

ОПРЕДЕЛЕНИЕ МОДУЛЕЙ УПРУГОСТИ УПОРЯДОЧЕННЫХ ГЕКСАГОНАЛЬНЫХ КРИСТАЛЛОВ.

Баранов М.А., Дубов Е.А. e-mail: fap@agtu.secna.ru

Алтайский государственный технический университет, 656038, г. Барнаул, Россия,

Аннотация. Устойчивость кристаллических решеток сплавов со сверхструктурами $D0_{19}$ и $D0_{24}$ при экспериментально наблюдаемых размерах элементарных ячеек обеспечивалась в рамках модели парных нецентральных межатомных взаимодействий. Получены выражения для модулей упругости C_{11} , C_{12} , C_{13} , C_{33} , C_{44} для ГПУ металлов и сплавов через межатомные потенциалы. Удовлетворительное совпадение экспериментальных и рассчитанных значений C_{mn} наблюдаются для ГПУ металлов с соотношением осей близких к идеальному – 1,633 – Co, Mg, Re, Ti. Для сплавов упомянутых сверхструктур экспериментальные значения модулей отсутствуют. Пропорции между рассчитанными значениями модулей для сплавов примерно такие же как и для ГПУ металлов. Однако абсолютные значения C_{mn} для сплава примерно в 1,5 – 2 раза превышают таковые для ГПУ металла, входящего в состав сплава. Делается попытка объяснить такой результат и приводится его косвенное подтверждение.

Введение

В современной технике для изготовления деталей машин и приборов используется большое количество многокомпонентных сплавов. Детали, изготовленные из поликристаллических материалов с достаточно малыми размерами входящих в их состав кристаллитов, рассматриваются как изотропные тела. Для описания их упругих свойств достаточно двух модулей упругости модуля Юнга E и модуля сдвига G . Однако при рассмотрении деформации на участках соизмеримых по размеру с размерами кристаллита, то для адекватного описания поведения образца необходимо знать весь набор его упругих констант. Создание новых материалов с применением нанотехнологий также требует детального описания и прогнозирования упругих характеристик кристаллов. Кроме того, упругие свойства ряда сплавов работающих при высоких температурах изменяются в результате старения. Например, в конструкционном титановом сплаве Ti-6-2222 (RMI Titanium Company) при старении выделяется упрочняющая фаза $AlTi_3$ со сверхструктурой $D0_{19}$ [1]. Основное упрочнение мартенситно-старяющихся сталей содержащих титан достигается в результате выделения из мартенсита вторичной ГПУ фазы $TiNi_3$ со сверхструктурой $D0_{24}$ [2]. Эта же фаза выделяется в сплавах системы Ni – Ti, обладающих эффектом памяти формы [3].

Если измерение модуля Юнга и модуля сдвига для поликристалла не представляет большого труда, то в случае монокристалла экспериментальное определение модулей упругости (C_{mn}) превращается в дорогостоящую трудноразрешимую задачу. Это связано, прежде всего, с необходимостью изготовления достаточно крупного образца заданного стехиометрического состава и сверхструктуры. Вследствие этого экспериментальные данные о модулях упругости имеются лишь для небольшого числа упорядоченных сплавов, хотя для металлов упругие константы измерены. В этой связи для определения модулей упругости упорядоченных фаз представляется актуальным применение теоретических методов в сочетании с методом компьютерного моделирования. Настоящая работа посвящена определению модулей упругости упорядоченных фаз со сверхструктурами $D0_{19}$ и $D0_{24}$ на базе гексагональной решетки узлов.

Устойчивость кристаллических решеток со сверхструктурами $D0_{19}$ и $D0_{24}$.

