

## Основные научные результаты, полученные в 2008 году

### *Фундаментальная роль локальных зон гидростатического растяжения в пластической деформации и разрушении твердых тел*

Развиты основы неравновесной термодинамики деформируемого твердого тела как самосогласованной многоуровневой системы. На основе зависимости неравновесного термодинамического потенциала Гиббса от молярного объема и многоуровневых структурных исследований показано, что все типы деформационных дефектов, включая трещины, зарождаются как локальные структурные или структурно-фазовые превращения в зонах гидростатического растяжения различного масштаба (рис. 1.1.1). Использование в механике неравновесной термодинамики позволяет строить обобщенную многоуровневую модель деформируемого твердого тела для любых материалов и в любых условиях нагружения. Обоснован корпускулярно-волновой дуализм многоуровневого пластического сдвига: на макромасштабном уровне сдвиг развивается в соответствии с механикой Ньютона, на микро- и мезомасштабных уровнях – как волновой процесс локальных структурных или структурно-фазовых превращений. На основе развитых представлений совместно с центром Келдыша разработаны многослойные наноструктурные теплозащитные покрытия для ракетно-космической техники, способные эффективно работать в экстремальных условиях высокотемпературных плазменных потоков (рис. 1.1.2).

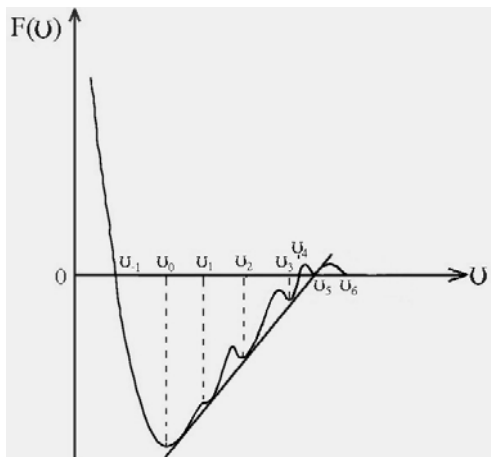
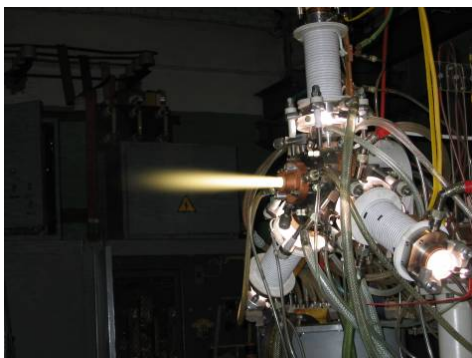


Рис. 1.1.1. Зависимость термодинамического потенциала Гиббса  $F(v)$  от молярного объема  $v$  с учетом локальных зон гидростатического растяжения различного масштаба, где могут происходить локальные структурные или структурно-фазовые превращения различного масштаба, а также структурно-фазовый распад при  $F(v) > 0$ .



а)



б)



в)

Рис. 1.1.2. Испытание теплозащитных покрытий в высокотемпературных плазменных потоках плазмотрона мегаваттного класса (а): сохранившееся многослойное наноструктурное покрытие (б), стандартное покрытие с образовавшимися кольцевыми отслоениями (в).

## Физическая мезомеханика наноструктурирования металлических материалов при их интенсивной пластической деформации

Проведен комплексный анализ физической природы измельчения кристаллической структуры металлических материалов при их интенсивной пластической деформации (ИПД), включая термодинамические основы сильно неравновесных состояний, эволюцию сильно неоднородного напряженно-деформированного состояния и структурно-кинетические аспекты. Сделано общее заключение, что измельчение структуры при ИПД связано с фрагментацией материала между мезо- и макрополосами локализованной деформации. Предельные размеры измельчения структуры определяются структурно-масштабными уровнями полосовых структур, градиентными полями неоднородных внутренних напряжений и кинетическими условиями термодинамических процессов возврата, включая холодную рекристаллизацию, в сильно неравновесных зонах полосовых структур.

