



FORUM GURU BESAR
INSTITUT TEKNOLOGI BANDUNG



Orasi Ilmiah Guru Besar Institut Teknologi Bandung



PENGEMBANGAN MOCVD UNTUK SINTESIS SEMIKONDUKTOR PADUAN DAN APLIKASINYA

Profesor Pepen Arifin

Fakultas Matematika dan Ilmu Pengetahuan Alam
Institut Teknologi Bandung

**Aula Barat ITB
16 Maret 2024**

Orasi Ilmiah Guru Besar
Institut Teknologi Bandung

**PENGEMBANGAN MOCVD
UNTUK SINTESIS SEMIKONDUKTOR
PADUAN DAN APLIKASINYA**

Orasi Ilmiah Guru Besar
Institut Teknologi Bandung

PENGEMBANGAN MOCVD UNTUK SINTESIS SEMIKONDUKTOR PADUAN DAN APLIKASINYA

Prof. Pepen Arifin

16 Maret 2024
Aula Barat ITB



Hak cipta © pada penulis dan dilindungi Undang-Undang
Hak penerbitan pada ITB Press

Dilarang memperbanyak sebagian atau seluruh bagian dari buku ini tanpa izin tertulis dan resmi dari penerbit

Orasi Ilmiah Guru Besar Institut Teknologi Bandung:

***PENGEMBANGAN MOCVD UNTUK SINTESIS SEMIKONDUKTOR
PADUAN DAN APLIKASINYA***

Penulis : Prof. Pepen Arifin

Reviewer : Prof. Toto Winata

Editor Bahasa : Rina Lestari

Cetakan I : 2024

ISBN : 978-623-297-420-3

e-ISBN : 978-623-297-421-0 (PDF)



© Gedung STP ITB, Lantai 1,
Jl. Ganesa No. 15F Bandung 40132
☎ +62 22 20469057
🌐 www.itbpress.id
✉ office@itbpress.id
Anggota Ikapi No. 043/JBA/92
APPTI No. 005.062.1.10.2018

PRAKATA

Bismillahirrahmanirrahim.

Alhamdulillah rabbi 'alamin, segala puji dan syukur penulis panjatkan ke hadirat Allah Swt., Tuhan yang maha kuasa Sang Pencipta alam semesta, karena atas rahmat, karunia dan izin-Nya penulis dapat menyelesaikan buku orasi ini. Buku orasi ini disampaikan pada acara Orasi ilmiah Guru Besar yang diselenggarakan oleh Forum Guru Besar ITB. Untuk itu, penulis mengucapkan terima kasih dan penghargaan kepada Forum Guru Besar ITB yang telah memberikan kesempatan kepada penulis untuk menyampaikan orasi ilmiah.

Buku ini menguraikan pengembangan semikonduktor paduan, khususnya semikonduktor golongan III-nitrida, golongan III-arsenat/antimonat dan semikonduktor oksida di Laboratorium MOCVD, Kelompok Keahlian Fisika dan Teknologi Material Maju, FMIPA ITB, yang telah dilakukan oleh penulis bersama rekan sejawat dan para mahasiswa. Pengembangan material tersebut tidak mungkin dilakukan tanpa mengembangkan teknik dan peralatan untuk sintesis materialnya. Oleh karena itu, pada buku ini diuraikan metode *metalorganic chemical vapor deposition* (MOCVD) untuk menumbuhkan material-material tersebut. Pengembangan peralatan MOCVD dilakukan secara mandiri, mengingat harga mesin MOCVD komersial sangat mahal. Pengembangan MOCVD tersebut dapat terealisasi atas bantuan dana-dana penelitian dari berbagai sumber, dan sebagian besar berupa hibah penelitian dari Kementerian Pendidikan dan Kebudayaan dan Kementerian Riset dan Teknologi, Republik Indonesia, untuk itu penulis mengucapkan terima kasih.

Secara khusus buku ini membahas proses dan mekanisme penumbuhan film tipis semikonduktor paduan, seperti: GaN, AlGaN, InGaN, GaAs, GaSb, GaAsSb dan TiO₂, menggunakan metode MOCVD, serta contoh aplikasi divisinya, berupa *high electron mobility transistor* (HEMT) dan sensor gas hidrogen.

Semoga buku ini bermanfaat bagi peneliti dan masyarakat peminat bidang material elektronik dan optoelektronik serta pengembangan khasanah ilmunan dan teknologi di Indonesia.

Bandung, 16 Maret 2024

Prof. Pepen Arifin, Ph.D.

SINOPSIS

Buku orasi ilmiah ini mengulas pengembangan material elektronik dan optoelektronik, khususnya semikonduktor paduan golongan III-V, seperti semikonduktor nitrida, semikonduktor arsenat/antimonat dan semikonduktor oksida. Material yang dikembangkan berupa film tipis yang disintesis menggunakan metode *metalorganic chemical vapor deposition* (MOCVD). Secara khusus buku ini menjelaskan secara detail pengembangan metode MOCVD hingga pembuatan peralatannya.

Pada bagian pendahuluan dipaparkan motivasi pengembangan material ini. Salah satunya adalah karena pentingnya aplikasi material untuk divais optoelektronik, seperti LED, yang memiliki dampak yang besar bagi umat manusia. Bab ini memberikan gambaran umum terkait sifat-sifat material, pembuatan, dan karakterisasinya.

Pada bab selanjutnya dibahas semikonduktor golongan III- nitrida yang terdiri atas GaN, AlGaN dan InGaN. Pengembangan MOCVD yang dirancang khusus untuk menumbuhkan material tersebut, yaitu *Plasma Assisted MOCVD*, dibahas secara umum. Masalah-masalah terkait dengan proses penumbuhan, penggunaan substrat, lapisan penyangga dan optimasi parameter penumbuhan juga diuraikan. Bagian akhir dari bab ini menyajikan contoh aplikasi material GaN dan AlGaN untuk divais *high electron mobility transistor* (HEMT).

Di bab berikutnya diulas semikonduktor golongan III-arsenat/ antimonat, yang terdiri atas GaAs, GaSb dan GaAsSb. Penumbuhan film tipis material tersebut menggunakan MOCVD termal. Struktur pembahasan mirip dengan struktur pembahasan di bab sebelumnya. Oleh karena aplikasi material akan diarahkan pada penumbuhan struktur hetero dengan ketebalan lapisan yang tipis, maka diperlukan kemampuan deposisi dengan uniformitas ketebalan yang tinggi. Di bagian akhir bab ini diuraikan pengembangan MOCVD yang dapat diputar suseptornya untuk memperoleh hasil deposisi dengan uniformitas ketebalan yang tinggi.

Bab ke-empat membahas pengembangan semikonduktor oksida, khususnya TiO₂. MOCVD termal masih digunakan untuk pembuatan materialnya. Aplikasi material ini diarahkan sebagai *diluted magnetic*

semiconductor (DMS) untuk aplikasi spintronik serta untuk sensor gas hidrogen. Karakterisasi magnetik dan karakterisasi respons terhadap exposure gas hidrogen, diuraikan secara ringkas.

Sebagai penutup diuraikan potensi aplikasi dan tantangan dalam pengembangan material-material elektronik dan optoelektronik, khususnya dalam membangun peralatan untuk sintesis material, sarana-prasaran untuk pembuatan divais dan karakterisasinya.

DAFTAR ISI

| | |
|---|-----|
| PRAKATA..... | v |
| SINOPSIS | vii |
| DAFTAR ISI..... | ix |
| DAFTAR GAMBAR | xi |
| DAFTAR TABEL..... | xv |
| 1 PENDAHULUAN | 1 |
| 1.1 Latar Belakang | 1 |
| 1.2 Semikonduktor Golongan III-Nitrida | 3 |
| 1.3 Semikonduktor Golongan III-Antimonat/ Arsenat..... | 4 |
| 1.4 Semikonduktor Oksida..... | 5 |
| 2 SEMIKONDUKTOR GOLONGAN III-NITRIDA | 7 |
| 2.1 Struktur Kristal | 7 |
| 2.2 Penumbuhan Semikonduktor Golongan III-Nitrida Dengan Metode <i>Plasma Assisted-MOCVD</i> | 9 |
| 2.3 Penumbuhan GaN, InGaN, dan AlGaN dengan PA-MOCVD..... | 16 |
| 2.4 Pembuatan Prototype AlGaN/GaN HEMT | 25 |
| 3 SEMIKONDUKTOR GOLONGAN III-ANTIMONAT/ARSENAT..... | 29 |
| 3.1 Pendahuluan | 29 |
| 3.2 MOCVD Termal..... | 30 |
| 3.3 Penumbuhan Lapisan Tipis GaAs..... | 31 |
| 3.4 Penumbuhan Lapisan Tipis GaSb..... | 33 |
| 3.5 Penumbuhan Lapisan Tipis GaAsSb | 35 |
| 3.6 Pengembangan Reaktor MOCVD (Termal) | 38 |
| 4 SEMIKONDUKTOR OKSIDA..... | 45 |
| 4.1 Pendahuluan | 45 |
| 4.2 Penumbuhan TiO ₂ dengan Metode MOCVD | 46 |
| 4.3 TiO ₂ untuk Aplikasi Sensor Gas Hidrogen..... | 49 |
| 5 PENUTUP | 53 |
| 6 UCAPAN TERIMA KASIH..... | 55 |
| DAFTAR PUSTAKA..... | 57 |
| CURRICULUM VITAE..... | 61 |

DAFTAR GAMBAR

| | | |
|-------------------|---|----|
| Gambar 1.1 | Pemenang Hadiah Nobel Bidang Fisika 2014. (a) Isamu Akasaki (Meijo University dan Nagoya University), (b) Hiroshi Amano (Nagoya University), dan (c) Shuji Nakamura (University of California, Santa Barbara). | 1 |
| Gambar 2.1 | (a) Struktur kristal <i>wurtzite</i> pada semikonduktor paduan GaN | 8 |
| Gambar 2.2 | Model skema penumbuhan semikonduktor paduan menggunakan MOCVD | 10 |
| Gambar 2.3 | Diagram skematik sistem MOCVD | 12 |
| Gambar 2.4 | (a) Mesin MOCVD untuk penumbuhan GaN dan paduannya. (b) Sistem reaktor PA-MOCVD yang dilengkapi dengan <i>plasma applicator</i> | 12 |
| Gambar 2.5 | (a) <i>Bubbler</i> terbuat dari bahan <i>stainless steel</i> dan dilengkapi dengan keran untuk mengatur aliran. (b) Gas pembawa dialirkan ke dalam <i>bubbler</i> agar terjadi penguapan bahan MO. Uap bahan MO selanjutnya dibawa menuju reaktor. | 14 |
| Gambar 2.6 | (a) Spektrum emisi optik plasma nitrogen yang dihasilkan oleh sumber plasma ECR dengan daya 200 watt pada temperatur 650 °C. Spektrum didominasi oleh keadaan tereksitasi molekul N_2^* netral pada sistem positif kedua dengan transisi tingkat energi $C^3\Pi_u$ and $B^3\Pi_g$. Δv adalah perbedaan bilangan kuantum vibrasi antara dua tingkat tereksitasi, $C^3\Pi_u$ and $B^3\Pi_g$. (b) Hubungan antara intensitas emisi plasma nitrogen untuk puncak 337 nm terhadap temperatur untuk berbagai laju aliran gas nitrogen. | 17 |
| Gambar 2.7 | Spektra XRD film tipis GaN yang ditumbuhkan pada temperatur 640 °C menggunakan lapisan penyangga GaN dengan variasi ketebalan, (a) tanpa lapisan penyangga, (b) 13 nm, (c) 26 nm, dan (d) 40 nm. | 18 |
| Gambar 2.8 | Spektra XRD film tipis InN, $In_{0,5}Ga_{0,5}N$, dan GaN di atas substrat safir ditumbuhkan pada suhu 650 °C dan laju alir nitrogen 70 sccm. InN ditumbuhkan dengan menggunakan | |

parameter penumbuhan yang sama dengan InGaN, namun dengan konsentrasi uap TMI_n 100%, sedangkan GaN ditumbuhkan dengan menggunakan konsentrasi uap TMI_n 0%..... 19

- Gambar 2.9** Spektra XRD film tipis InN, In_{0,5}Ga_{0,5}N, dan GaN dengan intensitas yang dinormalisasi. Puncak difraksi InGaN berada di antara puncak InN dan GaN, menunjukkan inkorporasi indium ke dalam sistem GaN-InN. Garis putus-putus adalah kurva Gaussian hasil fitting untuk puncak difraksi InGaN. 19
- Gambar 2.10** Hubungan antara fraksi molar Al dalam padatan AlGa_n (*x*) dengan fraksi molar fasa uap (TMAl/(TMAl + TMGa) 21
- Gambar 2.11** Spektra transmisi optik film tipis Al_xGa_{1-x}N dengan variasi fraksi molar Al (*x*). 21
- Gambar 2.12** Kebergantungan lebar celah pita energi Al_xGa_{1-x}N terhadap fraksi molar Al (*x*)..... 22
- Gambar 2.13** Spektrum XRD film tipis GaN yang didoping Mg dengan laju aliran Cp₂Mg masing-masing sebesar 2%, 5%, dan 10%. Puncak difraksi bersesuaian dengan bidang (0002) dan (0004) struktur *wurtzite* GaN (JCPDS, No.89-7522) 23
- Gambar 2.14** Spektrum PL GaN yang didoping Mg dengan laju aliran Cp₂Mg masing-masing sebesar 2% (MG2), 5% (MG5), dan 10% (MG10) dari total laju aliran. 24
- Gambar 2.15** Model tingkat energi donor dan akseptor serta proses rekombinasi yang terjadi dalam GaN yang didoping Mg..... 24
- Gambar 2.16** (a) Skema struktur hetero AlGa_n/GaN dan (b) Struktur divais HEMT 25
- Gambar 2.17** Dimensi dan desain prototipe AlGa_n/GaN HEMT 26
- Gambar 2.18** (a) Prototipe GaN/AlGa_n HEMT, (b)) perbesaran area satu prototipe divais, (c) sistem pengujian divais di bawah pembesar, d) *probe* pengujian..... 26
- Gambar 2.19** Karakteristik I-V divais HEMT yang dibuat dengan struktur hetero GaN/Al_{0,3}Ga_{0,7}N 27
- Gambar 3.1** Parameter kisi dan lebar celah pita energi untuk beberapa semikonduktor paduan. 30

| | | |
|--------------------|---|----|
| Gambar 3.2 | Diagram skematik sistem reaktor MOCVD termal untuk penumbuhan film tipis GaAs, GaSb, GaAsSb, dan struktur heteronya..... | 31 |
| Gambar 3.3 | (a) Mesin MOCVD dan sistem vakum, (b) reaktor MOCVD termal..... | 31 |
| Gambar 3.4 | (a) Penampang lintang dan (b) Morfologi permukaan film tipis GaAs yang ditumbuhkan pada temperatur 580 °C | 32 |
| Gambar 3.5 | (a) Penampang lintang dan (b) Morfologi permukaan film tipis GaAs yang ditumbuhkan dengan rasio V/III sebesar 4,5 pada temperatur deposisi 580 °C, 590 °C, dan 600 °C..... | 33 |
| Gambar 3.6 | Mobiltas dan konsentrasi pembawa muatan (hole) film tipis GaAs yang ditumbuhkan pada temperatur 580 °C | 33 |
| Gambar 3.7 | Pola difraksi sinar-X film tipis GaSb yang ditumbuhkan di atas substrat SI-GaAs, a) tanpa lapisan penyangga, b) dengan lapisan penyangga GaSb, c) dengan lapisan penyangga GaAsSb..... | 34 |
| Gambar 3.8 | Pola difraksi sinar-X film tipis GaAsSb, sampel #1 ditumbuhkan pada 570 °C, sampel #2 pada 580 °C, dan sampel #3 pada 590 °C. | 36 |
| Gambar 3.9 | Mobilitas dan konsentrasi hole film tipis GaAsSb yang ditumbuhkan pada berbagai temperatur. | 36 |
| Gambar 3.10 | Pola difraksi sinar-X film tipis GaAs _{1-x} Sb _x untk x =0, 0,14, 0,42 dan 1,0. | 37 |
| Gambar 3.11 | Diagram reaktor MOCVD hasil pengembangan. Terdiri dari 2 tingkat, di mana tingkat pertama digunakan untuk menempatkan <i>exhaust</i> , <i>electrical feedthrough</i> . Tingkat kedua terdiri atas 2 dinding yang bagian tengahnya diisi air untuk pendingin. Bagian paling atas merupakan <i>gas injector</i> | 39 |
| Gambar 3.12 | <i>Gas injector</i> yang sudah dirakit dengan flange bagian atas.... | 40 |
| Gambar 3.13 | (a). Reaktor MOCVD yang telah ditempatkan dalam rig, (b). <i>Substrate holder</i> dapat diputar menggunakan motor melalui <i>motorized feedthrough</i> | 40 |
| Gambar 3.14 | Morfologi permukaan dan penampang lintang film GaAs; a) ditumbuhkan dengan disain reactor MOCVD lama, b) ditumbuhkan dengan reaktor MOCVD baru, dan c) penampang lintang dari film b. | 41 |

| | | |
|--------------------|---|----|
| Gambar 3.15 | Pola difraksi sinar-X sampel GaAsSb yang ditumbuhkan pada temperatur 540°C dan rasio V/III = 1,2 ($X_v = 0,42$)..... | 42 |
| Gambar 3.16 | FWHM puncak (400) sampel GaAsSb yang ditumbuhkan pada temperatur 540°C dan rasio V/III = 1,2 ($X_v = 0,42$). | 42 |
| Gambar 3.17 | Morfologi film GaAsSb hasil foto SEM | 43 |
| Gambar 4.1 | Sistem MOCVD, (a) <i>bubbler</i> dan sistem aliran gas, (b) reaktor MOCVD | 47 |
| Gambar 4.2 | Pola XRD film tipis TiO ₂ yang ditumbuhkan di atas substrat Si (100) dengan parameter penumbuhan, Tb(Ti) = 50 °C, Pb(Ti) = 260 Torr, laju alir Ar(Ti) dan O ₂ masing-masing adalah 100 sccm dan 60 sccm, dan (a) Ts = 450 °C, (b) Ts = 550 °C. | 48 |
| Gambar 4.3 | (a) Citra SEM morfologi permukaan, (b) penampang film tipis TiO ₂ yang ditumbuhkan dengan parameter deposisi seperti Tabel 4.1. | 48 |
| Gambar 4.4 | Kurva histeresis magnetisasi (<i>M</i>) film tipis TiO ₂ yang didoping Co dengan konsentrasi (a) 0,41%, (b) 1,83%, (c) 2,97%, dan (d) 5,77%. | 49 |
| Gambar 4.5 | (a) Foto sensor gas hidrogen, (b) Citra <i>scanning electron micrograph</i> (SEM) elemen sensor gas hidrogen..... | 51 |
| Gambar 4.6 | Perubahan dinamis resistansi sensor terhadap waktu pada (a) sensor A, (b) sensor B, dan (c) sensor C yang berada di dalam ruangan dengan konsentrasi gas H ₂ sebesar 10.000 ppm pada suhu 100 °C. | 51 |

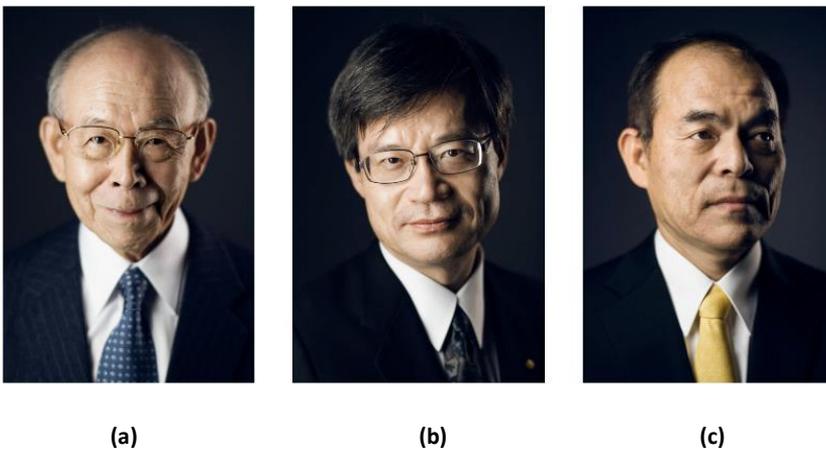
DAFTAR TABEL

| | | |
|-------------------|--|----|
| Tabel 2.2 | Perbandingan sifat fisis substrat yang prospektif untuk semikonduktor III-V | 15 |
| Tabel 3.1 | Sifat listrik film tipis GaSb di atas substrat SI-GaAs : a) tanpa lapisan penyangga, b) dengan lapisan penyangga GaSb, dan c) dengan lapisan penyangga GaAsSb..... | 34 |
| Tabel 3.2 | Perbandingan fraksi mol uap Sb dengan fraksi mol padatan Sb..... | 37 |
| Tabel 4.1. | Parameter penumbuhan TiO ₂ dengan metode MOCVD | 47 |

1 PENDAHULUAN

1.1 Latar Belakang

Pada tanggal 7 Oktober 2014, *Permanent Secretary* dari *the Royal Swedish Academy of Sciences*, Professor Staffan Normark, mengumumkan bahwa hadiah Nobel bidang Fisika tahun 2014 diberikan kepada Isamu Akasaki, Hiroshi Amano dan Shuji Nakamura, atas penemuan *light-emitting diodes* (LED) cahaya biru yang efisien. LED tersebut dapat menjadi sumber cahaya putih yang terang dan hemat energi. LED cahaya biru adalah suatu penemuan yang memberikan manfaat besar bagi umat manusia, di mana cahaya putih dapat diciptakan dengan cara baru. Dengan ditemukannya lampu LED ini, kita memiliki alternatif sumber cahaya putih yang lebih tahan lama dan efisien dibandingkan dengan sumber cahaya putih sebelumnya.



Gambar 1.1 Pemenang Hadiah Nobel Bidang Fisika 2014. (a) Isamu Akasaki (Meijo University dan Nagoya University), (b) Hiroshi Amano (Nagoya University), dan (c) Shuji Nakamura (University of California, Santa Barbara).

Cahaya putih bisa dihasilkan dengan menggabungkan cahaya berwarna merah, hijau, dan biru. LED yang menghasilkan warna merah dan hijau telah ada sejak lama. Tanpa LED cahaya biru, cahaya berwarna putih tidak dapat dibuat. Meskipun telah banyak upaya dilakukan, baik oleh komunitas ilmiah maupun industri, LED cahaya biru tetap menjadi tantangan selama tiga dekade hingga Isamu Akasaki, Hiroshi Amano, dan Shuji Nakamura

menghasilkan berkas cahaya biru terang dari LED yang terbuat dari bahan semikonduktor berbasis gallium nitrida, awal tahun 1990-an. Penemuan ketiga peneliti ini telah memicu transformasi mendasar dalam teknologi pencahayaan.

