

Heteroepitaksjalne struktury GaAs — Si

WSTĘP

Krzem i arsenek galu są podstawowymi materiałami wykorzystywanymi w technologii elementów półprzewodnikowych. Własności tych materiałów oraz stopień opanowania technologii wytwarzania z nich elementów półprzewodnikowych determinują zakres zastosowań.

Mimo niezaprzeczalnych zalet GaAs, takich jak:

- możliwość emisji promieniowania,
- duża ruchliwość nośników zapewniająca znacznie większą niż w przypadku Si szybkość działania przyrządów,
- duża odporność radiacyjna.

Jego wykorzystanie w chwili obecnej jest ograniczone głównie do zastosowań specjalnych. Związane to jest przede wszystkim z wysokim kosztem wytwarzania arsenku galu.

Duże nadzieje na rozszerzenie obszaru zastosowań GaAs wiąże się ostatnio z heteroepitaksjalnymi strukturami GaAs-Si.

Zastosowanie płytek krzemowych o średnicy do 6" jako podłoża warstw epitaksjalnych GaAs, poza niewątpliwymi efektami ekonomicznymi, przynosi szereg innych korzyści technicznych. Można tu chociażby wymienić lepszą przewodność cieplną krzemu, która pozwala realizować na strukturach GaAs-Si elementy o większej mocy, czy też większą średnicę płytek podłożowych, co przy ich dużej wytrzymałości mechanicznej czyni dostępnym większość oprzyrządowania technologicznego właściwego dla elementów krzemowych.

Najbardziej frapującą jednak wydaje się być możliwość tworzenia nowych przyrządów wykonanych na bazie GaAs-Si, łączących w obrębie jednej struktury półprzewodnikowej funkcjonalnie ze sobą połączone elementy wytworzone na krzemowym podłożu w warstwie arsenku galu.

W pracy przedstawiono podstawowe problemy związane z heteroepitaksjalnym wzrostem takich struktur oraz przegląd możliwości ich zastosowań.

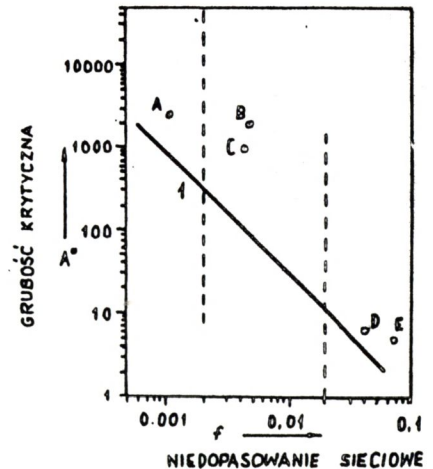
1. WZROST HETEROEPITAKSJALNY

Wzrost heteroepitaksjalny (tj. wzrost cienkiej warstwy epitaksjalnej na podłożu o różniących się parametrach krystalograficznych) od dawna wzbudza zainteresowanie tech-

nologów przyrządów półprzewodnikowych. Przykładem może tu być wzrost monokrystalicznego krzemu na szafirze, albo spinelu (SOS - silicon on sapphire), lub epitaksja trójskładnikowych związków na GaAs.

Jednym z podstawowych problemów występujących w wymienionych przypadkach, jak też w technologii struktur epitaksjalnych GaAs-Si, jest różnica w stałych sieciowych materiałów podłoża i warstwy epitaksjalnej - tzw. niedopasowanie sieciowe (ang. lattice mismatch). Skutkiem niedopasowania sieciowego, a także różnic we współczynnikach rozszerzalności cieplnej materiałów podłoża i warstwy, w strukturze heteroepitaksjalnej podczas wzrostu oraz podczas operacji termicznych (studzenie, nagrzewanie) powstają pola naprężeń. Relaksacja naprężeń mechanicznych może prowadzić do generacji dyslokacji niedopasowania, wygięcia płytek, mikropeknięć warstwy epitaksjalnej, a nawet pękania całych płytek [1, 2].

