DOI: 10.25712/ASTU.1811-1416.2019.03.001

УДК 538.911

ЭНЕРГИЯ СВЯЗИ И МИГРАЦИИ ПРИМЕСНЫХ АТОМОВ УГЛЕРОДА, АЗОТА И КИСЛОРОДА В КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ РЕШЕТКАХ НИКЕЛЯ, СЕРЕБРА И АЛЮМИНИЯ

И.В. Зоря¹, Г.М. Полетаев^{2†}, М.Д. Старостенков²

[†]gmpoletaev@mail.ru

¹Сибирский государственный индустриальный университет, ул. Кирова, 42, 654007, Новокузнецк, Россия ²Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова, пр. Ленина, 46, 656038, Барнаул, Россия

Методом молекулярной динамики проведено исследование диффузии примесных атомов С, N, O в решетке ГЦК металлов и влияния упругой деформации решетки на энергию связи и миграции примесных атомов. В качестве металлов были выбраны Ni, Ag, Al. Для рассматриваемых примесей рассчитаны энергии связи в октаэдрических и тетраэдрических порах. Показано, что расположение примесных атомов в октапорах является энергетически выгодней, чем в тетрапорах – энергия примесных атомов в них отличается примерно на 1 эВ. С учетом того, что механизм диффузии примесных атомов легких элементов в ГЦК решетке металлов представляет собой последовательное пересечение октаэдрических и тетраэдрических потетраэдрических пор, рассчитаны значения энергии миграции примесных атомов С, N, O в рассматриваемых металлах. Полученные значения хорошо согласуются с эмпирическими зависимостями для диффузии примесных атомов в металлах. Для рассматриваемых примесных атомов найдены зависимости энергии связи и энергии активации диффузии в Ni, Ag и Al от упругой деформации кристаллической решетки. Согласно полученным данным, упругая деформация почти не оказывает влияния на энергию примесного атома. Слабое снижение энергии происходит только при растяжении кристалла. Влияние деформации на энергию миграции более выражено. При растяжении Ni и Ag энергия миграции примесных атомов C, N, O монотонно снижается. Однако для Al картина противоположная: при растяжении энергия миграции примесных атомов с, N, O монотонно снижается. При этом сжатие в случае Al оказывает сравнительно большее влияние на энергию миграции примесных атомов в случае Al оказывает сравнительно большее влияние на энергию миграции, чем растяжение.

Ключевые слова: молекулярная динамика, металл, примесь, энергия миграции, энергия связи, упругая деформация.

BINDING ENERGY AND MIGRATION OF IMPURITY ATOMS OF CARBON, NITROGEN AND OXYGEN IN THE CRYSTAL LATTICES OF NICKEL, SILVER AND ALUMINUM

I.V. Zorya¹, G.M. Poletaev^{2†}, M.D. Starostenkov²

[†]gmpoletaev@mail.ru

¹Siberian State Industrial University, Kirova Str., 42, Novokuznetsk, 654007, Russia ²I.I. Polzunov Altai State Technical University, Lenin Pr., 46, Barnaul, 656038, Russia

Diffusion of impurity atoms C, N, O in lattice of fcc metals and effect of elastic deformation of the lattice on the binding and migration energy of the impurity atoms were studied by the method of molecular dynamics. Ni, Ag, and Al are considered as fcc metals. For the considered impurities, the binding energies in octahedral and tetrahedral pores were calculated. It is shown that the arrangement of impurity atoms in octa-pores is energetically more favorable than in tetra-pores – the energy of impurity atoms in them differs by about 1 eV. Taking into account the fact that the diffusion mechanism of impurity atoms of light elements in a fcc lattice of metals is a sequential intersection of octahedral and tetrahedral pores, the values of the migration energy of impurity atoms C, N, O in the metals under consideration were calculated. The obtained values are in good agreement with the empirical dependences for the diffusion of impurity atoms in metals. For the impurity atoms under consideration, the dependences of the binding energy and the activation energy of diffusion in Ni, Ag, and Al on the elastic deformation of the crystal lattice were found. According to the data obtained, the elastic deformation has almost no effect on the energy of the impurity atom. A weak decrease in energy occurs only at the crystal tension. The effect of deformation on the migration energy is more pronounced. When Ni and Ag are stretched, the migration energy of C, N, and O impurity atoms monotonously decreases. However, for Al, the picture is the opposite: the migration energy of impurity atoms in Al increases at the tension. Wherein, compression in the case of Al has a relatively larger effect on the migration energy than tension.

