

**ATATÜRK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

DOKTORA TEZİ

**SILAR TEKNİĞİ İLE BÜYÜTÜLEN ZnO VE CdO İNCE
FİLMLERİNİN KARAKTERİZASYONU VE SANDVIÇ
YAPILARDA KULLANILMASI**

M. Ali YILDIRIM

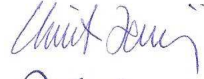
FİZİK ANABİLİM DALI

**ERZURUM
2010**

Her Hakkı Saklıdır

Doç. Dr. Aytunç ATEŞ danışmanlığında, M. Ali YILDIRIM tarafından hazırlanan bu çalışma 27/05/2010 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından, Fizik Anabilim Dalı'nda Doktora Tezi olarak kabul edilmiştir.

Başkan: Prof. Dr. Ümit DEMİR

İmza : 

Üye: Prof. Dr. Mustafa SAĞLAM

İmza : 

Üye: Doç. Dr. Şemsettin ALTINDAL

İmza : 

Üye: Doç. Dr. Aytunç ATEŞ

İmza : 

Üye: Yrd. Doç. Dr. Bekir GÜRBULAK

İmza : 

Yukarıdaki sonucu onaylarım

(imza)

Prof. Dr. Ömer AKBULUT
Enstitü Müdürü

ÖZET

Doktora Tezi

SILAR TEKNİĞİ İLE BÜYÜTÜLEN ZnO VE CdO İNCE FİLMLERİNİN KARAKTERİZASYONU VE SANDVİÇ YAPILARDA KULLANILMASI

M. Ali YILDIRIM

Atatürk Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Fizik Anabilim Dalı

Danışman: Doç. Dr. Aytunç ATEŞ

Geçirgen iletken oksit malzemelerden olan ZnO ve CdO ince filmler, optoelektronik ve fotovoltaiik aygıt teknolojisindeki potansiyel uygulamalarından dolayı çok önemli malzemelerdir. ZnO ve CdO ince filmler, Successive Ionic Layer Adsorption and Reaction (SILAR) tekniğı kullanılarak cam taban malzemeler üzerine oda sıcaklığında büyütüldü. ZnO ve CdO ince filmler sırasıyla 30 ve 60 dakika oksijen atmosferinde 200, 300, 400 ve 500°C’de tavlama işlemine tabi tutuldu. Filmlerin yapısal, yüzeysel, optik ve elektriksel özellikleri farklı analiz teknikleri ile incelendi ve bu özellikler üzerine tavlama işleminin etkisi araştırıldı. X-ışını kırınımı ve taramalı elektron mikroskobu ölçümleri, filmlerin polikristal yapıda olduğunu ve taban malzeme yüzeyine kaplandığını gösterdi. Optik soğurma ölçümleri yardımıyla, filmlerin yasak enerji aralığı değeri artan tavlama sıcaklığı ile azaldığı belirlendi. Filmlerin özdirencinin tavlama sıcaklığı ve ışık şiddeti ile değişimi iki nokta uç yöntemi kullanılarak incelendi ve filmlerin özdirencinin artan tavlama sıcaklığı ve ışık şiddeti ile azaldığı belirlendi. Sonuç olarak, tavlama işleminin filmlerin karakteristik özelliklerinde dikkate değeri etkiler yarattığı ve bu özelliklerin tavlama sıcaklığı ile iyileştiğı görüldü.

Zn/ZnO/n-Si/Au-Sb ve Cd/CdO/n-Si/Au-Sb sandviç yapılarında (100) doğrultusunda büyütülmüş, 400 µm kalınlığına ve 1-10 Ω-cm özdirence sahip n-tipi Si kristali altlık olarak kullanıldı. Kristalin mat yüzeyine Au-Sb alaşımı buharlaştırılarak omik kontak yapıldı. Parlak yüzeyine ise SILAR tekniğı ile ZnO ve CdO arayüzey tabakaları büyütüldü. Sonra arayüzey tabakaları üzerine de Zn ve Cd metalleri buharlaştırıldı. Böylece, Zn/ZnO/n-Si/Au-Sb ve Cd/CdO/n-Si/Au-Sb sandviç yapıları elde edildi. Oda sıcaklığında alınan akım-voltaj (*I-V*) ölçümleri ile yapıların doğrultma özellik gösterdiği belirlendi. Bu yapıların akım-voltaj (*I-V*) karakteristikleri üzerinde numune sıcaklığının etkisi geniş bir sıcaklık aralığında 20K adımlarla incelendi. *I-V* karakteristikleri ve Cheung fonksiyonları kullanılarak sıcaklığa bağlı idealite faktörleri, engel yükseklikleri ve seri direnç değeri hesaplandı. Sıcaklığın artması ile idealite faktörü ve seri direnç değeri azaldığı, engel yüksekliği değeri ise arttığı görüldü. Bu durum engelin homojensizliğine atfedildi.

2010, 167 Sayfa

Anahtar Kelimeler: ZnO, CdO, İnce Film, SILAR, Tavlama Sıcaklığı, Sandviç Yapı, Arayüzey Tabakası, Engel İnhomojenliği

ABSTRACT

Ph. D. Thesis

THE CHARACTERIZATION OF ZnO AND CdO THIN FILMS GROWN SILAR TECHNIQUE AND USING IN SANDWICH STRUCTURES

M. Ali YILDIRIM

Atatürk University
Graduate School of Naturel and Applied Sciences
Department of Physics

Supervisor: Assoc. Prof. Dr. Aytunç ATEŞ

Transparent conducting oxides, such as ZnO and CdO thin films are very important materials because of their potential applications in optoelectronic and photovoltaic device technology. ZnO and CdO thin films were grown on glass substrates using Successive Ionic Layer Adsorption and Reaction (SILAR) technique at room temperature. ZnO and CdO thin films were annealed at 200, 300, 400 and 500°C for 30 and 60 min. in oxygen atmosphere, respectively. The structural, surface, optical and electrical properties of the films were characterized with different analysis techniques and the annealing effect on these properties was investigated. The X-ray diffraction and scanning electron microscopy measurements showed that the films are covered well on substrates and have polycrystalline structure. With the help of optical absorption measurements, it was determined that band gap values of the films decreased with increasing annealing temperature. The resistivity variation with annealing and light intensity of the films was investigated using the two-point probe method and it was determined that the resistivity of the films decreased with increased annealing temperature and light intensity. Finally, it was seen that the annealing process have noticeable effects on the characteristic properties of the films and annealing temperature improves these properties.

n-type Si wafer with (100) orientation, 400 μm thickness and 1-10 $\Omega\text{-cm}$ resistivity was used at Zn/ZnO/n-Si/Au-Sb and Cd/CdO/n-Si/Au-Sb sandwich structures. Au-Sb alloy was evaporated on the matt face of wafer. ZnO and CdO interface layers were grown on the bright face of wafer using SILAR technique. Then, Zn and Cd metals were evaporated on the interface layers. In this way, Zn/ZnO/n-Si/Au-Sb and Cd/CdO/n-Si/Au-Sb sandwich structures were obtained. It was determined that these structures have demonstrated clearly rectifying behaviour by the current-voltage (I - V) curves studied at room temperature. The sample temperature effect on the I - V characteristics of these structures were investigated in a wide temperature range by steps of 20 K. The ideality factors, barrier heights and series resistances of these structures were calculated by using I - V characteristics and Cheung functions as a function of sample temperature. It was seen that the ideality factors and series resistances were decreased; the barrier heights were increased with increasing temperature. This result was attributed to the barrier inhomogeneity.

2010, 167 Pages

Keywords: ZnO, CdO, Thin Film, SILAR, Annealing Temperature, Sandwich Structure, Interface Layer, Barrier Inhomogeneity

TEŞEKKÜR

Doktora tezi olarak sunduğum bu çalışma Atatürk Üniversitesi Fen Fakültesi Fizik Bölümü'nde hazırlanmıştır. Çalışmalarım süresince her türlü desteğini benden esirgemeyen kıymetli hocam Sayın Doç. Dr. Aytunç ATEŞ'e sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Başta Sayın Prof. Dr. Mustafa SAĞLAM, Sayın Prof. Dr. Muhammet YILDIRIM, Sayın Prof. Dr. Ümit DEMİR, Sayın Yrd. Doç. Dr. Bekir GÜRBULAK olmak üzere görüş, öneri ve bilgilerini esirgemeyen hocalarıma, tezimin hazırlanmasında bana her konuda yardımcı olan Sayın Yrd. Doç. Dr. Mutlu KUNDAKÇI'ya, Sayın Betül GÜZELDİR'e ve Sayın Arş. Gör. Aykut ASTAM'a teşekkür ederim. Ayrıca bu çalışmanın gerçekleşmesine imkan sağlayan Atatürk Üniversitesi Fen Fakültesi Fizik Bölümünün değerli öğretim üyelerine ve Atatürk Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü'nün değerli yöneticilerine teşekkürlerimi sunarım.

Doktora tezimi hazırlamam süresince göstermiş oldukları anlayıştan dolayı Erzincan Üniversitesi Eğitim Fakültesi yöneticilerine teşekkür ederim.

Doktora tezimi TÜBİTAK tarafından desteklenen 107T097 numaralı proje kapsamında tamamladım. Desteklerinden dolayı TÜBİTAK'a da ayrıca teşekkür ederim.

Çalışmalarım boyunca görmüş olduğum destek ve teşviklerinden dolayı çok değerli aileme teşekkürü bir borç bilirim.

M. Ali YILDIRIM

Nisan 2010

İÇİNDEKİLER

ÖZET.....	i
ABSTRACT.....	ii
TEŞEKKÜR.....	iii
SİMGELER ve KISALTMALAR DİZİNİ	viii
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	xi
ÇİZELGELER DİZİNİ	xviii
1. GİRİŞ	1
1.1. II-VI Grup Yarıiletken Bileşikler.....	5
1.1.a. ZnO yarıiletken ince filmi	8
1.1.b. CdO yarıiletken ince filmi.....	16
2. KURAMSAL TEMELLER.....	26
2.1. Yarıiletkenler Hakkında Genel Bilgi	26
2.2. Katkılı Yarıiletkenler	27
2.2.a. n-tipi yarıiletkenler	27
2.2.b. p-tipi yarıiletkenler.....	30
2.3. Yarıiletkenlerin Yasak Enerji Aralığına Etki Eden Faktörler	32
2.3.a. Sıcaklığın yarıiletkenin yasak enerji aralığına etkisi.....	32
2.4. Bir Yarıiletkende Fotonun Soğurulması	33
2.5. Yarıiletkenlerde Bant Geçişleri.....	34
2.5.a. Direk bant geçişleri	34
2.5.b. İndirek bant geçişleri.....	36
2.6. Yarıiletkenlerde Özdirencin Sıcaklıkla Değişimi	36
2.7. İnce Filmler	38
2.7.a. İnce film büyütme işlemi.....	39

2.8. Metal Yarıiletkende Kontaklar.....	42
2.8.1. Omik kontaklar.....	43
2.8.1.a. Metal/ n -tipi yarıiletken omik kontaklar	43
2.8.1.b. Omik kontak elde etme yolları	44
2.8.2. Metal/ n -tipi yarıiletken doğrultucu (Schottky) kontaklar	47
2.8.3. Metal (Omik)/ n -tipi yarıiletken/ metal (doğrultucu) yapısı	49
2.9. Schottky Diyotlarda Akım İletim Mekanizmaları.....	50
2.9.a. Termoiyonik emisyon teorisi (TE)	50
2.9.b. Tünelleme (alan emisyonu/FE ve termoiyonik-alan emisyonu/TFE).....	56
2.9.c. Difüzyon teorisi.....	57
2.9.d. Deplasyon bölgesi jenerasyon-rekombinasyonu	58
2.10. Potansiyel Değişim Modeli ve Homojen Olmayan Engel Yüksekliği.....	60
2.11. Schottky Diyotların İdeal Durumdan Sapma Nedenleri	62
2.11.a. İmaj-kuvvet (Schottky) etkisi.....	62
2.11.b. Tünelleme etkisi.....	65
2.11.c. Seri Direnç etkisi.....	65
2.11.d. Kenar etkileri.....	66
3. MATERYAL ve YÖNTEM.....	67
3.1. Successive Ionic Layer Adsorption And Reaction (SILAR) Tekniği	67
3.2. SILAR Tekniğinde İnce Film Büyümesine Etki Eden Parametreler	70
3.2.a. Çözeltilerin konsantrasyonu	71
3.2.b. Çözeltilerin pH değeri	71
3.2.c. SILAR döngü sayısı	72
3.3. X-Işını Kırınımı Tekniği	73
3.4. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM)	77
3.4.1. Demet numune etkileşimi ve sonuçları	78

3.4.2. SEM için numune hazırlanması	80
3.5. Soğurma Ölçümlerinin Alınması	81
3.6. İki Nokta Uç Yöntemi ile Akım-Voltaj Ölçümü.....	82
3.7. Yarıiletkenin İletkenlik Tipinin Belirlenmesi	83
3.8. Metal Depozisyonu	85
3.9. Taban Malzemelerin Temizlenmesi	86
3.10. ZnO İnce Filmlerinin Büyütülmesi	87
3.11. CdO İnce Filmlerinin Büyütülmesi.....	88
3.12. Zn/ZnO/n-Si/Au-Sb Sandviç Yapısının Oluşturulması	90
3.13.Cd/CdO/n-Si/Au-Sb Sandviç Yapısının Oluşturulması	91
3.14. Film Kalınlıklarının Ölçümü.....	91
4. ARAŞTIRMA BULGULARI.....	93
4.1. Yapısal Karakterizasyon	93
4.1.1. İnce filmlerin X-ışını kırınım ölçüleri.....	93
4.1.1.a. ZnO ince filmler	93
4.1.1.b. CdO ince filmler.....	98
4.1.2. İnce filmlerin yüzey görüntüleri.....	102
4.1.2.a. ZnO ince filmler	102
4.1.2.b. CdO ince filmler.....	106
4.2. Optik Karakterizasyon	109
4.2.1. İnce filmlerin optik soğurma ölçüleri.....	109
4.2.1.a. ZnO ince filmler	110
4.2.1.b. CdO ince filmler.....	112
4.3. Elektriksel Karakterizasyon	115
4.3.1. İnce filmlerin akım-voltaj ölçüleri	115
4.3.1.a. ZnO ince filmler	116

4.3.1.b. CdO ince filmler.....	118
4.4. Sandviç Yapılarda Elektriksel Karakterizasyon.....	121
4.4.1. Sıcaklığa bağlı akım-voltaj (I - V) ölçümleri ve ilgili hesaplamalar	121
4.4.1.a. Zn/ZnO/n-Si/Au-Sb sandviç yapısı	125
4.4.1.b. Cd/CdO/n-Si/Au-Sb sandviç yapısı	130
4.5. ZnO ve CdO İnce Filmlerin Elemental Analiz Ölçüleri	135
5. TARTIŞMA ve SONUÇ	138
5.1. X-Işını Kırınım (XRD) Ölçülerin Değerlendirilmesi.....	142
5.1.a. ZnO ince filmler	142
5.1.b. CdO ince filmler.....	145
5.2. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) Ölçülerin Değerlendirilmesi	148
5.2.a. ZnO ince filmler	148
5.2.b. CdO ince filmler.....	149
5.3. Optik Soğurma Ölçülerinin Değerlendirilmesi	150
5.3.a. ZnO ince filmler	150
5.3.b. CdO ince filmler.....	152
5.4. Akım-Voltaj Ölçülerinin Değerlendirilmesi	153
5.4.a. ZnO ince filmler	153
5.4.b. CdO ince filmler.....	154
5.5. Sandviç Yapılar ve Ölçülerin Değerlendirilmesi	156
5.5.a. Zn/ZnO/n-Si/Au-Sb ve Cd/CdO/n-Si/Au-Sb sandviç yapıları.....	156
5.6. Elemental Analiz Ölçülerinin Değerlendirilmesi.....	160
KAYNAKLAR	162
ÖZGEÇMİŞ	168

SİMGELER ve KISALTMALAR DİZİNİ

A	Diyotun Etkin Alanı
A^*	Richardson Sabiti
$\text{\AA}$	Angstrom
$C_{n,p}$	Elektronların ve Hollerin Kristalde Bozulma Sabitleri
cm	Santimetre
d	Film Kalınlığı
d	Kristal Düzlemler Arası Mesafe
D	Tane Boyutu
D_n	Elektron Difüzyon Sabiti
E_F	Fermi Enerjisi
E_g	Yasak Enerji Aralığı
E_C	İletkenlik Bant Enerjisi
E_V	Valans Bant Enerjisi
E_a	Akseptör Enerji Seviyesi
E_d	Donor Enerji Seviyesi
E_H	Hidrojen Atomunun İyonlaşma Enerjisi
E'_c	Metal içindeki Termoiyonik Emisyon İçin Gerekli Minimum Enerji
E_{ss}	Arayüzey Hallerinin Enerjisi
eV	Elektron Volt
$f_F(E)$	Fermi-Dirac Dağılım Fonksiyonu
$g_c(E)$	İletim Bandındaki Elektron Durum Yoğunluğu
h	Planck Sabiti
$h\nu$	Fotonun Enerjisi
$h\nu_{fn}$	Fononun Enerjisi
$\hbar k_e$	Elektronun Kristaldeki Momentumu
$\hbar k_h$	Hollerin Kristaldeki Momentumu
I_{hkl}	(hkl) Düzleminin Şiddeti
I-V	Akım-Voltaj
I_0	Doyum Akımı

