Особенности релаксационных параметров кварца разного типа при динамическом наноиндентировании

Д. З. Грабко*, К. М. Пырцак, О. А. Шикимака

Институт прикладной физики, Молдавский государственный университет, г. Кишинев, MD-2028, Молдова
*e-mail: daria.grabco@ifa.usm.md , *e-mail: grabco@mail.ru*

Поступила в редакцию 03.02.2026
После доработки 12.02.2026
Принята к публикации 16.02.2026

Исследованы кристаллы SiO_2 разного типа: монокристаллического (α-SiO_2), поликристаллического (p-SiO_2) и аморфного, или стеклообразного, (a-SiO_2) с целью выявить влияние структурной формы на изменение релаксационных параметров при динамическом наноиндентировании. Для всех исследованных образцов было отмечено, что параметры релаксации зависят от типа образца и проявляют закономерное возрастание с увеличением нагрузки на индентор. Детальное изучение релаксационных параметров (h_e, $h_{e\text{-}p}$ и h_{res}) позволило определить механизмы пластического деформирования кварца разного типа при наноиндентировании. Компьютерная визуализация рельефа поверхности вокруг отпечатков подтвердила участие ротационно-трансляционного механизма деформирования кристаллов SiO_2 разного типа в образовании отпечатков твердости. Показано, что ротационный механизм вносит больший вклад при индентировании кварца в интервале малых нагрузок (P = 10–50 мН), а вклад трансляционного механизма возрастает с увеличением нагрузки (P = 100–500 мН) и при переходе в ряду α-SiO_2 → p-SiO_2 → a-SiO_2.

Ключевые слова: кварц разного типа: монокристаллический, поликристаллический и аморфный (стеклообразный); динамическое наноиндентирование; релаксационные параметры, механизмы деформации

УДК 538.9:538.951
https://doi.org/10.52577/eom.2026.62.1.43

ВВЕДЕНИЕ

Взаимосвязь механических и микроструктурных характеристик материалов необходимо знать для детального понимания явлений, происходящих при изготовлении и обработке различных изделий и оказывающих существенное влияние на эксплуатационные параметры новых авангардных материалов со специфическими свойствами в современной индустрии. Важное значение для изучения физических процессов при микро- и наноиндентировании не лимитируется только необходимостью практического применения, а имеет и фундаментальный характер, представляя большой интерес для физики прочности и пластичности.

Известно, что механические свойства, как и многие другие физические параметры, во многом зависят от структуры материала на атомарном, нано- и микроструктурном уровне, от совершенства этой структуры и от ее модификации при переходе размеров материала от макро- к микро-, нано- и даже к пикомасштабам. По этой причине необходимо более глубокое изучение закономерностей изменения механических параметров твердого тела при радикальном изменении его структуры вследствие объемной миниатюризации или перехода от одной формы реальной структуры к другой: монокристаллической → поликристаллической → аморфной (стеклообразной).

Интенсивные исследования различных типов стеклообразных материалов ведутся в связи с их широким применением во многих областях современной техники [1, 2]. Поэтому в научной литературе имеется достаточно много работ, в которых исследуются упругие, пластические и хрупкие свойства подобных структур, а также твердость (H), модуль Юнга (E), коэффициент трещиностойкости (K_{1c}), активационный объем (γ) и др. [3–5]. В то же время недостаточно исследований, посвященных релаксационным параметрам, хотя деформационная релаксация материала играет существенную роль для долговечности различных электронных систем и приборов. Релаксационные параметры, такие как h_{max}, h_c, h_e, h_{res} и др., характеризуют упругопластическую релаксацию и восстановление отпечатков после процесса индентирования [6, 7]. Поэтому очень ценную информацию относительно динамики и механизма протекания данных процессов можно получить путем проведения детального анализа изменения релаксационных параметров.

Общепризнанным методом для определения этих параметров в настоящее время является метод неразрушающего динамического индентирования материалов [8]. Процедура измерения твердости сводится к проникновению твердого индентора в поверхность исследуемого образца и детальному изучению результата деформации различными методами. Поэтому метод динамического индентирования позволяет выявить физическую картину процессов, происходящих в исследуемом образце во время измерений, и остаточные напряжения после завершения эксперимента. В данном методе процедура индентирования осуществляется в режиме постепенного увеличения нагрузки, прикладываемой к индентору, от 0 до P_{max}, а затем постепенного уменьшения до 0. Непрерывная автоматическая регистрация глубины проникновения h индентора в исследуемый материал по величине приложенной нагрузки P позволяет контролировать процесс нагружения/разгрузки [9]. Для разных материалов упругая и упругопластическая деформация относительно максимальной различна. Анализ кривых $P(h)$ позволяет оценить параметры релаксации и, таким образом, определить вклад упругой и пластической деформации в массоперенос при формировании отпечатка. Упругая деформация приводит к уменьшению глубины остаточного отпечатка, тогда как результатом пластической деформации является формирование навалов вытесненного материала в окрестности отпечатка и уплотнение структуры в объеме образца под отпечатком [10, 11].

Так, используя методику химического растворения, авторы работы [12] выявили участие процесса уплотнения структуры в создании отпечатка наряду с пластическим течением материала (процесс сохранения объема). При этом в работах [13, 14] было установлено, что оба возможных механизма вносят разный вклад в зависимости от химического состава стекла и связаны с плотностью упаковки атомов: уплотнение преобладает в стеклах с относительно низкой плотностью упаковки атомов, а сдвиговое течение включается после достижения уплотнения.

