

PACS numbers: 62.20.D-, 62.20.Hg, 62.20.mm, 62.20.Qp, 62.25.Mn, 81.40.Jj, 81.40.Lm

Изучение механических свойств кристаллических молекулярных сцинтилляторов *n*-терфенила методами индентирования

Ю. В. Мильман¹, Н. Э. Галунов², С. И. Чугунова¹, И. В. Лазарев²,
Б. В. Истомин¹, О. И. Запорожец³, И. В. Гончарова¹

¹*Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины,
ул. Кржижановского, 3,
03142 Киев, Украина*

²*Институт сцинтилляционных материалов
НТК «Институт монокристаллов» НАН Украины,
просп. Науки, 60,
61001 Харьков, Украина*

³*Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины,
бульв. Акад. Вернадского, 36,
03142 Киев, Украина*

В работе исследованы органические моно- и поликристаллы *n*-терфенила. Хрупкость, которая присуща органическим монокристаллам, делает классические методики исследования механических свойств малоинформативными. В связи с этим была использована методика индентирования для определения механических свойств, твёрдости и модуля Юнга. Модуль Юнга был так же определён ультразвуковым методом. Методикой индентирования были построены кривые деформации, изучена ползучесть, а с помощью индентора Кнуппа была исследована анизотропия микротвёрдости монокристалла. Описаны специфические особенности механического поведения *n*-терфенила и их корреляция со значениями светового выхода поликристаллов.

В роботі досліджено органічні моно- і полікристали *n*-терфенілу. Крихкість, яка властива органічним монокристалом, робить класичні методики дослідження механічних властивостей малоінформативними. У зв'язку з цим було використано методику індентування для визначення механічних властивостей, твердості та модуля Юнга. Модуль Юнга було також визначено ультразвуковим методом. Методикою індентування було побудовано криві деформації, вивчено плазучість, а за допомогою Кнуппового індентора було досліджено анізотропію мікротвердості монокристалу. Описано специфічні особливості механічної поведінки *n*-

терфенілу та їх кореляцію зі значеннями світлового виходу полікристалів.

Organic mono- and polycrystalline *n*-terphenyl are studied. The classic methods of investigation of mechanical properties of these crystals are uninformative due to brittle fracture. Therefore, indentation method is used to determine the mechanical properties, hardness, and Young's modulus. The Young's modulus is also determined by ultrasonic method. The stress-strain curves are plotted, and creep is studied by indentation. The anisotropy of microhardness of a single crystal is investigated using the Knoop indenter. The specific features of the mechanical behaviour of *n*-terphenyl and their correlation with the values of the light output of polycrystals are described.

Ключевые слова: *n*-терфенил, сцинтиллятор, механические свойства, индентор.

Ключові слова: *n*-терфеніл, сцинтилятор, механічні властивості, індентор.

Key words: *n*-terphenyl, scintillator, mechanical properties, indenter.

(Получено 12 апреля 2016 г.; после доработки — 21 сентября 2016 г.)

1. ВВЕДЕНИЕ

В работе исследованы монокристаллы и поликристаллы *n*-терфенила ($C_{18}H_{14}$) — материала, широко применяемого в производстве сцинтилляционных детекторов.

Из всех изомеров лишь *n*-терфенил (рис. 1) нашёл применение в качестве материала для получения монокристаллических сцинтилляторов. Монокристаллы *n*-терфенила имеют моноклинную структуру с параметрами элементарной решётки $a = 8,12 \text{ \AA}$, $b = 5,62 \text{ \AA}$, $c = 13,62 \text{ \AA}$, а единственный не прямой угол $\beta = 92,4^\circ$ находится между плоскостью (a , b) и осью c . Пространственная группа $P2_1/a$ монокристаллов *n*-терфенила является группой,

