

К. т. н. С. И. КРУКОВСКИЙ, к. т. н. Ю. Е. НИКОЛАЕНКО

Дата поступления в редакцию  
05.10 2004 г.Украина, г. Львов, Научно-производственное предприятие "Карат"  
E-mail: krukovsky@polynet.lviv.uaОппонент к. ф.-м. н. В. Ю. ЕРОХОВ  
("Львовская политехника", г. Львов)

## МОДУЛИ СОЛНЕЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ОСНОВЕ ТАНДЕМНЫХ ГЕТЕРОСТРУКТУР GaAs–InGaAs–AlGaAs

*Изготовлены модули солнечных элементов с кпд 28,5% при АМ 1,5 на основе многослойных тандемных гетероструктур GaAs–InGaAs–AlGaAs.*

Солнечные батареи на основе  $A_3B_5$ -материалов как источники энергии находят все более широкое применение в космических аппаратах. Сравнение солнечных батарей, изготовленных на кремнии и на каскадных (тандемных) гетероструктурах, показало, что в условиях повышенных температур ( $50^\circ\text{C}$ ) и высоких уровней радиации (поток электронов  $1 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$  с энергией 1 МэВ) выходная мощность батарей на  $A_3B_5$  в начале периода эксплуатации на 80% превышает кремниевые [1]. Кроме того, срок службы солнечных батарей на основе гетероструктур  $A_3B_5$  на 40—60% больше, чем кремниевых. Многопереходные фотоэлементы на основе гетероструктур  $A_3B_5$  будут иметь в ближайшем будущем самые лучшие перспективы, особенно если учитывать их способность работать при повышенных температурах в условиях высококонцентрированного солнечного излучения [2]. Применение эффективных концентраторных систем позволит существенно снизить их стоимость и откроет дополнительные возможности использования солнечных батарей на основе гетероструктур  $A_3B_5$  в наземных условиях.

В работе рассмотрены некоторые ключевые моменты технологии получения высококачественных двухкаскадных гетероструктур  $n^+-\text{GaAs}-n-\text{In}_{0,4}\text{Ga}_{0,6}\text{As}-p-\text{In}_{0,4}\text{Ga}_{0,6}\text{As}-n-\text{Al}_{0,14}\text{Ga}_{0,86}\text{As}-p-\text{Al}_{0,14}\text{Ga}_{0,86}\text{As}-n-\text{Al}_{0,14}\text{Ga}_{0,86}\text{As}-p-\text{Al}_{0,14}\text{Ga}_{0,86}\text{As}-p-\text{Al}_{0,8}\text{Ga}_{0,2}\text{As}$ , содержащих один узкозонный (InGaAs) и один широкозонный (AlGaAs)  $p-n$ -переходы, соединенные между собой туннельным  $p^+-n^+$ -переходом на основе AlGaAs, а также результаты исследования основных характеристик модуля солнечных элементов, изготовленного на их основе. Детально конструкция фотопреобразователей солнечной энергии на базе двухкаскадных гетероструктур GaAs–InGaAs–AlGaAs изложена в [3], а технологические аспекты их изготовления — в [4].

Для согласования параметров решетки между подложкой GaAs и слоем  $\text{In}_{0,38}\text{Ga}_{0,6}\text{As}$ , входящим в состав первой фотоячейки, был сформирован буферный слой на основе InGaAs, легированный теллуrom. Буферный слой состоял из двух слоев InGaAs. Первый из них, с концентрацией InAs 10—

12 моль%, формировался на буферном слое GaAs, а второй содержал 22—26 моль% InAs. Это дало возможность свести к минимуму механические напряжения, возникающие на границах раздела из-за несогласования параметров решетки подложки и рабочего эпитаксиального слоя  $\text{In}_{0,38}\text{Ga}_{0,6}\text{As}$ .