С учетом сказанного задачей данной работы является исследование вопроса, какие механизмы деформирования участвуют в процессе создания отпечатка твердости в кристаллах с очень низкой подвижностью индивидуальных дислокаций, какие факторы стимулируют перенос материала при действии сосредоточенной силы, а какие приводят к замедлению процесса.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Общеизвестно, что многие стекла принадлежат к категории твердых и хрупких материалов, обладающих сложной кристаллической структурой и низкой подвижностью дислокаций. В особенности это относится к стеклам на основе кремния [15]. В данной работе была поставлена задача выбора для исследования такого материала, который имел бы возможность обладать несколькими структурными формами в нормальных условиях, чтобы подчеркнуть влияние структурной формы на упругие и пластические свойства. С этой точки зрения кварц (SiO_2) очень подходит. Прежде всего, в нормальных условиях он может существовать в различных структурных формах: монокристаллической, поликристаллической, аморфной (стеклообразной), что позволяет контролировать вклад структурной формы в изменение механических параметров, специфику деформации, реакцию материала на воздействие различных внешних факторов, таких как величина приложенной нагрузки, скорость приложения нагрузки и др. В то же время кварц является очень важным материалом для технического применения, демонстрируя превосходное сочетание ценных электрических и оптических свойств с высокими физической прочностью и химической стойкостью. Благодаря этим свойствам кварц широко применяется в различных областях промышленности.

Для проведения исследования были выбраны образцы кварца трех типов: монокристаллический (α-SiO_2), поликристаллический (p-SiO_2) и аморфный (a-SiO_2). Известно [16], что кристаллы кварца (SiO_2) относятся к тригональной сингонии в интервале температур 273–873 К и к гексагональной сингонии в интервале 873–1143 К. В кристаллах α-SiO_2, относящихся к первому классу, отсутствуют центр симметрии и плоскость симметрии. У кристаллов кварца могут наблюдаться двойники по трем основным законам: дофинейскому, бразильскому и японскому [17].

Исследуемые в работе монокристаллы α-SiO_2 имели ориентацию (0001). Плоскостями спайности кварца являются плоскости ромбоэдра {1011} и призмы {1010}, однако раскалывание по ним весьма затруднено. Поэтому грань (0001) готовили не скалыванием, а механической полировкой на полировальном станке сначала порошком Al_2O_3, а затем влажным порошком CrO_3. Образцы p-SiO_2 и a-SiO_2 готовились аналогичным способом.

Изучение механических свойств проводили методом динамического индентирования на

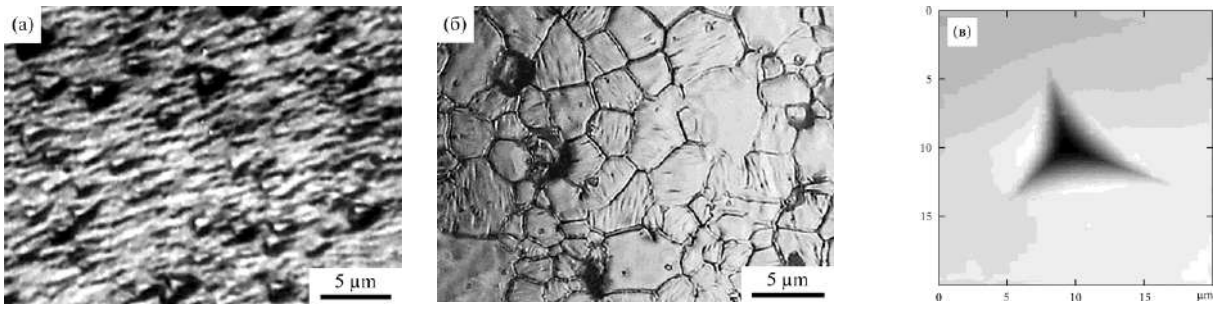


Рис. 1. Вид микроструктуры кварца после механической полировки с последующим химическим травлением (а, б) и после легкой финальной полировки (в); (а) – дислокации роста на поверхности монокристалла α-SiO_2; (б) – зеренная структура поликристаллического p-SiO2; (в) – отпечаток индентора, нанесенный на тонко полированную поверхность аморфного a-SiO_2, P = 100 мН.

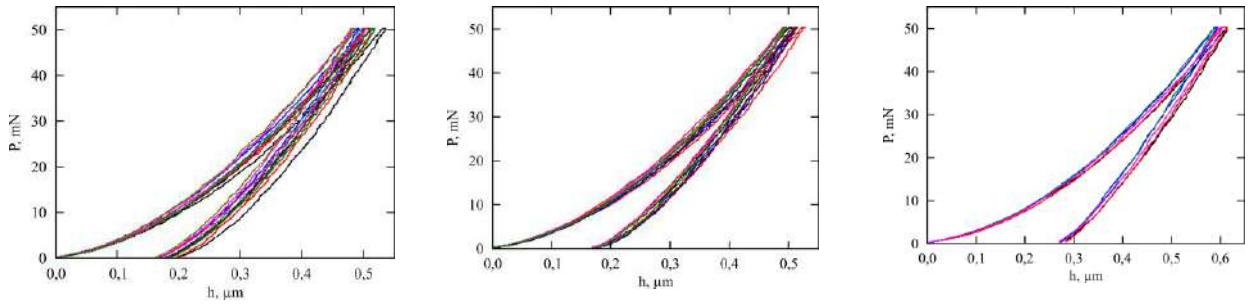


Рис. 2. Диаграммы нагружения/разгрузки ($P(h)$) приведены для SiO_2 различного типа: (а) – монокристаллического (α-SiO_2), (б) – поликристаллического (p-SiO_2); (в) – аморфного (a-SiO_2) при максимальной нагрузке на индентор P = 50 мН.

