

Исследование структуры и свойств Structure and properties research

**Физические методы
исследования и контроля**

**Physical methods
of research and monitoring**

DOI: <https://doi.org/10.26896/1028-6861-2024-90-3-32-38>

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СПЛАВОВ ВНЕДРЕНИЯ $Ti_xMo_{1-x}C_yN_z$

© **Ирисали Хидиров***, **Ибрайим Жумабайевич Жаксимуратов**,
Фарход Каримович Халлоков

Институт ядерной физики АН РУз, Узбекистан, 100214, г. Ташкент, ул. Хуросон, д. 1; *e-mail: khidirovi@yandex.ru

*Статья поступила 25 июля 2023 г. Поступила после доработки 22 сентября 2023 г.
Принята к публикации 20 ноября 2023 г.*

Изучение кристаллической структуры и свойств многокомпонентных сплавов внедрения позволяет получать новые материалы с улучшенными свойствами. В работе представлены результаты исследования кристаллической структуры и микротвердости сплавов внедрения $Ti_xMo_{1-x}C_yN_z$ в массивных образцах с различным соотношением концентраций составляющих элементов. Образцы, полученные методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза, подвергали гомогенизирующему отжигу при 2600 К в течение 8 ч и охлаждали вместе с печью. С помощью нейтронографии выявлено, что сплавы имеют гранцентрированную кубическую кристаллическую структуру, в которой атомы Ti и Mo, а также C и N взаимозамещены и статистически расположены в позициях $4b$ и октаэдрических позициях $4a$ соответственно. Методом Ритвельда на рентгенограммах определены размеры кристаллитов, плотности дислокаций и микронапряжения. Микротвердость образцов определяли методом Виккерса. Показано, что размеры кристаллитов, определенные методами Вильямсона – Холла и Шеррера, существенно отличаются, но закономерности роста размера кристаллитов, плотности дислокаций и микронапряжений с увеличением в составах концентраций компонентов совпадают. С повышением содержания углерода в сплаве уменьшаются размеры кристаллитов и микронапряжения, а плотность дислокаций увеличивается. Установлено, что чем меньше размер кристаллитов и выше плотность дислокаций, тем больше микротвердость смещена в сторону увеличения содержания углерода. С изменением соотношения компонентов в $Ti_xMo_{1-x}C_yN_z$ по мере уменьшения размера кристаллитов, микронапряжений и увеличения плотности дислокаций микротвердость сплава растет в 1,5 – 2 раза по сравнению с бинарным карбидом и нитридом титана. Полученные результаты могут быть использованы при применении сплавов внедрения в инструментальной и высокотемпературной технике.

Ключевые слова: сплавы внедрения $Ti_xMo_{1-x}C_yN_z$; нейтронограмма; рентгенограмма; размер кристаллитов; микронапряжения; плотность дислокаций; микротвердость.

STUDY OF THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF INTERSTITIAL ALLOYS $Ti_xMo_{1-x}C_yN_z$

© **Irisali Khidirov***, **Ibrayim J. Jaksimuratov**, **Farhod K. Khallokov**

Institute of Nuclear Physics, RUz Academy of Sciences, 1, Khuroson, Tashkent, 100214, Uzbekistan;

*e-mail: khidirovi@yandex.ru

Received July 25, 2023. Revised September 22, 2023. Accepted November 20, 2023.

Developing the new materials with improved properties suggests study of the crystal structure and properties of multicomponent interstitial alloys. We present the results of studying the crystal structure and microhardness of $Ti_xMo_{1-x}C_yN_z$ interstitial alloys in massive samples with different ratios of concentrations of constituent elements. The samples obtained by self-propagating high-temperature synthesis were

subjected to homogenizing annealing at 2600 K for 8 h and cooled together with the furnace. Data of neutron diffraction revealed that the alloys have a face-centered cubic crystal structure in which Ti and Mo atoms, as well as C and N, are intersubstituted and statistically located in the $4b$ positions and octahedral $4a$ positions, respectively. The Rietveld method was used to determine crystallite sizes, dislocation densities, and microstrain using X-ray diffraction patterns. The microhardness of the samples was determined by the Vickers method. It is shown that the crystallite sizes determined by the Williamson-Hall and Scherrer methods differ significantly, whereas the patterns of crystallite growth in size, as well as regularities of changes in the dislocation density and microstrains follow change in the concentration of the components in the composition. As the carbon content in the alloy increases, the crystallite sizes and microstrains decrease, and the dislocation density increases. It is revealed that the smaller the crystallite size and the higher the dislocation density, the more microhardness is displaced towards increasing the carbon content. With a change in the ratio of components in $Ti_xMo_{1-x}C_yN_z$ as the crystallite size and microstrains decrease and dislocation density increases, the microhardness of the alloy increases by 1.5 – 2 times compared to binary carbide and titanium nitride. The results obtained can be applied to the use of interstitial alloys in instrumental and high-temperature engineering.