### Различие форм зависимостей фазовой и групповой скоростей распространения автоволн локализованной пластичности от волнового числа для I и II стадий упрочнения

Показано, что фазовая и групповая скорости распространения автоволн локализации пластического течения зависят от волнового числа, как  $\tilde{V}_{ph} = \tilde{\omega}/\tilde{k} \sim \tilde{k} \pm 1/\tilde{k}$  и  $\tilde{V}_{gr} = d\tilde{\omega}/d\tilde{k} \sim \pm \tilde{k}$ . При этом для стадии линейного деформационного упрочнения графики зависимостей  $V_{ph}(k)$  и  $V_{gr}(k)$  сливаются, то есть,  $V_{ph} = V_{gr}$ , и автоволны локализованной деформации такой длины не испытывают дисперсии. Напротив, для стадии легкого скольжения такое слияние не возникает (рис. 1.1.3). Это означает, что автоволновой процесс неустойчив, чем можно объяснить известные экспериментальные трудности, связанные с наблюдением этой стадии.

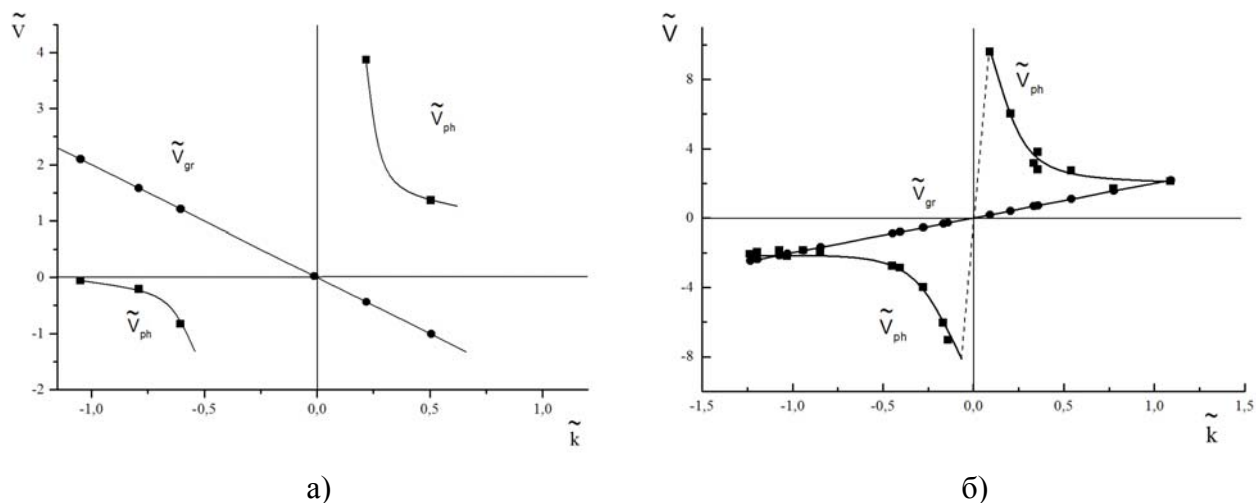


Рис. 1.1.3. Зависимости фазовой и групповой скоростей распространения автоволн локализованной пластичности от волнового числа для а) стадии легкого скольжения (I) и б) стадии линейного деформационного упрочнения (II).

### Формирование наноструктуры в поверхностном слое композита

Обнаружено, что в процессе импульсной электронно-лучевой обработки твердого сплава состава TiC (частицы)–(Ni+Cr) (матрица) в поверхностном слое формируется градиентная наноразмерная структура (рис. 1.1.4). Плавление металлического связующего сопровождается интенсивным растворением частиц карбида титана, диспергированных до субмикроструктурного состояния. Кристаллизация металлической связки сопровождается

расслоением твердого раствора с образованием многофазного материала. Изменение свойств связано с изменением состава (рис. 1.1.5).

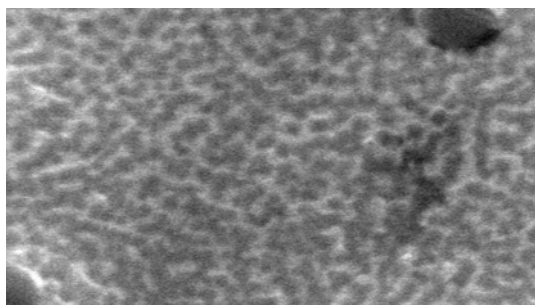


Рис. 1.1.4. Структура поверхности твердого сплава, формирующаяся в результате электронно-лучевой обработки (сканирующая электронная микроскопия). Плотность мощности пучка электронов  $6 \cdot 10^5$  Вт/см<sup>2</sup>.

