

УДК 539.386 + 621.7 + 621.923

Моделирование процесса наноструктурирующего выглаживания на различных масштабных уровнях

А.И. Дмитриев^{1,2}, В.П. Кузнецов³, А.Ю. Никонов^{1,2}, И.Ю. Смолин^{1,2}, С.Г. Псахье^{1,2,4}¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634055, Россия² Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, 634050, Россия³ Курганский государственный университет, Курган, 640669, Россия⁴ Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск, 634050, Россия

Эксплуатационные характеристики различных деталей и узлов машин во многом определяются физико-механическими свойствами поверхностного слоя. Однако до сих пор нет полного понимания того, какие параметры и механизмы отвечают за определенную модификацию свойств поверхностного слоя. В этой связи методы компьютерного моделирования могут являться полезным инструментом для исследования изменения свойств поверхности во время контактного взаимодействия, а также в условиях приработки. Принципиальную значимость имеет возможность рассмотрения процессов, происходящих на нанометровом масштабе и на масштабе отдельных атомов. В работе в рамках компьютерного моделирования воспроизведены условия нагружения, реализуемые при поверхностном пластическом деформировании. Исследования проведены на макромасштабе (традиционный подход), а также на атомном и мезоскопическом уровнях. Для получения информации о моделируемой системе использованы три метода компьютерного моделирования: метод конечных элементов, метод подвижных клеточных автоматов и метод молекулярной динамики. Результаты моделирования находятся в хорошем качественном согласии с данными экспериментальных измерений.

Ключевые слова: наноструктурирующее выглаживание, моделирование, поверхность, многомасштабный подход

Simulation of nanostructuring burnishing on different scales

A.I. Dmitriev^{1,2}, V.P. Kuznetsov³, A.Yu. Nikonov^{1,2}, I.Yu. Smolin^{1,2}, and S.G. Psakhie^{1,2,4}¹ Institute of Strength Physics and Materials Science, SB RAS, Tomsk, 634055, Russia² National Research Tomsk State University, Tomsk, 634050, Russia³ Kurgan State University, Kurgan, 640669, Russia⁴ National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, 634050, Russia

The operating characteristics of machine parts and units are defined in many respects by the physical and mechanical properties of their surface layers. Unfortunately, it is still not quite clear what parameters and mechanisms are responsible for one or another modification of surface layer properties. In this context, computer simulation techniques can be a useful tool in studying the variation of surface properties in contact interaction and run-in. Of fundamental importance is the possibility to consider the processes occurring on nanoscales and scales of individual atoms. In the work, loading conditions in plastic surface deformation was reproduced on the macroscale (traditional approach), atomic scale, and mesoscale by computer simulation with the finite element method, movable cellular automata method, and molecular dynamics method. The simulation results are in good qualitative agreement with data of experimental measurements.

Keywords: nanostructuring burnishing, simulation, surface, multiscale approach

1. Введение

Одним из актуальных направлений развития современного машиностроения является проблема многократного увеличения надежности машин и механизмов, которая, в частности, может быть решена на основе создания новых конструкционных материалов и принципиально новых методов упрочнения поверхностных слоев [1–4]. Одним из эффективных методов высокопро-

изводительной обработки функциональных поверхностей прецизионных деталей является метод поверхностного пластического деформирования, называемый выглаживанием [2–5]. В результате выглаживания происходит не только существенное снижение шероховатости поверхностного слоя до 100 и менее нанометров [4, 5], но и повышаются его прочностные свойства, износостойкость и сопротивление усталости. Установлено, что

изменение свойств выглаженных поверхностей связано с изменением структуры тонкого поверхностного слоя, который с точки зрения физической мезомеханики [6] может быть рассмотрен как самостоятельная система нанокластеров, где проявляются специфические механизмы пластического течения недислокационной природы.

Несмотря на многочисленные данные экспериментальных исследований, полного понимания механизмов, реализующихся в условиях обработки выглаживанием поверхностного слоя деталей, не существует. В этой связи методы численного моделирования могут являться важным дополнением к экспериментальным исследованиям. В работе с помощью компьютерного моделирования предпринята попытка воспроизвести детали процесса нагружения, реализуемые в условиях обработки поверхностного слоя наноструктурирующим выглаживанием [4, 5, 7]. Исследования были проведены на макромасштабе (традиционный подход, см., например, [7, 8]), а также на атомном и мезомасштабном уровнях. Для исследования отклика материала на процесс обработки поверхности были использованы следующие методы компьютерного моделирования: метод молекулярной динамики на атомном уровне, метод конечных элементов в макроскопической постановке задачи и метод подвижных клеточных автоматов на мезомасштабе. Таким образом, целью настоящих исследований было изучение особенностей модификации поверхностного слоя в условиях обработки выглаживанием на различных масштабных уровнях с использованием различных методов компьютерного моделирования и сравнение результатов моделирования с данными экспериментальных исследований.

2. Результаты компьютерного моделирования

2.1. Макромасштаб

Первоначально в работе в рамках двумерной постановки задачи и условий плоскодеформированного состояния было проведено моделирование процесса выглаживания стального образца. Расчеты выполнены с использованием программы конечно-элементного анализа ANSYS/LS-DYNA. Исследуемый фрагмент поверхностного слоя моделировался в виде прямоугольника с заданными граничными условиями симметрии. Для построения конечно-элементной сетки были выбраны четырехугольные симплексные (четырёхузловые) элементы с линейной интерполяцией искомых величин. При построении производилось сгущение сетки снизу вверх таким образом, чтобы у поверхности контакта размер элемента был минимален.