Parametrami charakterystycznymi, określającymi wielkość niedopasowania są różnice w stałych sieciowych i tzw. grubość krytyczna warstwy epitaksjalnej, po przekroczeniu której są generowane dyslokacje niedopasowania. Grubości krytyczne określone teoretycznie dla różnych heterostruktur, oparte na wyliczeniach zakładających równowagę termodynamiczną, okazują się być w większości przypadków zaniżone. Sugeruje to znacznie wolniejszą relaksację naprężeń w trakcie wzrostu, jak też występowanie szeregu barier kinetycznych w procesie generacji dyslokacji niedopasowania. Porównanie uzyskiwanych wyników z wyliczeniami teoretycznymi dla różnych struktur heteroepitaksjalnych przedstawia rys. 1 [3].



Rys. 1. Zależność grubości krytycznej warstwy epitaksjalnej od wielkości niedopasowania sieciowego materiałów podłoża i warstwy. Krzywa 1 - zależność teoretyczna, punkty: A - Ge/GaAs, B - Si/GaAs, C - InAs/GaAs, D - Si/Ge

2. WZROST EPITAKSJALNY STRUKTUR GaAs-Si

Struktury GaAs-Si otrzymuje się z wykorzystaniem metod epitaksji z wiązki molekularnej (MBE) [4, 5, 6] i epitaksji ze związków metalo-organicznych (MOCVD, LPMOCVD) [7]. Zastosowanie metody VPE jest ograniczone do epitaksji GaAs na Si z pośrednią warstwą germanu [8, 9, 10].

Porównanie własności warstw uzyskiwanych za pomocą wymienionych metod wypada korzystniej dla MBE ze względu na lepszą morfologię, mniejsze naprężenia szczątkowe i niższe tło zanieczyszczeń w uzyskiwanych warstwach. Zastosowanie metody MOCVD (LPMOCVD) wydaje się jednak najbardziej obiecujące dla przemysłowego wykorzystania. Tabela 1 przedstawia podstawowe parametry materiału podłoża (Si) i warstwy epitaksjalnej (GaAs) [11, 12].

TABELA 1

Podstawowe parametry GaAs i Si

Parametr	GaAs	Si
Szerokość przerwy zabronionej [eV]	1,4	1,1
Stała sieci [nm]	0,565	0,543
Ruchliwość elektronów [cm ² /Vs, N = 10 ¹⁷ cm ⁻³]	6000	1000
Maksymalna oporność właściwa [Ω cm]	4x10 ⁸	4x10 ⁴
Przewodność cieplna [W/cm °C]	0,53	1,4
Współczynnik rozszerzalności cieplnej [10 ⁻⁶ /°C]	6,8	2,6

2.1. Niedopasowanie sieciowe w strukturach GaAs-Si

W przypadku struktur GaAs-Si niedopasowanie sieciowe wynosi 4,1% (24 atomy Ga i As na 25 atomów Si) przy prawie trzykrotnej (tab. 1) różnicy współczynników rozszerzalności cieplnej. Epitaksjalny wzrost GaAs na Si w obecności tak dużego niedopasowania powodował szereg niekorzystnych efektów długo nie pozwalających na zastosowanie tych struktur w technologii elementów półprzewodnikowych.

Należy tu przede wszystkim wymienić:

- dużą gęstość dyslokacji (do 10⁸ cm⁻²) [7],
- duże wygięcie płytek, prowadzące do powstawania mikropeknięć w warstwach o grubości > 4 μm [13].

O ile np. w homoepitaksjalnych strukturach krzemowych dyslokacje niedopasowania układają się w obszarze przejściowym w płaszczyźnie równoległej do podłoża, to w strukturach GaAs-Si (100) jest możliwa generacja dyslokacji niedopasowania w płaszczyznach (111), czyli dyslokacji penetrujących cały obszar warstwy epitaksjalnej [3, 14].