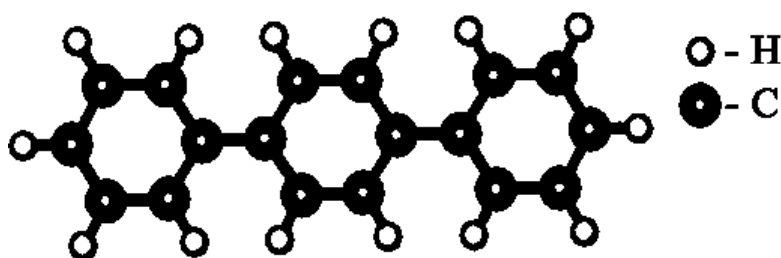


Рис. 1. Структурная формула *n*-терфенила ($C_{18}H_{14}$).¹

имеющей плотную упаковку [1]. Как и во всех органических кристаллах, молекулы в кристалле *n*-терфенила связаны слабыми межмолекулярными силами Ван-дер-Ваальсового взаимодействия. Органические сцинтилляционные материалы, имеющие низкую атомную массу, и, как следствие этого, низкую вероятность обратного рассеивания регистрируемых заряженных частиц, эффективны для регистрации короткопробежных излучений, которые являются одними из наиболее опасных излучений для человеческого организма [2]. Известна также высокая эффективность органических монокристаллов при селективной регистрации частиц, определяемых по форме сцинтилляционного импульса [3]. Основными параметрами в сцинтилляционной технике являются сцинтилляционные характеристики детекторов, и основные исследования монокристаллов *n*-терфенила связаны с этими исследованиями [3, 4, 5], в то время как исследование механических свойств монокристаллов *n*-терфенила вопрос малоизученный. Механические свойства интересны также при изучении нового вида сцинтилляционного материала — поликристаллических сцинтилляторов, имеющих более низкую стоимость изготовления и меньшую хрупкость относительно монокристаллов, и которые нашли применение для решения ряда задач радиологического контроля [3]. Вследствие диффузного характера светособирания, тонкие поликристаллы (толщиной до 3 мм), полученные при определённых режимах прессования, могут иметь большие значения светового выхода, чем монокристаллы при регистрации короткопробежных излучений. Исследования влияния температуры, давления прессования, времени изотермической выдержки на значения светового выхода поликристаллов проводились без исследований механических свойств [5]. Связано это с тем, что кристаллы *n*-терфенила чрезвычайно хрупкие и обычные механические испытания на растяжение, сжатие и изгиб являются малоинформативными. Поэтому в настоящей работе для исследования механических свойств *n*-терфенила использовались методы микро- и наноиндентирования. Известно, что благодаря малому объёму деформируемого материала и особому типу напряжённого состояния большинство кристаллических материалов, которые разрушаются хрупко при стандартных механических испытаниях, могут быть продеформированы микро- и наноиндентированием.

Исследование было направлено на решение таких задач.

1. Выяснение особенностей механизма пластической деформации кристаллов со слабыми Ван-дер-Ваальсовыми межмолекулярными связями.
2. Определение механических свойств *n*-терфенила в виде поли- и монокристаллов для обеспечения необходимой в процессе

эксплуатации прочности.

3. Выяснение корреляции механических свойств со значениями светового выхода поликристаллов.

2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

2.1. Получение монокристаллов *n*-терфенила

Для выращивания монокристаллов *n*-терфенила использовался материал, предварительно очищенный методом зонной плавки. Полученный зонной очисткой материал дробился и засыпался в ростовые ампулы, с предварительно установленной затравкой. Ампулы были заполнены осушённым аргоном и запаены. Выращивание монокристаллов проводили в вертикальной трубчатой печи с двумя отдельными нагревателями методом Бриджмена–Стокбаргера со скоростью 1,5 мм/ч, при температуре верхнего нагревателя 230°C. По окончании процесса роста температуру в печи плавно снижали со скоростью 1°C/ч до комнатной температуры. Остывшая ампула разбивалась, и выращенный монокристаллический слиток разрезался на сегменты заданной толщины с помощью нитяной пилы.

2.2. Получение поликристаллов *n*-терфенила

Исходным сырьём для получения поликристаллов *n*-терфенила были как гранулы, которые были получены дроблением под слоем жидкого азота выращенного монокристалла, так и пластинки, полученные кристаллизацией из органического растворителя ксилола. Разделение гранул на фракции производилось с помощью калиброванных сит. Для получения поликристаллов были выбраны гранулы с линейными размерами 2,0–2,5 мм. Пластинки были выращены методом снижения температуры растворителя.

Для прессования в собранную матрицу помещали гранулы или пластинки, которые затем придавливались пуансоном. Собранная матрица закреплялась в фиксирующем контейнере, который вставляли в нагреватель и размещали под ручным прессом. Заданное давление на пуансон пресс-формы прикладывалось при достижении необходимой температуры прессования. Образец выдерживался под давлением согласно заданному времени, по истечении которого давление снижалось в течение 10–15 мин до нулевого значения. Снижение температуры до комнатной проводилось в течение 120–150 мин. Заданные параметры прессования (температура прессования, давление прессования, время темпера-

ТАБЛИЦА 1. Технологические параметры изготовления, микротвёрдость и световой выход образцов *n*-терфенила.²

