктурного и дифференциально-термического анализа, с началом кристаллизации сплава (выделение $\alpha\text{-Fe}$). При $T = 420^\circ\text{C}$ вновь падает электросопротивление, обусловленное процессом интенсивной кристаллизации. Образующиеся при этом твердые растворы общей формулы $(\text{Fe}, \text{Cr})_3(\text{PC})$ приводят к изменению характера зависимости: ТКС меняет свой знак на положительный. Удельное электросопротивление кристаллических компактов $\text{Fe}_{70}\text{Cr}_{10}\text{P}_{13}\text{C}_7$ (рис. 6, 2) не имеет таких аномалий в ходе кривой температурной зависимости и практически линейно возрастает с увеличением температуры.

Итак, динамическое прессование аморфного сплава $\text{Fe}_{70}\text{Cr}_{10}\text{P}_{13}\text{C}_7$ приводит к низкотемпературной релаксации структуры за счет нагрева при ударно-волновом нагружении. В прессованных образцах по сравнению с порошком возрастает интенсивность кристаллизационных процессов. Кристаллизация массивного АМС происходит ступенчато и отличается от кристаллизации исходного порошка. Характер излома прессованных взрывом массивных компактов не зависит от их структурного состояния. При компактировании порошка с большой дисперсией по размерам излом проходит по телу крупных частиц и по границам мелких. Динамическое прессование перспективно для создания массивных изделий из аморфного $\text{Fe}_{70}\text{Cr}_{10}\text{P}_{13}\text{C}_7$ для электродов, работающих в агрессивных средах.

ЛИТЕРАТУРА

1. Роман О. В., Богданов А. П., Пинус И. М. и др. Физика и химия обработки материалов, 1983, 4, 43.
2. Исхаков Р. С., Кирко В. П., Кузовников А. А. и др. Докл. АН СССР, 1985, 284, 4, 854.
3. Нестеренко В. Ф. ФГВ, 1985, 21, 6, 85.

4. Масумото Т., Хашимото К., Нака М. // Быстрозакаленные металлы.— М.: Металлургия, 1983.
5. Глезер А. М., Молотилев Б. В., Утевская О. Л. и др. *Металлофизика*, 1980, 11, 4, 115.
6. Залуцкий В. П., Ефимова Т. В., Перекоп А. Е. и др. // Там же, 1988, 10, 3, 117.

г. Красноярск

Поступила в редакцию 20/III 1989,
после доработки — 22/I 1990

УДК 533.6.011.72

В. В. ДЕМЧЕНКО, И. В. НЕМЧИНОВ

ТРЕХМЕРНЫЕ ДВИЖЕНИЯ ГАЗА ПРИ ПРОБОЕ В НЕСКОЛЬКИХ ТОЧКАХ НА ОКРУЖНОСТИ

Эффекты кумуляции при фокусировке сильных сходящихся ударных волн (УВ) [1, 2] позволяют достичь высоких температур и давлений плазмы. Быстрое энерговыделение при пробое газа лазерным излучением или электровзрыве дает возможность инициировать такие УВ. Если энерговыделение происходит в тонкой кольцевой области, течение двумерное. При движении УВ к центру (и после столкновения волн) происходит растекание из зоны кумуляции вдоль оси, однако амплитуда УВ достаточно сильно возрастает, хотя и медленнее, чем в одномерном (цилиндрически-симметричном) случае. Равномерное энерговыделение в пределах всего кольца затруднительно. Часто экспериментально осуществляется пробой в нескольких точках, расположенных в некоторой плоскости на окружности на равных расстояниях [3]. Возникшее нестационарное течение газа достаточно сложное для теоретического анализа, так как оно трехмерно.

Трехмерные течения газа встречаются не только в задачах множественного пробоя, но и во многих других физических явлениях, в том числе взрывного типа. Математическое моделирование, опирающееся на численные методы и современные ЭВМ, принципиально способно дать их описание в рамках той или иной физической модели. Однако в силу гораздо больших затрат машинного времени, необходимых для решения трехмерных задач по сравнению с одномерными или двумерными, даже отработка надежных многомерных методов и программ решения задач механики сплошной среды весьма трудоемка и представляется еще далекой от завершения. В данном случае применен сеточно-характеристический метод сквозного счета [4, 5].

При представлении результатов использовался специально созданный комплекс графических программ, позволяющий строить изолинии физических величин одновременно в трех плоскостях декартового трехгранника. Изолинии — это линии пересечения соответствующих изоповерхностей с плоскостями декартовой системы координат.

Постановка задачи. Трехмерное пространство, обладающее осевой симметрией, заполнено однородным покоящимся идеальным газом с плотностью $\rho = \rho_0 = 1,29$ мг/см³ и удельной внутренней энергией $e = e_0 = 0,19$ кДж/г. Для простоты считалось, что показатель адиабаты $\gamma = 1,2$ постоянен. В плоскости, перпендикулярной оси, в начальный момент энергия выделяется в 6 точках, расположенных на окружности радиуса $r = r_0 = 0,25$ см с угловым расстоянием между ними 60° . Энергия каждого из шести пробоев $E = 30$ Дж, что соответствует экспериментам [3]. Считалось, что энерговыделение равномерно в пределах малого объема 10^{-3} см³. Область энерговыделения представляет собой часть коаксиальной цилиндрической оболочки высотой $\Delta z = 0,1$ см, толщиной $\Delta r = 0,1$ см и угловым размером $\Delta\theta = 24^\circ$. В области энерговыде-