Keywords: interstitial alloys $Ti_xMo_{1-x}C_yN_z$; neutron diffraction pattern; X-ray diffraction pattern; crystallite size; microstrains; dislocation density; microhardness.

Введение

Тугоплавкие гранецентрированные кубические (ГЦК) сплавы внедрения $Ti_xMo_{1-x}C_yN_z$ широко применяют в различных областях техники и промышленности [1 – 6]. Изучение структуры и свойств таких сплавов с различными соотношениями компонентов позволяет получать их новые модификации и представляется актуальной задачей физики твердого тела. Различное соотношение компонентов сплавов может приводить к изменению их свойств (размера кристаллитов, напряжений решетки и др.) и, соответственно, отражается на интенсивности и ширине дифракционных пиков.

Напряжение решетки — мера распределения постоянной решетки, возникающая из-за дефектов кристалла (дислокаций решетки). Другие источники деформации включают тройной стык границ зерен, контактные напряжения или напряжения спекания, дефекты упаковки и когерентные напряжения. В результате увеличиваются ширина и интенсивность дифракционных максимумов и, соответственно, сдвигается положение пиков Брэгга 2θ . Ширина пика, полученная из размера кристаллитов, изменяется как $\cos \theta^{-1}$, тогда как напряжения — как $\tan \theta$ [7]. Это различие в поведении в зависимости от 2θ позволяет различать влияние размера и напряжения на уширение пика.

Для анализа интегральной ширины часто используют метод Вильямсона – Холла (В-Х), в котором уширение, вызванное размером и напряжением, деконволюционирует путем рассмотрения ширины пика как функции 2θ [7 – 9]. Отметим также, что рентгеноструктурный анализ, помимо трансмиссионной электронной микроскопии (ТЭМ), по-прежнему занимает доминирующее положение в определении размера зерен [10].

С помощью методов нейтроно- и рентгенографической дифракции (РД) можно описать

свойства кристаллической структуры различных материалов. При нейтронографическом методе отсутствует поглощение при рассеянии нейтронов кристаллами. Вместе с тем интенсивность дифракционных максимумов и амплитуда рассеяния не зависят от электронных оболочек ядра и угла Брэгга (наблюдается одинаковый порядок амплитуды когерентного рассеяния нейтронов на ядрах атомов металла и неметалла) [11]. Кроме того, возможность изучения кристаллической структуры на массивных образцах обеспечивает большую точность и достоверность результатов структурных исследований, полученных методом дифракции нейтронов. К недостаткам метода можно отнести большой объем исследуемой пробы и необходимость создания потока нейтронов на канале реактора. Преимущество РД состоит в том, что метод позволяет экспериментировать, даже если образец находится в виде порошка и небольшого размера.

Заметим, что такие методы, как ТЭМ, при которых анализируется очень небольшой участок образца, для исследования напряженного состояния материала непригодны. В связи с этим рентгеноструктурный анализ тонкой структуры представляется перспективным [10]. Однако традиционный анализ с помощью РД имеет ряд недостатков. Многие проблемы возникают из-за зависимости метода от характеристик образца, чистоты и наличия стандартов. Кроме того, перекрытие соседних линий может создавать серьезные трудности при определении количества измеряемых линий, особенно в сложных системах. Это понижает точность результатов и делает их более уязвимыми для таких эффектов, как первичное затухание и предпочтительная ориентация. Используя метод Ритвельда для уточнения данных, многие из ограничений можно устранить [12].

Цель работы — нейтроно- и рентгенографические исследования структуры и свойств спла-