Kita mengetahui bahwa pada abad 19, teknologi pencahayaan bertumpu pada bola lampu pijar yang menghasilkan cahaya dengan tingkat luminesensi sekitar 16 lm/watt. Pada abad 20, lampu fluoresensi dengan tingkat luminesensi sekitar 70 lm/watt mendominasi teknologi pencahayaan. Akhirnya, pada abad 21, lampu LED putih memberikan harapan untuk menerangi dunia dengan efisiensi yang tinggi. Tingkat luminesensi lampu LED cahaya putih saat ini adalah sekitar 300 lm/watt, atau sekitar 18 kali lebih efisien dibanding dengan bola lampu pijar (Nakamura dkk., 1993). Selain itu, lampu LED mampu bertahan hingga 100.000 jam, dibanding dengan 1000 jam untuk lampu pijar dan 10.000 jam untuk lampu fluoresensi (lampu neon). Peningkatan efisiensi lampu LED ini tentu saja akan mengurangi konsumsi listrik dunia. Untuk diketahui, sekitar seperempat konsumsi listrik dunia digunakan untuk penerangan. Dengan demikian, penggunaan lampu LED akan berkontribusi pada penghematan sumber daya bumi.

Akasaki, Amano, dan Nakamura, secara bersama-sama mengembangkan gallium nitrida (GaN) sebagai bahan pembuatan LED cahaya biru. GaN termasuk jenis material elektronik dan optoelektronik, yaitu jenis material di mana sifat-sifat elektronik dan optiknya dimanipulasi dan dioptimasi untuk dimanfaatkan dalam berbagai aplikasi divais. GaN hanyalah salah satu sistem material dari berbagai jenis material elektronik dan optoelektronik, dan LED cahaya biru juga hanya salah satu aplikasinya. Masih banyak jenis material elektronik dan optoelektronik serta berbagai aplikasinya.

Pada orasi ilmiah ini, akan diuraikan pengembangan berbagai jenis material elektronik dan optoelektronik di KK Fisika dan Teknologi Material Maju (d/h Fisika Material Elektronik), FMIPA ITB, di mana penulis terlibat aktif dalam pengembangannya. Material-material yang dikembangkan adalah semikonduktor golongan III-nitrida, semikonduktor golongan III-arsenat/antimonat dan semikonduktor oksida.

1.2 Semikonduktor Golongan III-Nitrida

Semikonduktor golongan III-nitrida adalah semikonduktor paduan yang terdiri atas unsur golongan III pada susunan berkala dengan nitrogen. Unsur golongan III pada susunan berkala yang sering digunakan adalah aluminium (Al), gallium (Ga), dan indium (In). Dengan demikian semikonduktor nitrida dapat terdiri dari dua unsur, seperti GaN, AlN dan InN atau lebih dari dua unsur, seperti InGaN atau AlGaN. Semikonduktor nitrida adalah *direct band-gap semiconductor* yang mempunyai rentang celah pita energi yang lebar, yaitu antara 1,95 eV (InN) hingga 6,2 eV (AlN). GaN sendiri memiliki lebar celah pita energi sebesar 3,4 eV. Jika material tersebut membentuk semikonduktor ternary, seperti InGaN, maka lebar celah pita energi InGaN dapat diatur antara 1,95 eV hingga 3,4 eV dengan mengatur fraksi indium dalam InGaN. Kemampuan dalam merekayasa lebar celah pita energi (*band-gap engineering*) ini sangat penting untuk memperoleh material dengan kemampuan emisi atau absorpsi gelombang elektromagnetik dengan panjang gelombang tertentu. Oleh karena itu, semikonduktor golongan III-nitrida sangat potensial untuk aplikasi optoelektronik, seperti LED, laser, dan detektor yang bekerja di daerah ultra violet (UV).

Selain memiliki sifat *direct band-gap* dan celah pita energi yang lebar, GaN memiliki konduktivitas termal, potensial *breakdown*, kecepatan *drift* dan mobilitas elektron yang tinggi. Oleh karena itu GaN sangat ideal untuk aplikasi divais elektronik yang bekerja pada daya, frekuensi dan temperatur tinggi. Sebagai contoh, GaN dan AlGaN telah diaplikasikan pada divais *high electron mobility transistor* (HEMT) yang dapat beroperasi pada daya dan frekuensi tinggi. GaN dan paduannya juga memiliki sifat polarisasi kisi yang kuat sehingga sangat potensial untuk aplikasi divais piezoelektrik dan sensor pyroelektrik pada temperatur tinggi.

GaN meleleh pada tekanan nitrogen tinggi (>6 GPa) dan pada suhu tinggi (>2200 °C) (Utsumi dkk., 2003). Berhubung kondisi pelelehan yang ekstrem ini, GaN kristal tunggal sangat sulit untuk dibuat menggunakan metode pelelehan stoikiometrinya, seperti metode yang biasa digunakan untuk membuat kristal tunggal silikon atau GaAs. Oleh karena itu perlu metode pembuatan kristal tunggal GaN yang menggunakan tekanan dan suhu yang lebih rendah.

Salah satu alternatif untuk membuat kristal tunggal GaN adalah dengan metode *metalorganic chemical vapor deposition* (MOCVD). Dengan metode ini, GaN berupa lapisan tipis dapat ditumbuhkan di atas suatu substrat melalui reaksi kimia antara amonia dengan bahan metalorganik, seperti *trimethylgallium* (TmGa), pada suhu sekitar 1050 °C dan pada tekanan ruang. Metode MOCVD ini banyak digunakan oleh para peneliti di dunia karena dapat dihasilkan lapisan tipis GaN berkualitas tinggi. Para pemenang Nobel juga menggunakan metode MOCVD ini untuk membuat GaN dan *alloy*-nya. Untuk aplikasi divais, lapisan tipis GaN dengan ketebalan beberapa ratus nm atau beberapa mikrometer sudah cukup untuk dijadikan lapisan aktif pada suatu divais elektronik/optoelektronik. MOCVD juga memiliki kemampuan untuk membuat lapisan jamak (*multi layer*) dengan jenis lapisan yang berbeda-beda dan persambungan yang tajam. Bahkan MOCVD memiliki kemampuan untuk *atomic layer deposition* yang dapat menghasilkan beberapa *monolayer* kristal.

Penulis bersama sejawat di Lab. MOCVD, KK Fisika Material dan Teknologi Maju FMIPA ITB, telah mengembangkan metode *plasma-assisted* MOCVD (PA-MOCVD). Metode ini merupakan modifikasi dari metode MOCVD termal dengan tujuan untuk menurunkan temperatur penumbuhan. Diharapkan dengan temperatur penumbuhan yang lebih rendah, masalah-masalah yang berkaitan dengan interdifusi, segregasi dan inkorporasi atom-atom dapat diminimalkan. Pembuatan mesin PA-MOCVD serta penumbuhan GaN dan *alloy*-nya diuraikan lebih rinci pada Bab 2.

1.3 Semikonduktor Golongan III-Antimonat/Arsenat

Semikonduktor antimonat/arsenat dan *alloy*-nya seperti GaSb, GaAsSb dan AlGaSb merupakan material yang sangat menjanjikan untuk aplikasi divais optoelektronik, seperti laser dan detektor, yang beroperasi di wilayah panjang gelombang 0,85–1,7 μm . Divais ini banyak digunakan sebagai *optical gas sensing*, perangkat pemantauan lingkungan, divais komunikasi serat optik dan pencitraan termal (Shin dkk., 1997 dan Chow dkk., 1999)]. GaSb dan *alloy*-nya memiliki lebar celah pita energi yang bisa diatur antara 0,72 eV – 1,42 eV dengan mengatur komposisi elemen-elemennya. Mobilitas elektron GaSb sangat tinggi sehingga memungkinkan berbagai divais berbasis GaSb mampu bekerja lebih cepat dengan konsumsi daya yang lebih rendah

dibandingkan dengan divais berbasis InP. Selain sebagai emitter dan detektor, GaSb dan paduannya dapat digunakan pula sebagai lapisan penyerap energi pada sel surya berbentuk tandem.

Penumbuhan GaAs dan GaSb dan paduannya menggunakan metode MOCVD umumnya menggunakan *trimethylgallium* (TMGa) dan *trimethylantimony* (TMSb) serta gas arsen, masing-masing sebagai sumber Ga, Sb, dan As. Penggunaan gas arsen cukup berbahaya, oleh karena itu gas arsen mulai dikurangi penggunaannya. Penulis bersama sejawat di Lab. MOCVD, KK FTMM, mengembangkan semikonduktor GaAs/GaSb dan GaAsSb menggunakan *precursor* baru yang tidak terlalu berbahaya, yaitu *trisdimethylaminoarsenic* (TDMAAs) dan *trisdimethylaminoantimony* (TDMASb). Penggunaan kedua prekursor tersebut dapat menghasilkan film tipis GaAs dan GaAsSb berkualitas tinggi. Selain itu, untuk membuat lapisan multilayer dan struktur heteronya, diperlukan kemampuan deposisi dengan uniformitas ketebalan yang tinggi. Untuk keperluan tersebut, dikembangkan reaktor MOCVD termal di mana suseptornya dapat diputar. Rotasi suseptor dan sekaligus rotasi substrat ini ternyata mampu menghasilkan film tipis dengan uniformitas ketebalan yang baik. Penumbuhana film tipis GaAs/GaSb dan *alloy*-nya secara rinci diuraikan pada Bab 3.

1.4 Semikonduktor Oksida

Semikonduktor oksida dengan *band-gap* yang lebar seperti ZnO, TiO₂, SnO₂, dan In₂O₃ dapat memiliki kombinasi sifat fisis berupa transparansi terhadap cahaya tampak, konduktivitas listrik yang tinggi, serta mobilitas elektron yang tinggi dalam satu fase material (Shi dkk., 2021). Dengan berbagai sifat unik tersebut membuat semikonduktor oksida dapat digunakan dalam berbagai aplikasi perangkat elektronik dan optoelektronik. Lapisan tipis semikonduktor oksida In₂O₃ dengan doping Sn (ITO) dapat memiliki konduktivitas yang tinggi mencapai 10⁴ S/cm dan memiliki transparansi hingga 80% pada cahaya tampak. Hal tersebut membuat ITO telah banyak diaplikasikan sebagai elektroda transparan untuk perangkat *flat panel display*, *touch screen*, hingga sel surya (Yu dkk., 2016). Material ZnO merupakan semikonduktor yang memiliki energi band-gap langsung yang lebar, sebesar 3,37 eV, sehingga memiliki sifat transparan pada panjang gelombang cahaya tampak serta dengan memiliki energi ikat eksiton sebesar

60 meV membuat ZnO dapat menghasilkan emisi eksiton yang efisien di temperatur ruang (Dixon dkk., 2016). Dengan karakteristik *band-gap* energi yang lebar membuat material ZnO dapat diaplikasikan sebagai perangkat optoelektronik dengan panjang gelombang biru dan UV (Ellmer, 2012).

Penumbuhan lapisan tipis semikonduktor oksida seperti ZnO dan TiO₂ dapat dilakukan menggunakan metode MOCVD. Penumbuhan lapisan tipis TiO₂ pada umumnya menggunakan prekursor titanium tetraisopropoksida (TTIP) yang memiliki stabilitas kimiawi baik, serta relatif mudah dan aman penggunaannya, serta memiliki temperatur deposisi yang relatif rendah yaitu mulai dari 100 °C. Lapisan tipis TiO₂ telah ditumbuhkan di laboratorium MOCVD KK FTMM sebagai lapisan sensor gas hidrogen dan juga *diluted semiconductor magnetic* (DMS) dengan menambahkan doping Co.

2 SEMIKONDUKTOR GOLONGAN III-NITRIDA

2.1 Struktur Kristal

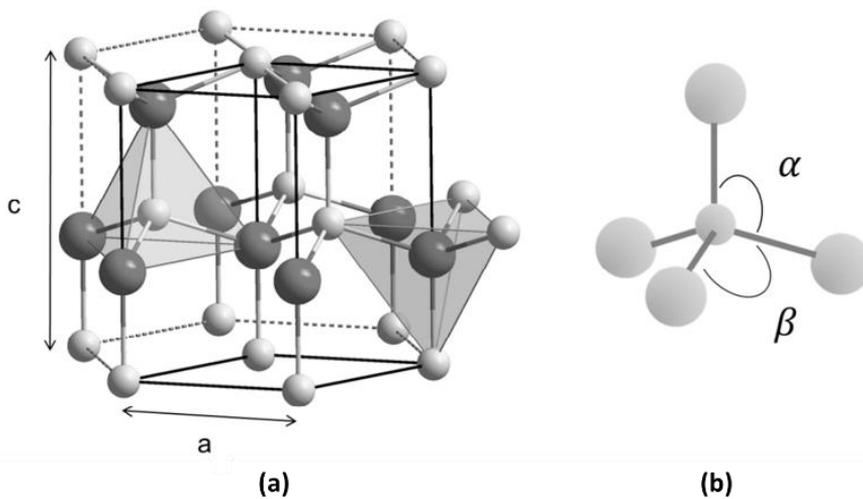
Salah satu semikonduktor golongan III-nitrida yang sangat penting adalah gallium nitrida (GaN). GaN terbentuk secara kimiawi dari unsur Ga dan N. Ga memiliki nomor atom 31 dengan konfigurasi elektron $[\text{Ar}] 3d^{10} 4s^2 4p^1$, sedangkan N memiliki nomor atom 7 dengan konfigurasi elektron $[\text{He}] 2s^2 2p^3$. Kedua unsur tersebut bersenyawa dengan ikatan kovalen melalui hybridisasi orbital atom sp^3 .

Di alam, gallium murni adalah logam dengan titik leleh hanya 30°C . Sebaliknya, unsur nitrogen dapat ditemukan di alam dalam bentuk gas nitrogen atau gas lainnya, seperti amonia (NH_3). Nitrogen adalah gas inert dengan titik didih $77,3\text{K}$. Jika gallium dan nitrogen bersenyawa membentuk GaN, maka GaN menjadi material yang sangat kuat dan memiliki titik leleh sekitar 2500°C . Oleh karena itu, GaN sangat sulit jika disintesis dari lelehan senyawa stoikiometriknya karena memerlukan suhu dan tekanan yang sangat tinggi.

Semikonduktor golongan III-nitrida umumnya memiliki dua struktur kristal, yaitu *zinblende* dan *wurtzite*. Struktur *zinblende* hanya dapat diperoleh pada kondisi penumbuhan yang ekstrem, seperti penumbuhan pada suhu rendah di dalam lingkungan yang kaya dengan unsur golongan III. Struktur ini memiliki regangan yang tinggi sehingga struktur ini dianggap sebagai fase metastabil.

Struktur *wurtzite* adalah struktur yang sangat stabil dan paling banyak ditemui pada semikonduktor golongan III-nitrida. Struktur *wurtzite* mempunyai sel satuan heksagonal dan memiliki dua konstanta kisi, a dan c . Susunan kisi dalam struktur ini berkaitan dengan ikatan koordinasi secara tetrahedral dan memiliki simetri heksagonal. Struktur *wurtzite* yang ideal terdiri atas dua kisi *hexagonal close packed* (hcp) yang saling menembus dengan pergeseran $3c/8$, sehingga $\frac{c}{a} = \sqrt{\frac{8}{3}} \cong 1,633$, seperti yang ditunjukkan pada Gambar 2.1 (a). Posisi atom dalam sel satuan identik dengan struktur kristal *diamond* yang terdiri atas dua penyisipan sub-kisi *face centered cubic* (FCC).

Struktur *wurtzite* pada semikonduktor golongan III-nitrida dibangun dari struktur tetrahedral, di mana setiap atom golongan III terikat dengan empat atom nitrogen, dan sebaliknya. Namun, stuktur wurzite yang ideal pada semikonduktor golongan III-nitrida tidak ada. Ketidakidealan struktur kristal ini adalah akibat dari ketidaksempurnaan simetri tetrahedral, di mana sudut antara ikatan berorientasi [0001] dengan ikatan lainnya (α) lebih kecil dari sudut ideal $109,5^\circ$, sehingga $\alpha < \beta$, dan $\frac{c}{a} < \sqrt{\frac{8}{3}}$. Di antara semikonduktor golongan III-nitrida, aluminium nitrida (AlN) memiliki sudut ikatan yang terkecil, yaitu $\alpha \sim 108.2^\circ$, dan ini menunjukkan bahwa kristalnya paling banyak mengalami deformasi (Ambacher, dkk., 2007).



Gambar 2.1 (a) Struktur kristal *wurtzite* pada semikonduktor paduan GaN
 (b) Struktur tetrahedral ideal dengan sudut $\alpha = \beta = 109,5^\circ$

GaN dengan struktur *wurtzite* mempunyai berat molekul 83,728 gram/mol. Pada temperatur ruang, parameter kisi GaN adalah $a = 3,1892 \pm 0,0009 \text{ \AA}$ dan $c = 5,1850 \pm 0,0005 \text{ \AA}$. Untuk struktur *zincblende*, perhitungan konstanta kisi yang didasarkan pada pengukuran jarak ikatan Ga-N dari GaN *wurtzite* diperoleh $a = 4,503 \text{ \AA}$. Besarnya konstanta kisi GaN bergantung pada kondisi penumbuhan, konsentrasi impuritas dan stoikiometri film. Selain itu juga dipengaruhi oleh adanya cacat kristal, seperti *gallium antisites*, *nitrogen vacancies* dan *treading dislocation* pada lapisan hetero-epitaksi. Sifat-sifat dari material semikonduktor GaN diperlihatkan pada Tabel 2.1.

Tabel 2.1 Sifat fisis GaN

| Struktur Wurzite | |
|---------------------------|---|
| Lebar celah pita energi | $E_g(300K)=3,39$ eV, $E_g(1,6K)= 3,50$ eV |
| Konstanta kisi (T=300K) | $a = 3,189$ Å; $c = 5,185$ Å |
| Konduktivitas termal | $K = 130$ W/mK |
| Indek bias | $n(1eV) = 2,33$; $n(3,38eV) = 2,33$ |
| Konstanta dielektrik | $\epsilon_0 = 8,9$; $\epsilon_\infty = 5,35$ |
| Massa efektif elektron | $m_e^* = 0,2 \pm 0,02m_0$ |
| Struktur Zinblende | |
| Lebar celah pita energi | $E_g(300K) = 3,2 - 3,3$ eV |
| Konstanta kisi (T=300K) | $a = 4,50$ Å |
| Indek bias | $N(3$ eV) = 2,9 |

2.2 Penumbuhan Semikonduktor Golongan III-Nitrida Dengan Metode *Plasma Assisted-MOCVD*

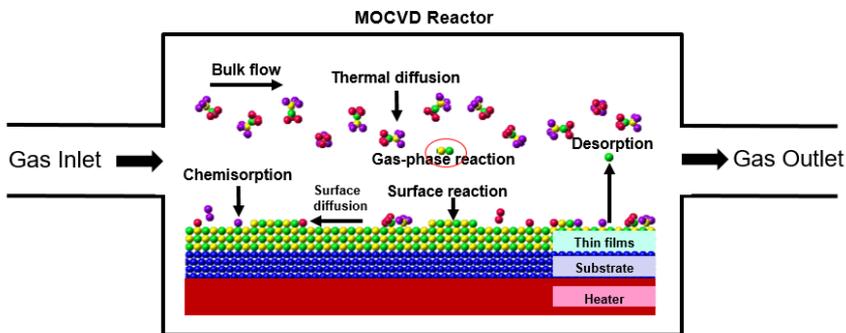
2.2.1 Prinsip Dasar MOCVD

Metalorganic Chemical Vapor Deposition (MOCVD) adalah metode penumbuhan material paling serbaguna dan sering disebut juga sebagai *Metalorganic Vapor Phase Epitaxy* (MOVPE). Metode penumbuhan kristal ini memiliki keunggulan dalam fleksibilitas penggunaan bahan yang tinggi; kemurnian hasil deposisi, uniformitas dan laju penumbuhan lapisan tipis yang tinggi; serta mampu membuat antarmuka lapisan yang tajam; dapat menghasilkan lapisan epitaksi dalam skala besar; penumbuhan selektif, dan penumbuhannya dapat dimonitor. MOCVD mulai diteliti pada akhir tahun 1960-an oleh Manasevit dan rekan kerjanya (Manasevit dkk., 1971). Seiring berjalannya waktu, perkembangannya sangat cepat hingga akhir tahun 1990-an, MOCVD menjadi metode penumbuhan yang paling diandalkan. Sejak itu, MOCVD telah diadopsi dalam industri semikonduktor, khususnya dalam penumbuhan semikonduktor golongan III-nitrida, untuk menghasilkan berbagai divais, seperti LED, laser, sel surya, transistor efek medan, dan sebagainya.

MOCVD pada dasarnya adalah proses deposisi uap kimia (*Chemical Vapor Deposition/CVD*) yang berasal dari logam organik sebagai sumber unsur golongan III. Untuk penumbuhan semikonduktor golongan III-V, biasanya digunakan gas hidrida yang mengandung unsur golongan-V, seperti AsH_3 atau NH_3 . Dalam gambaran yang sangat umum, CVD adalah proses reaksi

dari uap ke padatan di mana reaksi kimia terjadi dalam fase uap yang mengarah pada pembentukan bahan padat yang terdeposisi di atas substrat (Jones dkk., 2009). Reaksi kimia di fase uap dimulai dengan proses pirolisis prekursor akibat energi eksternal, seperti panas, plasma, berkas ion, dan foton. Selanjutnya reaksi kimia uap – padatan umumnya dibantu dengan panas yang bersumber dari suseptor. Meskipun CVD melibatkan proses yang sangat kompleks, CVD dapat disederhanakan menjadi beberapa langkah utama seperti diilustrasikan pada Gambar 2.2, yaitu:

1. Pengaliran prekursor ke zona penumbuhan.
2. Reaksi fase gas dari prekursor di zona penumbuhan yang menghasilkan zat antara dan produk samping yang reaktif.
3. Transportasi massa reaktan ke permukaan substrat.
4. Adsorpsi reaktan pada permukaan substrat.
5. Difusi reaktan di permukaan ke tempat penumbuhan.
6. Nukleasi dan reaksi permukaan yang mengarah pada pembentukan padatan.
7. Desorpsi dan transport massa fragmen yang terdekomposisi keluar dari zona penumbuhan.
8. Pembuangan zat yang tidak terdeposisi melalui sistem vakum.



Gambar 2.2 Model skema penumbuhan semikonduktor paduan menggunakan MOCVD

Penumbuhan semikonduktor golongan III-nitrida umumnya menggunakan senyawa logam/metal organik (MO) seperti *trimethylgallium* (TMGa), *trimethylaluminium* (TMAI) dan *trimethylindium* (TMIn) sebagai sumber golongan III, dan amonia (NH₃) sebagai sumber nitrogen. *Bis(cyclopentadienyl)magnesium* (Cp₂Mg) umumnya digunakan sebagai dopan tipe-p, sedangkan *silan* (SiH₄) atau *disilane* (Si₂H₆) digunakan untuk doping

tipe-n. Gas pembawa umumnya menggunakan gas hidrogen murni atau gas nitrogen murni atau campuran keduanya.

Dalam penumbuhan GaN, gas pembawa dilewatkan ke *bubbler* TMGa untuk membawa uap TMGa ke reaktor. Di dalam reaktor terjadi proses pirolisis TMGa dan dekomposisi NH₃, menghasilkan Ga dan N, sehingga di atas permukaan substrat terjadi reaksi:



Tanda panah pada persamaan (2.1) menunjukkan bahwa lapisan GaN padat terdeposisi di atas substrat. Jika pada saat yang sama TMAI dialirkan ke dalam reaktor, akan diperoleh semikonduktor paduan AlGaN dengan reaksi sebagai berikut.



di mana x adalah fraksi sumber aluminium (TMAI) yang dialirkan ke dalam reaktor.

