

ИЗРАСТВАНЕ НА МОНОКРИСТАЛЕН 6H-SiC ВЪРХУ 3C-SiC ЧРЕЗ СУБЛИМАЦИОННА ЕПИТАКСИЯ

ХИРОКИ ТАКАГИ*, ТАРО НИШИГУЧИ*, ШИНГО ОТА*,
ТОМОАКИ ФУРУШО*, САТОРО ОШИМА*, СТАНИСЛАВ ЛИЛОВ,
ШИГЕХИРО НИШИНО*

Катедра "Физика на полупроводниците"
**Технологичен институт, Киото, Япония*

Хироки Такаги, Таро Нишигучи, Шинго Ота, Томоаки Фурушо, Саторо Ошима, Станислав Лиллов, Шигехиро Нишино. ИЗРАСТВАНЕ НА МОНОКРИСТАЛЕН 6H-SiC ВЪРХУ 3C-SiC ЧРЕЗ СУБЛИМАЦИОННА ЕПИТАКСИЯ

Чрез сублимационна епитаксия е получен монокристален силициев карбид, политип 6H, върху подложки от 3C-SiC. Показано е, че за постигане на фазовата трансформация от 3C-SiC до 6H-SiC са необходими температури на израстване, повисоки от 2000°C.

Hiroki Takagi, Taro Nishiguchi, Shingo Ohta, Tomoaki Furusho, Satoro Oshima, Stanislav Lilov, Shigehiro Nishino. GROWTH OF MONOCRISTALLINE 6H-SiC ON 3C-SiC BY SUBLIMATION EPITAXY

Monocrystalline silicon carbide, polytype 6H, has been grown on the substrates of 3C-SiC by sublimation epitaxy. It is shown that for phase transformation from 3C-SiC to 6H-SiC growth temperatures higher than 2000°C are needed.

Keywords: silicon carbide, polytype, monocrystalline, growth, sublimation, epitaxy
PACS number: 81.15.Kk

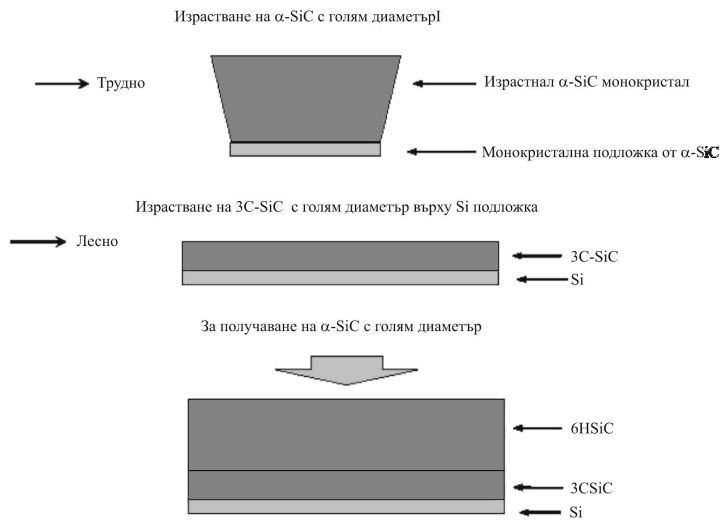
1. УВОД

Силициевият карбид (SiC) поради изключителните си химични и физични характеристики е особено перспективен полупроводников материал за ре-

лизиране на уреди, работещи при високи температури, високи мощности и високи нива на радиация [1–3]. Поради способността на SiC да функционира при екстремални условия естествено е да се очаква значително разширяване на неговите приложения в различни устройства и системи на съвременната високотемпературна и мощна електроника. Те варират от значително подобреното високоволтно превключване за икономия на енергия при превозните средства и общественото разпределение на електричество до по-мощната СВЧ електроника за радары и комуникации, както и до сензори и контролни уреди за чисто и по-ефективно изгаряне на горивото при реактивните самолети и автомобилните двигатели. В специалната област на мощните уреди теоретичните оценки показват, че мощните MOSFET и диодните изправители от SiC биха работили при значително по-високи напрежения и температури, биха имали превъзходни превключващи характеристики и все още биха имали размери почти 20 пъти по-малки от съответните им по номинал уреди от силиций [4]. Тези огромни предимства на силициевия карбид обаче трябва все още да бъдат реализирани в експерименталните SiC уреди. Това се дължи преди всичко на факта, че съществуващите технологии по израстване на кристали и изработване на уреди от SiC не са достатъчно добре развити до изискваната степен за надеждно внедряване в електронните системи.

