

ЭЛЕКТРОМЕХАНИКА И СОЦИАЛЬНО-ЭКОНОМИЧЕСКОЕ РАЗВИТИЕ СТРАНЫ

УДК 534:621.382

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПЬЕЗОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ КРИСТАЛЛОВ ДЛЯ АКУСТОЭЛЕКТРОННЫХ УСТРОЙСТВ

С.Г. Казанцев, Т.Н. Овчаренко
(ФГУП «НПП ВНИИЭМ»)

Представлены физико-механические свойства пьезоэлектрических кристаллов и методы их исследования. Приведены механические характеристики монокристаллов группы лангасита как наиболее перспективного материала для создания устройств акустоэлектроники.

Ключевые слова: модуль Юнга, тензор коэффициентов упругости, коэффициент Пуассона, закон Гука, акустоэлектронное взаимодействие, системы скольжения, микротвердость по Кнупу.

Введение

Механические свойства твердых тел определяются их реакцией на приложенную механическую нагрузку. Для описания этих свойств используют три основные характеристики.

Первая – упругость, отображающая способность твердого тела вернуть свою форму, если к нему приложить на какое-то время силу, а потом снять её. Это свойство проявляется на начальной стадии деформирования, которая называется упругой (обратимой).

Вторая – пластичность, показывающая как быстро под действием длительного нагружения материал меняет свою форму или какой должна быть сила, чтобы это изменение шло с определенной скоростью. Пластичность характеризует поведение тел на второй стадии деформации, являющейся необратимой и называемой пластической деформацией.

Третья – прочность или сопротивление разрушению. Разрушение происходит на конечной стадии деформации.

Все эти характеристики количественно существенно меняются от кристалла к кристаллу. Например упругость, измеряемая модулем Юнга, меняется примерно на два порядка (10^{10} – 10^{12} дин/см²). Пластичность и прочность, оцениваемые силой, которую надо приложить к единице поверхности тела, чтобы вызвать соответственно пластическую деформацию или разрушение, варьируются в ещё больших интервалах – от 10^5 до 10^{12} дин/см².

Упругие свойства кристаллов зависят от поведения составляющих их частиц – атомов, ионов, молекул. Пластические свойства зависят от поведения цепочек из таких частиц (дислокаций), а прочность – от свойств поверхностей, составленных этими частицами. В соответствии с этим разработаны способы описания упругих, пластических и прочностных свойств [1].

Упругость кристаллов

Напряжение

Механические свойства кристаллов как совокупности многих частиц (атомов, ионов или молекул), образующих правильную решетку, определяются силами взаимодействия этих частиц. В кристаллах любого типа – атомных, ионных, металлических и молекулярных, силы межчастичного взаимодействия убывают с расстоянием, причем силы отталкивания спадают быстрее сил притяжения. Равновесное расстояние между частицами соответствует равенству сил притяжения и отталкивания. Если кристалл подвергается механическим воздействиям, баланс этих сил нарушается, частицы смещаются, параметр решетки изменяется, возникающие при этом силы стремятся вернуть тело в состояние равновесия. Макроскопические изменения параметра решетки проявляются как упругие деформации, а изменение сил межчастичного взаимодействия как напряжение.

Закон Гука для кристаллов

Упругие тела характеризуются тем, что напряжения в них пропорциональны деформациям. В применении к кристаллам это означает, что при малых деформациях тензор деформаций ε линейно зависит от тензора напряжений σ (закон Гука):

$$\varepsilon_i = S_{ij} \sigma_j \quad (i, j = 1, 2, \dots, 6),$$

где S_{ij} – коэффициенты упругой податливости кристалла, см²/кгс, м²/Н.

Закон Гука можно записать иначе:

$$\sigma_i = C_{ij} \varepsilon_j \quad (i, j = 1, 2, \dots, 6),$$

где C_{ij} – коэффициенты упругой жесткости кристалла, кгс/см², Н/м².

Влияние симметрии кристалла на вид тензора коэффициентов упругости

Число групп симметрии тензоров коэффициентов упругости кристаллов и однородных сред равно десяти, среди них есть две предельные группы: ∞ / mmm и $\infty / \infty mmm$. Вследствие симметрии кристалла некоторые из компонент S_{ij} и C_{ij} становятся равными нулю или равными друг другу, а число независимых среди неравных нулю коэффициентов уменьшается. К первой предельной группе относятся тензоры коэффициентов упругости гексагональных и тригональных кристаллов, которые имеют ось третьего порядка и перпендикулярную к ней плоскость симметрии. По отношению к упругим свойствам у таких кристаллов все направления в плоскости, перпендикулярной главной оси, являются равноправными (поперечно-изотропная среда). Вторая предельная группа описывает симметрию упругих свойств изотропного тела.