Keywords: molecular dynamics, metal, impurity, migration energy, binding energy, elastic deformation.

Введение

Взаимодействие примесных атомов с металлами представляет собой значительный научный и технологический интерес, который имеет широкий диапазон применений в материаловедении. Атомы легких элементов (прежде всего, наиболее распространенных: кислорода, азота, углерода), образуя в металлах дефекты и фазы внедрения, обладают высокой химической активностью и уже при низких концентрациях сильно влияют на свойства металлов. Являясь эффективными стопорами вакансий, дислокаций, границ зерен, примеси легких элементов значительно повышают прочность, твердость, фрикционные свойства одновременно, как правило, с хрупкостью [1-3]. Для многих сплавов внедрения характерна высокая температура плавления и химическая стойкость. Несмотря на важность понимания механизмов и процессов, лежащих в основе влияния легирования примесями легких элементов на свойства металлов, в настоящее время остается много вопросов, касающихся поведения примесей на атомном уровне в металлической матрице. В частности, остаются недостаточно изученными вопросы, связанные с механизмом и характеристиками диффузии примесных атомов в кристаллической решетке металлов с участием и без различных дефектов, в условиях деформации решетки. В этом случае эффективным инструментом исследований является компьютерное моделирование.

Настоящая работа посвящена исследованию с помощью молекулярно-динамического моделирования диффузии примесных атомов С, N, О в решетке ГЦК металлов и влияния упругой деформации решетки на энергию связи и миграции примесных атомов. Из ГЦК металлов были выбраны Ni, Ag, Al. Этот набор из трех металлов уникален тем, что два из них имеют почти одинаковые радиусы атомов, тогда как другие два - почти одинаковые значения электроотрицательности. Радиусы атомов: Al – 1,43 Å, Ag – 1,44 Å, Ni – 1,24 Å [1]. Электроотрицательности (шкала Полинга): Al - 1,61, Ag -1,93, Ni - 1,91 [4]. Таким образом, при получении различных зависимостей для данных трех металлов будет видна взаимосвязь либо с размером атомов, либо с электроотрицательностью.

1. Описание модели

Моделирование проводилось с помощью метода молекулярной динамики. Расчетная ячейка кристалла имела форму параллелепипеда и содержала 8400 атомов. Граничные условия использовались периодические. Взаимодействия атомов металла друг с другом описывались многочастичными потенциалами Клери-Розато [5], построенными в рамках модели сильной связи. Потенциальная энергия *i*-го атома в этом случае находится с помощью выражения

$$U_{i} = \sum_{j} A \exp\left(-p\left(\frac{r_{ij}}{r_{0}}-1\right)\right) - \sqrt{\sum_{j} \xi^{2}} \exp\left(-2q\left(\frac{r_{ij}}{r_{0}}-1\right)\right).$$
(1)

Здесь A, p, q, ξ, r_0 – параметры потенциала; r_{ij} – расстояние между *i*-м и *j*-м атомами. Параметры потенциалов Клери-Розато были взяты из работы [5].

Для описания взаимодействий атомов примесей легких элементов с атомами металла и атомов примесей друг с другом были выбраны парные потенциалы Морзе:

$$\varphi(r_{ij}) = D\beta \exp(-\alpha r_{ij}) (\beta \exp(-\alpha r_{ij}) - 2), \quad (2)$$

где α, β, *D* – параметры потенциала. Оба потенциала хорошо зарекомендовали себя в ряде расчетов, выполненных методом молекулярной динамики [6-17]. Поиск параметров потенциалов для рассматриваемых взаимодействий проводился в [6] по эмпирическим зависимостям, наблюдаемым для большого ряда металлов, имеющих примеси С, N или O. Для этого были выбраны наиболее известные и изученные характеристики: температура плавления или разложения соответствующего химического соединения металла с легким элементом и энергия активации диффузии примесного атома в кристаллической решетке металла. Для описания взаимодействий атомов примеси друг с другом в металлах за основу были взяты потенциалы, предложенные в работах [18-20]. Для связи С-С парный потенциал из [18] был трансформирован в потенциал Морзе. Для связей N-N и O-O были взяты потенциалы из работ [19, 20].