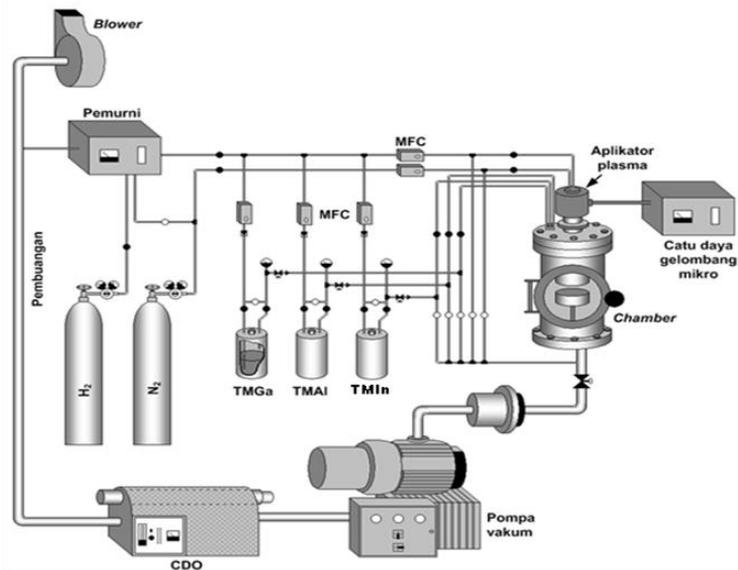
Penumbuhan GaN atau AlGaN menggunakan NH₃ memerlukan temperatur substrat sekitar 1100 °C. Tingginya temperatur penumbuhan ini disebabkan oleh tingginya suhu pirolisis untuk memecah NH₃ menjadi radikal nitrogen reaktif.

2.2.2 Plasma-Assisted MOCVD

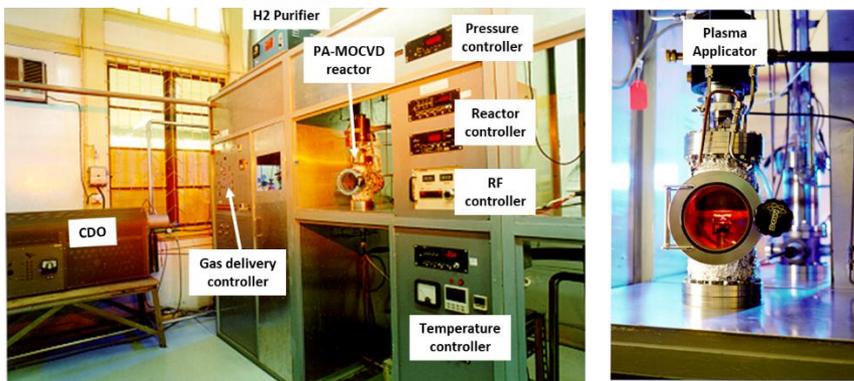
Plasma Assisted (PA) MOCVD pada dasarnya adalah metode MOCVD yang dimodifikasi. PA-MOCVD menggunakan plasma nitrogen sebagai sumber golongan-V yang dibangkitkan melalui gelombang mikro pada frekuensi 2,45 GHz, sebagai pengganti NH₃. Penggunaan plasma nitrogen memungkinkan penumbuhan semikonduktor nitrida dilakukan pada temperatur yang lebih rendah, yaitu sekitar 680 °C. Tahap yang penting dalam penumbuhan GaN menggunakan PA-MOCVD adalah pembentukan plasma nitrogen melalui reaksi disosiasi N₂, yaitu N₂ ↔ 2N*, sehingga reaksi pembentukan GaN menjadi:



Sistem PA-MOCVD terdiri atas beberapa subsistem, yaitu: sistem reaktor, sistem pengaliran gas, sumber metalorganik, sistem vakum, dan sistem penanganan gas. Deskripsi dari masing-masing sistem diuraikan pada bagian selanjutnya.



Gambar 2.3 Diagram skematik sistem MOCVD



(a)

(b)

Gambar 2.4 (a) Mesin MOCVD untuk penumbuhan GaN dan paduannya. (b) Sistem reaktor PA-MOCVD yang dilengkapi dengan plasma applicator.

Reaktor

Reaktor PA-MOCVD dilengkapi dengan plasma applicator untuk membangkitkan plasma nitrogen yang akan menjadi sumber nitrogen. Akibat terpapar gelombang mikro, gas nitrogen yang melalui rongga

resonator gelombang mikro mengalami eksitasi atau ionisasi sehingga menghasilkan plasma nitrogen yang mengandung nitrogen reaktif.

Tipe reaktor PA-MOCVD yang dibangun adalah *cold-wall cylindrical vertical type reactor*. Ruang penumbuhan dilengkapi dengan dinding yang dapat didinginkan untuk menghindari terjadinya reaksi kimia antara bahan prekursor dan dinding reaktor. Reaktor dilengkapi dengan pemanas yang mampu memanaskan susceptor hingga 750 °C. Susceptor terbuat dari logam molybdenum berbentuk lempeng digunakan sebagai tempat substrat. Reaktor dilengkapi dengan alat ukur tekanan dan termokopel untuk mengukur tekanan ruang dan temperatur substrat. Reaktor terbuat dari bahan *stainless steel* untuk menghindari reaksi oksidasi yang dapat memengaruhi kualitas film yang ditumbuhkan.

Sistem Penyaluran Gas

Sistem penyaluran gas terdiri atas sistem suplai gas pembawa dan sistem suplai sumber MO. Fungsi gas pembawa adalah untuk mengangkut gas reaktan ke dalam reaktor. Gas hidrogen dan nitrogen umumnya digunakan sebagai gas pembawa. Karena semua gas harus sangat murni, gas pembawa yang biasanya disimpan dalam silinder harus dimurnikan terlebih dahulu melalui alat pemurni gas.

Karena sifat kimianya yang lebih aktif, H₂ lebih mudah dimurnikan dibandingkan N₂. *Palladium diffuser* yang beroperasi berdasarkan prinsip difusi untuk memurnikan hidrogen biasanya digunakan untuk pemurnian gas hidrogen. Ketika proses pemurnian, H₂ mengalir ke sel Pd secara normal pada suhu 300-400 °C, dan hanya atom hidrogen yang dapat berdifusi melalui kisi logam Pd ke bagian yang murni, sementara pengotor yang terperangkap dibuang melalui saluran gas buang. Pengotor gas hidrogen, termasuk O₂, CO, CO₂, H₂O dan N₂ dapat dikurangi hingga ke tingkat paling rendah, sebesar beberapa bagian per miliar (ppb).

Sistem Sumber Metalorganik

Sistem sumber metalorganik (MO) yang memasok prekursor elemen grup V adalah bagian penting dari mesin MOCVD. Setiap sistem sumber MO terdiri atas tiga bagian utama, yaitu unit kontrol, sistem gas, dan unit penyimpanan

sumber MO, atau yang lebih dikenal sebagai *bubbler*. *Bubbler* terbuat dari baja tahan karat atau *stainless steel* yang mampu menyimpan sumber MO dalam bentuk cair atau padat. Setiap *bubbler* dipasang pada bak berisi cairan yang temperturnya dapat dikontrol dengan ketat. Temperatur *bubbler* akan menentukan laju aliran sumber MO. Temperatur cairan di mana *bubbler* ditempatkan umumnya berbeda-beda, tergantung pada jenis MO-nya.



Gambar 2.5 (a) *Bubbler* terbuat dari bahan *stainless steel* dan dilengkapi dengan keran untuk mengatur aliran. (b) Gas pembawa dialirkan ke dalam *bubbler* agar terjadi penguapan bahan MO. Uap bahan MO selanjutnya dibawa menuju reaktor.

Sistem Vakum

Reaktor dihubungkan dengan sistem vakum yang terdiri atas *rotary vane pump* (Balzers, DUO 030A) dan *roots vacuum pump* (Balzers, WKP 250A) dengan kemampuan pemakuman hingga 10^{-5} Torr. Sistem vakum berfungsi untuk mengevakuasi udara di dalam reaktor dan perpipaan agar tidak ada impuritas yang tertinggal yang dapat mengotori kemurnian film yang ditumbuhkan. Selain itu, sistem vakum berfungsi untuk membuang gas-gas yang tidak bereaksi dan tidak terdeposisi di atas substrat. Gas-gas tersebut dikeluarkan dari sistem setelah diolah terlebih dahulu melalui berbagai mekanisme, seperti *combustion*, *decomposition*, *oxidation* (CDO), agar tidak mencemari lingkungan.

2.2.3 Substrat dan Lapisan Penyangga

Pemilihan substrat yang sesuai dengan konstanta kisi GaN merupakan salah satu faktor penting untuk mendapatkan film tipis GaN dengan kualitas yang baik. Sebagian besar substrat yang digunakan untuk penumbuhan film tipis GaN memiliki ketidaksesuaian konstanta kisi dan koefisien ekspansi dengan GaN. Kerapatan dislokasi yang tinggi akan terjadi dalam lapisan GaN akibat

ketidaksesuaian konstanta kisi (*lattice mismatch*) antara film GaN dan substrat. Hal ini dapat menyebabkan film tipis GaN memiliki mobilitas yang rendah dan konsentrasi pembawa latar (*background*) yang tinggi. Tabel 2.2 menunjukkan beberapa bahan substrat yang prospektif untuk penumbuhan semikonduktor paduan golongan III-nitrida, khususnya GaN.

Tabel 2.2 Perbandingan sifat fisis substrat yang prospektif untuk semikonduktor III-V

| Bahan Substrat | Parameter Kisi (Å) | Konduktivitas Termal (W/cm K) | Koefisien Ekspansi Termal (K ⁻¹) |
|--------------------------------|------------------------|-------------------------------|--|
| GaN | a = 2,189 c = 5,185 | 1,3 | 5,59 x 10 ⁻⁶ 3,17 x 10 ⁻⁶ |
| AlN | a = 3,112 c = 4,982 | 2,0 | 4,2 x 10 ⁻⁶ 5,3 x 10 ⁻⁶ |
| 6HSiC | a = 3,08 c = 15,12 | 4,9 | 4,2 x 10 ⁻⁶ 4,68 x 10 ⁻⁶ |
| Al ₂ O ₃ | a = 4,758 c = 12,99 | 0,5 | 7,5 x 10 ⁻⁶ 8,5 x 10 ⁻⁶ |
| ZnO | a = 3,252 c = 5,213 | | 2,9 x 10 ⁻⁶ 4,75 x 10 ⁻⁶ |
| Si | a = 5,340 | 1,5 | 3,59 x 10 ⁻⁶ |
| GaAs | a = 5,653 | 0,5 | 6 x 10 ⁻⁶ |
| 3C-SiC | a = 4,360 | 4,9 | |
| MgO | a = 4,216 | | 10,5 x 10 ⁻⁶ |

Safir (Al₂O₃) memiliki stabilitas termal dan kimia yang sangat baik. Selain itu, koefisien ekspansi termal GaN dan safir relatif sama. Sifat fisik ini menjadikan safir sebagai substrat yang ideal untuk penumbuhan epitaksi GaN. Selain itu, safir bersifat transparan sehingga cocok untuk digunakan pada divais optik dalam wilayah spektral UV dan cahaya tampak. Safir bidang-c tidak hanya merupakan substrat yang paling banyak digunakan untuk penumbuhan GaN polar, tetapi safir bidang-r juga merupakan substrat pilihan untuk penumbuhan GaN bidang-a nonpolar. Ketidaksesuaian kisi antara GaN dan safir sepanjang arah *m* adalah 16% dibandingkan dengan 1% sepanjang arah *c* (Jiu dkk.,2018).

Teknologi silikon telah berkembang dengan baik dan banyak digunakan pada divais semikonduktor dan sirkuit terpadu selama beberapa dekade. Substrat silikon lebih murah dibanding substrat lainnya, tetapi menumbuhkan GaN berkualitas tinggi di atas silikon sulit dilakukan. Silikon memiliki struktur kristal kubik yang berbeda dengan struktur kristal *wurtzite*

GaN. Ketidaksesuaian konstanta kisi antara bidang-*c* GaN dengan Si (111) adalah 17% (Zhu dkk., 2013). Selain itu, koefisien muai panas Si 54% lebih kecil dibanding GaN (Ambacher dkk., 1998), dan karena GaN harus ditumbuhkan pada suhu tinggi, maka akan terjadi tegangan tarik yang besar ketika film tipis GaN di atas substrat silikon didinginkan.

Masalah ketidaksesuaian konstanta kisi dapat diatasi dengan penggunaan lapisan penyangga di antara substrat dan film tipis yang akan ditumbuhkan. Telah terbukti bahwa kualitas lapisan epitaksi GaN sangat sensitif terhadap lapisan penyangga. Lapisan penyangga dapat meningkatkan penumbuhan secara *lateral* atau mendatar yang membentuk pulau-pulau sebagai akibat menurunnya energi antarmuka GaN dan lapisan penyangga. Selanjutnya pulau-pulau ini berkembang secara mendatar dan akhirnya terjadi penggabungan (*coalescence*) secara cepat dan akhirnya terbentuk film tipis di atas lapisan penyangga. Lapisan penyangga yang biasa digunakan untuk menumbuhkan film GaN adalah GaN dan AlN yang ditumbuhkan pada temperatur rendah.

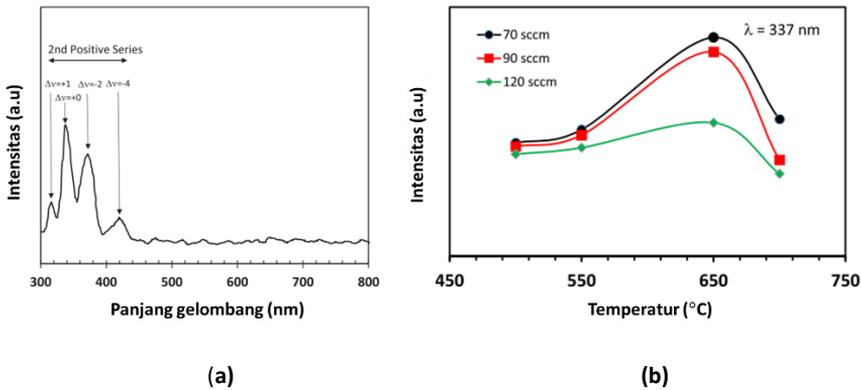
2.3 Penumbuhan GaN, InGaN, dan AlGaN dengan PA-MOCVD

2.3.1 Karakterisasi Optical Emission Spectroscopy (OES)

Untuk menentukan jenis spesies reaktif yang dihasilkan oleh plasma nitrogen, dapat digunakan metode seperti *optical emission spectroscopy* (OES), *time-of-flight mass spectroscopy*, *laser-induced fluorescence spectroscopy*, dan metode *Langmuir probe* (Timmermans dkk.1999; Milay dkk., 2004; Amorim dkk., 2000; Shah dkk., 2008). Di antara jenis metode deteksi, metode OES memiliki beberapa keunggulan, yaitu sistem yang sederhana, memiliki resolusi tinggi, dan mampu mengarakterisasi proses reaksi di dalam reaktor tanpa memengaruhi plasma. Memahami mekanisme pembangkitan plasma nitrogen untuk penumbuhan film tipis semikonduktor III-nitrida sangat penting agar penumbuhannya dapat dioptimasi.

Gambar 2.6 menunjukkan spektrum emisi khas plasma nitrogen yang dihasilkan oleh sumber plasma ECR dengan daya 200 watt pada 650 °C dan laju aliran gas nitrogen 70 sccm. Spektrum ini dicirikan oleh empat puncak emisi pada rentang 300 nm hingga 420 nm yang sesuai dengan keadaan tereksitasi molekul N_2^* netral dalam sistem positif kedua dengan transisi

tingkat energi $C^3\Pi_u \rightarrow B^3\Pi_g$. Dalam spektrum tersebut, tampak tidak ada puncak intensitas yang menunjukkan nitrogen ionik dan nitrogen atom, yang biasanya terjadi masing-masing pada rentang panjang gelombang 390–430 nm, dan 540–820 nm.



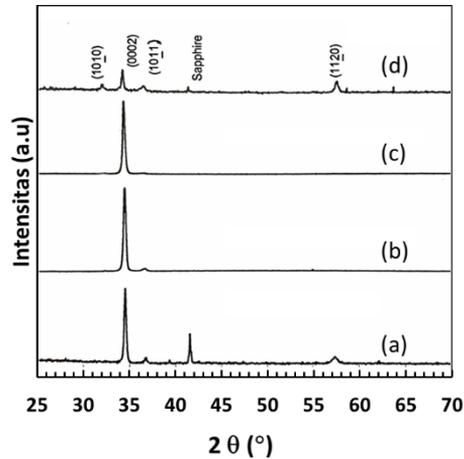
Gambar 2.6 (a) Spektrum emisi optik plasma nitrogen yang dihasilkan oleh sumber plasma ECR dengan daya 200 watt pada temperatur 650 $^{\circ}$ C. Spektrum didominasi oleh keadaan tereksitasi molekul N_2^* netral pada sistem positif kedua dengan transisi tingkat energi $C^3\Pi_u$ and $B^3\Pi_g$. Δv adalah perbedaan bilangan kuantum vibrasi antara dua tingkat tereksitasi, $C^3\Pi_u$ and $B^3\Pi_g$. (b) Hubungan antara intensitas emisi plasma nitrogen untuk puncak 337 nm terhadap temperatur untuk berbagai laju aliran gas nitrogen.

Untuk menumbuhkan semikonduktor golongan III-nitrida yang berkualitas tinggi menggunakan PA-MOCVD, pembentukan ion N_2^+ dihindari karena ion tersebut sangat energetik dan cenderung merusak permukaan film. Oleh karena itu, penumbuhan film tipis semikonduktor golongan III-nitrida menggunakan nitrogen plasma yang didominasi oleh nitrogen molekul netral tereksitasi (N_2^*) lebih baik dibanding menggunakan ion N_2^+ .

2.3.2 Penumbuhan Film Tipis GaN, InN, dan InGaN

Film tipis GaN telah ditumbuhkan di atas substrat safir pada temperatur antara 600–700 $^{\circ}$ C. Film GaN yang ditumbuhkan di atas safir (0001) menunjukkan struktur polikristal. Untuk memperbaiki struktur kristal, sebelum proses penumbuhan dilakukan *thermal cleaning* pada substrat menggunakan plasma hidrogen. Perlakuan ini menghasilkan film GaN yang memiliki struktur kristal dengan derajat orientasi yang tinggi arah bidang (0001). Struktur kristal film GaN menjadi lebih baik lagi setelah digunakan

lapisan penyangga GaN yang ditumbuhkan pada temperatur 450 dengan ketebalan antara 13-40 nm. Setelah penumbuhan lapisan penyangga, selanjutnya dilakukan *thermal annealing* pada temperatur *ramping* antara 450-600 °C, dan terjadi kristalisasi pada lapisan penyangga. Proses penumbuhan dilakukan selama 2-3 jam, menghasilkan lapisan GaN dengan laju deposisi sekitar 200 nm/jam.

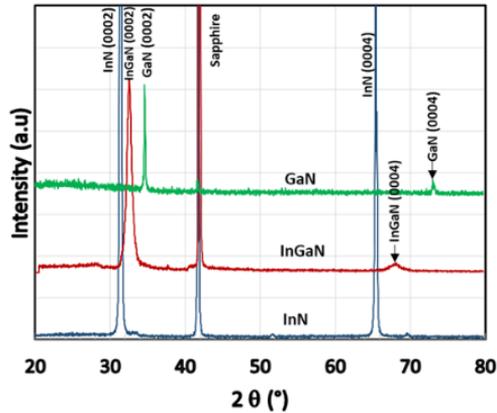


Gambar 2.7 Spektra XRD film tipis GaN yang ditumbuhkan pada temperatur 640 °C menggunakan lapisan penyangga GaN dengan variasi ketebalan, (a) tanpa lapisan penyangga, (b) 13 nm, (c) 26 nm, dan (d) 40 nm.

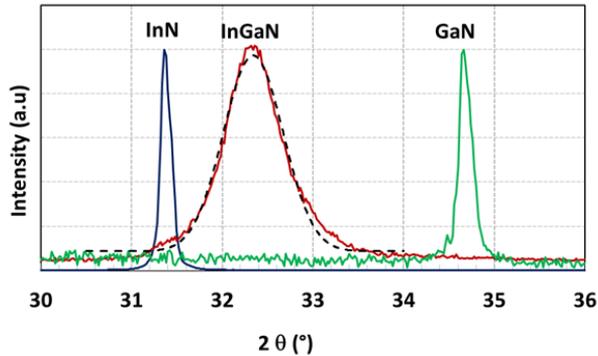
Gambar 2.7 menunjukkan pola spektra XRD film tipis GaN yang ditumbuhkan di atas safir (0001) pada temperatur 640 °C dengan berbagai tebal lapisan penyangga GaN. Film GaN yang ditumbuhkan tanpa lapisan penyangga memiliki struktur polikristal dengan orientasi (0002), (10 $\bar{1}$ 1) dan (11 $\bar{2}$ 0). Perubahan orientasi kristal GaN terjadi jika digunakan lapisan penyangga. Ketebalan lapisan penyangga yang menghasilkan orientasi kristal tunggal (0002) sejajar dengan bidang permukaan substrat terjadi saat tebal lapisan penyangga adalah 26 nm.

Menggunakan parameter optimum penumbuhan GaN, selanjutnya dilakukan penumbuhan semikonduktor paduan terner In_{0,5}Ga_{0,5}N. Gambar 2.8 menunjukkan pola spektra XRD film tipis InGaN yang ditumbuhkan pada temperatur 650 °C. Deposisi dilakukan untuk komposisi uap TMIn (x_v) sebesar 0% (GaN), 50% (InGaN), dan 100% (InN). Spektra menunjukkan bahwa semua film berstruktur heksagonal dengan orientasi pada bidang (0002). Sudut difraksi, 2θ, dari intensitas puncak (0002) adalah 34,7°, 32,4°,

dan $31,4^\circ$, masing-masing bersesuaian dengan GaN, InGa_{0,5}N, dan InN. Puncak difraksi lainnya berkaitan dengan bidang (0004) dari GaN, InGa_{0,5}N, dan InN.



Gambar 2.8 Spektra XRD film tipis InN, In_{0,5}Ga_{0,5}N, dan GaN di atas substrat safir ditumbuhkan pada suhu 650 °C dan laju alir nitrogen 70 sccm. InN ditumbuhkan dengan menggunakan parameter penumbuhan yang sama dengan InGa_{0,5}N, namun dengan konsentrasi uap TMIn 100%, sedangkan GaN ditumbuhkan dengan menggunakan konsentrasi uap TMIn 0%.



Gambar 2.9 Spektra XRD film tipis InN, In_{0,5}Ga_{0,5}N, dan GaN dengan intensitas yang dinormalisasi. Puncak difraksi InGa_{0,5}N berada di antara puncak InN dan GaN, menunjukkan inkorporasi indium ke dalam sistem GaN-InN. Garis putus-putus adalah kurva Gaussian hasil fitting untuk puncak difraksi InGa_{0,5}N.

