

01;05

ЭФФЕКТЫ САМООРГАНИЗАЦИИ В ПРОЦЕССЕ ДЕФОРМИРОВАНИЯ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ

© С.Г. Псазье, Е.В. Шилько, А.И. Дмитриев,
С.Ю. Коростелев, А.Ю. Смолин, Е.Н. Коростелева

Материалы, полученные методами порошковой металлургии, вследствие наличия в них микропор могут быть отнесены к классу материалов с мезодефектной структурой. Следовательно, изучение их отклика при механическом нагружении должно проводиться также с привлечением понятий мезоуровней деформации и разрушения [1]. С точки зрения теоретического описания и компьютерного моделирования эволюции таких материалов целесообразно применение дискретных методов, таких как метод подвижных клеточных автоматов [2-6].

В рамках данного метода, в соответствии с [7], моделируемый образец рассматривается как ансамбль элементов (аналогов структурного элемента деформации [7]), взаимодействующих по определенным правилам, которые определяют отклик материала. Взаимодействие между элементами может приводить к изменению их внутренних состояний и пространственному перемещению. Механическое состояние моделируемой системы элементов характеризуется следующими параметрами: радиус-векторами элементов $\{R^i\}$, их поступательными и угловыми скоростями $\{V^i\}$ и $\{\omega^i\}$, углами разворота элементов $\{\theta^i\}$. Каждый элемент также характеризуется размерным параметром d^i , массой m^i и тензором момента инерции J^i . В парном приближении взаимодействующие пары элементов могут находиться в двух различных состояниях: связанные (linked) — при наличии химических связей, независимые (unlinked) — при отсутствии связей на атомном уровне. Взаимодействие между элементами определяется центральными силами, силами вязкого и сухого трения, а также силами сопротивления сдвиговой деформации.

Для моделирования эволюции ансамбля элементов численно решалась система уравнений Ньютона для поступательного и вращательного движения элементов [3,6].

Элементы моделируемой системы в соответствии с решаемой задачей могут образовывать зерна поликристалла, частицы порошковой смеси, включения фаз и т. д. Свойства

элементов, их размеры и межэлементные взаимодействия определяются из условий конкретной задачи. Данный подход дает уникальную возможность изучать эволюцию материала, включая эффекты перемешивания масс, проникания, формирования и накопления микроповреждений, роста трещин и т. д. вплоть до разделения образца на части.

В настоящей работе метод подвижных клеточных автоматов позволил провести исследование явления самоорганизации структурных элементов в процессе деформирования и разрушения образцов спеченной алюминиевой бронзы. Для этого в работе рассматривался двумерный (2D) образец прямоугольной формы, размеры которого составляли 1.7 см в высоту и 0.9 см в ширину. Размер одного элемента выбирался равным 0.039 см.

Спеченные порошковые композиты имеют, как правило, дефектную пористую структуру и характеризуются большой неоднородностью распределения механических свойств по объему. Поэтому размер отдельного элемента модельной системы выбирался исходя из характерного размера неоднородностей экспериментальных образцов. При этом использованные удельные характеристики элементов и параметры межэлементного взаимодействия соответствовали литой алюминиевой бронзе и брались из [8]. При создании моделируемой структуры исходная пористость косвенно учитывалась заданием разорванных связей между отдельными элементами. Неоднородность распределения механических свойств задавалась разбросом механических характеристик элементов около среднего значения.

Поверхность нагружающей плиты, непосредственно контактирующая с образцом, моделировалась движением верхнего ряда элементов. Нижний слой элементов играл роль поверхности неподвижной подложки. Во всех расчетах использовался режим сжатия с постоянной скоростью $V = 12.6$ см/с. Как правило, если не применяется специальная техника, в реальных экспериментах прикладываемая нагрузка обычно не ориентирована строго вдоль оси сжимаемого образца. Поэтому в расчетах задавалось отклонение вектора скорости нагружения от вертикального направления, равное 5° . Расчеты проводились для хрупких образцов с повышенным содержанием Al (12 вес.%), превышающим предел растворимости (8 вес.%) в системе Cu-Al. При этом потенциал межэлементного взаимодействия задавался таким образом, чтобы имитировать чисто хрупкое поведение образца [6].