Энергию активации миграции точечного дефекта в молекулярно-динамической модели можно найти двумя методами: статическим и динамическим [21]. Статическим методом, при знании траектории миграции дефекта, определяется величина энергетического барьера на пути миграции. Динамический метод заключается в нахождении зависимости коэффициента диффузии от температуры D(T) при введении в расчетный блок одного дефекта рассматриваемого типа (в данном случае атома водорода). Динамический метод, помимо энергии активации диффузии, позволяет определить и предэкспоненциальный множитель в соответствующем уравнении Аррениуса. Но в случае примесных атомов С, N, O имеется проблема, связанная со сравнительно высокой энергией их миграции. Энергия миграции примесных атомов во многих случаях даже выше энергии вакансионной диффузии (т.е. суммы энергии образования и миграции вакансии) [22-24]. Диффузия с такой энергией активации уже выходит за рамки возможностей метода молекулярной динамики. Действительно, для расчета среднего числа скачков *n* примесных атомов (введенных в модель изначально) за время t можно использовать классическую формулу [25]:

$$n = tz\omega_0 \exp\left(-\frac{E_m}{kT}\right),\tag{3}$$

Здесь z – число соседних октапор (12 в ГЦК решетке); ω_0 – частота колебаний примесных

атомов; E_m – энергия активации миграции примесного атома; k – постоянная Больцмана; T – температура. Подставив средние значения (например, для миграции атомов азота в серебре), можно увидеть, что в среднем при температуре плавления 1235 К один скачек происходит примерно за 25000 пс. То есть продолжительности обычного молекулярно-динамического эксперимента (0,1–1 нс) даже при температуре плавления недостаточно, чтобы измерить коэффициент диффузии примесных атомов в металле динамическим методом. В связи с вышесказанным, энергия миграции примесных атомов С, N, О определялась только статическим методом.

2. Результаты и обсуждение

ГЦК и ГПУ кристаллические решетки, как известно, являются наиболее компактными для простых веществ. Коэффициент компактности (отношение объема атомов в элементарной ячейке к общему объему ячейки) для них равен 0,74. Оставшийся объем приходится на, так называемые, поры или пустоты, которые подразделяют на октаэдрические (рис.1а) и тетраэдрические (рис.1б). Условный радиус (радиус вписанной в пору сферы при условии, что атомы в кристаллической решетке – твердые шары) октаэдрической поры составляет 0,41, а тетраэдрической – 0,22 радиуса атома [26].



Рис.1. Расположение примесного атома (выделен черным цветом) в октаэдрической (а) и тетраэдрической (б) порах в ГЦК решетке. Крестиком показана «перевальная» точка

Атомы C, N и O имеют близкие значения радиусов: 0,77 Å для C, 0,71 Å для N и 0,65 Å для O [1, 2]. Согласно многочисленным исследованиям, примесные атомы C, N, O занимают октаэдрические пустоты в ГЦК решетке метал-

лов [1, 3]. В настоящей работе с помощью молекулярно-динамической модели были рассчитаны значения энергий примесных атомов в обоих типах пор. Потенциальная энергия примесных атомов рассчитывалась по формуле

$$E_a = \frac{1}{2} (U_0 - U), \tag{4}$$

где U_0 – энергия расчетной ячейки металла, не содержащей примесного атома; U – энергия расчетной ячейки с одним примесным атомом в той или иной поре. После введения примесного атома проводилась динамическая релаксация, в течение которой атомная структура переходила в состояние с минимальной потенциальной энергией. После релаксации расчетные ячейки охлаждались до 0 К. Полученные результаты приведены в таблице 1.

	С	Ν	0
Ni	-0,375 (+0,482)	-0,692 (+0,374)	-1,882 (-0,675)
Ag	-0,353 (+0,352)	-0,747 (+0,062)	-1,857 (-0,880)
Al	-2,755 (-1,492)	-2,627 (-1,419)	-2,656 (-1,503)

Таблица 1. Энергия примесного атома в октаэдрической и тетраэдрической (в скобках) порах (эВ)

Приведенные в таблице значения можно также интерпретировать как половину работы, которую нужно затратить для помещения примесного атома из бесконечности в рассматриваемую позицию (без учета разрыва химических связей в исходных соединениях).