приборе Nanotester-PMT-NI-02, оснащенном индентором Берковича. В работе применена процедура вдавливания индентора в режиме постепенного увеличения нагрузки, прикладываемой к индентору от 0 до P_{max}, краткой выдержки под нагрузкой и затем постепенного уменьшения ее до 0. Непрерывная регистрация глубины проникновения индентора в исследуемый материал позволяет контролировать процесс нагружения/разгрузки. При испытаниях на наноиндентирование для каждого образца выполнялись следующие этапы: процесс нагружения/разгрузки по следующей схеме: нагружение – 20 с, выдержка при максимальной нагрузке (P_{max}) – 5 с, разгрузка – 20 с. Для каждой нагрузки наносились по 10 отпечатков для α-SiO_2 и p-SiO_2 и по пять отпечатков для a-SiO_2. Результаты вычислялись как среднее значение 10 или пяти испытаний. Максимальные нагрузки варьировались для пяти значений P_{max}: 10, 50, 100, 300 и 500 мН. Все вычисления выполнялись автоматизированно с помощью программного обеспечения прибора.

Исследование микроструктуры и морфологии деформированных зон проводилось с помощью атомно-силового микроскопа Nanostation II и оптического микроскопа XJL-101 с цифровым мониторингом. Для выявления тонкой структуры кристаллы подвергались химическому травлению в растворе $HF:HBO_3:H_2O$ в пропорции (1:2:5).

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Как было указано выше, образцы для испытаний были изготовлены методом тонкой механической полировки. Для проверки качества полученной для испытаний поверхности (отсутствия наклепанного слоя) проводился контроль методом химического травления. На рис. 1а,б представлен вид поверхности образцов α-SiO_2 и p-SiO_2 после химического травления, на которых видна микроструктура без следов механической полировки. После контроля поверхности образцы подвергались дополнительной легкой полировке для удаления картины травления с целью последующего нанесения отпечатков. На рис. 1в показан вид поверхности и отпечаток индентора, нанесенный на образец a-SiO_2.

Вначале сравним вид кривых деформирования исследуемых образцов. В качестве примера на рис. 2 представлены кривые нагружения/разгрузки для P = 50 мН.

Диаграммы нагружения/разгрузки ($P(h)$) представлены для SiO_2 различного типа при максимальной нагрузке P = 50 мН. Как следует из приведенных диаграмм, прежде всего отмечается высокая повторяемость хода кривых, процесс внедрения индентора проходит плавно, без значительных скачков, которые могут быть вызваны различными быстро протекающими процессами, такими как внезапное множественное зарождение дислокаций pop-in или pop-out эффектов, возникновение трещин и др.

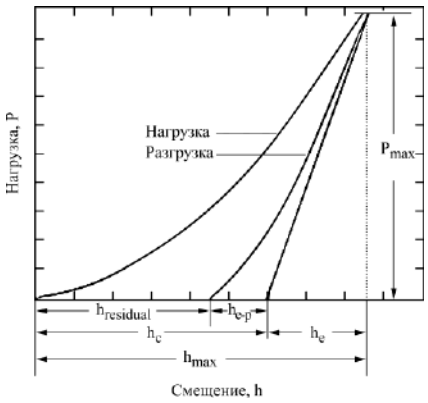
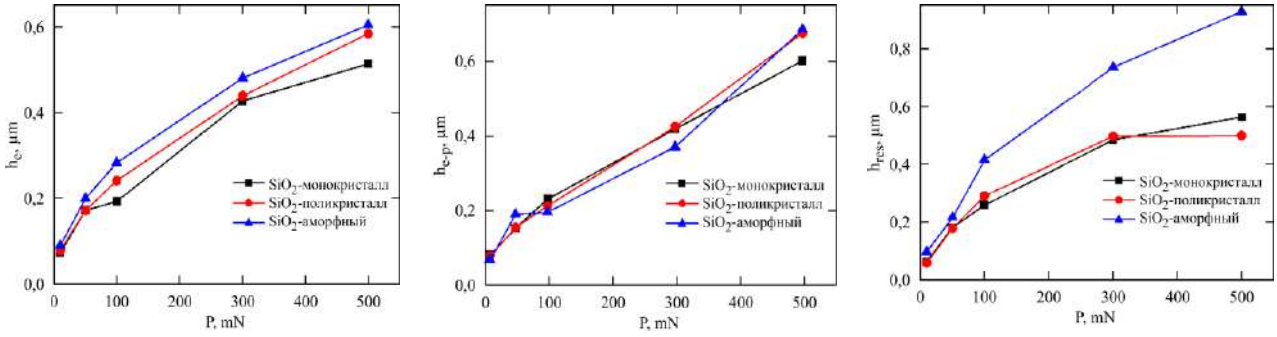


Рис. 3. Типичная диаграмма нагружения/разгрузки $P(h)$; распределение максимальной глубины (h_{max}) индентора по четырем компонентам (h_c, h_e, $h_{e\text{-}p}$, h_{res}) во время разгрузки [3, 24].



(а) (б) (в)

Рис. 4. Зависимость релаксационных параметров, характеризующих: (а) – упругий возврат; (б) – упругопластическую деформацию; (в) – остаточную глубину отпечатка от нагрузки P на образцах SiO_2 после полного удаления индентора из образца.