Кристалл	№ образца	P , г	HV , МПа	Размеры образцов, мм	p , МПа	T_c , °С	τ , мин	L
М1	—	5	70,7	Ш 15, $h = 3$	—	—	—	100
М2	—	5	29,7	4×4×6	—	—	—	—
П1	1	5	47,3	Ш 15, $h = 3$	200	20	10	53,7
П1	2		58,9			150	30	82,6
П2	1		58,9	Ш 15, $h = 3$	200	150	10	82,6
П2	2	5	62,1				60	87,3
П2	3		73,4				300	88,9
П3	1		32,7	Ш 15, $h = 3$	50	165	30	95,4
П3	2	1	36,2				120	96,3
П3	3		39,9				300	97,7
П4	1		23,9	Ш 15, $h = 3$	50	165	30	—
П4	2	1	31,4				120	—
П4	3		35,5				300	—

Примечание: М — монокристалл; П — поликристалл, последующая цифра соответствует номеру партии; P — нагрузка на индентор; HV — микротвёрдость по Виккерсу; p — давление одноосного сжатия при спекании; T_c — температура спекания; τ — время выдержки при спекании; L — значение относительного светового выхода.

турной выдержки) и способ подготовки материала указаны в табл. 1.

2.3. Измерения технического светового выхода

Основной характеристикой сцинтиллятора является световой выход. Отличают абсолютный (LY) световой выход (число фотонов света, родившееся в сцинтилляторе под действием излучения в расчёте на 1 МэВ энергии E) и технический (L) световой выход (число фотонов света вышедших из сцинтиллятора при его возбуждении излучением с энергией E). В работе определялся технический световой выход. Определение величины технического светового выхода монокристаллических образцов проводилось по спектрам амплитуд сцинтилляций при облучении их альфа-частицами [6].

2.4. Определение механических свойств *n*-терфенила

Микротвёрдость определяли при комнатной температуре на при-

боре ПМТ-3 с использованием пирамидальных алмазных инденторов: Виккерса, Кнуппа и серии пирамидальных трёхгранных инденторов с различным углом заточки при вершине.

Инструментальную твёрдость с записью кривых нагружения и разгружения в координатах $P-h$ (нагрузка–перемещение индентора) исследовали на приборе Micron-Gamma. Запись кривой нагружения–разгружения проводилась в течение 15 с. Для нагрузки в 1 г скорость нагружения составляла 0,234 г/с, а для 10 г скорость нагружения составляла 2,34 г/с. Выдержка под максимальной нагрузкой составляла 6,4 с.

Методом наноиндентирования определяли модуль Юнга при нагрузке $P = 5$ г в соответствии со стандартом ISO 14577-1:2002(E), в основу которого положен метод Оливера–Фарра [8].

Также определение модуля Юнга проводилось ультразвуковым (УЗ) методом [9]. УЗ измерения осуществлялись на частотах 10–30 МГц с помощью автоматизированной установки. Измерялись продольная (V_l) и поперечная (V_t) скорости УЗ вдоль оси цилиндрических образцов путём одновременной регистрации времени задержки эхо-сигнала (τ) и длины акустического пути (h). Значение τ было измерено путём фиксации прохождения через нулевое значение заданного периода высокочастотного заполнения УЗ радиоимпульса с образца, а значение h было измерено с помощью оптического цифрового индикатора (h измерялось с точностью ± 1 мкм). Плотность образцов ρ измерялась дифференциальным методом гидростатического взвешивания с использованием кварцевого эталона с погрешностью 10^{-4} отн. ед. при массе образца 10 г. Упругие модули и коэффициент Пуассона рассчитывались по известным соотношениям [9]:

коэффициент Пуассона ν :

$$\nu = \frac{a^2 - 2}{2(a^2 - 1)}, \quad (1)$$

где $a = V_l / V_t$;
модуль сдвига G :

$$G = \rho V_t^2; \quad (2)$$

модуль Юнга E :

$$E = GA, \quad (3)$$

где $A = (3a^2 - 4) / (a^2 - 1)$;
модуль объёмной упругости вычисляли как

$$B = GA / 3(3 - A). \quad (4)$$

В работе авторов [10] было предложено в качестве характеристики пластичности материала использовать безразмерный параметр (δ_H), который представляет собой долю пластической деформации в общей упруго-пластической деформации под индентором:

$$\delta_H = \frac{\varepsilon_p}{\varepsilon_p + \varepsilon_e}, \quad (5)$$

где ε_p и ε_e — пластическая и упругая деформации на контактной площадке индентор-образец в направлении приложенной к индентору нагрузки.

