

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ВИНТОВОЙ И ПРОДОЛЬНОЙ ПРОКАТКЕ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ1-0

Бетехтин В. И.^{1,3)}, Колобов Ю. Р.²⁾, Голосов Е. В.²⁾, Кадомцев А. Г.³⁾,
Кардашев Б. К.³⁾, Нарыкова М. В.¹⁾, Марков В. А.²⁾

¹⁾ *С.-Петербургский Государственный Политехнический Университет,
С.-Петербург, Россия,
titovets@phmf.spbstu.ru*

²⁾ *Научно-образовательный инновационный Центр «Наноструктурные материалы и технологии» БелГУ, г.Белгород, Россия,
kolobov@bsu.edu.ru*

³⁾ *УРАН, Физико-технический институт им.А.Ф.Иоффе РАН,
.Санкт-Петербург, Россия,
Vladimir.Betekhtin@mail.ioffe.ru*

В настоящее время для получения металлов и сплавов с субмикроструктурной структурой и, как следствие, высокими механическими свойствами, широко используются различные методы интенсивных больших пластических деформаций. В данной работе изучались структурные особенности и механические свойства субмикроструктурного титанового сплава, полученного при поперечно-винтовой (ПВП) и радиально-сдвиговой (РСП) прокатке с использованием различных режимов деформации. Указанные методы интенсивной деформации позволяют получить широкий ассортимент промышленных изделий (листы, пластины, прутки разного диаметра и др.), однако очень большие (выше некой «критической» величины) степени деформации могут приводить к «разрыхлению» части изделия с образованием пор и трещин.

В данной работе рассмотрено влияние двух, существенно отличающихся по воздействию на структуру и механические свойства, режимов РСП и ПВП.

При первом режиме исходные крупнозернистые заготовки сплава ВТ1-0 (размер зерен 22 мкм, диаметр заготовки 40 мм) подвергались РСП прокатке при 400°C до диаметра 20 мм, затем продольной прокатке 400°C до диаметра 9,5 мм и, в заключение, ПВП прокатке при комнатной температуре до диаметра 8 мм. При втором, более жестком, режиме те же исходные заготовки подвергались РСП прокатке при 400°C до диаметра 16 мм, а затем ПВП прокатке при комнатной температуре до диаметра также 8 мм. Образцы, полученные при указанных режимах прокатки для снятия внутренних напряжений отжигались при 350 °С в течение 3 часов.

Структурные исследования проводились с использованием растровой электронной микроскопии с определением размера и формы зерен и модифицированным методом малоуглового рентгеновского рассеяния (МРР), позволяющего оценивать параметры пониженной (например, нанопоры) и повышенной (выделения второй фазы и др.) плотности в диапазоне их размеров от нескольких до нескольких сот нанометров. Для идентификации природы неоднородностей методом МРР изучались образцы до и после воздействия высокого (~ 1,5 Кбар) гидростатического давления, которое эффективно влияет на неоднородности пустотной природы. Плотность и её распределение по всему объему заготовок определялась методом гидростатического взвешивания. Упруго-пластические свойства образцов (модуль Юнга E , декремент δ , напряжение микроструктурного течения σ_m) определялись акустическим резонансом методом составного вибратора на частоте 100кГц.

Прочность и пластичность образцов определялась при их растяжении при комнатной температуре на установке Inston 5882.

Электронномикроскопические исследования показали, что для первого режима интенсивной прокатки характерно образование однородной субмикроструктурной структуры. Зерна имеют глобулярную форму со средним размером $\approx 0,2$ мкм. Плотность на всех участках заготовок оказалась одинаковой и по данным более десятков измерений составила $4,548 \pm 0,001$ г/см³. Так как плотность исходных (до прокатки) заготовок $4,554 \pm 0,006$ г/см³, относительное разуплотнение образцов после первого режима прокатки очень небольшое, $\Delta\rho/\rho \approx 0.13\%$. Анализ данных показал, что при данном режиме прокатки наноразмерных неоднородностей пустотной природы практически не наблюдается.

При втором режиме прокатки образуется неоднородная субзеренная структура со средним размером $\approx 1,2$ мкм. Измерения плотности выявило наличие областей, близких по плотности исходной заготовке ($4,552 \pm 0,002$ г/см³) и областей с существенно более низкой плотностью ($4,509 \pm 0,03$ г/см³), относительное разуплотнение которых по сравнению с исходным состоянием составило $0,98\%$. Анализ данных МРР показал, что эти разуплотненные области содержат высокую концентрацию нанопор размером ≈ 20 нм.

Результаты механических испытаний для образцов двух версий сведены в таблицу.

Состояние	Предел прочности, МПа	Удлинение до разрыва, %	Модуль Юнга	$\delta \cdot 10^{-5}$
Исходное	460	34	108,04	39
Режим 1	930	16	107,78	416
Режим 2	650	10	105,81	205
			107,56	210

Проводится анализ полученных данных с учетом результатов структурных исследований. Отмечается, что при определенных режимах интенсивной пластической деформации (к примеру, режиме 1) данный метод получения субмикроструктурной структуры имеет ряд преимуществ перед методом равноканального углового прессования.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 09-02-00596-а).