J	Akım Yoğunluğu
$J_{m \rightarrow s}$	Metalden Yarıiletkene Doğru Akan Akım Yoğunluğu
$J_{s \rightarrow m}$	Yarıiletkenden Metale Doğru Akan Akım Yoğunluğu
J_{sT}	Ters-Doyum Akım Yoğunluğu
k	Boltzman Sabiti
k_q	Fotonun Dalga Vektörü
M	Molarite
m_e	Elektron Kütlesi
m_h	Hol Kütlesi
m_e^*	Elektronun Etkin Kütlesi
m_h^*	Holün Etkin Kütlesi
M	Molarite
N_C	İletkenlik Bandındaki Elektronların Etkin Durum Yoğunluğu
N_V	Valans Bandındaki Hollerin Etkin Durum Yoğunluğu
N_d	Donor Konsantrasyonu
N_a	Akseptör Konsantrasyonu
N_{ss}	Yarıiletkenle Dengede Olan Arayüzey Hal Yoğunluğu
n	İdealite Faktörü
n_i	Asal Elektron Konsantrasyonu
nm	Nanometre
ρ	Özdirenç
R_H	Hall Sabiti
R_s	Seri Direnç
T	Mutlak Sıcaklık
τ_r	Elektronların Deplasyon Bölgesini Geçmesi İçin Gerekli Zaman
V_{dif}	Difüzyon Potansiyeli
w	Deplasyon Bölgesinin Genişliği
μ_n	Elektron Mobilitesi
μ_p	Hol Mobilitesi
β	Kristal Düzlemin Yarı Pik Genişliği
δ	Dislokasyon Yoğunluğu
δ	Arayüzey Tabakasının Kalınlığı

Φ_b	Schottky Engel Yüksekliği
$\overline{\Phi}_b$	Ortalama Engel Yüksekliği
Φ_m	Metalin İş Fonksiyonu
Φ_s	Yarıiletkenin İş Fonksiyonu
Φ_e	Etkin Engel Yüksekliği
χ_s	Yarıiletkenin Elektron İlgisi
ϵ_s	Yarıiletkenin Dielektrik Sabiti
ϵ_r	Bağıl Dielektrik Sabiti
ϵ_i	Arayüzey Tabakasının Dielektrik Sabiti

KISALTMALAR

BSE	Geri Saçılan Elektron Görüntüsü
EDAX	Enerji Dağılımlı X-Işını Analizi
FE	Alan Emisyonu
TC	Tercihli Yönelme Katsayısı
TCO	Geçirgen İletken Oksit
TE	Termoiyonik Emisyon
TEMK	Termal Elektromotor Kuvveti
TFE	Termoiyonik Alan Emisyonu

ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil 1.1. Yüzey merkezli kübik (fcc) yapı.....	5
Şekil 1.2. Kübik (çinkosülfür) kristal yapı.....	6
Şekil 1.3. (a) Sıkı-paketlenmiş Hekzagonal kristal yapı ve (b) Hekzagonal (wurtzite) kristal yapı	7
Şekil 1.4. Kaya tuzu (NaCl) yapısı	8
Şekil 2.1. (a) P atomu katkılanan n-tipi Si kristali ve (b) iletim elektronunun oluşumu	28
Şekil 2.2. n-tipi bir yarıiletkenin enerji bant diyagramı	29
Şekil 2.3. (a) B atomu katkılanan p-tipi Si kristali ve (b) hol hareketi	30
Şekil 2.4. p-tipi bir yarıiletkenin enerji-bant diyagramı.....	31
Şekil 2.5. Yarıiletken tarafından bir fotonun optik soğrulması.....	34
Şekil 2.6. Yarıiletkenlerde (a) direk, (b) indirek bant geçişleri	35
Şekil 2.7. Bir metalin (a) ve bir yarıiletkenin (b) öz direncinin sıcaklıkla değişimi.....	37
Şekil 2.8. Temel büyütme işlemleri (a) adacık (island) tipi, (b) tabaka (layer) tipi ve (c) karışık (Stranski –Krastanov) tip.....	41
Şekil 2.9. $\phi_m < \phi_s$ durumu için metal/n-tipi yarıiletken omik kontakta ait enerji bant diyagramı a) kontakta önce, b) kontakta sonra, c) düz beslem altında, d) ters beslem altında	44
Şekil 2.10. Düşük Schottky engel yükseklikli omik kontak	45
Şekil 2.11. n-tipi Silisyum’da tünelleme ile omik kontak oluşumu	46
Şekil 2.12. Termal difüzyon ile oluşan omik kontak	47
Şekil 2.13. Kontakta önce metal ve n-tipi yarıiletkene ait enerji-bant diyagramları	48
Şekil 2.14. Kontakta sonra termal denge durumunda oluşan enerji-bant diyagramı	49
Şekil 2.15. n^+nM yarıiletken yapının termal dengede enerji-bant diyagramı	50
Şekil 2.16. Düz beslem altındaki metal/yarıiletken kontakta taşıyıcı geçişleri ve akımları.....	51

Şekil 2.17. a) FE ve b) TFE mekanizmalarının oluşumu.....	57
Şekil 2.18. Homojen engel yüksekliğine sahip olmayan bir Schottky kontağın iki boyutlu bant diyagramı.....	61
Şekil 2.19. Bir metal-yarıiletken doğrultucu kontak için örnek bir potansiyel engelinin bilgisayar simülasyonu ile elde edilen üç boyutlu yanal homojensizliğinin görünümü.....	62
Şekil 2.20. (a) Metal/dielektrik ara yüzeyinde imaj yükü ve elektrik alan çizgileri, (b) Elektrik alan sıfır iken potansiyel engelindeki bükülme, (c) Sabit bir elektrik alanda imaj kuvvetinden dolayı potansiyel engelindeki bükülme.....	64
Şekil 2.21. Metal/yarıiletken kontakta seri direncin etkisi.....	65
Şekil 2.22. Metal/yarıiletken kontaklarda kenar etkisi.....	66
Şekil 3.1. SILAR büyütme tekniğinin şematik gösterimi	69
Şekil 3.2. X-ışınlarının bir kristal tarafından kırınımına uğratılması.....	74
Şekil 3.3. Taramalı elektron mikroskopunun şematik yapısı.....	77
Şekil 3.4. Elektron demeti ile numune arasındaki etkileşim.....	79
Şekil 3.5. Soğurma ölçümünün blok şematik gösterimi	81
Şekil 3.6. İki nokta uç yöntemiyle öz direnç ölçme devresi	82
Şekil 3.7. Yarıiletkenlerde (a) sıcaklığın ve (b) elektron konsantrasyonunun dağılımı.....	84
Şekil 3.8. Termal EMK yöntemiyle (a) n-tipi ve (b) p-tipi yarıiletkenin iletkenlik tipini ölçme devresi	84
Şekil 3.9. Vakumda buharlaştırma sisteminin basit şeması	85
Şekil 3.10. ZnO ince filmlerin SILAR tekniğiyle büyütülme mekanizması.....	88
Şekil 3.11. CdO ince filmlerin SILAR tekniğiyle büyütülme mekanizması.....	89
Şekil 3.12. Zn/ZnO/n-Si/Au-Sb yapısının şematik gösterimi	90
Şekil 3.13. Cd/CdO/n-Si/Au-Sb yapısının şematik gösterimi.....	91
Şekil 4.1. ZnO ince filminin X-ışını kırınım deseni	94

Şekil 4.2. 200°C’de 30 dakika oksijen ortamında tavllanmış ZnO ince filminin X ışını kırınım deseni	95
Şekil 4.3. 300°C’de 30 dakika oksijen ortamında tavllanmış ZnO ince filminin X ışını kırınım deseni	95
Şekil 4.4. 400°C’de 30 dakika oksijen ortamında tavllanmış ZnO ince filminin X ışını kırınım deseni	96
Şekil 4.5. 500°C’de 30 dakika oksijen ortamında tavllanmış ZnO ince filminin X ışını kırınım deseni	96
Şekil 4.6. n-tipi Si üzerine büyütülen ZnO arayüzey tabakasının X-ışını kırınım deseni	97
Şekil 4.7. ZnO ince filmine ait farklı pikler için tercihli yönelme katsayısının tavlama sıcaklığı ile değişimi	97
Şekil 4.8. Cd(OH) ₂ -CdO iki faza sahip ince filminin X-ışını kırınım deseni	98
Şekil 4.9. 200°C’de 1 saat oksijen ortamında tavllanmış CdO ince filminin X-ışını kırınım deseni	99
Şekil 4.10. 300°C’de 1 saat oksijen ortamında tavllanmış CdO ince filminin X-ışını kırınım deseni	99
Şekil 4.11. 400°C’de 1 saat oksijen ortamında tavllanmış CdO ince filminin X-ışını kırınım deseni	100
Şekil 4.12. 500°C’de 1 saat oksijen ortamında tavllanmış CdO ince filminin X-ışını kırınım deseni	100
Şekil 4.13. n-tipi Si üzerine büyütülen ve 300 °C’de 3 saniye oksijen ortamında tavllanmış CdO arayüzey tabakasının X-ışını kırınım deseni	101
Şekil 4.14. CdO ince filmine ait farklı pikler için tercihli yönelme katsayısının tavlama sıcaklığı ile değişimi	101
Şekil 4.15. Tavlınmamış ZnO ince filminin 15000 büyütmedeki SEM görüntüsü.....	103
Şekil 4.16. 200°C’de 30 dakika oksijen ortamında tavllanmış ZnO ince filminin 15000 büyütmedeki SEM görüntüsü.....	103
Şekil 4.17. 300°C’de 30 dakika oksijen ortamında tavllanmış ZnO ince filminin	

15000 büyütmedeki SEM görüntüsü.....	104
Şekil 4.18. 400°C’de 30 dakika oksijen ortamında tavllanmış ZnO ince filminin	
15000 büyütmedeki SEM görüntüsü.....	104
Şekil 4.19. 500°C’de 30 dakika oksijen ortamında tavllanmış ZnO ince filminin	
15000 büyütmedeki SEM görüntüsü	105
Şekil 4.20. n-tipi Si üzerine büyütülen ZnO arayüzey tabakasının 15000	
büyütmedeki SEM görüntüsü	105
Şekil 4.21. Tavlınmamış Cd(OH) ₂ -CdO ince filminin 30000 büyütmedeki SEM	
görüntüsü	106
Şekil 4.22. 200°C’de 1 saat oksijen ortamında tavllanmış CdO ince filminin	
30000 büyütmedeki SEM görüntüsü	107
Şekil 4.23. 300°C’de 1 saat oksijen ortamında tavllanmış CdO ince filminin	
30000 büyütmedeki SEM görüntüsü	107
Şekil 4.24. 400°C’de 1 saat oksijen ortamında tavllanmış CdO ince filminin	
30000 büyütmedeki SEM görüntüsü	108
Şekil 4.25. 500°C’de 1 saat oksijen ortamında tavllanmış CdO ince filminin	
30000 büyütmedeki SEM görüntüsü	108
Şekil 4.26. n-tipi Si üzerine büyütülen ve 300 C’de 3 saniye oksijen ortamında	
tavlınmış CdO arayüzey tabakasının 30000 büyütmedeki SEM	
görüntüsü	109
Şekil 4.27. ZnO ince filminin oda sıcaklığındaki soğurma spektrumu ve $(\alpha h\nu)^2$ ’nin	
enerjiye bağlı değişimi.....	110
Şekil 4.28. 200°C’de 30 dakika oksijen ortamında tavllanmış ZnO ince filminin	
oda sıcaklığındaki soğurma spektrumu ve $(\alpha h\nu)^2$ ’nin enerjiye bağlı	
değişimi	111
Şekil 4.29. 300°C’de 30 dakika oksijen ortamında tavllanmış ZnO ince filminin	
oda sıcaklığındaki soğurma spektrumu ve $(\alpha h\nu)^2$ ’nin enerjiye bağlı	
değişimi	111

Şekil 4.30. 400°C’de 30 dakika oksijen ortamında tavllanmış ZnO ince filminin oda sıcaklığındaki soğurma spektrumu ve $(\alpha h\nu)^2$ ’nin enerjiye bağlı değişimi	112
Şekil 4.31. Cd(OH) ₂ -CdO iki faza sahip ince filminin oda sıcaklığındaki soğurma spektrumu ve $(\alpha h\nu)^2$ ’nin enerjiye bağlı değişimi.....	113
Şekil 4.32. 200°C’de 1 saat oksijen ortamında tavllanmış CdO ince filminin oda sıcaklığındaki soğurma spektrumu ve $(\alpha h\nu)^2$ ’nin enerjiye bağlı değişimi	113
Şekil 4.33. 300°C’de 1 saat oksijen ortamında tavllanmış CdO ince filminin oda sıcaklığındaki soğurma spektrumu ve $(\alpha h\nu)^2$ ’nin enerjiye bağlı değişimi	114
Şekil 4.34. 400°C’de 1 saat oksijen ortamında tavllanmış CdO ince filminin oda sıcaklığındaki soğurma spektrumu ve $(\alpha h\nu)^2$ ’nin enerjiye bağlı değişimi	114
Şekil 4.35. İki nokta uç yöntemiyle öz direnç ölçümü için deney düzeneği.....	115
Şekil 4.36. ZnO ince filminde akım-voltaj değişimi.....	116
Şekil 4.37. 200°C’de 30 dakika oksijen ortamında tavllanmış ZnO ince filminde akım-voltaj değişimi	117
Şekil 4.38. 300°C’de 30 dakika oksijen ortamında tavllanmış ZnO ince filminde akım-voltaj değişimi	117
Şekil 4.39. 400°C’de 30 dakika oksijen ortamında tavllanmış ZnO ince filminde akım-voltaj değişimi	118
Şekil 4.40. Cd(OH) ₂ -CdO iki faza sahip ince filminde akım voltaj değişimi.....	119
Şekil 4.41. 200°C’de 1 saat oksijen ortamında tavllanmış CdO ince filminde akım voltaj değişimi	119
Şekil 4.42. 300°C’de 1 saat oksijen ortamında tavllanmış CdO ince filminde akım-voltaj değişimi	120
Şekil 4.43. 400°C’de 1 saat oksijen ortamında tavllanmış CdO ince filminde akım-voltaj değişimi	120

Şekil 4.44. Zn/ZnO/n-Si/Au-Sb ve Cd/CdO/n-Si/Au-Sb sandviç yapılarının akım-voltaj (I - V) ölçüm düzeneği.....	124
Şekil 4.45. Zn/ZnO/n-Si/Au-Sb yapısına ait sıcaklığa bağlı yarı-logaritmik I - V karakteristiği	126
Şekil 4.46. Zn/ZnO/n-Si/Au-Sb yapısına ait sıcaklığa bağlı $dV/d(\ln I)$ 'nın I 'ya karşı değişimi	126
Şekil 4.47. Zn/ZnO/n-Si/Au-Sb yapısına ait sıcaklığa bağlı $H(I)$ 'nın I 'ya karşı değişimi	127
Şekil 4.48. Zn/ZnO/n-Si/Au-Sb yapısına ait düz beslem I - V karakteristiklerinden ve Cheung fonksiyonlarından elde edilen idealite faktörünün sıcaklıkla değişimi	127
Şekil 4.49. Zn/ZnO/n-Si/Au-Sb yapısına ait düz beslem I - V karakteristiklerinden ve Cheung fonksiyonlarından elde edilen engel yüksekliğinin sıcaklıkla değişimi	128
Şekil 4.50. Zn/ZnO/n-Si/Au-Sb yapısına ait düz beslem I - V karakteristiklerinden farklı sıcaklıklarda elde edilen engel yüksekliğinin idealite faktörü ile değişimi	128
Şekil 4.51. Zn/ZnO/n-Si/Au-Sb yapısına ait Cheung fonksiyonlarından elde edilen seri direncin sıcaklıkla değişimi	129
Şekil 4.52. Zn/ZnO/n-Si/Au-Sb yapısına ait 300K'deki arayüzey hal yoğunluğunun arayüzey hal enerjisine karşı değişimi.....	129
Şekil 4.53. Cd/CdO/n-Si/Au-Sb yapısına ait sıcaklığa bağlı yarı-logaritmik I - V karakteristiği	131
Şekil 4.54. Cd/CdO/n-Si/Au-Sb yapısına ait sıcaklığa bağlı $dV/d(\ln I)$ 'nın I 'ya karşı değişimi	131
Şekil 4.55. Cd/CdO/n-Si/Au-Sb yapısına ait sıcaklığa bağlı $H(I)$ 'nın I 'ya karşı değişimi	132

Şekil 4.56. Cd/CdO/n-Si/Au-Sb yapısına ait düz beslem I - V karakteristiklerinden ve Cheung fonksiyonlarından elde edilen idealite faktörünün sıcaklıkla değişimi	132
Şekil 4.57. Cd/CdO/n-Si/Au-Sb yapısına ait düz beslem I - V karakteristiklerinden ve Cheung fonksiyonlarından elde edilen engel yüksekliğinin sıcaklıkla değişimi	133
Şekil 4.58. Cd/CdO/n-Si/Au-Sb yapısına ait düz beslem I - V karakteristiklerinden farklı sıcaklıklarda elde edilen engel yüksekliğinin idealite faktörü ile değişimi	133
Şekil 4.59. Cd/CdO/n-Si/Au-Sb yapısına ait Cheung fonksiyonlarından elde edilen seri direncin sıcaklıkla değişimi	134
Şekil 4.60. Cd/CdO/n-Si/Au-Sb yapısına ait 300K'deki arayüzey hal yoğunluğunun arayüzey hal enerjisine karşı değişimi.....	134
Şekil 4.61. Cam taban malzemesi üzerine büyütülen ZnO ince filminin EDAX analizi	135
Şekil 4.62. Cam taban malzemesi üzerine büyütülen CdO ince filminin EDAX analizi	136
Şekil 4.63. n-tipi Si üzerine büyütülen ZnO ince filminin EDAX analizi	136
Şekil 4.64. n-tipi Si üzerine büyütülen CdO ince filminin EDAX analizi.....	137