При наноиндентировании с записью кривой нагрузка-перемещение индентора подобная характеристика пластичности определяется по отношению площадей на диаграмме непрерывного вдавливания [10–12]:

$$\delta_A = \frac{A_p}{A_t} = 1 - \frac{A_e}{A_t}, \quad (6)$$

где A_e — площадь под кривой разгрузки, соответствующая работе упругой деформации; A_p — площадь соответствующая работе пластической деформации; A_t , $A_p + A_e$ — площадь под кривой нагружения, соответствующая суммарной работе индентирования.

Физические смыслы характеристик δ_A и δ_H очень близки. Несмотря на разные методы испытаний, значения характеристик пластичности δ_A и δ_H практически совпадают [11, 12].

Возможности определения традиционными методами механических свойств хрупких материалов весьма ограничены в связи с хрупким разрушением при напряжениях, близких к пределу текучести σ или даже более низких. В работе использовалась методика построения кривых деформации методом индентирования, разработанная авторами в [12]. Главной идеей метода является применение серии пирамидальных инденторов с разными углами при вершине γ_1 . При изменении γ_1 изменяется общая степень деформации под индентором. Использование каждого индентора позволяет получить одну точку на кривой деформации в координатах напряжение σ –деформация ε . Каждый индентор даёт возможность получить среднее значение твёрдости по Мейеру HM , которому соответствует определённая для данного индентора деформация. Напряжение течения σ рассчитывали по величине HM из соотношения Тейбора:

$$HM \approx 3\sigma. \quad (7)$$

3. РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТОВ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Измерения микротвёрдости были выполнены для кристаллов М1, М2 и П2 при нагрузке $P = 5$ г. Для П3 и П4, которые были получены при низком давлении одноосного сжатия при спекании $p = 50$ МПа, микротвёрдость измеряли при нагрузке $P = 1$ г, так как при нагрузке 5 г в этих образцах происходило интенсивное разрушение. Полученные результаты приведены в табл. 1 и на рис. 2.

Кристаллы П1, П2, П3 получены из гранул, П4 кристаллизованы из раствора ксилола. В монокристаллах плоскость измерения твёрдости соответствует плоскости спайности, то есть плоскости (a, b) .

Экспериментально показано, что для всех исследуемых поликристаллических образцов наблюдается рост твёрдости HV с увеличением времени спекания τ (рис. 2). Одновременно световой выход L также возрастает с увеличением времени спекания, достигая значения 97,7% относительно светового выхода монокристалла М1, принятого за 100%. Увеличение давления одноосного сжатия при спекании p существенно повышает твёрдость поликристаллов и снижает их склонность к хрупкому разрушению. Так, максимальная твёрдость HV_{\max} при давлении $p = 50$ МПа со-

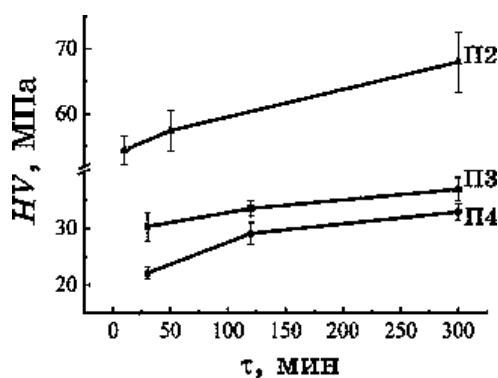


Рис. 2. Зависимость микротвёрдости (HV) поликристаллов от времени спекания (τ).³

ТАБЛИЦА 2. Значения инструментальной твёрдости, рассчитанные по диаграммам нагружения $P-h$.⁴

Образец	М1	М2	П2-1	П2-2	П3-3	П4-3
P , г	10	10	10	10	1	1
HM , МПа	99	66	69	73	89	99

ставляла 39,9 МПа, а при $p = 200$ МПа $HV_{\max} = 73,4$ МПа. Однако, увеличение давления одноосного сжатия p , приводящее к увеличению твёрдости, негативно влияет на значения светового выхода L , снижая его с 97,7% для $p = 50$ МПа до 88,9% при $p = 200$ МПа.

Помимо измерений микротвёрдости HV при статическом нагружении были выполнены измерения инструментальной твёрдости моно- и поликристаллов *n*-терфенила. Результаты измерений инструментальной твёрдости представлены в табл. 2 и типичные диаграммы $P-h$ приведены на рис. 3.

При измерении инструментальной твёрдости нагружение происходит более плавно, чем при микроиндентировании, что приводит к меньшему влиянию процессов разрушения при формировании отпечатка твёрдости. Поэтому значения инструментальной твёрдости HM выше, чем значения микротвёрдости HV . Так монокристалл М1 обладает максимальной твёрдостью $HM = 99$ МПа при максимальной нагрузке на индентор $P = 10$ г, в то время как значение $HV = 70,7$ МПа при нагрузке на индентор $P = 5$ г.