Эффективность преобразования солнечной энергии гетеропереходами на основе соединений  $A_3B_5$  зависит от ряда факторов — в частности, от дефектности гетероперехода, уровня легирования слоев (в т. ч. фоновыми примесями), диффузионной длины неосновных носителей. Так, концентрация фоновых примесей в слоях, образующих  $p-n$ -переход, не должна превышать  $1 \cdot 10^{16}$ — $5 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$ , а диффузионная длина должна составлять не менее 5—7 мкм. Поэтому на первом этапе отработки технологии решалась задача получения нелегированных, с низким содержанием фоновых примесей, эпитаксиальных слоев. Проблема получения таких слоев, как известно [5], обусловлена присутствием в шихте, оснастке и технологических газах таких примесей как кремний, углерод, сера, кислород. Одним из возможных путей решения этой задачи является использование редкоземельных элементов (РЗЭ) в технологии жидкофазной эпитаксии (ЖФЭ).

Несмотря на существенное улучшение параметров эпитаксиальных слоев полупроводников, легированных редкоземельными элементами, применение этих элементов сопровождается рядом негативных явлений, в первую очередь связанных с ухудшением морфологии слоев [6] и появлением включений второй фазы [7]. Нарушение морфологии и структурные дефекты в слоях возникают при определенных критических концентрациях редкоземельного элемента ( $N_{\text{кр}}^{\text{РЗЭ}}$ ) в растворе-расплаве. Вторым фактором, осложняющим применение РЗЭ и определяющим воспроизводимость электрофизических параметров слоев, является зависимость точки инверсии проводимости от количества фоновых примесей (донорных и акцепторных) в расплаве [5]. Критические концентрации редкоземельных элементов для  $A_3B_5$ -полупроводников изменяются от  $5 \cdot 10^{-3}$  до  $10^{-2}$  ат. %.

Не для всех соединений  $A_3B_5$  значения  $N_{\text{кр}}^{\text{РЗЭ}}$  находятся в пределах оптимальных количеств редкоземельного элемента в жидкой фазе — при которых достигаются наилучшие значения электрофизических и структурных параметров слоев. Комплексное легирование иттербием и алюминием растворов-распла-

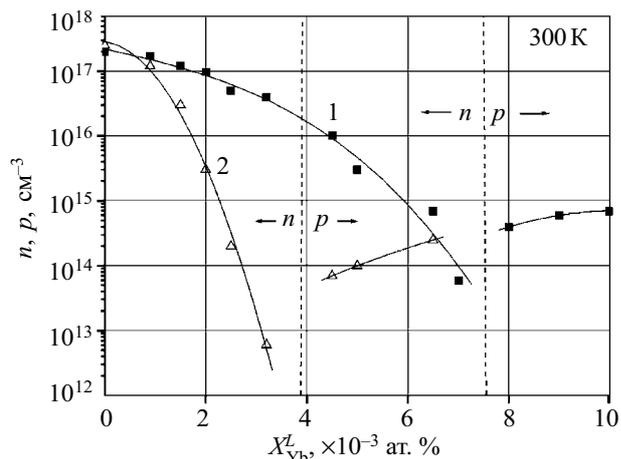


Рис. 1. Зависимость концентрации носителей заряда  $n, p$  в эпитаксиальных слоях  $\text{In}_{0,38}\text{Ga}_{0,6}\text{As}$  от концентрации  $\text{Yb}$  ( $X_{\text{Yb}}^L$ ) и  $\text{Al}$  ( $N_{\text{Al}}^L$ ) в расплаве  $\text{In}$ :  
 1 —  $N_{\text{Al}}^L=0$  ат.%; 2 —  $N_{\text{Al}}^L=9 \cdot 10^{-4}$  ат.%