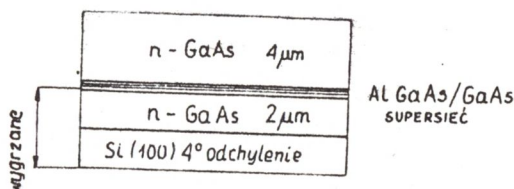
W ostatnim czasie opracowano wiele sposobów obniżania gęstości dyslokacji (do 10⁵ cm⁻²) w strukturach GaAs-Si, a w tym wygrzewanie po i w trakcie procesu wzrostu [15, 16] oraz wzrost epitaksjalny z cykliczną zmianą temperatury [17]. Największe jednak nadzieje rokuje zastosowanie naprężonych warstw supersieci (SLS - strained layer superlattice) [17, 18, 19]. Wprowadzenie tych warstw w układzie pokazanym na rys. 2

[17] powoduje powstanie dodatkowego pola naprężeń pomiędzy strukturą supersieci (SLS) a leżącą poniżej warstwą GaAs. Oddziaływanie pola naprężeń SLS z przechodzącymi dyslokacjami niedopasowania prowadzi do ich zaginania w płaszczyźnie równoległej do podłoża i ich wychodzenia poza obręb struktury. Niektórzy z autorów używają nawet obrazowego pojęcia filtrującej roli SLS w odniesieniu do dyslokacji niedopasowania [14]. W dostępnych doniesieniach wykorzystywano następujące struktury półprzewodnikowe dla wytworzenia naprężonych struktur supersieci:

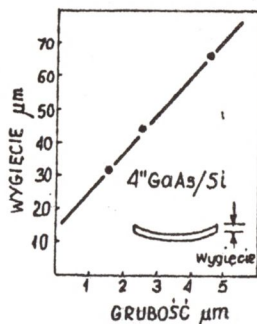
- InGaAs - GaAs [18],
- AlGaAs - GaAs [17].

Grubość kolejnych warstw zmieniano od 10 do 100 nm i krotność od 5 do 20 [17].

Stan zaawansowania prac nad tym kluczowym dla technologii GaAs-Si zagadnieniem należy ocenić jako wstępny. Podkreśla się konieczność optymalizacji grubości i krotności warstw [14, 15]. Pokazano również, że w miarę "konsumowania" energetycznego potencjału naprężeń, związanego z daną strukturą SLS, poprzez kolejne dyslokacje niedopasowania docierające do niej, może wystąpić zjawisko wielokrotnego zaginania dyslokacji w strukturze, aż do jej całkowitej penetracji [14].



Rys. 2. Przekrój struktury GaAs/Si ze strukturą supersieci AlGaAs-GaAs



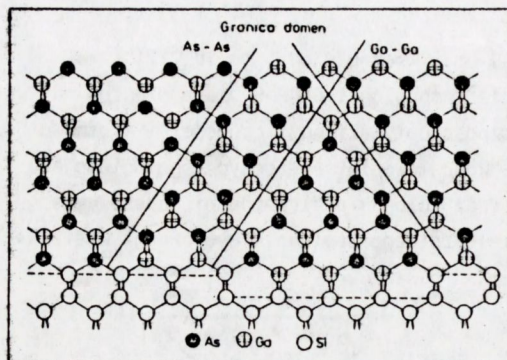
Rys. 3. Zależność wielkości wygięcia struktury GaAs/Si od grubości warstwy epitaksjalnej GaAs

Zastosowanie naprężonych SLS pomogło również znacznie zredukować wygięcia płytek GaAs-Si. Na rys. 3 pokazano zależność wielkości wygięcia od grubości warstwy epitaksjalnej GaAs. Według informacji firmy KOPIN strzałka wygięcia płytek o średnicy 4" nie przekracza $60 \mu\text{m}$ [7]. Innymi metodami proponowanymi dla zmniejszenia wygięć płytek GaAs-Si jest: stosowanie warstw "ściągniętych" na tylnej stronie płytki Si (np. Si_3N_4) [11], selektywny wzrost GaAs [8], czy też wytwarzanie na płytce podłożowej sieci rowków [15].