Для описания на атомном уровне упругих характеристик монокристаллов вблизи их состояния равновесия необходимо построение модели, в рамках которой это состояние достигается. Стехиометрическая формула сверхструктур $D0_{19}$ и $D0_{24}$ – AB_3 . Их строение можно представить в виде уложенных в стопку одинаковых слоев гексагональной конфигурации. Каждый из слоев заполнен атомами сортов А и В в стехиометрическом соотношении. Атомы сорта А также образуют гексагональную сетку с размером ячейки, вдвое превышающем рас-

стояние между ближайшими атомами в слое. Последовательность укладки слоев в сверхструктуре D0₁₉ ...abababab..., что соответствует укладке слоев решетки ГПУ металла, а в сверхструктуре D0₂₄ – ...abacabacabac..., что соответствует укладке слоев в решетке α-лантана. Таким образом, вследствие близости кристаллогеометрического строения указанных сверхструктур, имеет смысл применение единого подхода к их рассмотрению.

Внутренняя энергия упорядоченных сплавов со сверхструктурами D0₁₉ и D0₂₄ в расчете на структурную единицу АВ₃ представлялась в виде суммы энергий парных межатомных взаимодействий

$$U_{\text{снл}} = \frac{1}{2} \sum_i \sum_j \varphi_{(p_i),(q_j)}(\vec{r}_i - \vec{r}_j) \quad (1),$$

где *i* – номер узла структурной единицы, а *j* – номер узла решетки из окружения *i*-го; *p_i* и *q_j* – сорта атомов, находящихся в *i*-ом и *j*-ом узлах. То есть, пара индексов *p_i* и *q_j* определяет сорт межатомного потенциала А–А, А–В или В–В.

Необходимыми условиями устойчивости кристаллических решеток сверхструктур D0₁₉ и D0₂₄ при их экспериментально наблюдаемых размерах элементарных ячеек *a₀* и *η₀*, энергии связи *E_{яч}* и модуля всестороннего сжатия *B* являются:

$$\left. \begin{aligned} U_{\text{снл}}(a_0, \eta_0) &= -E_{\text{яч}} \\ \left. \frac{dU_{\text{снл}}}{da} \right|_{a_0, \eta_0} &= 0 \\ \left. \frac{dU_{\text{снл}}}{d\eta} \right|_{a_0, \eta_0} &= 0 \\ V_0 \left(\frac{d^2 U_{\text{снл}}}{dV^2} \right) \Big|_{a_0, \eta_0} &= B \end{aligned} \right\} \quad (2),$$

где *η* = *c/a* – осевое соотношение; *a* – параметр решетки; *c* – расстояние между базисными слоями типа «а»; *a₀*, *η₀* – соответствующие экспериментальные значения для рассматриваемого сплава; *V₀* = $\frac{\sqrt{3}}{4} \eta_0 a_0^3$ – объем элементарной ячейки.

Устойчивость гексагональной решетки при заданном осевом соотношении *η₀*, вообще говоря, не может быть обеспечена в рамках модели центральных изотропных парных потенциалов. Решение данной проблемы было предложено в работах [4-6], в которых межатомные взаимодействия описывались с помощью анизотропных нецентральных парных потенциалов.

$$\varphi(r) = (1 + \xi \cdot \cos^2 \theta) \cdot \varphi_M(r) \quad (3),$$

где *θ* – угол между вектором межатомной связи и главной осью кристалла,

$$\varphi_M(r) = D \beta \exp(-\alpha r) (\beta \exp(-\alpha r) - 2) \quad (4)$$

– потенциальная функция Морза, традиционно применяемая для моделирования дефектов кубических кристаллов; *ξ*, *α*, *β*, *D* – параметры. То есть потенциал (3) является четырехпара-

метрическим. Очевидно, что при $\xi=0$ потенциал (3) превращается в изотропный потенциал Морза. Поэтому параметр ξ фактически является параметром анизотропии.