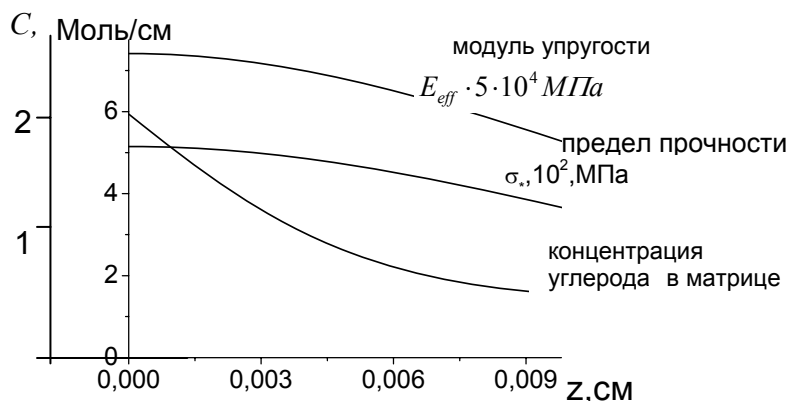


Рис. 1.1.5. Изменение механических свойств по глубине поверхностного слоя, связанное с изменением состава (расчет).

### **Комбинированный метод получения нанокompозитных пленок и покрытий**

Разработан комбинированный метод получения в едином вакуумном цикле с использованием новой конструкции импульсного вакуумно-дугового источника металл-металлоидных ионных пучков и высоковакуумного магнетронного распылителя металлов (рис. 1.1.6) однородных нанокompозитных пленок борнитридов металлов на основе четверных систем химических элементов с регулируемой концентрацией в пределах 5–50 ат. % и многослойных покрытий с наноразмерной регулируемой (5–50 нм) толщиной слоев и концентрацией элементов в пределах каждого нанослоя, а также в целом по толщине многослойного покрытия.

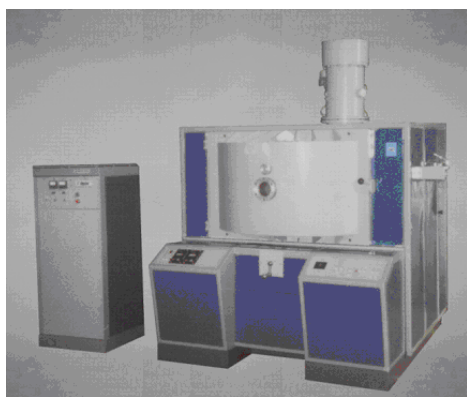


Рис. 1.1.6. Импульсный вакуумно-дуговой источник металл-металлоидных ионных пучков, смонтированный на вакуумную камеру ПВР.

### **Сверхпластичность субмикрoкристаллического сплава ВТ6 в условиях зернограницного диффузионного потока примеси внедрения**

Установлено, что при растяжении образцов субмикрoкристаллического сплава Ti-6Al-4V со средним размером зерен 250 нм, предварительно насыщенных водородом, в условиях повышенных температур ( $\sim 0,6 T_{пл}$ ) и интенсивного выхода водорода (дегазации) в случае удаления оксидного слоя происходит активация зернограницного проскальзывания, обусловленная диффузионными потоками атомов примеси внедрения

(водорода), и переход сплава в сверхпластичное состояние, при этом деформация до разрушения достигает более 1200% (рис. 1.1.7, 1.1.8).

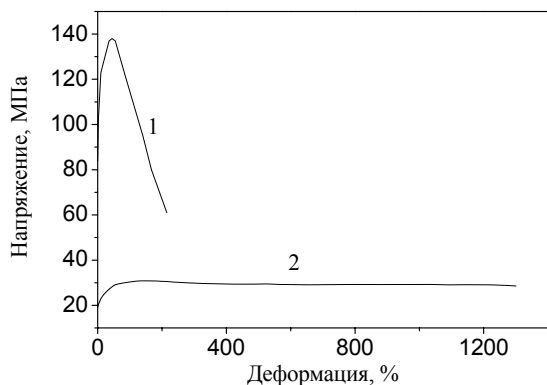


Рис. 1.1.7. Кривые растяжения образцов субмикроструктурного сплава Ti-6Al-4V с содержанием водорода 0,24 % вес. при температуре 973К в вакууме (1) и в условиях выхода водорода (2).