ÇİZELGELER DİZİNİ

Çizelge 1.1. Saf ve Pr katkılı ZnO filmler için idealite faktörü (n), engel yüksekliği (Φ_B), doyum akımı (I_0), dielektrik sabiti (ϵ), öz direnç (ρ) ve yasak enerji aralığı (E_g).....	16
Çizelge 5.1. ZnO ince filmine ait 2θ ve d değerlerinin tavlama sıcaklığı ile değişimi	144
Çizelge 5.2. ZnO ince filmine ait tercihli yönelme katsayısının (TC) tavlama sıcaklığı ile değişimi.....	144
Çizelge 5.3. ZnO ince filmine ait yarı pik genişliği (β), tane büyüklüğü (D) ve dislokasyon yoğunluğu (δ) değerlerinin tavlama sıcaklığı ile değişimi	145
Çizelge 5.4. CdO ince filmine ait 2θ ve d değerlerinin tavlama sıcaklığı ile değişimi	147
Çizelge 5.5. CdO ince filmine ait tercihli yönelme katsayısının (TC) tavlama sıcaklığı ile değişimi.....	147
Çizelge 5.6. Cd(OH) ₂ -CdO ve CdO ince filmine ait yarı pik genişliği (β), tane büyüklüğü (D) ve dislokasyon yoğunluğu (δ) değerlerinin tavlama sıcaklığı ile değişimi.....	148
Çizelge 5.7. ZnO ince filminin yasak enerji aralığının (E_g) tavlama sıcaklığı ile değişimi	151
Çizelge 5.8. CdO ince filminin yasak enerji aralığının (E_g) tavlama sıcaklığı ile değişimi	153
Çizelge 5.9. ZnO ince filminin öz direnç değerinin tavlama sıcaklığı ve ışık şiddeti ile değişimi	154
Çizelge 5.10. CdO ince filminin öz direnç değerinin tavlama sıcaklığı ve ışık şiddeti ile değişimi	156
Çizelge 5.11. Zn/ZnO/n-Si/Au-Sb yapısına ait iki farklı metot ile elde edilen temel parametrelerin sıcaklığa bağlı değişimi	157

Çizelge 5.12. Cd/CdO/n-Si/Au-Sb yapısına ait iki farklı metot ile elde edilen temel parametrelerin sıcaklığa bağlı değişimi	158
--	-----

1. GİRİŞ

Teknolojik alandaki hızlı gelişme, kendisiyle beraber enerji problemini de birlikte getirmiştir. Bunun sonucunda çalışmalar yeni enerji kaynakları bulmaya doğru yönelmiştir. Çevre faktörü göz önüne alındığında sürekli bir enerji kaynağı olan güneş pilleri üzerinde yapılan çalışmalar, yarıiletken ince filmler üzerindeki araştırmaların artmasına sebep olmuştur.

1838 yılında elektroliz yoluyla ilk yarıiletken ince film elde edilmiştir. Daha sonra 1852 yılında Bunsen Kimyasal Tepkime Yöntemi ile ve Grove ise Glowdischarge Sputtering Yöntemi ile metal filmleri büyütmeyi başarmışlardır. Bu gelişmeleri izleyen çalışmalar şu şekilde özetlenebilir: 1857’de Faraday asal gaz içerisinde buharlaştırma ile ilk metal filmi, 1887’de Nahrwold Joule ısıtması ile Pt ince filmleri ve 1888’de Kundt yine aynı yöntemi kullanarak değişik metal filmleri büyütmüşlerdir. Vakum cihazlarının gelişmesine kadar, buharlaştırılan ince filmler akademik araştırmalar olarak kalmış ve bilimsel çekiciliğini korumuştur (Zor 1982).

İnce film, kalınlıkları 100 Å ile birkaç µm arasında değişen kaplamalardır. İnce film, atomların ya da moleküllerin kaplanacakları yüzeye tek tek dizilmesi ile hazırlanmaktadır. Günümüzde ince film teknolojisinin en büyük uygulama alanı yarıiletken sanayidir. Transistörler, entegre devreleri, ışık yayan diyotlar (Light Emitting Diodes, LEDs), ekranlar, lazerler bu teknoloji ile yapılmaktadır. Güneş pilleri, gece görüş dürbünleri gibi optik algılayıcılar ve araçlar da bu teknolojinin ürünleridir. Optik ve manyetik kayıt cihazları, fiziksel ve kimyasal aşınmaya dirençli sert ve dekoratif kaplamalar da ince film teknolojisinin en yaygın kullanım alanları arasındadır. Kaplama teknikleri ve kaplama koşullarındaki farklılıklar hacimli malzemelerde bulunmayan pek çok özelliği ortaya çıkarmaktadır. Bu ince film malzemeler hacimli malzemelere göre üstün özelliklere sahiptirler (Wasa and Hayakawa 1992). İnce film teknolojisinin üstünlükleri aşağıda sıralanmaktadır:

- Hacimli malzemelerde olmayan ölçüde saf malzemelerin elde edilmesi,
- Atomik büyütme, dolayısıyla filme özgü malzeme özelliklerinin elde edilmesi ve bu özelliklerin kontrol edilebilmesi,
- Küçük geometrilerin üç boyutta oluşturulabilmesi, homojenliğin kontrol edilebilmesi,
- Ardışık işlemlere imkan vermesi, böylece çok katlı ve çok değişik özelliklerde filmlerin elde edilebilmesi,
- Kalınlık, kristal yönelimi ve çok katlı yapılardan kaynaklanan kuantum boyut etkilerinin kontrol edilebilmesi,
- Kaliteli malzemedan tasarruf sağlanması,
- Hızlı, kolay kullanılabilir, endüstriyel ve ekonomik bir teknik olması.

Yarıiletken ince filmler tek katlı epitaxial (homoepitaxial) filmler, çok katlı epitaxial (heteroepitaxial) filmler ve polikristal filmler olmak üzere üç farklı yöntem ile elde edilmektedir. İlk iki yöntem ile elde edilen ince filmler, yüksek teknoloji gerektirmesi nedeniyle maliyeti oldukça yüksektir. Polikristal filmler daha düşük maliyetli yöntemlerle elde edilebilirler ve bu nedenle polikristal filmler akademik araştırmalarda da yaygın olarak kullanılırlar.

Yarıiletken filmlerin teknolojik alandaki önemli uygulamalarından birisi fotovoltaiik güneş pilleridir. Bu aygıtlarda Si, Ge, GaAs gibi tek kristallerin yanı sıra ZnO, CdO, CdS, CdTe, Cu₂S, CuInSe₂ ve Cd_{1-x}Zn_xS gibi polikristal yarıiletken ince filmler de yaygın olarak kullanılmaktadır. Polikristal ince filmler büyük yüzeyli metal, cam, seramik, grafit gibi tabanlar üzerine büyütülebilen, elektrik ve optik özelliklerinden dolayı güneş pili, yarıiletken foto-detektörler gibi birçok uygulama alanı olan, basit ve değişik yöntemlerle elde edilebilen yarıiletken malzemelerdir. Temel incelemeler tek kristaller üzerine yapılmasına rağmen, çalışmalar genellikle amorf ve polikristal ince filmler üzerinde ister istemez yoğunlaşmaktadır.

Metal/yarıiletken kontaklar elektronik ve optoelektronik devre elemanları teknolojisinde oldukça önemli bir yere sahiptir. Güneş pilleri, metal/yarıiletken alan etkili transistörler,

Schottky diyotlar, mikrodalga devre elemanları ve yarıiletken fotodedektörler gibi birçok elektronik devre elemanı Schottky kontaklar kullanılarak yapılmaktadır.

Metal/yarıiletken kontakların geçmişi yüz yıldan fazla bir süreyi kapsamaktadır. İlk çalışma, 1874 yılında Braun'un metal sülfat kristallerinde elektriksel iletkenliğin asimetrik tabiatı olduğunu bulmasına dayanır. O dönemlerde doğrultma mekanizması bilinmemesine rağmen bu şekilde elde edilen kristaller dedektör gibi birçok farklı cihazlarda kullanılmıştır. 1906 yılında Pickard, silisyum yarıiletkenini kullanarak metal-yarıiletken kristal dedektörleri geliştirmiş ve patente layık görülmüştür. 1907 yılında Pierce, metali yarıiletken yüzeyine püskürterek elde ettiği diyotların doğrultma karakteristiğinin olduğunu belirlemiştir (Rhoderick and Williams 1988).

Yarıiletken-metal arayüzey etkileri 1930'lu yıllarda incelenmeye başlanmıştır. Daha sonraları da, arayüzeydeki potansiyel engelinin oluşumu üzerine çeşitli modeller önerilmeye başlandı (Brillson 1982). Metal/yarıiletken kontaklarda doğrultma mekanizması ile ilgili ilk adım, 1931 yılında Schottky, Störmer ve Waibel'in kontakta akım aktığında tüm kontak boyunca bir potansiyel düşüşü olacağını göstermeleri ile atılmıştır. Kuantum mekaniğinin gelişimi bu döneme rastladığı için 1932 yılında Wilson ve bazı araştırmacılar doğrultma olayını kuantum mekaniksel tünelleme yoluyla açıklamaya çalışmışlardır. 1938 yılında Schottky ve Mott birbirinden bağımsız olarak doğrultmanın gözlenen yönünün elektronların potansiyel engeli üzerinden normal sürüklenme ve difüzyon şeklinde geçişi ile açıklanabileceğini ileri sürmüşlerdi. Schottky-Mott teorisine göre, oluşan potansiyel engelin nedeni metal ve yarıiletkenin iş fonksiyonları arasındaki nicelik farkıdır. Potansiyel engelinin büyüklüğü ise, yine bu modele göre metalin iş fonksiyonu ile yarıiletkenin elektron ilgisinin farkı alınarak elde edilir (Rhoderick and Williams 1988). Ancak daha sonra yapılan deneyler, Schottky engel yüksekliğinin, metalin iş fonksiyonundan daha çok metal/yarıiletken kontağın hazırlanma yöntemlerine bağlı olduğunu göstermiştir. Elde edilen sonuçlara göre, bu teorinin eksikliği metal/yarıiletken arayüzeyinde bir tabakanın varlığının dikkate alınmamasıydı. Oysa bu tabaka pratikte her zaman mümkündür ve ancak kontağın hazırlanma şartlarına göre kalınlığı ve kimyasal yapısı değişebilir. Başka bir deyişle,

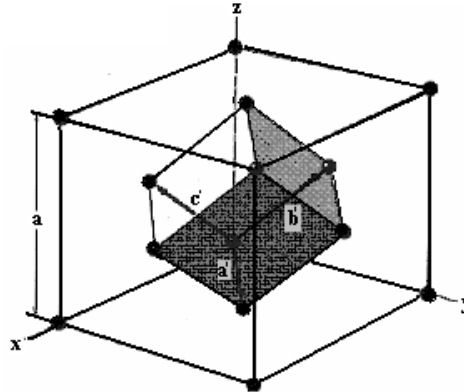
çok ince de olsa metal/yarıiletken arayüzeydeki bir tabakanın varlığı ve bu tabaka içinde bulunabilecek iyonlar nedeniyle oluşan elektronik arayüzey hal yoğunlukları, yarıiletkenine ait Fermi seviyesinin yasak enerji aralığındaki hareketini sınırlandırmaktadır (Fermi level pinning). Schottky-Mott teorisinin yalnızca ideal durumlar için geçerli olacağı ancak daha sonra anlaşılabildi. Bu sonuç üzerine, Bardeen yeni bir model önererek, metal/yarıiletken arayüzeyde yeterli sayıda lokal elektronik hallerin olması durumunda, potansiyel engel yüksekliğinin metalin iş fonksiyonundan bağımsız olacağını söyledi (Wilmsen 1985). İkinci dünya savaşı sırasında silisyum ve germanyum ile nokta kontak doğrultucular mikrodalga radarlarda kullanılmış, bu önemli gelişme yarıiletken fiziğinin gelişimine önemli derecede yardımcı olmuştur. Bu dönemdeki en önemli katkı; Bethe'nin termioyonik emisyon teorisidir (1942). Daha sonraki dönemlerde de metal/yarıiletken kontaklar mikro elektronikte geniş kullanım alanı bulmuştur.

Üretilen bir devre elemanının istenilen performansta çalışabilmesi, devre yapısına ait bütün özelliklerin bilinmesine ve doğabilecek olumsuzlukların giderilmesine bağlıdır. Bundan dolayı yarıiletken tabanlı elektronik devre elemanların fiziksel ve elektronik özelliklerini ayrıntılı olarak araştırmak oldukça önemlidir. Yapılan araştırmaların amacı, bir yandan bu yapıların fiziksel özelliklerini belirlemek, diğer yandan da bu fiziksel özelliklerden faydalanarak yeni devre elemanları geliştirmektir. Son yıllarda katıhal ve yarıiletken devre elemanları fiziğinde önemli mesafeler kaydedilmiştir. Ancak, Schottky diyotlarda Schottky engel yüksekliğinin oluşum mekanizmaları henüz tam olarak belirlenememiştir (Tung 2001). Metal/yarıiletken kontaklarda Schottky engel yüksekliği önemli bir parametre olup son zamanlarda engel yüksekliğinin yapay olarak değiştirilmesi için çalışmalar yapılmaktadır. Bunun için metal ve yarıiletken arasına çok ince bir film tabakası çeşitli yöntemlerle kaplanmaktadır. Bu arayüzey tabakasının davranışı ve akım iletim mekanizmalarının anlaşılabilmesi için çok sayıda çalışma yapılmaktadır. Bu nedenle Schottky yapılarındaki arayüzey durumlarının karakteristik özelliklerinin belirlenmesi daha kaliteli, daha uzun ömürlü ve daha hızlı Schottky yapıların, yarıiletken diyot, transistör ve entegre devrelerin yapılabilmesine imkan vereceğinden bir avantaj sağlayacak ve bir özgünlük katacaktır.

1.1. II-VI Grup Yarıiletken Bileşikler

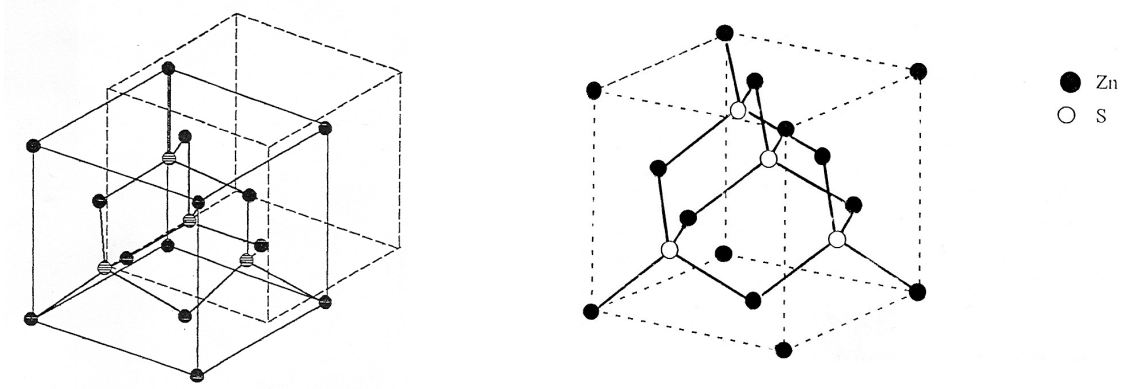
Farklı elementlerden oluşan en önemli ikili yarıiletken bileşiklerden birisi de II-VI grup yarıiletken bileşiklerdir. Bu grup yarıiletken bileşikler genel olarak, M gibi daha elektropozitif bir element ile X gibi daha elektronegatif bir elementin oluşturduğu MX formundaki bileşikler kapsar. II-VI grup bileşikler Zn, Cd ve Hg gibi periyodik tablonun II B grubu elementlerini (M) ve O, S, Se ve Te gibi VI A grubu elementlerini (X) içerir. Bu elementlerle on iki adet ikili bileşik oluşturulabilmektedir (Nag 1980).

II-VI grubu elementlerinin birleşimiyle oluşan yarıiletken materyallerin temel özellikleri; iletim ve değerlik bantları arasındaki oldukça geniş enerji bant aralığıdır. Geniş bant aralıklarının direk bant aralığı olması, soğurma ve fotolüminesans için yüksek optik geçirgenlik özelliğine sahip olmalarına sebep olur. Bütün bu özelliklerinden dolayı güneş pili, LED, fotorezistör, fotoalgılayıcı, fotodedektör, transistör gibi pek çok katıhal aygıtının yapımında kullanılmaktadırlar. Bunların uygun bant aralıkları ve üretim kolaylıkları en önemli tercih sebepleridir. Özellikle II-VI grubu bileşikler mavi ve morötesi bölgede optoelektronik aygıtların kullanımı için uygun ve umut vericidir.