Таблица 1. Исходные экспериментальные значения и параметры межатомных потенциалов (3) для сплавов со сверхструктурами $D0_{19}$ и $D0_{24}$

| Сплав, сверхструктура | Исходные данные, источник | | Сорт связи | Параметры потенциала | | | |
|---|---------------------------|-----------------------|------------|----------------------|-------------------------|----------|----------------|
| | $a_0, \text{Å}$ | $\eta_{\text{эксп.}}$ | | ξ | $\alpha, \text{Å}^{-1}$ | β | $D, \text{эВ}$ |
| 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | 6 | 7 | 8 |
| WCo ₃ , D0 ₁₉ | 5.13 [7] | 1.61014 [7] | Co-Co | -0.25480 | 1.41228 | 45.8561 | 0.53795 |
| | | | Co-W | -0.30481 | 1.77388 | 115.6713 | 0.93372 |
| | | | W-W | 0.0 | 1.40873 | 62.6848 | 1.13016 |
| MoCo ₃ , D0 ₁₉ | 5.13 [8] | 1.60624 [8] | Co-Co | -0.25480 | 1.41228 | 45.8561 | 0.53795 |
| | | | Co-Mo | -0.36151 | 1.84795 | 137.4457 | 0.84389 |
| | | | Mo-Mo | 0.0 | 1.45763 | 69.7440 | 0.90043 |
| AlTi ₃ , D0 ₁₉ | 5.793 [9] | 1.60711 [9] | Ti-Ti | -0.46777 | 1.04914 | 30.1143 | 0.58133 |
| | | | Ti-Al | -0.09798 | 1.82980 | 212.2137 | 0.58968 |
| | | | Al-Al | 0.0 | 1.02635 | 27.4642 | 0.31789 |
| TiNi ₃ , D0 ₂₄ | 5.101 [7] | 1.62845 [7] | Ni-Ni | 0.0 | 1.36720 | 41.2911 | 0.47119 |
| | | | Ni-Ti | -0.28935 | 1.02725 | 21.3633 | 0.53333 |
| | | | Ti-Ti | -0.46777 | 1.04914 | 30.1143 | 0.58133 |
| HfPd ₃ , D0 ₂₄ | 5.595 [8] | 1.64290 [8] | Pd-Pd | 0.0 | 1.54072 | 86.0102 | 0.48587 |
| | | | Pd-Hf | -0.13945 | 1.28686 | 48.5459 | 0.71841 |
| | | | Hf-Hf | -0.48839 | 0.97173 | 30.3060 | 0.76712 |
| TiPd ₃ , D0 ₂₄ | 5.489 [8] | 1.63308 [8] | Pd-Pd | 0.0 | 1.54072 | 86.0102 | 0.48587 |
| | | | Pd-Ti | -0.41789 | 1.25706 | 40.8011 | 0.61751 |
| | | | Ti-Ti | -0.46777 | 1.04914 | 30.1143 | 0.58133 |
| ZrPd ₃ , D0 ₂₄ | 5.612 [8] | 1.64558 [8] | Pd-Pd | 0.0 | 1.54072 | 86.0102 | 0.48587 |
| | | | Pd-Zr | 0.00859 | 1.31860 | 54.2784 | 0.62937 |
| | | | Zr-Zr | -0.44977 | 0.83723 | 21.4452 | 0.68484 |
| HfPt ₃ , D0 ₂₄ | 5.636 [8] | 1.63378 [8] | Pt-Pt | 0.0 | 1.57871 | 97.7855 | 0.73741 |
| | | | Pt-Hf | -0.25095 | 1.26331 | 47.0464 | 0.89364 |
| | | | Hf-Hf | -0.48839 | 0.97173 | 30.3060 | 0.76711 |
| ZrPt ₃ , D0 ₂₄ | 5.644 [8] | 1.63448 [8] | Pt-Pt | 0.0 | 1.57871 | 97.7855 | 0.73741 |
| | | | Pt-Zr | -0.11256 | 1.45287 | 77.2155 | 0.83368 |
| | | | Zr-Zr | -0.44977 | 0.83723 | 21.4452 | 0.68484 |