Penumbuhan InGa_{0,5}N dengan komposisi uap indium 50% tampak tidak ada puncak difraksi tambahan yang teramati, kecuali yang berasal dari bidang (0002). Ini mengindikasikan bahwa tidak ada pemisahan fase kristalografi pada film yang ditumbuhkan. Analisis distribusi intensitas

difraksi pada bidang (0002) menunjukkan bahwa FWHM distribusi intensitas difraksi InGaN sedikit lebih lebar dibandingkan dengan GaN atau InN. Pelebaran puncak difraksi InGaN disebabkan oleh efek ukuran domain kristalin (Kim dkk., 2000)

Intensitas difraksi yang dinormalisasi dari puncak (0002) untuk GaN, $\text{In}_{0,5}\text{Ga}_{0,5}\text{N}$, dan InN ditunjukkan pada Gambar. 2.9. Puncak difraksi $\text{In}_{0,5}\text{Ga}_{0,5}\text{N}$ bergeser ke arah sudut difraksi yang lebih rendah terhadap puncak difraksi GaN. Konsentrasi indium dalam film $\text{In}_{0,5}\text{Ga}_{0,5}\text{N}$ dapat ditentukan melalui pergeseran relatif puncak difraksi $\text{In}_{0,5}\text{Ga}_{0,5}\text{N}$ (0002) terhadap puncak GaN (0002). Berdasarkan pergeseran tersebut dan menggunakan hukum Vegard, diperoleh konsentrasi indium sekitar 55%. Hasil ini mendekati hasil yang diperoleh dari pengukuran EDS, yaitu 54%.

2.3.3 Penumbuhan Film Tipis AlGaN

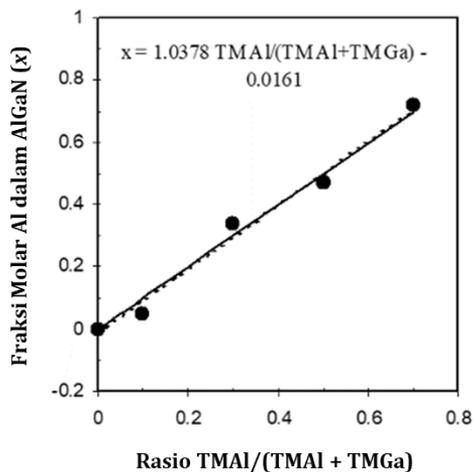
Film tipis AlGaN ditumbuhkan di atas substrat safir (0001) menggunakan parameter penumbuhan optimum. Pada penumbuhan AlGaN, *trimethylaluminum* (TMAI) dialirkan secara bersamaan dengan TMGa. Untuk mengontrol stoikiometri padatan Al (x) dalam $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ dilakukan melalui pengaturan rasio laju aliran molar TMAI terhadap total laju aliran molar (TMAI+TMGa). Fraksi padatan Al (x) dalam $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ selanjutnya dihitung melalui pengukuran EDX. Hubungan antara fraksi molar padatan (x) dengan fraksi molar uap ditunjukkan pada Gambar 2.10. Tampak hubungan antara x terhadap fraksi molar $\text{TMAI}/(\text{TMAI} + \text{TMGa})$ adalah hampir linier. Garis penuh pada gambar menunjukkan hubungan teoretik antara fraksi Al dalam padatan $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$, jika fase padatan identik dengan fraksi fase uapnya. Tampak deviasi yang sangat kecil antara fraksi Al padatan dengan fraksi uap, dan ini menunjukkan transfer stoikiometri yang baik antara fase uap dengan fase padatan.

Spektrum transmisi $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ pada temperatur ruang ditunjukkan pada gambar 2.11. Tepi absorpsi bergeser ke arah panjang gelombang yang lebih pendek dengan bertambahnya x , yang berarti celah pita energi bertambah lebar. Berdasarkan kurva transmitansi dapat diplot koefisien absorpsi dan dengan menggunakan Tauc plot, dapat ditentukan lebar celah pita energi. Hubungan antara lebar celah pita energi sebagai fungsi fraksi molar padatan Al dalam $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ditunjukkan pada Gambar 2.12. Tampak bahwa

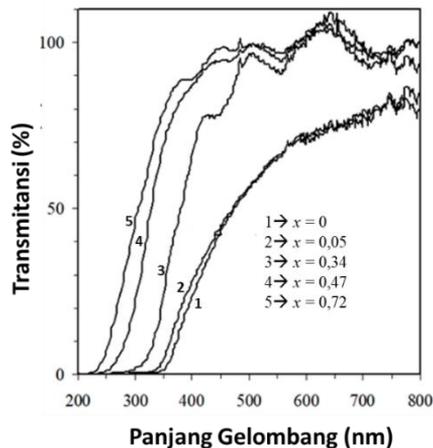
kebergantungan lebar celah energi terhadap fraksi Al (x) tidak linier. Berdasarkan *curve fitting*, diperoleh hubungan lebar celah energi terhadap fraksi Al (x) adalah:

$$E_g = 3,35(1 - x) + 6,2(x) - 1,3x(1 - x) \quad (2.4)$$

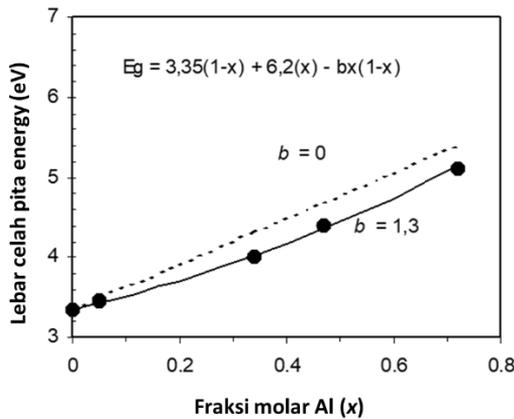
Persamaan 2.4 sangat penting karena $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ dengan lebar celah pita energi tertentu dapat dibuat dengan mengatur fraksi padatan Al di dalam alloy $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$. Fraksi padatan Al selanjutnya dapat dibuat dengan mengatur laju aliran uap TMAI sehingga fraksi mol uap $\text{TMAI}/(\text{TMAI} + \text{TMGa})$ sama dengan x .



Gambar 2.10 Hubungan antara fraksi molar Al dalam padatan AlGaN (x) dengan fraksi molar fasa uap ($\text{TMAI}/(\text{TMAI} + \text{TMGa})$)



Gambar 2.11 Spektra transmisi optik film tipis $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ dengan variasi fraksi molar Al (x).



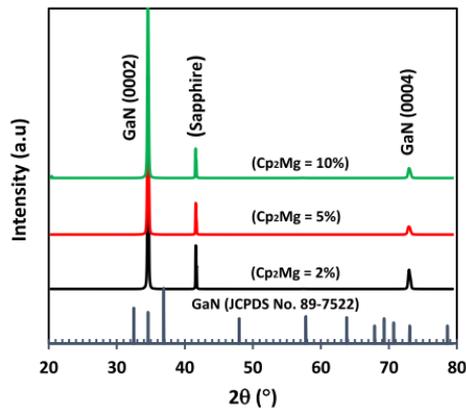
Gambar 2.12 Kebergantungan lebar celah pita energi $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ terhadap fraksi molar Al (x).

2.3.4 Doping GaN dan AlGaN

GaN dan AlGaN yang ditumbuhkan tanpa doping memiliki konduktivitas tipe-n. Untuk memperoleh GaN atau AlGaN tipe-p dapat dilakukan doping dengan unsur golongan II seperti Zn, Be dan Mg. Unsur-unsur tersebut akan mengisi posisi Ga sehingga dihasilkan akseptor tunggal. Mg banyak digunakan sebagai dopan tipe-p karena Mg menunjukkan sifat *shallow acceptor*. Untuk aplikasi LED dan dioda laser, GaN yang di doping dengan Mg masih menyisakan masalah, yaitu resistivitas film yang masih tinggi dan konsentrasi *hole* yang rendah. Masalah ini terjadi akibat adanya ikatan kompleks Mg-H hasil sintesis dekomposisi NH_3 dan Cp_2Mg selama penumbuhan. Untuk mengatasi masalah ini, *electron beam irradiation* (LEEBI), *thermal annealing* dalam atmosfer nitrogen, *photo-enhanced activation* and *annealing* dalam atmosfer oksigen telah digunakan untuk mengaktifkan Mg dan melepaskan H dari GaN (Nakamura dkk., 1992; Amano dkk., 1989; Kamiura dkk., 1998). Dalam hal ini, PA-MOCVD memiliki keuntungan, yaitu dapat menghindari terbentuknya ikatan kompleks Mg-H akibat pemanfaatan plasma nitrogen sebagai sumber nitrogen. Oleh karena itu, perlakuan untuk mengaktifkan Mg dan melepaskan H dari GaN tidak diperlukan lagi.

Film tipis GaN yang didoping Mg ditumbuhkan di atas substrat safir (0001) dengan *trimethylgallium* dan *biscyclopentadienyl magnesium* (Cp_2Mg) masing-masing digunakan sebagai sumber Ga dan Mg. Tiga sampel film GaN yang didoping Mg ditumbuhkan dengan laju aliran Cp_2Mg sebesar 2%, 5%,

dan 10% dari total laju aliran, sedangkan laju aliran gas *trimethylgallium* dan N_2 dipertahankan masing-masing pada 0,08 sccm dan 90 sccm. Proses penumbuhan berlangsung selama 2 jam, menghasilkan film dengan ketebalan $\sim 0,5 \mu\text{m}$. Perlakuan plasma hidrogen tidak digunakan selama pertumbuhan untuk menghindari pembentukan ikatan Mg-H

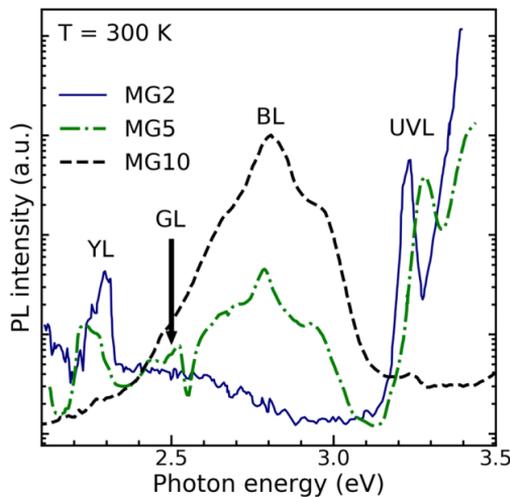


Gambar 2.13 Spektrum XRD film tipis GaN yang didoping Mg dengan laju aliran Cp_2Mg masing-masing sebesar 2%, 5%, dan 10%. Puncak difraksi bersesuaian dengan bidang (0002) dan (0004) struktur *wurtzite* GaN (JCPDS, No.89-7522)

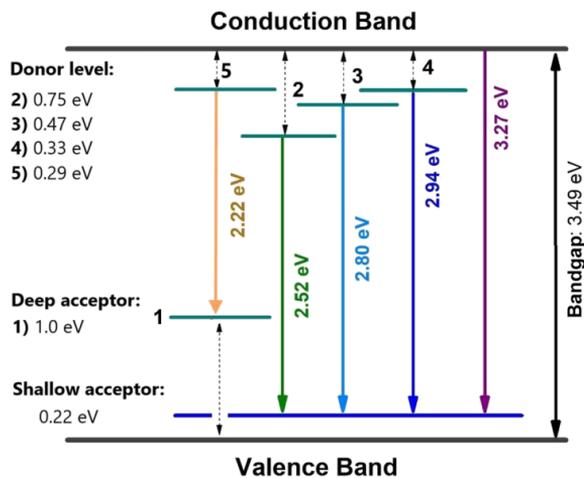
Gambar 2.13 menunjukkan spektrum XRD film tipis GaN yang didoping Mg dan ditumbuhkan pada suhu 650°C dengan laju aliran Cp_2Mg masing-masing sebesar 2%, 5%, dan 10%. Tampak semua film menunjukkan struktur kristal tunggal dengan orientasi kuat sepanjang sumbu *c* dari struktur heksagonal. Sudut difraksi 2θ adalah $34,60^\circ$ dan $73,05^\circ$, masing-masing bersesuaian dengan bidang GaN (0002) dan (0004). Hal ini menunjukkan bahwa film tersebut tumbuh secara epitaksi dengan fasa kristal tunggal meskipun terdapat ketidaksesuaian kisi yang besar antara GaN dan substrat safir. Kehadiran lapisan *buffer* GaN diyakini telah mengurangi efek *lattice-mismatch*.

Gambar 2.14 menunjukkan spektrum PL film tipis GaN yang didoping dengan Mg pada suhu kamar. Tanpa perlakuan pascapenumbuhan, tampak fenomena luminesensi pada berbagai energi. Pada konsentrasi Mg yang rendah, terjadi emisi fotoluminesensi warna kuning dan ultraviolet dengan intensitas yang menurun seiring dengan meningkatnya konsentrasi Mg. Fotoluminesensi kuning disebabkan oleh transisi antara tingkat donor dangkal dan tingkat akseptor dalam, yang masing-masing dihasilkan oleh

kekosongan nitrogen dan galium. Fotoluminesensi ultraviolet disebabkan oleh transisi antara pita konduksi dan tingkat akseptor dangkal yang disebabkan oleh cacat titik Mg_{Ga} . Peningkatan konsentrasi Mg mengurangi ketersediaan kekosongan Ga, sehingga meningkatkan konsentrasi cacat Mg_{Ga} dan $Mg_{Ga} + Mg_i$ pada film GaN. Cacat ini diyakini menghasilkan tingkat donor dalam yang bertanggung jawab atas pita luminesensi hijau dan biru. Berdasarkan analisis tersebut, model untuk tingkat energi GaN dengan doping Mg ditunjukkan pada gambar 2.15.



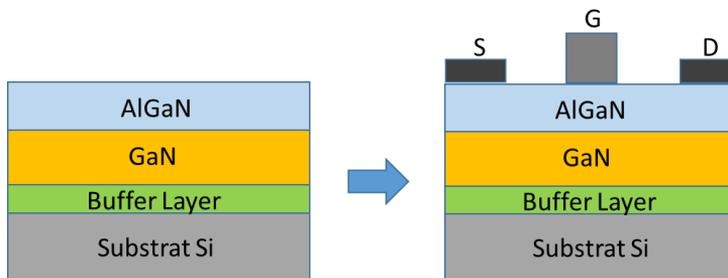
Gambar 2.14 Spektrum PL GaN yang didoping Mg dengan laju aliran Cp_2Mg masing-masing sebesar 2% (MG2), 5% (MG5), dan 10% (MG10) dari total laju aliran.



Gambar 2.15 Model tingkat energi donor dan akseptor serta proses rekombinasi yang terjadi dalam GaN yang didoping Mg

2.4 Pembuatan Prototype AlGaN/GaN HEMT

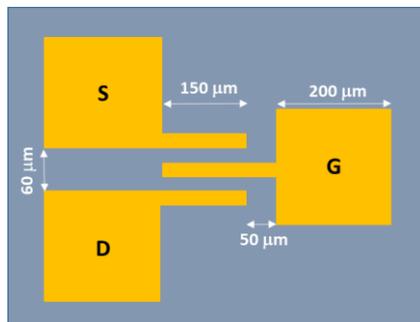
High Mobility Electron Transistor (HEMT) adalah salah satu jenis divais berstruktur hetero. Struktur hetero semikonduktor didefinisikan sebagai struktur semikonduktor yang dibangun dari dua atau lebih jenis material semikonduktor yang berbeda. Struktur hetero umumnya dibuat dari semikonduktor yang mempunyai celah pita energi yang lebar dan celah pita energi yang sempit. Semikonduktor dengan celah pita energi yang lebar diharapkan dapat memodulasi elektron supaya elektron terkungkung pada semikonduktor dengan celah pita energi sempit pada persambungan yang menyebabkan mobilitas dan konsentrasi pembawa muatan dapat ditingkatkan secara bersama-sama. Di dalam struktur hetero, transisi atau *interface*/persambungan antara semikonduktor yang berbeda sangat berperan dalam unjuk kerja divais. Struktur hetero sangat menarik karena ada dua alasan. Pertama, sistem elektronik *low dimensional* dapat dicapai dengan menggunakan struktur hetero. Kedua, struktur hetero mempunyai aplikasi yang banyak, antara lain LED, laser diode dan *high electron mobility transistor*. Oleh karena itu, penting untuk mengetahui sifat-sifat elektronik dari struktur hetero, khususnya mengenai perilaku pembawa muatan pada persambungan hetero. Contoh struktur hetero dapat diilustrasikan seperti gambar 2.16. Struktur ini terdiri atas lapisan tipis GaN yang memiliki lebar pita energi 3,4 eV dengan film tipis AlGaN dengan pita energi yang lebih lebar.



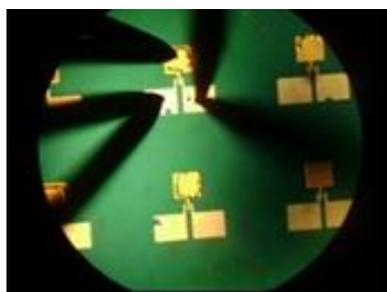
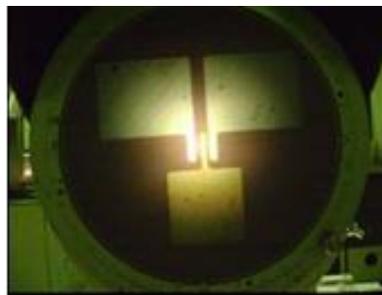
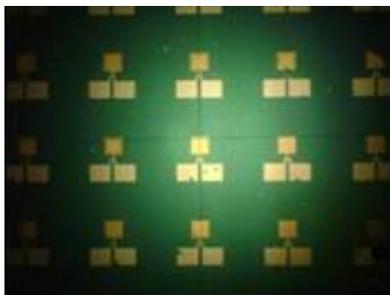
Gambar 2.16 (a) Skema struktur hetero AlGaN/GaN dan (b) Struktur divais HEMT

Konfigurasi dan dimensi prototipe divais HEMT berbasis material GaN ditunjukkan pada Gambar 2.17. Prototipe divais ini dibuat untuk mendemonstrasikan terjadinya *two dimensional electron gas (2DEG)* pada antarmuka serta sebagai prototipe transistor. Divais ini tidak dibuat di dalam *clean room*, oleh karena itu ukuran *source*, *gate*, dan *drain*-nya sangat besar.

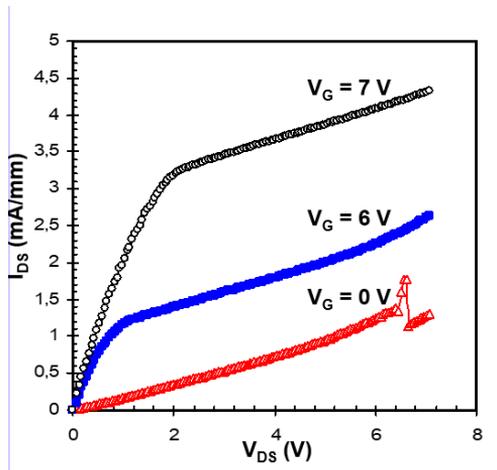
Kontak *gate* memiliki dimensi *gate-length* sebesar $40\ \mu\text{m}$ dan luas pad *source* dan *drain* masing-masing sebesar $200 \times 200\ \mu\text{m}^2$ (Gambar 2.18). Pembuatan prototype HEMT dilakukan dengan proses fotolitografi, dan untuk pengujiannya dilakukan karakterisasi I-V. Gambar 2.19 menunjukkan karakteristik I-V AlGaN/GaN HEMT yang memiliki karakteristik DC mirip dengan metal semikonduktor *field effect transistor* (MESFET). Karakteristik HEMT tersebut menunjukkan sifat transistor. Perubahan tegangan V_{GS} mengakibatkan terbentuknya daerah deplesi pada *interface* antara lapisan GaN dan AlGaN yang mengatur aliran arus antara S-D.



Gambar 2.17 Dimensi dan desain prototype AlGaN/GaN HEMT



Gambar 2.18 (a) Prototype GaN/AlGaN HEMT, (b) perbesaran area satu prototype divais, (c) sistem pengujian divais di bawah pembesar, (d) *probe* pengujian



Gambar 2.19 Karakteristik I-V divais HEMT yang dibuat dengan struktur hetero GaN/ $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{N}$

3 SEMIKONDUKTOR GOLONGAN III- ANTIMONAT/ARSENAT

3.1 Pendahuluan

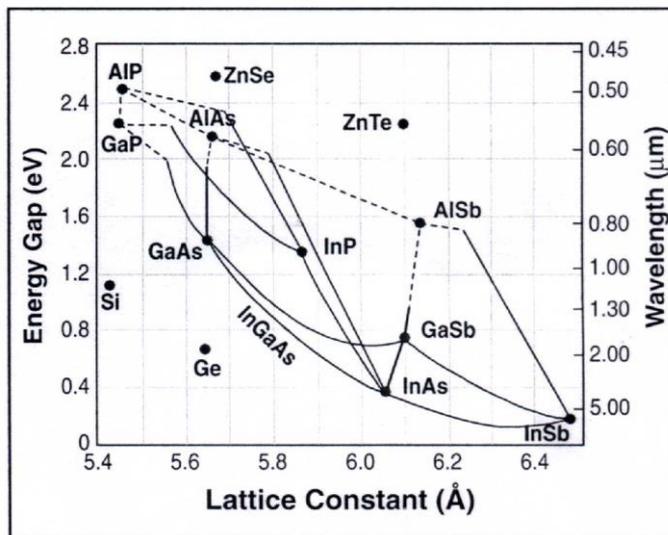
GaAs, GaSb, dan GaAsSb merupakan material yang sangat potensial untuk aplikasi divais elektronik dan optoelektronik. Celah pita energi GaAsSb nilainya dapat diatur dalam rentang 0,72 – 1,42 eV, dengan mengatur kandungan Sb di dalam senyawa GaAsSb (gambar 3.1). Kondisi ini membuat material berbasis Sb (antimoni) begitu potensial untuk aplikasi divais-divais optik yang beroperasi pada daerah panjang gelombang infra merah dan divais-divais *switching* berkecepatan ultra tinggi (Shin dkk., 1997). Untuk aplikasi divais kuantum, material ini sangat kompatibel dibentuk dalam struktur hetero dengan material lain. *Quantum well* berbasis GaAsSb/GaAs dapat diaplikasikan sebagai laser untuk komunikasi optik (Jiang dkk, 2004).

Sinyal optik di dalam serat optik akan mengalami atenuasi karena absorpsi dan hamburan. Besarnya atenuasi bergantung pada panjang gelombang sinyal optik yang merambat di dalamnya. Atenuasi yang paling rendah terjadi pada panjang gelombang 1,3 μm dan 1,55 μm , di mana atenuasinya masing-masing adalah 0,5 dan 0,3 dB/km (Shin dkk, 1997). Oleh karena itu untuk mentransmisikan sinyal-sinyal optik, paling efisien jika digunakan laser dengan panjang gelombang 1,3 μm atau 1,55 μm .

Dibanding dengan kawat konvensional untuk mentransmisikan sinyal-sinyal listrik, serat optik memiliki beberapa keunggulan, di antaranya adalah: memiliki *noise* yang rendah dan memiliki kapasitas transmisi yang sangat besar sehingga serat optik banyak digunakan dalam jaringan *local area network* (LAN) atau *metro access network* (MAN).