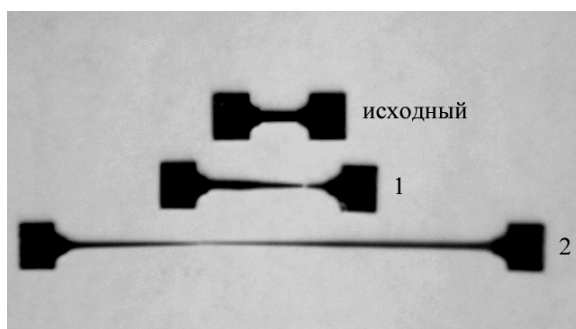


Рис. 1.1.8. Вид образцов субмикроструктурного сплава Ti-6Al-4V с содержанием водорода 0,24 % вес. в исходном состоянии и после растяжения при температуре 973К в вакууме (1) и в условиях выхода водорода (2).

### **Ультрамелкозернистый никелид титана с повышенной износостойкостью**

В результате формирования в никелиде титана ультрамелкозернистого состояния на основе субмикроструктурной и наноструктурной фракций (рис. 1.1.9) более чем в 10 раз повышается его износостойкость при трении в условиях граничной смазки при скорости 1 м/с и номинальном давлении 1 МПа (рис. 1.1.10).

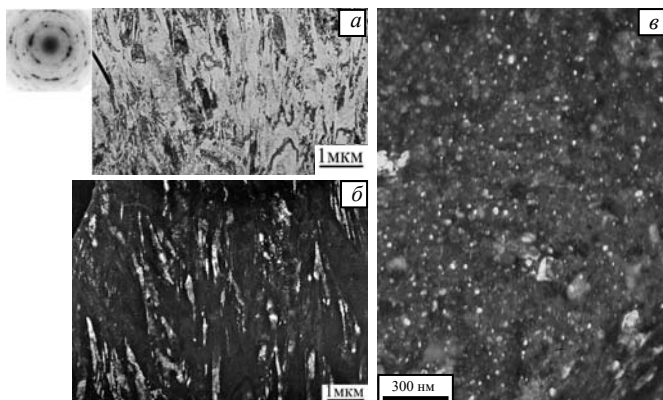


Рис. 1.1.9. Ультрамелкозернистая микроструктура образца никелида титана после абс-прессования при 623 К: а – светлопольное; б и в – темнопольное (рефлекс 110 В2 фазы), разные участки образца.

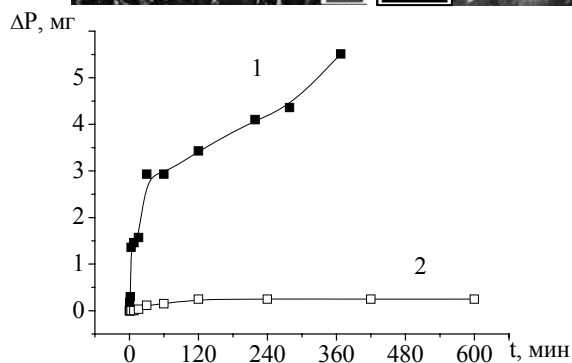


Рис. 1.1.10. Кинетические зависимости потери массы образцов никелида титана при испытании на изнашивание в условиях граничной смазки при скорости 1 м/с и номинальном давлении 1 МПа: 1 – крупнозернистое состояние; 2 – ультрамелкозернистое состояние.

### Особенности разрушения керамических образцов со стохастической структурой порового пространства

Результаты компьютерного моделирования и экспериментальных исследований разрушения пористых керамических образцов со стохастической структурой порового пространства показали, что представительный объем материала для определения модулей на порядок меньше представительного объема при определении прочностных свойств. Это обусловлено существенной зависимостью прочности от характера морфологического строения (формы, размера) порового пространства, что подтверждается экспериментально (рис. 1.1.11, 1.1.12).