В первую очередь, из таблицы видно, что положение всех рассматриваемых примесных атомов энергетически выгоднее в октаэдрической поре. Помещение примесного атома в тетраэдрическую пору в некоторых случаях (С и N в Ni и Ag) даже требует совершения положительной работы. Для примесей C, N, O разница энергий в окта- и тетрапоре, как видно из таблицы, составляет примерно 1 эВ. Сравнивая результаты, полученные для трех металлов Ni, Ag, Al, можно отметить сходство полученных данных для Ni и Ag и существенное отличие значений для Al. Ni и Ag имеют близкие значения электроотрицательности и связанные с ними глубины потенциалов. Для Al глубины потенциалов наибольшие. Таким образом, на энергию примесных атомов преимущественно оказывает влияние глубина межатомных потенциалов.

В настоящее время считается, что атомный механизм диффузии примесных атомов С, N, O заключается в переходе примесного атома из одной октаэдрической поры кристаллической решетки в другую. В [10, 26] было показано, что примесному атому энергетически выгоднее переходить из одной октапоры в другую пересекая тетраэдрическую пору.

Энергия миграции примесного атома в настоящей работе определялась как разность расчетных ячеек, содержащих атом примеси в октаэдрической поре и в позиции перевальной точки (в центре равностороннего треугольника, образованного атомами металла, рис.1а). В обоих случаях, перед расчетом энергий, проводилась релаксация структуры и последующее охлаждение до 0 К. Полученные результаты приведены в таблице 2. Поскольку данные значения являлись одними из характеристик, по которым подбирались параметры потенциалов, они хорошо согласуются с эмпирическими зависимостями, найденными в [6] для диффузии примесных атомов в металлах.

	С	Ν	0
Ni	1,57	1,86	2,04
Ag	1,43	1,64	1,87
Al	1,34	1,51	1,76

Таблица 2. Энергия миграции примесных атомов C, N, O в Ni, Ag, Al (эВ)

В настоящей работе было также проведено исследование влияния упругой деформации кристаллической решетки металла на энергию связи и миграции примесных атомов. Одноосная упругая деформация в модели задавалась путем изменения межатомных расстояний вдоль направления <110>. Деформация рассматривалась от -3% (сжатие) до 3% (растяжение). Для реальных металлов данные значения соответствуют уже пластической деформации, однако в молекулярно-динамической модели с применением периодических граничных условий идеальный кристалл, не содержащий никаких дефектов и границ раздела, в данном диапазоне деформируется без образования пластических сдвигов.

На рис.2 приведены полученные в настоящей работе зависимости энергии связи примесного атома от деформации кристаллической решетки. В первую очередь, следует заметить, что деформация почти не оказывает влияния на энергию примесного атома. Слабое снижение энергии происходит только при растяжении кристалла.



Рис.2. Энергия примесного атома в зависимости от деформации кристаллической решетки: а) Ni, б) Ag, в) Al

Влияние деформации на энергию миграции более выражено. На рис.3 можно видеть, что при растяжении Ni и Ag энергия миграции примесных атомов C, N, O монотонно снижается. Аналогичный результат был получен, например, экспериментально в [27] и с помощью компьютерного моделирования в [28-31] для самодиффузии в чистых металлах. Повышение коэффициента самодиффузии при упругом растяжении в [28] связывалось с увеличением доли свободного объема.



Рис.3. Энергия миграции примесного атома в зависимости от деформации кристаллической решетки

Для Al, как видно из рис.3, картина противоположная: если для Ni и Ag энергия миграции примесных атомов при растяжении уменьшается, то для Al – увеличивается. Причем, сжатие в случае Al оказывает сравнительно большее влияние на энергию миграции, чем растяжение. Потенциалы взаимодействия примесных атомов с атомами Al отличаются более глубокой энергетической ямой по сравнению с потенциалами для Ni и Ag. Видимо, это является основной причиной. Отличие параметров решетки, как можно видеть при сравнении графиков для Ni и Ag (рис.3а и 3б), практически не

влияет на характер зависимостей – они схожи для Ni и Ag.