Это указывает на то, что пластическая деформация при формировании отпечатка на всех типах SiO_2 происходит синхронно с увеличением нагрузки на стадии нагружения и с уменьшением нагрузки на стадии удаления индентора. Аналогичный вид продемонстрировали деформационные кривые во всем использованном интервале нагрузок P = 10÷500 мН. Следовательно, можно отметить, что кварц разного типа (α-SiO_2, p-SiO_2 и a-SiO_2) в интервале деликатных нагрузок (P = 10÷500 мН) проявляет заметную пластичность в отличие от деформирования в области высоких нагрузок [18, 19]. Сочетание высокой твердости кварца с высокой пластичностью в области деликатных нагрузок является очень важным и полезным свойством для его практического применения.

Наряду с этим кривые деформирования проявляют еще один примечательный эффект, называемый эффектом осцилляции (serration effect). При этом, как следует из рис. 2, эффект больше заметен на α-SiO_2 и p-SiO_2. На кривых a-SiO_2 эффект почти отсутствует, более четко он виден при P = 10 мН. Также было установлено, что амплитуда и частота колебаний зависят от величины максимальной приложенной нагрузки, наиболее ярко проявляясь при минимальной нагрузке. Отмеченные результаты коррелируют с данными работ на многих других материалах, указывая на довольно универсальный характер процесса [20–22]. Однако в целом эффект осцилляции на кварце проявляется в меньшей степени, чем на кристаллах более высоких сингоний [23].

Помимо рассмотренных выше свойств, большой практический интерес представляет характер изменения релаксационных параметров в процессе индентирования. Особенности их поведения выявляются при анализе кривых $P(h)$. На рис. 3 представлены параметры, характеризующие упругое, упругопластическое восстановление и остаточную пластическую деформацию в зависимости от нагрузки.

Из рис. 3 можно понять физический смысл параметров h_c, h_e, $h_{e\text{-}p}$ и h_{res}, составных частей максимальной глубины (h_{max}) индентора на этапах нагружения/разгрузки: h_c – глубина контакта индентора с образцом при приложении максимальной нагрузки; h_e – глубина участка упругого изгиба поверхности образца при приложении максимальной нагрузки; $h_{e\text{-}p}$ – составная часть глубины отпечатка, которая восстанавливается упругопластически после полного удаления нагрузки; h_{res} – остаточная глубина отпечатка после полного удаления нагрузки.

Метод динамического индентирования дает возможность выявить физическую картину процессов, происходящих в исследуемом

образце во время измерений, и остаточные напряжения после окончания эксперимента. При нарастании нагрузки индентор углубляется в материал до достижения глубины h_{max}. Затем по мере уменьшения нагрузки имеют место два процесса восстановления структуры – упругое (h_e) и упругопластическое ($h_{e\text{-}p}$). После полного удаления нагрузки у отпечатка формируется окончательная глубина h_{res}. Следует указать, что доли упругой и упругопластической деформации являются различными в зависимости от типа испытуемого образца и величины максимальной приложенной нагрузки.

Анализ кривой $P(h)$ позволяет оценить параметры релаксации и, таким образом, определить вклад упругой и пластической деформации в массоперенос при формировании отпечатка. На рис. 4 представлено изменение основных упругопластических параметров в зависимости от нагрузки на SiO_2 разного типа после полного удаления индентора из образца.

Как следует из представленных графиков, все параметры h_e, $h_{e\text{-}p}$ и h_{res} демонстрируют закономерное возрастание с увеличением нагрузки. Причем если в интервале самых малых нагрузок (P = 10–50 мН) величина релаксационных параметров почти одинакова для всех типов SiO_2, то с увеличением нагрузки (P = 100–500 мН) наблюдается определенное различие, наиболее заметное для h_e и h_{res}. В целом из представленных графиков видно, что упругопластические параметры изменяются в зависимости как от типа SiO_2, так и от величины приложенной нагрузки. На рис. 5 показаны параметры, характеризующие относительную величину упругого прогиба поверхности образца h_e/h_{max}, упругопластического восстановления отпечатка $h_{e\text{-}p}/h_{max}$ и остаточной пластической h_{res}/h_{max} в зависимости от величины приложенной нагрузки.

Из представленной диаграммы следует, что процесс релаксации в кварце разного типа происходит неравномерно в зависимости от величины приложенной нагрузки. Упругий прогиб области вокруг отпечатка (h_e/h_{max}) слегка уменьшается с возрастанием нагрузки. Максимальное упругопластическое восстановление отпечатка ($h_{e\text{-}p}/h_{max}$) наблюдается при нагрузках 10 и 500 мН, а при средних нагрузках 50, 100 и 300 мН – минимальное восстановление. Изменение параметра (h_{res}/h_{max}) зависит от поведения двух предыдущих параметров. Поэтому для него при нагрузках 10 и 500 мН отмечено самое низкое значение, а при средних нагрузках остаточная глубина возрастает, становясь наиболее высокой в интервале нагрузок 100÷300 мН. Причем для обеих крайних нагрузок (10 и 500 мН) наименьшее значение h_{res} отмечено у поликристаллического кварца, а наибольшее – у аморфного. Монокристаллический кварц занимает промежуточное положение.

Чувствительность изменения релаксационных параметров кварца к величине приложенной нагрузки индентирования коррелирует с результатами, полученными ранее на других материалах [6, 20, 23, 25]. Так, в работе [6] при наноиндентировании стали AISI 316L было показано, что процесс релаксации происходит неравномерно, в зависимости от величины приложенной нагрузки. Максимальное упругопластическое восстановление отпечатка ($h_{e\text{-}p}/h_{max}$) было отмечено, как и на SiO_2, при нагрузках 10 и 500 мН, а при средних нагрузках 100 и 200 мН – минимальное. Изменение параметра (h_{res}/h_{max}) также было аналогичным результатам, полученным в настоящей работе на SiO_2, зафиксировав самое низкое значение при P = 10 и 500 мН и более высокое при средних нагрузках. Поэтому можно предположить, что аналогичные факторы могут быть ответственными за изменение величины параметров релаксации с увеличением нагрузки индентирования на стали AISI 316L и на SiO_2.