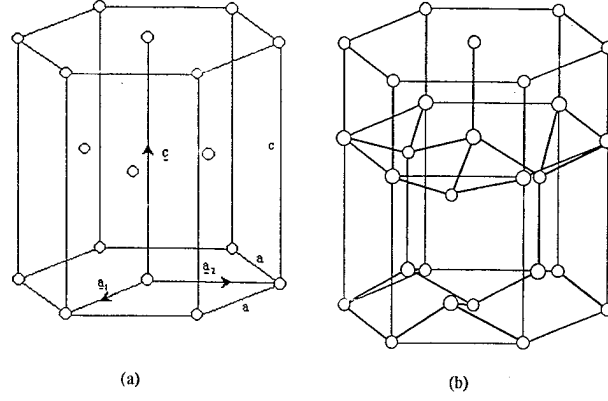
Şekil 1.1. Yüzey merkezli kübik (fcc) yapı

II-VI grup bileşiklerinden olan yarıiletkenler kübik (çinkosülfite), hekzagonal (wurtzite) ya da kaya tuzu (sodyum klorür) yapıda kristalleşirler. Şekil 1.1’de yüzey merkezli kübik yapı (fcc) görülmektedir. Kübik yapıda bir atom ikinci tür dört atomdan eşit uzaklıkta olacak şekilde yerleşmiştir. Atomlar tetrahedral olarak birbirine bağlanmışlardır. Kübik çinkosülfite kristal yapı, Şekil 1.2’de görüldüğü gibi, elmas yapıdaki cisim köşegeninin çeyreği kadar ötelenmiş koordinatta bulunan iki yüzey merkezli kübik yapıdan (fcc) oluşmaktadır. Elmas yapıda her komşu iki atomun orta noktasına göre inversiyon simetrisi olmasına karşın, kübik çinkosülfite kristal yapısında inversiyon simetrisi yoktur.



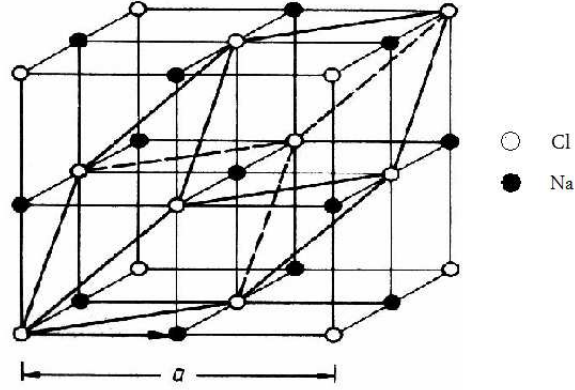
Şekil 1.2. Kübik (çinkosülfite) kristal yapısı

Hekzagonal wurtzite yapıda atomların dizilişi kübik çinkosülfite yapıya benzerlik gösterir. Bu kristal yapıda bir cins atom diğer ikinci tür dört atom tarafından tetrahedral olarak çevrilmektedir. Ancak tetrahedronlar öyle yönelmişlerdir ki atomların yerleşimi iç içe geçmiş iki sıkı paketlenmiş hekzagonal örgülere uygundur. Bu nedenle wurtzite yapı iki atomlu sıkı paketlenmiş hekzagonal yapı olarak düşünülür. Bu yapıda atomların bir türü 000 , $\frac{2}{3}$ $\frac{1}{3}$ $\frac{1}{2}$ noktalarında bulunurken diğer cins atomlar $00\frac{3}{8}$, $\frac{2}{3}$ $\frac{1}{3}$ $\frac{7}{8}$ noktalarında bulunmaktadır. Şekil 1.3.a’da sıkı paketlenmiş hekzagonal yapı ve Şekil 1.3.b’de ise wurtzite yapı görülmektedir.



Şekil 1.3. (a) Sıkı-paketlenmiş Hekzagonal kristal yapı ve (b) Hekzagonal (wurtzite) kristal yapı

Kaya tuzu (NaCl) yapısı ise iki tane iç içe girmiş paralel yüzey merkezli örgü olarak tanımlanabilir. Bu örgülerden birinin köşesi bir köşegen uzunluğunun yarısı kadar mesafede, diğerinin cisim köşegeni üzerinde yer almıştır. Kaya tuzu kristal yapısının uzay örgüsü yüzey merkezli kübik örgü olup, örgü sabiti a kadardır. Kaya tuzu (NaCl) yapısı Şekil 1.4'te gösterilmiştir. Kaya tuzu yapısı ile kübik yapı birbiriyle karşılaştırıldığında, ilkel öteleme vektörleri, birim hücredeki atomların sayısı, ters örgü gibi özellikler aynı olmasına rağmen baz vektörlerinin uzunlukları farkından dolayı iki önemli fark göze çarpmaktadır. Birincisi, kaya tuzu yapısında bir atom altı atom tarafından çevrelenmiştir ve sonraki en yakın komşuları on iki tanedir. Kübik yapılar için bu sayılar dört ve on ikidir. İkincisi, kaya tuzu yapısında inversiyon simetrisi varken kübik yapıda inversiyon simetrisi yoktur (Kittel 1996; Nag 1980).



Şekil 1.4. Kaya tuzu (NaCl) yapısı

1.1.a. ZnO yarıiletken ince filmi

Son yıllarda artan mor ötesi (UV) bölgede çalışan lazer diyot (LD), ışık yayan diyot ve yüksek kapasitede veri saklama ihtiyacı araştırmacıları klasik III-V yarıiletken malzemeleri dışında yeni malzeme arayışına sürüklemiştir. Bunun sonucunda, yasak enerji aralıkları geniş olan yarıiletkenler bu uygulamalara cevap verebilmelerinden dolayı tercih edilmişler ve son yıllarda oldukça fazla önem kazanmışlardır. Yasak enerji aralığı geniş olan yarıiletkenler genellikle II-VI grubuna ait bileşik yarıiletkenler olmakla beraber, bunlar çoğunlukla wurtzite kristal yapısına sahiptirler. Wurtzite kristal yapı birim hücresinde dört atom içerir ve bu atomların ikisi Zn ikisi O atomudur (Kobayasi *et al.* 1983). ZnO yarıiletkeni n-tipi yarıiletken olup direk bant yapısına ve 3,2-3,4 eV aralığında değişen yasak enerji aralığına sahiptir. Optik ve elektrik özelliklerinden dolayı elektro-optik uygulamalarında umut veren bir malzeme olarak öngörülmektedir (Auret 2005). ZnO'nun bağ yapısının oldukça kuvvetli olması yüksek sıcaklıklarda çalışılabilen yüksek güç transistörlerinde de kullanılmasına olanak sağlar.

ZnO sahip olduğu bazı üstün özelliklerinden dolayı diğer geniş yasak enerji aralıklı yarıiletkenlere göre daha fazla ilgi görmektedir. Bu anlamda oldukça fazla ilgi gören ve birçok uygulama alanında ticari anlamda geliştirilmiş bir yarıiletken olarak GaN'a göre sahip olduğu üstün özellikleri şu şekilde sıralanabilir (Ryu *et al.* 2000):

- Yüksek kalitede ZnO, düşük kusur konsantrasyonlu büyütülebilir.
- Yüksek kalitede ZnO, homoepitaxial ZnO film büyütme için uygundur.
- ZnO, yüksek bağlanma enerjisine sahip eksitonlarından dolayı oda sıcaklığında çok güçlü mor ışık yayınlayabilir.

ZnO'nin en önemli avantajı büyük eksiton bağlanma enerjisine (60 meV) sahip olmasıdır (Liang *et al.* 2001). Bu da oda sıcaklığındaki termal enerjinin 25 meV olduğu düşünüldüğünde, oda sıcaklığı ve onun üzerindeki sıcaklıklarda eksitona dayalı verimli ışıma elde edilmesi anlamına gelmektedir. Bunun yanında parçacık radyasyonuna en dayanıklı malzeme olması da önemli bir avantajdır (Look 2001). ZnO'nin elektriksel özelliklerini anlamak ve mükemmel bir özelliğe sahip malzeme elde etmek için, ZnO'te oluşan kusurları incelemek önemlidir. Çinko ara yer atomu (Zn_i) ya da oksijen boşluğu (Vo) diye adlandırılan intrinsic kusurlar donör kaynağı olarak davranırlar. ZnO'nin n-tipi büyümesinin nedenleri üzerindeki araştırmalar halen yoğun bir şekilde sürmekte olup genellikle doğal olarak oluşan bu iki nokta kusurun n-tipi iletkenlikten sorumlu olduğu gösterilmiştir (Look *et al.* 1999; Tüzemen *et al.* 2001). Bununla birlikte, Van de Walle (2001) yapmış olduğu çalışmada hiçbir doğal nokta kusurun yüksek konsantrasyonlu sığ donör özelliği göstermediğini ve Zn_i 'nin yüksek oluşum enerjisine ve düşük difüzyon engeline sahip olduğunu belirtmiştir. Van de Walle'nin Zn-zengin durumundaki hesaplamaları Vo , Zn_i , Zn_o 'nun donör olarak davrandığını göstermiştir. Bunların arasında oksijen boşluğu en düşük oluşum enerjisine sahip olduğunu yaptıkları yoğunluk fonksiyon teorisi sonuçlarında bildirilmiştir. Van de Walle oksijen boşluklarındaki temel sorunun ise sığ donör değil de derin donör olmaları olarak göstermiştir. Bunun sonucunda doğal kusurların n-tipi iletkenliğin sebebi olmadığını ve numuneye büyüme sırasında istek dışında dahil olan katkıların olabileceğini bildirmiştir. Sonuç olarak büyüme ortamlarından arındırılmayan hidrojen gibi kimyasal atomların n-tipi iletkenlikte etkin olduğunu öne sürmüştür.

Zhang *et al.* (2001), yapmış oldukları çalışmada ise ZnO'nin n-tipi iletkenlik göstermesinin sebebi üç şekilde açıklanmıştır:

- Zn-zengin durumda ZnO n-tipi özellik gösterir. Bu yüzden çinko ara yer atomları (Zn_i) sığ donörlerdir ve yapıya elektron verirler.
- Zn-zengin ve O-zengin şartlarında Zn_i 'nin oluşum entalpisi düşüktür ve bu nedenle Zn_i kusur konsantrasyonu yüksektir.
- Zn-zengin şartlarda O_i ve V_{Zn} gibi Zn_i 'nin n-tipi iletkenlik etkisini telafi eden doğal kusurların oluşum entalpileri yüksektir ve bu kusurlar elektronların sayısını azaltır.

ZnO film hazırlamak için günümüzde pek çok teknik kullanılmaktadır (Wang *et al.* 2005; Gao *et al.* 2004). Bunlar Successive Ionic Layer Adsorption And Reaction (SILAR), Chemical Vapor Deposition (CVD), Chemical Bath Deposition (CBD), Pulsed Laser Deposition (PLD), Molecular Beam Epitaxy (MBE), Electrochemical Deposition (ECD) v.s gibi tekniklerdir.

Gao *et al.* (2004), gözenekli ZnO filmler SILAR tekniği ile çinko-amonyak kompleksi kullanılarak cam taban malzemeler üzerine büyütülmüştür. Tavlanmış ve tavlanmamış filmlerin kristallliği, mikroyapıları, optik özellikleri analiz edilmiştir. Deneysel parametrelerin ve ısı etkisinin yapısal ve optik özellikler üzerindeki etkileri araştırılmıştır. Sonuç olarak, tavlanmamış ZnO filmi (002) düzleminde tercihli yönelimi ile yüksek kristallliğe sahip olduğu gözlenmiştir. 400°C'de tavlama ile tercihli yönelimi (100) düzlemine kaymıştır. Fotoluminesans ölçümleri ZnO filmlerin çok iyi optik kaliteye sahip olduklarını göstermiştir.

Shinde *et al.* (2005), ZnO ince filmler CBD tekniği ile cam taban malzemeler üzerine büyütülmüştür. Bu filmler 623K sıcaklıkta 2 saat hava ortamında tavlama işlemine tabi tutulmuştur. Filmlerin yapısal, optik ve elektriksel özellikleri üzerinde tavlama işleminin etkisi incelenmiştir. X-ışını kırınımı (XRD) ölçümleri ile tavlanmamış ZnO filminin hekzagonal yapıda kristalleştiği, (002) düzleminde oldukça yüksek tercihli yönelime sahip olduğu ve $Zn(OH)_2$ fazının gözlenmediği belirlenmiştir. $Zn(OH)_2$ fazının gözlenmemesinin nedeni, bu fazın amorf yapıda olabileceğinden veya tane sınırları boyunca yerleşmesinden kaynaklandığı düşünülmüştür. Tavlama işlemi ile (002) tercihli yönelimin aynı kaldığı fakat pik şiddetinin azaldığı gözlenmiştir. Filmlerin yüzey

görüntülerinden, taban malzeme yüzeyinde yoğun bir tabakalaşmanın olduğu ve çok iyi büyümüş hekzagonal yapıda konilerin (ZnO cones) varlığı tespit edilmiştir. Tavlama işlemi ile bu yapıların taban malzeme yüzeyinde sıkışık bir şekilde dizildiği gözlenmiştir. Optik soğurma ölçümleri yardımıyla filmin bant aralığının tavlama sıcaklığı ile 3,7 eV'tan 3,2 eV'ta azaldığı gözlenmiştir. Bu azalmanın sebebi, tavlama işlemi ile morfolojik değişimlere ve tane sınırları boyunca yerleşmiş olan hidroksit fazının azalmasına atfedilmiştir. Elektriksel özdirenç ölçümleri yardımıyla, ZnO filminin özdirenç değeri oda sıcaklığında $10^4 \Omega\text{-cm}$ iken tavlama işlemi ile $10^3 \Omega\text{-cm}$ değerine düşmüştür. Bu azalma, ZnO taneleri arasındaki elektriksel iletkenliğe karşı bir direnç gösteren Zn(OH)_2 fazının tavlama ile azalması ile açıklanmıştır.

Shinde *et al.* (2007), ZnO ince filmler SILAR tekniği ile cam taban malzemeler üzerine büyütülmüştür. Tur sayısının ve reaksiyon süresinin film kalınlığı üzerindeki etkisi incelemiştir. Tur sayısındaki artış ile film kalınlığının arttığı gözlenmiştir. Fakat 50 turdan sonra kalınlıkta artma olmamıştır. Çünkü 50 turdan sonra film yüzeyinden ZnO tabaka ayrılmaktadır. Bu tabakanın büyük bir kısmı toz halindedir. Taban malzemesinin çözelti içerisinde kalma süresi 20 s olduğunda büyüme oranı, 30 ve 40 saniyelere göre daha hızlıdır. Çünkü taban malzemesinden toz halindeki parçacıkların ve zayıf bağlı taneciklerin atılması sürenin artması ile daha fazla olmaktadır.

Vargas-Hernandez *et al.* (2008), ZnO ince filmler SILAR tekniği ile oda sıcaklığında cam taban malzemeler üzerine büyütülmüştür. Büyütme işleminde ZnSO_4 , $\text{Zn(NO}_3)_2$, NH_3 ve NH_4OH çözeltileri kullanılarak bu çözeltilerin filmlerin fiziksel özellikleri üzerinde etkisi incelenmiştir. Büyütme boyunca üç farklı SILAR işlemi gerçekleştirilmiştir. Birinci SILAR işlemi (S1): 0,1M ZnSO_4 ve %25'lik NH_3 çözeltileri 1:10 oranında alınarak çinko-amonyak kompleksi hazırlanmıştır. Taban malzemesi sırasıyla kompleks içerisinde 15 s ve kaynamak üzere olan sıcak su içerisinde 7 s daldırıldıktan sonra havada kurutulmuştur. 10 SILAR turu sonunda işlem sonlandırılmıştır. İkinci SILAR işlemi (S2): 0,1M ZnSO_4 ve NH_4OH karışımı hazırlanmıştır. Farklı olarak taban malzemesi bu işlemde sıcak su içerisinde 2 s bekletilmiştir. 100 SILAR turu sonunda işlem sonlandırılmıştır. Üçüncü SILAR işlemi

(S3): ikinci işlem (S2) ile aynı fakat 0,1M $\text{Zn}(\text{NO}_3)_2$ ve %25 NH_3 çözeltileri kullanılmıştır. Büyütme işleminden sonra bütün filmler 200°C 'de 15 dakika tavlansmıştır. Üç farklı işlem ile büyütülen filmler arasında karşılaştırma XRD, optik soğurma ve mikro Raman ölçümleri kullanılarak yapılmıştır. XRD ölçümleri ile filmlerin hekzagonal yapıda kristalleştiği, (002) tercihli yönelime sahip olduğu ve S3 ile elde edilen filmlerin kristalliğinin en iyi olduğu belirlenmiştir. Optik soğurma ölçümleri sonucunda filmlerin bant aralığının 3,30 eV (S1), 3,22 eV(S2) ve 3,14 eV (S3) olduğu bulunmuştur. Raman ölçümleri S3 işlemi ile elde edilen filmlerin daha iyi kristalleştiğini göstermiştir.