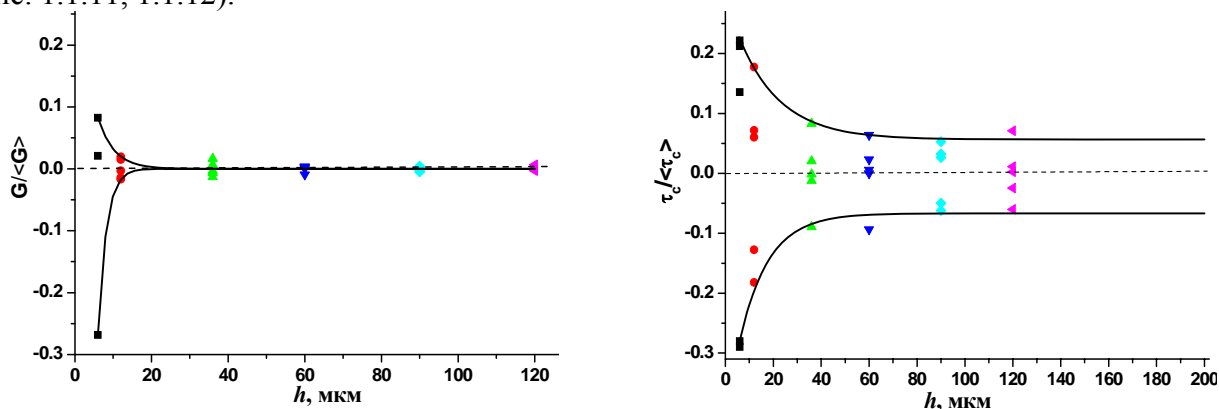


Рис. 1.1.11. Зависимость упругого модуля сдвига и прочности на сдвиг от характерного размера модельного образца

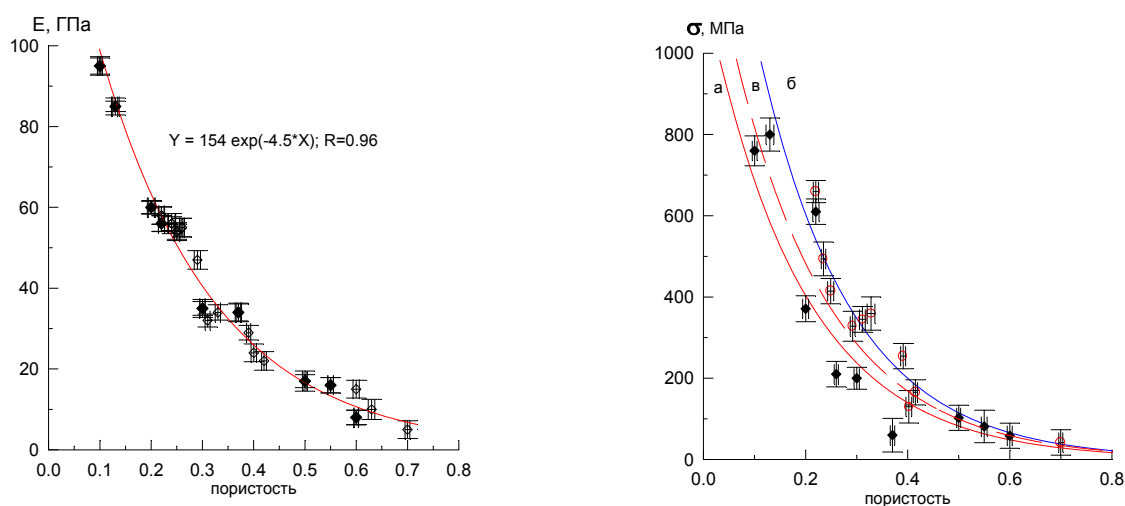


Рис. 1.1.12. Влияние пористости на предел прочности и эффективный модуль упругости при сжатии керамики  $ZrO_2(Y_2O_3)$  с разной морфологией пор.

### Особенности зарождения и развития пластической деформации в кристаллитах с ОЦК структурой при динамическом нагружении

На основе молекулярно-динамического подхода изучен характер и динамика структурных изменений при зарождении и развитии пластической деформации в ОЦК материалах (на примере кристаллита ванадия) при высокоскоростном механическом нагружении с учетом температуры (рис. 1.1.13).

Показано, что, как и в случае кристаллитов с ГЦК структурой, конечные температуры приводят к генерации дефектов в моделируемом образце. Анализ результатов моделирования позволил заключить, что в кристаллитах с ОЦК структурой (как и в ГЦК кристаллитах) при высокоскоростном деформировании тепловые флуктуации являются причиной генерации структурных дефектов. При этом существует некоторое пороговое значение деформации, при котором структурные дефекты начинают генерироваться скачкообразно. В условиях деформирования кристаллита с сохранением атомного объема

можно выделить три стадии структурного отклика. Первая стадия характеризуется закачиванием дополнительной энергии в кристаллит без нарушения регулярной структуры. Вторая стадия сопровождается генерацией структурных искажений в атомных плоскостях, которые перпендикулярны направлению механического нагружения. Следует отметить, что на втором участке деформационных кривых исходная ОЦК структура была полностью разрушена. На третьей стадии скачкообразные структурные изменения начинают генерироваться во всем кристаллите. Анализ структуры показывает, что начало третьего участка на соответствующих кривых характеризуется не только наличием дополнительных атомных плоскостей, но и восстановлением исходной ОЦК структуры в большей части кристаллита.