МЕХАНИЗМ РАЗРУШЕНИЯ ПОРИСТЫХ SiC-КЕРАМИК ПРИ СТАТИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Кадомцев А. Г., Слущер А. И., Бетехтин В. И., Дамаскинская Е. Е., Синани А. Б.

*Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе, Санкт-Петербург, Россия,
andrei.kadomtsev@mail.ioffe.ru*

Для определения статической прочности керамики использовались образцы, вырезанные в форме пластин длиной 30 мм, шириной 5 мм и толщиной 1 мм. С помощью оптической, электронной микроскопии и метода малоуглового рентгеновского рассеяния установлено, что данные материалы содержат три фракции пор [1]. В предположении сферичности пор характерные размеры составляют: для крупных пор от 10 до сотен микрометров; для средних пор – 0.5 – 10 мкм, для нанопор – 0.04 – 0.2 мкм. Для каждой фракции пор построено распределение по размерам и определена доля в интегральной пористости. Образцы нагружались по схеме четырехточечного изгиба до разрушения. Статическая прочность – разрывное напряжение σ_S рассчитывалось по известным формулам [2].

Установлено, что использование величины интегральной пористости, как основного параметра ансамбля пор, позволяет проводить лишь качественный анализ влияния пор на прочность. Высказано предположение о необходимости статистического подхода к описанию ансамбля пор.

При статическом нагружении наблюдается локализованное разрушение, которое происходит за счет образования и развития одной (или немногих) трещин. Предполагается, что в таком случае необходимо учитывать не средние, как при динамическом нагружении [3], а локальные значения параметров поровых ансамблей. Исходя из реальной структуры порового ансамбля в керамике, предложена конфигурация, состоящая из пор трех фракций, которая может обеспечить повышенный уровень перенапряжений (достаточный для начала разрушения). В первом приближении данная конфигурация представляет собой линейную последовательность, состоящую из крупной и средней пор, между которыми располагаются нанопоры.

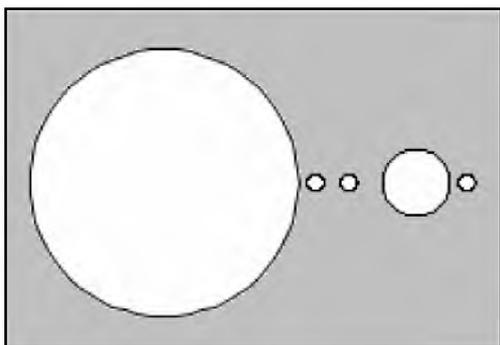


Рис. 1. Элемент линейной модели поровой структуры SiC-керамики.

Данная модель поровой структуры соответствует средним размерам пор всех фракций и средним расстояниям между порами отдельных фракций, определенным экспериментально. Была сделана оценка вероятностей такого расположения пор, проведенная на основе экспериментальных данных.

С помощью метода конечных элементов проведен расчет полей напряжений в данной линейной модели поровой структуры. Установлено, что коэффициент перенапряжений q (для всех исследованных образцов) на поверхности нанопоры, расположенной между крупной и средней порами, может достигать значения ≈ 20 . Это означает, что напряжения в этой

области становятся близкими к теоретической прочности σ_{th} . Можно предположить, что произойдет разрыв перемычки между нанопорой и средней порой.

Дальнейший расчет, проведенный с помощью метода конечных элементов, показал, что последовательное разрушение межпоровых перемычек приводит к образованию дефектов, в вершине которых коэффициент перенапряжений последовательно возрастает, достигая величины, достаточной для дальнейшего самопроизвольного разрушения материала.

Предложена аналитическая методика расчета локальных перенапряжений, позволяющая связать статическую прочность материала с локальными параметрами пористости.

Высказано предположение о роли пор различных фракций в разрушении материала.

1. Роль крупных пор состоит в создании дальнедействующих полей напряжений, с которыми взаимодействуют поля от более мелких дефектов.

2. Средние поры. Их роль близка к роли крупных пор. Меньшее дальнедействие частично компенсируется существенно большей концентрацией.

3. Роль нанопор в формировании больших локальных напряжений максимальна. Зарождение трещин происходит в поле дальнедействующих сил на их поверхности.

Таким образом, показано, что статическое разрушение керамик реализуется за счет достижения высоких напряжений (до σ_{th}) в локальных поровых конфигурациях. Предложена структура таких конфигураций, параметры которых определены из эксперимента.

Список литературы

1. V.I. Betekhtin, A.I. Slutsker, A.B. Sinani, A.G. Kadomtsev, S.S. Ordanyan Porosity of Silicon Carbide Ceramic. *Science of Sintering*, r. 34, 2002, 143-156.
2. Ю.Н.Работнов. Введение в механику разрушения. Наука. М. (1987), 80с
3. А.И. Слуцкер, А.Г. Кадомцев, В.И. Бетехтин, Е.Е. Дамаскинская, А.Б. Синани Локальные разрушающие напряжение в нагружаемой микропористой SiC-керамике. *Известия РАН. Серия физическая*. 2009, том 73, № 10, с. 1496-1502