Для описания двухкомпонентного сплава (AB_3) необходимо наличие трех межатомных потенциалов: A–A, A–B, B–B. Обычно предполагается, что потенциалы, связывающие атомы одинакового сорта в сплаве, полностью соответствуют таким же потенциалам в металле. При построении потенциалов учитывались взаимодействия в шести координационных сферах, что для гексагональной решетки составляет 38 межатомных связей каждого атома с соседями из ближайшего окружения. Значения параметров потенциалов типа A–A и B–B находились из условий устойчивости решетки соответствующего металла при экспериментально наблюдаемых размерах элементарной ячейки, энергии сублимации и модуля всестороннего сжатия. Потенциалы, связывающие атомы различного сорта, определялись из условий устойчивости (2) решетки сплава. При этом считалось, что

$$E_{\text{яч}} = (n_A E_A + n_B E_B + N_{\text{спл}}), \quad (5)$$

где E_A и E_B – энергии сублимации металлов А и В соответственно; $H_{\text{спл}}$ – теплота сплавления, составляющая для различных сплавов 3 – 6% от энергии связи; n_A и n_B – числа атомов сорта А и В в элементарной ячейке.

Последнее условие устойчивости кристалла из системы (2) может быть использовано только в случае, когда известно соответствующее экспериментальное значение модуля всестороннего сжатия. Для подавляющего большинства упорядоченных сплавов ввиду отмеченных выше причин эти модули не измерены. В качестве альтернативы соответствия модуля всестороннего сжатия его экспериментальному значению может использоваться критерий устойчивости кристалла с заданной сверхструктурой относительно её перехода в разупорядоченное состояние или в состояние с другим упорядоченным расположением атомов. В настоящей работе такой критерий выразался в приемлемости значений энергий образования антифазных границ, ориентированных в базисных плоскостях. Найденные в соответствии с данной схемой параметры потенциалов для ряда сплавов со сверхструктурами $D0_{19}$ и $D0_{24}$ и исходные экспериментальные данные приведены в таблице 1.

Модули упругости

Модули упругости сплава, в соответствии с их определением [10] могут быть найдены из соотношения

$$C_{mn} = \frac{d^2 U_{\text{спл}}}{de_m de_n} \quad (6),$$

где $U_{\text{спл}}$ - плотность внутренней энергии сплава; e_m, e_n – компоненты тензора деформации; $m, n=1,2,\dots,6$. Обозначим через

$$\vec{r}_{ij} = (x_{ij}, y_{ij}, z_{ij}) = (\vec{r}_i - \vec{r}_j) = ((x_i - x_j), (y_i - y_j), (z_i - z_j)) \quad (7)$$

вектор, связывающий i -й и j -й узлы в деформированном кристалле, а через

$$\vec{r}_{0ij} = (x_{0ij}, y_{0ij}, z_{0ij}) \quad (8)$$

– вектор, связывающий те же узлы в недеформированном кристалле. В дальнейшем, для упрощения записей, имеет смысл опускать индексы « i, j » как у знака суммирования, так и в выражениях под знаком суммы. То есть, будем писать \vec{r} взамен \vec{r}_{ij} , \vec{r}_0 взамен \vec{r}_{0ij} , Σ взамен \sum_{ij} и φ_{pq} взамен $\varphi_{(p_i),(q_j)}$.

Координаты векторов межатомных связей в упругодеформированном и недеформированном кристалле связаны между собой соотношениями

$$\left. \begin{aligned} x &= (1 + e_1)x_o + \frac{e_6}{2}y_o + \frac{e_5}{2}z_o \\ y &= \frac{e_6}{2}x_o + (1 + e_2)y_o + \frac{e_4}{2}z_o \\ z &= \frac{e_5}{2}x_o + \frac{e_4}{2}y_o + (1 + e_3)z_o \end{aligned} \right\} \quad (9).$$