Значения твёрдости, полученные методом инструментального индентирования, также как и измерения микротвёрдости показывают, что увеличение времени спекания приводит к повышению твёрдости (см. табл. 1 и 2).

Из приведённых результатов видно, что *n*-терфенил обладает твёрдостью существенно более низкой, чем твёрдость металлических кристаллов, кристаллов с ионной и ковалентной связью.

Инструментальная твёрдость даёт возможность исследовать процесс ползучести кристаллов. При выдержке кристалла под постоянной нагрузкой (участок ползучести указан на рис. 3) записывается зависимость перемещения индентора от времени. На

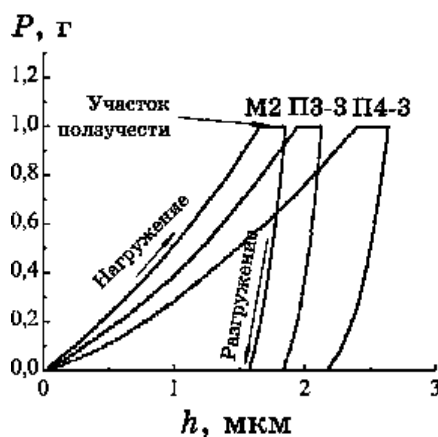


Рис. 3. Диаграммы нагрузка P –перемещение индентора h .⁵

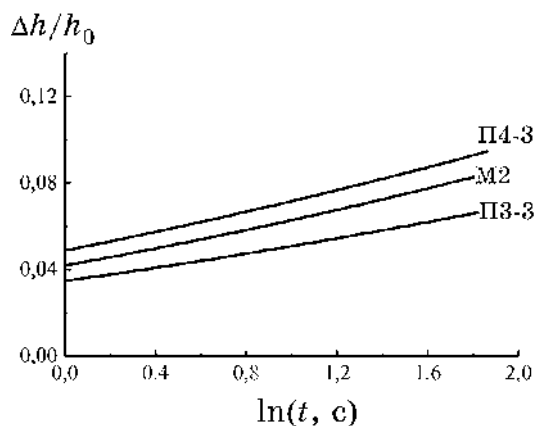


Рис. 4. Кривые ползучести *n*-терфенила (нагрузка $P = 5$ г).⁶

ТАБЛИЦА 3. Значение констант C и α .⁷

Образец	М2	П3-3	П4-3
C	0,387	0,351	0,394
α	0,488	0,367	0,337

рис. 4 приведены кривые ползучести в координатах $\Delta h/h_0 - \ln t$ (здесь h_0 — положение индентора в момент начала испытания на ползучесть, $\Delta h = h - h_0$). Известно [13], что для большинства кристаллов в установившейся стадии наблюдается логарифмическая ползучесть, которая для нашего случая описывается уравнением:

$$\frac{\Delta h}{h_0} = \alpha \ln t + C, \quad (8)$$

где α и C — константы.

Выполненный анализ показал, что такой тип ползучести наблюдается в исследованном образце *n*-терфенила. Полученные значения констант C и α (табл. 3) дают основание считать, что в *n*-терфениле наблюдается процесс ползучести, который описывается тем же выражением, что и для металлических материалов.

Известно, что ползучесть и скорость ползучести существенно зависят не только от структуры материала, но и от приложенного напряжения. К сожалению, в использованном методе ползучесть можно было изучить только при напряжении, равном твердости материала.

Из рисунка 5 видно, что скорость ползучести при постоянном напряжении уменьшается со временем, как и для других кристаллических материалов.

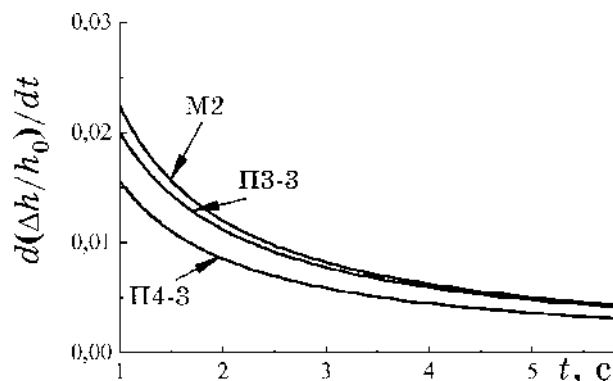


Рис. 5. Скорость ползучести *n*-терфенила (нагрузка $P = 5$ г).⁸

ТАБЛИЦА 4. Характеристика пластичности δ_A *n*-терфенила.⁹

Образец	М1	М2	П2-1	П2-3	ПЗ-3	П4-3
δ_A	0,88	0,87	0,78	0,88	0,88	0,86

Измерение инструментальной твёрдости также даёт возможность определять характеристику пластичности δ_A (табл. 4) которая более точно отражает значение пластичности, т.к. для её определения не требуется знание модуля Юнга и коэффициента Пуассона.