Trimethylantimony (TMSb) dan arsen sudah lama digunakan sebagai sumber Sb dan As dalam penumbuhan GaAs dan GaSb. Namun karena arsen adalah gas yang sangat beracun, telah banyak upaya untuk memperoleh bahan pengganti arsen. Salah satu prekursor pengganti arsen yang banyak dikembangkan adalah *Trisdimethylaminoarsenic* (TDMAAs). Berdasarkan struktur kimiawinya, TDMAAs jauh lebih aman dibanding dengan arsine. Temperatur dekomposisi bahan ini jauh lebih rendah dibanding temperatur dekomposisi arsen. Selain itu, TDMAAs memiliki tingkat kontaminasi karbon

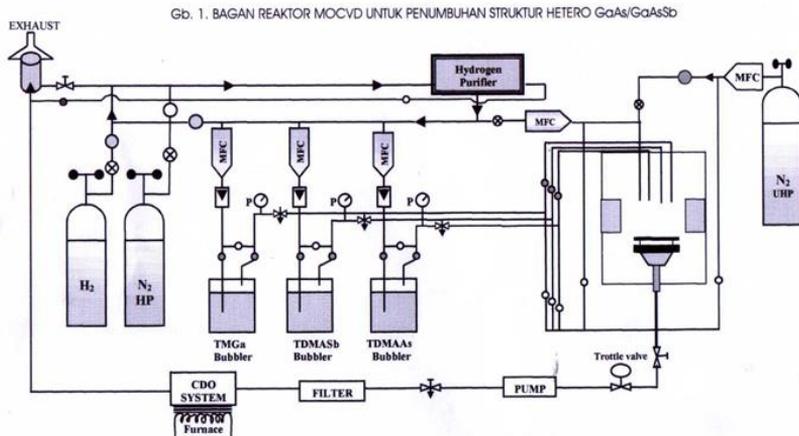
yang cukup rendah, karena pada TDMAAs tidak terdapat ikatan langsung antara As dengan C. Keunggulan serupa juga dimiliki oleh bahan *Trisdimethylamino-antimony* (TDMASb), dibanding dengan sumber metalorganik seperti TMSb. TMSb telah sukses digunakan untuk penumbuhan film tipis GaSb dan AlGaSb, tetapi tingkat kontaminasi karbonnya cukup tinggi akibat adanya ikatan CH₃. Dengan menggunakan TDMAAs dan TDMASb, rentang temperatur penumbuhan dapat diperlebar hingga 275 – 600 °C. Hal yang paling menarik adalah semikonduktor golongan III-arsenat/antimonat yang ditumbuhkan dengan menggunakan kedua sumber metalorganik tersebut memiliki kualitas kekristalan yang baik dengan sedikit kontaminasi ketakmurnian. Penulis menggunakan kedua bahan tersebut untuk menumbuhkan GaAs, GaSb, dan GaAsSb.



Gambar 3.1 Parameter kisi dan lebar celah pita energi untuk beberapa semikonduktor paduan.

3.2 MOCVD Termal

Lapisan tipis GaAs, GaSb, GaAsSb dan struktur heteronya ditumbuhkan dengan metode MOCVD termal. Agar efisien, sistem MOCVD termal berbagi sistem dengan PA-MOCVD, seperti sistem aliran gas, sistem MO, sistem vakum dan sistem pengolahan gasnya. Perbedaannya hanya terletak pada sistem reaktornya. Reaktor MOCVD termal tidak menggunakan plasma aplikator.



Gambar 3.2 Diagram skematik sistem reaktor MOCVD termal untuk penumbuhan film tipis GaAs, GaSb, GaAsSb, dan struktur heteronya.



(a)

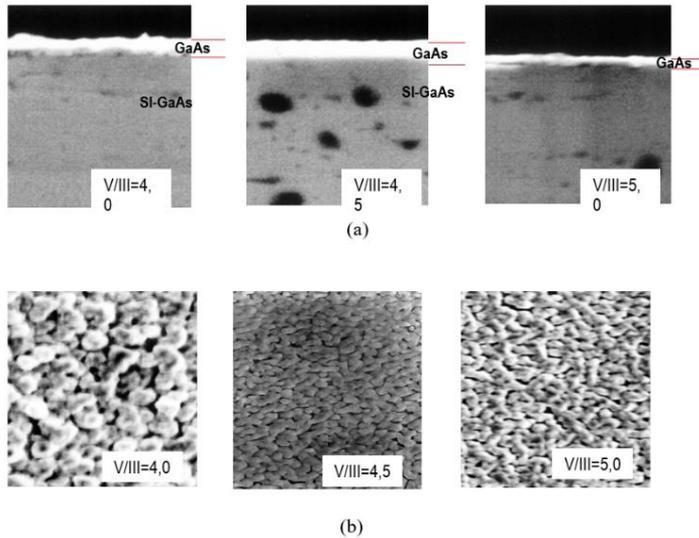


(b)

Gambar 3.3 (a) Mesin MOCVD dan sistem vakum, (b) reaktor MOCVD termal

3.3 Penumbuhan Lapisan Tipis GaAs

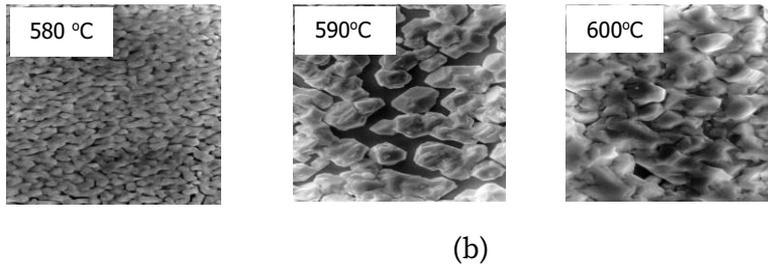
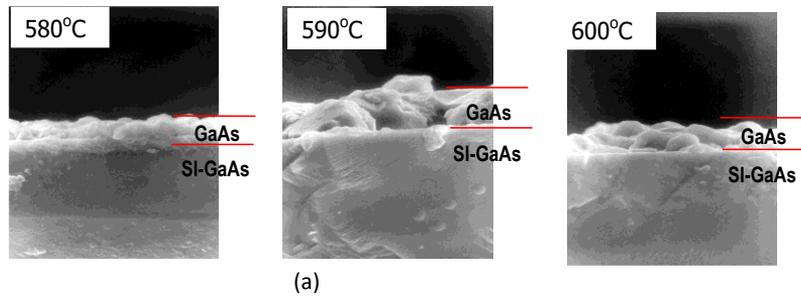
Penumbuhan lapisan GaAs dilakukan di atas substrat semi-insulating (SI) GaAs dengan menggunakan sumber Ga dan As masing-masing TMGa (*Trimethylgallium*) dan TDMAAs (*Tris-dimethylaminoarsenic*). Proses penumbuhan dilakukan pada rentang temperatur 580 °C – 600 °C dan rasio V/III antara 4–5, serta waktu penumbuhan 90 menit. Menggunakan parameter penumbuhan seperti itu, laju penumbuhan lapisan GaAs adalah antara 0,4 - 0,95 $\mu\text{m}/\text{jam}$. Hasil karakterisasi morfologi permukaan dan penampang lintang film tipis GaAs yang ditumbuhkan diperlihatkan pada Gambar 3.4 dan Gambar 3.55 berikut ini.



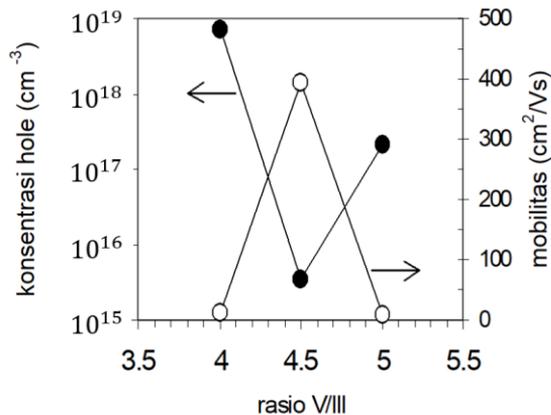
Gambar 3.4 (a) Penampang lintang dan (b) Morfologi permukaan film tipis GaAs yang ditumbuhkan pada temperatur 580 °C

Dari kedua citra SEM tersebut tampak bahwa lapisan GaAs yang ditumbuhkan pada temperatur 580 °C dengan rasio V/III sebesar 4.5 menunjukkan tingkat kehomogenan yang cukup baik, di mana butiran kristalnya memiliki ukuran yang hampir sama, dan jarak antara butirannya cukup rapat. Selanjutnya dari hasil karakterisasi EDS diperoleh fraksi atom Ga : As yang cukup seimbang, yaitu sekitar 48,5% : 51,5 %.

Karakterisasi sifat listrik menggunakan sistem pengukuran Hall-van der Pauw menunjukkan bahwa film tipis GaAs yang ditumbuhkan adalah tipe-p dengan mobilitas dan konsentrasi pembawa muatan diperlihatkan pada gambar 3.6. Nilai mobilitas listrik tertinggi, yaitu sebesar 395 cm²/V.s, dicapai oleh GaAs yang ditumbuhkan pada temperatur 580 °C dengan rasio V/III sekitar 4,5, dan konsentrasi pembawa muatan berorde 10¹⁵ cm⁻³.



Gambar 3.5 (a) Penampang lintang dan (b) Morfologi permukaan film tipis GaAs yang ditumbuhkan dengan rasio V/III sebesar 4,5 pada temperatur deposisi 580 °C, 590 °C, dan 600 °C



Gambar 3.6 Mobilitas dan konsentrasi pembawa muatan (hole) film tipis GaAs yang ditumbuhkan pada temperatur 580 °C

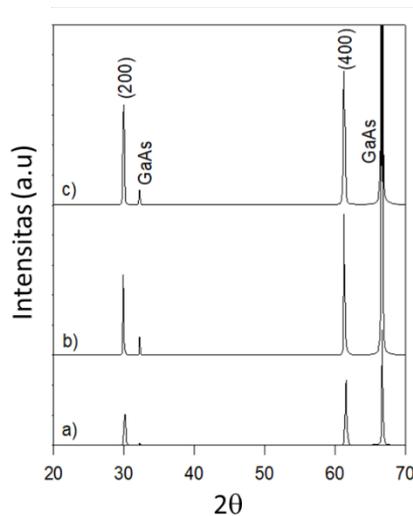
3.4 Penumbuhan Lapisan Tipis GaSb

Berdasarkan studi optimasi lapisan penyangga GaSb, film tipis GaSb yang ditumbuhkan di atas substrat SI-GaAs menggunakan lapisan penyangga GaSb yang ditumbuhkan pada temperatur 450 °C selama 5 menit, menunjukkan kualitas film yang baik. Indikatornya adalah sifat listriknya paling baik

dibanding GaSb yang ditumbuhkan tanpa lapisan penyangga, yaitu mobilitas dan konsentrasi pembawa muatan (hole) masing-masing adalah $297 \text{ cm}^2/\text{V.s}$ dan $3,55 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$. Nilai mobilitas *hole* ini lebih tinggi dibanding dengan mobilitas *hole* pada film tipis GaSb yang ditumbuhkan diatas substrat GaAs tanpa menggunakan lapisan penyangga, seperti terlihat pada Tabel 3.1.

Tabel 3.1 Sifat listrik film tipis GaSb di atas substrat SI-GaAs : a) tanpa lapisan penyangga, b) dengan lapisan penyangga GaSb, dan c) dengan lapisan penyangga GaAsSb

| Sampel | Mobilitas ($\text{cm}^2/\text{V.s}$) | Konsentrasi Pembawa Muatan (cm^{-3}) |
|--------|--|---|
| # a) | 273 | $4,74 \times 10^{17}$ |
| # b) | 297 | $3,55 \times 10^{17}$ |
| # c) | 326 | $3,19 \times 10^{17}$ |



Gambar 3.7 Pola difraksi sinar-X film tipis GaSb yang ditumbuhkan di atas substrat SI-GaAs, a) tanpa lapisan penyangga, b) dengan lapisan penyangga GaSb, c) dengan lapisan penyangga GaAsSb

Selain menggunakan lapisan penyangga GaSb yang ditumbuhkan pada temperatur rendah, digunakan pula lapisan penyangga GaAsSb. Lapisan penyangga GaAsSb ditumbuhkan dengan rasio V/III, fraksi *Sb*, temperatur penumbuhan dan waktu penumbuhan berturut-turut sebesar 4,5, 30% dari unsur *As*, $450 \text{ }^\circ\text{C}$ dan 5 menit. Menggunakan lapisan penyangga GaAsSb diperoleh nilai mobilitas listrik pembawa muatan lebih tinggi dibanding

GaSb yang ditumbuhkan menggunakan lapisan penyangga GaSb. Jika ditinjau dari struktur kristal, ketiga film GaSb yang ditumbuhkan dengan dan tanpa menggunakan lapisan penyangga, memiliki satu arah orientasi bidang kristal, yaitu (100), sesuai dengan orientasi arah kristal dari substrat yang digunakan. Hal yang membedakan adalah intensitas pola difraksi seperti ditunjukkan pada Gambar 3.7.

3.5 Penumbuhan Lapisan Tipis GaAsSb

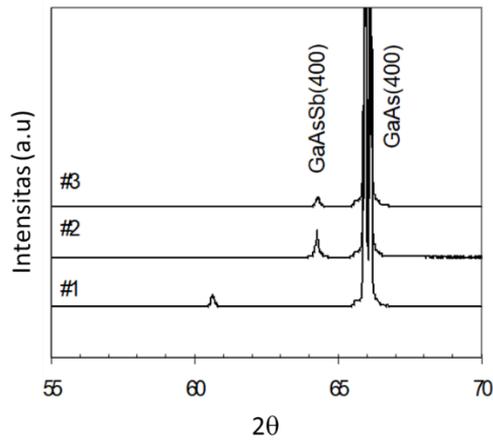
Lapisan tipis GaAsSb ditumbuhkan pada kisaran temperatur penumbuhan GaAs dan GaSb, yaitu antara 560 °C – 600 °C. Parameter penumbuhan film GaAsSb lainnya menggunakan parameter penumbuhan optimum untuk penumbuhan film GaAs. Hal ini dilakukan karena basis dari GaAsSb adalah GaAs. Sebagai substrat digunakan *Semi-Insulating* GaAs (SI-GaAs) dengan orientasi (100). SI-GaAs dipilih karena memiliki kesesuaian parameter kisi dengan film GaAsSb, dan juga cocok untuk pengukuran efek Hall.

Fraksi mol uap Sb ($x_v = [\text{TDMASb}]/[\text{TDMAAs}] + [\text{TDMASb}]$) yang digunakan untuk penumbuhan film GaAsSb adalah 0,3, agar diperoleh lapisan tipis GaAsSb dengan lebar celah pita energi sebesar 0,95 eV atau setara dengan 1,3 μm . Hubungan antara fraksi mol Sb terhadap lebar celah pita energi GaAsSb yang ditumbuhkan di atas GaAs adalah sebagai berikut: (Hwang dkk., 2012)

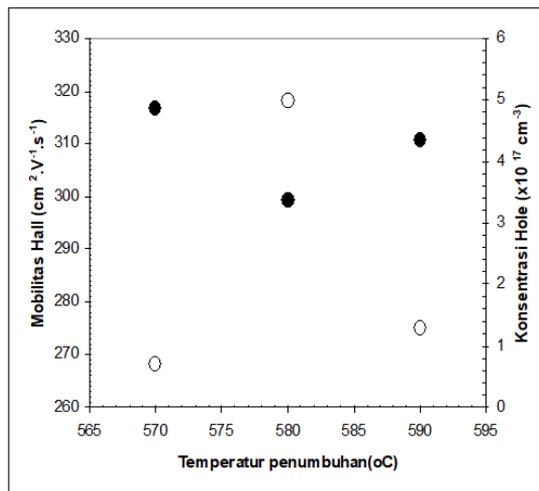
$$E_g(\text{GaAs}_{1-x}\text{Sb}_x) = 1,43 - 2,24x + 1,97x^2 \text{ (eV)}$$

Gambar 3.8 menunjukkan pola difraksi sinar-X film tipis GaAsSb. Pola XRD untuk GaAsSb yang ditumbuhkan pada temperatur 570 °C (sampel #1) tidak tampak puncak difraksi yang menunjukkan fase GaAsSb, melainkan muncul puncak difraksi masing-masing GaAs dan GaSb. Keadaan ini menunjukkan bahwa Sb belum larut-padat dalam matriks GaAs hingga tidak terbentuk *alloy* GaAsSb. Hal ini diperkirakan akibat temperatur penumbuhan masih terlampau rendah. Ketika temperatur penumbuhan ditingkatkan menjadi 580 °C (sampel #2) tampak puncak-puncak difraksi GaAsSb dengan orientasi sesuai orientasi substrat. Dengan temperatur penumbuhan sebesar 580°C ternyata Sb sudah larut padat pada matriks GaAs membentuk lapisan epitaksial GaAsSb. Posisi puncak difraksi GaAsSb (100) berada disebelah kiri puncak GaAs(100), dan bergeser ke arah puncak difraksi GaSb (100). Keadaan ini menunjukkan telah terbentuk GaAsSb terner. Ketika temperatur

penumbuhan ditingkatkan kembali menjadi 590°C (sampel #3) tampak terjadi penurunan intensitas puncak difraksi. Hal ini menunjukkan telah terjadi penurunan kualitas struktur mikro dari lapisan GaAsSb, yang secara kasat mata dapat teramati dari struktur morfologi permukaan yang kurang homogen. Keadaan ini dapat terjadi akibat sebagian molekul-molekul pembentuk lapisan yang telah terikat terlepas kembali dan menguap ketika temperatur substrat terlalu tinggi.

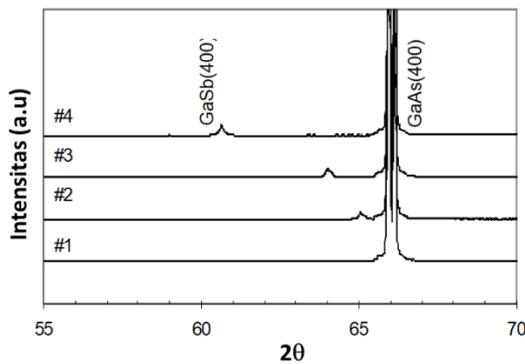


Gambar 3.8 Pola difraksi sinar-X film tipis GaAsSb, sampel #1 ditumbuhkan pada 570 °C, sampel #2 pada 580 °C, dan sampel #3 pada 590 °C.



Gambar 3.9 Mobilitas dan konsentrasi hole film tipis GaAsSb yang ditumbuhkan pada berbagai temperatur.

Mobilitas dan konsentrasi pembawa muatan film tipis GaAsSb yang ditumbuhkan pada temperatur 570 °C – 590 °C ditunjukkan pada gambar 3.9. Seluruh GaAsSb merupakan semikonduktor tipe-p. Nilai mobilitas Hall untuk ketiga sampel berbeda-beda, dan nilai paling tinggi, yaitu sebesar 318 cm²/V.s, dicapai oleh sampel #2. Dua sampel lainnya, memiliki nilai mobilitas yang lebih rendah. Hal ini berkaitan dengan morfologi dan kualitas kristal film GaAsSb sampel #2 yang lebih baik dibanding dengan kedua sampel lainnya.



Gambar 3.10 Pola difraksi sinar-X film tipis GaAs_{1-x}Sb_x untuk x = 0, 0,14, 0,42 dan 1,0.

Tabel 3.2 Perbandingan fraksi mol uap Sb dengan fraksi mol padatan Sb

| Fraksi mol uap Sb | Fraksi mol padatan Sb |
|-------------------|-----------------------|
| 0 | 0 |
| 0,14 | 0,18 |
| 0,42 | 0,48 |
| 1 | 1 |

Penumbuhan GaAsSb dengan fraksi Sb sebesar 0, 0,14, 0,42 dan 1,0 dilakukan pada temperatur 580 °C, dan rasio V/III 4,8. Temperatur ini adalah temperatur optimum penumbuhan film tipis GaAsSb. Pola difraksi sinar-X untuk setiap sampel dapat dilihat pada Gambar 3.10. Tampak bahwa kristal film tipis GaAsSb tumbuh secara epitaksial pada orientasi (100), sesuai dengan orientasi kristal substrat SI-GaAs. Terjadi pergeseran puncak pola difraksi bidang (400) ke arah sudut yang lebih kecil ketika fraksi mol uap Sb diperbesar. Berdasarkan pergeseran puncak difraksi tersebut dapat ditentukan fraksi mol padatan Sb pada film GaAsSb dengan menggunakan aturan Vegard. Hasil perhitungan ditunjukkan pada Tabel 3.2. Dari data-data

pada tabel tersebut dapat diamati bahwa terdapat kesebandingan yang hampir linier antara fraksi mol uap Sb hasil deposisi dengan fraksi mol padatan Sb dalam film GaAsSb. Hal ini menunjukkan bahwa antara sumber As dan sumber Sb memiliki kereaktifan yang hampir sama.

3.6 Pengembangan Reaktor MOCVD (Termal)

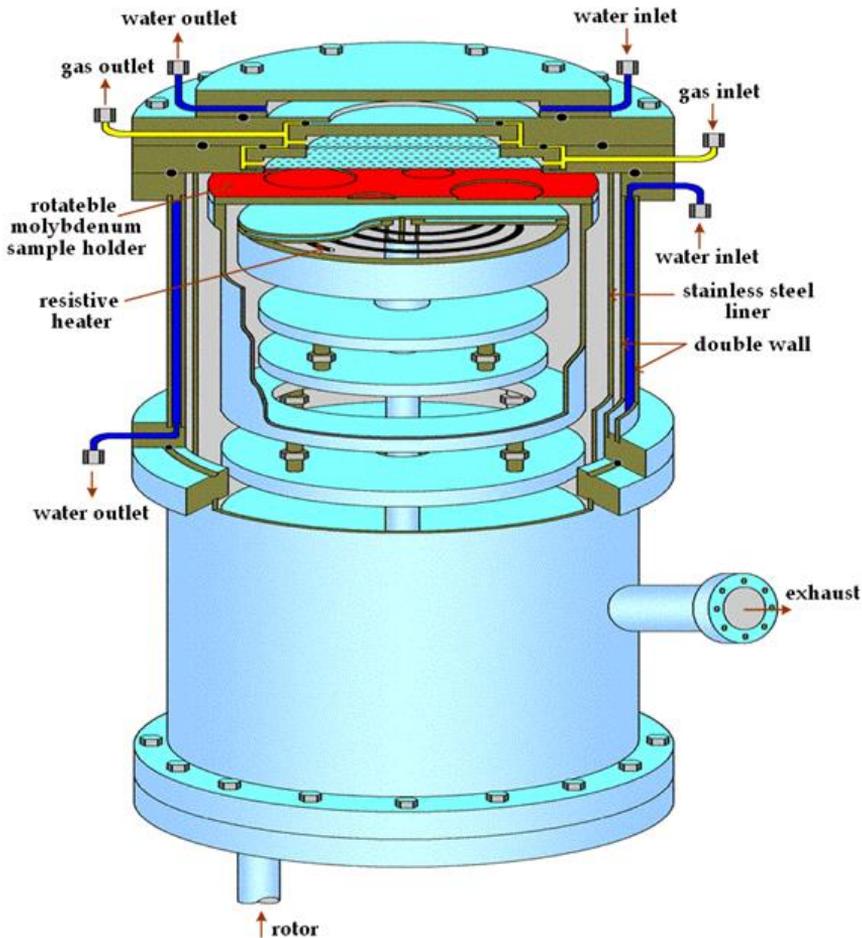
Keseragaman ketebalan lapisan tipis hasil deposisi menjadi sangat penting jika diperlukan sampel dengan luas yang cukup besar atau penumbuhan struktur *multilayer* dengan ketebalan setiap lapisan yang sangat tipis. Tingkat keseragaman ketebalan yang tinggi dapat diperoleh, antara lain dengan memutar substrat saat proses deposisi. Dikarenakan reaktor MOCVD termal untuk deposisi semikonduktor golongan III-arsenat/antimonat tidak didesain *sample holder*-nya untuk bisa diputar, maka diperlukan pengembangan reaktor yang memungkinkan substrat dapat diputar.