Коэффициенты упругости S_{ij} и C_{ij} кристаллов можно сопоставить с такими техническими характеристиками, как модуль Юнга E , модуль сдвига G и коэффициент Пуассона ν :

$$E = \frac{1}{S_{11}}; \quad G = \frac{1}{2(C_{11} - C_{12})}; \quad \nu = \frac{S_{12}}{S_{11}}.$$

Адиабатические и изотермические значения коэффициентов упругости

Коэффициенты упругости (упругие постоянные) кристаллов можно определять как статическими, так и динамическими методами. При статических измерениях температура исследуемого кристалла поддерживается постоянной, поэтому определяются изотермические значения коэффициентов упругости.

При динамических измерениях упругих коэффициентов температура исследуемого образца меняется, повышаясь в области сжатия и падая в области растяжения. При большой частоте колебаний температура в объеме образца не успевает выравниваться, и в кристалле появляется дополнительная деформация, в результате при динамических измерениях определяются адиабатические значения коэффициентов упругости.

Наибольшее применение адиабатические коэффициенты упругости находят при описании распространения упругих акустических волн, что может быть использовано для изучения анизотропии упругих свойств кристаллов.

Упругие волны в кристаллах

К акустическим свойствам относятся свойства, связанные с генерацией, обнаружением и различ-

ными видами взаимодействия со средой упругих колебаний и волн от самых низких частот до предельно высоких ($10^{10} - 10^{12}$ Гц).

Упругие акустические волны генерируются любыми явлениями, вызывающими механические напряжения. Распространение упругих (звуковых и ультразвуковых) волн в кристаллах имеет ряд характерных отличий от распространения их в изотропных телах.

В анизотропных твердых телах, таких как кристаллы, скорость акустических волн также анизотропна. В пьезо- и сегнетоэлектриках скорость упругих волн зависит не только от модулей упругости кристалла, но и от пьезомодулей и напряженности электрического поля.

Задача о распространении плоской упругой волны в кристалле сводится к задаче о нахождении собственных значений и собственных векторов тензора Грина-Кристоффеля [2]:

$$C_{ijkl} n_j n_k p_l = \rho v^2 p_i,$$

где C_{ijkl} – адиабатические коэффициенты упругости кристалла; n – единичный вектор волновой нормали; p – вектор поляризации упругой волны; ρ – плотность кристалла.

Собственные значения тензора Грина-Кристоффеля определяют спектр величин фазовых скоростей акустических волн, а собственные векторы – поляризацию упругих волн, распространяющихся в кристалле в направлении n . Если тензор Грина-Кристоффеля имеет три различных собственных значения, то в данном направлении n могут распространяться три различные взаимно перпендикулярные упругие волны, фазовая скорость каждой из которых определяется собственным значением ρv^2 , соответствующим собственному вектору p . Лишь в некоторых особых направлениях, зависящих от симметрии кристалла, скорости этих волн могут совпадать. Например для направлений $[00.1]$ гексагональных кристаллов, $[100]$ и $[111]$ кубических кристаллов и $[001]$ тетрагональных кристаллов скорости двух квазипоперечных волн одинаковы.

Концы всевозможных векторов фазовых скоростей, отложенных из какой-либо точки, образуют вокруг неё поверхность. Поскольку каждому направлению n соответствуют три значения v , указательная поверхность имеет три полости. Направления n , в которых два из трёх значений v совпадают и две полости поверхности фазовых скоростей имеют общую точку, являются акустическими осями.

Расчёт фазовых скоростей объемных акустических волн и построение сечения их указательной поверхности в лантангаллиево-силикате (ЛГС)

$\text{La}_3\text{Ga}_5\text{SiO}_{14}$ проведены при помощи программы Mathcad 14.0 с использованием физических параметров материала, представленных в табл. 1.

Указательная поверхность фазовых скоростей объемных акустических волн (ОАВ) монокристалла ЛГС представлена на рис. 1.

Такая конфигурация поверхности, когда внешняя полость представляет квазипродольную волну и охватывает две полости квазипоперечных волн не соприкасаясь с ними, является наиболее распространенной. Полости квазипоперечных волн лангасита имеют общие точки, соответствующие акустическим осям. Численные значения фазовых скоростей объемных акустических волн в монокристаллах ЛГС приведены в табл. 2.

Акустоэлектронное взаимодействие

Из многообразных видов взаимодействия акустических волн наиболее важное значение для акустоэлектроники имеет их взаимодействие с электронами – акустоэлектронное взаимодействие, которое является причиной ряда нелинейных акустических эффектов, используемых в различных устройствах акустоэлектроники [3].

Акустоэлектронное взаимодействие проявляет себя при ультразвуковых и гиперзвуковых колебаниях частотой $10^7 - 10^{13}$ Гц, когда под воздействием распространяющейся акустической волны происходит упругая деформация решётки кристалла и изменение его внутрикристаллического поля. При этом энергия и импульс ультразвуковой и гиперзвуковой волн передаются электронам проводимости (частный случай электрон-фононного взаимодействия). Передача энергии приводит к изменению электропроводности, теплоемкости и теплопроводности кристалла.