Ghosh *et al.* (2009), ZnO ince filmler SILAR tekniği ile oda sıcaklığında cam taban malzemeler üzerine büyütülmüştür. Büyütme işleminde katyonik çözelti olarak 0,1M ZnSO_4 ve anyonik çözelti olarak H_2O_2 çözeltileri kullanılmıştır. ZnO filmlerin fiziksel özellikleri üzerinde tavlama işleminin etkisini incelemek için filmler 350, 400, 450 ve 500°C 'de 2 saat hava ortamında tavlansmıştır. XRD ölçümleri ile filmlerin polikristal ve hekzagonal yapıda kristalleştiği belirlenmiştir. Tavlama sıcaklığının artması ile pik şiddetlerinde önemli derecede artış gözlenmiştir. Filmlerin tane büyüklüğü değeri tavlama ile 8,65 nm'den 18,39 nm'ye yükselmiştir. Optik soğurma ölçümleri sonucunda filmler direk bant aralığına sahip olduğu ve tavlama sıcaklığı ile 3,24 eV'tan 3,14 eV'ta azaldığı bulunmuştur. Bu azalmanın nedeni tavlama işlemi ile $\text{Zn}(\text{OH})_2$ fazının ZnO fazına tamamen dönüşmesine, tane büyüklüğündeki artışa ve/veya kusur seviyelerinin varlığına atfedilmiştir. Bu sonuçlar fotoluminesans ölçümleri ile de desteklenmektedir. Sonuç olarak, tavlama işlemi ile filmlerin fiziksel özelliklerinin iyileştiği ve optimum tavlama sıcaklığının 450°C olduğu belirlenmiştir. Bu sonuçların ZnO filmi için aygıt uygulamalarında önemli olduğu vurgulanmıştır.

ZnO kullanılarak ilk Schottky diyot, 1965 yılında Mead tarafından yapılmıştır (Mead 1965). Bunun ardından 1,05 gibi çok düşük idealite faktörüne sahip Schottky diyot Neville and Mead (1970) tarafından Au ve Pd metali kullanılarak elde edilmiştir. ZnO ile Au, Ag, Pd, Pt gibi metaller kullanılarak üretilen Schottky diyotlar nispeten daha büyük engel yüksekliği oluşturmaktadır. Literatürde elde edilen engel yükseklikleri

genellikle 0,6-0,8 eV arasındadır ve Ag ile Pt metali kullanılarak yapılan Schottky diyotlar sırasıyla ~0,84 ve 0,89 eV gibi daha büyük engel yüksekliğine sahiptir (Liang *et al.* 2001; Sheng *et al.* 2000; Polyakov *et al.* 2003).

Kim *et al.* (2005), (000-1) n-tipi ZnO tek kristaller üzerinde platin (Pt) kontakların elektriksel karakteristikleri üzerinde sülfür ile dağlama işleminin etkisi incelenmiştir. Kimyasal olarak temizlenmiş ZnO yüzey üzerindeki Pt kontak omik davranış göstermiştir. Çünkü n-tipi ZnO kristalinin yüzeyinde oksijen boşlukları ve çinko ara yer atomları olarak bilinen doğal kusurların varlığından kaynaklanan yüksek donar konsantrasyonu Schottky kontak yapmayı zorlaştırmaktadır. Fakat ZnO yüzey kaynamış $(\text{NH}_4)_2\text{S}_x$ çözeltisi içerisinde dağlandığında kontak Schottky davranış göstermiştir. Auger elektron spektroskopisi yardımıyla Pt/ZnO arayüzeyinde ZnS fazının oluştuğu gözlenmiştir. Sülfür ile dağlanmış ZnO kristalinin yüzey bölgesinde donar konsantrasyonu bulk ZnO kristal yüzeyine göre daha azdır. Dağlama işlemi ile çinko atomları yüzeyin dışına doğru difüze olarak arayüzeyde ZnS fazını oluşturmakta ve geride çinko boşluklarının oluşmasına neden olmaktadır. Bu çinko boşlukları yüzey bölgesindeki serbest elektronları telafi ederek net taşıyıcı konsantrasyonunun azalmasına sebep olmaktadır. Böylece dağlama işlemi ile kontakın Schottky özellik göstermesinin sebebi, arayüzeydeki iletkenliği düşük olan ZnS fazının varlığına atfedilmiştir. Sülfür ile dağlanmış ZnO üzerindeki Pt kontakın engel yüksekliği, idealite faktörü ve -5 V'taki sızıntı akımı değerleri sırasıyla 0,79 eV, 1,51 ve $3,75 \times 10^{-10}$ A olarak ölçülmüştür.

Weichsel *et al.* (2006), ZnO filmler Metalorganic Chemical Vapor Deposition (MOCVD) tekniği ile (100) GaAs taban malzemesi üzerine büyütülmüştür. Pd (palladium) Schottky kontaklar termal buharlaştırma yöntemi ile elde edilmiştir. Schottky kontaklar, farklı sıcaklıklarda akım-voltaj ölçümleri ile karakterize edilmiştir. Oldukça yüksek iletkenliğe sahip GaAs yarıiletkeninin taban malzemesi olarak avantajları incelenmiştir. Ayrıca, idealite faktörünün ve saturasyon akımının sıcaklıkla değişimi incelenmiş ve artan sıcaklık ile idealite faktörünün azaldığı gözlenmiştir. Buda yüksek sıcaklıklarda geçerli olan termoiyonik emisyon teorisi ile izah edilmiştir.

Kapasitenin sıcaklık ile değişimi incelenmiş ve kapasitenin artan sıcaklık ile azaldığı gözlenmiştir. Bunun sebebi oda sıcaklığında ZnO'te difüze olan kirlilikler olarak gösterilmiştir.

Young *et al.* (2006), ZnO epitaksiyel filmler MBE tekniği ile (0001) safir taban malzemeler üzerine büyütülmüştür. Kontak metallerinin sensör karakteristikleri üzerindeki etkisini incelemek için Ag, Pd ve Ni kontak elektrotlarına sahip metal-yarıiletken-metal (MSM) sensörlerin fabrikasyonu gerçekleştirilmiştir. Ag/ZnO, Pd/ZnO ve Ni/ZnO arayüzeylerinde engel yüksekliği sırasıyla 0,736, 0,701 ve 0,613 eV olarak hesaplanmıştır. Ag, Pd ve Ni kontak elektrotlu ZnO MSM sensörlerin 1V belsemdeki karanlık akım değerleri sırasıyla $2,9 \times 10^{-9}$, $1,19 \times 10^{-8}$ ve $2,45 \times 10^{-7}$ A ve fotoakım değerleri sırasıyla $7,32 \times 10^{-6}$, $3,83 \times 10^{-6}$ ve $2,89 \times 10^{-5}$ A olduğu bulunmuştur. Maksimum tepki değerleri sırasıyla 0,066, 0,051 ve 0,090 A/W ve kuantum verimlerinin %17,3, %11,4 ve %23,8 olduğu belirlenmiştir. Sensörlerin gürültü eş güç değerleri sırasıyla $6,8 \times 10^{-13}$, $1,13 \times 10^{-12}$ ve $6,4 \times 10^{-12}$ W olarak hesaplanmıştır. Sonuç olarak kontak metalleri ve arayüzey engel yüksekliği MSM UV sensör performansını etkilediği görülmüştür.

Young *et al.* (2008), ZnO filmler MBE tekniği kullanılarak (001) safir taban malzemeler üzerine büyütülmüştür. ZnO tabanlı metal-yalıtkan-yarıiletken (MIS) ve metal-yarıiletken-metal (MSM) fotodedektörlerin fabrikasyonu yapılmıştır. Uygulanan 5 V'luk ön gerilimi ile, ZnO MSM ve MIS fotodedektörlerin karanlık akım kontrast oranları için fotoakım değerleri sırasıyla $2,9 \times 10^2$ ve $3,2 \times 10^4$ bulunmuştur. ZnO MSM ve MIS fotodedektörler için ölçülen tepki değerleri 0,089 ve 0,0083 A/W şeklindedir.

Aydoğan *et al.* (2009), ZnO ince film tabakası elektrokimyasal olarak n-tipi Si taban malzemesi üzerine büyütülmüştür. Arayüzey tabakasının diyot parametreleri üzerine etkisini incelemek için Au/ZnO/n-Si/AuSb yapısının akım-voltaj (*I-V*) ve kapasitans-voltaj/frekans (*C-V/f*) karakteristikleri oda sıcaklığında incelenmiştir. Bu yapının karakteristik parametreleri olan idealite faktörü, engel yüksekliği ve seri direnç değerleri *I-V* ölçümleri, Cheung fonksiyonları ve Norde metodu kullanılarak belirlenmiştir. Düz

belsem I - V ölçümlerinden idealite faktörü ve engel yüksekliği değerleri sırasıyla 1,21 ve 0,59 eV olarak bulunmuştur. Cheung fonksiyonları kullanılarak idealite faktörü, engel yüksekliği ve seri direnç değerleri sırasıyla 2,1, 0,54 eV ve 1525/1531 Ω olarak hesaplanmıştır. Norde metodu kullanılarak bu değerler 0,61 eV ve 1836 Ω olarak hesaplanmıştır. Farklı yöntemler ile hesaplanan bu değerlerin uyum içerisinde olduğu gözlenmiştir. Ters beslem C^{-2} - V karakteristiklerinden engel yüksekliği değeri 1,5, 5 ve 10 kHz değerlerinde sırasıyla 0,64, 0,62 ve 0,63 eV olarak hesaplanmıştır. Kapasitans ölçümlerinden, kapasitans değeri frekansın artması ile azaldığı ve bu azalmanın yüksek frekanslarda daha hızlı olduğu gözlenmiştir. Düşük frekanslarda yüksek kapasite değerinin gözlenmesi ZnO ile dengede olan arayüzey durumlarının varlığına atfedilmiştir.

Dakhel *et al.* (2009), ZnO ve Pr (praseodymium) katkılanmış ZnO yalıtkan ince filmler hava ortamında oksidasyon işlemi ile cam ve Si taban malzemeler üzerine büyütülmüştür. Oksidasyon işleminden önce, başlangıç malzemesi olarak saf çinko (Zn) ve praseodymium (Pr) kullanılmış ve bunlar taban malzemeler üzerine termal buharlaştırma ile tabaka tabaka büyütülerek 600°C'de 2 saat hava ortamında oksidasyon işlemine tabi tutulmuştur. Filmlerdeki Pr/Zn molar oranı EDXRF ölçümleri ile %1,5, %5,9 ve %9,8 olarak belirlenmiştir. XRD ölçümleri ile bütün filmlerin (ZnO, ZnO:Pr) polikristal ve hekzagonal wurtzide yapıda kristalleştiği gözlenmiştir. Filmlerde Pr ve bunun oksit ve bileşikleri ile ilgili yansımalar gözlenmemiştir. Optik soğurma ölçümlerinden, saf ZnO filminin yasak enerji aralığının 3,03 eV olduğu, katkı ile 2,72 eV'tan 2,85 eV'ta değiştiği gözlenmiştir. Katkılı filmlerin yasak enerji aralığının saf ZnO göre küçük olması iletkenlik bandının alt kenarındaki kusur seviyelerinin varlığına atfedilmiştir. Elektriksel ölçümler yardımı ile ZnO:Pr/Si heteroeklem yapısının Schottky engel diyot olduğu ve yüksek derecede doğrultma gösterdiği belirlenmiştir. Bu ölçümler yardımıyla ZnO ve ZnO:Pr ince filmlerin öz direnç değerlerinin 10^8 - 10^9 Ω -cm aralığında değiştiği gözlenmiş ve filmlerin yalıtkan özellik gösterdiği vurgulanmıştır. Bu yüksek öz direnç değeri, tavlama işlemi ile Zn arayer atomlarının oksidasyonu sonucu oksijen boşluklarının azalmasına atfedilmiştir. Bu ölçümler sonucunda elde edilen veriler Çizelge 1.1'de verilmiştir.

Çizelge 1.1. Saf ve Pr katkılı ZnO filmler için idealite faktörü (n), engel yüksekliği (Φ_B), doyum akımı (I_0), dielektrik sabiti (ϵ), özdirenç (ρ) ve yasak enerji aralığı (E_g) değerleri

Numune	n	Φ_B (eV)	I_0 (A)	ϵ (100kHz)	ρ (Ωcm)	E_g (eV)
ZnO	12,6	0,9	$6,7 \times 10^{-11}$	16,4	$4,7 \times 10^8$	3,03
1,5% Pr	7,2	0,7	$3,3 \times 10^{-7}$	12,3	$4,5 \times 10^6$	2,72
5,9%Pr	2,2	0,8	$1,3 \times 10^{-8}$	4,9	$8,9 \times 10^8$	2,82
9,8%Pr	16,0	0,9	$1,5 \times 10^{-10}$	1,7	$6,0 \times 10^9$	2,85

1.1.b. CdO yarıiletken ince filmi

Modern fotovoltaik ve optoelektronik cihazlarda ümit verici özellikler gösteren ZnO, CdO yarıiletken filmler geçirgen iletken oksitlerdir (Ferro *et al.* 2001). Geçirgen iletken oksitler (Transparent Conducting Oxides-TCO) yarıiletken optoelektronik cihaz teknolojisinde, ince film fotovoltaiklerinde, güneş pillerinde, gaz sensörlerde, anti-yansıtıcı kaplamalarda, ara tabakalar olarak diyotlarda kullanılmaktadırlar (Li *et al.* 2001; Lokhande and Uplane 2001).

Kadmiyum oksit (CdO) yarıiletken bileşiği periyodik tablonun II. grup elementlerinden olan Cd ve VI. grup elementlerinden olan O'den oluşan II-VI grup bileşiğidir. CdO yarıiletken filmi n-tipi yarıiletken olup 2,2-2,8 eV arasında yasak enerji aralığına sahiptir. Diğer TCO'lar ile karşılaştırıldığında CdO'nun yasak enerji aralığı daha dardır ve beş ile on kat daha fazla yüksek elektron mobilitesine sahiptir. Yüksek elektriksel iletkenliğe ve görünür bölgede yüksek optiksel geçirgenliğe sahiptir. Bu yüksek elektriksel iletkenliğe ve taşıyıcı konsantrasyonuna sahip olması, doğasında var olan stokiometrik olmama özelliğine bağlıdır. Mobilitesi $64 \text{ cm}^2/\text{Vs}$, özdirenci $4,87 \times 10^{-4} \text{ ohm-cm}$ 'dir (Li *et al.* 2001; Ma, Ye and Wang 2003).

Son yıllarda yarıiletken filmlerden heteroeklem güneş pilleri yapılmaktadır. Bunların arasında en dikkat çekicileri CdO/CdTe, CdO/ZnO, CdO/CuInSe₂ dir. CdO filmi bu pillerde çok sık kullanılan bir yarıiletken bileşiktir. CdO yarıiletken filmi optoelektronik devrelerde yasak enerji aralığı 3,3 eV ve eksiton enerjisi 60 meV olan ZnO bileşiğiyle

heteroeklem yapılmaktadır. Böyle devrelerde istenilen verim daha da artırılmış olmaktadır (Ma, Ye and Wang 2003).

CdO film hazırlamak için günümüzde pek çok teknik kullanılmaktadır. Bunlar Successive Ionic Layer Adsorption And Reaction (SILAR) (Salunkhe and Lokhande 2008), Sol-gel, Spray Pyrolysis, Sputtering, Chemical Bath Deposition (CBD), Metalorganic Chemical Vapor Deposition (MOCVD), Chemical Vapor Deposition (CVD) (Ma, Ye and Wang 2003) v.s gibi tekniklerdir.

Carballeda-Galicia *et al.* (2000), CdO ince filmler Sol-gel tekniği ile cam taban malzemeler üzerine, $\text{Cd}(\text{OOCCH}_3)_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$, etilen glikol, gliserol ve trietilamin dayanan yeni bir çözeltiden büyütülmüştür. Filmler, 200°C 'de açık havada tavllanmış ve atomik güç mikroskobu (AFM), X-ışını kırınımı (XRD) ve UV-VIS mikroskobu yöntemleri ile karakterize edilmiştir. Büyütülen CdO ince filmlerin yüksek kalitede polikristal oldukları ve hatta 600 nm dalga boyunda %95, 700'den 1100 nm'ye kadar ise neredeyse %100'e yükselen bir geçirgenlik gösterdikleri tespit edilmiştir. İndirek ve direk bant aralığı enerji değerleri sırasıyla 2,06 ve 2,59 eV olarak bulunmuştur. Filmlerin öz direnç değeri $2 \times 10^{-2} \Omega\text{-cm}$ olarak bulunmuştur.

Santana *et al.* (2000), $(\text{ZnO})_x(\text{CdO})_{1-x}$ oksit ince filmler Spray Pyrolysis tekniği ile cam taban malzemeler üzerine büyütülmüş ve 450°C 'de tavlannmıştır. Büyütülen ve termal olarak tavlanan ince filmlerin, yapısal ve optiksel özellikleri bulunmuştur. Kristal yapıları XRD ölçümleri ile belirlenmiştir. Bu çalışmada düşük Zn konsantrasyonları için CdO'nun kübik fazda bulunduğu ve düşük Cd konsantrasyonları için kübik CdO ve hekzagonal ZnO fazlarının karışımının olduğu, tespit edilmiştir. Tüm örneklerin kristallığı, ısısal tavlama ile birlikte gelişmiştir. Optik bant aralığı, büyütülen ve tavlanan filmler için optik geçirgenliğinden yararlanılarak belirlenmiştir. Beklendiği gibi bant aralığı değeri, saf CdO'nun ve ZnO'nun bant aralıkları arasında değişmiştir.