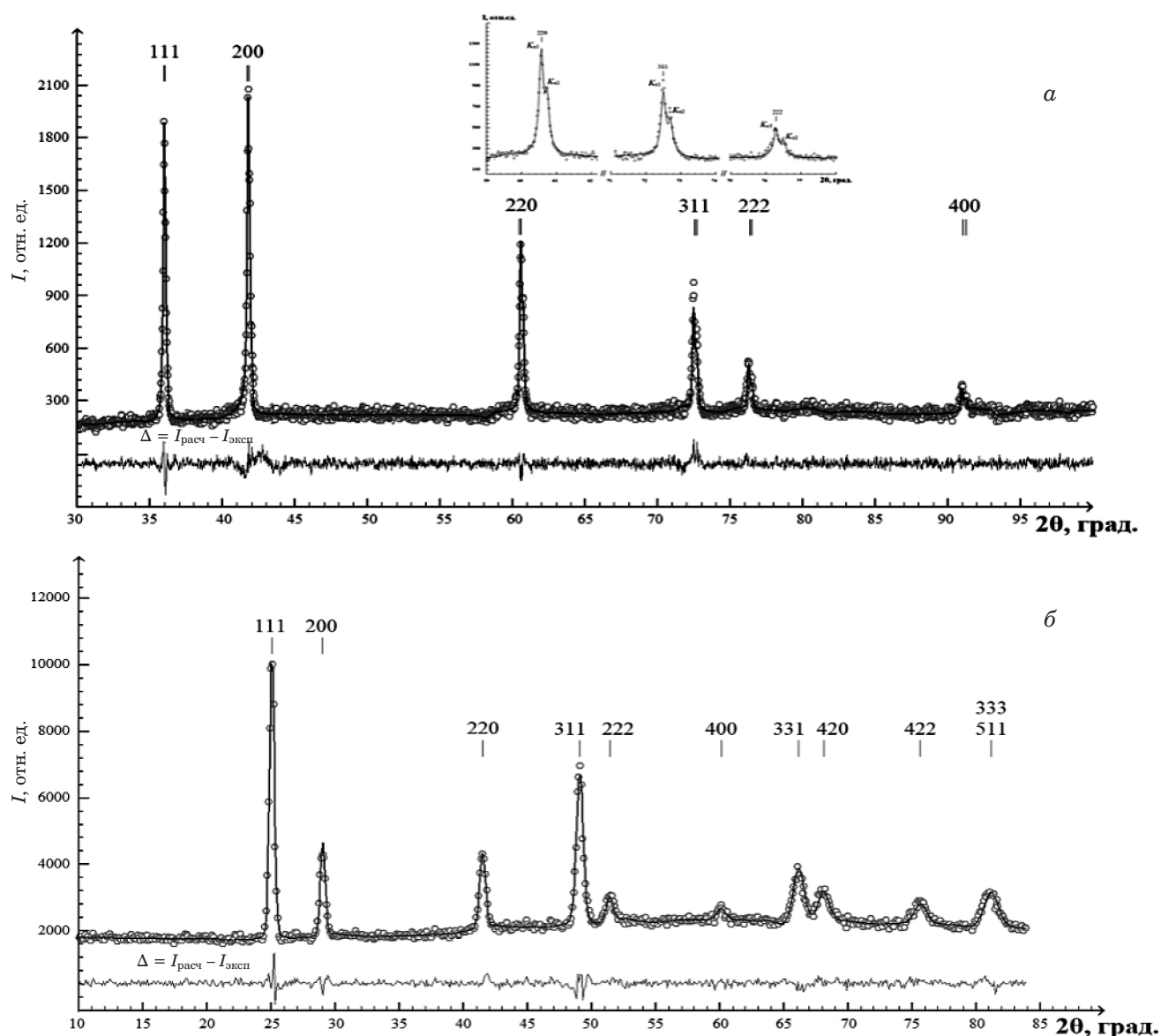


Рис. 1. Рентгено- (а) и нейтронограммы (б) образца $Ti_{0.7}Mo_{0.3}C$ (точки — экспериментальные данные, Δ — разность экспериментальных и расчетных значений интенсивностей, на врезке — расщепление $K\alpha_1$ и $K\alpha_2$ дублетов $CuK\alpha$ -излучения)

Fig. 1. X-ray (a) and neutron (b) patterns of the $Ti_{0.7}Mo_{0.3}C$ sample (points — experimental data, Δ — the difference between the experimental and the calculated values of the intensities, on the inset — splitting of $K\alpha_1$ and $K\alpha_2$ doublets of $CuK\alpha$ -radiation)

вов $Ti_xMo_{1-x}C_yN_z$ при различных соотношениях компонентов.

Материалы, методика, оборудование

Исследовали образцы сплавов $Ti_xMo_{1-x}C_yN_z$ с различным содержанием компонентов. Образцы получали методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза. Смесь порошков Ti и Mo тщательно перемешивали в агатовой ступке не менее 4 ч. После перемешивания под прессом готовили цилиндрические брикеты. Брикеты различных составов сплава сжигали в бомбе постоянного давления в атмосфере азота [13]. Далее образцы подвергали гомогенизирующему

отжигу при температуре 2600 К в течение 8 ч и охлаждали вместе с печью. Полученные образцы (размер $5 \times 5 \times 30$ мм) представляли собой спеченные сплавы. Химический состав определяли методом химического анализа.

Микротвердость по Виккерсу измеряли на полированных образцах при комнатной температуре на приборе Microhardness HVS-1000A (нагрузка на индентор — 1000 Н, выдержка — 10 с). Для каждого образца проводили 20 испытаний на микротвердость.