Из таблицы 4 видно, что характеристика пластичности всех изученных материалов $\delta_A < \delta_{Acr} = 0,9$. Условие достижения характеристики пластичности критического значения ($\delta_{Acr} = 0,9$) является необходимым для проявления пластичности при испытании материалов стандартными методами (на растяжение и изгиб) [10]. Таким образом, изученные материалы разрушаются хрупко при стандартных механических испытаниях.

Увеличение изотермической выдержки с 10 (П2-1) до 300 мин (П2-3) при прессовании поликристаллов приводит к увеличению характеристики пластичности до значения $\delta_A = 0,88$, что соответствует пластичности монокристаллов (М1, М2). Такое увеличение изотермической выдержки также повышает значение светового выхода поликристаллов с 82,6% до 88,9% (см. табл. 1).

Модуль упругости (E) и коэффициент Пуассона (ν) являются важнейшими механическими характеристиками материала, знание которых необходимо для получения более полной информации о механическом поведении молекулярных кристаллов *n*-терфенила, в частности построения кривых деформации методом индентирования.

Корректность полученных значений модуля упругости, расчи-

ТАБЛИЦА 5. Значения характеристик упругости и плотность, полученные ультразвуковым методом.¹⁰

Образец	ρ , г/см ³	E , ГПа	G , ГПа	B , ГПа	ν
П2-3	1,213	6,450	2,403	6,800	0,342

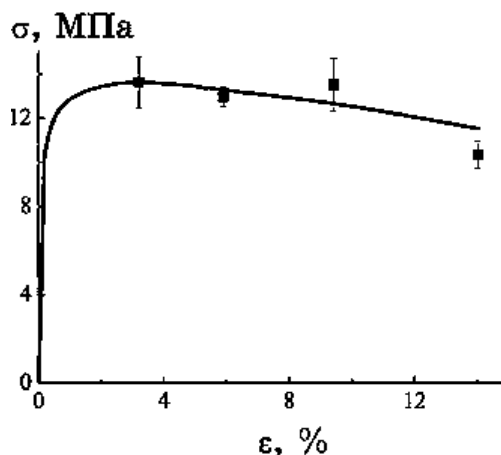


Рис. 6. Кривая деформации для монокристалла М1 (при нагрузке на индентор $P = 10$ г).¹¹

танных из диаграмм нагрузка P –перемещение индентора h , была подтверждена ультразвуковым методом измерения упругих характеристик. Исследование было проведено на поликристалле П2-3, твёрдость которого ($HV = 73,4$ МПа) близка к твёрдости монокристалла М1 ($HV = 70,7$ МПа). Полученные значения характеристик упругости и плотность приведены в табл. 5.

Полученное ультразвуковым методом значение модуля Юнга $E = 6,45$ ГПа для поликристалла П2-3 близко к значению модуля Юнга для монокристалла М1 $E = 6,53$ ГПа, полученное методом наноиндентирования.

Разработанная авторами методика построения кривых деформации методом индентирования [10] дала возможность получить кривые деформации n -терфенила. На рисунке 6 представлена типичная кривая деформации монокристалла М1 в координатах напряжение σ –общая деформация ε . Специфика механического поведения n -терфенила (низкий модуль Юнга и существенный вклад процессов разрушения в формирование отпечатка твёрдости при увеличении степени деформации) позволила получить твёрдость по Мейеру только для инденторов с углами заточки ($\gamma_1 = 75^\circ, 70^\circ, 65^\circ, 60^\circ$), которым соответствуют 3,2, 5,9, 9,4 и 14,0% общей деформации.

В отличие от металлических или керамических материалов на полученных кривых не наблюдается деформационное упрочнение. Скорее можно говорить о деформационном разупрочнении, которое, вероятно, обусловлено хрупкостью исследуемого материала.