вов при выращивании слоев  $\text{GaAs}$  показало, что существенного снижения концентрации и повышения подвижностей основных носителей можно достигнуть при значительно меньших количествах  $\text{Yb}$ , если в расплав вместе с иттербием ввести изовалентную примесь (алюминий). В наших экспериментах по обработке технологии получения высококачественных слоев  $\text{InGaAs}$  мы вводили в жидкую фазу алюминий в количестве  $8 \cdot 10^{-4} \dots 10^{-3}$  ат.%. Алюминий в таком количестве не изменял ширины запрещенной зоны, но оказывал влияние на электрофизические параметры слоев. Концентрация электронов в слоях снижалась от  $(5 \dots 6) \cdot 10^{16}$  до  $(1,5 \dots 2) \cdot 10^{16}$   $\text{см}^{-3}$ , а холловская подвижность возрастала от 16000—19000 до 22000  $\text{см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$  при 300 К.

На рис. 1 приведены зависимости концентрации основных носителей в слоях  $\text{InGaAs}$ , легированных иттербием (кривая 1) и комплексно легированных алюминием и иттербием (кривая 2), от концентрации иттербия в жидкой фазе. Как видно из рисунка, введение в расплав иттербия сопровождается уменьшением концентрации носителей. При определенной концентрации иттербия, равной  $7,5 \cdot 10^{-3}$  ат.%, происходит инверсия типа проводимости с  $n$  на  $p$ . Добавление алюминия в расплав в количестве  $9 \cdot 10^{-4}$  ат.%, (случай комплексного легирования) не изменяет характера поведения концентрации основных носителей, но существенно смещает точку инверсии в сторону значительно меньших концентраций иттербия в растворе-расплаве. Следовательно, влияние РЗЭ на морфологию слоев снижается, а захвата РЗЭ в виде включений второй фазы не происходит. Следует отметить, что при комплексном легировании наблюдается более значительное снижение концентрации электронов, чем в случае легирования растворов-расплавов только иттербием.

Поскольку концентрация фоновых доноров, как и акцепторов, может изменяться от процесса к процессу, а диапазон концентраций РЗЭ в расплаве, в котором наблюдается инверсия проводимости, довольно узкий, то с целью воспроизводимого получения слоев  $n$ -типа проводимости растворов-расплав, кроме ит-

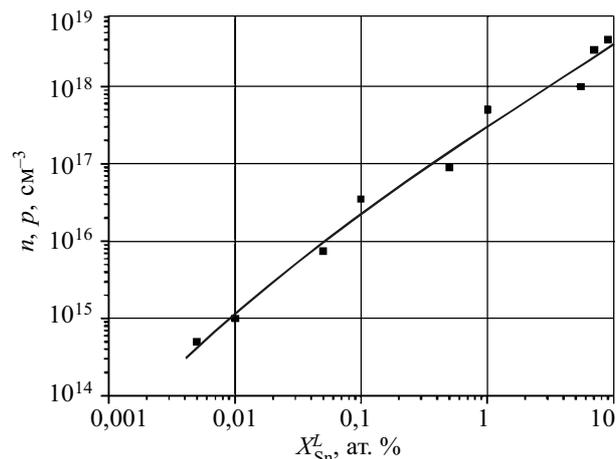


Рис. 2. Зависимость концентрации носителей заряда в эпитаксиальных слоях  $\text{In}_{0,38}\text{Ga}_{0,6}\text{As}$  от концентрации  $\text{Sn}$  в растворе-расплаве при фиксированных оптимальных концентрациях  $N_{\text{Yb}}^L=2 \cdot 10^{-3}$  ат.%, и  $N_{\text{Al}}^L=9 \cdot 10^{-4}$  ат.%

тербия и алюминия, дополнительно легировался оловом. Олово, как известно [5], практически не взаимодействует с РЗЭ.

Концентрационная зависимость электронов в слоях  $\text{In}_{0,38}\text{Ga}_{0,6}\text{As}$  от количества олова в жидкой фазе приведена на рис. 2. Результаты получены при оптимальных концентрациях алюминия и иттербия в расплаве индия. Зависимость концентрации электронов сохраняет линейный ход во всем исследованном диапазоне концентраций олова.