Нейтронограмму образца, помещенного в тонкий ванадиевый цилиндр размером 6×80 мм, получали в результате сканирования (диапазон 2θ — $10 - 90^\circ$, шаг — $6'$) при комнатной темпе-

ратуре на нейтронном дифрактометре ДН-500, установленном на тепловой колонне ядерного реактора типа ВВР-СМ ($\lambda = 1,085 \text{ \AA}$) [14]. Отношение интенсивностей наиболее сильного дифракционного пика от плоскости с индексами Миллера (111) и фоновой интенсивности эталонного образца Ni (пр. гр. $Fm\bar{3}m$) с полной кассетой равнялось 22.

Для рентгеноструктурного исследования образцы полировали и очищали в течение 15 мин с помощью этанола, чтобы удалить частицы пыли с поверхности. РД-исследования проводили на рентгеновском дифрактометре Empyrean Malvern Panalytical ($\lambda_{\text{CuK}\alpha} = 1,5418 \text{ \AA}$, CuK α -излучение, диапазон 2θ — 30 – 100°). Нейтроно- и рентгенограммы анализировали с помощью метода Ритвельда с использованием программы FullProf [12, 15]. Разницу между теоретическими и экспериментальными результатами представляли, применяя метод наименьших квадратов.

Обсуждение результатов

На рис. 1 для образца $\text{Ti}_{0,7}\text{Mo}_{0,3}\text{C}$ приведены индексированные (над дифракционными максимумами указаны индексы Миллера hkl) рентгено- и нейтронограммы. Основные плоскости отражения дифрактограмм — характерные максимумы ГЦК-структуры, описываемой в рамках пространственной группы (пр. гр.) $Fm\bar{3}m$ (структурный тип NaCl). Согласно рентгенограмме (размер образца $5 \times 5 \times 2 \text{ мм}$) при углах $2\theta > 60^\circ$ наблюдается расщепление $K\alpha_1$ и $K\alpha_2$ дублетов CuK α -излучения, что свидетельствует об однородности структуры [16].

Данные дифракционных картин показывают: атомы Ti и Mo взаимозамещены и статистически расположены в позициях $4b$ с координатами $1/2, 1/2, 1/2; 1/2, 0, 0; 0, 1/2, 0; 0, 0, 1/2$. Атомы C и N во всех составах взаимозамещены и статистически расположены в октаэдрических окружениях атомов металлов в позициях $4a$ с координатами $0, 0, 0; 0, 1/2, 1/2; 1/2, 0, 1/2; 1/2, 1/2, 0$.

Заметим, что концентрация углерода, добавляемого в $\text{Ti}_x\text{Mo}_{1-x}\text{C}_y\text{N}_z$ в качестве легирующего элемента, в значительной степени влияет на физические, химические и механические свойства сплава.

Параметры решетки исследуемых образцов $\text{Ti}_x\text{Mo}_{1-x}\text{C}_y\text{N}_z$ приведены в табл. 1. Уточнение дифрактограмм методом Ритвельда проводили с учетом постоянной решетки, коэффициентов формы и масштабных коэффициентов в качестве свободных параметров, атомных дробных положений и заселенностей в качестве фиксированных параметров. Функцию Томпсона – Кокса – Хастинга псевдо-Фойгта использовали для уточнения подсчета фона. Количественный анализ

нейтроно- и рентгенограмм методом уточнения Ритвельда связан с факторами надежности: брэгговским максимумом R_B , структурным фактором R_F и фактором качества χ^2 [12, 15].

В табл. 2 представлены результаты расчетов факторов недостоверности в определении кристаллической структуры.

Размер кристаллитов по уширению линий Брэгга на рентгенограммах оценивали методом Шеррера [18]. Уширение пика РД тесно связано с размером кристаллитов образцов. Уширение пика происходит вследствие микронапряжения в кристаллической решетке или комбинированного эффекта (напряжения решетки и размера частиц). Интегральная ширина β_D из-за влияния мелких кристаллитов связана с размером кристаллитов D через так называемое уравнение Шеррера [8]:

$$\beta_D = \frac{K\lambda}{D \cos \theta}, \quad (1)$$

где λ — длина волны; θ — угол Брэгга.

Влияние изотропного микронапряжения ε на уширение профиля можно определить, дифференцируя формулу Брэгга $\lambda = 2d \sin \theta$ относительно θ :

$$\Delta\theta = -\frac{\Delta d}{d} \text{tg} \theta = -\varepsilon \text{tg} \theta. \quad (2)$$

Расширение профиля вследствие микронапряжения $\varepsilon = \Delta d/d$ (d — расстояние между плоскостями решетки) пропорционально $\text{tg} \theta$.