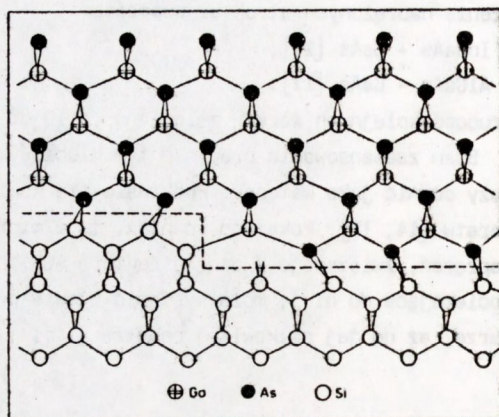
Inną z proponowanych koncepcji zmierzających do zlokalizowania naprężeń w cienkiej warstwie pośredniej pomiędzy podłożem Si a warstwą GaAs jest zastosowanie warstwy germanu o stałej sieci zbliżonej do GaAs. Metoda ta, intensywnie badana na początku rozwoju technologii GaAs-Si, wydaje się ostatnio tracić na znaczeniu na rzecz koncepcji zastosowania SLS opisanej powyżej. Drugą z przyczyn ograniczających zastosowanie warstwy pośredniej Ge może być jego dyfuzja do rosnącej warstwy GaAs, co w istotny sposób zmienia własności obszaru przejściowego GaAs-Si [8, 9, 10].

2.2. Powstawanie domen antyfazowych

Tworzenie domen antyfazowych (APD - antiphase domain), będące zaburzeniem struktury monokrystalicznej rosnącej warstwy epitaksjalnej GaAs, jest konsekwencją różnicy w charakterze wiązań w GaAs (jonowe) i Si (kowalencyjne) i jest związane z wyłączną nukleacją atomów Ga lub As na sąsiadujących ze sobą obszarach jednej płaszczyzny atomowej płytki podłożowej Si (rys. 4a) [17].



Rys. 4a. Mechanizm powstawania domen antyfazowych w strukturze GaAs-Si



Rys. 4b. Wzrost warstwy epitaksjalnej GaAs na zdeorientowanym podłożu Si (100) z odsłoniętymi stopniami o wysokości dwóch warstw atomowych

Powstawanie APD jest charakterystyczne dla wzrostu warstw epitaksjalnych GaAs na atomowo gładkiej powierzchni Si (100), bądź też na powierzchni o nieparzystej liczbie warstw atomowych w odsłoniętych stopniach. Podstawowym sposobem uniknięcia powstawania domen APD jest rozpoczęcie wzrostu epitaksjalnego GaAs na powierzchni Si (100) z odsłoniętymi stopniami o parzystej liczbie warstw atomowych (rys. 4b) [17]. Jak wykazały badania metodą LEED na powierzchni Si (100) zdeorientowanej o 3-4° w kierunku 110 występują głównie stopnie o wysokości dwóch warstw atomowych [18].

Przedstawiony model powstawania domen antyfazowych został ostatnio poddany krytyce jako zbyt uproszczony [20]. Przedstawiono uzupełniający mechanizm powstawania i anihilacji APD z udziałem niestechiometrycznej granicy antyfazowej (ABD - antiphase boundary domain).

Tworzące się w pierwszej fazie wzrostu trójwymiarowe zarodki GaAs układają się równolegle do krawędzi stopni powstałych w wyniku dezorientacji Si (100), co utrudnia tworzenie domen antyfazowych [17].

Innym czynnikiem ograniczającym możliwość powstawania domen jest ograniczenie temperatury w pierwszej fazie wzrostu warstwy do ok. 400°C prowadzące do zmniejszenia zarówno wymiarów rosnących zarodków, jak i ich gęstości. Swoiste "zamorfizowanie" struktury w pierwszej fazie wzrostu powoduje dopasowanie się cienkiej warstwy GaAs (ok. 200 Å) do parametrów krystalograficznych Si (100) [21]. W wyniku dalszego wzrostu temperatury (drugi etap wzrostu warstwy GaAs jest prowadzony w temperaturze ok. 600-700°C) następuje wzajemne przemieszczanie się atomów, co prowadzi do powstania struk-

tury krystalograficznej właściwej GaAs. Mechanizm tego zjawiska jest znany pod pojęciem epitaksji z fazy stałej (SPE - solid phase epitaxy). Metoda ta wykorzystująca tzw. dwustopniowy wzrost znalazła powszechne zastosowanie zarówno w technologii MBE, jak i MOCVD. Osadzanie pierwszej warstwy zachodzi w warunkach dalekich od równowagi termodynamicznej. Początkowa faza wzrostu, limitowana poprzez powierzchniową dyfuzję atomów Ga i As, w istotny sposób jest zdeterminowana stanem powierzchni podłoż krzemowych.