На монокристалле М2 *n*-терфенила исследовалась анизотропия твёрдости вдоль различных кристаллографических направлений на плоскости базиса (*a*, *b*). Для исследования анизотропии использовался индентор Кнуппа, который внедряется в образец на относительно небольшую глубину (1/30 длины большей диагонали), поэтому при внедрении такого индентора материал разрушается меньше, чем при использовании пирамидальных инденторов Виккерса. Типичный отпечаток твёрдости по Кнуппу представлен на рис. 7. При измерении фиксируется длина большей диагона-

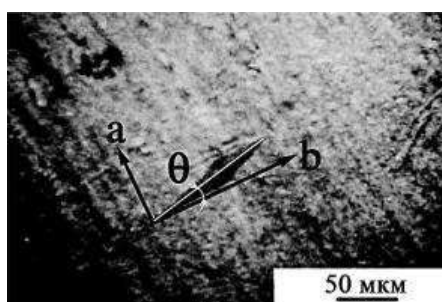


Рис. 7. Характерный ромбический отпечаток твёрдости индентором Кнуппа (нагрузка $P = 3$ г).¹²

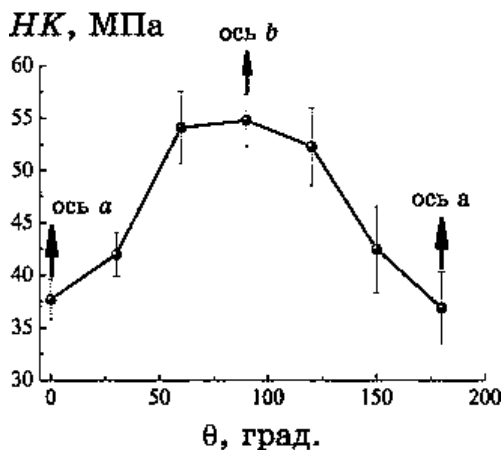


Рис. 8. Зависимость микротвёрдости монокристалла М2 от угла θ° (см. рис. 7).¹³

ли, хотя твёрдость соответствует напряжениям вдоль короткой диагонали. Была построена зависимость твёрдости монокристалла М2 от угла θ (угол между кристаллографическим направлением « b » в плоскости (a, b) и длинной диагональю отпечатка твёрдости). При $\theta = 0^\circ$ измерялась твёрдость вдоль кристаллографической оси « a », при $\theta = 90^\circ$ измерялась твёрдость вдоль кристаллографической оси « b » (рис. 8). Из графика видно, что исследованный монокристалл имеет большую твёрдость вдоль кристаллографической оси « b ».

4. ВЫВОДЫ

Исследования показали, что n -терфенил обладает твёрдостью существенно более низкой, чем твёрдость металлических кристаллов, кристаллов с ионной и ковалентной связью. Для поликристаллических образцов n -терфенила наблюдается рост твёрдости HV и снижение склонности к хрупкому разрушению с увеличением времени спекания τ и увеличением давления одноосного сжатия p при спекании.

При оптимальных технологических параметрах получения поликристаллов значение для них светового выхода L приближается по величине к значению светового выхода монокристалла.

Значения инструментальной твёрдости оказались выше, чем значения микротвёрдости. Это связано с тем, что при инструментальной твёрдости нагружение происходит более плавно, чем при микроиндентировании. По этой причине процессы разрушения слабее влияют на значение твёрдости.

Исследование ползучести показало, что в n -терфениле наблюдается процесс ползучести, который описывается тем же выражением, что и для металлических материалов. Скорость ползучести при постоянном напряжении уменьшается со временем, как и для других кристаллических материалов.

Модуль Юнга кристаллов n -терфенила, измеренный ультразвуковым методом и наноиндентированием, имеет низкие значения $\approx 6,45$ ГПа.

Характеристика пластичности всех изученных образцов n -терфенила $\delta_A < \delta_{Acg} = 0,9$, что обуславливает их хрупкое разрушение при стандартных механических испытаниях.

На кривых деформации не наблюдается деформационное упрочнение. Скорее можно говорить о деформационном разупрочнении. Однако, наиболее вероятно, что наблюдаемое разупрочнение обусловлено хрупкостью исследуемого материала.

Проведённое исследование показало наличие анизотропии микротвёрдости на плоскости базиса (a, b) в зависимости от направления длинной диагонали индентора Кнуппа. Исследован-

ный монокристалл имеет увеличенную твёрдость вдоль кристаллографической оси «*b*».

Приведённые результаты свидетельствуют о том, что для *n*-терфенила, в котором атомы в молекулах связаны ковалентной связью, но между молекулами существует слабая Ван-дер-Ваальсова связь, характерна низкая твёрдость, малое значение модуля Юнга, большая склонность к хрупкому разрушению, отсутствие деформационного упрочнения и некоторые другие особенности, отличающие его от кристаллов с металлической, ковалентной и ионной связями. Вместе с тем, некоторые особенности механических свойств и деформации являются такими же, как и в других кристаллах.