Нагружение осуществлялось в два этапа и задавалось путем расчета взаимодействия верхней грани деформируемого образца с индентором — абсолютно жестким телом с границей, представляющей собой часть сферы радиуса $R = 2$ мм. Вначале индентор вдавливался

в образец с постоянной силой P , а затем при сохранении действия этой силы двигался с постоянной скоростью $V = 10$ м/мин. Размер моделируемой области составлял 4792×1995 мкм². Более детально результаты представленных исследований описаны в работе [7].

В расчетах варьировали значения коэффициента трения скольжения μ и силы выглаживания P . Исходная поверхность образца считалась идеально гладкой. Значения механических характеристик для образца были выбраны соответствующими стали 20Х: модуль Юнга $E = 218$ ГПа, коэффициент Пуассона $\nu = 0.267$, плотность $\rho = 7670$ кг/м³. Кривая упрочнения была определена на основе экспериментального измерения. Механическое поведение описывалось упругопластической моделью с критерием текучести Мизеса и изотропным упрочнением. Поскольку во время реального процесса поверхность образца и индентор охлаждаются, то образование тепла при трении и его влияние на прочностные характеристики стали не учитывались.

На рис. 1 представлена хронограмма распределений эффективных накопленных пластических деформаций в обрабатываемом образце при движении индентора. Видно, что впереди по ходу движения индентора сформировался валик оттесненного материала. Пластические деформации в нем невелики, но вертикальные смещения максимальны относительно остального объема. На хронограмме также видно, что часть материала у поверхности образца увлекается индентором, поэтому точки 2 и 3 к последнему моменту времени оказались ближе к правой границе вырезанной пространственной области.

Анализ изменения накопленных пластических деформаций показывает, что при динамическом нагружении под движущимся индентором возникают и накапливаются значительные пластические деформации. В узком приповерхностном слое толщиной около 75 мкм они достигают порядка 100 %. При распространении вглубь материала эти значения падают. Например, на глубине около 500 мкм они составляют около 10 %.

В случае многократного прохода индентора характер накопления пластических деформаций сильно зависит от вида кривой упрочнения. Если кривая стремится к определенному предельному значению (выходит на насыщение), то деформации растут немонотонно. В случае кривой упрочнения, аппроксимированной степенной функцией, достаточно большое накопление пластических деформаций происходит уже при первом проходе и дальше они практически не растут. Это говорит о том, что большое количество проходов может оказаться неэффективным для упрочнения материала и достижения других его функциональных свойств.

Как и следовало ожидать, с ростом значений коэффициента трения и силы выглаживания увеличиваются и вертикальные смещения в валике оттесненного материала, но уменьшается упругое восстановление углубле-

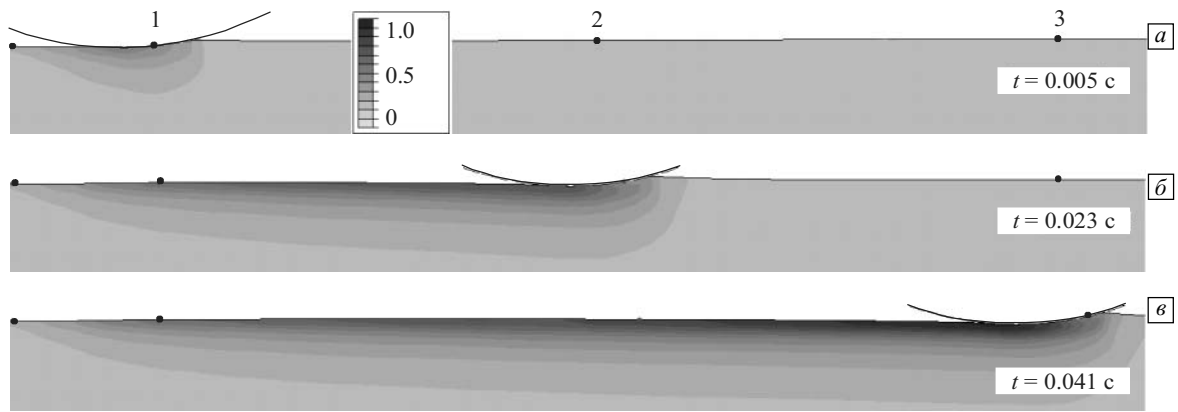


Рис. 1. Хронограмма распределения эквивалентных накопленных пластических деформаций

ния материала, обусловленное результатом индентирования. Анализ влияния коэффициента трения и силы выглаживания на высоту валика отгесненного материала выполнен с использованием графиков зависимостей вертикальных смещений одной и той же точки обрабатываемой поверхности (рис. 1). Высота валика определялась как разность максимального подъема в валике и самого глубокого погружения точки до прихода индентора. Влияние обоих указанных параметров процесса выглаживания на формирование валика отгесненного материала представлено на рис. 2.