Механизм акустоэлектронного взаимодействия различен для кристаллов разной природы. В пьезокристаллах проявляется пьезоэлектрическое взаимодействие – деформация этих кристаллов сопровождается появлением электрического поля и наоборот. В пьезоэлектриках величина электронного поглощения ультразвуковой волны максимальна.

Пластическая деформация кристаллов

Упругая деформация в монокристаллах, т. е. деформация, которая полностью исчезает после снятия нагрузки, как правило, не превышает десятых долей процента, лишь у нитевидных и бездислокационных кристаллов она может достигать 3 – 4 %. При более высоких напряжениях, действующих достаточно длительное время, кристалл приобретает остаточную деформацию, называемую пластической деформацией. Способность к пластической деформации у разных кристаллов неодинакова.

Таблица 1

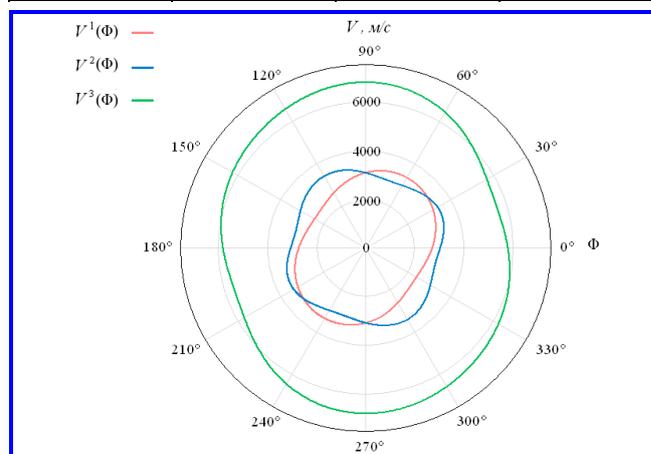
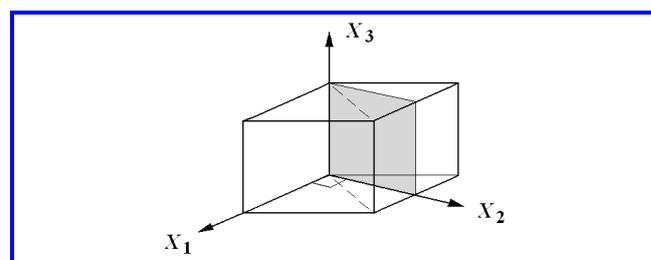
Физические свойства кристаллов лангасита ($\text{La}_3\text{Ga}_5\text{SiO}_{14}$)

Параметр	Обозначение	Величина
Плотность, кг/м^3	ρ_m	$5,743 \cdot 10^3$
Компоненты тензора относительной диэлектрической проницаемости	ϵ_1	19,2
	ϵ_3	50,7
Компоненты матрицы пьезоэлектрических коэффициентов, Кл/м^2	e_{11}	0,430
	e_{14}	-0,148
Компоненты матрицы упругой жесткости, Н/м^2	C_{11}	$189,8 \cdot 10^9$
	C_{12}	$105,8 \cdot 10^9$
	C_{13}	$102,2 \cdot 10^9$
	C_{14}	$14,4 \cdot 10^9$
	C_{33}	$263,5 \cdot 10^9$
	C_{44}	$54,2 \cdot 10^9$
	C_{66}	$42,0 \cdot 10^9$

Таблица 2

Значения фазовых скоростей ОАВ, распространяющихся в координатной плоскости X_2X_3 монокристалла лангасита

Φ , град	V^1 , м/с	V^2 , м/с	V^3 , м/с
0°	2704	3028	5772
90°	3071	3071	6774
180°	2704	3028	5772
270°	3071	3071	6774
360°	2704	3028	5772

Рис. 1. Сечение указательной поверхности фазовых скоростей ОАВ монокристалла лангасита плоскостью X_2X_3 Рис. 2. Простая форма элементарной ячейки лангасита в кристаллофизической системе координат (выделена плоскость X_2X_3)

На механические свойства кристаллов оказывают влияние следующие факторы: тип кристаллической решетки, наличие примесей, ориентировка кристалла по отношению к деформирующему усилию, температура и скорость деформации, размеры, форма и состояние поверхности кристалла [2]. Механизмы пластической деформации монокристаллов и сопутствующие им изменения кристаллической решетки анализируют, используя кривые напряжение – деформация ($\sigma - \epsilon$), называемые кривыми упрочнения. Они показывают, какое сдвиговое напряжение нужно приложить, чтобы вызвать дальнейшую пластическую деформацию. Многообразие факторов, влияющих на вид кривых $\sigma - \epsilon$, привело к различным трактовкам механизма деформации, к разным дислокационным моделям, объясняющим отдельные участки диаграммы $\sigma - \epsilon$.

Основным способом пластической деформации монокристаллов является сдвиговое перемещение одних частей кристалла относительно других, осуществляемое с помощью многочисленных видов движения дислокаций. Основными сдвиговыми механизмами пластической деформации являются скольжение, двойникование, сбросообразование. Часто в процессах пластического деформирования кристаллов одновременно реализуется несколько механизмов. Конкретный вклад того или иного механизма определяется многими факторами, в том числе типом кристаллической решетки, химическим и фазовым составом, структурой кристалла, степенью, скоростью, температурой деформации и др.

