

## Фототермоакустическая и фотоэлектрическая микроскопия кремния

© Р.М. Бурбело, А.Г. Кузьмич, И.Я. Кучеров

Киевский университет им. Тараса Шевченко,  
252017 Киев, Украина

(Получена 11 августа 1998 г. Принята к печати 1 октября 1998 г.)

Методом совмещенной фототермоакустической и фотоэлектрической микроскопии исследованы структуры на основе кремния: эпитаксиально выращенная область  $n$ -типа в  $p$ -подложке; граница раздела  $p-p^+$ , полученная имплантацией ионов бора; область вблизи вершины трещины. Делается вывод, что наиболее вероятной причиной визуализации областей эпитаксии тепловыми волнами являются упругие напряжения, возникающие в процессе изготовления структур. Показано, что пространственное распределение упругих напряжений, возникающих при ионной имплантации, визуализируется тепловыми волнами. В области вблизи вершины трещины тепловыми волнами и волнами электронно-дырочной плазмы диагностируются неоднородности в термоупругих и электрических свойствах протяженностью в сотни микрон. Обнаружена пространственная периодичность в изменениях термоупругих свойств вблизи вершины трещины с периодом  $\sim 85$  мкм.

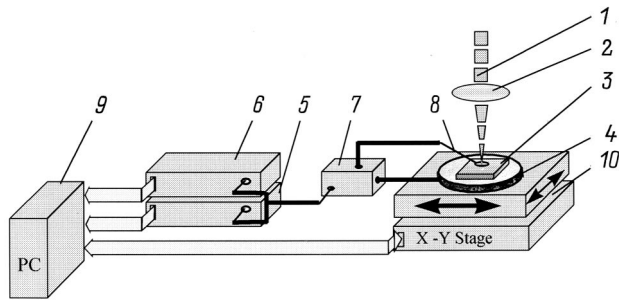
Фототермоакустическая микроскопия — развивающийся метод диагностики материалов и изделий [1–3]. Носителем информации в нем являются тепловые волны. Их возбуждение, как правило, осуществляется модулированным оптическим излучением. Свет, поглощаясь образцом, периодически нагревает его, возбуждая тепловые волны. Амплитуда и фаза тепловых волн являются функциями оптических и тепловых параметров образца. Регистрируя тем или иным способом переменную составляющую температуры ( $\theta$ ), можно получить информацию о свойствах образца. В настоящее время предложено несколько различных методов регистрации  $\theta$ . Существенным в фототермоакустической микроскопии является зависимость получаемой информации от метода регистрации  $\theta$ . В настоящей работе используется метод пьезоэлектрической регистрации, как один из наиболее чувствительных [2].

В полупроводниках при облучении их модулированным светом наряду с возбуждением тепловых волн происходит возбуждение волн электронно-дырочной плазмы неравновесных носителей. Это приводит к изменению распределения объемных источников тепла и, как следствие, к зависимости  $\theta$  от генерационно-рекомбинационных параметров полупроводников (времени жизни неравновесных носителей, коэффициента диффузии носителей, скорости рекомбинации и др.) [4]. Волны электронно-дырочной плазмы неравновесных носителей можно использовать и как самостоятельный носитель информации для диагностики полупроводников. Последние описываются законом дисперсии, подобным для тепловых волн [5]. Особенностью волн электронно-дырочной плазмы является конечное время жизни неравновесных электронно-дырочных пар. Это приводит к несколько иной зависимости их диффузионной длины по сравнению с диффузионной длиной тепловых волн. В остальном свойства волн электронно-дырочной плазмы подобны свойствам тепловых волн. Это создает благоприятные условия для совмещения в одном устройстве двух методов диагностики полупроводников и полупроводниковых изделий, использующих в качестве носителя информации

тепловые волны и волны электронно-дырочной плазмы. Поскольку параметры тепловых волн и волн электронно-дырочной плазмы определяются разными константами полупроводниковых материалов, а свойства их подобны, эти два метода в одном устройстве удачно дополняют друг друга [6].

Настоящая работа посвящена исследованию некоторых структур на основе кремния методом совмещенной фототермоакустической (ФА) и фотоэлектрической (ФЭ) микроскопий. Эти исследования нам представляются интересными потому, что, хотя ФА эффект широко используется для исследования полупроводников (см., например, [7]), ФА микроскопия полупроводников с пьезоэлектрической регистрацией практически не изучена, имеются лишь отдельные работы [8–10], а сравнительные исследования полупроводников методами ФА и ФЭ микроскопии отсутствуют вообще.