Видно, что рост высоты валика с увеличением коэффициента трения и силы выглаживания подчиняется нелинейной нарастающей зависимости. Из анализа данных проведенных расчетов также следует, что при малой силе выглаживания валик практически не образуется при коэффициентах трения до 0.35. Дополнительные расчеты показали, что материал начинает отгесняться только при очень большом значении коэффициента трения ($\mu = 0.5$).

Поскольку валик отгесненного материала растет с увеличением силы выглаживания и коэффициента трения, проанализируем характер распределения напряжений в случае, когда величины обоих параметров велики (коэффициент трения 0.35 и сила выглаживания 350 Н).

На рис. 3, а показаны положение индентора и деформированная сетка конечных элементов, а также двумер-

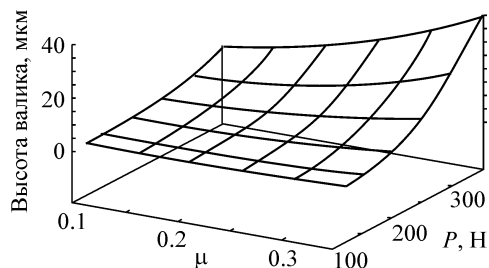


Рис. 2. Изменение высоты валика в зависимости от коэффициента трения и силы выглаживания

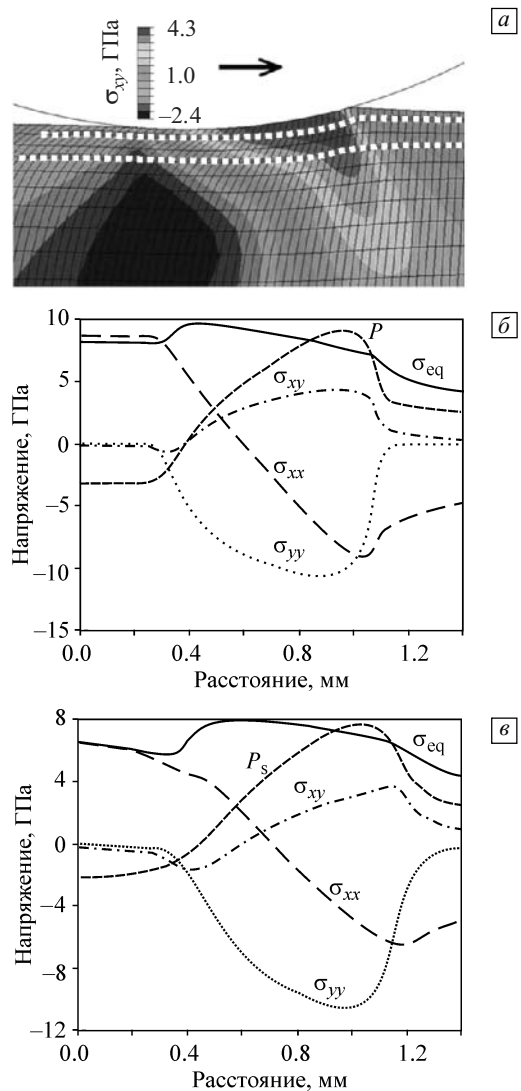


Рис. 3. Распределение сдвиговых напряжений в очаге деформации (а) и различных напряжений вдоль двух линий у поверхности (отмечены маркерами на рисунке (а)), для верхней линии (б), для нижней линии при малом валике отгесненного материала (в)

ное распределение сдвиговых напряжений σ_{xy} в расчетной области. На рис. 3, б и в представлены графики компонент тензора напряжений σ_{yy} , σ_{xx} и σ_{xy} , а также давления P и эквивалентных напряжений σ_{eq} вдоль двух линий, которые отмечены маркерами на рис. 3, а. По оси абсцисс отложено расстояние от края маркированной линии вдоль оси X .

Совместный анализ всех компонент напряжений свидетельствует, что в самых близких слоях к поверхности перед очагом деформации напряженное состояние материала подобно одноосному сжатию, а после очага деформации ситуация схожа с одноосным растяжением. В самом очаге реализуется сложное напряженное состояние.

В более глубоком слое материала напряженное состояние материала за положением индентора отличается. Видно, что нижняя линия маркеров на рис. 3, а пересекает не только область положительных сдвиговых напряжений справа (клин), но и область отрицательных сдвиговых напряжений слева под индентором. Такой характер распределения напряжений может служить объяснением ротационно-сдвигового характера деформирования в поверхностном слое. При движении индентора самые верхние области у поверхности испытывают знакопеременное нагружение типа одноосное сжатие – растяжение, а области глубже от поверхности испытывают знакопеременное сдвиговое нагружение. В верхних поверхностных слоях при этом пластические деформации больше, чем в более глубоких слоях материала. Другим следствием анализа распределений напряжений является вывод о возможности разрушения поверхностного слоя при больших значениях коэффициента трения, поскольку растягивающие нормальные напряжения могут превысить предел прочности материала.

Что касается распределения напряжений в очаге деформации для случая, когда валик отесненного материала практически не образуется ($P = 122.5$ Н и $\mu = 0.07$), то распределение компонент напряжений при этом качественно соответствует тому, что наблюдалось для случая образования большого валика. Отличие заключается в компонентах сдвиговых напряжений σ_{xy} , для которых наблюдается распределение, близкое к антисимметричному относительно вершины индентора. Для более глубокого слоя видно качественное отличие в распределении нормальной компоненты напряжений σ_{xx} . В этом случае нет перехода от сжатия (перед индентором) к растяжению (за индентором), а все слои находятся в условиях сжатия. В целом следует отметить, что качественно картины распределения напряжений, полученные в расчетах, соответствуют результатам численно-экспериментальных исследований, представленных в работе [9].