Интегральная ширина β_ε , возникающая из-за изотропной микродеформации, связана с интегральной шириной распределения деформации ξ следующим соотношением [8]:

$$\beta_\varepsilon = 2\xi \text{tg} \theta. \quad (3)$$

Таблица 1. Параметр решетки и микротвердость тугоплавких сплавов

Table 1. Lattice parameter and microhardness of refractory alloys

Сплав	Параметр решетки a , \AA	Микротвердость H_v , ГПа
$\text{Ti}_{0,9}\text{Mo}_{0,1}\text{C}_{0,9}\text{N}_{0,1} + 3 \text{ \% масс. C}$	$4,300 \pm 002$	46
$\text{Ti}_{0,70}\text{Mo}_{0,30}\text{C}$	$4,320 \pm 002$	38
$\text{Ti}_{0,75}\text{Mo}_{0,25}\text{C}$ [14]	$4,330 \pm 003$	33
$\text{Ti}_{0,7}\text{Mo}_{0,3}\text{C}_{0,84}\text{N}_{0,16}$	$4,310 \pm 002$	23
$\text{Ti}_{0,7}\text{Mo}_{0,3}\text{C}_{0,7}\text{N}_{0,3}$	$4,290 \pm 001$	21
$\text{TiC}_{0,50}\text{N}_{0,50}$ [17]	$4,302 \pm 001$	21
$\text{TiC}_{0,97}$ [14]	$4,326 \pm 002$	31
$\text{TiN}_{0,96}$ [14]	$4,226 \pm 002$	20

Таблица 2. Факторы недовольности определения кристаллической структуры, постоянной решетки a , нейтроно- и рентгенографической плотности ρ образцов $Ti_xMo_{1-x}C_yN_z$ **Table 2.** Unreliability factors for determining the crystal structure, lattice constant a , neutron diffraction and X-ray diffraction density ρ of $Ti_xMo_{1-x}C_yN_z$ samples

x	y	z	Параметры Ритвельда									
			Нейтроннографические исследования ($\lambda = 1,085 \text{ \AA}$)					Рентгенографические исследования ($\lambda = 1,5418 \text{ \AA}$)				
			$R_B, \%$	$R_F, \%$	χ^2	$a, \text{ \AA}$	$\rho, \text{ г/см}^3$	$R_B, \%$	$R_F, \%$	χ^2	$a, \text{ \AA}$	$\rho, \text{ г/см}^3$
0,7	1	—	2,36	1,28	3,5	4,33	5,850	3,31	2,74	1,5	4,32	6,120
0,7	0,7	0,3	1,88	1,10	6,2	4,32	6,138	4,06	3,12	1,5	4,29	6,276
0,7	0,84	0,16	1,34	0,69	5,3	4,33	6,074	2,91	1,57	1,3	4,31	6,180
0,9	0,9	0,1	4,76	3,56	5,8	4,32	5,344	4,41	4,39	1,2	4,30	5,335

Таблица 3. Размер кристаллитов D , микронапряжения ε , плотность дислокаций δ и микротвердость H_v в сплаве $Ti_xMo_{1-x}C_yN_z$ **Table 3.** The crystallite size D , microstrain ε , dislocation density δ , and microhardness H_v in $Ti_xMo_{1-x}C_yN_z$ alloy

Сплав	Размер кристаллитов D , нм		$\delta \cdot 10^{10}, \text{ см}^{-2}$	$\varepsilon \cdot 10^{-3}, \%$	Микротвердость H_v , ГПа
	В-Х-метод	По уравнению Шеррера			
$Ti_{0,9}Mo_{0,1}C_{0,9}N_{0,1} + 3 \%$ масс. С	36,7	32,5	7,4	0,42	46
$Ti_{0,70}Mo_{0,30}C$	62,3	35,0	2,5	1,46	38
$Ti_{0,7}Mo_{0,3}C_{0,84}N_{0,16}$	114,9	38,8	0,7	1,81	23
$Ti_{0,7}Mo_{0,3}C_{0,7}N_{0,3}$	134,8	39,8	0,5	1,99	21

Сравнение уравнений (1) и (3) показывает, что зависимость β_D от θ существенно отличается от зависимости β_ε от θ . Введя простое приближение, интегральная ширина β , обусловленная малыми размерами кристаллитов и микронапряжениями, будет определяться следующим соотношением [9]:

$$\beta = \beta_D + \beta_\varepsilon. \quad (4)$$

Учитывая (1) и (4), получаем

$$\beta = C\varepsilon \operatorname{tg} \theta + \frac{K\lambda}{D \cos \theta}, \quad (5)$$

где C — пропорциональная константа для преобразования ξ в микронапряжение ε (величина C , зависящая от предположений о характере неоднородного напряжения, лежит между 4 и 5, при этом $C = 4$ соответствует максимуму (верхнему пределу) напряжения [8]); K — фактор формы ($K = 0,91$ для кубического макрокристалла); λ — длина волны источника; D — средний размер кристаллитов, полученный с помощью В-Х-анализа.