Блок-схема совмещенного ФА–ФЭ микроскопа, в котором в качестве информационных параметров использовались амплитуда и фаза ФА и ФЭ сигналов, показана на рис. 1. Модулированное с частотой  $f = 80$  кГц излучение лазера (1) ( $\lambda = 488$  мкм) с помощью линзы (2) фокусируется на поверхность образца (3) в пятно диаметром не более 10 мкм. Излучение лазера, поглощаясь образцом, нагревает его и генерирует неравновесные электроны и дырки. В результате в образце возбуждаются тепловые волны и волны электронно-дырочной плазмы. Вследствие термоупругого эффекта тепловые волны приводят к генерации ультразвуковых колебаний, которые регистрируются пьезопреобразователем (4). Электрический сигнал с пьезопреобразователя через коммутатор (7) подается на два идентичных синхронных усилителя (5, 6), которые на своих выходах вырабатывают ФА сигналы, сдвинутые по фазе на  $\pi/2$ . Эти сигналы обрабатываются ЭВМ (9), происходит вычисление амплитуды (в относительных единицах) и фазового сдвига ФА сигнала. Полученная информация может быть представлена в виде полутоновых амплитудных и фазовых топограмм или построчных графиков. Информацию о переменной составляющей концентрации



**Рис. 1.** Блок-схема совмещенного фототермоакустического и фотоэлектрического микроскопа.

неравновесных носителей на поверхности образца получали путем измерения конденсаторной фотоэдс [11]. Для этого у поверхности образца располагался тонкий металлический электрод (8) в виде шайбы диаметром 1 мм с отверстием в центре для лазерного луча. Электрический сигнал фотоэдс обрабатывался точно так же, как и ФА сигнал. Сканирование лазерного луча по образцу осуществлялось путем перемещения образца совместно с пьезодатчиком на координатном столике (10) с шагом 0.01 мм под управлением ЭВМ.

Были исследованы следующие образцы:

- пластины  $p$ -Si с областью эпитаксиального наращивания  $n$ -типа ("карман");
- пластины  $p$ -Si с границей раздела нелегированная-легированная область (имплантация ионов  $V^+$  с дозой  $0.05 \text{ мкК/см}^{-2}$ );
- пластина  $p$ -Si с трещиной, возникшей на стадии ее первичной обработки (КМД,  $\rho = 6 \cdot 10^3 \text{ Ом}\cdot\text{см}$ , плотность дислокаций  $\sigma = 5 \cdot 10^{-4} \text{ см}^{-2}$ ).

Поверхность всех образцов зеркально полирована.

На рис. 2–4 приведены ФА и ФЭ амплитудные (*ampl.*) и фазовые (*phase*) топограммы этих образцов и графики изменения амплитуды и фазы в пределах одной строки с указанной координатой, которая показана на топограммах линией  $LS-L'S'$ . Более светлое поле на топограммах соответствует большей величине соответствующего параметра сигнала. Размер области изображения  $2.4 \times 2.4 \text{ мм}$ .