Таким образом, отработанная технология комплексного легирования обеспечила воспроизводимое получение слабокомпенсированных с планарной поверхностью слоев  $\text{InGaAs}$ .

Для стыковки двух  $p$ - $n$ -переходов (узкозонного и широкозонного) тандемной гетероструктуры используется туннельный диод. С целью уменьшения омических потерь фотопреобразователя  $p$ - и  $n$ -слои туннельного диода необходимо легировать до концентраций не меньше  $1 \cdot 10^{19}$   $\text{см}^{-3}$ . При низких температурах эпитаксии ( $600^\circ\text{C}$ ) возникают трудности в получении эпитаксиальных слоев с высоким уровнем легирования. Если слои  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  ( $x=0,1 \dots 0,2$ )  $p$ -типа с концентрацией дырок  $1 \cdot 10^{19}$   $\text{см}^{-3}$  с достаточной воспроизводимостью можно получить при легировании магнием [8], то слои  $n$ -типа даже при использовании теллура (имеющего наибольший коэффициент распределения среди донорных примесей в  $\text{GaAs}$ ) кристаллизуются с концентрацией электронов, не превышающей  $(6 \dots 7) \cdot 10^{18}$   $\text{см}^{-3}$ . Концентрация электронов в слоях, легированных амфотерным кремнием, еще ниже —  $1 \cdot 10^{18}$   $\text{см}^{-3}$ . В твердых же растворах  $\text{Al}_{0,15}\text{Ga}_{0,85}\text{As}$  насыщение концентрационной кривой электронов, в зависимости от количества теллура в жидкой фазе, наблюдается на уровне  $(5 \dots 6) \cdot 10^{18}$   $\text{см}^{-3}$  [9].

Для решения возникшей проблемы нами было использовано сложное легирование галлиевых расплавов донорной ( $\text{Te}$ ) и амфотерной ( $\text{Si}$ ) примесью, а также изовалентным элементом — висмутом. Теллур является донором. Кремний — одна из основных фоновых примесей в  $\text{GaAs}$ . В зависимости от условий выра-

щивания он может встраиваться в подрешетку как галлия, так и мышьяка. Но его концентрация в слоях зависит от чистоты компонентов шихты, осадки, газов, технологических условий кристаллизации слоев. Поэтому с целью стабилизации вклада, вносимого в проводимость слоев, кремний добавляли в расплав в количестве  $\approx 10^{18}$  см<sup>-3</sup>, что по порядку величины близко к его фоновому уровню.

Основная роль в повышении концентрации электронов в слоях Al<sub>0,15</sub>Ga<sub>0,85</sub>As принадлежала изовалентному висмуту. Являясь изовалентной примесью, он сам не влияет на электропроводность слоев, но оказывает существенное воздействие на перераспределение собственных точечных дефектов. В эпитаксиальных слоях GaAs висмут входит в подрешетку мышьяка, образуя примесные точечные дефекты типа  $V_{As}^+$ , и при концентрациях, превышающих 1 ат.%, стимулирует увеличение вакансий галлия и уменьшение вакансий мышьяка [10]. Поэтому кремний преимущественно будет встраиваться в подрешетку галлия, проявляя при этом донорные свойства и увеличивая концентрацию электронов в эпитаксиальных слоях. Этим можно объяснить увеличение концентрации электронов до  $10^{20}$  см<sup>-3</sup> в слоях Al<sub>0,15</sub>Ga<sub>0,85</sub>As, полученных ЖФЭ, которое мы наблюдали при легировании галлиевых растворов-расплавов одновременно теллуrom, кремнием и висмутом (рис. 3). Эффективность перераспределения кремния по подрешеткам зависит от количества висмута в расплаве, о чем свидетельствует возрастание концентрации электронов с ростом концентрации висмута.