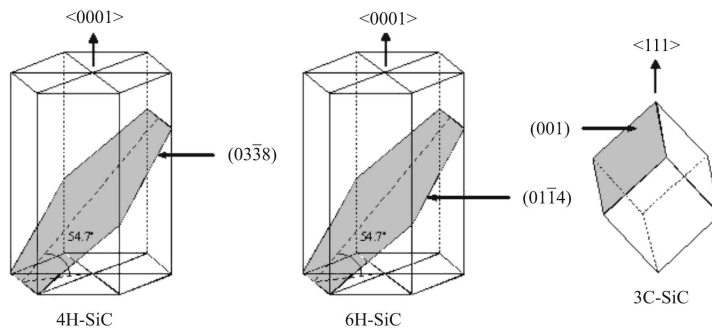
2. ВЪВЕДЕНИЕ

Съществуват много политипни модификации на силициевия карбид. Най-важни и сравнително добре овладяни за практическо използване в настоящия момент са политипите 6H-SiC и 4H-SiC (принадлежащи към α -модификация), и 3C-SiC (кубична, или β -модификация). Ключов елемент в развитието на SiC-електроника е възпроизводимото получаване на монокристални подложки от даден политип на SiC с високо качество и достатъчно големи размери. Развитието на технологията за израстване от газова фаза чрез модифицирания метод на Лели [5] на монокристални слитъци от SiC през последните години доведе до търговско предлагане на подложки от 6H-SiC и 4H-SiC с диаметър от 2 инча, израствани върху подложки с кристалографска ориентация {0001}. Отсъствието в настоящия момент обаче на подложки от тези политипи с диаметър от 6 инча и по-голям, необходими за широкомащабно производство на полупроводникови уреди за силовата, високочестотната и високотемпературната електроника, е едно от главните препятствия за комерсиалния успех на SiC. През последните години е реализиран значителен успех в технологията за израстване на дебели епитаксиални слоеве от 3C-SiC чрез химично отлагане от газова фаза върху подложки с голям диаметър от добре овладения в технологично отношение Si [6]. По тази причина, с оглед получаване на слитъци от 6H-SiC и 4H-SiC с големи диаметри, от съществено значение би било разработването на технология за възпроизводимо израстване на 6H-SiC и 4H-SiC върху 3C-SiC. Изложеното по-горе се илюстрира схематично на фиг. 1.



Фиг. 1. Схема за израстване на α -SiC върху 3C-SiC

От друга страна, по аналогия с технологията за създаване на MOS структури на основата на Si при използването на 6H-SiC и 4H-SiC за създаване на MOSFET уреди на тяхна основа от съществено значение е върху коя кристалографска плоскост се осъществява израстването. При създаването на силициевите MOS уреди обикновено епитаксиалното израстване се извършва върху плоскостта Si(001) поради по-малката плътност на състоянията на интерфейса при нея в сравнение с плоскостта Si(111) [7]. Очаква се, че и в MOSFET уредите на основата на SiC ще се наблюдава подобно явление. В 6H-SiC и 4H-SiC еквивалентни на плоскостта (001) в 3C-SiC са съответно плоскостите $(01\bar{1}4)$ и $(03\bar{3}8)$, както се вижда от фиг.2.