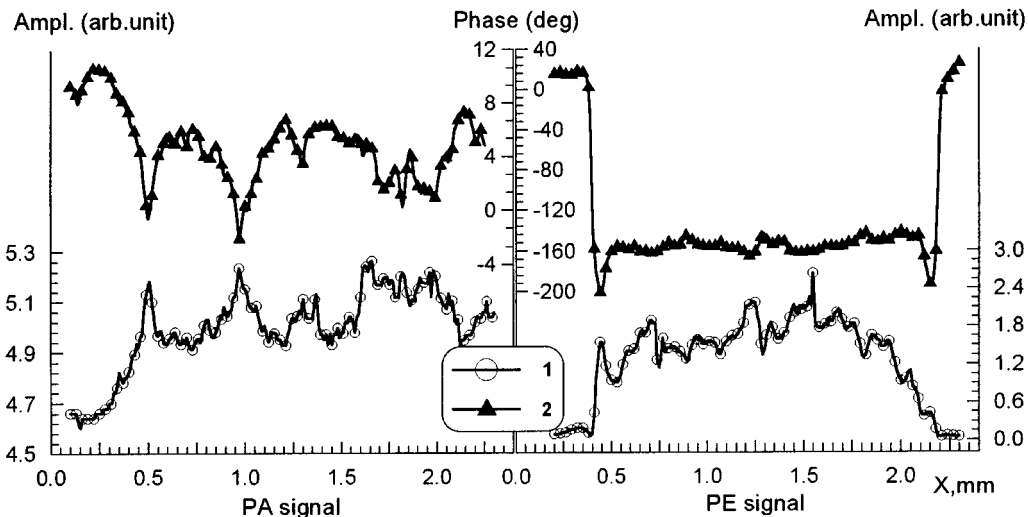
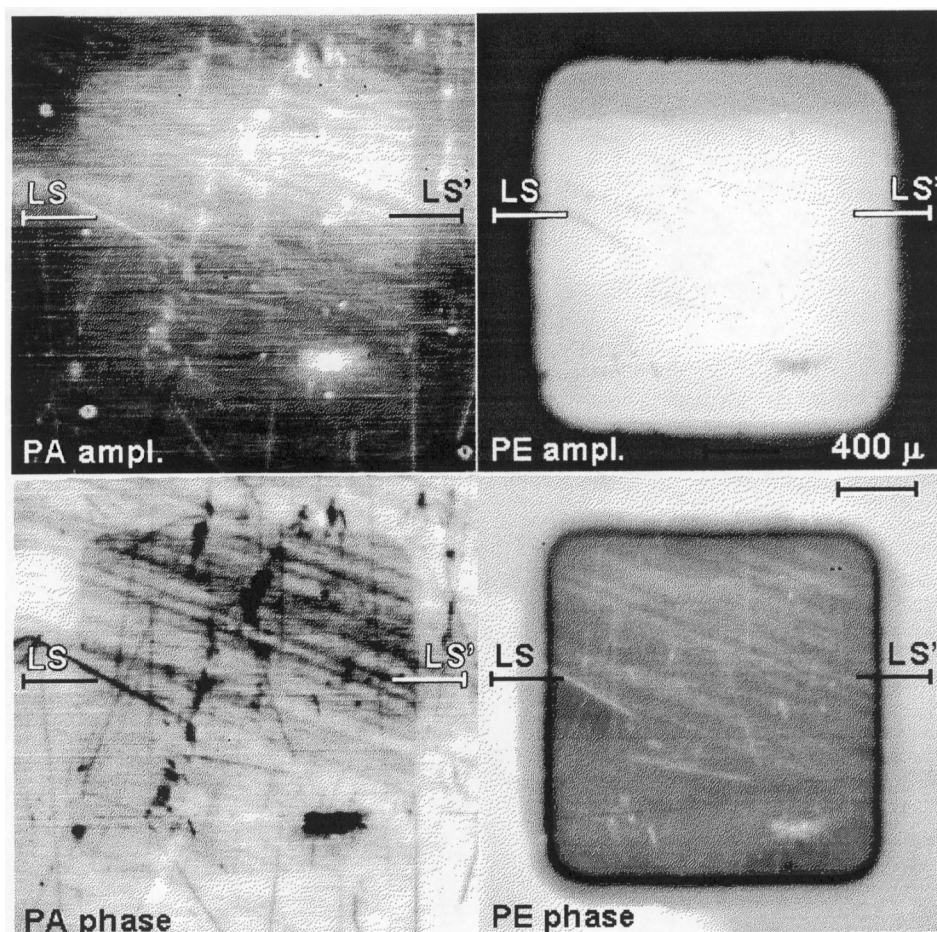
Из приведенных иллюстраций видно, что ФА и ФЭ топограммы по-разному, но достаточно четко передают имеющиеся неоднородности исследуемых структур. Наклонные светлые и темные полосы и пятна на ФА и ФЭ топограммах кармана (рис. 2) оптически не наблюдаются и, по-видимому, являются изображением заполированных дефектов (царапин, микротрещин, выколов и т.п.), возникающих на стадии финишной обработки (вскрытии) карманов. Если сравнить ФА и ФЭ изображения различных структур между собой, то можно отметить следующее:

- неоднородности различной природы в кремнии ФА и ФЭ топограмм передаются по-разному;
- $p$ - $n$ -переход ФЭ изображения передают четче, нежели ФА;

– заполированные царапины, выколы и нарушения в свойствах вблизи трещины, наоборот, более полно передают ФА изображения.