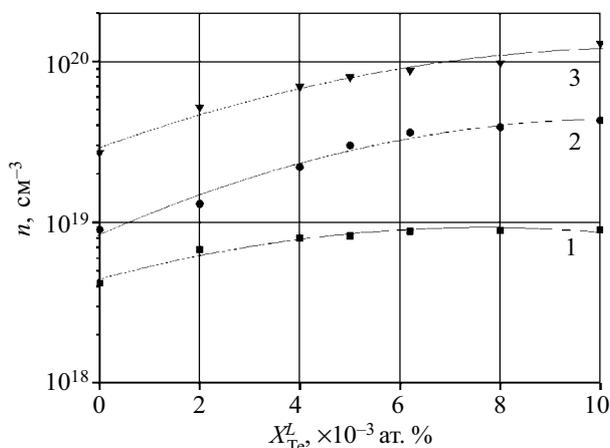


Рис. 3. Зависимость концентрации электронов в слоях Al<sub>0,15</sub>Ga<sub>0,85</sub>As от концентрации теллура в расплаве галлия при фиксированных концентрациях Bi и Si: 1 — 5·10<sup>-2</sup> ат.% Si и 0 ат.% Bi; 2 — 5·10<sup>-2</sup> ат.% Si и 7,7 ат.% Bi; 3 — 5·10<sup>-2</sup> ат.% Si и 18,2 ат.% Bi

Таким образом, использование сложного легирования в низкотемпературной ЖФЭ позволяет повысить концентрацию электронов в слоях Al<sub>0,15</sub>Ga<sub>0,85</sub>As до уровня  $5 \cdot 10^{19}$ — $1 \cdot 10^{20}$  см<sup>-3</sup>, удовлетворяющего условию получения качественного туннельного диода.

Достигнутый нами уровень технологии низкотемпературной ЖФЭ позволил получить монокристаллические каскадные гетероструктуры, на основе которых были изготовлены фотоэлектрические преобразователи солнечной энергии с разбросом КПД до 8% от среднего его значения в одной партии [3].

Для изготовления модуля солнечных элементов были отобраны фотопреобразователи с КПД от 29 до 30,1% размерами 10×20 мм. Активная площадь фотопреобразователя ( $S_{\text{акт}}$ ) составляла 1,76 см<sup>2</sup>. При изготовлении модуля использовалось последовательно-параллельное соединение двенадцати фотопреобразователей. Электрический контакт фотопреобразователей с токопроводящими шинами модуля выполнялся с помощью токопроводящей терморезистивной пасты на основе серебра. Электрическое соединение между токопроводящей дорожкой на лицевой стороне фотопреобразователя и шиной модуля создавался пайкой медных проводников.

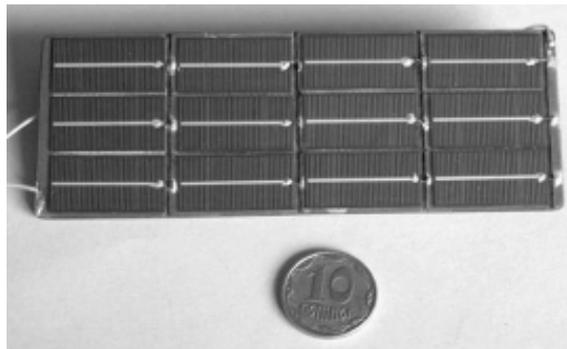


Рис. 4. Модуль солнечных элементов на основе тандемных гетероструктур GaAs-InGaAs-AlGaAs