Дифференцируя выражение (1) для внутренней энергии с учетом соотношений (9), получим

$$\begin{aligned}
C_{11} &= \frac{1}{2V_o} \sum \left(x^2 \frac{d^2 \varphi_{pq}}{dx^2} \right); \\
C_{12} &= \frac{1}{2V_o} \sum \left(xy \frac{d^2 \varphi_{pq}}{dxdy} \right); \\
C_{13} &= \frac{1}{2V_o} \sum \left(xz \frac{d^2 \varphi_{pq}}{dxdz} \right); \\
C_{33} &= \frac{1}{2V_o} \sum \left(z^2 \frac{d^2 \varphi_{pq}}{dz^2} \right); \\
C_{44} &= \frac{1}{8V_o} \sum \left(z^2 \frac{d^2 \varphi_{pq}}{dy^2} + 2yz \frac{d^2 \varphi_{pq}}{dydz} + y^2 \frac{d^2 \varphi_{pq}}{dz^2} \right)
\end{aligned} \tag{10},$$

где V_0 – объем, приходящийся на одну структурную единицу сплава АВ₃. Расчет модулей упругости для ГПУ металлов проводился по аналогичной схеме. Рассчитанные и экспериментальные значения модулей упругости (C_{mn}) для ГПУ металлов приведены в таблице 2, рассчитанные значения C_{mn} для ряда сплавов – в таблице 3. Из таблицы 2 видно, что для большинства ГПУ металлов рассчитанные пропорции между модулями упругости соответствуют экспериментально наблюдаемым. Исключения из этого ряда составляют кадмий и цинк с наибольшим значением осевого соотношения. В кадмии и цинке рассчитанные значения C_{33} оказываются втрое больше по сравнению с экспериментальными, в то время как значения остальных модулей C_{11} , C_{12} , C_{13} , C_{44} оказываются заниженными. Данное обстоятельство объясняется тем, что при увеличении η роль связей близких по направлению к главной оси кристалла оказывается более существенной. Наибольшие отклонения величин модулей упругости от экспериментальных наблюдаются для бериллия. Наиболее вероятной причиной этого является то, что характер анизотропии межатомных взаимодействий в этом металле оказывается намного более сложным по сравнению с тем, который заложен в рассматриваемую модель. Действительно, отношение экспериментальных значений $C_{11}/C_{12} > 10$ не наблюдаются ни для одного из ГПУ металлов.

Пропорции между значениями модулей упругости гексагональных кристаллов сплавов близки к соответствующим пропорциям в гексагональных металлах. В частности, близки по величине модули C_{11} и C_{33} , а также C_{13} и C_{44} . Соотношение $C_{44} < C_{12} < C_{11}$, справедливое для ГПУ металлов также оказывается справедливым и для упорядоченных сплавов. Рассчитанные значения C_{mn} для сплавов со сверхструктурой D0₁₉ в 1,5 – 2 раза превышают соответствующие рассчитанные значения модулей ГПУ металлов, входящих в состав сплава. В сверхструктуре D0₂₄ данное превышение модулей составляет 1,3 – 3 раза. Ни в одном из рассмотренных сплавов не наблюдается уменьшение модуля упругости по сравнению с модулем ГПУ компонент. Причинами этого повышения являются как изменение сортов межатомных связей по сравнению с таковыми в металлах, так и присутствие в составе сплава металла с более высокими упругими характеристиками. Как правило, это металл с кубической (ОЦК, ГЦК) решёткой (вольфрам в WCo₃, палладий в ZrPd₃ и др.).

С другой стороны, возрастание модулей упругости сплавов по сравнению с металлами качественно может быть объяснено и на атомном уровне. Действительно, в металлах – компонентах сплавов имеет место вполне определенный «равновесный» набор межатомных расстояний. При образовании же упорядоченного сплава расстояния между атомами одного и того же сорта оказываются отличными от тех, которые были в чистых металлах. В результате каждая подрешетка сверхструктуры оказывается как бы в напряженном состоянии, что и приводит к повышению величин модулей. Очевидно, что большее несоответствие диаметров атомов компонент должно приводить к большему несоответствию наборов длин межатом-

ных связей в металлах и сплавах. При большом различии в атомных диаметрах следует ожидать большего возрастания «напряжения» между подрешетками и, следовательно, повышения модулей упругости сплавов. Примером может быть сплав $AlTi_3$ ($D0_{19}$), в котором при сравнительно низких значениях модулей упругости компонент были получены достаточно высокие (в 1.5 – 2 раза выше, чем у титана) значения C_{mn} . Косвенным экспериментальным подтверждением этому является соотношение модулей Юнга для данного сплава и металлов Al и Ti: $E_{Ti} = 105$ ГПа, $E_{Al} = 60 - 70$ ГПа, $E_{Ti_3Al} = 150$ ГПа [12].