Reaktor MOCVD baru dirancang dengan beberapa ubahan, seperti memasang *motorized feed through* untuk memutar *sample holder*. Reaktor terdiri atas 3 bagian utama, yaitu: sistem pemanas dan *substrate holder*, bodi reaktor, dan *gas injector*. Sistem pemanas terdiri atas *resistive heater* yang dililitkan di dalam *heater body*. Pemanas didesain agar bisa memanaskan *substrat holder* secara radiatif hingga temperatur 600 °C. *Substrat holder* terbuat dari lempeng molybdenum dan dibentuk “*groove*” sedalam 0.5 mm di beberapa tempat untuk menyimpan substrat agar permukaan substrat sejajar dengan permukaan *substrat holder*. Jarak antara pemanas dengan *substrat holder* dapat diatur antara 0.5 – 1.0 mm. *Substrat holder* dihubungkan dengan motor yang dapat berputar dengan kecepatan 300 rpm..

Badan reaktor terdiri dari 2 tingkat, di mana tingkat pertama berfungsi untuk menempatkan beberapa *feed through* dan *exhaust*. Badan reaktor tingkat 2 terdiri dari 2 dinding (*double wall*) yang dapat diisi dengan air tersirkulasi untuk pendinginan. Pendinginan juga dilakukan pada masing-masing *flange* dengan membuka kontak antara *flange* dengan *double wall* reaktor.

Injektor gas merupakan bagian paling penting dan merupakan inovasi baru dalam disain reaktor MOCVD ini. Di dalam injektor gas, gas-gas dimasukkan kedalam ruang yang berbeda dan keluar dari injektor melalui

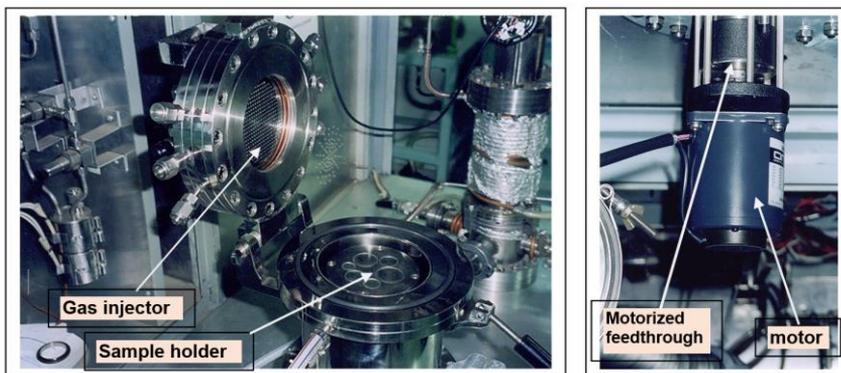
349 buah lubang yang didesain sedemikian rupa sehingga gas-gas tersebut tidak akan bereaksi sebelum keluar dari injektor. Jarak antara injektor dan substrat dapat diatur antara 0,5 - 2.0 cm. Seluruh gas diarahkan ke permukaan substrat secara homogen. Bagian atas injektor didinginkan dengan air sehingga diharapkan tidak terjadi pyrolisis di dalam injektor yang dapat mengakibatkan reaksi parasitik. Gambar 3.11, 3.12, dan 3.13 memperlihatkan *gas injector* dalam konfigurasi *top plenum/flange* reaktor.



Gambar 3.11 Diagram reaktor MOCVD hasil pengembangan. Terdiri dari 2 tingkat, di mana tingkat pertama digunakan untuk menempatkan *exhaust*, *electrical feedthrough*. Tingkat kedua terdiri atas 2 dinding yang bagian tengahnya diisi air untuk pendingin. Bagian paling atas merupakan *gas injector*.

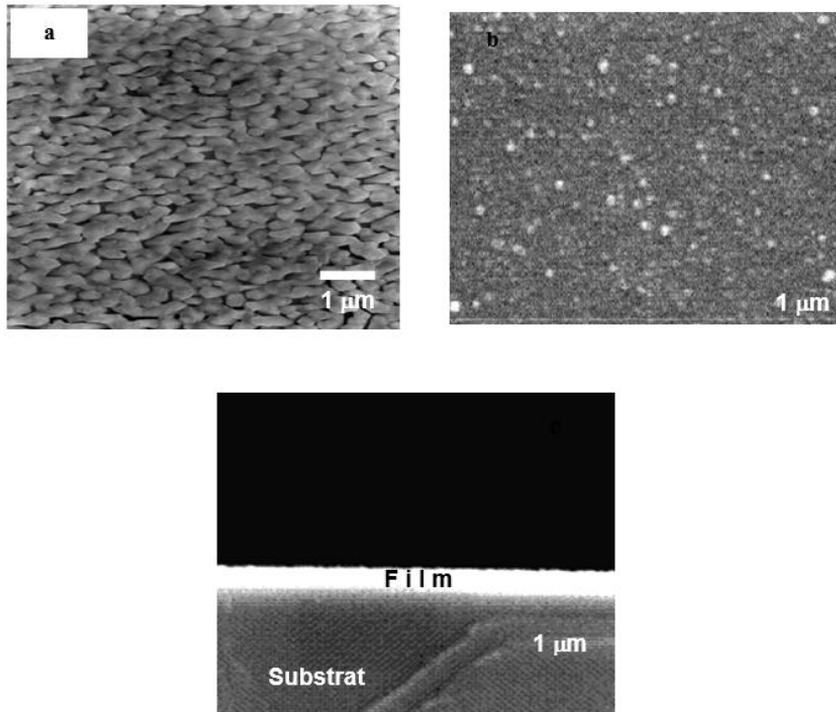


Gambar 3.12 Gas injector yang sudah dirakit dengan flange bagian atas.



Gambar 3.13 (a). Reaktor MOCVD yang telah ditempatkan dalam rig, (b). *Substrate holder* dapat diputar menggunakan motor melalui *motorized feedthrough*.

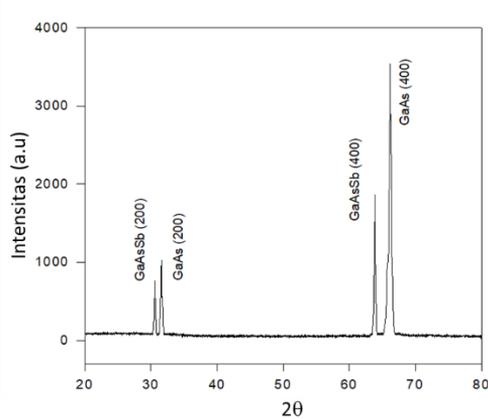
Untuk menguji keandalan sistem reaktor MOCVD ini, telah dilakukan uji coba penggunaannya untuk menumbuhkan lapisan tunggal GaAs. Uji coba dilakukan dengan menggunakan parameter-parameter penumbuhan optimum yang telah diperoleh dari penggunaan reaktor lama. Gambar 3.14 (a) menunjukkan morfologi permukaan film GaAs hasil penumbuhan menggunakan disain reaktor MOCVD lama, sedangkan gambar 3.14 (b), dan 3.14 (c) menunjukkan morfologi permukaan dan penampang lintang film GaAs yang ditumbuhkan dengan sistem reaktor MOCVD baru. Tampak bahwa morfologi film GaAs yang ditumbuhkan menggunakan reaktor MOCVD baru memiliki tingkat homogenitas yang jauh lebih tinggi dibanding morfologi film GaAs hasil penumbuhan dengan reaktor lama.



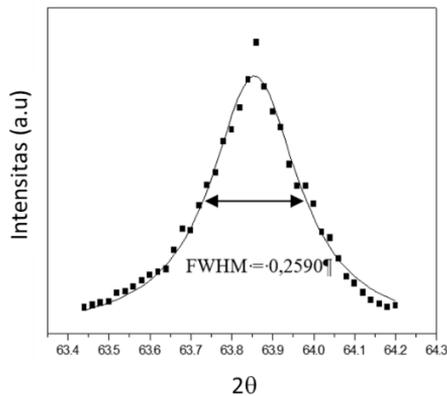
Gambar 3.14 Morfologi permukaan dan penampang lintang film GaAs; a) ditumbuhkan dengan desain reactor MOCVD lama, b) ditumbuhkan dengan reaktor MOCVD baru, dan c) penampang lintang dari film b.

Selanjutnya dilakukan penumbuhan film tipis GaAsSb menggunakan parameter penumbuhan baru. Gambar 3.15 menunjukkan pola difraksi sinar-X dari sampel film tipis $\text{GaAs}_{1-x}\text{Sb}_x$ untuk $x_v = 0,42$ yang ditumbuhkan pada temperatur penumbuhan $540\text{ }^\circ\text{C}$ dan rasio V/III adalah 1,2. Tampak bahwa film yang ditumbuhkan cenderung memiliki orientasi kristal tunggal, yaitu ke arah keluarga bidang (100). Terbentuknya film GaAsSb ditandai dengan adanya pergeseran pola puncak difraksi ke arah sudut difraksi yang semakin kecil dari sudut puncak difraksi untuk film GaAs. Pola difraksi sinar-X GaAsSb bidang (200) dan (400) tampak sangat tajam. Ini menunjukkan tingkat kekristalan film $\text{GaAs}_{1-x}\text{Sb}_x$ yang ditumbuhkan sangat baik. Secara kuantitatif derajat kekristalan film yang ditumbuhkan dapat diamati dari nilai FWHM (*full width at half maximum*) puncak intensitas sinar-X terdifraksi. Semakin kecil nilai FWHM menunjukkan derajat kekristalan semakin baik dan semakin mengarah ke satu orientasi bidang tertentu. Gambar 3.16 menunjukkan *fitting Lorentzian* terhadap puncak

intensitas difraksi sinar-X pada bidang (400). Dari hasil *fitting* ini diperoleh nilai FWHM yang tergolong kecil, yaitu sekitar 0,259 derajat. Dapat disimpulkan bahwa film GaAsSb yang ditumbuhkan telah memiliki derajat kekristalan yang cukup baik.



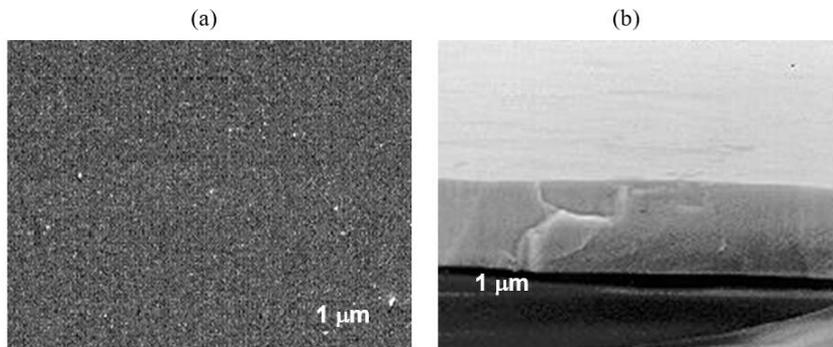
Gambar 3.15 Pola difraksi sinar-X sampel GaAsSb yang ditumbuhkan pada temperatur 540°C dan rasio V/III = 1,2 ($x_v = 0,42$).



Gambar 3.16 FWHM puncak (400) sampel GaAsSb yang ditumbuhkan pada temperatur 540°C dan rasio V/III = 1,2 ($x_v = 0,42$).

Gambar 3.17 menunjukkan morfologi dan penampang lintang sampel film tipis $GaAs_{1-x}Sb_x$ untuk $x_v = 0,42$ yang ditumbuhkan pada temperatur penumbuhan 540°C dan rasio V/III = 1,2. Tampak bahwa film GaAsSb yang terbentuk memiliki morfologi permukaan yang jauh lebih halus dan tingkat

homogenitas yang tinggi. Ketebalan film yang dihasilkan juga sangat merata di seluruh bagiannya.



Gambar 3.17 Morfologi film GaAsSb hasil foto SEM

Dari kedua hasil karakterisasi ini, dapat disimpulkan bahwa sistem reaktor baru yang dikembangkan memiliki kemampuan untuk menghasilkan film dengan uniformitas tinggi sehingga mampu untuk menumbuhkan struktur multilapisan.

4 SEMIKONDUKTOR OKSIDA

4.1 Pendahuluan

Salah satu fokus dalam pengembangan divais elektronik adalah miniaturisasi divais untuk meningkatkan kinerja, efisiensi dan responsifitas divais. Pada teknologi *complementary metal oxide semiconductor* (CMOS) berbasis silikon, miniaturisasi divais berdampak pada peningkatan arus bocor pada gerbang oksida. Untuk menghindarinya, dibutuhkan material dengan nilai dielektrik tinggi sebagai pengganti SiO₂ pada gerbang oksida. Miniaturisasi akan mencapai batasnya, dan pada saat itu diperlukan fungsionalitas baru dari elektron. Salah satu alternatifnya adalah penggunaan sifat intrinsik spin elektron.

Kemampuan dalam memanipulasi dan mengontrol spin elektron di dalam teknologi divais semikonduktor akan menghasilkan divais yang sangat revolusioner (Chambers, 2002). Spin transistor, spin memori dan spin kuantum bit (spin-qubit) merupakan contoh divais yang saat ini banyak diinvestigasi. Divais-divais yang memanfaatkan sifat spin elektron disebut dengan spin-elektronika (spintronika).

Spintronika membutuhkan material feromagnetik yang kompatibel dengan jenis material semikonduktor lainnya agar suatu divais spintronika bisa dihasilkan. Bahan semikonduktor konvensional seperti GaAs tidak bersifat feromagnetik, tetapi GaAs yang dididat dengan unsur magnetik Mn (GaAsMn) bisa memiliki sifat feromagnetisme (H. Ohno dan Matsukura, 2001; Hideo Ohno, 2002). Sifat feromagnetisme material GaAsMn terjadi pada temperatur 110 K atau di bawahnya (Matsukura dkk., 1998). Di atas temperatur ini, GaAsMn menunjukkan perilaku paramagnetik. Temperatur transisi (T_c) 110 K tersebut kuranglah ekonomis secara praktis karena membutuhkan suatu sistem *cryogenic* untuk mengoperasikannya. Diperlukan jenis semikonduktor lain yang memiliki temperatur transisi (T_c) pada suhu ruang.

Berdasarkan kajian teoretik, Dietl, dkk. memprediksikan bahwa nilai T_c yang lebih tinggi (di atas temperatur ruang) dapat dicapai dengan menggunakan semikonduktor yang memiliki celah pita energi (*band gap*) yang lebar, seperti GaN dan ZnO dan dididat dengan elemen magnetik Mn

(Dietl dkk., 2000). Berdasarkan kajian lain, Matsumoto, dkk. melaporkan bahwa film tipis TiO_2 yang didadah dengan elemen magnetik Co menunjukkan sifat feromagnetik di atas temperatur ruang (Matsumoto dkk., 2001). Temuan-temuan ini telah mengakselerasi penelitian semikonduktor feromagnetik untuk aplikasi spintronika. Penulis dan laboratorium MOCVD, KK Fisika dan Teknologi Material Maju (d/h Fisika Material Elektronik) FMIPA ITB, melakukan penelitian material TiO_2 , tidak hanya untuk aplikasi spintronika, tetapi juga untuk aplikasi berbagai sensor.

Titanium dioksida (TiO_2) dapat ditemukan dalam tiga jenis struktur kristal, yaitu: rutil, anatase, dan brookite (Mo dan Ching, 1995). Struktur brookite secara termodinamik sangat tidak stabil bila dibanding dengan struktur rutil dan anatase. Di antara fase rutil dan anatase, rutil memiliki stabilitas yang lebih baik karena fase rutil memiliki susunan atom yang lebih padat (Fahmi dkk., 1993).

4.2 Penumbuhan TiO_2 dengan Metode MOCVD

Film tipis TiO_2 yang didoping Co ditumbuhkan di atas substrat Si(100). Titanium (IV) isopropoxide (TTIP) $[\text{Ti}(\text{OCH}(\text{CH}_3)_2)_4]$ dan tris (2,2,6,6-tetramethyl-3, 5-heptanedionato) cobalt (III), digunakan sebagai prekursor Ti dan Co. Gas oksigen digunakan sebagai sumber O. Sebagai dopan Co digunakan $\text{Co}(\text{TMHD})_3$ yang dilarutkan dalam pelarut tetrahidrofur (THF). Prekursor-prekursor tersebut disimpan dalam *bubbler* yang berbeda agar masing-masing dapat dikontrol. *Bubler* TTIP dan $\text{Co}(\text{TMHD})_3$ diberi pemanas dan masing-masing di set pada temperatur 50 °C dan 100 °C agar menguap dan dapat dialirkan ke dalam reaktor menggunakan gas pembawa argon. Laju aliran gas pembawa argon melalui prekursor TTIP dan $\text{Co}(\text{TMHD})_3$ dapat divariasikan. Gas O_2 dengan laju aliran 60 sccm dialirkan melalui saluran gas tersendiri ke dalam reaktor. Pita pemanas dililitkan di sekeliling pipa TTIP dan $\text{Co}(\text{TMHD})_3$ untuk mencegah kondensasi. Suhu penumbuhan bervariasi antara 400 °C dan 550 °C. Penumbuhan dilakukan selama 120 menit, diikuti dengan pendinginan secara perlahan hingga suhu kamar dengan laju pendinginan 200 °C/jam untuk mencegah keretakan mikro yang disebabkan oleh regangan. Sistem MOCVD yang digunakan ditunjukkan pada Gambar 4.1.



Gambar 4.1 Sistem MOCVD, (a) *bubbler* dan sistem aliran gas, (b) reaktor MOCVD

Film tipis TiO_2 tanpa Co-dopan ditumbuhkan di atas substrat Si(100) dengan parameter penumbuhan seperti pada Tabel 4.1.

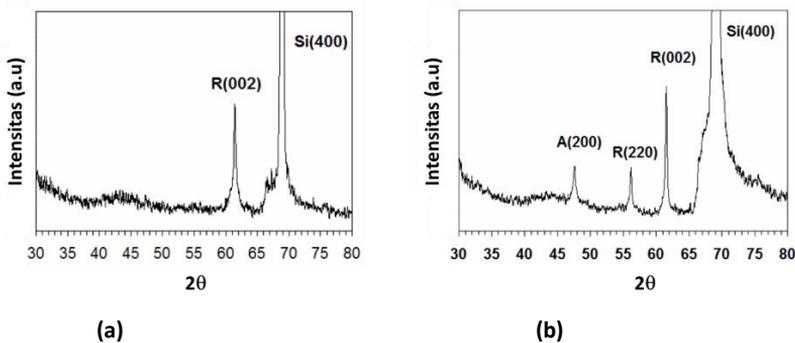
Tabel 4.1. Parameter penumbuhan TiO_2 dengan metode MOCVD

| Parameter Penumbuhan | |
|---|----------|
| Suhu bubbler TTIP, Tb(Ti) | 50°C |
| Suhu substrat, Ts | 450°C |
| Tekanan bubbler, Pb(Ti) | 260 Torr |
| Laju alir gas argon melalui prekursor TTIP Ar(Ti) | 100 sccm |
| laju alir gas oksigen O2 | 60 sccm |

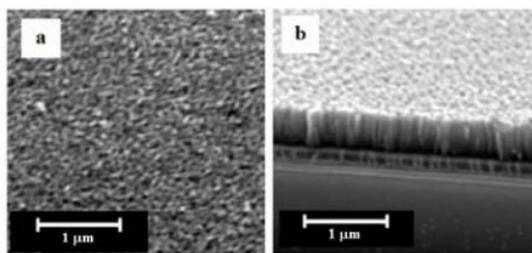
Parameter seperti yang tertera pada Tabel 4.2 adalah parameter deposisi optimal untuk mendapatkan film tipis TiO_2 berfasa rutil secara epitaksi. Gambar 4.2 (a) menunjukkan pola XRD film tipis TiO_2 yang ditumbuhkan pada suhu 450 °C. Pola XRD menunjukkan bahwa film yang ditumbuhkan berada dalam fase tunggal yang mempunyai struktur rutil dengan orientasi (002) (R(002)). Film yang ditumbuhkan menggunakan parameter lain memiliki campuran struktur anatase dan rutil. Gambar 4.2 (b) menunjukkan pola XRD film tipis TiO_2 yang ditumbuhkan pada suhu 550 °C, tetapi parameter penumbuhan lainnya tetap. Film yang tumbuh menunjukkan campuran struktur anatase dan rutil. Campuran kedua struktur ini

diakibatkan oleh tekanan total dan suhu substrat yang berbeda dan sangat memengaruhi mobilitas permukaan prekursor serta waktu kesetimbangan yang diperlukan untuk pembentukan keadaan permukaan yang stabil.

Gambar 4.3 menunjukkan citra SEM morfologi permukaan dan penampang film tipis TiO₂. Mikrograf penampang menunjukkan struktur kolom butir dengan bentuk yang relatif sama. Tidak ada *grain* abnormal yang tumbuh di film tersebut. Permukaan film relatif halus dan *grain* menunjukkan struktur yang kompak dengan ikatan yang kuat. Hal ini menunjukkan bahwa kepadatan nukleasi di atas permukaan substrat saat awal penumbuhan adalah tinggi.



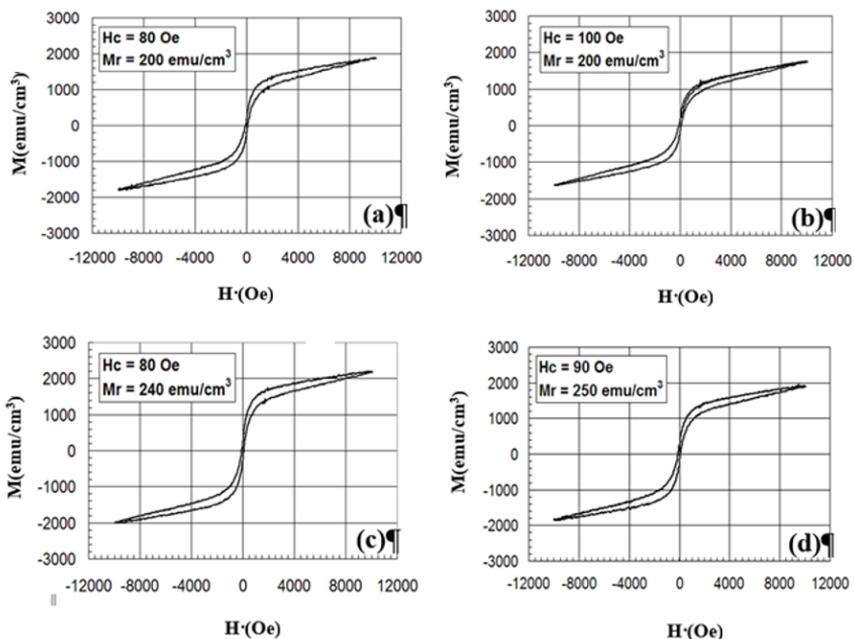
Gambar 4.2 Pola XRD film tipis TiO₂ yang ditumbuhkan di atas substrat Si (100) dengan parameter penumbuhan, Tb(Ti) = 50 °C, Pb(Ti) = 260 Torr, laju alir Ar(Ti) dan O₂ masing-masing adalah 100 sccm dan 60 sccm, dan (a) Ts = 450 °C, (b) Ts = 550 °C.