Умножая обе части уравнения (5) на $\cos \theta$, получаем выражение

$$\beta \cos \theta = C\varepsilon \sin \theta + \frac{K\lambda}{D}. \quad (6)$$

Уравнение (6) можно рассматривать как прямое ($y = ax + b$), при этом наклон прямой (зависимость $y = \beta \cos \theta$ от $x = \sin \theta$ [9]) равен $C\varepsilon$, а ее пересечение по оси y — $K\lambda/D$. Выражение (6) справедливо для изотропного уширения пиков. Если профили размеров кристаллитов и микронапряжения гауссовские, то график выпуклый вниз (он имеет тот же конечный наклон под большим углом (пересекает ось y в точке $K\lambda/D$) [8]). В случае нулевого напряжения уравнение (6) сводится к соотношению Шеррера (1). Однако для ненулевых значений напряжения размер кристаллитов, полученный из В-Х-зависимости, более надежен по сравнению с зависимостью Шеррера [7]. Средний размер кристаллитов, полученный по выражению Шеррера, составил 39,8 – 32,5, а по В-Х-методу — 134,8 – 36,7 нм. Очевидно, методом Шеррера определяется размер кристаллитов, а В-Х-методом — размеры кристаллитов и напряжения [7 – 9].

В табл. 3 для исследуемых образцов приведены размер кристаллитов, величины микронапряжения, плотности дислокаций и микротвердости. Видно, что по мере уменьшения размера кристаллитов материал становится более твердым за счет увеличения количества границ зерен и дефектов. Эта особенность подтверждается также соотношениями Холла – Петча в поликристаллических металлах [2, 19]. Дефекты тормозят движение дислокаций в твердом теле и влияют на