Таблица 2. Значения модулей упругости C_{mn} (10^{11} Па) ГПУ металлов. Числитель – экспериментальные значения [11], знаменатель – рассчитанные.

| Металл | $\eta=c_0/a_0$ | C_{11} | C_{12} | C_{13} | C_{33} | C_{44} |
|----------------|----------------|------------------------|------------------------|------------------------|------------------------|------------------------|
| Be Бериллий | 1.5799 | $\frac{2.923}{2.0996}$ | $\frac{0.267}{0.6999}$ | $\frac{0.140}{0.3553}$ | $\frac{3.364}{2.0067}$ | $\frac{1.625}{0.3678}$ |
| Cd Кадмий | 1.8859 | $\frac{1.152}{0.6156}$ | $\frac{0.397}{0.2052}$ | $\frac{0.405}{0.2337}$ | $\frac{0.512}{1.7321}$ | $\frac{0.203}{0.2390}$ |
| Co Кобальт | 1.6329 | $\frac{3.07}{3.8703}$ | $\frac{1.65}{1.2901}$ | $\frac{1.03}{0.7243}$ | $\frac{3.581}{4.0085}$ | $\frac{0.753}{0.7263}$ |
| Hf Гафний | 1.5830 | $\frac{1.811}{2.2804}$ | $\frac{0.661}{0.7602}$ | $\frac{0.772}{0.3758}$ | $\frac{1.969}{2.2253}$ | $\frac{0.557}{0.3824}$ |
| Mg Магний | 1.6240 | $\frac{0.585}{0.7177}$ | $\frac{0.250}{0.2392}$ | $\frac{0.208}{0.1349}$ | $\frac{0.610}{0.7284}$ | $\frac{0.166}{0.1354}$ |
| Re Рений | 1.6148 | $\frac{6.126}{7.5393}$ | $\frac{2.700}{2.5131}$ | $\frac{2.060}{1.4618}$ | $\frac{6.827}{7.5275}$ | $\frac{1.625}{1.4649}$ |
| Ru Рутений | 1.5824 | $\frac{=}{6.6957}$ | $\frac{=}{2.2319}$ | $\frac{=}{1.1866}$ | $\frac{=}{6.2707}$ | $\frac{=}{1.1943}$ |
| Sc Скандий | 1.5935 | $\frac{=}{0.9067}$ | $\frac{=}{0.3023}$ | $\frac{=}{0.1532}$ | $\frac{=}{0.8841}$ | $\frac{=}{0.1570}$ |
| Tl Таллий | 1.6002 | $\frac{0.408}{0.7399}$ | $\frac{0.356}{0.2467}$ | $\frac{0.290}{0.2933}$ | $\frac{0.528}{0.7257}$ | $\frac{0.073}{0.1338}$ |
| Ti Титан | 1.5885 | $\frac{1.624}{2.1930}$ | $\frac{0.920}{0.7310}$ | $\frac{0.690}{0.3651}$ | $\frac{1.807}{2.1508}$ | $\frac{0.467}{0.3710}$ |
| Zn Цинк | 1.8563 | $\frac{1.610}{0.9183}$ | $\frac{0.342}{0.3061}$ | $\frac{0.501}{0.2714}$ | $\frac{0.610}{2.0174}$ | $\frac{0.383}{0.2714}$ |
| Zr Цирконий | 1.5925 | $\frac{1.434}{1.7372}$ | $\frac{0.728}{0.5791}$ | $\frac{0.653}{0.2901}$ | $\frac{1.648}{1.7039}$ | $\frac{0.320}{0.2965}$ |