Наиболее важным результатом представленных исследований является выявление условий, способствующих

формированию наноструктурированного состояния приповерхностного слоя в процессе выглаживания. В частности, анализ результатов численного моделирования показал, что при прохождении индентора по выглаживаемой поверхности область материала вблизи индентора испытывает сложное напряженно-деформированное состояние, которое в динамике имеет знакопеременный характер. С учетом многократного прохода индентора по поверхности обрабатываемой детали во время ее вращения на станке получается циклическая знакопеременная нагрузка приповерхностных слоев материала. Таким образом, по характеру воздействия и по результирующему эффекту обработка выглаживанием идентична применению технологии интенсивной пластической деформации для тонкого поверхностного слоя. Как отмечается в работах Р.З. Валиева [10], для известных методов интенсивной пластической деформации, приводящих к образованию объемных наноструктурных металлических материалов, характерны большие степени сдвиговой деформации с переменной напряженного состояния. На подобную возможность указывается также в работах [11] для фрикционной упрочняющей обработки стальной поверхности.

2.2. Атомный масштаб

Следующим этапом исследований являлось изучение отклика материала в условиях процесса поверхностного пластического деформирования выглаживанием на атомном масштабе. Особенности модификации атомной структуры исследовались с использованием компьютерного моделирования методом молекулярной динамики. В качестве модельного материала был выбран исходно бездефектный монокристалл α -Fe. Для описания взаимодействия системы частиц использовался верифицированный ранее межатомный потенциал, построенный в рамках метода погруженного атома [12, 13]. Данный потенциал с высокой степенью точности описывает упругие и поверхностные свойства, а также энергетические параметры дефектов моделируемой системы. Вычисления были проведены на многопроцессорном кластере Skif Cyberia с использованием программного пакета LAMMPS [14]. Полное число атомов превышало 1 500 000. Моделируемый кристаллит был ориентирован таким образом, что кристаллографические направления [100], [010] и [001] ГЦК-решетки соответствовали осям

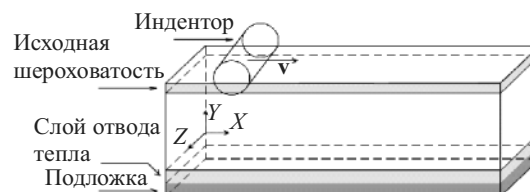


Рис. 4. Схематическое изображение моделируемого образца

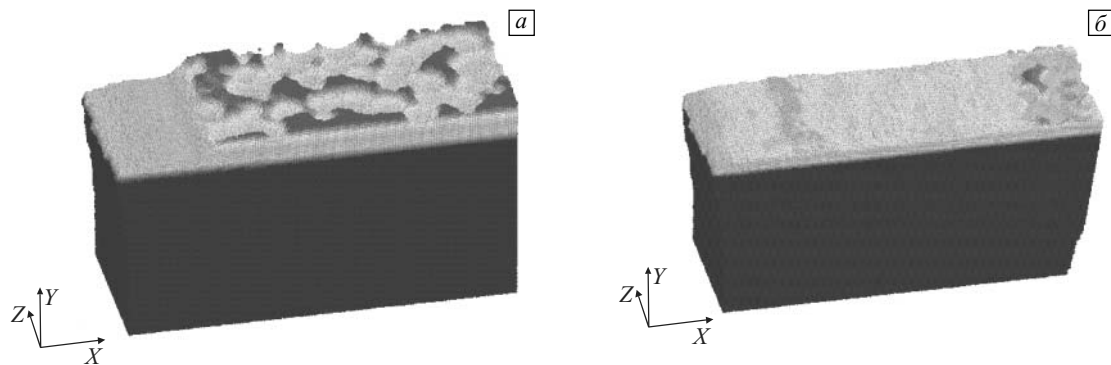


Рис. 5. Структура моделируемого фрагмента альфа-железа в различные моменты времени: 1 (а), 3,9 нс (б). Цветом отмечено вертикальное положение поверхностных атомов

X , Y и Z . Размеры модельного образца в направлении осей координат были равны $40 \times 25 \times 16$ нм.

Схематическое изображение моделируемого образца приведено на рис. 4. Исходная шероховатость поверхностного слоя с максимальной глубиной 2.5 нм задавалась путем удаления атомов, попадающих в сферу с радиусом, варьируемым в диапазоне от 0 до 2.5 нм. В направлении оси Z моделировались периодические граничные условия. Остальные поверхности (вдоль X и Y) задавались свободными. Нижний слой атомов (темный нижний слой на рис. 4) был неподвижным, имитируя подложку. Над слоем подложки задавался специальный «демпфирующий» слой атомов (слой светло-серого цвета на рис. 4), в котором использовалась процедура понижения величины кинетической энергии. Процесс выглаживания проводился с использованием индентора, действие которого было реализовано через силовое поле, имеющего форму цилиндра с радиусом $R = 16$ нм. Скорость движения индентора V была постоянной и соответствовала 10 м/с, что близко к предельным скоростям выглаживания, используемым на токарно-фрезерных центрах.