Cruz-Gandarilla *et al.* (2003), tavlanmış $(\text{ZnO})_x(\text{CdO})_{1-x}$ ince filmlerinin yapısal özellikleri X-ışını kırınım yöntemi ile çalışılmıştır. Nominal bileşime (x), farklı değerler vererek; Spray Pyrolysis tekniği kullanarak filmler büyütülmüş ve büyütülen filmler 0 dan 120 dakikaya kadar 450°C 'de tavlanmıştır. Hem CdO hem ZnO için kristal yapılı ve amorf fazlar aynı anda ortaya çıkmıştır. Bu çalışmada tavlanmış filmler için, kristal büyütme hızını ve örgü sabitlerini dikkate alarak, amorf kübik CdO fazları ve amorf hekzagonal ZnO fazları arasında, güçlü bir bağlantı olduğu gösterilmiştir. Tavlanmış filmlerde, $x \leq 0,5$ değerleri için optiksel davranış genellikle CdO fazıyla kontrol edilmiştir. Böylece tanecik boyutu etkilerine bağlı olarak, CdO kristal yapı boyutu arttığı zaman, materyalin etkin bant aralığında bir azalmanın gerçekleştiği tespit edilmiştir. Diğer yandan, $x > 0,5$ için bant aralığı davranışı, genellikle filmdeki kristal ve amorf yapılı ZnO'nun ilgili hacimsel konsantrasyonu ve ZnO kristal yapının örgü parametrelerinin değişimi tarafından belirlenmiştir.

Bhosale *et al.* (2005), CdO ince filmler Spray Pyrolysis tekniği ile amorf ve flor katkılı kalay oksit (FTO) cam taban malzemeler üzerine büyütülmüştür. Kadmiyumun öncüllerini içeren sulu çözelti, en uygun hazırlık parametrelerinde, iyi kalitede ürünler elde etmek için kullanılmıştır. Filmler, X-ışını kırınım, optiksel soğurma, elektriksel özdirenç ve termal elektromotor kuvveti (TEP) ölçümleri gibi tekniklerle karakterize edilmiştir. XRD çalışması, filmlerin kübik yapıya sahip polikristal yapıda olduğunu ve (111), (200), (220), (311), (222), (331) ve (420) kristal düzlemlerin varlığını göstermiştir. Optik soğurma çalışmaları soğurma sabiti değerinin 10^4 cm^{-1} mertebesinde olduğunu göstermiştir, bu 10^4 cm^{-1} değeri 2,26 eV bant aralığı enerjili, doğrudan banttan banda geçişi gösterir. 2,26 eV enerji değeri ise kadmiyum oksidin katkısız bant aralığı enerji değerine (2,2 eV) yakındır. Elektriksel karakterizasyon, elektriksel özdirencin $10^{-3} \Omega\text{-cm}$ mertebesinde olduğunu göstermiştir ve sıcaklıktaki artışla birlikte özdirençteki bu azalma, örneklerin doğada yarıiletken olarak bulunduğunu kanıtlar. Aktivasyon enerji değeri 0,077 eV olarak bulunmuştur. TEP ölçümleri CdO filmleri için termoelektrik voltajının, sıcak uçlara doğru pozitif olduğunu göstermiştir. Sıcak uçlara doğru pozitif olma durumu, örneğin n-tipi olduğunu ispatlar. Termovoltaj değeri sıcaklıktaki artışla artmıştır. Bu artış, sıcaklıktaki artış ile taşıyıcı konsantrasyonundaki

ve taşıyıcı yüklerin mobilitelerindeki artıştan kaynaklandığı sonucuna varılmıştır. Hall etkisi ölçümlerinden, taşıyıcı konsantrasyonunun (n), Hall sabitlerinin (R_H) ve taşıyıcı mobilitelerinin (μ_H) sırasıyla 10^{23} cm^{-3} , $10^{-8} \text{ cm}^3/\text{C}$ ve $10^{-4} \text{ cm}^2/\text{Vs}$ değerlerinde olduğu görülmüştür.

Santoz-Cruz *et al.* (2005), basit bir öncül çözelti kullanılarak, Sol-gel tekniği ile büyütülen katkılanmamış CdO ince filmlerinin yapısal, elektriksel ve optik özellikleri üzerinde, tavlama sıcaklığının (T_a) etkisi çalışılmıştır. 200'den 450°C'ye kadar tavlanan tüm CdO filmleri, (111) tercihli yönelimli polikristaldirler ve T_a arttıkça tane boyutunun arttığı gözlenmiştir. Atomik güç mikroskobu (AFM) ile elde edilen görüntüler, T_a arttıkça kümelenme boyutunda (tanecik kümelerinin) açıkça belli olan artış gözlenmiştir. 500 nm'nin üzerinde dalga boyları için % 85'in üzerinde yüksek optik geçirgenlik göstermişlerdir. T_a artması ile filmin bant aralığı 2,79 eV'den 2,50 eV'ye azaldığı gözlenmiştir. $T_a=350^\circ\text{C}$ için elektriksel özdirenç, $6 \times 10^{-4} \Omega\text{-cm}$ değerine ulaşana kadar, T_a sıcaklığındaki yükselmeye özdirençte bir düşme gerçekleşmiştir. Daha yüksek sıcaklık değerleri için özdirenç, hafif bir artış göstermiştir. Taşıyıcı konsantrasyonu tavlama sıcaklığının 350°C'ye kadar artması ile $2,6 \times 10^{20} \text{ cm}^{-3}$ değerinden $8 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ değerine azalmıştır. Bu azalma sıcaklıkla gliserinin yapıdan atılması ile açıklanmıştır. Daha yüksek tavlama sıcaklıklarında taşıyıcı konsantrasyonunda artış gözlenmiştir. Bu artışın ise sıcaklıkla cam taban malzemesinden yapıya kirliliklerin difüzyonu ile açıklanmıştır.

Leon-Gutierrez *et al.* (2006), katkılanmamış ve Sn-katkılı CdO ince filmleri büyütme etkisini arttıran bir prosedür izlenerek, CBD tekniği ile büyütülmüştür. Büyütülen bütün filmler kadmiyum peroksidin (CdO_2) kübik yapıda kristallendiği ve 400°C'de 3 saat hava ortamında tavlama işlemi ile kübik yapıya sahip CdO'ya dönüştüğü belirlenmiştir. Büyütülen filmler, yüksek özdirenç ($>10^6 \Omega\text{-cm}$) sahiptir ve optik bant aralığı 3,6 eV civarında olduğu bulunmuştur. Katkılanmamış CdO filmlerinin optiksel bant aralığı aşağı yukarı 2,32-2,54 eV'yi göstermiştir ve elektriksel iletkenliği $8 \times 10^{-4} \Omega\text{-cm}$ olduğu bulunmuştur. CdO filmleri içindeki Sn karışımı optik bant aralığında (2,55'ten 2,84 eV a kadar) maviye doğru kaymaya ve elektriksel iletkenlikte bir azalmaya neden olmuştur.

Ismail *et al.* (2007), CdO/c-Si güneş pilleri hızlı termal oksidasyon (RTO) tekniği ile hava ortamında 350°C/45s özelliğine sahip halojen lamba kullanılarak p-Si (111) taban malzemesi üzerine CdO ince filmlerin büyütülmesi ile hazırlanmıştır. XRD ölçümleri ile, cam taban malzemeler üzerine büyütülen CdO filminin polikristal yapıda kristalleştiği ve (111) düzlemi boyunca tercihli yönelime sahip olduğu belirlenmiştir. Optik ölçümleri ile, CdO filminin görünür bölge civarında % 80'nin üzerinde optik geçirgenliğe ve bant aralığının 2,46 eV değerine sahip olduğu belirlenmiştir. CdO filminin özdirenç ve elektron mobilite değerleri sırasıyla $5 \times 10^{-4} \Omega\text{-cm}$ ve $22 \text{ cm}^2 \text{V}^{-1} \text{s}^{-1}$ şeklindedir. Karanlık *I-V* ölçümlerinden, CdO/c-Si heteroeklem yapısının doğrultma özellik gösterdiği ve 4 V beslem voltajında tükenime gittiği belirlenmiştir. Doğru beslem akım değeri, CdO ve Si arasındaki örgü sabitlerinin uyumsuzluğundan ve seri direnç etkisinden dolayı 2 V'tan daha büyük voltaj değerlerinde doyuma gittiği gözlenmiştir. CdO/c-Si yapısının beyaz ışığa yüksek derecede duyarlı olduğu ve ters beslem altında fotoakımın 1,5 V'ta düzleştiği görülmüştür. Pil, 500 mV açık devre voltajına (V_{OC}), 27,5 mA/cm² kısa devre akım yoğunluğuna (J_{SC}) ve %8,84 dönüşüm verimine sahiptir.

Dhawale *et al.* (2008), CdO nanoçubuklarının üretimi için bir kimyasal sentez işlemi tanımlanmıştır. Bu çalışmada, saydam ve iletken CdO filmler CBD tekniği ile oda sıcaklığında cam taban malzemeler üzerine büyütülmüştür. Bu filmler, 623K'de tavlansmıştır ve yapısal, morfolojik, optiksel ve elektriksel özellikleri, XRD, SEM, optik ve elektriksel özdirenç ölçümleri ile karakterize edilmiştir. XRD analizleri, büyütülmüş amorfun tavlama sonrası polikristal yapıya dönüşebileceğini göstermiştir. Tavlansmış filmlerin NaCl yapıda kristalleştiği belirlenmiştir. SEM analizleri, tavlansmış filmlerin oldukça düz ve homojen olduğunu göstermiştir. Tavlansmış CdO nanoçubukları, 60-65 nm çapında ve 2,5'ten 3 µm'ye kadar uzunlukta elde edilmiştir. Optik özellikler, sırasıyla 2,42 ve 2,04 eV enerjili direk ve indirek bant aralığının varlığını açığa çıkarmıştır. Elektriksel özdirenç ölçümü, tavlansmamış CdO filminin özdirenç değerinin $10^7 \Omega\text{-cm}$ olduğunu, tavlama ile bu değer $10^{-3} \Omega\text{-cm}$ 'ye azaldığını göstermiştir. Tavlansmamış filmin özdirenç değerinin yüksek olması amorf Cd(OH)₂ fazından kaynaklandığı sonucuna varılmıştır. Özdirenç ölçümü ile yarıiletken davranışı

gösterdiği ve termal elektromotor kuvveti ölçümü ile filmin n-tipi elektriksel iletkenliğe sahip olduğu bulunmuştur.

Gujar *et al.* (2008), basit bir kimyasal teknik kullanılarak, sulu alkali kadmiyum nitrat çözeltisinden oda sıcaklığında cam taban malzemeler üzerine, kadmiyum hidroksit [$\text{Cd}(\text{OH})_2$] oluşumu ve kadmiyum hidroksitin termal tavlama işlemi ile kadmiyum okside (CdO) dönüşümü incelenmiştir. Büyütülmüş filmin, CdO dönüşümünü sağlamak için 450°C 'de 2 saat boyunca oksijen ortamında, termal tavlama işlemine tabi tutulmuştur. Büyütülmüş ve tavllanmış filmler için yapısal, morfolojik ve optik çalışmalar gerçekleştirilmiştir. Yapısal analizler, büyütülmüş filmlerin CdO ve $\text{Cd}(\text{OH})_2$ karışımından oluştuğunu gösterirken, tavllanmış filmlerin CdO kristal yapısı içerdiğini göstermiştir. Yüzey morfolojik çalışmalarından, tavlandıktan sonra hidroksit fazının yapıdan uzaklaştığı ve tanelerin birleşerek çiçekimsi (flowerlike) yapıların oluştuğu tespit edilmiştir. Tavlama ile bant aralığı enerjisi, tavlama işleminden sonra 3.21 eV 'tan 2.58 eV 'ta değiştiği bulunmuştur. Bu azalmanın, tavlama ile $\text{Cd}(\text{OH})_2$ fazının yapıdan uzaklaştırılmasından kaynaklandığı sonucuna varılmıştır. Oda sıcaklığındaki elektriksel özdirenç ölçümleri, tavlansız filmin özdirenç değerinin $10^4\ \Omega\text{-cm}$ olduğu, tavlama ile $10^{-2}\ \Omega\text{-cm}$ azaldığı görülmüştür. Tavlansız filmlerin, iç-kabuk nanoparçacıklarının yüzey kompozisyonu üzerinde elemental belirlenmesi, X-ışını fotoelektron spektroskopisi (XPS) kullanılarak yapılmıştır.

Salunkhe *et al.* (2009), CdO ince filmler SILAR tekniği ile cam taban malzemeler üzerine büyütülmüştür. Filmler 623K 'de 2 saat hava ortamında tavlansız ve yapısal, elektriksel ve optik özellikler üzerinde tavlamanın etkisi incelenmiştir. XRD ölçümleri ile, büyütülen filmin $\text{Cd}(\text{O}_2)_{0.88}(\text{OH})_{0.24}$ (kadmiyum oksit-hidroksit) fazında olduğu ve tavlama işlemi ile filmin yapısından H_2O 'nun buharlaşması sonucunda saf kübik CdO elde edildiği belirlenmiştir. Tavlansız filmin ortalama kristal boyutunun $20\text{-}25\text{ nm}$ olduğu, tavlama işlemi ile bu değerin $40\text{-}50\text{ nm}$ 'ye arttığı gözlenmiştir. SEM ölçümleri, tavlansız filmin nanokristal tanelerin taban malzeme yüzeyine homojen olarak dağıldığını göstermiştir. Tavlama işlemi ile tane boyutunun arttığı fakat yüzeyde çatlakların olduğu görülmüştür. Elektriksel özdirenç ölçümü ile yarıiletken davranış

sergilediği görülmüş ve öz direnç değeri tavlama ile 10^{-2} den 10^{-3} Ω -cm'ye azaldığı belirlenmiştir. Optik ölçümler, filmin bant aralığı değerinin tavlama işlemi ile 3,3 eV'tan 2,7 eV'ta azaldığı ve bu azalmanın H_2O 'nun buharlaşması ve kusur seviyelerinin yok olması ile açıklanmıştır.

Kose *et al.* (2009), saydam iletken oksit malzemelerden olan CdO ince filmler ultrasonik Spray Pyrolysis tekniği ile cam taban malzemeler üzerine $250 \pm 5^\circ C$ taban malzeme sıcaklığında büyütülmüştür. Katkısız ve In katkılı (%1, %3 ve %1,5) CdO filmlerin elektriksel, optik ve yapısal özellikleri ve bu özellikler üzerinde In katkısının etkisi incelenmiştir. XRD ölçümleri, bütün filmlerin polikristal yapıda olduğunu ve CdO:In filmlerin CdO, CdO_2 ve $CdIn_2O_4$ fazlarının karışımından oluştuğunu göstermiştir. In katkısı ile filmlerin kristalliğinin iyileştiği belirlenmiştir. Özellikle CdO:In (%1 ve %3) filmlerin diğer filmler ile karşılaştırıldığında tane büyüklüğünün daha büyük ve dislokasyon yoğunluğunun daha küçük olduğu belirlenmiştir. Bu sonuç bu filmlerin diğerlerine göre daha iyi kristalleşmeye sahip olduğunu göstermiştir. Optik incelemeler, filmlerin optik geçirgenliklerinin yaklaşık %30 olduğunu ve In katkısı ile geçirgenliğin azaldığını göstermiştir. Bu azalma yapısal ve yüzeysel etkilerden kaynaklanmaktadır. Optik yansıma değeri, $\lambda=600$ nm'de katkı oranının artması ile %39,62'den %11,87'ye, kırılma indisi ise 4,39'dan 2,05'e düşmüştür. Filmlerin optik bant aralığı katkı oranına bağlı olarak 2,49 eV ile 2,78 eV arasında değiştiği gözlenmiştir. SEM görüntülerinden, bütün filmlerin düz ve homojen yüzeylere sahip olmadığı görülmüştür. Fakat filmlerin yoğun ve taban malzeme yüzeyine iyi yapıştığı belirlenmiştir. In katkısı ile yüzey özellikleri önemli derecede değişmektedir. CdO filmlerin elektriksel iletkenliğinin yüksek olduğu ve In katkı oranı ile azaldığı belirlenmiştir.

Ilıcan *et al.* (2009), $Cd_xZn_{1-x}O$ ($x=0-1$) filmler Sol-gel tekniği ile cam taban malzemeler üzerine büyütülmüştür. Büyütme işleminde $Zn(CH_3COO)_2 \cdot H_2O$ ve $C_4H_6CdO_4 \cdot H_2O$ çözeltileri ile $C_3H_8O_2$ ve C_2H_7NO (MEA) çözücüler ve dengeleyicileri kullanılmıştır. Büyütülen filmlerin renkleri beyaz (ZnO) ve koyu sarı (CdO) şeklinde değişmiştir. XRD ölçümleri ile filmlerin polikristal yapıda kristalleştiği belirlenmiştir. Kristal yapı,

kadmiyum konsantrasyonu (x) arttıkça wurtzite (ZnO) kristal yapıdan kübik (CdO) kristal yapıya dönüştüğü gözlenmiştir. Filmlerin optik özellikleri, optik geçirgenlik ve yansıma ölçümleri ile incelenmiştir. Film kompozisyonundaki değişim ile, optik soğurma kenarında, optik bant aralığında ve optik sabitlerde önemli değişimler gözlemiştir. Cd oranı (x) arttıkça filmlerin bant aralığı değeri 3,27 eV'tan 2,35 eV'ta değiştiği ve soğurma kenarının keskinliğinin azaldığı gözlenmiştir.