Это можно объяснить тем, что ФА сигнал в первую очередь определяется термоупругими параметрами материала (теплопроводностью, теплоемкостью, коэффициентом теплового расширения, упругими постоянными), которые мало изменяются при изменении электрических параметров полупроводника, например концентрации носителей заряда. Следовательно, вариации ФА сигнала (амплитуды и фазы) в основном определяются изменением термоупругих свойств. Это означает, что визуализация  $p$ - $n$ -перехода тепловыми волнами, по-видимому, не связана с изменением концентрации носителей заряда, а с чем-то иным (см. далее). ФЭ же сигнал преимущественно определяется электрическими параметрами (концентрацией неравновесных электронов и дырок, поверхностным изгибом зон и т.п.), на которые различного рода дефекты могут также оказывать заметное влияние [12], что создает условия для их визуализации волнами электронно-дырочной плазмы.

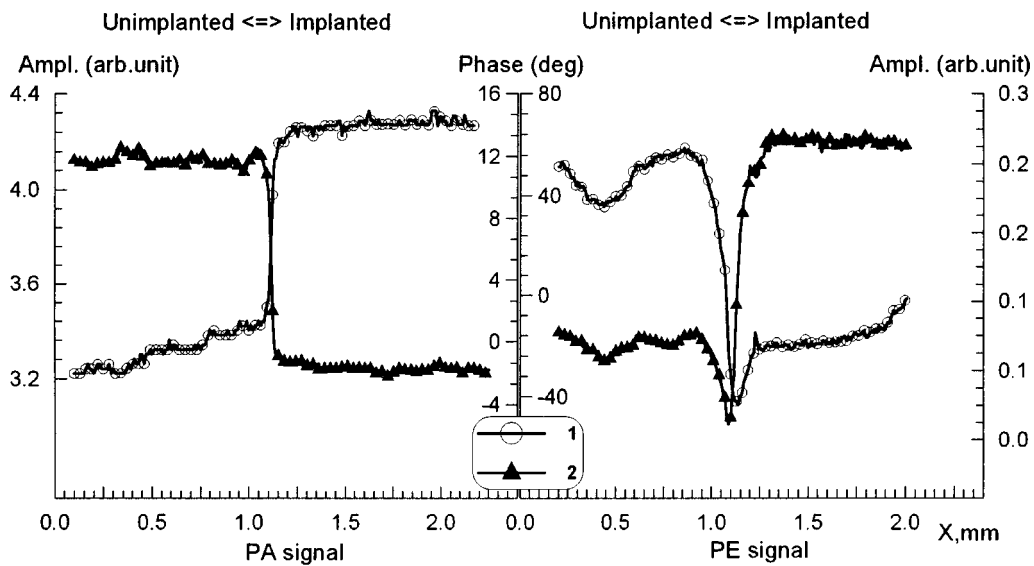
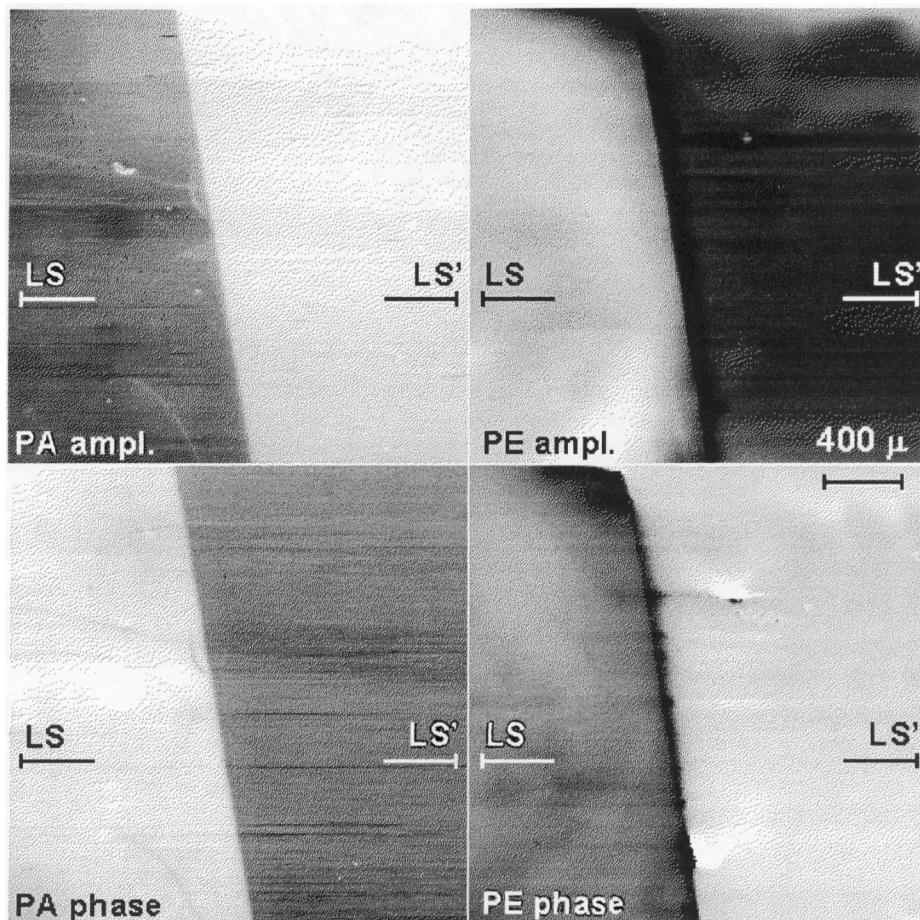
Сравнив изображения, полученные от образцов с  $p$ - $n$ - и  $p$ - $p^+$ -переходами (рис. 2 и 3), видим, что в случае  $p$ - $n$ -перехода амплитуды ФА и ФЭ сигналов возрастают при переходе из области  $p$ -типа проводимости в область  $n$ -типа (из области с большей концентрацией дырок в область, где их концентрация меньше). Фазовый сдвиг ФА сигнала в  $n$ -области невелик (порядка  $2^\circ$ – $5^\circ$ ) и несколько возрастает (примерно до  $7^\circ$ – $10^\circ$ ) при переходе в  $p$ -область. Фаза же колебаний ФЭ сигнала при переходе из  $p$ -области в  $n$ -область уменьшается практически на  $\pi$ , т.