Для анализа особенностей структурных перестроек в процессе выглаживания на атомном масштабе был использован алгоритм поиска локальных структурных изменений, описание которого приведено в работе [15]. Анализ структуры моделируемого фрагмента показал, что в объеме образца при моделировании поверхностного пластического деформирования возникают многочисленные дефекты структуры. Местом зарождения дефектов является область контакта индентора с поверхностью материала. В процессе нагружения их число растет, и они распространяются от поверхности в объем материала. Тем самым в результате пластической деформации формируется модифицированный поверхностный слой, обладающий структурой отличной от структуры материала в объеме. На рис. 5 изображен моделируемый образец в два различных момента времени: в начале обработки поверхности и после одно-

кратного прохождения индентора. Видно, что в результате обработки моделируемого кристаллита происходит снижение исходной шероховатости поверхности, что с учетом выбранных размеров рассматриваемого фрагмента имитирует технологический процесс выглаживания на нанометровом масштабе.

Послойный анализ конфигурации атомов в плоскости XOY , выделяемых в направлении оси Z , выявил, что в результате прохождения индентора в объеме монокристалла альфа-железа формируются линейные дефекты — краевые дислокации, проходящие либо через весь моделируемый образец, либо формирующие замкнутые дислокационные петли, которые могут перемещаться из приповерхностной области в объем нагружаемого материала. По мере прохождения индентора по поверхности обрабатываемого материала число дефектов растет, и они образуют сложную систему переплетенных кривых (рис. 6), в которой трудно различить отдельные дефекты.

Дальнейший анализ структуры монокристалла α -Fe показал, что результатом обработки поверхности выглаживанием также является наноструктурирование поверхностного слоя. На рис. 7 показан фрагмент моделируемого кристаллита в момент времени $t = 7.9$ нс, что соответствует конечному этапу повторного прохождения индентора по поверхности обрабатываемого ма-

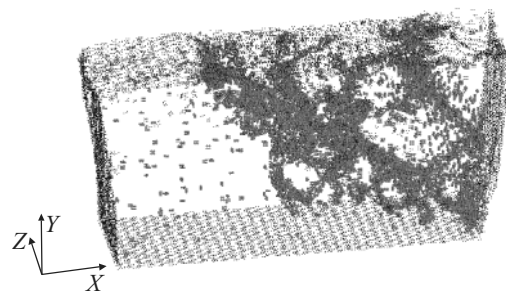


Рис. 6. Конфигурация локальных структурных изменений в моделируемом кристаллите в момент времени 3.9 нс

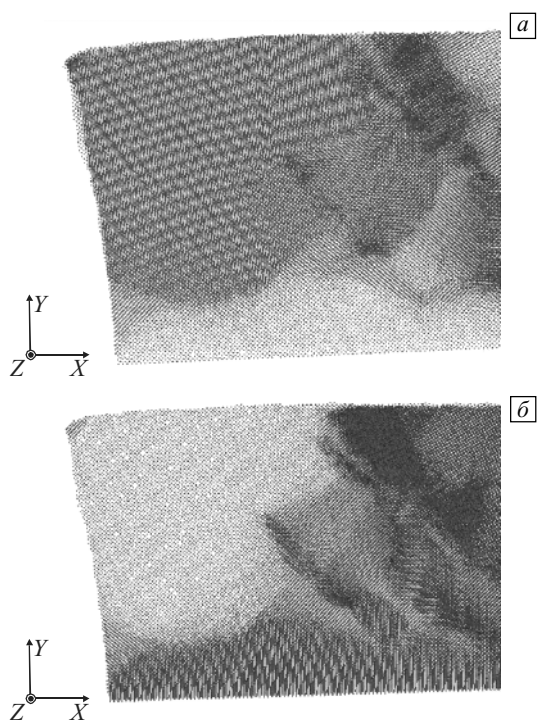


Рис. 7. Результирующая структура моделируемого кристаллита после 7.9 нс нагружения. Изображения (а) и (б) отличаются поворотом вокруг оси X на 2°

териала. Изображения на рис. 7 отличаются только взаимным разворотом показанного фрагмента вокруг оси X (начальное направление $[100]$) на 2° . Видно, что на рис. 7, а идеальная ОЦК-структура просматривается в нижней и правой верхней частях представленного фрагмента, на рис. 7, б — в левой части фрагмента. Анализ атомной структуры показал, что наноблоки связаны между собой промежуточным слоем, структура которого за счет взаимного влияния блоков отличается от атомной конфигурации идеальной решетки.

Таким образом, в результате обработки выглаживанием на атомном масштабе в поверхностном слое мате-

риала возможно формирование разориентированных наноблоков, разделенных между собой интерфейсными слоями.

2.3. Мезомасштабный уровень

Приведенные выше результаты, полученные с использованием двух разномасштабных методов моделирования, позволили выявить некоторые особенности процессов модификации структуры, протекающих в тонком поверхностном слое материала при обработке наноструктурирующим выглаживанием. Тем не менее наибольший интерес в этом направлении исследований вызывает изучение особенностей структурно-фазовых превращений материала, происходящих в поверхностном слое толщиной до нескольких сотен микрометров, что существенно определяет результирующие характеристики технологического процесса. Сложность теоретического исследования заключается в том, что данный масштаб слишком мал для построения физически корректного описания в рамках макроскопического подхода и слишком большой для методов моделирования микроскопического описания. В этой связи для изучения особенностей поведения материалов в условиях наноструктурирующего выглаживания в настоящей работе предпринята попытка использования метода подвижных клеточных автоматов [16–18], который позволяет моделировать поведение материала на различных масштабах.