Вследствие того, что упругая деформация кристаллов определяется изменением параметров кристаллической решетки, а упругие напряжения – силами взаимодействия частиц, макроскопические упругие свойства кристаллов обусловлены жесткостью межчастичных связей. Впервые связь макроскопических упругих постоянных с межатомными силами была установлена Борном в 1915 г., который пренебрег тепловыми колебаниями атомов и наличием дефектов решетки и учел только силы взаимодействия, направленные вдоль линий, соединяющих центры атомов или ионов.

Межатомные силы и типы связей в кристаллической решетке

Равновесное расстояние между ближайшими атомами в кристалле, соответствующее минимуму энергии системы, определяется равенством конкурирующих сил притяжения и отталкивания между валентными электронами и ионами [4].

Межатомное взаимодействие характеризуется тремя параметрами:

- радиусом действия r' , на котором силы притяжения исчезающе малы;
- величиной энергии связи;
- характером распределения электронной плотности и валентных электронов в пространстве.

При изотропном распределении электронной плотности связи являются ненаправленными (ионная связь). Кристаллы с ионными связями, типичными представителями которых являются соединения NaCl, CsCl, CaF₂, характеризуются высокой температурой плавления, прочностью, твердостью и низким коэффициентом термического расширения. Ионные кристаллы, за некоторым исключением (AgCl, AgBr, AgI, TlI), хрупки и непластичны [2 – 4].

В случае анизотропного распределения электронной плотности валентных электронов связи имеют направленный характер (ковалентная связь), углы между связями зависят от числа и типа электронов, принимающих участие в образовании связи. Электронные оболочки образующихся в кристаллической решетке элементов IVB подгруппы (C, Si, Ge) гибридных *sp*-орбиталей имеют одинаковую форму и направлены к вершинам правильного тетраэдра. У элементов подгруппы VB при объединении слабыми молекулярными связями (Ван-дер-Ваальсова связь) двухслойных пакетов, связанных ковалентными связями, образуется сложная трехмерная структура, характерная для As, Sb, Bi. Силы Ван-дер-Ваальса типичны для некоторых анизотропных кристаллов, образующихся из элементов III – VII групп, где между атомными слоями действуют силы Ван-дер-Ваальса, а между атомами внутри слоев – ковалентные связи. В результате получают структуры, обладающие значительной анизотропией физических свойств, что обуславливает повышенную хрупкость элементов и затрудняет процессы пластической деформации [4].

Пластическая деформация кристаллов группы лангасита

Кристаллическая решетка кристаллов семейства лангасита строится путем наложения плотноупакованных плоскостей в последовательности. Монокристаллы деформируются скольжением по плотноупакованным плоскостям в направлении плотнейшей упаковки. Плотнейшеупакованными плоскостями являются (00.1) – плоскости базиса, а плотнейшеупакованными направлениями – [11.0]. При этом соотношение осей *c/a* в элементарной

ячейке кристаллов лангасита и лангатата (ЛГТ) $\text{La}_3\text{Ga}_{5,5}\text{Ta}_{0,5}\text{O}_{14}$ составляет 0,623 и 0,622 соответственно. Снижение этого соотношения относительно идеального ($c/a = 0,633$) приводит к тому, что при пластической деформации кристаллов наряду с базисным скольжением становится существенным скольжение в пирамидальных (10.1) и призматических (10.0) плоскостях (рис. 3) [4].

Наряду со скольжением пластическая деформация тригональных и гексагональных кристаллов часто осуществляется двойникованием, которое происходит в том случае, если кристалл неблагоприятно ориентирован для базисного скольжения. При этом металлографическими способами выявляются области, иначе травящиеся, чем окружающий матричный кристалл (рис. 4).

Отличительными признаками этих областей являются прямолинейность и строгая кристаллографическая направленность двух параллельных границ. Расположение атомов внутри этой области представляет собой зеркальное отражение расположения атомов в матричном кристалле.

Вследствие того, что зарождение двойников связано с наличием концентрации напряжений, кристаллы с низким качеством обработки поверхности (наличие повреждений, царапин и других дефектов) двойникуются при значительно меньших напряжениях, чем хорошо обработанные.