е. колебания ФЭ сигнала в  $p$ - и  $n$ -областях находятся в противофазе. Для  $p$ - $p^+$ -перехода, созданного имплантацией ионов  $V^+$ , амплитуда ФЭ сигнала в имплантированной области (обогащенной дырками) меньше, чем в неимплантированной области. Фазовый сдвиг ФЭ сигнала в ионно-имплантированной области примерно на  $80^\circ$  больше, чем в неимплантированной части кристалла. Это качественно согласуется с изменениями ФЭ сигнала при переходе раздела  $p$ -Si- $n$ -Si в  $p$ - $n$ -переходе. Амплитуда ФА сигнала, наоборот, больше для области, имплантированной ионами бора, чем в неимплантированной. А для  $p$ - $n$ -перехода, как отмечалось выше, амплитуда ФА сигнала уменьшается при переходе от области  $n$ -типа к области  $p$ -типа проводимости. Фазовый сдвиг ФА сигнала в неимплантированной области составляет примерно  $\sim 12^\circ$ , а в имплантированной он уменьшается до  $\sim 2^\circ$ . Видим, что изменения амплитуды и фазы ФА сигнала при переходе от  $p$ -области к  $p^+$ -области подобны таковым в  $p$ - $n$ -структуре при переходе границы раздела  $p$ -Si- $n$ -Si. Это означает, что визуализация тепловыми волнами  $p$ - $p^+$ -структуры, так же как и  $p$ - $n$ -перехода, не связана с изменением электрических свойств. Такое поведение ФА сигнала в ионно-легированном кремнии можно объяснить следующим образом. В процессе имплантации ионов бора в приповерхностном слое Si возникают упругие напряжения [13].