Biber (2003), tarafından Cu/ n -GaAs ile yapılan Schottky diyotlar için 80-300K aralığında alınan I - V ölçümlerinde; yarıiletken devre elemanlarının performansı, kararlılığı ve güvenilirliği gibi parametreleri metal/yarıiletken arasındaki oksit tabakasının arayüzey özelliklerine önemli derecede bağlı olduğunu ifade edilmiştir. Ancak, devre elemanı için ince arayüzeyli ince filmler kullanılarak, kaliteli küçük idealite faktörlü Schottky diyotların kullanılması en önemli faktörlerden biridir. MIS (Metal/insulator/semiconductor) yapıların daha büyük engel yüksekliğine sahip olmalarından dolayı daha çok tercih edildiği belirtilmiştir. Bir Schottky engelindeki iletim mekanizmasını anlamak için Schottky diyodun parametrelerini belirlemek gerekir. Engelin tabiatı ve iletim mekanizmasını açıklamak için Schottky engelli diyodun parametrelerinin geniş bir sıcaklık aralığında tanımlanması gerektiği de ayrıca ifade edilmiştir. Çünkü oda sıcaklığında I - V karakteristiğinin diyot parametreleri hakkında detaylı bilgi vermediği ve diyotlarda düşük sıcaklıklardaki karakteristiklerin termoiyonik emisyon modelinden sapmalara neden olduğu sonucuna varılmıştır. Ayrıca, I - V karakteristiklerinden elde edilen idealite faktörü ve engel yüksekliğinin sıcaklığa önemli derecede bağlı olduğu da kabul edilmiştir.

Sağlam *et al.* (2008), CdS ince filmler SILAR tekniği ile n -Si taban malzemeler üzerine Si ve Cd arasında arayüzey tabakası olarak büyütülmüştür. Au-Sb elektrot omik kontak olarak kullanılmıştır. Oda sıcaklığındaki akım-voltaj (I - V) ölçümlerinden Cd/CdS/ n -Si/Au-Sb yapısının doğrultma özellik gösterdiği belirlenmiştir. Bu yapıya ait engel yüksekliği, idealite faktörü ve seri direnç değerleri düz beslem I - V ve ters beslem C^{-2} - V karakteristiklerinden hesaplanmıştır. Diyotun idealite faktörü ve engel yüksekliği değerleri termoiyonik emisyon teorisi kullanılarak sırasıyla $n=2,06$ ve $\Phi_b=0,92$ eV

olarak bulunmuştur. İdealite faktörün 1'den büyük olması diyotun ideal durumdan sapma olduğunu göstermiştir. Bu durum, diyotun arayüzey tabakasına, arayüzey durum yoğunluğuna ve seri dirence atfedilmiştir. Düz beslem yönünde, yüksek akım yoğunluklarında seri direnç etkisi gözlenmiştir. Cheung fonksiyonları yardımıyla sırasıyla $R_s=182,24 \Omega$ ve $R_s=186,04 \Omega$ seri direnç değerleri bulunmuştur. C^{-2} -V karakteristiklerinden 0,698 eV'tan 0,743 eV'ta değişen engel yüksekliği değerleri hesaplanmıştır. Bu sonuçlar, ucuz ve basit bir teknik olan SILAR tekniği ile sandviç yapıların oluşturulacağını göstermiştir.

Caglar *et al.* (2009), CdO/p-Si heteroeklem yapısının elektriksel özellikleri 80 ile 400K sıcaklık aralığında incelenmiştir. CdO ince filmler Sol-gel tekniği ile p-Si üzerine büyütülmüştür. XRD ölçümleri ile, CdO filminin polikristal yapıda kristalleştiği ve (111) tercihli yönelime sahip olduğu belirlenmiştir. SEM görüntülerinden film yüzeyinin çiçeğimsi (flower-like) yapıda olduğunu göstermiştir. Optik ölçümler ile filmin bant aralığının 2,57 eV olduğu bulunmuştur. CdO/p-Si heteroeklem diyodun 2'den büyük idealite faktörüne sahip olduğu ve ideal olmayan kontak davranışı gösterdiği belirlenmiştir. Oda sıcaklığında (300K) idealite faktörü değeri 5,12 olarak bulunmuştur. Düşük sıcaklıklarda yük geçişi tünelleme ile sağlanırken, yüksek sıcaklıklarda ise rekombinasyon akımı ile kontrol edilmektedir.

Doktora tezi olarak sunduğum bu çalışma, Successive Ionic Layer Adsorption And Reaction (SILAR) Tekniği ile cam ve n-tipi Si (100) taban malzemeler üzerine ZnO ve CdO ince filmlerin büyütülmesi ve yapısal, morfolojik, optik ve elektriksel karakterizasyonunu, bu filmlerin sandviç devre elemanı yapımında kullanılması ve karakteristik parametrelerinin incelenmesini içermektedir. Birinci bölümde II-VI grubu yarıiletken bileşiklerin önemi, bu yarıiletken bileşiklerden olan ZnO ve CdO yarıiletken ince filmlerin genel özellikleri ve bu ince filmler ile ilgili literatür taramasından oluşan bir giriş bulunmaktadır. İkinci bölümde, çalışmamızla ilgili temel kuramsal bilgiler, üçüncü bölümde yapılan çalışmada kullanılan materyal ve yöntem hakkında detaylı bilgi, dördüncü bölümde alınan ölçüm sonuçlarının verildiği araştırma bulguları, beşinci

bölümde ise alınan ölçümlerin değerlendirildiği tartışma ve sonuç bölümü yer almaktadır. Son bölümde ise yararlanılan kaynaklar verilmiştir.

2. KURAMSAL TEMELLER

2.1.Yarıiletkenler Hakkında Genel Bilgi

Akademik araştırmalarda ve elektronik endüstrisinde önemli bir yere sahip olan yarıiletkenlerin tarihi Edmond Becquerel ve Faraday'a kadar uzanır. 1839'da Edmond Becquerel aynı elektrolit içine batırılmış iki elektrotdan biri üzerine ışık düşürüldüğü zaman bunlar arasında potansiyel farkının meydana geldiğini gözlemiştir. 1883 yılında Faraday, gümüş sülfatın direncinin sıcaklık ile değişim katsayısının negatif olduğunu keşfetmiştir. 1923'de Schottky kuru redresörlerin teorisini yayınlamış ve bu yarıiletkenlerin teorik incelenmesinde ilk adım olmuştur. 1947 yılında John Bardeen, Walter Brattain ve William Shockley ilk yarıiletken tabanlı transistörü yapmışlardır.

Katılar elektriksel ve optik özelliklerine göre iletkenler, yalıtkanlar ve yarıiletkenler olmak üzere üç grupta toplanırlar. Bu grupların enerji-bant yapıları arasında temel farklılıklar vardır. Valans bandı tamamen dolu ve iletim bandı tamamen boş ise böyle katılara “yalıtkanlar” adı verilir. Yalıtkanlarda yasak enerji aralığı geniştir ve oda sıcaklığında elektronların valans bandından iletim bandına geçmeleri oldukça zordur. Bu nedenle yalıtkan materyaller elektriği iletmezler. Valans ve iletim bantları üst üste binen yani yasak enerji aralığı olmayan katılara “iletkenler” denir. İletken materyaller elektriği iyi iletirler. Yarıiletkenlerin ise yasak enerji aralığı öyle bir değere sahiptir ki, ısı ıyırılma ile erime noktalarının altındaki sıcaklıklarda bile elektriksel iletkenlik gösterirler. Bu nedenle yarıiletkenlerde oda sıcaklığında elektronlar valans bandından iletim bandına geçebilirler ve iletim sağlayabilirler.

İletkenlerde sıcaklık ve kirlilik yoğunluğu arttıkça elektriksel özdirenç yarıiletkenlerin aksine artmaktadır. Bununla birlikte, metallerde sıcaklık arttıkça iletkenliğin azalmasına karşın yarıiletkenlerde sıcaklık ile elektriksel iletkenlik artmaktadır. Bu durum iletkenler ile yarıiletkenler arasındaki en önemli farktır. Yalıtkan materyaller ise elektriksel özdirençlerinin oldukça büyük olması nedeniyle elektriği iletmezler.

Yarıiletkenlerin karakteristik özelliklerinden birisi de sıcaklık mutlak sıfıra ($T=0K$ 'e) yaklaşırken direncinin oldukça yüksek bir değere ulaşarak yarıiletkenin yalıtkan özellik göstermesidir. Mutlak sıfırda yarıiletkenler mükemmel yalıtıcıdır.

Teknolojide oldukça önemli bir yere sahip olan yarıiletken materyallerin ince ayrıntılar dışında fiziksel özellikleri birbirlerine benzer. Yarıiletkenlerin en önemli iki özelliği serbest elektronların bulunduğu iletim (conduction) bandı ile bağlı elektronların (valans elektronlarının) bulunduğu valans (valance) bandı arasında bir enerji aralığının bulunması ve bu materyallere yapılacak çok düşük orandaki uygun katkılamanın yarıiletkenlerin fiziksel özelliklerine büyük ölçüde etkisi olmasıdır.

2.2. Katkılı Yarıiletkenler

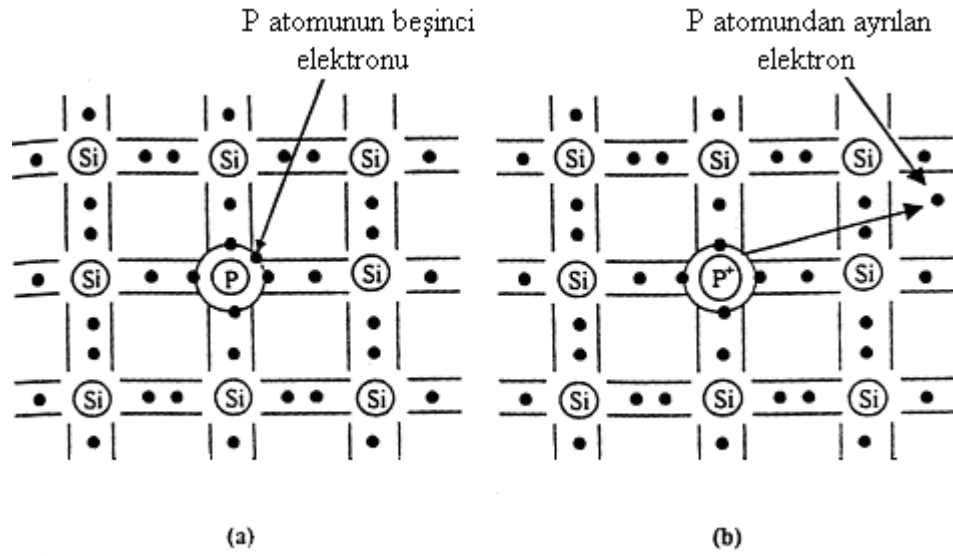
Katkılı yarıiletkenler sadece tek bir taşıyıcı tipinin (ya elektronlar ya da holler) elektriksel iletimi sağladığı yarıiletkenlerdir. Katkılama yapılan yarıiletkenlerin elektriksel özelliklerinde önemli ölçüde değişim gözlenir. Katkılama işlemi, uygun katkı atomlarının yarıiletken içerisine çeşitli teknikler ile katılmasıyla yapılır. Katkılama işlemi sayesinde istenilen özelliklere sahip bir yarıiletken elde edilir.

Bir yarıiletken materyale katılan safsızlık (impurity) atomları istenilen özelliğe göre ya elektron verici (donor) ya da elektron alıcı (akseptör) olarak işlev görürler. Katkılama işlemi ile yarıiletkenler n-tipi veya p-tipi özellik gösterirler (Kittel 1986).

2.2.a. n-tipi yarıiletkenler

n-tipi yarıiletkenlerde elektriksel iletkenliğe katkıda bulunan çoğunluk taşıyıcılar elektronlardır. Başka bir deyişle, serbest elektron yoğunluğu hol yoğunluğundan daha büyüktür. Yarıiletken, donor (elektron verici) atomları ile katkılanmıştır.

Şekil 2.1’de gösterilen silisyum kristal örgüsü için iki boyutlu kovalent bağ modelini ele alalım. Eğer bir VA gurubu elementlerinden bir katkı atomu, örneğin fosfor (P), IVA gurubunda bulunan bir silisyum atomu ile yer değiştirir ise, silisyum örgüsünde tetrahedral kovalent bağ için gerekli olan dört elektronun dışında bir elektron daha bulunacaktır. Bu ekstra elektron pozitif olarak yüklenmiş fosfor çekirdeğine zayıf bir şekilde bağlıdır. Bu elektronun bağlanma enerjisi, bir iletim elektronunun saf silisyumun 1,12 eV’luk enerji aralığına geçmesi için gerekli olan enerjinin yaklaşık olarak %5’idir. Yani bu elektron fosfor atomundan kolaylıkla ayrılabilir. Elektrik alan uygulanması durumunda ise, bu ekstra elektron iletim için gerekli olan serbest bir elektron haline gelir. Fosfor atomu pozitif bir yük kazanarak iyonlaşır.



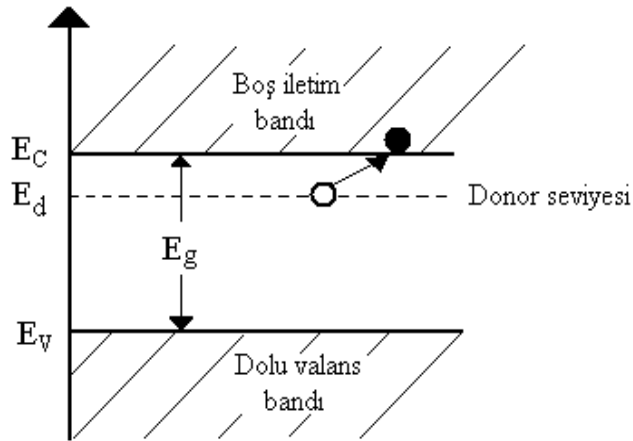
Şekil 2.1. (a) P atomu katkılanan n-tipi Si kristali ve (b) iletim elektronunun oluşumu (Smith 1990)

P, As ve Sb gibi VA grubu katkı atomları silisyuma ya da germanyuma katkıldıklarında elektriksel iletim için kolayca iyonlaşmış elektronlar sağlarlar. Bu nedenle VA grubu katkı atomları donör katkı atomları olarak adlandırılır.

Şekil 2.2’de P atomu katkılanan n-tipi Si kristalinin enerji bant diyagramı görülmektedir. Katkı atomunun ekstra elektronu boş iletim bandının çok az aşağısında yasak enerji aralığında bir enerji seviyesinde bulunur. Böyle bir enerji seviyesi, bir donar katkı atomu sağladığı için donör seviyesi olarak adlandırılır. Bu durumda küçük enerji değerlerinde donör atomları kolayca iyonlaşarak iletim bandına geçebilirler ve elektriksel iletkenliğe katkıda bulunurlar. Katkı atomlarının neden olduğu elektriksel iletim katkılı iletkenlik adını alır. Donör enerji seviyesi E_d ,

$$E_d = \left(\frac{1}{\epsilon_r}\right)^2 \left(\frac{m_e^*}{m_e}\right) E_H \quad (2.1)$$

bağıntısı ile verilir. Bu denklemde, ϵ_r yarıiletkenin bağıl dielektrik sabiti, m_e ve m_e^* sırasıyla elektronun kütlesi ve elektronun etkin kütlesi ve E_H ise 13.6 eV olmak üzere hidrojen atomu için iyonlaşma enerjisidir.



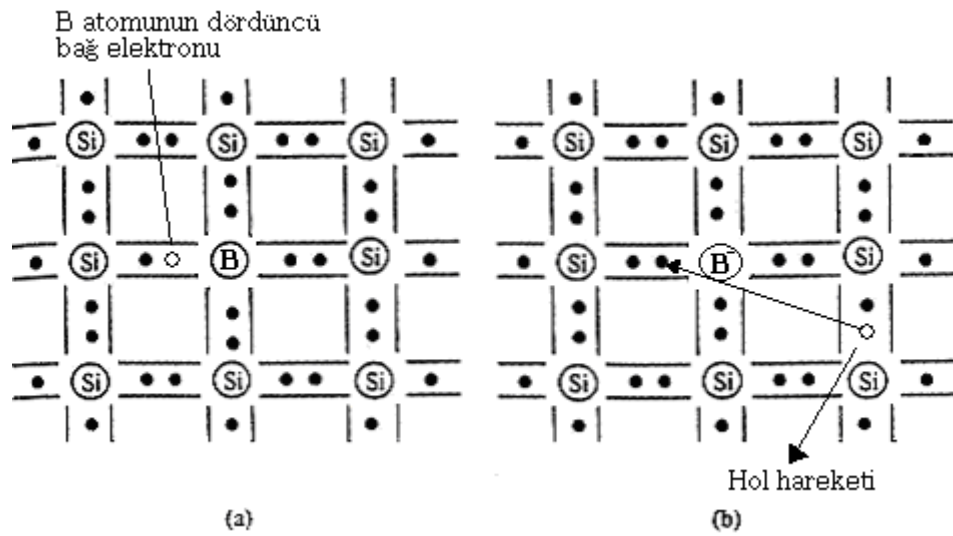
Şekil 2.2. n-tipi bir yarıiletkenin enerji bant diyagramı (Smith 1990)

n-tipi yarıiletkenlerde donör atomunun iyonlaşması sonucu donör enerji seviyesinden iletim bandına geçen elektronlara karşılık valans bandında holler oluşmaz. Bu nedenle bu tip yarıiletkenlerde elektron yoğunluğu donör yoğunluğuna bağlıdır ve çoğunluk taşıyıcıları (n_n) elektronlar ve azınlık taşıyıcıları (p_n) ise hollerdir. Diğer bir deyişle, elektronların elektriksel iletkenliğe katkısı hollerden daha fazladır.