Таблица 3. Рассчитанные значения модулей упругости C_{mn} (10^{11} Па) сплавов со сверхструктурами $D0_{19}$ и $D0_{24}$

| Сплав, сверхструктура | C_{11} | C_{12} | C_{13} | C_{33} | C_{44} |
|--------------------------|----------|----------|----------|----------|----------|
| $WC0_3, D0_{19}$ | 6.4062 | 2.1335 | 1.4118 | 6.5463 | 1.4152 |
| $MoCo_3, D0_{19}$ | 6.1578 | 2.0526 | 1.3333 | 6.1651 | 1.3369 |
| $AlTi_3, D0_{19}$ | 3.4881 | 1.1360 | 0.8040 | 3.7006 | 0.8060 |
| $TiNi_3, D0_{24}$ | 2.9683 | 0.9884 | 0.6461 | 3.1700 | 0.6472 |
| $HfPd_3, D0_{24}$ | 3.4151 | 1.1339 | 0.7478 | 3.6515 | 0.7574 |
| $TiPd_3, D0_{24}$ | 3.3109 | 1.1025 | 0.6546 | 3.3480 | 0.6639 |
| $ZrPd_3, D0_{24}$ | 3.5242 | 1.1893 | 0.8979 | 4.0529 | 0.8705 |
| $HfPt_3, D0_{24}$ | 4.6061 | 1.5309 | 0.9878 | 4.8678 | 0.9982 |
| $ZrPt_3, D0_{24}$ | 4.9801 | 1.6602 | 1.1773 | 5.4510 | 1.1759 |

Литература.

1. Wallace T.A., Starke E.A. Ti₃Al formation in Ti-6Al-2Sn-2Zr-2Mo-2Cr-0.15Si sheet: Abstr. 130th Annual International Meeting and Exhibition of TMS, New Orleans, La, 11-15 Febr. 2001. // JOM: J. Miner., Metals and Mater. Soc. 2000. - 52, № 11. - P. 178-179.
2. Чуистов К.В. Модулированные структуры в стареющих сплавах. - Киев: Наукова думка, 1975. - 230 с.
3. Nagasawa A. Martensite transformation and memory effect in NiTi alloys // J.Phys.Soc., Jap., 1971. - v. 31, N 1. - p. 136 - 147.
4. Баранов М.А., Романенко В.В., Черных Е.В., Старостенков М.Д. Проверка устойчивости кристаллических решеток сплавов со сверхструктурой D0₁₉ вблизи плоских дефектов. Известия ВУЗов. Черная металлургия, 2002, № 6. - с. 63 - 65.
5. Баранов М.А., Дубов Е.А., Дятлова И.В., Черных Е.В. Анизотропия межатомных взаимодействий и упругость ГПУ металлов. <http://edu.secna.ru/main/review> Горизонты образования, 2003. - вып. 5. - с. 26 - 44.
6. Баранов М.А., Дубов Е.А., Дятлова И.В., Черных Е.В. Атомно-дискретное описание влияния анизотропных межатомных взаимодействий на упругие свойства ГПУ металлов. ФТТ, 2004, т. 46, № 2. - с.212 - 217.
7. Хансен М., Андреко К. Структуры двойных сплавов: Справочник: В 2 т. Пер. с англ. - М.: Металлургиздат, 1962. - Т. 1-2.
8. Эллиот Р.П. Структуры двойных сплавов: Справочник: В 2 т. Пер. с англ. - М.: Металлургия, 1970. - Т. 1-2.
9. Шанк Ф.А. Структуры двойных сплавов: Справочник. Пер. с англ. - М.: Металлургия, 1973. - 760 с.
10. Китель Ч. Введение в физику твердого тела. - М.: Наука, 1978. - 792 с.
11. Шульце Г. Металлофизика. - М.: Мир, 1971. - 504 с.
12. Корнилов В.В. Состояние и перспективы исследования в области кристаллохимии титана. // Титановые сплавы для новой техники. - М: Наука, 1968. - с. 24 - 34.

Получено Редакцией 11.11.05