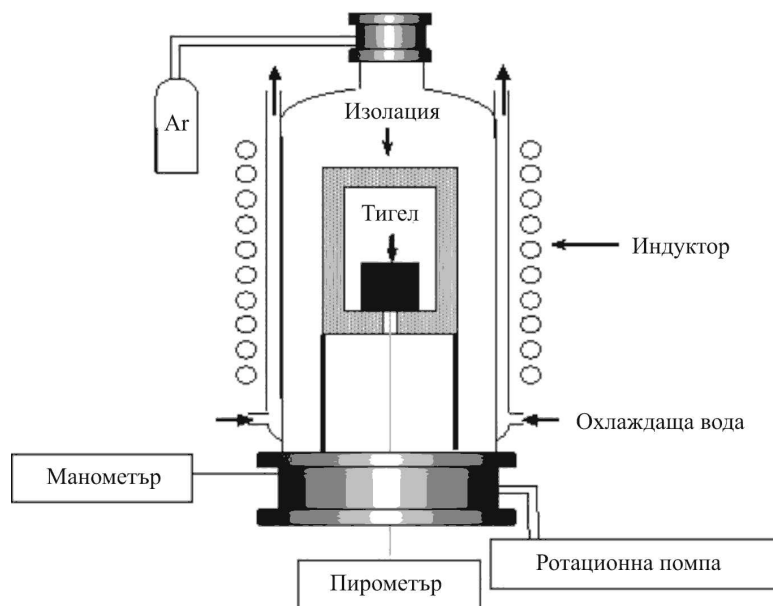


Фиг. 2. Схематична илюстрация за елементарните клетки на 4H-SiC, 6H-SiC и 3C-SiC

В [8] е показано, че MOS структури върху $4\text{H-SiC}(03\bar{3}8)$ имат по-ниска плътност на състоянията на интерфейса в сравнение с тези върху $4\text{H-SiC}(0001)$. Аналогично на това би могло да се очаква подобно явление и за MOS структури върху $6\text{H-SiC}(01\bar{1}4)$ в сравнение с тези върху $6\text{H-SiC}(0001)$. Предвид гореизложеното в настоящата работа са представени резултати по израстване на $6\text{H-SiC}(01\bar{1}4)$ върху подложки от $3\text{C-SiC}(001)$ чрез сублимационна епитаксия (“сандвич” метод) [9].

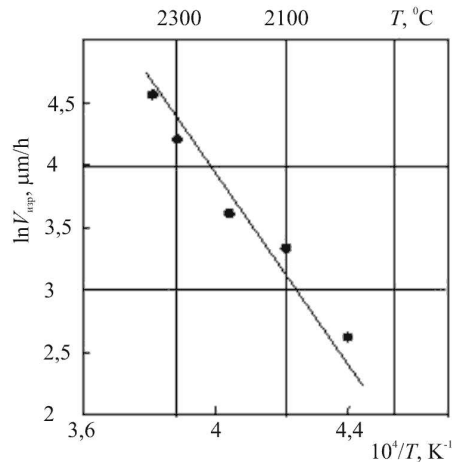
3. РЕЗУЛТАТИ И ОБСЪЖДАНЕ

Израстването на 6H-SiC се осъществява в апаратура, схематично представена на фиг. 3, върху подложки от $3\text{C-SiC}(001)$ в атмосфера на аргон при налягане 1,5 kPa в температурния интервал $2000\text{--}2350^\circ\text{C}$. Температурата се измерва с помощта на оптичен пирометър. Като източник на пари на SiC се използва поликристален SiC, предварително синтерован за време 2 ч. при температура 2200°C и в атмосфера на аргон при налягане 100 kPa. Източникът и подложките с разстояние между тях 3 mm се намират в графитов тигел. Същият се монтира и нагрява външно с помощта на високочестотен генератор в реактор, представляващ вертикална кварцова тръба с водоохлаждаеми стени. Тигелът се покрива с термична изолация, предотвратяваща топлинните загуби.

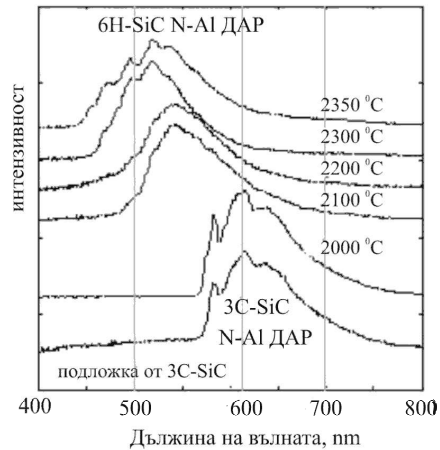


Фиг. 3. Схема на апаратурата за израстване на 6H-SiC върху 3C-SiC

Дебелината на израсналите слоеве в изследвания температурен интервал 2000–2350 °C варира от 26 μm до 200 μm , съответно. На фиг. 4 е представена температурната зависимост на скоростта на израстване, на основата на която е определена енергия на активация на процеса от 275 kJ/mol.