На рис. 8, а представлены исходная структура моделируемого образца и условия нагружения. Рассматривалась двумерная постановка задачи. Индентор был выполнен в виде части круга и состоял из автоматов, механические свойства которых соответствовали механическим свойствам корунда. Обрабатываемый образец содержал около 10 000 автоматов, механические свойства которых выбирались из известных экспериментальных данных для сталей 20Х. Полученные функции отклика модельных материалов приведены на рис. 8, б. Таким образом, входными параметрами модели для задания

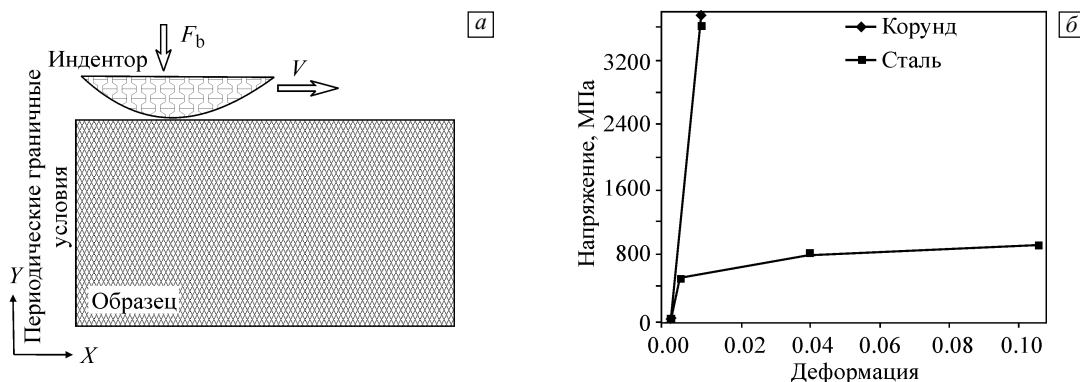


Рис. 8. Начальная структура моделируемого образца и условия нагружения (а), функции отклика модельных материалов (б)

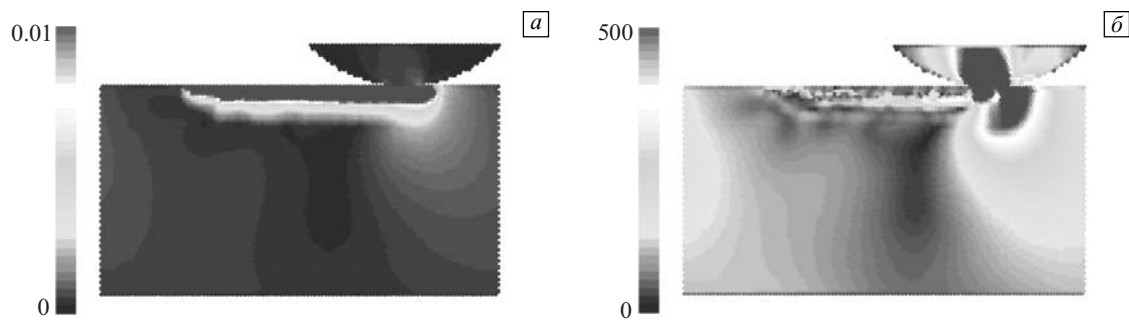


Рис. 9. Результаты моделирования процесса наноструктурирующего выглаживания методом подвижных клеточных автоматов после первого прохода индентора: распределение интенсивности деформации (а), распределение интенсивности напряжений (б)

механических свойств взаимодействующих материалов являются: модуль Юнга, коэффициент Пуассона, предел упругости, предел текучести, предел прочности на растяжение и соответствующие им значения деформации. Размеры автоматов в обоих модельных материалах были выбраны равными 10 нм [19]. Нагружение реализовывалось в два этапа. На первом этапе моделировалось вдавливание индентора в объем образца под действием постоянной силы. Дополнительная сила действовала на все автоматы верхнего слоя индентора. Величина силы варьировалась таким образом, чтобы соответствующее ей контактное давление менялось от $P = 1$ до 10 МПа для различных задач. После достижения равновесной конфигурации в условиях действия постоянной силы на втором этапе моделировалось движение индентора в направлении оси X с постоянной скоростью $V = 10$ м/с. Положение автоматов в нижнем слое образца было фиксированным на протяжении всего времени счета. Для имитации протяженности образца в направлении оси X моделировались периодические граничные условия, как показано на рис. 8, а. Подобно задаче атомного масштаба в нижней части моделируемого образца, прилегающей к неподвижной подложке, вводился дополнительный слой автоматов, для которых задавалось действие дополнительной вязкой силы. Моделировался исходно бездефектный образец с гладкой поверхностью.