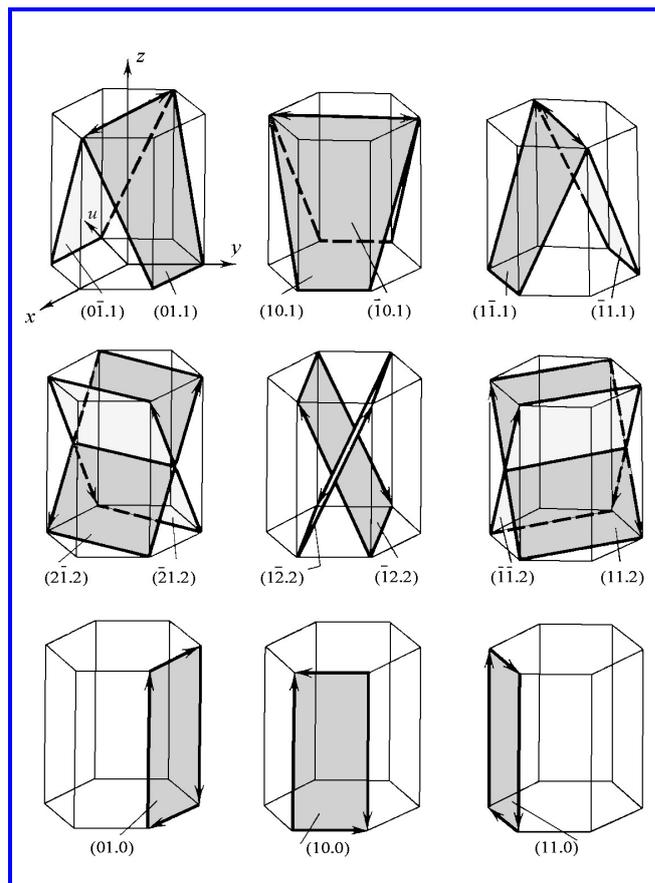


Рис. 3. Системы скольжения в плотноупакованных гексагональных кристаллах



Рис. 4. Поверхность монокристалла лангасита с двойниками после травления

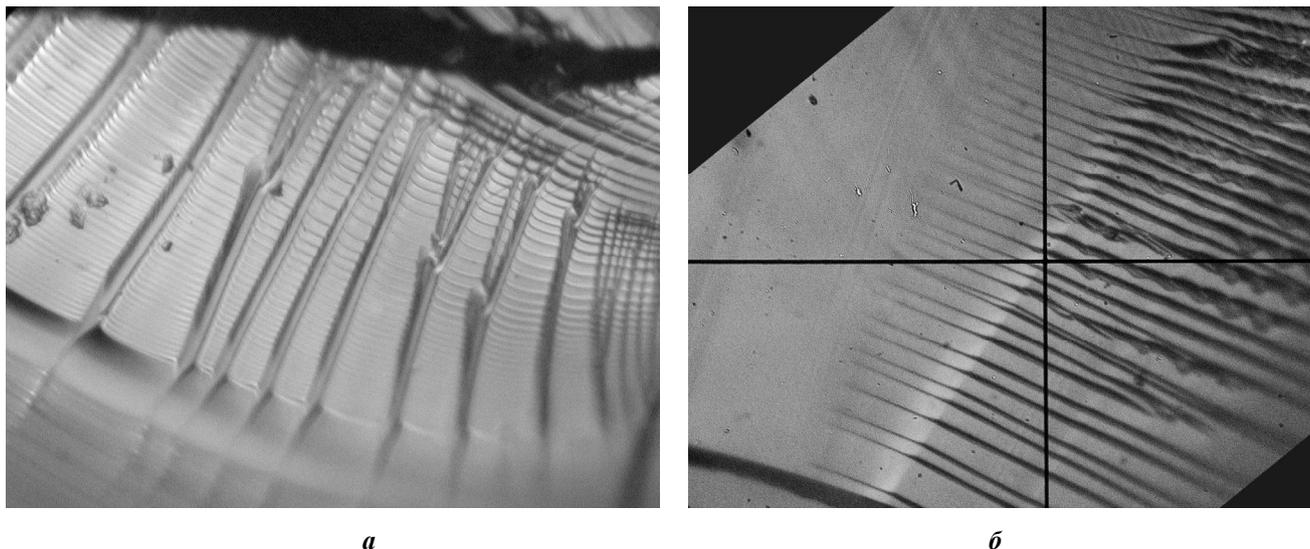


Рис. 5. Ступени скола в монокристаллах лангатата (а) и ступени скола, возникшие на границе разориентированных блоков, в кристалле лангасита (б)

Таким образом, в тригональных и гексагональных пьезоэлектрических монокристаллах наблюдается большое многообразие систем скольжения, что обуславливает сильную зависимость механических свойств монокристаллов от их кристаллографической ориентации.

Прочность кристаллов. Разрушение

Разрушение кристалла наступает при достижении критической для данного материала и данных условий деформации. Способность материала сохранять целостность под действием внешних механических нагрузок характеризует его прочность. Разрушение монокристаллов включает разрушение структурных элементов различного масштаба, от микродефектов на атомном уровне до магистральных трещин, и происходит, как правило, по плоскостям спайности, скольжения, двойникования [2 – 4].

Кристаллы часто раскалываются по системе плоскостей, положение которых определяется не зонами ослабленных связей идеальной кристаллической решетки, а особенностями её искажений, вследствие этого поверхность скола всегда имеет неровности (рис. 5) – ступени скола, обусловленные наличием дефектов структуры (дислокации, границы блоков).