Płytki krzemowe przed epitaksją są poddawane intensywnemu procesowi mycia chemicznego, a następnie, w celu dalszego "odtlenienia" powierzchni, płytki wygrzewa się w zmiennej temperaturze (300-1000°C) [22, 23]. Ostatnia z operacji wygrzewania jest prowadzona w obecności atomów As, co zapewnia powstawanie na powierzchni Si (stabilnej do temperatury 700°C) monoatomowej warstwy As, determinującej właściwości podłoża Si (100) i w istotny sposób ograniczający możliwość tworzenia się domen antyfazowych.

3. ZASTOSOWANIE STRUKTUR GaAs-Si

Wykorzystanie struktur GaAs-Si w technologii przyrządów półprzewodnikowych napotyka na trudności typowe dla zastosowań struktur GaAs-GaAs. Przykładem może tu być duża gęstość stanów powierzchniowych na międzypowierzchni GaAs - dielektryk utrudniająca zastosowanie GaAs w technologii MOSFET [17].

Wykorzystanie struktur GaAs-Si w technologii przyrządów z nośnikami mniejszościowymi (ang. minority carrier devices) napotyka na szereg trudności związanych z silnym oddziaływaniem defektów strukturalnych na parametry przyrządów [17]. Mniejsze wzmocnienia prądowe - tak homo-, jak i heterozłączowych tranzystorów bipolarnych otrzymywanych ze struktur GaAs-Si - wynikają z zależności długości drogi dyfuzji nośników mniejszościowych i szybkości rekombinacji od koncentracji defektów. Zastosowanie cykli wygrzewania termicznego struktur GaAs-Si (po procesie epitaksji, w piecu lub RTA) przynosi znaczne polepszenie parametrów przyrządów [11, 17, 24, 25, 26]. Pomimo wykazanych trudności technologicznych, zastosowanie struktur GaAs-Si w procesie wytwarzania bipolarnych układów cyfrowych o dużej skali integracji okazało się możliwe. Dla zapewnienia planarności układu zastosowano koncepcję odwróconego emitera (ang. heterojunction inverted transistor logic - HI²L), do którego kontakt omowy od dołu płytki jest realizowany poprzez Si n⁺ - GaAs n⁺.

W technologii struktur laserowych równie istotne jest obniżenie gęstości defektów strukturalnych. Mogą one służyć za centra rekombinacji niepromienistej, skracając skutecznie czas życia nośników mniejszościowych [15, 17, 27].

Zastosowanie struktur AlGaAs-GaAs-Si w technologii laserów biheterozłączowych jest przedmiotem intensywnych badań. Przy gęstości osiąganych prądów progowych 200-300 mA/cm² uzyskuje się czas pracy co najmniej 5 min. w temperaturze pokojowej [17]. Problemem technologicznym związanym z zastosowaniem heterostruktur A₃B₅-Si przy wytwarzaniu tak DEL, jak i laserów jest obniżenie poziomu resztkowych naprężeń ścinających. Ich obecność prowadzi do przemieszczania się dyslokacji w obrębie struktury i stopniowej degradacji parametrów przyrządu [17]. Wynika stąd podkreślana przez wielu autorów konieczność stosowania środków zmniejszających poziom naprężeń w strukturze

GaAs-Si, takich jak: warstwa pośrednia Ge, naprężone struktury supersieci, wzrost dwu-temperaturowy, metoda epitaksji MBE umożliwiająca obniżenie temperatury procesu, czy też epitaksja selektywna dla wytworzenia struktury paskowej lasera biheterozłączonego [8]. Możliwość obniżenia poziomu wnoszonych naprężeń widzi się również w zastosowaniu modyfikowanych podłoży krzemowych pokrytych cienką warstwą szafiru [15]. Umożliwia to lepsze dopasowanie współczynników rozszerzalności termicznej podłoża z epitaksjalną strukturą A_3B_5 .