Отмеченный немонотонный характер изменения релаксационных параметров может быть вызван различной ответной реакцией деформируемого образца на процесс внедрения индентора. Наиболее вероятно, что большая величина параметра $h_{e\text{-}p}/h_{max}$ при нагрузке 10 мН определяется высокой долей упругого восстановления отпечатка при малых глубинах отпечатка. По мере увеличения глубины отпечатка упругое восстановление уменьшается, что приводит к уменьшению данного параметра при P_{max} = 50 мН. Однако по мере роста P_{max} под отпечатком происходит накопление внутренней энергии за счет усложнения структуры деформированной зоны, которая релаксирует при снятии нагрузки. Степень релаксации тем выше, чем выше P_{max}, что и может вызвать увеличение параметра $h_{e\text{-}p}/h_{max}$ с ростом нагрузки.

В результате такого распределения релаксационных параметров вокруг отпечатков формируются специфические картины массопереноса. На рис. 6 представлены вид отпечатков для всех типов SiO_2, нанесенных при одинаковой нагрузке P = 100 мН, а также компьютерная визуализация (computer rendering) рельефа навалов (pile-ups) и линий равновысокого уровня материала в окрестности отпечатков. Как можно видеть, при

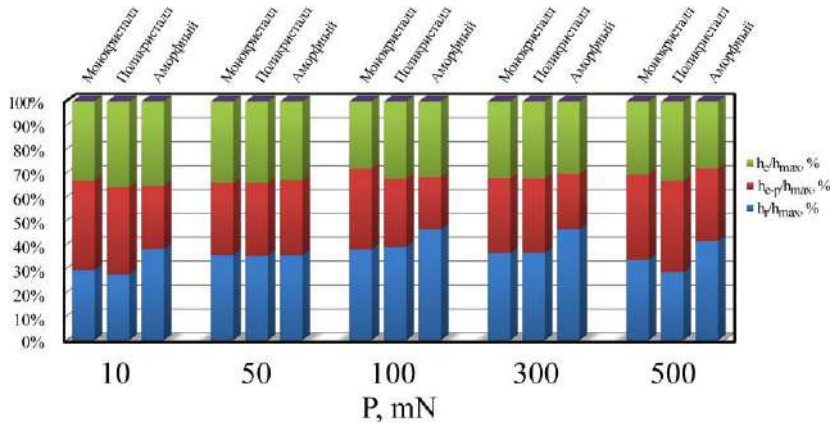


Рис. 5. SiO_2. Релаксационные параметры, %: h_e/h_{max}, $h_{e\text{-}p}/h_{max}$, h_{res}/h_{max}.

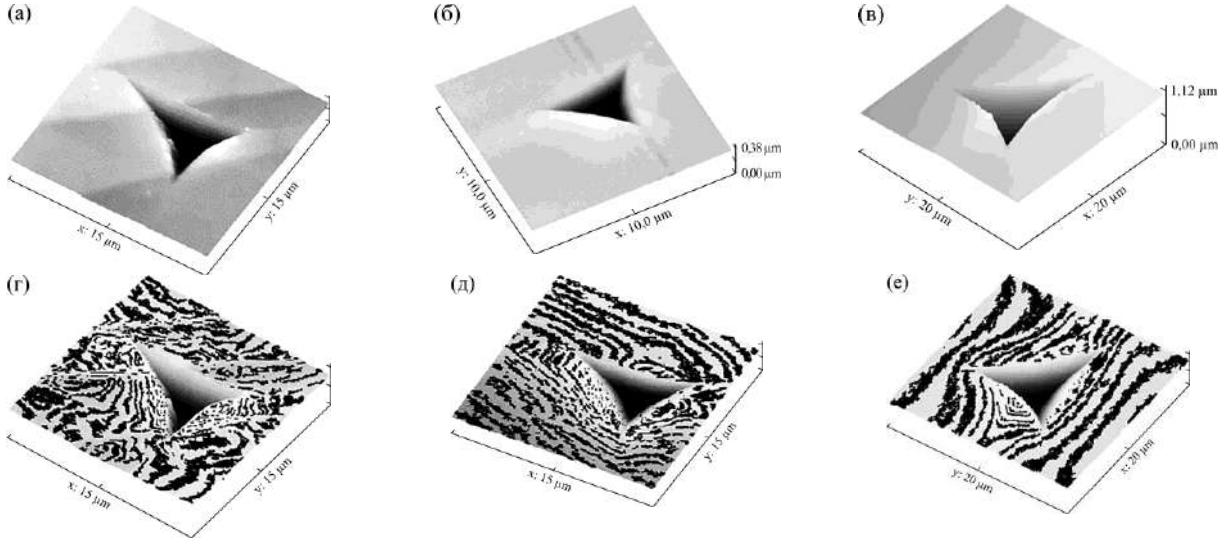


Рис. 6. Вид отпечатков на образцах SiO_2 (а–в) и рельефа поверхности вблизи них, полученный путем сканирования в атомно-силовом микроскопе (г–е). P = 100 мН: (а), (г) – монокристалл; (б), (д) – поликристалл; (в), (е) – аморфный кварц.

переходе в ряду моно-,→ поли-,→ аморфный SiO_2 картина перемещения материала укрупняется и становится более однородной.