Gambar 4.3 (a) Citra SEM morfologi permukaan, (b) penampang film tipis TiO₂ yang ditumbuhkan dengan parameter deposisi seperti Tabel 4.1..

Sifat feromagnetisme TiO₂ yang didoping dengan cobalt (TiO₂:Co) pada suhu ruang dapat ditunjukkan melalui kurva histeresis (*M*) versus medan (*H*). Kurva magnetisasi (*M*) versus medan (*H*) film tipis TiO₂:Co dengan konsentrasi Co hingga 5,77% ditunjukkan pada Gambar. 4.4. Perilaku

histeresis dicirikan oleh medan magnet koersif (H_c) dan saturasi (M_s) yang masing-masing menggambarkan sifat anisotropi dan permeabilitas magnetik film. Seperti terlihat pada Gambar 4.4, baik H_c maupun M_s bergantung pada konsentrasi Co . $TiO_2:Co$ dengan konsentrasi Co 1,83% mempunyai medan koersif yang lebih tinggi, yaitu $H_c=100$ Oe, dibanding dengan film $TiO_2:Co$ lainnya dan itu menunjukkan sifat anisotropi yang tinggi. $TiO_2:Co$ dengan konsentrasi Co sebesar 5,77% memiliki M_s tertinggi, yaitu sebesar $3,3$ emu/cm^3 .



Gambar 4.4 Kurva histeresis magnetisasi (M) film tipis TiO_2 yang didoping Co dengan konsentrasi (a) 0,41%, (b) 1,83%, (c) 2,97%, dan (d) 5,77%.

4.3 TiO_2 untuk Aplikasi Sensor Gas Hidrogen

Sensor gas hidrogen dengan struktur semikonduktor oksida (SMO), seperti titanium dioksida (TiO_2), merupakan salah satu jenis sensor gas hidrogen yang mampu mendeteksi dan mengukur konsentrasi gas hidrogen pada kondisi udara ambien dengan struktur divais yang sederhana (Korotcenkov, 2007). Titanium dioksida (TiO_2) dapat diaplikasikan sebagai sensor gas hidrogen dengan stabilitas termal dan kimia yang tinggi (Mardare dkk., 2008). Di antara berbagai bentuk TiO_2 , jenis film tipis memberikan beberapa keunggulan yang memungkinkan bahan ini mudah diintegrasikan ke dalam

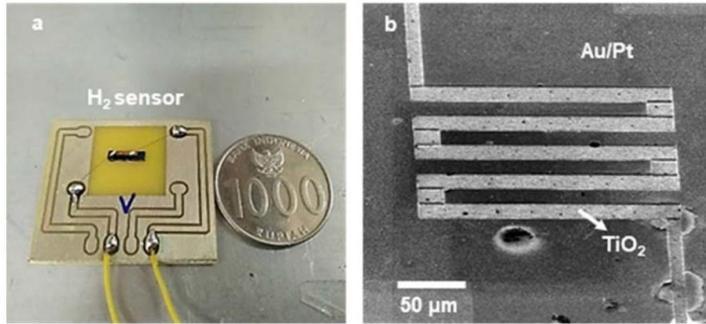
perangkat fungsional. Film tipis TiO₂ berkualitas tinggi yang ditumbuhkan di atas substrat silikon sangat penting untuk integrasi perangkat sensor gas dengan teknologi berbasis silikon saat ini (Kanugo dkk., 2015).

Prinsip kerja sensor gas hidrogen berbasis SMO adalah terjadinya perubahan resistansi lapisan aktif sensor terhadap paparan gas hidrogen. Pada udara bersih (20% O₂), molekul oksigen dapat diserap oleh permukaan oksida dan menjebak elektron dari lapisan oksida untuk membentuk atom atau molekul ionik (O₂⁻, O⁻, O₂⁻). Dengan menjebak elektron di permukaan, terbentuk daerah deplesi di dekat permukaan lapisan oksida, yang menyebabkan peningkatan resistansi lapisan oksida. Di bawah paparan gas hidrogen, atom atau molekul ionik bereaksi dengan molekul H₂ dan melepaskan elektron yang sebelumnya terikat dengan oksigen untuk mengurangi daerah deplesi. Akibatnya resistansi lapisan oksida menjadi menurun (Gu dkk., 2012). Bentuk dan jumlah oksigen yang diserap berkaitan dengan kinetika permukaan dan bergantung pada suhu permukaan

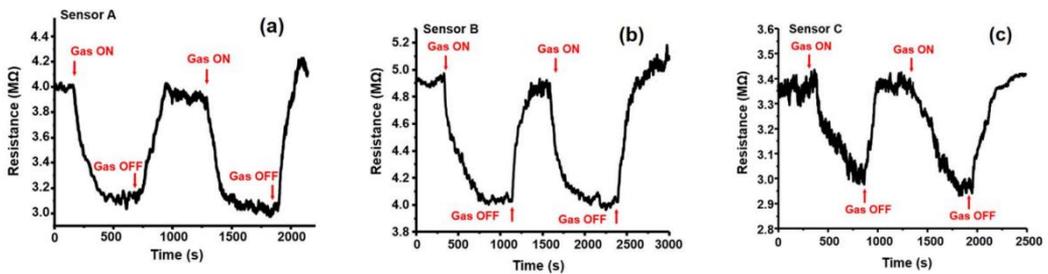
Perubahan resistansi SMO bergantung pada jenis pembawa mayoritas dan sifat molekul gas (gas pengoksidasi atau pereduksi). Interaksi semikonduktor tipe-n dengan gas pengoksidasi akan meningkatkan resistansi, sedangkan interaksi dengan gas pereduksi akan menurunkan resistansi dan sebaliknya pada semikonduktor tipe-p. Sifat ketahanan kimia SMO ini berhubungan dengan sifat fisik dan kimianya, seperti, ukuran grain, struktur kristal, jumlah pengotor dan cacat kristal. Sifat-sifat ini dipengaruhi oleh metode penumbuhan dan perlakuan pasca penumbuhan lapisan oksida (Haidry dkk., 2011; Hazra dkk., 2013; Lee dkk., 2011).

TiO₂ sebagai elemen sensor gas hidrogen ditumbuhkan dengan metode MOCVD. Sensor gas hidrogen dibuat dalam beberapa tahap, pertama, elektroda Pt/Au dideposisikan di atas area selektif film tipis TiO₂ dengan metode evaporasi termal menggunakan kawat emas (Sigma Aldrich, 99, 9%) dan kawat platinum (Sigma Aldrich, 99, 9%). Deposisi Pt/Au pada area selektif permukaan TiO₂ dilakukan dengan menutup area permukaan yang tidak diinginkan dengan masker aluminium foil. Selanjutnya, lapisan elektroda Au/Pt dipola dalam bentuk interdigitasi menggunakan *focused ion beam* dengan lebar interdigit dan jarak masing-masing 20 μm. Pola interdigitasi dibuat di atas lapisan elektroda menggunakan ion Gallium pada 30 kV untuk menghilangkan lapisan Au/Pt yang tidak diinginkan. Ukuran

area sensor adalah $200 \mu\text{m} \times 200 \mu\text{m}$. Prototipe sensor gas hidrogen setelah fib dan pemasangan konstak diperlihatkan pada Gambar 4.5.



Gambar 4.5 (a) Foto sensor gas hidrogen, (b) Citra *scanning electron micrograph* (SEM) elemen sensor gas hidrogen.



Gambar 4.6 Perubahan dinamis resistansi sensor terhadap waktu pada (a) sensor A, (b) sensor B, dan (c) sensor C yang berada di dalam ruangan dengan konsentrasi gas H_2 sebesar 10.000 ppm pada suhu 100°C .

Sensor gas dengan elemen sensor gas berupa film tipis TiO_2 yang ditumbuhkan pada suhu 300°C , 400°C , dan 500°C , masing-masing diberi label sebagai sensor A, B, dan C. Respons sensor gas diinvestigasi melalui perubahan dinamis resistansi SMO. Gambar 4.6 menunjukkan kurva tipikal perubahan dinamis resistansi sensor pada sensor A, B, dan C terhadap paparan 10.000 ppm gas H_2 pada 100°C . Secara umum, resistansi sensor berkurang ketika gas hidrogen dialirkan ke dalam ruangan uji dan resistansi meningkat ketika gas hidrogen dalam ruangan uji dihentikan. Hal ini menunjukkan bahwa elemen sensor TiO_2 menunjukkan perilaku tipe-n. Bentuk kurva resistansi terhadap waktu merepresentasikan karakteristik sensor gas, seperti, respons sensor, waktu respons dan waktu pemulihan

5 PENUTUP

Telah diuraikan kontribusi penulis dalam pengembangan material elektronik dan optoelektronik, khususnya semikonduktor golongan III-nitrida, golongan III-arsenat/antimonat dan semikonduktor oksida di KK Fisika dan Teknologi Material Maju, FMIPA ITB. Pengembangan material tidak mungkin dilakukan jika tidak memiliki peralatan untuk sintesis/pembuatan material itu sendiri. Banyak metode yang dapat digunakan untuk mensintesis material semikonduktor, tetapi salah satu metoda yang paling robas adalah metode pembuatan material dalam bentuk lapisan tipis. Salah satu metode pembuatan lapisan tipis tersebut adalah metode MOCVD.

Metode MOCVD adalah metode deposisi uap kimia yang berasal dari metalorganik yang bereaksi dengan unsur golongan-V dan reaksi terjadi di atas permukaan substrat. Oleh karena itu, MOCVD memerlukan tempat reaksi (reaktor) yang dapat divakumkan untuk mengeluarkan gas-gas residu yang dapat mengganggu proses reaksi. Selain reaktor, sistem MOCVD dilengkapi dengan sistem penyaluran gas dan pengaturannya, sistem vakum dan sistem penanganan gas yang berbahaya. Sistem MOCVD umumnya berharga mahal, sekitar US \$ 750 - 1 juta/unit. Mengingat harga yang mahal, pendekatan kami untuk membuat sistem MOCVD sendiri adalah sangat tepat. Dengan membuat mesin MOCVD sendiri, bisa diketahui karakter dari mesin sehingga ketika ada permasalahan dengan mesin MOCVD, dapat diselesaikan secara internal.

Telah diuraikan bahwa dengan *home built* MOCVD dapat dihasilkan berbagai jenis material, seperti semikonduktor nitrida (GaN, AlGaN dan InGaN), semikonduktor antimonat/arsenat (GaAs, GaSb dan GaAsSb), serta semikonduktor oksida (TiO₂). Material-material tersebut memiliki kualitas yang baik, seperti ditunjukkan melalui karakteristik struktural, morfologi, dan karakteristik listriknya. Material-material tersebut sangat potensial untuk berbagai aplikasi divais. Telah diuraikan beberapa contoh aplikasi material tersebut dalam bentuk divais seperti *high electron mobility transistor* (HEMT) dan sensor gas hidrogen.

Untuk membuat divais diperlukan sarana dan prasarana yang sesuai, seperti ketersediaan *clean room* untuk membuat divaisnya. Selain itu, juga diperlukan berbagai peralatan untuk pembuatan divais, seperti sistem

litografi, sistem deposisi metal/dielektrik dan lainnya. Peralatan-peralatan ini sangat penting agar dapat membuat divais secara *proper*. Jika sarana-prasarana tersebut tersedia, dimungkinkan membuat berbagai jenis divais untuk berbagai kebutuhan.

Pengembangan material tidak bisa dilakukan sendiri. Kolaborasi dengan pihak lain, seperti unit karakterisasi dan unit pembuatan divais, mutlak diperlukan agar material hasil pengembangan bisa dimanfaatkan/diaplikasikan. Aplikasi material elektronik dan optoelektronik bisa sangat spesifik, tergantung pada kebutuhan yang spesifik. Dalam konteks pembangunan teknologi elektronik dan optoelektronik di Indonesia, kemampuan dalam melakukan mensintesis material akan menjadi bagian penting dalam ekosistem pengembangan teknologi tersebut.

6 UCAPAN TERIMA KASIH

Segala puji dan syukur penulis panjatkan ke hadirat Allah Swt. atas segala nikmat dan karunia yang telah diberikan kepada saya sehingga saya mendapat amanah sebagai Guru Besar di Institut Teknologi Bandung dalam bidang Fisika Material Elektronik dan Optoelektronik. Amanah ini dicapai atas doa, dukungan, dan bantuan dari berbagai pihak.

Penulis mengucapkan terima kasih dan penghargaan setinggi-tingginya kepada guru, pembimbing, dan mentor kami, yaitu Prof. M. Barmawi (alm), Prof. Sri Jatno (alm), Prof. T.L. Tansley (alm) dan Prof. E.W. Goldys atas segala bimbingan yang diberikan, sekaligus mengenalkan penulis ke dunia fisika material.

Ucapan terima kasih disampaikan pula kepada mahasiswa saya, khususnya mahasiswa S-3 yang menjadi *sparing partner* dan kolaborator dalam kegiatan penelitian, yaitu Prof. Eko Sujiono (UNM), Prof. Sugianto (UNNES), Dr. E. Sustini (almh), Prof. Budi Mulyanti (UPI), Prof. Ida Hamidah (UPI), Prof. Andi Suhandi (UPI), Prof. Heri Sutanto (UNDIP), Prof. A. Subagio (UNDIP), Dr. Fitri S. Arsyad (UNSRI), Dr. H. Saragih (UAI), Dr. Aip Saripudin, Prof. Irzaman (IPB), Dr. Sahrul Saehana (UNTAD), dan Arief Mustajab (M.Si.).

Penulis mengucapkan terima kasih kepada Dekan FMIPA dan jajarannya, yang tanpa mengenal lelah mendorong dan membantu penulis dalam mempersiapkan usulan Guru Besar saya. Ucapan terima kasih juga disampaikan kepada rekan sejawat di Prodi Fisika atas kekeluargaan dan kerja samanya selama ini.

Ucapan terima kasih disampaikan pula kepada rekan sejawat di KK Fisika dan Teknologi Material Maju, Prof. Yudi Darma, Prof. Toto Winata, Prof. Khairirrijal, Prof. Mikrajuddin Abdullah, Prof. Ferry Iskandar, Prof. Fatimah A. Noor dan kuncen Lab. MOCVD (Arief Mustajab, M.Si), serta segenap anggota KK lainnya atas kebersamaan dan kekeluargaannya dalam mengarungi berbagai kegiatan. Terima kasih penulis sampaikan pula kepada Prof. Toto Winata atas bantuannya dalam menelaah buku orasi ini.

Ucapan terima kasih dan penghargaan yang setinggi-tingginya penulis sampaikan kepada Prof. Djoko Santoso, Prof. Akhmaloka, dan Prof. Ichsan

Setya Putra atas dorongan dan dukungannya untuk mengemban amanah Guru Besar ini. Penulis mengucapkan terima kasih kepada para pemberi rekomendasi Guru Besar, yaitu: Prof. Freddy P. Zen, Prof. Toto Winata, Prof. Akhmaloka, Prof. Hermawan. K. Dipoyono, Prof. Ari H. Ramelan (UNS) dan Prof. Chennupati Jagadish (ANU).

Terima kasih penulis sampaikan kepada Prof. Kadarsah Suryadi dan rekan-rekan anggota Pra-Rapim ITB, tahun 2017-2020, yang telah mendorong penulis untuk senantiasa berkarya dan sekaligus mengenalkan penulis pada aspek pengelolaan perguruan tinggi.

Penulis mengucapkan terima kasih dan penghargaan kepada kedua orang tua, Bpk. H. Adiwikarta (alm) dan Ibu Hj. Wiwi Adiwikarta (almh.), dan mertua Bpk. Ekat Soeparno (alm) dan Ibu Chotimah (almh) yang senantiasa memberikan doa, semangat dan dukungan untuk mencapai cita-cita. Ucapan terima kasih disampaikan kepada keluarga Kakak-kakak kami, Bpk Akis, Bpk. Ading (alm), Ibu Euis (almh), Bpk Wanda (alm) dan Bpk Yayat (alm), serta adik-adik tersayang, Kikin, Tintin, Ika, Ina atas dukungan, semangat, dan doanya.

Ucapan terima kasih secara khusus disampaikan kepada istri tercinta, Nunus Sri Pangestu Dyah Retnosari, yang selalu menemani, memberi semangat dan dukungan selama ini hingga pencapaian jabatan akademik tertinggi.

Terima kasih dan penghargaan disampaikan kepada segenap Keluarga Besar Adiwikarta, Keluarga Besar Prawirodiwiryo, dan semua pihak yang tidak dapat disebutkan satu per satu atas dukungan, doa, dan kontribusinya.

Semoga Allah Swt. membalas segala kebaikan yang telah diberikan.

Aamiin ya robbal'alamiin.

DAFTAR PUSTAKA

- Nakamura, S., Senoh, M., Mukai, T. (1993): p-GaN/n-InGaN/n-GaN Double-Heterostructure Blue-Light-Emitting Diodes, *Jpn. J. Appl. Phys.* **32** L8-L11.
- Utsumi, W., Saitoh, H., Kaneko, H., Watanuki, T., Aoki, K., Shimomura, O. (2003): Congruent melting of gallium nitride at 6 GPa and its application to single-crystal growth, *Nat Mater*, **11**, 735 – 738.
- Shin, J., Hsu, T.C., Hsu, Y., Stringfellow, G.B. (1997). *J. Crystal Growth*, **179**, 1-9.
- Chow, W.W., Koch, S.W. (1999). *Semiconductor-Laser Fundamentals: Physics of the Gain Materials*, Springer-Verlag.
- Shi, J., Zhang, J., Yang, L., Qu, M., Qi, D. C., dan Zhang, K. H. L. (2021): *Wide Bandgap Oxide Semiconductors: from Materials Physics to Optoelectronic Devices*, *Advanced Materials*, **33**(50), 1–30.
- Yu, X., Marks, T. J., dan Facchetti, A. (2016): Metal oxides for optoelectronic applications, *Nature Materials*, **15**(4), 383–396.
- Dixon, S. C., Scanlon, D. O., Carmalt, C. J., dan Parkin, I. P. (2016): n-Type doped transparent conducting binary oxides: an overview, *Journal of Materials Chemistry C*, **4**(29), 6946–6961.
- Ellmer, K. (2012): Past achievements and future challenges in the development of optically transparent electrodes, *Nature Photonics*, **6**(12), 809–817.
- Ambacher, O., Cimalla, V. (2007): *Polarization Effects in Semiconductors: From Ab Initio Theory to Device applications*, Springer.
- Manasevit, H.M., Erdmann, F.M., Simpson, W.I. (1971): *J. Electrochem. Soc.* **118**, 1864-8.
- Jones, A.C., Hitchman, M.L. (2009). *Chemical Vapour Deposition: Precursors, Processes and Applications*, Royal Society of Chemistry.
- Jiu, L., Gong, Y., Wang, T. (2018): Overgrowth and strain investigation of (11–20) non-polar GaN on patterned templates on sapphire, *Scientific Reports*, **8** (1), 1.
- Zhu, D., Wallis, D, dan Humphreys, C. (2013): Prospects of III-nitride optoelectronics grown on Si, *Reports on Progress in Physics*, **76** (10), 106501.

- Ambacher, O. (1998): Growth and applications of group III-nitrides, *Journal of physics D: Applied physics*, **31** (20), 2653.
- Timmermans, E.A.H., Jonkers, J., Rodero, A., Quintero, M.C., Sola, A., Gamero, A., Schram, D.C., dan van der Mullen, J.A.M. (1999): The behavior of molecules in microwave-induced plasmas studied by optical emission spectroscopy. 2: Plasmas at reduced pressure, *Spectrochim. Acta*, Part **B 54**, 1085–1098.
- Li, L., Millay, J.T., Turner, J.P., dan King, F.L. (2004) : Millisecond pulsed radio frequency glow discharge time of flight mass spectrometry: Temporal and spatial variations in molecular energetics, *J. Am. Soc. Mass Spectrom*, **15**, 87–102.
- Amorim, J., Baravian, G., dan Jolly, J. (2000): Laser-induced resonance fluorescence as a diagnostic technique in non-thermal equilibrium plasmas, *J. Phys. D: Appl. Phys.* **33**, R51–R65.
- Shah, M.S., Saleem, M., Ahmad, R., Zakaullah, M., Qayyum, A., dan Murtaza, G. (2008): Langmuir probe characterization of nitrogen plasma for surface nitriding of AISI-4140 steel, *J. Mater. Process. Technol.* **199**, 363–368.
- Kim, M.H., Lee, S.N., Park, N.M., dan Park, S.J. (2000): Metalorganic molecular beam epitaxy of GaN thin films on a sapphire substrate, *Jpn. J. Appl. Phys.*, Part 1 **39**, 6170–6173.
- Nakamura, S., Mukai, T., Senoh, M, dan Iwasa, N. (1992), *Jpn. J. Appl. Phys.*, Part 2, **31**, L139.
- Amano, H., Kito, M., Hiramatsu, K., dan Akasaki, I. (1989), *Jpn. J. Appl. Phys.*, Part 2, **28**, L2112.
- Kamiura, Y., Yamashita, Y., dan Nakamura, S. (1998), *Jpn. J. Appl. Phys.*, **37**, L970.
- Jiang, D.S., Bian, L.F., Liang, X.G., Chang, K., Sun, B.Q., Johnson, S., Zhang, Y.H. (2004). *J. Crystal Growth*, **268**, 336 – 341.
- Singh, J. (1996). *Optoelectronics : An Introduction to Materials and Devices*, McGraw-Hill International Edition.
- Hwang, J.S., Tsai, J.T., Su, I.C., Lin, H.C., Lu, Y.T., Chiu, P.C., Chyi, J.I. (2012): GaAsSb bandgap, surface fermi level, and surface state density studied by photoreflectance modulation spectroscopy, *Appl. Phys. Lett.* **100**, 222104.
- Chambers, S. A. (2002): A potential role in spintronics, *Materials Today*, **5**(4), 34–39.
- Chow, W. W., dan Koch, S. W. (1999): *Semiconductor-Laser Fundamentals*.