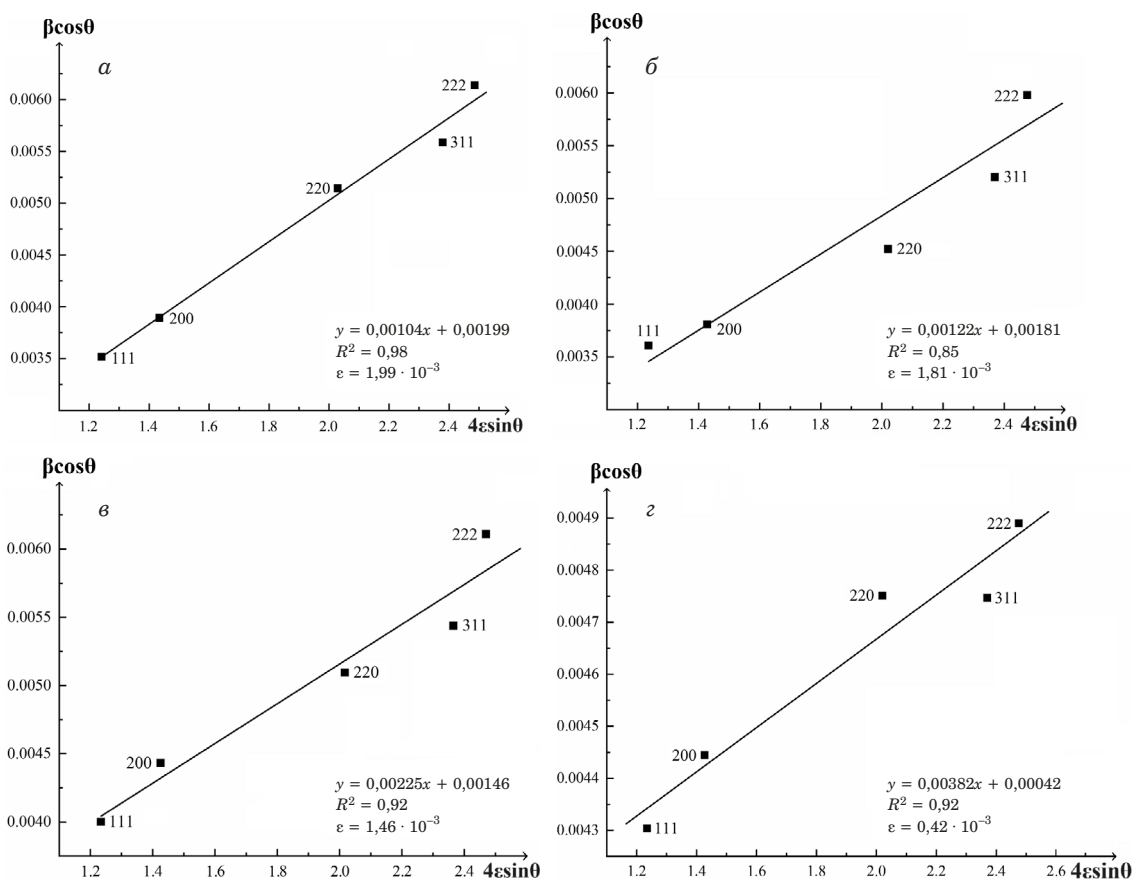


Рис. 2. Зависимости $\beta \cos \theta$ от $4\epsilon \sin \theta$ для образцов $\text{Ti}_{0.7}\text{Mo}_{0.3}\text{C}_{0.7}\text{N}_{0.3}$ (а), $\text{Ti}_{0.7}\text{Mo}_{0.3}\text{C}_{0.84}\text{N}_{0.16}$ (б), $\text{Ti}_{0.7}\text{Mo}_{0.3}\text{C}$ (в) и $\text{Ti}_{0.9}\text{Mo}_{0.1}\text{C}_{0.9}\text{N}_{0.1}$ (г)

Fig. 2. Dependence of $\beta \cos \theta$ on $4\epsilon \sin \theta$ for samples $\text{Ti}_{0.7}\text{Mo}_{0.3}\text{C}_{0.7}\text{N}_{0.3}$ (a), $\text{Ti}_{0.7}\text{Mo}_{0.3}\text{C}_{0.84}\text{N}_{0.16}$ (b), $\text{Ti}_{0.7}\text{Mo}_{0.3}\text{C}$ (c), and $\text{Ti}_{0.9}\text{Mo}_{0.1}\text{C}_{0.9}\text{N}_{0.1}$ (d)

механические свойства материала (микротвердость, пластичность и др.) [17].

Наклон В-Х-графиков указывает на положительные значения микронапряжений, наблюдаемых в кристаллических решетках сплава $\text{Ti}_x\text{Mo}_{1-x}\text{C}_y\text{N}_z$ (рис. 2). Уменьшение напряжения решетки с $1,99 \cdot 10^{-3}$ до $0,42 \cdot 10^{-3}$ % указывает на то, что тип напряжения — растяжение [7]. Влияние растяжения на пики РД в максимумах образцов постепенно ослабевает по мере увеличения концентрации внедренных атомов. Размер кристаллитов и напряжение рассчитывали с использованием линейного графика зависимостей $\beta \cos \theta$ от $4\epsilon \sin \theta$. Уменьшение микронапряжения образцов в основном связано с уменьшением размера кристаллитов.

Заключение

Таким образом, проведенные нейтроно- и рентгенографические исследования кристаллической структуры сплавов $\text{Ti}_x\text{Mo}_{1-x}\text{C}_y\text{N}_z$ с различными соотношениями компонентов в массивных образцах показали, что кристаллическая структу-

ра описывается в рамках пр. гр. $Fm\bar{3}m$. Атомы металлов Ti и Mo взаимозамещены и статистически размещены в позициях $4b$, атомы C и N взаимозамещены и расположены в октаэдрических окружениях атомов металлов в позициях $4a$. По полуширинам рентгенодифракционных максимумов определены размеры кристаллитов, микронапряжения, плотности дислокаций и микротвердость. Выявлено, что размеры кристаллитов, определенные В-Х-методом и методом Шеррера, существенно отличаются, но закономерность увеличения размера кристаллитов, плотности дислокаций и микронапряжения с ростом в составе компонентов совпадает. Отметим, что чем больше размер кристаллитов, тем больше различие в их размерах, определенных обоими методами. Кроме того, чем меньше размер кристаллитов и больше плотность дислокаций, тем больше микротвердость сплавов. С увеличением содержания углерода микротвердость сплава $\text{Ti}_x\text{Mo}_{1-x}\text{C}_y\text{N}_z$ может повышаться более чем в 1,5–2 раза по сравнению с бинарным карбидом и нитридом титана.

Финансирование

Работа выполнена в рамках программ фундаментальных исследований АН Республики Узбекистан (№ РР-4526).