Поскольку разрушение происходит преимущественно по характерным для данного кристаллического вещества плоскостям, обладающим наименьшим сопротивлением разрыву, то для разрушения различно ориентированных монокристаллов требуется приложить различное уси-

лие. Разрыв в образце происходит при достижении критического напряжения – предела прочности. Критическое напряжение разрушения является функцией температуры и степени дефектности структуры кристалла, т. е. определяется наличием различных концентраторов напряжений, таких как микро- и макротрещины, включения примесей и т. п.

Кристаллические материалы обладают способностью как к хрупкому, так и к пластическому разрушению в зависимости от условий внешней среды. Особенностью хрупкого разрушения является неуправляемое спонтанное распространение трещин в материале со скоростью, близкой к скорости звука. Пластическому разрушению предшествует значительная пластическая деформация. Развитие этого вида разрушения можно задержать и даже полностью прекратить при уменьшении (снятии) нагрузки.

Пьезоэлектрические монокристаллы группы ЛГС практически не изменяют своих размеров перед разрушением, однако и в них обнаруживаются микроскопические следы пластической деформации, которая может не только сопровождать разрушение, но и стать причиной зарождения трещины, если деформация протекает неоднородно. При комнатной температуре кристаллы группы ЛГС деформируются упруго вплоть до разрушения сколом, что характеризует их как чрезвычайно хрупкие материалы.

Хрупкое разрушение кристаллов группы ЛГС при комнатной температуре происходит с образованием раковистых изломов, характерных для стекол, и только на плоскостях базиса (10.0) на-

блюдается образование трещин, следующих вдоль кристаллографических направлений. В отличие от кварца, принадлежащего к той же группе точечной симметрии, кристаллы группы лангсита обнаруживают ограниченную способность к раскалыванию по кристаллографическим плоскостям вследствие частично разупорядоченной структуры.

Методы исследования механических свойств кристаллов

Механические свойства кристаллов определяют путем механических испытаний, позволяющих выявить ту или иную механическую характеристику. Несмотря на то, что при любом методе испытания кристаллы проявляют и упругие, и пластические, и прочностные свойства, можно подобрать условия деформирования, когда преимущественно проявляется одно из них.

Измерение твёрдости кристаллов

Твёрдостью называется способность материала оказывать сопротивление при контактных воздействиях упругому и пластическому деформированию или хрупкому разрушению в определенных условиях испытания [5]. В научно-исследовательских работах и на практике широкое применение получил метод измерения микротвёрдости – твёрдости материала в его микроскопически малых объемах.

Микротвёрдость H_K определяется путем вдавливания в исследуемый материал пирамиды стандартных размеров и вычисляется как частное от деления приложенной нагрузки на площадь поверхности полученного отпечатка. Использование малых нагрузок на индентор (1–100 г) позволяет применять метод статического вдавливания для испытания механических свойств хрупких тел.

Результаты измерения микротвёрдости существенно зависят от кристаллографической ориентации и качества обработки поверхности, выбора нагрузки на индентор, выбора длительности нагружения и выдержки под нагрузкой, правильного размещения отпечатков на исследуемом образце.

Метод микротвёрдости позволяет проводить диагностику кристаллов, изучать их анизотропию и получать данные о твёрдости отдельных фаз или структурных составляющих кристалла. Он особенно актуален в случае объектов небольших размеров, когда другим способом получить прочностные характеристики затруднительно.

Анизотропия механических свойств

Вокруг отпечатка, образующегося на поверхности образца при вдавливании индентора, за счет развития скольжения по характерным для данного кристалла плоскостям, возникает пластически деформированная область, и происходит смещение вещества вглубь кристалла. На поверхностях анизотропного монокристалла размеры отпечатков, нанесённых при одинаковой нагрузке, оказываются различными и зависят от их ориентации относительно систем скольжения в кристалле.

Измерения анизотропии микротвёрдости проводятся с использованием стандартной ромбической пирамиды Кнупа, так как в этом случае изменение величины микротвёрдости наиболее чувствительно к анизотропии физико-механических свойств кристаллов.

У кристаллов более низкой симметрии анизотропия проявляется ярче, особенно это явление заметно на кристаллах со слоистыми структурами, таких как соединения ЛГС. При этом на одной грани кристалла микротвёрдость оказывается различной для разных кристаллографических направлений, т. е. наблюдается полярная анизотропия микротвёрдости (анизотропия I рода), для её характеристики введено понятие коэффициента анизотропии микротвёрдости P_K [6]:

$$P_K = \left(\frac{d_{\max}}{d_{\min}} \right)^2,$$

где d_{\max} , d_{\min} – диагонали отпечатков при различных ориентациях индентора, мм.

Помимо полярной анизотропии, также наблюдается ретикулярная анизотропия микротвёрдости (анизотропия твердости II рода), т. е. различное значение микротвёрдости на разных гранях кристалла [6].

В настоящее время можно различить три наиболее общих подхода к оценке природы анизотропии: кристаллохимический, физический и кристаллографический (структурный) [7].

Кристаллохимический подход рассматривает изменение микротвёрдости как на различных, так и на одной грани кристалла в зависимости от количества и типа атомов, направленности и прочности химических связей между ними в кристаллической структуре.