- Dietl, T., Ohno, H., Matsukura, F., Cibert, J., dan Ferrand, D. (2000): Zener Model Description of Ferromagnetism in Zinc-Blende Magnetic Semiconductors, *Science*, **287**(5455), 1019–1022.
- Fahmi, A., Minot, C., Silvi, B., dan Causá, M. (1993): Theoretical analysis of the structures of titanium dioxide crystals, *Physical Review B*, **47**(18), 11717.
- Matsukura, F., Ohno, H., Shen, A., dan Sugawara, Y. (1998): Transport properties and origin of ferromagnetism in (Ga,Mn)As, *Physical Review B*, **57**(4), R2037.
- Matsumoto, Y., Murakami, M., Shono, T., Hasegawa, T., Fukumura, T., Kawasaki, M., Ahmet, P., Chikyow, T., Koshihara, S. Y., dan Koinuma, H. (2001): Room-temperature ferromagnetism in transparent transition metal-doped titanium dioxide, *Science*, **291**(5505), 854–856.
- Mo, S. Di, dan Ching, W. Y. (1995): Electronic and optical properties of three phases of titanium dioxide: Rutile, anatase, and brookite, *Physical Review B*, **51**(19), 13023.
- Ohno, H., dan Matsukura, F. (2001): A ferromagnetic III–V semiconductor: (Ga,Mn)As, *Solid State Communications*, **117**(3), 179–186.
- Ohno, Hideo (2002): *Ferromagnetic III–V Semiconductors and Their Heterostructures*, 1–30.
- Korotchenkov, G. (2007): Metal oxide for solid-state gas sensors: what determines our choice?, *Mat. Sci. Eng. B-Solid*, **139**, 1–23.
- Mardare, D., Iftimie, N., dan Luca, D. (2008): TiO₂ thin films as gas sensing gas materials, *J. Non-Cryst. Solids*, **354**, 4396–400.
- Kanungo, J., Basu, S., dan Sarkar, C. K. (2015): Fabrication and characterization of ZnO/p-Si and TiO₂/p-Si heterojunctions for hydrogen detection—influence of pd functionalization, *IEEE Sensors J.*, **15**, 6954–61.
- Gu, H., Wang, Z., dan Hu, Y. (2012): Hydrogen gas sensor based on semiconductor oxide nanostructure, *Sensors*, **12**, 5517–50.
- Haidry, A. A., et al (2011): Hydrogen gas sensor based on nanocrystalline TiO₂ thin film, *Centr. Eur. J. Phys.*, **9**, 1351–6.
- Hazra, A., Das, S., Kanungo, J., Sarkar, C. K., dan Basu, S. (2013): Studies on resistive gas sensor based on sol-gel grown nanocrystalline p-TiO₂ thin films for fast hydrogen detection, *Sens. Actuat. B-Chem.*, **183**, 87–95.
- Lee, J., Kim, D. H., Hong, S. H., and Jho, J. Y. (2011): A hydrogen gas sensor employing vertically aligned TiO₂ nanotube arrays prepared by template-assisted method, *Sens. Actuat. B-Chem.*, **160**, 1494–8.

CURRICULUM VITAE



Nama : Prof. Pepen Arifin, Ph.D.
Kel. Keahlian : Fisika dan Teknologi Material
Maju, FMIPA ITB
Alamat Kantor : Gedung Fisika, Jln. Ganesha No.
10, Bandung
E-Mail : pepen@itb.ac.id
pepen@fi.itb.ac.id
pepen.arifin.itb@gmail.com

I. RIWAYAT PENDIDIKAN

1. Sarjana (Drs.), Departemen Fisika ITB, 1987.
2. Ph.D., Macquarie University, Sydney, Australia, 1997.

II. RIWAYAT KERJA

1. Akademik

- a. Sekretaris Bidang Akademik, Program TPB ITB (2001 – 2004).
- b. Ketua, Departemen Fisika ITB (2004 – 2005).
- c. Ketua, Komisi Program Pascasarjana, Departemen Fisika (2004-2005).
- d. Ketua, Majelis Departemen Fisika ITB (2004-2005).
- e. Ketua, Program Studi Fisika ITB (2006 – 2007).
- f. Sekretaris, Satuan Penjaminan Mutu ITB (2010 – 2015).
- g. Wakil Ketua, Satuan Penjaminan Mutu ITB (2015 – 2017).
- h. Ketua, Satuan Penjaminan Mutu ITB (2017 – 2020).
- i. Anggota, Majelis Keilmuan Fisika (2020 -)
- j. Sekretaris, Senat FMIPA ITB (2023 -)
- k. Anggota, Senat Akademik ITB (2024 -)
- l. Ketua, Komisi I (Pendidikan), Senat Akademik ITB (2024 -)

2. Non-Akademik

- a. Sekretaris Eksekutif, Program Centre Grant – URGE DIKTI, Lab. Fisika Material Elektronik, Departemen Fisika ITB (1998 – 2000).

- b. Kepala laboratorium Metalorganic Chemical Vapor Deposition (MOCVD) (2005 –).
- c. Chief Quality Officer ITB, Asean University Network-Quality Assurance (AUN-QA) (2012 – 2020).
- d. Assessor AUN-QA (2016 –).
- e. Ketua, Tim Pemerinkatan Universitas/Worls Class University ITB (2016-2020).
- f. Anggota, Tim SPMI DIKTI (2015).
- g. Tenaga Ahli, Badan Standar Nasional Pendidikan (2017).
- h. Anggota, Tim Akreditasi Internasional, BELMAWA-DIKTI, Kemendikbudristek (2018 –).
- i. Anggota, Tim Penilai Lembaga Akreditasi Internasional, Kemendikbudristek (2020 -).
- j. Tenaga Ahli BAN-PT (2020 –).
- k. Narasumber & Fasilitator Workshop & Bimbingan Teknis, Penjaminan Mutu Pendidikan Tinggi, *Outcomes Based Education* dan Akreditasi Internasional Program Studi.

III. RIWAYAT KEPANGKATAN

1. Penata Muda – III/a : 22 Mei 1989
2. Penata Muda Tk. I – III/b : 21 Desember 1989.
3. Penata – III/c : 9 April 2003.
4. Penata Tk. I – III/d : 9 Juli 2008
5. Pembina – IV/a : 1 Oktober 2023

IV. RIWAYAT JABATAN FUNGSIONAL

1. Asisten Ahli Madya : 1 Juni 1990
2. Asisten Ahli : 1 Januari 2001
3. Lektor : 1 Agustus 2002
4. Lektor Kepala : -
5. Guru Besar : 1 Juni 2023

V. KEGIATAN/HIBAH PENELITIAN

1. *Penumbuhan Struktur Hetero dan Quantum Well GaAs/GaAsSb Dengan MOCVD*. Hibah Pascasarjana – DIKTI, Depdiknas, 2003-2005.

2. *AlGaIn/GaN Heterostructure Field Effect Transistor*. Riset Unggulan Terpadu (RUT) XII, Kementerian RISTEK, 2005-2007.
3. *Penumbuhan Quantum Dot Gallium Nitrida (GaN) Dengan Metoda Plasma-Assisted Metalorganic Chemical Vapour Deposition (PA-MOCVD)*. Program Penelitian dan Pengembangan Ilmu Pengetahuan dan Teknologi, Kementerian RISTEK, 2005.
4. *Study of Mn Incorporation into GaN:Mn Magnetic Semiconductor Thin Film Prepared by Plasma Assisted MOCVD*. The Asahi Glass Foundation, 2005.
5. *Pengembangan Metode PA-MOCVD Pada Penumbuhan Film Tipis InGaIn dan Struktur Heteronya Untuk Aplikasi Divais Optoelektronik*. Program Riset ITB, 2006 – 2007.
6. *Studi Injeksi dan Transport Spin di Dalam Struktur $TiO_2:Co/TiO_2/TiO_2:Co$* . Program Penelitian/Riset KK ITB, 2012.
7. *Penumbuhan Lapisan Tipis TiO_2 Dengan Metode MOCVD Untuk Aplikasi Sensor Gas Hidrogen*. Program Penelitian P3MI-ITB, 2017.
8. *Effect of TiO_2 Nucleated Layers on the Structural and Ferromagnetic Properties of $Ti_{1-x}Co_xO_2$ Thin Films Grown by MOCVD*. Program Penelitian P3MI-ITB, 2020.

VI. PUBLIKASI TERPILIH (TERINDEKS SCOPUS)

1. J. Manopo, T-P. Lubis, M. A. Mustajab, **P. Arifin**, T. Winata, R. Widita and Y. Darma, “Strongly bound Wannier–Mott exciton in pristine (LaO)MnAs and origin of ferrimagnetism in F-doped (LaO)MnAs”, *RSC Advances* **13**(20), 14033, 2023.
2. M.A. Mustajab, **P.Arifin**, Suprijadi, T. Winata, “Enhanced Hall Mobility and d^0 Ferromagnetism in Li-Doped ZnO Thin Films Prepared by Aerosol-Assisted CVD”, *Electronic Materials Letters*, 12 May 2023.
3. M.A. Mustajab, T. Winata, **P. Arifin**, “Lithium doping effect on microstructural and electrical properties of zinc oxide thin film grown by metal-organic chemical vapor deposition”, *Journal of Physics: Conference Series*, 2243(1),012054, 2022.
4. **P. Arifin**, Heri Sutanto, Sugianto, Agus Subagio, "Plasma-assisted MOCVD growth of non-polar GaN and AlGaIn on Si(111) substrates utilizing GaN-AlN buffer layer". *Coatings*, **12**, 94, 2022.

5. **P. Arifin**, Sugianto, A. Subagio, H. Sutanto, D. Dwiputra, F.F. Florena, A.C. Keintjem, R. Khaeroni, "Room-temperature photoluminescence of Mg-doped GaN thin films grown by plasma-assisted MOCVD", *AIP Advances*, **10** (4), 45123, 2020.
6. **P. Arifin**, H. Sutanto, A. Subagio, Sugianto, M.A. Mustajab, "Optimization of parameters for generating nitrogen plasma in plasma-assisted MOCVD growth of InGaN thin films", *AIP Advances*, **9** (11), 115304, 2019.
7. **P. Arifin**, M.A. Mustajab, S. Haryono, D.R. Adhika, A.A. Nugraha, "MOCVD growth and characterization of TiO₂ thin films for hydrogen gas sensor application", *Materials Research Express*, **6** (7), 76313, 2019.
8. **P. Arifin**, I. Pribadi, "Modeling of angklung to determine its pitch frequency", *Acoustical Science and Technology*, **40** (3), 178-185, 2019.
9. Y.R. Tayubi, A. Suhandi, A. Samsudin, **P. Arifin**, Supriyatman, "Simulation and optimization performance of GaAs/GaAs_{0.5}Sb_{0.5}/GaSb mechanically stacked tandem solar cells", *Journal of Physics: Conference Series*, 1013 (1), 12179, 2018.
10. A. Suhandi, Y.R. Tayubi, F.C. Wibowo, **P. Arifin**, Supriyatman, "Reducing the Light Reflected by Silicon Surface Using ZnO/TS Antireflection Coating", *Journal of Physics: Conference Series*, 877 (1), 12068, 2017.
11. A. Saripudin, **P. Arifin**, "Growth mechanism of Co:TiO₂ thin film deposited by metal organic chemical vapor deposition technique", *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 128 (1), 12046, 2016.
12. A. Suhandi, Y.R. Tayubi, **P. Arifin**, "Growth mechanism of GaAs_{1-x}Sb_x ternary alloy thin film on MOCVD reactor using TMGa, TDMAAs and TDMASb", *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 128 (1), 12021, 2016.
13. A. Suhandi, Y.R. Tayubi, **P. Arifin**, "Growth of GaAsSb thin film by vertical-MOCVD and their characterization", *Journal of Engineering and Applied Sciences*, **11** (12), 2788-2793, 2016.
14. A. Saripudin, H. Saragih, Khairurrijal, T. Winata, **P. Arifin**, "Effect of growth temperature on cobalt-doped TiO₂ thin films deposited on Si(100) substrate by MOCVD technique", *Advanced Materials Research*, **896**, 192-196, 2014.

15. S. Saehana, Darsikin, E. Yuliza, **P. Arifin**, Khairurrijal, M. Abdullah, "A new approach for fabricating low cost DSSC by using carbon-ink from inkjet printer and its improvement efficiency by depositing metal bridge between titanium dioxide particles", *Journal of Solar Energy Engineering, Transactions of the ASME*, **136** (4), 44504, 2014.
16. S. Saehana, E. Yuliza, **P. Arifin**, Khairurrijal, M. Abdullah, "Dye-sensitized solar cells (DSSC) from black rice and its performance improvement by depositing interconnected copper (copper bridge) into the space between TiO₂ nanoparticles", *Materials Science Forum*, **737**, 43-53, 2013
17. S. Saehana, **P. Arifin**, Khairurrijal, M. Abdullah, "A new architecture for solar cells involving a metal bridge deposited between active TiO₂ particles", *Journal of Applied Physics*, **111** (12), 123109, 2012
18. A.H. Ramelan, **P. Arifin**, E. M. Goldys, "Surface morphology, electrical and optical properties n-type doped MOCVD grown GaSb using dimethyltellurium", *International Journal of Materials Research*, **102** (11), 1403-1407, 2011.
19. S. Saehana, R. Prasetyowati, M.I. Hidayat, **P. Arifin**, Khairurrijal, M. Abdullah, "Performance improvement of TiO₂ based solar cells by coating Cu nanoparticles into the space between TiO₂", *AIP Conference Proceedings*, 1415, 163-166, 2011.
20. A.H. Ramelan, **P. Arifin**, E. Goldys. "Surface morphology, electrical and optical properties n-type doped MOCVD grown GaSb using dimethyltellurium". *International Journal of Materials Research*, 102(11), 1403, 2011.
21. A.H. Ramelan, **P. Arifin**, E. Golds, "GaSb quantum dots and its microanalysis using X-ray photoelectron spectroscopy (XPS)", *ICONN 2010 - Proceedings of the 2010 International Conference on Nanoscience and Nanotechnology*, 6045185, 84-86, 2010.
22. A.H. Ramelan, E. Goldys, **P. Arifin**, "Electrical properties of p-n junction GaSb fabricated from spin coating using Zn-diffusion method", *Conference on Optoelectronic and Microelectronic Materials and Devices, Proceedings, COMMAD*, 5699729, 183-184, 2010.
23. B. Mulyanti, **P. Arifin**, "Plasma-assisted MOCVD growth of GaMnN", *IEEE International Conference on Semiconductor Electronics, Proceedings, ICSE*, 5549459, 56-59, 2010.

24. F.S. Arsyad, **P. Arifin**, M. Barmawi, M. Budiman, Sukirno, A. Supu, "Growth of $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ epitaxial thin film on sapphire substrate by plasma assisted metal organic chemical vapor deposition (PAMOCVD)", IEEE International Conference on Semiconductor Electronics, Proceedings, ICSE, 5549448, 64-67, 2010.
25. A.H. Ramelan, H. Harjana, **P. Arifin**, "Growth of AlGaSb compound semiconductors on GaAs substrate by metalorganic chemical vapour deposition", Advances in Materials Science and Engineering, 2010, 923409, 2010
26. I. Hamidah, A. Suhandi, A. Setiawan, **P. Arifin**, "High mobility and high N concentration of $\text{GaN}_x\text{As}_{1-x}$ thin films grown by metal organic chemical vapor deposition", 2008 IEEE PhotonicsGlobal at Singapore, IPGC 2008, 4781475, 2008
27. A. Subagio, H. Sutanto, E. Supriyanto, M. Budiman, **P. Arifin**, Sukirno, M. Barmawi, "Study of Mg-doped GaN thin films grown on c-plane sapphire substrate by plasma assisted metalorganic chemical vapor deposition method", AIP Conference Proceedings, 989, 224-227, 2008.
28. H. Sutanto, A. Subagio, E. Supriyanto, **P. Arifin**, M. Budiman, Sukirno, M. Barmawi, "Microstructure and optical properties of $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}/\text{GaN}$ heterostructure thin films grown on Si(111) substrate by plasma assisted metalorganic chemical vapor deposition method", AIP Conference Proceedings, 989, 134-137, 2008.
29. E. Supriyanto, H. Sutanto, A. Subagio, H. Saragih, M. Budiman, **P. Arifin**, Sukirno, M. Barmawi, "Effect of Co-doping on microstructural, crystal structure and optical properties of $\text{Ti}_{1-x}\text{Co}_x\text{O}_2$ thin films deposited on Si substrate by MOCVD method", AIP Conference Proceedings, 989, 237-240, 2008.
30. H. Saragih, **P. Arifin**, M. Barmawi, "Co-doped TiO_2 rutile thin films deposited by MOCVD method", Proceedings of the 2006 International Conference on Nanoscience and Nanotechnology, ICONN, 4143408, 366-369, 2006.
31. B. Mulyanti, A. Subagio, H. Sutanto, F.S. Arsyad, **P. Arifin**, M. Budiman, M. Barmawi, "Study of Mn incorporation into GaN:Mn magnetic semiconductor thin films prepared by plasma assisted MOCVD", Proceedings of the 2006 International Conference on Nanoscience and Nanotechnology, ICONN, 4143402, 344-347, 2006.

32. F.S. Arsyad, A. Subagio, H. Sutanto, **P. Arifin**, M. Budiman, M. Barmawi, I. Husein, Z.A. Jamal, "Growth of GaN quantum dots using $[(C_2H_5)_4Si]$ by plasma assisted MOCVD", Proceedings of the 2006 International Conference on Nanoscience and Nanotechnology, ICONN, 4143344, 116-118, 2006.
33. F.K. Yam, Z. Hassan, K. Ibrahim, M. Barmawi, Sugianto, M. Budiman, **P. Arifin**, "Epitaxial GaN film grown at low temperature by hydrogen-plasma assisted MOCVD", Materials Science Forum, **517**, 9-12, 2006
34. Y.C. Lee, Z. Hassan, F.K. Yam, M.J. Abdullah, K. Ibrahim, M. Barmawi, Sugianto, M. Budiman, **P. Arifin**, "A comparative study of the electrical characteristics of metal-semiconductor-metal (MSM) photodiodes based on GaN grown on silicon", Applied Surface Science, **249** (43834), 91-96, 2005
35. M.R. Hashim, S.A. Oh., S.S. Ng, Z. Hassan, K. Ibrahim, M. Barmawi, Sugianto, M. Budiman, **P. Arifin**, "Optical properties of GaN on Si substrate using plasma-assisted MOCVD technique in the Infrared and visible regions", Materials Science Forum, 480-481, 519-524, 2005
36. S.A. Oh., M.R. Hashim, S.S. Ng, Z. Hassan, K. Ibrahim, M. Barmawi, Sugianto, M. Budiman, **P. Arifin**, "Optical properties of GaN on sapphire substrates grown by plasma-assisted MOCVD", Proceedings ICSE 2004 - 2004 IEEE International Conference on Semiconductor Electronics, 1620881, 252-256, 2004
37. Irzaman, Y. Darvina, A. Fuad, **P. Arifin**, M. Budiman, M. Barmawi, "Physical and pyroelectric properties of tantalum-oxide-doped lead zirconium titanate $[Pb_{0.9950}(Zr_{0.525}Ti_{0.465}Ta_{0.010}) O_3]$ thin films and their application for IR sensors", Physica Status Solidi (A) Applied Research, **199** (3), 416-424, 2003.
38. E.H. Sujiono, **P. Arifin**, M., "YBa₂Cu₃O_{7-δ} thin films deposited by a vertical MOCVD reactor", Materials Chemistry and Physics, **73**(1), 47, 2002.
39. **P. Arifin**, Sugianto, E. Suprianto, N. Wendri, H. Sutanto, M. Budiman, M. Barmawi, "Growth of Al_xGa_{1-x}N by Plasma assisted MOCVD", Conference on Optoelectronic and Microelectronic Materials and Devices, Proceedings, COMMAD, 2002, 1237185, 45-48, 2002.
40. M. Budiman, H. Sutanto, N. Wendri, E. Supriyanto, Sugianto, **P. Arifin**, M. Barmawi, "Au/n-GaN schottky diode grown on Si(111) by plasma assisted MOCVD", Conference on Optoelectronic and

- Microelectronic Materials and Devices, Proceedings, COMMAD, 2002, 1237200, 91-94, 2002.
41. E.H. Sujiono, R.A. Sani, T. Saragi, **P. Arifin**, M. Barmawi, "YBa₂Cu₃O_{7-δ} Thin Films Deposited by MOCVD Vertical Reactor with a Flow Guide", *Physica Status Solidi (A) Applied Research*, **187** (2), 471-479, 2001.
 42. E.H. Sujiono, A. Fuad, T. Saragi, **P. Arifin**, M. Barmawi, "I-V properties of heterostructures of superconductor ferroelectric junction", *Proceedings of SPIE - The International Society for Optical Engineering*, 4086, 524, 2000.
 43. E. Sustini, Sugianto, R.A. Sani, A. Latunuwe, **P. Arifin**, M. Barmawi, "Low pressure MOCVD growth of GaSb using trisdimethylaminoantimony (TDMASb)", *Conference on Optoelectronic and Microelectronic Materials and Devices, Proceedings, COMMAD*, 1022906, 121-124, 2000
 44. Sugianto, R.A.S. Erzam, M. Budiman, **P. Arifin**, M. Barmawi, "The influence of hydrogen plasma and annealing on GaN film grown by plasma-assisted MOCVD", *Conference on Optoelectronic and Microelectronic Materials and Devices, Proceedings, COMMAD*, 2000, 1023004, 531-534, 2000.
 45. Sugianto, R.A. Sani, **P. Arifin**, M. Budiman, M. Barmawi, "Growth of GaN film on a-plane sapphire substrates by plasma-assisted MOCVD", *Journal of Crystal Growth*, **221**, 311-315, 2000.
 46. R.A. Sani, M. Barmawi, **P. Arifin**, Sugianto, "Growth of GaN by Microwave Plasma enhanced MOCVD", *Conference on Optoelectronic and Microelectronic Materials and Devices, Proceedings, COMMAD*, 209-214, 1999.
 47. **P. Arifin**, T.L. Tansley, E.M. Goldys, "Conduction mechanism in a metal-insulator-semiconductor structure with a low temperature GaAs insulating layer", *Solid-State Electronics*, **41** (8), 1075-1078, 1997.
 48. **P. Arifin**, T.L. Tansley, E.M. Goldys, "Gap state transport in annealed low temperature grown GaAs inferred from the properties of Al/LT GaAs/n +GaAs Schottky diodes", *Conference on Optoelectronic & Microelectronic Materials and Devices, Proceedings, COMMAD*, 345-348, 1996.
 49. **P. Arifin**, T.L. Tansley, E.M. Goldys, "Electron transport in low temperature grown in GaAs", *Conference on Optoelectronic &*

- Microelectronic Materials and Devices, Proceedings, COMMAD, 349-352, 1996.
50. **P. Arifin**, E.M. Goldys, T.L. Tansley, "Monte Carlo simulation of electron drift velocity in low-temperature-grown gallium arsenide in a Schottky-barrier model", *Physical Review B*, **52** (8), 5708-5713, 1995.
 51. **P. Arifin**, E.M. Goldys, T.L. Tansley, "Electron mobility in low temperature grown gallium arsenide", *Materials Science and Engineering B*, **35**, 330-333, 1995.

VII. PENGHARGAAN

1. Satyalancana Karya Satya X Tahun, 2003.
2. Satyalancana Karya Satya XX Tahun, 2013.
3. Penghargaan, Pengabdian 25 Tahun ITB, 2014.
4. Penghargaan, Ganesa Wira Adiutama, ITB, 2020.
5. Satyalancana Karya Satya XXX Tahun, 2022.



📍 Gedung STP ITB, Lantai 1,
Jl. Ganesa No. 15F Bandung 40132
☎ +62 22 20469057
🌐 www.itbpress.id
✉ office@itbpress.id
👤 Anggota Ikapi No. 043/JBA/92
📄 APPTI No. 005.062.1.10.2018

Forum Guru Besar Institut Teknologi Bandung

Jalan Dipati Ukur No. 4, Bandung 40132
E-mail: sekretariat-fgb@itb.ac.id
Telp. (022) 2512532
🌐 fgb.itb.ac.id [FgbItb](https://www.facebook.com/FgbItb) [FGB_ITB](https://twitter.com/FGB_ITB)
 [@fgbitb_1920](https://www.instagram.com/fgbitb_1920) [Forum Guru Besar ITB](https://www.youtube.com/ForumGuruBesarITB)

ISBN 978-623-297-420-3