На рис. 1 приведена диаграмма нагружения такого модельного образца (кривая 1). Можно видеть, что профиль диаграммы характеризуется наличием нерегулярных колебаний напряжений около среднего значения. При этом ам-

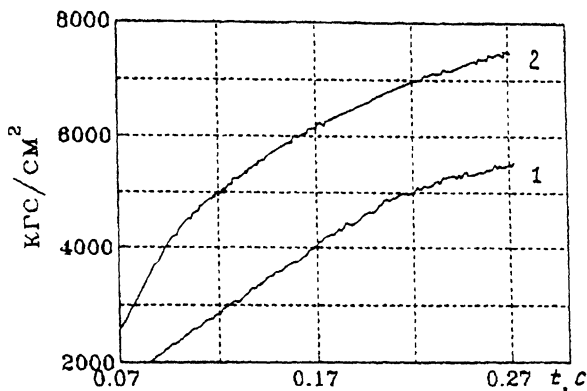


Рис. 1. Диаграммы нагружения образцов спеченной алюминиевой бронзы с содержанием Al 12 вес.%. Диаграммы приведены в терминах напряжение (кгс/см²) — абсолютное укорочение (z , см): 1 — результаты моделирования ($t = 10$), 2 — экспериментальные данные ($t = 1$).

плитуда колебаний возрастает по мере нагружения. Анализ поля скоростей образца показал, что причинами такого эффекта являются рост и релаксация напряжений на дефектах структуры. В ходе нагружения дефекты становятся областями концентрации напряжений. При этом конкретные механизмы релаксации определяются как степенью концентрации, так и общим уровнем напряжений в системе.

Полученные результаты позволили выделить структурные уровни механизмов релаксации. Поскольку минимальной структурной единицей модельной системы является элемент, то механизмы релаксации могут быть связаны с движением либо отдельных элементов, либо конгломератов элементов, либо целых блоков материала. При этом необходимым условием вовлечения в процесс деформации того или иного механизма является достижение некоторого минимального уровня напряжений. Величина этого уровня определяется линейными размерами элементов релаксации. На начальном этапе нагружения, когда общий уровень напряжений незначителен, поле скоростей образца однородно, а диаграмма имеет гладкий профиль. С ростом напряжений в системе и увеличением их концентрации на дефектах включается механизм релаксации на уровне отдельных элементов (рис. 2, а). На диаграмме нагружения это сопровождается появлением слабых колебаний напряжений. В ходе релаксации меняется конфигурация системы в области мезодефектов и релаксирующая способность отдельных элементов исчерпывается. После этого приходят в движение конгломераты элементов в области дефек-

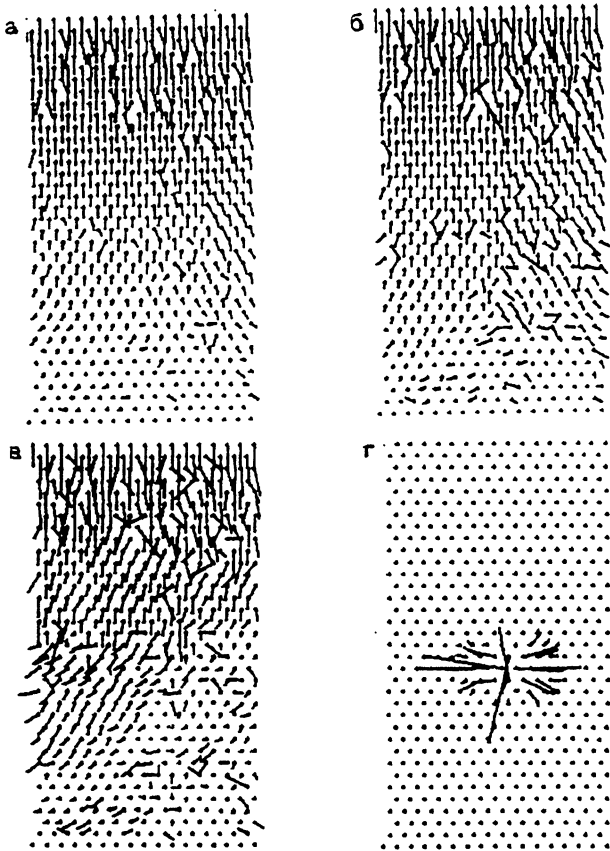


Рис. 2. Поля скоростей элементов моделируемого образца на различных стадиях релаксации внутренних напряжений: а — релаксация на уровне отдельных элементов; б — релаксация на уровне конгломератов элементов; в — движение блоков материала; г — возникновение внутренней трещины на стыке блоков.