**Рис. 2.** Фототермоакустические (*PA ampl.*, *PA phase*) и фотоэлектрические (*PE ampl.*, *PE phase*) изображения образца *p*-Si с областью эпитаксиального наращивания *n*-типа (карман) и графики изменения амплитуды и фазы сигналов вдоль строки, показанной на изображениях *LS*–*LS'* (1 — амплитуда, 2 — фаза).

В работе [14] прямыми экспериментами показано, что ФА отклик чувствителен к наличию упругих напряжений в твердом теле. Причем его относительная амплитуда зависит от знака упругих напряжений (сжатие или растяжение) по отношению к направлению термоупругих

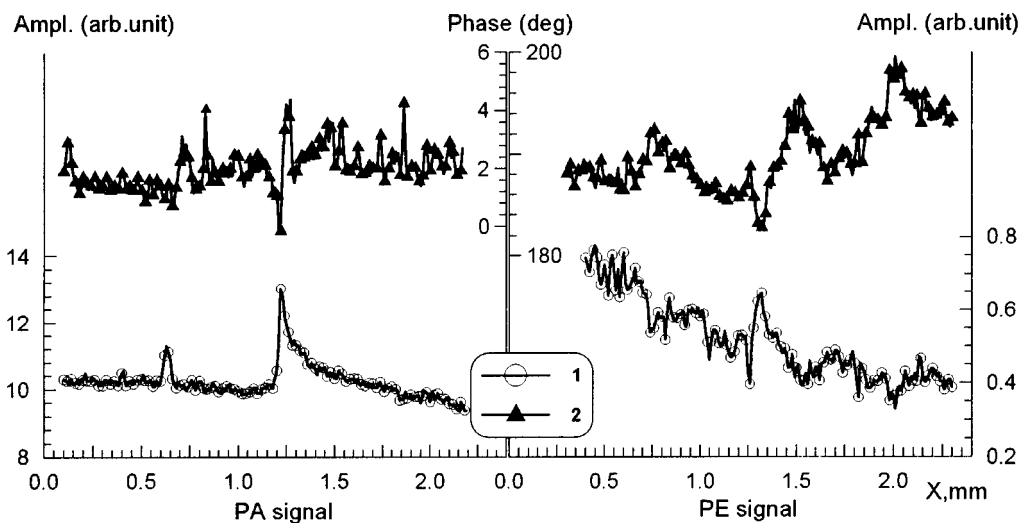
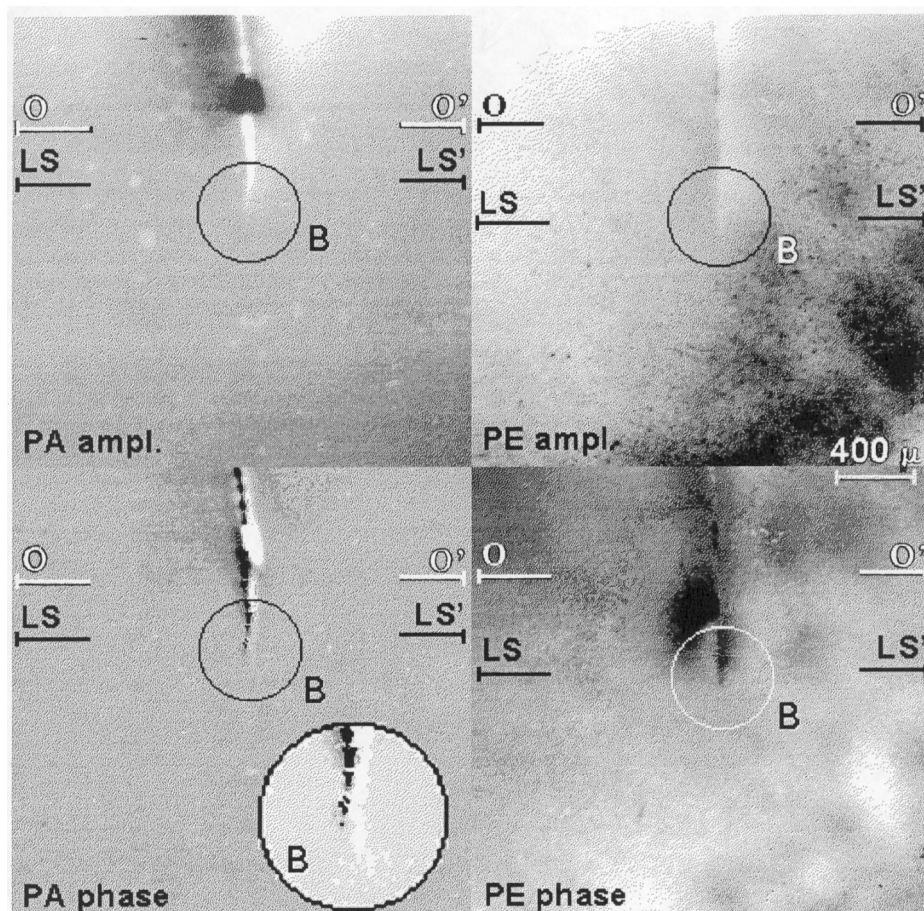
деформаций, формирующих ФА сигнал. В нашем случае ионная имплантация должна приводить к возникновению на глубине внедрения ионов  $V^+$  упругих напряжений типа растяжения. Их наличие может привести к увеличению коэффициента теплового линейного расширения



**Рис. 3.** Фототермоакустические (*PA ampl.*, *PA phase*) и фотоэлектрические (*PE ampl.*, *PE phase*) изображения границы раздела нелегированная–легированная область  $p-p^+$ -Si и графики изменения амплитуды и фазы сигналов вдоль строки, показанной на изображениях  $LS-LS'$  (1 — амплитуда, 2 — фаза).