На монокристалле α-SiO_2 линии сканирования имеют закругленный вид. При переходе к поли- (p-SiO_2) и аморфному (a-SiO_2) кварцу линии слегка выпрямляются, расширяются и становятся более редкими, а высота навалов возрастает. Это указывает на то, что при данной нагрузке в монокристалле SiO_2 имеет место ротационный механизм деформации, а при переходе к поли- и аморфному SiO_2 в процесс подключается и трансляционный механизм [26].

Как показали наблюдения, увеличение нагрузки также приводит к изменению механизма деформации для моно-, поли- и аморфного SiO_2. В качестве примера на рис. 7 представлена компьютерная визуализация рельефа поверхности в окрестности отпечатков, нанесенных при низкой и высокой нагрузках на SiO_2 разного типа.

Можно отметить следующую закономерность. При низкой нагрузке 50 мН картина рельефа поверхности составлена из мелких изгибов и закруглений, которые могут быть результатом ротационного механизма деформации. Изгибы и закругления несколько уменьшаются при переходе от монокристалла к поликристаллу и демонстрируют тенденцию к выравниванию линий на аморфном образце (рис. 7а,в,д). Рельеф поверхности для большой нагрузки в 500 мН (рис. 7б,г,е) отличается от рельефа при малой нагрузке. Здесь изгибы и закругления имеют более крупные размеры и сменяются на прямые и волнообразные линии. Сочетание закруглений с прямыми линиями выражено заметнее на α-SiO_2 и несколько меньше на p-SiO_2 и a-SiO_2, где преобладают прямолинейные образования, которые, по всей вероятности, являются результатом уплотнения материала вокруг отпечатка и в зоне под отпечатком.

Таким образом, есть основания утверждать, что специфика создания рельефа поверхности в окрестности отпечатков, нанесенных при разных нагрузках на кварце разного типа, указывает на совместное участие ротационного и трансляционного механизмов деформации. При этом можно отметить, что ротационная пластичность

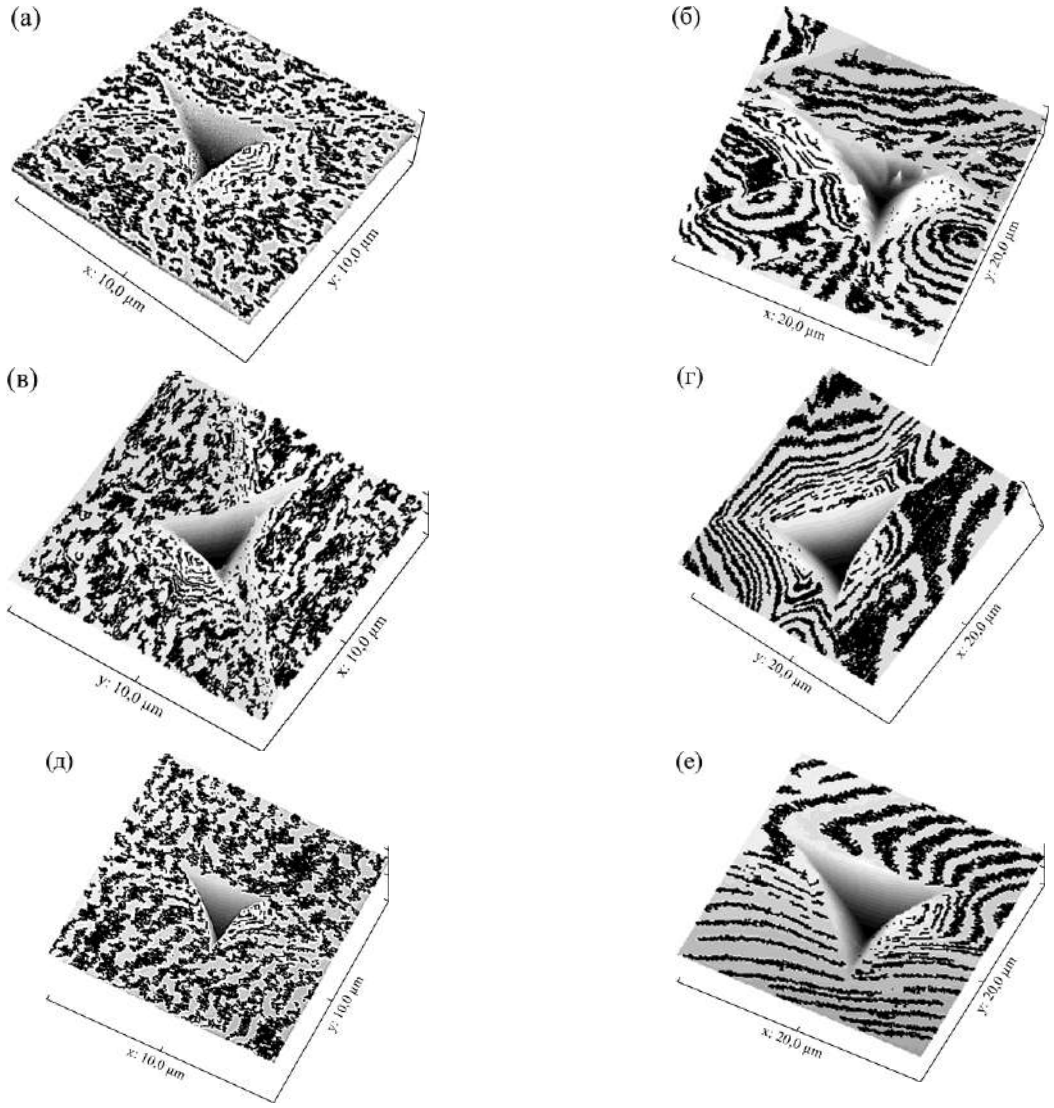


Рис. 7. Вид рельефа поверхности вблизи отпечатков, полученный при сканировании в атомно-силовом микроскопе на образцах SiO_2: (а), (б) – монокристалл; (в), (г) – поликристалл; (д), (е) – аморфный кварц; (а), (в), (д) – P = 50 мН; (б), (г), (е) – P = 500 мН.