ЛИТЕРАТУРА (REFERENCES)

1. **Chung H. J., Shim J. H., Lee D. N.** Thermodynamic evaluation and calculation of phase equilibria of the Ti-Mo-C-N quaternary system / *Journal of Alloys and Compounds*. 1999. Vol. 282. P. 142 – 148. DOI: 10.1016/S0925-8388(98)00711-7
2. **Mari D., Bolognini S., Feusier G., et al.** Ti-Mo-C-N based cermets. Part II. Microstructure and room temperature mechanical properties / *Int. J. Refract. Metals Hard Mater*. 2003. Vol. 21. P. 47 – 53. DOI: 10.1016/S0263-4368(03)00011-8
3. **Bolognini S., Feusier G., Mari D., et al.** Ti-Mo-C-N-based cermets: high-temperature deformation / *Int. J. Refract. Metals Hard Mater*. 2003. Vol. 21. P. 19 – 29. DOI: 10.1016/S0263-4368(02)00091-4
4. **Rodriguez N., Sanchez J.** Effect of presintering treatments on Ti-Mo-C-N-Ni based cermets processed from different powder mixtures / *Int. J. Refract. Metals Hard Mater*. 2009. Vol. 27. P. 164 – 172. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2008.06.006
5. **Toyoda T, Sutou Y., Komiyama Sh., et al.** Hardness and Wear Properties of Ti-Mo-C-N Film / *Mater. Trans*. 2016. Vol. 57. N 3. P. 362 – 367. DOI: 10.2320/matertrans.M2015383
6. **Yi B., Zhou Sh., Qiu Z., et al.** The influences of pulsed bias duty cycle on tribological properties of solid lubricating Ti-Mo-C-N coatings / *Vacuum*. 2020. Vol. 180. P. 109552. DOI: 10.1016/j.vacuum.2020.109552
7. **Desai K. R., Alone S. T., Wadgane S. R., et al.** X-ray diffraction based Williamson – Hall analysis and rietveld refinement for strain mechanism in Mg-Mn co-substituted CdFe₂O₄ nanoparticles / *Phys. B*. 2021. Vol. 614. P. 413054. DOI: 10.1016/j.physb.2021.413054
8. **Izumi F., Ikeda T.** Implementation of the Williamson – Hall and Halder – Wagner Methods into RIETAN-FP / *Annual report Advanced Ceramics Research Center Nagoya Institute of Technology*. 2015. Vol. 3. P. 33 – 38. DOI: id.nii.ac.jp/1476/00002383
9. **Williamson G. K., Hall W. H.** X-ray line broadening from filled aluminum and wolfram / *Acta Metallurg*. 1953. Vol. 1. P. 22 – 31. DOI: 10.1016/0001-6160(53)90006-6
10. **Volkov V. A., Yelkin I. A., Chulkina A. A.** Study of the Grain and Dislocation Structure of Nanostructured Mechanically Alloyed Model Carbon Steels Using CMWP-Method / *Industr. Lab. Mater. Diagn*. 2016. Vol. 82. N 5. P. 33 – 38 [in Russian].
11. **Withers P. J.** Depth capabilities of neutron and synchrotron diffraction strain measurement instruments. II. Practical implication / *J. Appl. Crystallogr*. 2004. Vol. 37. P. 607 – 612. DOI: 10.1107/S0021889804012750
12. **Rietveld H. M.** Line profiles of neutron powder-diffraction peaks for structure refinement / *Acta Crystallogr*. 1967. Vol. 22. P. 151 – 152. DOI: 10.1107/s0365110x67000234
13. **Gabbasov R. M., Salamatov V. G.** Features of the thermal structure of reaction waves in the Ti-Mo-N₂ system / *J. Phys. Conf. Ser*. 2020. 1459. P. 012012. DOI: 10.1088/1742-6596/1459/1/012012
14. **Khidirov I., Rakhmanov S., Parpiev A.** Neutron diffraction study of the Ti_{1-x}Mo_xC_y alloy / *J. Phys. Conf. Ser*. 2022. 2155. P. 012010. DOI: 10.1088/1742-6596/2155/1/012010
15. **Carvajal R., Resent J.** Developments of the Program Fullprof, in Commission on Powder Diffraction (IUCr) / *Newsletter*. 2001. Vol. 26. P. 12 – 19.
16. **Lipson G., Steeple G.** Interpretation of X-ray Powder Diffraction Patterns. — MacMillan, 1970. — 344 p.
17. **Cardinal S., Malchère A., Garnier V., et al.** Microstructure and mechanical properties of TiC-TiN based cermets for tools application / *Int. J. Refract. Metals Hard Mater*. 2009. Vol. 27. P. 521 – 527. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2008.10.006
18. **Gomathia M., Rajkumar P., Prakasam A.** Study of dislocation density (defects such as Ag vacancies and interstitials) of silver nanoparticles, green-synthesized using Barleriacristata leaf extract and the impact of defects on the antibacterial activity / *Results Phys*. 2018. Vol. 10. P. 858 – 864. DOI: 10.1016/j.rinp.2018.08.011
19. **Yao K., Min X.** Static and dynamic Hall-Petch relations in {332}<113> TWIP Ti-15Mo alloy / *Mater. Sci. Eng. A*. 2021. Vol. 827. P. 142044. DOI: 10.1016/j.msea.2021.142044