$\alpha_T$ . А так как амплитуда ФА сигнала при пьезоэлектрической регистрации прямо пропорциональна  $\alpha_T$  [15], амплитуда ФА отклика в имплантированной области должна возрастать. Все это дает основание полагать, что

увеличение амплитуды ФА сигнала в имплантированной области обусловлено, по всей вероятности, возникновением упругих напряжений в кристалле в процессе введения примеси.



**Рис. 4.** Фототермоакустические (*PA ampl.*, *PA phase*) и фотоэлектрические (*PE ampl.*, *PE phase*) изображения образца *p*-Si с трещиной и графики изменения амплитуды и фазы сигналов вдоль строки, показанной на изображениях *LS–LS'* (1 — амплитуда, 2 — фаза).

Так как электрические параметры не оказывают заметного влияния на ФА сигнал в *p–p*<sup>+</sup>-структуре, можно заключить, что визуализация кармана *n*-типа в *p*-подложке тепловыми волнами (рис. 2) также не связана с различием электрических свойств *p*- и *n*-областей

кремния. Наиболее вероятной причиной, приводящей к ФА визуализации кармана, является наличие упругих напряжений в области кармана, возникающих в процессе эпитаксиального наращивания *n*-кремния на *p*-подложку. Таким образом, сам факт ФА визуализации кармана

свидетельствует о наличии в нем остаточных упругих напряжений.

Проанализируем ФА и ФЭ топограммы образца с трещиной (рис. 4). Видно, что границы трещины имеют размытые края и длина дефекта существенно больше, чем при оптическом наблюдении (оптическая граница визуализации трещины определялась с помощью микроскопа с видимым увеличением 300 и на изображениях показана линией  $O-O'$ ). На ФА топограмме протяженность изображения трещины на  $\sim 0.4$  мм, а на ФЭ топограмме на  $\sim 0.56$  мм больше оптического. Это можно объяснить следующим образом. Образованию трещины в кристалле предшествует рост концентрации дислокаций. Разветвленная дислокационная структура и поля упругих напряжений вблизи вершины трещины ( $B$ ) влияют на термоупругие и электрические параметры полупроводника. Вследствие этого ФА и ФЭ изображения трещины существенно больше, чем оптическое. На ФА и ФЭ топограммах трещины в кремнии видна периодичность неоднородности трещины. Длина периода этой неоднородности  $\sim 85$  мкм. В части образца, у вершины трещины, где трещина оптически не просматривается, имеет место такая же периодичность неоднородности свойств. Наиболее четко она видна на фазовой ФА топограмме, что свидетельствует о ее термоупругой природе. Это, вероятно, связано с тем, что процесс развития трещины, который начинается с зарождения неоднородностей физических свойств кристалла, прежде всего упругих, носит пространственно-периодический характер. Этим, по-видимому, можно пояснить скачкообразный характер развития трещин, наблюдающийся экспериментально [16]. Представленные выше результаты позволяют сделать вывод о том, что с помощью тепловых волн и волн электронно-дырочной плазмы могут просматриваться области напряженного состояния кристалла, предшествующие его разрушению.

На ФЭ топограммах и графиках изменения амплитуды и фазы ФЭ сигнала в пределах строки в области существования упругих напряжений, у вершины трещины (рис. 4), наблюдается смена контраста изображения, связанная с довольно значительным перепадом измеряемого ФЭ сигнала.

Аналогично изменяются амплитуда и фазовый сдвиг ФЭ сигнала при прохождении области с меньшей концентрацией носителей дырочного типа (ср. рис. 4 с рис. 2 и 3). Это дает основание полагать, что в области формирования дефекта у вершины трещины в  $p$ -Si понижена концентрация дырок.

Таким образом, проведенные исследования показывают, что совмещение двух методов (фототермоакустического и фотоэлектрического) позволяет получать взаимно дополняющую информацию о свойствах полупроводниковых пластин и проводить диагностику структур и различного рода дефектов. В частности, показано, что: — наблюдаемый ФА контраст областей эпитаксиального наращивания, по всей вероятности, является следствием наличия в них упругих напряжений, которые возникают в

процессе их изготовления, что может быть использовано для диагностики качества полупроводниковых структур; — возникающие в процессе ионной имплантации полупроводниковых пластин упругие напряжения диагностируются ФА методом;

— упругонапряженная область, находящаяся вблизи вершины трещины в кремнии, имеет пространственно-периодическую структуру, которая, по-видимому, является причиной скачкообразного развития трещины;

— в упругонапряженной области, находящейся вблизи вершины трещины в  $p$ -кремнии, возникает область с пониженной концентрацией дырок.