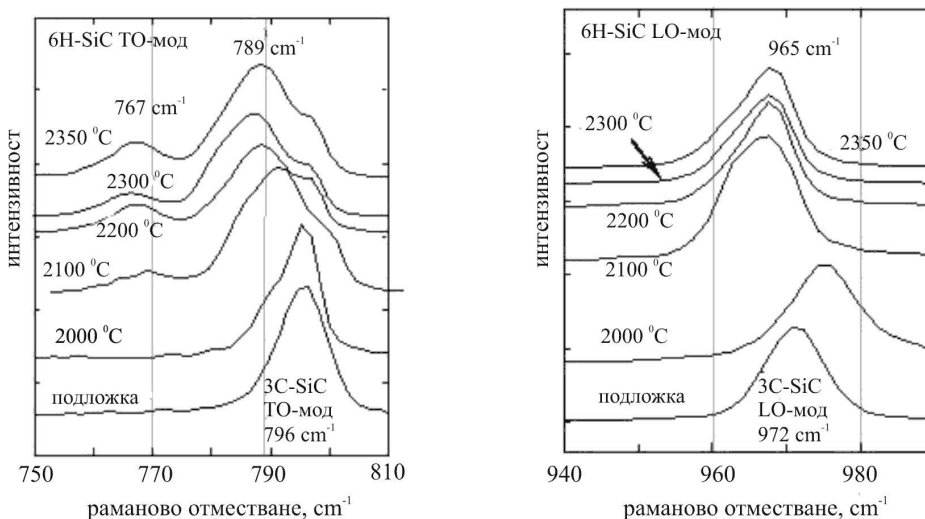
Фиг. 4. Температурна зависимост на скоростта на израстване



Фиг. 5. Спектри на фотолуминесценция

Политипната структура на израсналите слоеве се определя с помощта на фотолуминесценция (ФЛ) и раманово разсейване. На фиг. 5. са представени спектрите на ФЛ при 77 К както на подложката от 3C-SiC, така и на израсналите при различни температури епитаксиални слоеве. При ФЛ измервания като източник на възбуждане се използва Hg лампа (дължина на вълната 365 nm). Спектрите на ФЛ както на подложката, така и на израсналия при 2000 °C епитаксиален слой се съгласуват с типичния спектър на 3C-SiC [10]. Пиковите около 620 nm в указаните ФЛ спектри съответстват на N-Al донорно-акцепторна рекомбинация (ДАР) на 3C-SiC. Получените данни показват, че израсналият при температура 2000 °C епитаксиален слой е 3C-SiC. В същото време, както се вижда от фиг. 5, в спектрите на ФЛ на слоевете, израснали при по-високи температури, се наблюдава главен пик в интервала 500–550 nm (в зависимост от температурата на израстване на слоевете), съответстващ на по-малка дължина на вълната от тази, съответстваща на забранената зона на 3C-SiC (дължина на вълната 564 nm). При това с повишаване на температурата този пик се премества към по-малките дължини на вълната. Получените данни показват, че при израстване на слоевете при температури, по-високи от 2000 °C, е налице фазов преход от кубичен 3C-политип до някакъв некубичен α -политип. Наблюдаваният главен пик в спектрите на ФЛ съответства на N-Al ДАР на 6H-SiC, което показва, че израсналите при тези температури слоеве са политип 6H-SiC.