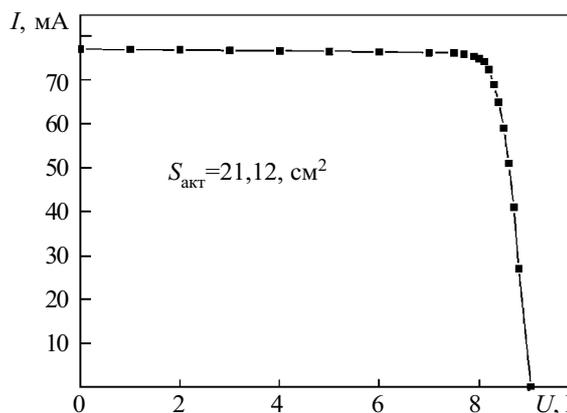


Рис. 5. Вольт-амперная характеристика модуля из двенадцати солнечных элементов

Вольт-амперная характеристика такого модуля солнечных элементов (см. рис. 4), приведена на рис. 5. Измерения проводились при спектральных условиях АМ 1,5. Максимальное значение тока ( $I$ ), генерируемого модулем под действием света, составляло 77,1 мА, а напряжение холостого хода  $U_{\text{хх}} = 9,05$  В. Коэффициент полезного действия модуля, определенный при максимальной мощности 602 мВт, достигал 28,5%.

Дальнейшее совершенствование конструкции модуля, в частности использование межсоединительных соединений на основе золота, а также концентраторов солнечного света, позволит повысить его КПД.

\*\*\*

Таким образом, в результате выполнения комплекса работ по разработке технологии изготовления высококачественных тандемных гетероструктур методом

ЖФЭ в системе GaAs–InGaAs–AlGaAs с использованием комплексного легирования редкоземельными и изовалентными примесями [11—14] были изготовлены высококачественные фотопреобразователи солнечной энергии, на основе которых создан модуль солнечных элементов с КПД, достигающим 28,5 % при АМ 1,5.

## ИСПОЛЬЗОВАННЫЕ ИСТОЧНИКИ

1. Meyer M., Metzger R. A. Flying high: the commercial satellite industry converts to compound semiconductor solar cells // *Compounds semiconductors*.— 1997.— Special issue.— P. 40—42.
2. Алфёров Ж. И., Андреев В. М., Румянцев В. Д. Тенденции и перспективы развития солнечной фотоэнергетики // *ФТП*.— 2004.— Т. 38, вып. 8.— С. 937—947.
3. Круковский С. И., Николаенко Ю. Е. Солнечные элементы на основе тандемных гетероструктур GaAs–InGaAs–AlGaAs // *Технология и конструирование в электронной аппаратуре*.— 2003.— № 6.— С. 39—40.
4. Николаенко Ю. Е., Круковский С. И., Завербный И. Р. и др. Получение тандемных гетероструктур GaAs–InGaAs–AlGaAs для фотопреобразователей солнечной энергии // *Там же*.— 2002.— № 3.— С. 27—29.
5. Гореленок А. Т., Каманин А. В., Шмидт Н. М. Редкоземельные элементы в технологии соединений  $A^{III}B^V$  и приборов на их основе // *ФТП*.— 2003.— Т. 37, вып. 8.— С. 922—940.
6. Беспалов В. А., Елкин А. Г., Журкин Б. Г. и др. Механизм влияния редкоземельных элементов на свойства слоев GaAs, выращенных жидкофазной эпитаксией // *Краткие сообщения по физике*.— 1987.— № 9.— С. 32—34.

7. Семенова Г. Н., Крыштаб Т. Г., Кладько В. П. и др. Свойства эпитаксиальных слоев GaAs, AlGaAs, полученных жидкофазной эпитаксией с использованием добавок редкоземельных элементов // *Изв. АН СССР. Неорганич. материалы*.— 1996.— Т. 32, № 8.— С. 916—919.

8. Yu J. Z., Iwai S., Aoyagi Y. et al. Growth and doping characteristics of  $Al_xGa_{1-x}As$  grown by LPE at 780°C // *Scientific papers of the Institute of Physical and Chemical research*.— 1984.— Vol. 78, N 2.— P. 13—18.

9. Milanova M., Khvostikov V. Growth and doping of GaAs and AlGaAs layers by low-temperature liquid-phase epitaxy // *Journal of Crystal Growth*.— 2000.— Vol. 219.— P. 193—198.