Przedstawiona koncepcja stosowania podłoży krzemowych pokrytych cienką warstwą szafiru może przyczynić się do wyeliminowania jednego z ograniczeń zastosowania krzemu - zbyt niskiej oporności właściwej.

Perspektywiczne wydaje się być wykorzystanie struktur GaAs-Si w technologii baterii słonecznych, co jest związane z dużą sprawnością energetyczną, możliwą do uzyskania, odpornością radiacyjną i niskim ciężarem, które to czynniki mają istotne znaczenie w zastosowaniach kosmicznych [28].

Znacznie większą odporność na defekty strukturalne występujące w strukturze GaAs-Si wykazują przyrządy na nośnikach większościowych (ang. majority carrier devices) [17, 24]. Stąd też, jak dotychczas największe sukcesy technologiczne osiągnięto w dziedzinie zastosowań struktur GaAs-Si w technologii tranzystorów polowych E/D MESFET. Doniesienia literaturowe wskazują przy tym na większą odporność tranzystorów D/MESFET na dyslokacje i defekty krystalograficzne. O stopniu opanowania technologii i jakości materiału GaAs-Si świadczy wykonanie tranzystora MESFET z bramką o długości kanału $0,25 \mu\text{m}$ [17]. Transkonduktacja wynosząca 360 mS/mm i częstotliwość odcięcia sięgająca 55 GHz są porównywalne z analogicznymi parametrami dla tranzystora wykonanego z GaAs-GaAs. Należy jednak wspomnieć, że tranzystor ten wykazuje gorsze właściwości szumowe ($2,8 \text{ dB}$ przy 18 GHz w porównaniu z $1,4 \text{ dB}$). Różnica ta maleje jednakże z obniżeniem częstotliwości pracy przyrządu. Gorsze charakterystyki szumowe w zakresie mikrofalowym należy wiązać z większą gęstością defektów, jak i wyższym poziomem naprężeń występującym w strukturze GaAs-Si. Opierając się na tranzystorach polowych E/D MESFET wykonanych na $2''$ płytках GaAs-Si (metoda MBE) otrzymano 1 kbit pamięć SRAM (7500 elementów) o bardzo dobrej jednorodności napięć progowych i czasu dostępu około 6 ns [26].

W ostatnim czasie potwierdzono również perspektywiczność zastosowań struktur GaAs-Si w technologii polowych tranzystorów mocy FET. Wynika to ze znacznie lepszej przewodności cieplnej krzemu, co umożliwiło uzyskanie rezystancji termicznej tranzystora FET z GaAs-Si wynoszącej 5°C/W , w porównaniu z 10°C/W dla tranzystora FET z GaAs-GaAs [11].

Jedną z bardziej interesujących możliwości zastosowań struktur GaAs-Si są układy hybrydowe łączące funkcjonalnie elementy krzemowe z elementami arsenkowo-galowymi. Przykładem takich rozwiązań mogą być: modulator z krzemowych tranzystorów MOSFET z elementami świecącymi DEL z GaAs [28], czy też połączenie krzemowych tranzystorów MOSFET z arsenkowymi tranzystorami MODFET w obrębie jednej struktury [29]. Wyraźnie niższy poziom temperatury cyklu termicznego procesu wytwarzania elementów z GaAs umożliwia wykonywanie ich po procesach otrzymywania struktur krzemowych. W celu podwyższenia odporności elementów krzemowych na dodatkowe cykle obróbki termicznej proponuje się m.in. stosowanie układów metalizacji z metali trudnotopliwych.

Duże zainteresowanie budzi również wykorzystanie innych struktur heteroepitaksjalnych. Należy tu wymienić zwłaszcza: InP-Si [30, 31, 32], GaP-Si [33], InGaAsP-InP-Si [16, 34] dla DEL i laserów biheterozłączowych oraz struktury typu HgCdTe-GaAs-Si dla detekcji promieniowania długofalowego [17].