тов (рис. 2, б). На диаграмме нагружения этому отвечает рост амплитуды колебаний напряжений. Изменение деформированного состояния и дальнейший рост напряжений в системе приводят к возникновению движения целых блоков материала (области I-IV на рис. 2, в). Рассогласованность движения блоков приводит к накоплению упругой энергии на их стыке и инициированию трещины, что хорошо видно на рис. 2, г.

Для сравнения на рис. 1 приведена экспериментально полученная диаграмма нагружения образца спеченной алюминиевой бронзы с содержанием Al 12 вес.% (кривая 2). Испытание проводилось на экспериментальной установке Instron 1008. Использовались цилиндрические образцы вы-

сотой ≈ 1.7 см диаметром ≈ 0.9 см, пористостью $\approx 20\%$. Использовался режим сжатия с постоянной скоростью $V = 0.05$ мм/мин. Для изучения влияния скорости деформации на поведение образцов проводились эксперименты с различными значениями скоростей нагружения в пределах от 0.05 до 20 мм/мин. Сравнение полученных диаграмм показало их однотипный характер даже при увеличении скорости деформации в 400 раз, а также отсутствие зависимости прочностных и деформационных характеристик материала от скорости нагружения в рассматриваемом диапазоне.

Можно видеть, что представленные на рис. 1 диаграммы демонстрируют сходный характер отклика модельной и реальной систем на внешнее воздействие. В обоих случаях на ранних стадиях нагружения диаграммы имеют гладкий профиль. По мере нагружения появляются и растут описанные выше колебания напряжений, достигая максимума непосредственно перед разрушением.

Также можно отметить, что представленные на рис. 1 диаграммы имеют достаточно близкие по величине значения максимальной прочности. Однако величина максимальной деформации перед разрушением для модельного образца значительно меньше экспериментально полученного значения. Это обусловлено тем, что в описанной модели дефекты в образце, задаваемые разрывами межэлементных связей, позволяют описать "силовой" отклик пористого материала в условиях механического нагружения, но не дают возможности описать значительные деформации (до 10% и более), которые реальные спеченные композиты могут претерпевать за счет перераспределения и схлопывания пор.

Таким образом, метод подвижных клеточных автоматов позволил осуществлять моделирование пористых сред, определить иерархию структурных уровней механизмов релаксации напряжений на мезо-уровне, а также выявить условия и последовательность их вовлечения в процессы релаксации. Это дает возможность непосредственного изучения влияния исходных параметров (пористости, содержания жестких армирующих включений и др.) на характер поведения материала под нагрузкой и величину предела прочности.

Данные исследования были проведены в рамках комплексной программы "Развитие методов и средств компьютерного конструирования материалов" Государственного научного центра, а также при поддержке гранта № 15 000-442 Сибирского отделения РАН.

Список литературы

- [1] *Физическая мезомеханика компьютерное конструирование материалов* / Панин В.Е., Макаров П.В., Псахье С.Г. и др. Новосибирск: Наука, Сибирская издательская книга РАН, 1995. Т. 1. 298 с.
- [2] *Физическая мезомеханика и компьютерное конструирование материалов* / Панин В.Е., Макаров П.В., Псахье С.Г. и др. Новосибирск: Наука, Сибирская издательская книга РАН, 1995. Т. 2. 320 с.
- [3] *Псахье С.Г., Смолин А.Ю., Коростелев С.Ю. и др. // Письма в ЖТФ.* 1995. Т. 21. В. 20. С. 72-76.
- [4] *Псахье С.Г., Шилько Е.В., Дмитриев А.И. и др. // Письма в ЖТФ.* 1996. Т. 22. В. 2. С. 90-93.
- [5] *Psakhie S. // International Workshop on Shock synthesis of Materials. Georgia Institute of Technology. Atlanta, USA, 1994. P. 94-97.*
- [6] *Псахье С.Г., Хори Я., Коростелев С.Ю. и др. // Изв. вузов. Физика.* 1995. № 11. С. 58-69.
- [7] *Панин В.Е. // Изв. вузов. Физика.* 1995. № 11. С. 6-25.
- [8] *Физические величины: Справочник* / Под. ред. И.С. Григорьева. М.: Энергоатомиздат, 1991. 1232 с.

Поступило в Редакцию
9 февраля 1996 г.

В окончательной редакции
6 мая 1996 г.