в большей степени проявляется при деликатных нагрузках на индентор, а с увеличением нагрузки в действие вступает трансляционный механизм (образование навалов вокруг отпечатка и уплотнение структуры в зоне под отпечатком). Полученные результаты коррелируют с данными других работ [17, 19], в которых на монокристаллах кварца также был отмечен переход ротационной деформации к трансляционной. Так, в работе [17] было показано, что при механическом двойниковании кварца могут возникать двойники по дофинейскому закону, то есть двойники вращения. Угол поворота при этом может равняться 60 или 180°. В результате внутренних смещений атомов при динамическом индентировании в образцах происходит формирование навалов (pile-ups) вокруг отпечатков и уплотнение материала в зоне под отпечатком.

В работе [19] высказано предположение о пластическом деформировании кварца под действием концентрированной нагрузки по особому механизму двойникования, механизму атомарно-ротационного типа, с наноскопическим изменением формы в отличие от обычного (трансляционно-ротационного) двойникования. Указанные два типа двойникования существенно различаются между собой по механизму двойникования на атомарном уровне [17]. Двойникование с микроскопическим изменением формы происходит благодаря формированию двойникующих дислокаций, в то время как двойникование по второму механизму, с наноскопическим изменением формы, является деформацией за счет атомных смещений.

Таким образом, проведенные в настоящей работе исследования релаксационных параметров и картины рельефа поверхности в окрестности отпечатков на кварце разного типа подтвердили участие ротационно-трансляционного механизма деформирования кристаллов SiO_2 разного типа в образовании отпечатков при наноиндентировании.

ВЫВОДЫ

В работе изучены особенности протекания пластической деформации и модификации релаксационных параметров при динамическом наноиндентировании трех типов кварца: монокристаллического (α-SiO_2), поликристаллического (p-SiO_2) и аморфного, или стеклообразного, (a-SiO_2). Было показано, что пластическая деформация при формировании отпечатков на всех типах SiO_2 происходит плавно и синхронно с увеличением нагрузки на стадии нагружения и с уменьшением нагрузки на стадии удаления индентора. Наряду с этим кривые деформирования проявили известный на других материалах эффект осцилляции. Было отмечено, что амплитуда и частота колебаний при осцилляции зависят от величины приложенной нагрузки, наиболее ярко проявляясь при минимальной нагрузке. Эффект больше заметен на α-SiO_2 и p-SiO_2 и меньше на a-SiO_2. В целом эффект осцилляции на кварце проявляется в меньшей степени, чем на кристаллах более высоких сингоний.

Исследование релаксационных параметров h_e, $h_{e\text{-}p}$ и h_{res} трех типов кварца: α-SiO_2, p-SiO_2 и a-SiO_2 было проведено в интервале деликатных нагрузок P = 10–500 мН. Установлено, что упругопластические параметры изменяются в зависимости как от типа SiO_2, так и от величины приложенной нагрузки. С помощью атомно-силовой микроскопии, детального изучения релаксационных параметров и рельефа поверхности вокруг отпечатков на образцах, подвергнутых динамическому индентированию, подтверждено участие ротационно-трансляционного механизма в образовании отпечатков. Показано, что степень вклада одного или другого механизма в формирование отпечатков зависит от структуры кварца и величины приложенной нагрузки.

ФИНАНСИРОВАНИЕ РАБОТЫ

Данное исследование было поддержано исследовательской субпрограммой 011201 Института прикладной физики Молдавского государственного университета и финансируется Министерством образования и научных исследований Республики Молдова.

КОНФЛИКТ ИНТЕРЕСОВ

Авторы заявляют, что у них отсутствует конфликт интересов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Peter, K.W., Densification and flow phenomena of glass in indentation experiments, *J. Non-Crystalline Solids*, 1970, vol. 5, p. 103. https://doi.org/10.1016/0022-3093(70)90188-2
2. Volinsky, A.A. and Gerberich, W.W., Nanoindentation techniques for assessing mechanical realiability at the nanoscale, *Microel. Eng.*, 2003, vol. 69, p. 519. https://doi.org/10.1016/S0167-9317(03)00341-1
3. Golovin, Y.I., Nanoindentation and mechanical properties of solids in submicrovolumes, thin near-surface layers, and films: A Review, *Phys. Sol. State*, 2008, vol. 50, p. 2205. https://doi.org/10.1134/S1063783408120019
4. Chaudhry, M.M. and Kurkjian, C.R., Impact of small steel spheres on the surfaces of «normal» and «anomalous» glasses, *J. Amer. Ceram. Soc.*, 1986, vol. 69, no. 5, p. 404.
5. Zhou, Y., Yang, C.-S., Chen., J.-A., Ding, G./F., et al., Measurement of Young's modulus and residual stress of copper film electroplated on silicon wafer, *Thin Solid Films*, 2004, vol. 460, no. 1, p. 175. https://doi.org/10.1016/j.tsf.2004.01.088
6. Grabco, D., Shikimaka, O., Pyrtsac, C., Barbos, Z., et al. Nano- and micromechanical parameters of AISI 316L steel, *Surf. Eng. Appl. Electrochem.*, 2020, vol. 56, no. 6, p. 719. https://doi.org/10.3103/S1068375520060071
7. Grabco, D., Pyrtsac, C. and Shikimaka, O., Relaxation parameters of Cu/substrate type coated systems under nanoindentation. *ICNBME 2021, IFMBE Proceedings 87*, 2022, p. 55. https://doi.org/10.1007/978-3-030-92328-0_8
8. Oliver, W.C. and Pharr G.M., An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments, *J. Mater. Res.*, 1992, vol. 7, no. 6, p. 1564. https://doi.org/10.1557/JMR.1992.1564
9. Головин, Ю.И., *Введение в нанотехнику*. М.: Машиностроение, 2007. 496 с.
10. Yoshida, S., Sangleboeuf, J.-Ch. and Rouxel, T., Quantitative evaluation of indentation-induced densification in glass, *J. Mater. Res.*, 2005, vol. 20, no. 12, p. 3404. https://doi.org/10.1557/JMR.2005.0418
11. Yoshida, S., Sawasato, H., Sugawara, T., Miura,Y., et al., Effects of indenter geometry on indentation-induced densification of soda-lime glass, *J. Mater. Res.*, 2010, vol. 25, p. 2203. https://doi.org/10.1557/jmr.2010.0287
12. Guin, J.-P., Keryvin, V., Charleux, L., Han, K., et al., A chemical dissolution technique for challenging existing constitutive models of the densification process beneath an indentation imprint in amorphous silica, 2016. https://arxiv.org/pdf/1601.06492v1
13. Keryvin, V., Gicquel, S., Charleux, L., Guin, J.-P., et al., Densification as the only mechanism at stake during indentation of silica glass?, *Local Mechanical Properties X*. Kutna Hora, Czech Republic, 2013, p. 53. https://hal.science/hal-00977298v1