Для анализа результатов моделирования были использованы следующие распределения: поля скоростей автоматов, различные компоненты тензоров напряжения и деформации, а также такие интегральные характеристики, как интенсивности напряжений и деформаций. На рис. 9 приведены распределения интенсивности напряжений и деформаций, полученные для моделируемого образца в конце первого прохода индентора. Как и ожидалось, максимальное значение интенсивности деформации возникает в нагруженной области непосредственно под индентором, а после его прохода сохраняется в тонком поверхностном слое. В то же время максимальные значения интенсивности напряжений остаются локализованными в области, непосредственно подвергшейся воздействию индентора, и уменьшаются

после его прохода. Это хорошо согласуется с результатами макроскопического моделирования, где было получено распределение накопленных остаточных деформаций в поверхностном слое, а также показан характер изменения напряжений при движении индентора.

3. Заключение

Представленные результаты компьютерного моделирования находятся в хорошем согласии с данными экспериментальных исследований [4, 5]. Это справедливо и для макроскопических исследований, когда можно провести прямое сопоставление результатов моделирования с данными экспериментальных измерений, и для результатов, полученных в рамках атомного и мезомасштабного описания поведения моделируемой среды. В частности, анализ результатов численного моделирования на макроуровне показал, что движение индентора по выглаживаемой поверхности приводит к формированию сложного напряженно-деформированного состояния материала вблизи индентора. Перед индентором материал обрабатываемой поверхности находится в условиях сжимающих напряжений, а после прохождения индентора напряжения меняют знак на противоположный, т.е. возникает область растягивающих напряжений. С помощью компьютерного моделирования в масштабе отдельных атомов были показаны особенности развития пластической деформации в тонком поверхностном слое, когда результатом зарождения и развития структурных дефектов в области контакта индентора с образцом является последующая нанофрагментация материала. Момент зарождения дефектов связан с локальным перераспределением избыточного атомного объема и образованием областей с пониженной плотностью. Полученный результат находится в полном согласии с данными предыдущих исследований в рамках компьютерного моделирования, проведенных для других материалов и условий нагружения [7, 13].

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013–2020 гг., по проекту № III.23.2.4

Программы фундаментальных исследований СО РАН на 2013–2016 гг., при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ (договор № 02.G25.31.0063) в рамках реализации Постановления Правительства РФ № 218 и грантов РФФИ № 12-08-00960а и 14-08-91330.