Физический подход объясняет природу анизотропии первичными и вторичными процессами

пластической деформации, деформационным объемом и структурами, возникающими вокруг отпечатка. Трудность его заключается в том, что для тугоплавких, хрупких и малопластичных кристаллов, таких как соединения ЛГС, зависимость процессов пластической деформации от температуры, наличия примесей в кристалле, величины и времени нагрузки ещё недостаточно исследована.

Структурный подход заключается в расчёте плотности атомов на гранях простых форм и установлении зависимости от неё анизотропии микротвердости: чем выше ретикулярная плотность атомов, тем тверже грань. Это применимо для чистых элементов. Для соединений, у которых в различных кристаллографических направлениях на грани выходят атомы различных элементов, такой подход недостаточен и не может объяснить природу анизотропии.

В работе [8] анизотропия хрупкости кристаллов лангасита выявлялась методом склерометрии (царапания). Исследования показали, что хрупкое разрушение кристаллов ЛГС при комнатной температуре происходит с образованием раковистых изломов, характерных для стёкол, и только на плоскости базиса наблюдается образование трещин, следующих вдоль кристаллографических направлений. В отличие от кварца, принадлежащего к той же группе точечной симметрии, кристаллы лангасита обнаруживают ограниченную способность к раскалыванию по кристаллографическим плоскостям вследствие частично разупорядоченной структуры. Авторы [8] отмечают, что плоскости (40.3) в кристаллах ЛГС являются наиболее стойкими к хрупкому разрушению.

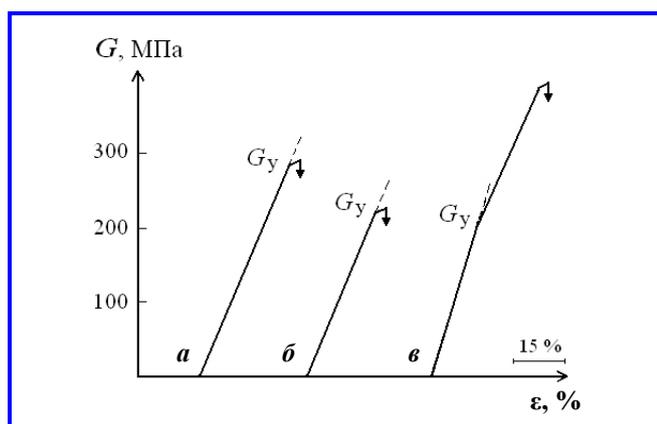


Рис. 6. Деформационные кривые образцов ЛГС при температуре испытания на сжатие 1300°С: *а* – направление деформации параллельно направлению [00.1]; *б* – направление деформации составляет с направлением [00.1] угол 45°; *в* – направление деформации перпендикулярно направлению [00.1]

Исследование упругих свойств кристаллов

Размер и форма отпечатка на поверхности монокристалла оказываются различными во время выдержки под нагрузкой и после поднятия индентора, при этом на покрытой тонкой пленкой какого-либо вещества поверхности остается след, по которому можно определить размер отпечатка под нагрузкой, т. е. размер не восстановленного отпечатка. По разности величин диагоналей восстановленного и не восстановленного отпечатка можно качественно оценить упругие свойства кристалла.

При исследовании монокристаллических материалов применяются преимущественно динамические методы измерения упругих постоянных, основанные на возбуждении в образце волновых колебаний какого-либо типа и определении скорости прохождения упругих волн:

- резонансные методы, связанные с определением собственных частот колебаний определенным образом ориентированных образцов;
- методы, основанные на определении скорости звука в выбранных кристаллографических направлениях;
- методы, основанные на взаимодействии кристаллической решётки с излучениями (метод рассеяния рентгеновских лучей).

Исследование пластических свойств кристаллов

Недостатком метода микротвердости для оценки способности материалов к пластической деформации является то, что ввиду сложного напряженного состояния, возникающего при действии сосредоточенной нагрузки, имеют место все возможные виды деформации, включая упругую, пластическую, а также разрушение.

Более чувствительной и надежной характеристикой пластических свойств является предел упругости. Эта характеристика, также как и твердость, не является физической константой данного материала и зависит от многих факторов – ориентировки кристалла относительно направления приложения нагрузки, активных элементов скольжения, температуры испытания, скорости деформирования, дефектности образца. Предел текучести определяют по деформационным кривым.

Деформационная кривая описывает соотношение прикладываемой нагрузки G и деформации кристалла ϵ , вид этой кривой достаточно полно характеризует механические свойства материала. При малых напряжениях деформация кристаллов обратима и, согласно закону Гука, линейно зависит от приложенной нагрузки. При достижении предела упругости G_y проявляется нелинейность зависимости $G(\epsilon)$. При G боль-

шем, чем G_y деформации становятся необратимыми, т. е. после снятия нагрузки кристалл не возвращается к прежней форме и размерам.