10. Акчурин Р. Х., Донская И. О., Дулин С. И., Уфимцев В. Б. Расчет изменения концентрации собственных дефектов в арсенидах галлия и индия при изовалентном легировании висмутом // *Кристаллография*.— 1988.— Т. 33, вып. 2.— С. 464—470.

11. Krukovsky S., Bolshakova I., Korbutiak D. et al. Radiation resistance of GaAs, AlGaAs heterostructures doped with isovalent and rare-earth elements // *Radiation Physics and Chemistry*.— 2001.— Vol. 61.— P. 553—555.

12. Заячук Д. М., Круковский С. І. Вплив домішок рідкісноземельних елементів Gd і Yb на електрофізичні властивості епітаксійних шарів GaAs // *Вісн. НУ “Львівська політехніка”*.— 2001.— № 430.— С. 73—75.

13. Заячук Д. М., Кемпник В. І., Круковский С. І. та ін. Домішки РЗЕ у напівпровідниках  $A^4B^6$  і  $A^3B^5$ : поведінка та вплив на фізичні властивості // *Вісн. НУ “Львівська політехніка”*.— 2002.— № 459.— С. 110—123.

14. Пат. 50883 України. Спосіб отримання напівізолюючого арсеніду галію / М. М. Ваків, С. І. Круковский, Ю. Є. Ніколаенко.— 2002.— Бюл. № 11.

*Д. т. н. Е. Н. ПИСЬМЕННИЙ, к. т. н. В. Д. БУРЛЕЙ,  
к. т. н. В. А. РОГАЧЕВ, к. т. н. А. М. ТЕРЕХ*

Украина, НТУУ «Киевский политехнический институт»  
E-mail: kravetz\_kpi@ukr.net

Дата поступления в редакцию  
29.07 2004 г.

Оппонент *к. т. н. В. И. ЕФРЕМОВ*  
(НИИ "Шторм", г. Одесса)

## ТЕПЛОВАЯ ЭФФЕКТИВНОСТЬ ОРЕБРЕННЫХ ПОВЕРХНОСТЕЙ ПРИ НИЗКОСКОРОСТНОМ ОБДУВЕ

*При охлаждении с воздушным обдувом использование поверхности с сетчато-проволочным оребрением предпочтительнее, чем с пластинчатым, с точки зрения уменьшения массы.*

Проблема охлаждения современных персональных компьютеров (ПК) приобретает особую актуальность из-за роста количества транзисторов в процессоре (до нескольких десятков миллионов на площади 2—2,5 см<sup>2</sup>), а также с ростом тактовой частоты самого процессора, приближающейся к уровню 3,5 ГГц. В рамках существующих технологических состояния и тенденции развития элементной базы ПК приводят к увеличению рассеиваемой мощности таких устройств до 65—75 Вт, что значительно повышает их перегрев. В качестве охлаждающего устройства процессора широко применяется стандартное сочетание оребренной поверхности с малогабаритным низконапорным осевым вентилятором, называемое кулером.

С целью определения эффективности таких систем воздушного охлаждения для теплонагруженных элементов ПК проведены исследования различных развитых оребренных поверхностей. Исследовались медные оребренные поверхности с плоским основанием при различных направлениях обдува ребер с помощью осевого вентилятора.

Основные конструктивные характеристики теплоотводящих поверхностей приведены в **таблице**. Исследованы поверхности с пластинчатым (№ 1) и сетчато-проволочным (№№ 2—5) оребрением. Для обдува использован вентилятор BS601012H фирмы Vi-Sonic Technology, являющийся составной частью кулера типа DP5-611A компании Cooler Master. Его габаритные размеры 60×60×10 мм, частота вращения крыльчатки 4500 мин<sup>-1</sup>, максимальный расход воздуха 0,0113 м<sup>3</sup>/с, напор до 3 мм вод. столба [1, 2]. На **рис. 1 и 2** показаны схемы с верхним и боковым обдувом поверхностей.