Заключение

Методом молекулярной динамики проведено исследование диффузии примесных атомов С, N, O в решетке ГЦК металлов и влияния упругой деформации решетки на энергию связи и миграции примесных атомов. В качестве металлов были выбраны Ni, Ag, Al. Для рассматриваемых примесей рассчитаны энергии связи в октаэдрических и тетраэдрических порах. Показано, что расположение примесных атомов в октапорах является энергетически выгодней, чем в тетрапорах – разница энергии примесных атомов в них отличается примерно на 1 эВ.

С учетом того, что механизм диффузии примесных атомов легких элементов в ГЦК решетке металлов представляет собой последовательное пересечение октаэдрических и тетраэдрических пор, рассчитаны значения энергии миграции примесных атомов С, N, O в рассматриваемых металлах. Полученные значения хорошо согласуются с эмпирическими зависимостями для диффузии примесных атомов в металлах.

Для рассматриваемых примесных атомов найдены зависимости энергии связи и энергии активации диффузии в Ni, Ag и Al от деформации кристаллической решетки. Согласно полученным данным, упругая деформация почти не оказывает влияния на энергию примесного атома. Слабое снижение энергии происходит только при растяжении кристалла.

Влияние деформации на энергию миграции более выражено. При растяжении Ni и Ag энергия миграции примесных атомов C, N, O монотонно снижается. Однако для Al картина противоположная: при растяжении энергия миграции примесных атомов в Al увеличивается. При этом сжатие в случае Al оказывает сравнительно большее влияние на энергию миграции, чем растяжение.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках базовой части государственного задания (проект №3.4820.2017/8.9).

Список используемой литературы

1. Goldschmidt H.J. Interstitial Alloys. – London: Butterworths, 1967. – 640 p.

2. Корнилов И.И., Матвеева Н.М., Пряхина Л.И., Полякова Р.С. Металлохимические свойства элементов периодической системы. – Москва: Наука, 1966. – 346 с.

3. Toth L.E. Transition metal carbides and nitrides. – New York: Academic Press, 1971. – 276 p.

4. Pauling L. The Nature of the Chemical Bond, Third Edition. – Ithaca: Cornell University Press, 1960. – 664 p.

5. Cleri F., Rosato V. Tight-binding potentials for transition metals and alloys // Physical Review B. – 1993. – V.48, No.1. – P. 22–33.

6. Зоря И.В., Полетаев Г.М., Старостенков М.Д. Примесные атомы легких элементов в кристаллах металлов: молекулярно-динамическое моделирование // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2018. – Т.15, №4. – С. 526–532.

7. Полетаев Г.М., Зоря И.В., Старостенков М.Д., Ракитин Р.Ю., Табаков П.Я. Молекулярно-динамическое исследование миграции границ зерен наклона в Ni и Ni₃Al // Журнал экспериментальной и теоретической физики. – 2019. – Т.155, №1. – С. 96–102.

8. Полетаев Г.М., Новоселова Д.В., Зоря И.В., Старостенков М.Д. Исследование формирования избыточного свободного объема в тройных стыках границ зерен при кристаллизации на примере никеля // Физика твердого тела. – 2018. – Т.60, №5. – С. 846–850.

9. Poletaev G., Zorya I., Rakitin R. Molecular dynamics study of migration mechanism of triple junctions of tilt boundaries in fcc metals // Computational Materials Science. – 2018. – V.148. – P. 184–189.

10. Poletaev G.M., Zorya I.V., Novoselova D.V., Starostenkov M.D. Molecular dynamics simulation of hydrogen atom diffusion in crystal lattice of fcc metals // International Journal of Materials Research. – 2017. – V.108, No.10. – P. 785–790.

11. Полетаев Г.М., Дмитриенко Д.В., Санников А.В., Старостенков М.Д. Определение диффузионного радиуса и диффузионной проницаемости ненапряженных тройных стыков границ зерен в никеле в условиях деформации // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2014. – Т.11, №1. – С. 17–21.

12. Poletaev G.M., Novoselova D.V., Kaygorodova V.M. The causes of formation of the triple junctions of grain boundaries containing excess free volume in fcc metals at crystallization // Solid State Phenomena. -2016. - V.249. - P. 3-8.

13. Кулабухова Н.А., Полетаев Г.М., Старостенков М.Д. Взаимодействие атома водорода с краевой дислокацией в Рd и Ni // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2014. – Т.11, №1. – С. 99–104.