Литература

1. Бутенко В.И. Научные основы нанотрибологии. – Таганрог: Изд-во ТТИ ЮФУ, 2010. – 275 с.
Butenko V.I. Scientific Fundamentals of Nanotribology. – Taganrog: TTI SFU, 2010. – 275 p.
2. Одищев Л.Г. Финишная обработка деталей алмазным выглаживанием и вибровыглаживанием. – М.: Машиностроение, 1981. – 160 с.
Oditshev L.G. Finishing Treatment of Parts by Diamond Burnishing and Vibration Smoothing. – Moscow: Mashinostroenie, 1981. – 160 p.
3. Пишбыльский В. Технология поверхностной пластической обработки. – М.: Металлургия, 1991. – 479 с.
Pshibylskii V. Technology of Surface Plastic Treatment. – Moscow: Metallurgiya, 1991. – 479 p.
4. Кузнецов В.П., Макаров А.В., Поздеева Н.А., Саврай Р.А., Юровских А.С., Малыгина И.Ю., Киряков А.Е. Повышение прочности, теплостойкости и износостойкости деталей из цементированной стали 20X наноструктурирующим фрикционным выглаживанием на токарно-фрезерных центрах // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2011. – № 9. – С. 3–13.
Kuznetsov V.P., Makarov A.V., Pozdeeva N.A., Savrai R.A., Yurovskikh A.S., Malygina I.Yu., Kiryakov A.E. Improvement of strength, heat and wear resistance of parts from case hardened steel 20Cr by nanostructuring friction burnishing in turning and milling centers // Uprochn. Tekhn. Pokr. – 2011. – No. 9. – P. 3–13.
5. Кузнецов В.П., Ильичев С.А., Горгоц В.Г. Динамика упругого выглаживания поверхностей деталей с отверстиями на токарно-фрезерных центрах // Вестник машиностроения. – 2009. – № 11. – С. 71–75.
Kuznetsov V.P., Ilichev S.A., Gorgots V.G. Elastic smoothing of surfaces with holes on turning and milling centers // Russ. Engin. Research. – 2009. – No. 11. – P. 1148–1152.
6. Панин В.Е., Сергеев В.П., Панин А.В. Наноструктурирование поверхностных слоев конструкционных материалов и нанесение наноструктурных покрытий. – Томск: Изд-во ТПУ, 2008. – 286 с.
Panin V.E., Sergeev V.P., Panin A.V. Nanostructuring of Surface Layers of Constructional Steels and Deposition of Nanostructural Coatings. – Tomsk: Izd-vo TPU, 2008. – 286 p.
7. Кузнецов В.П., Смолин И.Ю., Дмитриев А.И., Коновалов Д.А., Макаров А.В., Киряков А.Е., Юровских А.С. Конечно-элементное моделирование наноструктурирующего выглаживания // Физ. мезомех. – 2011. – Т. 14. – № 6. – С. 87–97.
Kuznetsov V.P., Smolin I.Yu., Dmitriev A.I., Kononov D.A., Makarov A.V., Kiryakov A.E., Yurovskikh A.S. Finite element simulation of nanostructuring burnishing // Phys. Mesomech. – 2011. – T. 14. – No. 6. – P. 87–97.
8. Liu Y., Wang L., Wang D. Finite element modeling of ultrasonic surface rolling process // J. Mater. Proc. Tech. – 2011. – V. 211. – P. 2106–2113.
9. Смелянский В.М. Механика упрочнения материалов поверхностным пластическим деформированием. – М.: Машиностроение, 2002. – 300 с.
Smelyanskii V.M. Mechanics of Material Hardening due to Surface Plastic Deformation. – Moscow: Mashinostroenie, 2002. – 300 p.
10. Valiev R.Z., Estrin Yu., Horita Z., Langdon T.G., Zehetbauer M.J., Zhu Yu.T. Producing bulk ultrafine-grained materials by severe plastic deformation // JOM. – 2006. – V. 4. – P. 33–39.
11. Крагельский И.В. Трение и износ. – М.: Машиностроение, 1968. – 479 с.
Kragelskii I.V. Friction and Wear. – Washington: Butterworths, 1965.
12. Дмитриев А.И., Псахье С.Г. Эффекты нанофрагментации при релаксации нагруженного твердого тела // ПЖТФ. – 2004. – Т. 30. – № 16. – С. 31–35.
Dmitriev A.I., Psakhie S.G. Molecular-dynamics study of nanofragmentation during relaxation in after-loaded solids // Tech. Phys. Lett. – 2004. – V. 30. – No. 8. – P. 677–678.
13. Кузнецов В.П., Никонов А.Ю., Дмитриев А.И., Псахье С.Г., Макаров А.В. Исследование механизмов наноструктурирования поверхностного слоя при пластическом деформировании скользящим индентором. Моделирование на атомном масштабе // Физ. мезомех. – 2012. – Т. 15. – № 3. – С. 59–69.
Kuznetsov V.P., Nikonov A.Yu., Dmitriev A.I., Psakhie S.G., Makarov A.V. Nanostructuring mechanisms of a surface layer under plastic deformation with a gliding indenter. Atomic scale simulation // Fiz. Mezomekh. – 2012. – V. 15. – No. 3. – P. 59–69.
14. Дмитриев А.И., Никонов А.Ю., Псахье С.Г. Молекулярно-динамическое изучение отклика бикристалла меди в условиях сдвигового нагружения // ПЖТФ. – 2010. – Т. 36. – № 17. – С. 16–22.
Dmitriev A.I., Nikonov A.Yu., Psakhie S.G. Molecular dynamics simulation of copper bicrystal response to shear loading // Tech. Phys. Lett. – 2010. – V. 36. – No. 9. – P. 786–788.
15. Honeycutt D. J., Andemen H.C. Molecular dynamics study of melting and freezing of small Lennard-Jones clusters // J. Phys. Chem. – 1987. – V. 91. – P. 4950–4963.
16. Псахье С.Г., Шилько Е.В., Смолин А.Ю., Димаки А.В., Дмитриев А.И., Коноваленко Иг.С., Астафуров С.В., Завшек С. Развитие подхода к моделированию деформирования и разрушения иерархически организованных гетерогенных, в том числе контрастных, сред // Физ. мезомех. – 2011. – Т. 14. – № 3. – С. 27–54.
Psakhie S.G., Shilko E.V., Smolin A.Y., Dimaki A.V., Dmitriev A.I., Konovalenko I.S., Astafurov S.V., Zavshchek S. Approach to simulation of deformation and fracture of hierarchically organized heterogeneous media, including contrast media // Phys. Mesomech. – 2011. – V. 14. – No. 5–6. – P. 224–248.
17. Österle W., Dmitriev A.I., Kloß H. Possible impacts of third body nanostructure on friction performance during dry sliding determined by computer simulation based on the method of movable cellular automata // Tribol. Int. – 2010. – V. 48. – P. 128–136.
18. Dmitriev A.I., Österle W. Modelling the sliding behaviour of tribofilms forming during automotive braking: Impact of loading parameters and property range of constituents // Tribol. Lett. – 2014. – V. 53. – No. 1. – P. 337–351.
19. Österle W., Deutsch C., Gradt T., Orts-Gil G., Schneider T., Dmitriev A.I. Tribological screening tests for the selection of raw materials for automotive brake pad formulations // Tribol. Int. – 2014. – V. 73. – P. 148–155.

Поступила в редакцию
03.04.2014 г.

Сведения об авторах

Дмитриев Андрей Иванович, д.ф.-м.н., внс ИФПМ СО РАН, проф. ТГУ, dmitr@ispms.tsc.ru
Кузнецов Виктор Павлович, д.т.н., зав. каф. Курганского государственного университета, wpkuzn@mail.ru
Никонов Антон Юрьевич, асп. ИФПМ СО РАН, мнс ТГУ, nikonov@usgroups.com
Смолин Игорь Юрьевич, д.ф.-м.н., доц., внс ИФПМ СО РАН, проф. ТГУ, smolin@ispms.tsc.ru
Псахье Сергей Григорьевич, д.ф.-м.н., чл.-корр. РАН, дир. ИФПМ СО РАН, проф. ТГУ, зав. каф. ТПИУ, sp@ispms.tsc.ru