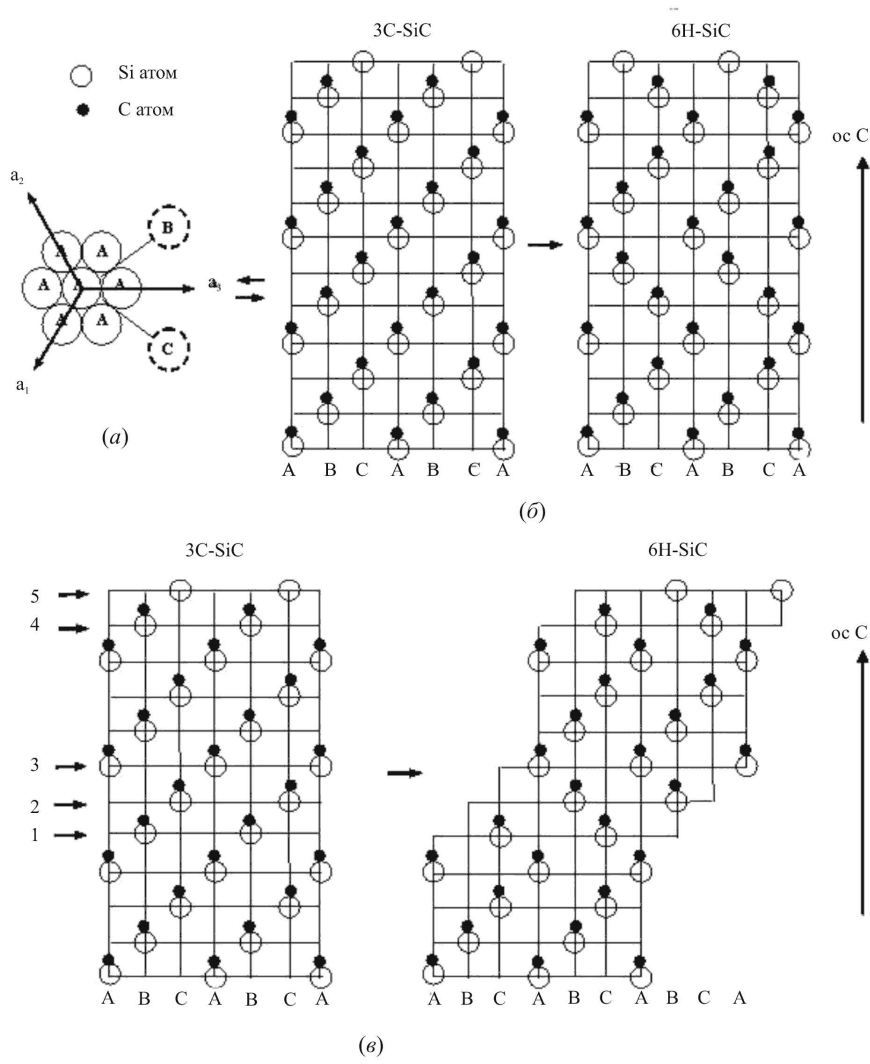
За по-прецизно определяне на политипната структура на израсналите слоеве са проведени измервания по раманово разсейване. Известно е, че това е един много полезен характеризиращ метод за структурно идентифициране в политипните материали. Съществуват редица съобщения в литературата [11–14] за експериментални и компютърно симулирани раманови спектри, основани на динамиката на решетката и рамановата поляризуемост за различни SiC политипи. Съгласно литературните данни в 3C-SiC се наблюдава само един напречен оптичен мод (ТО) при 796 cm^{-1} , а в 6H-SiC – два ТО мода при 789 и 767 cm^{-1} . В диапазона $940\text{--}1000\text{ cm}^{-1}$ в 3C-SiC се наблюдава един надлъжен оптичен мод (ЛО) при 972 cm^{-1} , а в 6H-SiC – един ЛО мод при 965 cm^{-1} . При снемане на рамановите спектри е използван като източник на възбуждане Ar^+ лазер с дължина на вълната 488 nm . На фиг. 6 са показани раманови спектри при стайна температура в ТО мод, измерени в обхвата $750\text{--}810\text{ cm}^{-1}$, и в ЛО мод, измерени в обхвата $940\text{--}990\text{ cm}^{-1}$, на подложката от 3C-SiC и на израсналите върху нея при различни температури слоеве. Както се вижда от фигурата, както за подложката, така и за израсналия върху нея при температура 2000°C слой, се наблюдава наличието само на един ТО пик при 796 cm^{-1} и един ЛО пик при 972 cm^{-1} . В същото време в спектрите на слоевете, израснали при по-високи температури ($2100\text{--}2350^\circ\text{C}$), се наблюдават само двата типични за 6H-SiC ТО пика при 767 и 789 cm^{-1} и един ЛО пик при 965 cm^{-1} . Приведените резултати показват, че при температури на израстване, по-високи от 2000°C , се получават слоеве 6H-SiC в резултат вероятно на фазова трансформация от 3C-SiC в 6H-SiC.



Фиг. 6. Раманови спектри

За обяснение на структурната трансформация на SiC в твърдо състояние са предложени два механизма [15–16]. Механизмът на слойното отместване

се състои в периодично отместване (ротация) на слоевете в индивидуалните плътно упаковани двойни слоеве на Si и C. Този процес изисква миграция на атомите във вътрешността на кристалите. Счита се, че при висока температура се създават ваканции и атомите започват свободно да мигрират в кристала чрез термична дифузия. Първо се разглежда ротацията на слоеве в плътно



Фиг. 7. Плътно опаковане на еднакви сфери (двойни слоеве на Si и C) (a) и илюстрация на концепциите за механизма на слойно отместване (b) и механизма на хлъзгане (c) по протежение на базовата плоскост

упакована плоскост (фиг. 7a). Ако два, непосредствено следващи един след друг, двойни слоя се завъртят около позиция **a**, атомите в позиции **b** и **c** се придвижват до позиции **c** и **b**, съответно. На фиг. 7b тази идея се илюстрира за $3C \rightarrow 6H$. Стрелките указват отместванията (или ротациите) за фазовата трансформация $3C \rightarrow 6H$. За да се образува $6H-SiC$ от $3C-SiC$, се изисква едновременна ротация на два слоя. При това не се случва никаква забележима деформация на външната форма, тъй като отместването се определя от заместването (позиционно отместване) на два, непосредствено следващи един след друг, двойни слоя на Si и C.