В [8] представлены результаты испытаний на одноосное сжатие кристаллов ЛГС в интервале температур от 1000 до 1380 °С в среде аргона со скоростью 10^{-4} с $^{-1}$ с использованием образцов $3 \times 3 \times 6,4$ мм 3 трёх различных ориентаций. Испытания на одноосное сжатие кристаллов ЛГС при температуре $T < 1300$ °С вызвали хрупкое разрушение образцов до достижения предела упругости.

Предел упругости фиксировался на деформационных кривых сжатия при $T \sim 1300$ °С (рис. 6). Такие высокие значения хрупкопластичного перехода характерны для сложных высокотемпературных окислов с большими векторами Бюргерса.

Наибольшим пределом упругости ($G_y = 290$ МПа) обладают кристаллические образцы ЛГС, для которых направление сжатия совпадает с кристаллографическим направлением [00.1]. Пределы упругости образцов с осью сжатия, составляющей 45° и перпендикулярной направлению [00.1], составляют 220 и 200 МПа соответственно.

Исследование прочности кристаллов

Характеристику хрупкости оценивают методом вдавливания индентора, определяя нагрузку, вызывающую появление трещин вблизи отпечатка.

Кристаллографические плоскости [00.1] (Z-срез) являются плотнейшеупакованными плоскостями в кристаллах группы ЛГС. Отпечатки, нанесенные на поверхность Z-среза монокристалла, практически не имеют трещин. Это связано с тем, что в наиболее плотноупакованной плоскости, где межатомные расстояния меньше, достаточно легко происходит перестройка структуры и скольжение дислокаций, тогда как в направлениях [11.0] и [10.0] даже незначительные напряжения приводят к разрушению поверхности кристалла.

Наряду с анизотропией твердости, для монокристаллов ЛГС характерна анизотропия трещиностойкости. Критерием трещиностойкости кристаллов является критический коэффициент интенсивности напряжений K_{1C} (табл. 3).

Как следует из табличных значений, на поверхностях [01.0] и [10.0] монокристалла ЛГС образование трещин происходит легче, чем на поверхности [00.1], а наиболее твердые поверхности имеют меньший коэффициент интенсивности напряжений K_{1C} .

Поступила в редакцию 28.02.2011

Таблица 3

Микротвердость по Кнупу и коэффициент интенсивности напряжений монокристаллов лангасита

Кристаллографическая ориентация поверхности образца	Микротвердость по Кнупу H_K , ГПа	Коэффициент интенсивности напряжений K_{1C} , МПа·м $^{-1/2}$
(10.0)	8,7	0,88
(01.0)	8,5	0,91
(00.1)	8,0	1,16

Заключение

Приведенный обзор литературных источников свидетельствует, что к настоящему времени разработан обширный спектр методик исследования физико-механических свойств пьезоэлектрических кристаллов. В то же время данных о механических свойствах монокристаллов группы лангасита недостаточно, в частности, нет сведений об анизотропии микротвердости, пластической деформации и т. п. Это обуславливает актуальность вопросов, связанных с изучением механических свойств этого перспективного для создания устройств акустоэлектроники класса пьезоэлектриков.

Литература

1. Сиротин Ю.И. Основы кристаллофизики / Ю.И. Сиротин, М.П. Шаскольская. – М.: Наука, 1979. – 640 с.
2. Современная кристаллография. В 4 т. Том IV. Физические свойства кристаллов / Л.А. Шувалов, А.А. Урусовская, И.С. Желудев и др. – М.: Наука, 1981. – 496 с.
3. Горелик С.С. Материаловедение полупроводников и диэлектриков / С.С. Горелик, М.Я. Дашевский. – М.: Металлургия, 1988. – 574 с.
4. Полухин П.И. Физические основы пластической деформации / П.И. Полухин, С.С. Горелик, В.К. Воронцов. – М.: Металлургия, 1982. – 584 с.
5. Шаскольская М.П. Кристаллография: учебное пособие для втузов / М.П. Шаскольская. – 2-е изд., перераб. и доп. – М.: Высшая школа, 1984. – 376 с.: ил.
6. Колесников Ю.В. Механика контактного разрушения / Ю.В. Колесников, Е.М. Морозов. – М.: Наука, 1989. – 224 с.
7. Анизотропия микротвердости и плотность атомов в элементарном объеме идентичности кристаллов / В.Н. Гурин, М.М. Корсукова, Л.И. Деркаченко // Физика твердого тела. – 1998. – Т. 40. – № 3. – С. 481 – 486.
8. Прочность и пластичность монокристаллов $La_3Ga_3SiO_{14}$ / А.М. Аронова, Г.В. Бережкова, А.В. Буташин [и др.] // Кристаллография. – 1990. – Т. 35. – № 4. – С. 933 – 938.

Сергей Геннадьевич Казанцев, д-р техн. наук, зам. генерального директора – генерального конструктора, т. 366-12-01.

Татьяна Николаевна Овчаренко, аспирантка, зам. нач. лаборатории, т. 366-28-38.

E-mail: vniiem@vniiem.ru.