Obserwowany gwałtowny wzrost zainteresowania tak technologią GaAs-Si, jak i wymienionych wyżej struktur A_3B_5 -Si i A_2B_6 - A_3B_5 -Si wskazuje na to, że mamy do czynienia z nowym jakościowo rozdziałem w technologii materiałów półprzewodnikowych.

BIBLIOGRAFIA

- [1] Landolt: Encyklopedia półprzewodników, 1984
- [2] Stringfellow G.B.: Epitaxy, Rep. Prog. Phys. 1982, 45
- [3] Marea P.M.J. et al.: J. Appl. Phys. 1987, 62 (11), 4413
- [4] Wang W.J.: Appl. Phys. Lett., 1984, 44 (12), 1149
- [5] Biegeisen D.K., Ponce F.A. et al.: J. Appl. Phys., 1987, 61 (5), 1856
- [6] Matyi R.J., Lee J.W., Schaake H.F.: J. of Electronic Materials, 1988, 17 (1), 87
- [7] Salerno J.P., Lee J.W., McCullough R.E., Gale R.P.: Kopin Corporation - informacja reklamowa, Tauton, MA
- [8] Fletcher R.M., Wagner D.K., Ballantyne J.M.: Appl. Phys. Lett. 1984, 44 (10), 967
- [9] Patent USA nr 4632712, 1986
- [10] Green M.L. et al.: J. of Electronic Materials, 1988, 17 (3), 229
- [11] Kaminishi K.: Solid State Technology, 1987, 11, 91
- [12] Rode A.G., Roper J.G.: Solid State Technology, 1985, 2, 209
- [13] Freundlich A. et al.: J. of Crystal Growth, 1988, 93, 487
- [14] Hamaguchi N. et al.: J. of Crystal Growth, 1988, 93, 449
- [15] Wilson B.A. et al.: J. of Electronic Materials, 1988, 17 (2), 115
- [16] Dupuis R.D., Pinzone C.J.: J. of Crystal Growth, 1988, 93, 434
- [17] Morkoc H. et al.: Solid State Technology, 1988, 3, 71
- [18] Maselink W.T. et al.: Appl. Phys. Lett., 1984, 45 (12), 1309
- [19] Shimizu M. et al.: J. of Crystal Growth, 1988, 93, 475
- [20] Kawanami H., Hatayama A., Hayashi Y.: J. of Electronic Materials, 1988, 17 (5) 341
- [21] Onozawa S., Veda T., Akiyama M.: J. of Crystal Growth, 1988, 93, 443
- [22] Contour J.P., Massies J., Arnaud d'Avitaya F.: J. Vac. Sci. Technol. 1987, B5 (4)
- [23] Grunder M.: J. Vac. Sci. Technol. 1987, A5 (4)
- [24] Choi H. et al.: IEEE Electron Dev. Lett. vol. EDL-5, 1984, 6, 207
- [25] Shichijo H., Lee J.W.: mat. Res. Soc. Symp. Proc. 1986, 67, 173
- [26] Shichijo H. et al.: IEEE Electron Dev. Lett., 1984, EDL 8, 3, 121
- [27] Sakai S., Soga T., Takeyasu M., Umeno M.: Appl. Phys. Lett., 1986, 48 (6)
- [28] Choi H.K. et al.: IEEE Electron Dev. Lett, 1986, EDL-7, 500
- [29] Fisher R. et al.: Appl. Phys. Lett., 1985, 47, 983
- [30] Yoshikawa A. et al.: J. of Cryst. Growth, 1988, 93, 532
- [31] Horikawa H. et al.: J. of Cryst. Growth, 1988, 93, 499
- [32] Lee M.K. et al.: J. of Cryst. Growth, 1988, 93, 539
- [33] Soga T. et al.: J. of Cryst. Growth, 1988, 93, 499
- [34] Mari H., Ogasawara M., Yamamoto M.: Appl. Phys. Lett., 1987, 51 (16), 1245