Фазовата трансформация в SiC може да бъде също и в резултат на периодични хлъзгания на двойните слоеве по протежение на базалната плоскост, което е концепцията на механизма на хлъзгане спрямо тази плоскост [16]. За фазовата трансформация $3C \rightarrow 6H$ се изискват периодично следващи базални хлъзгания, указани на фиг. 7c чрез стрелки с номера, означаващи последователността на периодичните хлъзгания. Фазовата трансформация по този механизъм се съпровожда с изменение на външните форми на кристала.

В настоящата работа не е забелязана промяна във формата на кристалите при фазовата трансформация $3C \rightarrow 6H$, което предполага, че последната става чрез механизма на отместване на слоевете във вътрешността на кристала. Отместванията на слоевете се причиняват от зараждането и разпространението на дефектите на упаковка. В кристала съществуват много кристални дефекти и примеси, наличието на които може да усилва отместването на слоевете при високи температури. В тетраедрично свързани полупроводници, особено в SiC, електрически активни примеси, такива като B, Al, N и P, се разглеждат като фактори, влияещи на политипното формиране и скоростта на фазовата трансформация, тъй като те променят симетрията на тетраедричните връзки и въздействат на дислокационната подвижност.

4. ИЗВОДИ

На основата на представените и дискутирани в настоящата работа резултати може да се направи извода, че израсналите върху $3C-SiC(001)$ при високи температури слоеве са $6H-SiC(01\bar{1}4)$. За постигане на фазовата трансформация от $3C-SiC$ до $6H-SiC$, осъществяваща се вероятно чрез механизма на отместване на слоевете във вътрешността на кристала, са необходими температури на израстване, по-високи от $2000^\circ C$.

ЛИТЕРАТУРА

1. *SiC Materials and Devices, Semiconductors and Semimetals*, **52**, , San Diego, etc., 1998.
2. Trew, R. J., J. B. Yan, P. M. Mock. *Proceedings of the IEEE*, **79**, 1991, 598.
3. Baliga, B.J. *Proceedings of the IEEE*, **82**, 1994, 1112.
4. Bhatnagar, M., B. J. Baliga. *IEEE Transactions on Electron Devices*, **40**, 1993, 645.

5. Tairov, Yu. M., V. F. Tsvetkov. *J. Crystal Growth*, **43**, 1978, 209.
6. *Silicon Carbide and Related Materials – 2002*, Eds. P.Bergman, E.Janzen, Materials Science Forum, 2003, vols. 433-436.
7. Sze, S.M. *Physics of Semiconductor Devices*, 2nd Edition, New York, 1981.
8. Hiraο, T., H. Yano, T. Kimoto, H. Matsunami, H. Shiomi. *Mater. Sci. Forum*, **389-393**, 2002, 1065.
9. Vodakov, Yu. M., E. N. Mokhov,. *USSR, patent No 403275*, 1970.
10. Suzuki, A., H. Matsunami, T. Tanaka. *J. Electrochemical. Soc.*, **124**, 1977, 241.
11. Nakashima, S., H. Katahama, Y. Nakakura, A. Mitsuishi, B. Palosz. *Phys. Rev. B*, **31**, 1985, 6531.
12. Nakashima, S., H. Katahama, Y. Nalakura, A. Mitsuishi. *Phys. Rev. B*, **33**, 1986, 5721.
13. Feldman, D. W., J. H. Parker, W. J. Choyke, L. Patrick.. *Phys. Rev.*, **170**, 1968, 698.
14. Feldman, D. W., J. H. Parker, W. J. Choyke, L. Patrick. *Phys. Rev.*, **173**, 1968, 787.
15. Jagodzinski, H. *Acta Crystallogr.*, **A7**, 1954, 300.
16. Pandey, D., P. Krishna. *Silicon carbide – 1973*, Eds. R.C.Marshal, J.W.Faust,Jr., C.E.Ryan, Columbia, 1974, 198.
17. Mardix, B., Z. Kalman, I. T. Steinberger. *Acta Crystallogr.*, **A24**, 1968, 464.

Станислав Лилов

Постъпила декември 2004 г.

Софийски университет “Св. Климент Охридски”

Физически факултет

Катедра “Физика на полупроводниците”

Бул. “Джеймс Баучер” 5

1164 София, България

E-mail: lilovsk@phys.uni-sofia.bg