14. Полетаев Г.М., Старостенков М.Д. Структурные изменения тетраэдров дефектов упаковки при поглощении точечных дефектов // Письма в ЖТФ. – 2009. – Т.35, №1. – С. 3–10. 15. Полетаев Г.М., Новоселова Д.В., Кайгоро-

дова В.М., Старостенков М.Д. Особенности образования свободного объема в тройных стыках границ наклона <111> и <100> в Ni при кри-

сталлизации // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2015. – Т.12, №2. – С. 253–258.

16. Poletaev G.M., Starostenkov M.D., Dmitriev S.V. Interatomic potentials in the systems Pd-H and Ni-H // Materials Physics and Mechanics. -2016. - V.27, No.1. - P. 53-59.

17. Кулабухова Н.А., Полетаев Г.М., Старостенков М.Д. Молекулярно-динамическое исследование взаимодействия водорода с наночастицами Рd и Ni // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2014. – Т.11, №2. – С. 235–240.

18. Ruda M., Farkas D., Garcia G. Atomistic simulations in the Fe–C system // Computational Materials Science. – 2009. – V.45. – P. 550–560.

19. Vashishta P., Kalia R.K., Nakano A., Rino J.P. Interaction potentials for alumina and molecular dynamics simulations of amorphous and liquid alumina // Journal of Applied Physics. – 2008. – V.103. – P. 083504.

20. San Miguel M.A., Sanz J.F. Moleculardynamics simulations of liquid aluminum oxide // Physical Review B. – 1998. – V.58. – P. 2369– 2371.

21. Полетаев Г.М., Старостенков М.Д. Вклады различных механизмов самодиффузии в ГЦК-металлах в условиях равновесия // Физика твердого тела. – 2010. – Т.52, №6. – С. 1075–1082.

22. Лариков Л.Н., Исайчев В.И. Диффузия в металлах и сплавах. – Киев: Наукова думка, 1987. – 511 с.

23. Siegel D.J., Hamilton J.C. First-principles study of the solubility, diffusion, and clustering of C in Ni // Phys. Rev. B. -2003. - V.68. - P.094105.

24. Zhu Y.-A., Dai Y.-C., Chen D., Yuan W.-K. First-principles study of carbon diffusion in bulk nickel during the growth of fishbone-type carbon nanofibers // Carbon. -2007. - V.45. - P. 21-27.

25. Зайт В. Диффузия в металлах. - М.: Изд-во иностранной литературы, 1958. - 384 с.

26. Yue-Lin L., Shuo J., Ying Zh. Interaction between impurity nitrogen and tungsten: a firstprinciples investigation // Chinese Physics B. -2012. – V.21. – P. 016105.

27. Драпкин Б.М. О некоторых закономерностях диффузии в металлах // Физика металлов и металловедение. – 1992. – №7. – С. 58–63.

28. Полетаев Г.М., Юрьев А.Б., Громов В.Е., Старостенков М.Д. Атомные механизмы структурно-энергетических превращений вблизи границ зерен наклона в ГЦК металлах и интерметаллиде Ni₃Al. – Новокузнецк: изд-во Сиб-ГИУ, 2008. – 160 с.

29. Старостенков М.Д. Кристаллогеометрическое описание планарных дефектов в сверхструктурах: Автореф. дис. ... д-ра физ.мат. наук. – Барнаул, 1994. – 85 с.

30. Старостенков М.Д., Дмитриев С.В. Распределение пространственных многогранников по координационным сферам в ОЦК-решетке // Журнал структурной химии. – 1993. – Т.34, №4. – С. 107.

31. Мартынов А.Н., Полетаев Г.М., Старостенков М.Д. Атомный механизм диффузии по малоугловым границам кручения в ГЦК металлах // Письма о материалах. – 2011. – Т.1, №1. – С. 43–46.

Поступила в редакцию 28.05.19.

Сведения об авторах

Зоря Ирина Васильевна, к.т.н., доцент СибГИУ, zorya.i@mail.ru

Полетаев Геннадий Михайлович, д.ф.-м.н., профессор, зав. кафедрой АлтГТУ, gmpoletaev@mail.ru Старостенков Михаил Дмитриевич, д.ф.-м.н., профессор, зав. кафедрой АлтГТУ, genphys@mail.ru