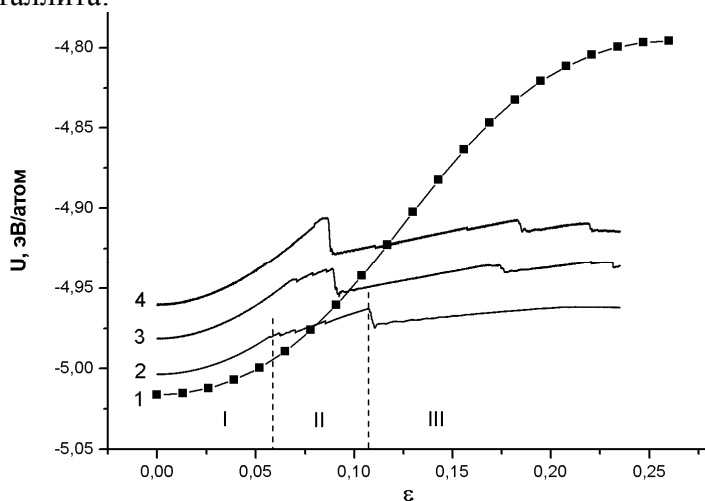


Рис. 1.1.13. Зависимость потенциальной энергии, приходящейся на атом, от степени растяжения кристаллита. Расчет при: 1 –  $T=0$  К; 2 –  $T=100$  К; 3 –  $T=300$  К; 4 –  $T=500$  К. Для кривой 2 пунктирными линиями выделены три деформационных интервала характерных структурных изменений.

### *Нелинейный отклик геоматериалов и геосред в условиях стесненной деформации*

Показано, что стесненные условия деформации и разрушения геосреды существенно изменяют характерные для блочных сред стадии их сопротивления сдвигу. С ростом стесненности возрастает скорость накопления повреждений и уменьшается стадия квазипластического течения; более ярко выражен нелинейный, пороговый характер зависимости сопротивления среды сдвигу; стадия разупрочнения переходит в сверхбыстрый катастрофический режим деградации тем раньше, чем выше величина стеснения; дилатансионные процессы в стесненных условиях приводят к формированию в геосреде арок, воспринимающих нагрузку вышележащих слоев, таким образом, горное давление перестает расти с ростом глубины (рис. 1.1.14).

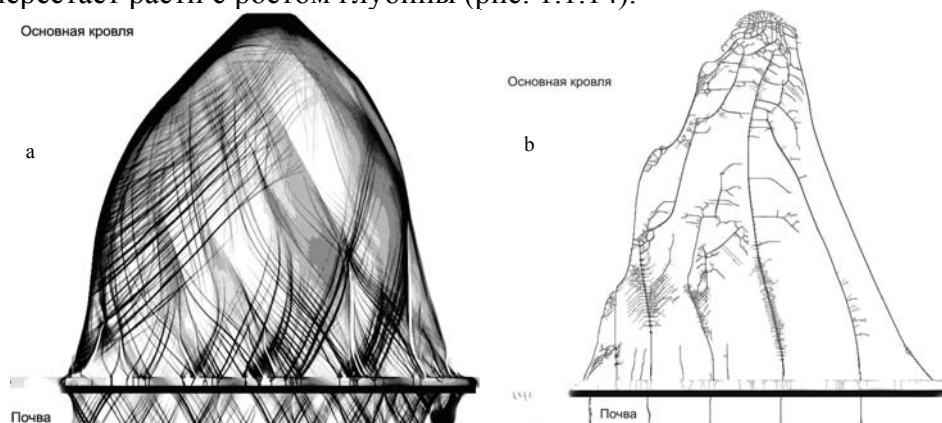


Рис. 1.1.14. Расчет эволюции кровли и формирование арки выполнен по представленной эволюционной модели. В обоих вариантах расчетов (a, b) используются одни и те же модели накопления повреждений и деградации прочности среды, различны только скорости накопления повреждений. При увеличении скорости накопления повреждений эволюция среды меняется от типично вязкой реакции (a) к хрупкому разрушению (b). В случае (a) неупругая деформация на порядок больше, чем в случае (b), для которого наблюдается типичное фрактальное «дерево» ветвящихся трещин. Картина деформации изменилась не только количественно, но сменился сценарий эволюции.