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА—REFERENCES

1. A. I. Kitaigorodskii, *Molekulyarnyye Kristally* [Molecular Crystals] (Moscow: Nauka: 1971) (in Russian).
2. *ICRP 2007 Recommendations of the International Commission on Radiological Protection*. Publication 103./Ann 37 (1).
3. N. Z. Galunov and V. P. Seminozhenko, *Radiolyuminestsenciya Organicheskikh Kondensirovannykh Sred. Teoriya i Primenenie* [Radioluminescence of Organic Condensed Media. Theory and Application] (Kiev: Naukova Dumka: 2015) (in Russian).
4. E. A. Silinsh and V. Čápek, *Organic Molecular Crystals: Interaction, Localization, and Transport Phenomena* (New York: American Institute of Physics: 1994).
5. T. E. Gorbacheva, N. Z. Galunov, V. D. Panikarskaya, and I. V. Lazarev, *Functional Materials*, **20**, No. 2: 149 (2013).
6. E. Sysoeva, V. Tarasov, and O. Zelenskaya, *Nucl. Instr. and Meth. A*, **486**: Nos. 1–2: 67 (2002).
7. V. K. Grigorovich, *Tverdost' i Mikrotverdost' Metallov* [Hardness and Microhardness of Metals] (Moscow: Nauka: 1976) (in Russian).
8. W. C. Oliver and G. M. Pharr, *J. Mater. Res.*, **7**, No. 6: 1564 (1992).
9. O. I. Zaporozhets, N. A. Dordienko, A. V. Bochko, G. S. Doronin, N. N. Kuzin, and I. A. Petruscha, *Issledovanie Uprugikh Moduley PSTM Tipa DBN, PTHB i Geksanita-P Impulsnym UZ-Metodom* [Study of the Elastic Moduli PSTM-type DBN, PTNB and Hexanite-P by Impulse Ultrasonic Method] (Kyiv: 2010) (Prepr./N.A.S. of Ukraine. Inst. for Superhard Materials. No. 13, 2010), 229 p. (in Russian).
10. Yu. V. Milman, B. A. Galanov, and S. I. Chugunova, *Acta Metal. Mater.*, **41**, No. 9: 2523 (1993).
11. Yu. V. Milman, *Journal of Physics D: Applied Physics*, **41**: 074013 (2008).
12. Yu. V. Milman, *Advanced Materials Science: 21st Century* (Ed. I. K. Pokhodnia) (Cambridge: Cambridge International Science Publ.: 1998), p. 638.
13. F. Garofalo, *Zakony Polzuchesti i Dlitel'noy Prochnosti Metallov i Splavov* [Fundamentals of Creep and Creep-Rupture in Metals] (Moscow: Metallurgiya: 1968) (Russian translation).

¹*I. M. Frantsevich Institute for Problems of Materials Science, N.A.S. of Ukraine,
3 Krzhizhanovsky Str.,
UA-03142 Kyiv, Ukraine*

²*Institute for Scintillation Materials, STC 'Institute for Single Crystals', N.A.S. of Ukraine,
Nauky Ave., 60,
UA-61001 Kharkiv, Ukraine*

³*G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S. of Ukraine,
36 Academician Vernadsky Blvd.,
UA-03142 Kyiv, Ukraine*

¹ **Fig. 1.** The structural formula of *n*-terphenyl (C₁₈H₁₄).

² **TABLE 1.** Technology parameters of manufacture, microhardness and the light output of the *n*-terphenyl samples.

³ **Fig. 2.** Dependence of the microhardness (*HV*) on the sintering time (τ) for polycrystals.

⁴ **TABLE 2.** Values of instrumental hardness calculated from the *P-h* diagrams of loading.

⁵ **Fig. 3.** Diagrams of the indenter penetration in the coordinates of load *P*–displacement of indenter *h*.

⁶ **Fig. 4.** The creep curves of *n*-terphenyl (load *P* = 5 g).

⁷ **TABLE 3.** The values of the constants *C* and α .

⁸ **Fig. 5.** The creep rate of *n*-terphenyl (load *P* = 5 g).

⁹ **TABLE 4.** Plasticity characteristic δ_A of *n*-terphenyl.

¹⁰ **TABLE 5.** Values of elasticity characteristics and density obtained by ultrasonic method.

¹¹ **Fig. 6.** The stress–strain curve obtained by indentation technique for the single crystal M1 (at the load *P* = 10 g on the indenters).

¹² **Fig. 7.** The typical rhombic indentation print of hardness (Knoop indenter, load *P* = 3 g).

¹³ **Fig. 8.** Dependence of the microhardness on the angle θ° (see Fig. 7) for single crystal M2.