Работа выполнялась при финансовой поддержке Украинского научно-технологического центра и базового финансирования Киевского университета им. Тараса Шевченко Министерством образования Украины.

## Список литературы

- [1] A. Rosencwaig. *Photoacoustics and Photoacoustic Spectroscopy* (N. Y., John Wiley, 1980).
- [2] A. Rosencwaig, G. Busse. *Appl. Phys. Lett.*, **36**, 725 (1980).
- [3] B.C. Forget, I. Barberean, D. Furnnier, S. Tuli, A.B. Battacharya. *Appl. Phys. Lett.*, **69**, 1107 (1996).
- [4] А.Н. Васильев, В.А. Сабликов, В.В. Сандомирский. *Изв. вузов. Физика*, **30**, вып. 6, 119 (1987).
- [5] J. Opsal, A. Rosencwaig. *Appl. Phys. Lett.*, **47**, 498 (1985).
- [6] Р.М. Бурбело, А.Л. Гуляев, А.Г. Кузьмич, И.Я. Кучеров. *ЖТФ*, **66**, 121 (1996).
- [7] *Photoacoustic and Photothermal Phenomena*. J. Progress in Natural Science, Suppl. to v. 6 (Science in China Press, Beijing, 1996).
- [8] W. Kipert, H.-J. Obramski, R. Meckenstack, J. Pelzl, D. Fournier, V. Zammit. J. Progress in Natural Science, Suppl. to v. 6 (Science in China Press, Beijing, 1996) p. 524.
- [9] J. He, S.Y. Zhang, Z.L. Qian, Y.Y. Guo, H.B. Wang. J. Progress in Natural Science, Suppl. to v. 6 (Science in China Press, Beijing, 1996) p. 531.
- [10] Г.И. Булах, Р.М. Бурбело, А.Л. Гуляев, И.Я. Кучеров. *ФТП*, **24**, 926 (1990).
- [11] В.Г. Литовченко, А.П. Горбань. *Основы физики микроэлектронных систем металл-диэлектрик-полупроводник* (Киев, Наук. думка. 1978) с. 316.
- [12] Г. Магаре. *Электроника дефектов в полупроводниках* (М., Мир, 1974) с. 463.
- [13] P. Zavmsil, V. Winter, F. Cembal, M. Servidori, Z. Sovrek. *Phys. St. Sol. (a)*, **100**, 95 (1987).
- [14] R.M. Burbelo, M.K. Zhabitenko. J. Progress in Natural Science, Suppl. to v. 6 (Science in China Press, Beijing, 1996) p. 720.
- [15] W. Jackson, N.M. Amer. *J. Appl. Phys.*, **51**, 3343 (1980).
- [16] В.А. Калитенко, И.Я. Кучеров, В.М. Перга, В.А. Тхорик. *ФТТ*, **30**, 3677 (1988).

Редактор В.В. Чалдышев

## Photothermoacoustic and photoelectric microscopy of silicon

R.M. Burbelo, A.G. Kuzmich, I.Ya. Kucherov

Taras Shevchenko University,  
252017 Kiev, Ukraine

**Abstract** Si-based structures —  $n$ -type regions of epitaxial build-up inside a  $p$ -type substrate, a  $p-p^+$  interface obtained by the boron implantation, and a near-top crack region — have been studied by means of combined photothermoacoustic and photoelectric microscopy. Conclusion is made that the most probable cause of the thermal-wave visualization of epitaxial regions is the elastic stresses arising in the regions during their making. It is shown that spatial distribution of the elastic stresses arisen during the ion-beam implantation is visualized as a sequence of the thermal waves traveling. In the near-top region of a crack the inhomogeneities of thermoplastic and electrical properties, which extend to some hundreds of microns, may be detected by thermal waves and electron-hole plasma waves as well. A spatial periodicity of thermoplastic properties of the near-top crack region is found; its period turned out to be about  $85 \mu\text{m}$ .

E-mail: akuzmich@genphys.ups.kiev.ua (Kuzmich)