14. Keryvin, V., Meng, J.-X., Gicquel, S., Guin, L., J.-P., et al. Constitutive modeling of the densification process in silica glass under hydrostatic compression, *Acta Mater.*, 2014, vol. 62, p. 250. http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2013.07.067

15. Боярская, Ю.С., *Деформирование кристаллов при испытаниях на микротвердость*. Кишинев: Штиинца, 1972. 235 с.

16. Шаскольская, М.П., *Кристаллография*. М.: Высшая школа, 1976. 207 с.

17. Классен-Неклюдова, М.В., *Механическое двойникование кристаллов*. М.: Изд-во Академии наук СССР, 1960. 261 с.

18. Shikimaka, O., *Abstract at the VI National Colloquium, FTMCA-6.* Iashi, Romania, 2000, p. 87.

19. Шикимака, О.А., Грабко, Д.З., Закономерности деформирования монокристаллов кварца при микроиндентировании. *Актуальные проблемы прочности*, Витебск: УО «ВГТУ», 2004, с. 216.

20. Dey, A., Chakraborty, R. and Mukhopadhyay, A.K., Enhancement in nanohardness of soda–lime–silica glass,. *J. Non-Cryst. Sol*., 2011, vol. 357, p. 2934. https://doi.org/10.1016/j.jnoncrysol.2011.03.036

21. Zuev, L.B., Barannikova, S.A., Zarikovskaya, N.B. and Zykov, I.Yu., Phenomenology of wave processes of localized plastic flow, *Phys Sol. State*, 2001, vol. 43, no. 8, p. 1483.

22. Grabco, D.Z., Harea, E.E., Shikimaka, O.A. and Sherban, D.A., Elastoplastic response of TCO/Si CSs to local loading. In: *Horisons in World Physics* (Albert Reimer, Ed.). Nova Sci. Publishers Inc, 2012, vol. 277, p. 111.

23. Grabco, D., Pyrtsac, C. and Shikimaka, O., General nature of serration effect in crystals and other materials under indentation**.** *IFMBE Proceedings of 6th ICNBE*, 2023, p. 96. https://doi.org/10.1007/978-3-031-42775-6_1

24. Pharr, G.M., Oliver, W.C.and Clarke, D.R., The mechanical behavior of silicon during small-scale, *J. Electr. Mater.*, 1990, vol. 19, no. 9, p. 881.

25. Gouldstone, A., Chollacoop, N., Dao, M., Li, J., et al., Indentation across size scales and disciplines: Recent developments in experimentation and modeling, *Acta Mater.*, 2007, vol. 55, p. 4015.

26. Grabco, D., Shikimaka, O. and Harea, E., Translation–rotation plasticity as basic mechanism of plastic deformation in macro-, micro- and nanoindentation processes, *J. Phys. D: Appl. Phys*. 2008, vol. 41, art. ID 074016. https://doi.org/10.1088/0022-3727/41/7/074016

Summary

This study examined various types of SiO_2 crystals: single-crystal (α-SiO_2), polycrystalline (p-SiO_2), and amorphous (glassy) (a-SiO_2) ones so as to find out the influence of a structural form on changes in relaxation parameters during dynamic nanoindentation. For all studied samples, relaxation parameters were found to depend on the sample type and exhibit a consistent increase with increasing of indenter load. A detailed study of the relaxation parameters (h_e, $h_{e\text{-}p}$, and h_{res}) allowed us to determine the mechanisms of plastic deformation of different quartz types during nanoindentation. Computer visualization of the surface topography around the indentations confirmed the involvement of the rotational-translational deformation mechanism of different types of SiO_2 crystals in the formation of hardness indentations. It is shown that the rotational mechanism makes a greater contribution to quartz indentation in the low-load range (P = 10–50 mN), while the contribution of the translational mechanism increases with load increasing (P = 100–500 mN) and during the transition in the series α-SiO_2 → p-SiO_2 → a-SiO_2.

Keywords: quartz of different types: single-crystal, polycrystalline, and amorphous (glassy); dynamic nanoindentation; relaxation parameters; deformation mechanisms