2.2.b. p-tipi yarıiletkenler

Periyodik tablonun IV. grup elementlerinden olan Si veya Ge kristaline bu kez de In, Ga, Al, B gibi III. grup elementlerinden herhangi birisi katkılanır ise katkılama yapılan yarıiletken p-tipi özellik gösterir. p-tipi yarıiletkenlerde ise n-tipi yarıiletkenlerin aksine çoğunluk yük taşıyıcılar hollerdir. Hol yoğunluğu elektron yoğunluğundan daha büyüktür. Bu nedenle bu tip yarıiletkenlerde katkı atomları akseptörler yani, elektron alıcı atomlardır.

Şekil 2.3'te gösterilen Si örgüsü içerisine periyodik tablonun III. Grup elementlerinden B'un katkılanmasını ele alalım. Bu durumda bağ orbitallerinden birisinin bir elektronu eksik olacaktır ve bu bağı başka bir Si-Si bağından bir elektron ile doldurabilir. Böylece kovalent bağ yapısında ekstra bir hol oluşur ve B atomu iyonize olur. Bor atomuna bir elektron transferi için gerekli olan enerji 0.045 eV'tur. Bu enerji, Si kristalinde valans bandından iletim bandına bir elektronun geçmesi için gerekli olan 1.1 eV'luk enerjiden oldukça küçüktür. Elektrik alan varlığında B atomunun iyonlaşması ile oluşturulan hol pozitif yük taşıyıcısı olarak davranır ve Si örgüsü içerisinde hareket edebilir.



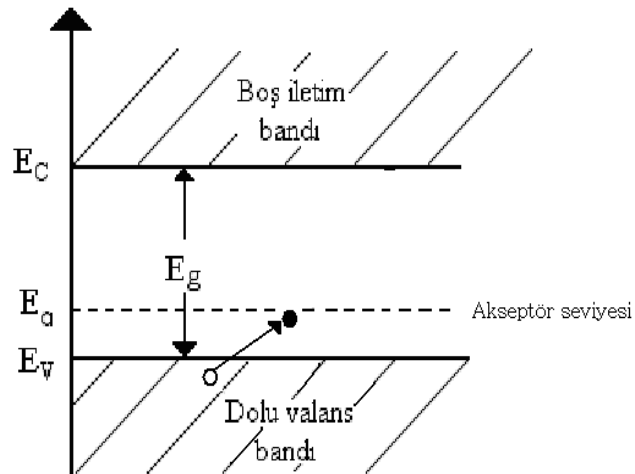
Şekil 2.3. (a) B atomu katkılanan p-tipi Si kristali ve (b) hol hareketi (Smith 1990)

Bu durumda akseptör (elektron alıcı) B atomu ile katkılanan Si kristali p-tipi yarıiletken özellik gösterir. Akseptör atomlarının yarıiletken içerisinde bulundukları enerji seviyesi akseptör enerji seviyesi olarak adlandırılır.

Şekil 2.4'ten görüldüğü gibi akseptör enerji seviyesi E_a , yasak enerji aralığı içinde valans bandın üst sınırına daha yakın olarak yer alır. Akseptör enerji seviyesi E_a ,

$$E_a = \left(\frac{1}{\epsilon_r}\right)^2 \left(\frac{m_h^*}{m_h}\right) E_H \quad (2.2)$$

bağıntısı ile verilir. Burada, m_h hol kütlesi ve m_h^* ise hol etkin kütlesidir.



Şekil 2.4. p-tipi bir yarıiletkenin enerji-bant diyagramı (Smith 1990)

p-tipi yarıiletkenlerde, çoğunluk taşıyıcıları (p_p) hollerin yoğunluğu akseptör yoğunluğuna bağlıdır ve elektriksel iletkenliğe hollerin katkısı azınlık taşıyıcıları (n_p) olan elektronlardan daha fazladır.

2.3.Yarıiletkenlerin Yasak Enerji Aralığına Etki Eden Faktörler

Yarıiletkenlerin yasak enerji aralığını değiştiren faktörlerden bazıları şunlardır:

1. Sıcaklık
2. Kusur konsantrasyonu
3. Manyetik alan
4. Elektrik alan
5. Basınç

olarak sıralanabilir. Bu faktörlerden sadece sıcaklığın yasak enerji aralığı üzerine olan etkisi incelenecektir.

2.3.a. Sıcaklığın yarıiletkenin yasak enerji aralığına etkisi

Sıcaklık arttıkça kristal örgünün titreşimi artar ve kristal örgüsü genişler. Çoğu yarıiletkenlerde sıcaklıkla yasak enerji aralığı küçülür. Bu ise temel soğurmanın uzun dalga boylu bölgeye kaymasına sebep olur. Sıcaklık arttıkça elektron-fonon etkileşmesi artar. Bu dikkate alınırsa yasak enerji bandının termal değişim değeri aşağıdaki gibi ifade edilir,

$$\frac{dE_g}{dT} = \left(\frac{dE_g}{dT} \right)_p + \left(\frac{dE_g}{dT} \right)_{e-f} \quad (2.3)$$

Bu ifadedeki ilk terim sabit basıncın etkisini ifade etmektedir. Basınçla kristalde bir bozulma meydana gelecektir ve kristal örgü değişecektir. Bunun sonucunda da yasak enerji aralığı değişecektir. Bu değişim,

$$\left(\frac{dE_g}{dT} \right)_p = 2b(\pm C_n \pm C_p) \quad (2.4)$$

ile ifade edilir. Burada C_n , elektronların, C_p ise boşlukların kristalde bozulma sabitleridir. Kristalde basınç iki şekilde meydana gelmektedir:

1. Dışarıdan uygulanan basınç
2. Kristal örgüsünün içinde oluşan basınç

Enerjinin sıcaklığa bağlılığı, Debye sıcaklığından düşük sıcaklık bölgesinde

$$E_g(T) = E_{go} - \alpha \frac{T^2}{T + \theta} \quad (2.5)$$

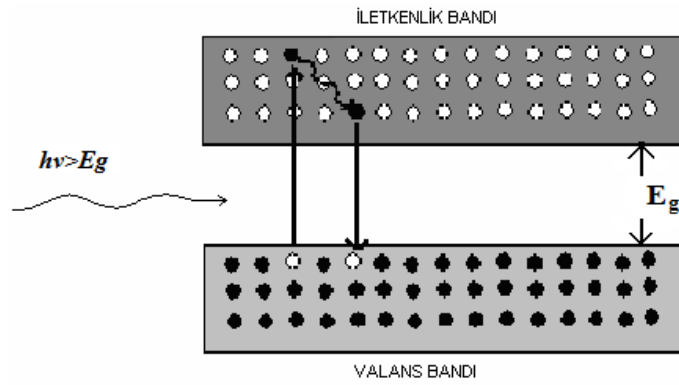
denklemini ile verilir. Buradaki $\alpha = dE_g/dT$, θ debye sıcaklığı, E_{go} mutlak sıfırda yasak enerji aralığının değeridir. $T > \theta$ olduğunda yasak enerji aralığı sıcaklığa kuvvetli bir şekilde bağlıdır. Elektron-fonon etkileşmesi fazladır ve değerce negatiftir. Düşük sıcaklıklarda E_g sabittir ve sıcaklığa fazla bağlı değildir.

2.4. Bir Yarıiletkenin Fotonun Soğurulması

Foton-yarıiletken etkileşmesinde pek çok durum mümkündür. Örneğin fotonlar yarıiletken örgüsüyle etkileşip bunun sayesinde ısıya dönüşebilirler veya fotonlar akseptör veya donör kirlilik atomlarıyla ya da yarıiletken içindeki başka kusurlarla etkileşebilirler. Bununla birlikte temel foton etkileşmesi valans bandındaki elektron ile olmaktadır.

Bir yarıiletken üzerine ışık düşürüldüğü zaman gelen ışığın enerjisine ve yarıiletkenin yasak enerjisine bağlı olarak foton soğurulabilir veya soğurulmadan geçebilir. Tabii ki bu olayda ışığın bir kısmının da yarıiletkenin yüzeyinden saçılması her zaman vardır. Eğer gelen fotonun enerjisi yarıiletkenin yasak enerji aralığından küçükse ($E = h\nu < E_g$) bu durumda foton soğurulmaz ve yarıiletken üzerine gelen bu foton için geçirgendir. Eğer gelen fotonun enerjisi yarıiletkenin yasak enerji aralığından büyükse ($E = h\nu > E_g$),

bu durumda foton bir valans elektronu ile etkileşir ve gelen fotonun enerjisini alarak iletkenlik bandına geçer. Valans bandı çok sayıda elektron, iletkenlik bandı da çok sayıda boş enerji seviyesi içerdiğinden dolayı $h\nu > E_g$ olduğu zaman bu etkileşme oldukça yüksektir. Şekil 2.5'te görüldüğü gibi, bu etkileşme sonunda iletkenlik bandında bir elektron valans bandında bir boşluk, yani bir elektron-boşluk çifti meydana gelir. Bu şekilde fazladan taşıyıcıların oluşumu sağlanmış olur.



Şekil 2.5. Yarıiletken tarafından bir fotonun optik soğrulması

2.5. Yarıiletkenlerde Bant Geçişleri

Yarıiletkenlerde band geçişleri, valans bandından iletkenlik bandına elektron geçiş durumlarına göre direk ve indirek olmak üzere iki gruba ayrılır. Yasak enerji aralığı ve band geçiş tiplerinin belirlenmesinde en kesin sonucu optik yöntemler verir.

2.5.a. Direk bant geçişleri

Direk band yapılı yarıiletkenlerde, iletkenlik band kenarının en alt noktası ile valans bandının üst kenarı enerji-momentum uzayında $k=0$ değerinde bulunmaktadır. Direk band yapısı şematik olarak Şekil 2.6.a'da verilmiştir. Direk band yapılı yarıiletkenlerde bir valans elektronu, enerjisi en az yasak enerji aralığının değerine eşit veya daha büyük

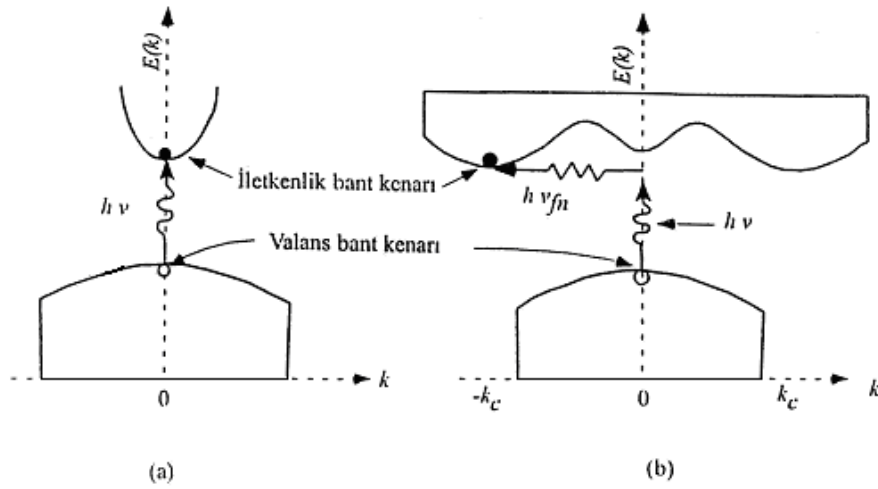
olan bir fotonu ($h\nu \geq E_g$) soğurması ile iletkenlik bandına geçer. Bu geçişte elektronlar dalga vektörlerini değıştirmezler ve $k=0$ 'da momentum korunur. Bu,

$$\hbar k_e + \hbar k_h = 0 \quad (2.6)$$

şeklinde ifade edilir. Burada $\hbar k_e$ ve $\hbar k_h$ elektronların ve hollerin kristal içerisindeki sahip oldukları kristal momentumlarıdır. Direk geçişte frekansı ν olan bir fotonun enerjisi,

$$h\nu = E_e - E_h \geq E_c - E_v \quad (2.7)$$

şeklinde verilir. Burada E_e ve E_h sırasıyla elektronların ve deliklerin iletkenlik ve valans bandları içerisinde herhangi bir konumdaki enerjileri, E_c ve E_v ise $k=0$ 'da sırasıyla iletkenlik bandının alt ve valans bandının üst enerji seviyeleridir. Direk band geçişlerde enerji korunmaktadır.



Şekil 2.6. Yarıiletkenlerde (a) direk, (b) indirek bant geçişleri

2.5.b. İndirek bant geçişleri

İndirek bant geçişi Si ve Ge yarıiletkenlerinde olduğu gibi, iletkenlik bandının minimumu ile valans bandının maksimumu enerji-momentum uzayında aynı k değerinde olmadığı durumda görülür. Şekil 2.6.b’de görüldüğü gibi, bu durumda valans bandından iletim bandına bir elektronun momentumunu koruyarak geçiş yapabilmesi için bir fononun soğurulması veya salınması gerekir. Bu durumda momentum korunumu,

$$\hbar k = \hbar k_c \pm \hbar k_q = 0 \quad (2.8)$$

şeklinde verilir (Kittel 1986). Burada k_q fotonun dalga vektörü, k_c ise k uzayında valans bandının maksimumu ile iletim bandının minimumu arasındaki farktır. İndirek geçişte fononun enerjisi,

$$h\nu = E_g \pm h\nu_{fn} \quad (2.9)$$

şeklinde yazılabilir. Burada $h\nu_{fn}$ fononun enerjisi olup artı (+) işaretli durumda fonon salınmakta, eksi (-) işaretli durumda ise fonon soğurulmaktadır.

2.6. Yarıiletkenlerde Özdirençin Sıcaklıkla Değişimi

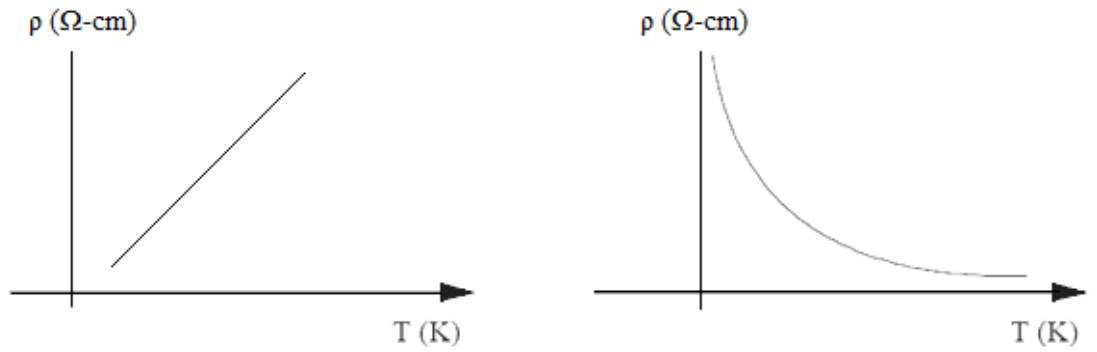
Katı cisimler, elektriksel özdirençlerine göre üç guruba ayrılırlar: Metaller (iletkenler), yalıtkanlar ve yarıiletkenler. Süperiletkenler oda sıcaklığında metal özelliği göstermektedirler ve düşük sıcaklıklarda süperiletkenliğe sahiptirler. Katı cisimlerin özdirençlerine göre sınıflandırılması şu şekildedir:

1. Metaller: $\rho = 10^{-6} - 10^{-4} \Omega\text{-cm}$
2. Yarıiletkenler: $\rho = 10^{-4} - 10^{10} \Omega\text{-cm}$
3. Yalıtkanlar: $\rho \geq 10^{10} \Omega\text{-cm}$

Özdirenç kriterleri açık değildir. Çünkü bir malzemedan diğerine geçildiğinde özdirenç değerleri üst üste gelmektedir. Metaller ve yarıiletkenler arasındaki fark, özdirençin sıcaklıkla değişiminden daha açık bir şekilde görülebilir. Kimyasal olarak temiz metallerde özdirenç sıcaklıkla lineer olarak artmaktadır.

$$\rho = \rho_0[1+\alpha\Delta T] \quad (2.10)$$

Burada ρ_0 metalin 0°C 'de ki özdirenci, $\alpha=1/273$ direncin termal genleşme katsayısı, T mutlak sıcaklıktır. Şekil 2.7 sırasıyla bir metalin (a) ve bir yarıiletkenin (b) özdirencinin sıcaklıkla değişimini göstermektedir. Şekilden de görüldüğü gibi metallerde sıcaklık arttıkça özdirenç artar.



Şekil 2.7. Bir metalin (a) ve bir yarıiletkenin (b) özdirencinin sıcaklıkla değişimi

Temiz (katkısız) yarıiletkenlerin özdirenci, metallerin aksine sıcaklık arttıkça eksponansiyel olarak azalır.

$$\rho = A \exp\left(\frac{E_g}{kT}\right) \quad (2.11)$$

Burada E_g yarıiletkenin yasak enerji aralığı, k Boltzmann sabiti ve A da bir sabittir. Metallerin ve yarıiletkenlerin özdirencinin veya iletkenliğinin (σ) şu şekilde verildiği bilinmektedir;

$$\rho = \frac{1}{\sigma} = \frac{1}{ne\mu} \quad (2.12)$$

Burada n elektron konsantrasyonu, e elektronun yükü ($e=1,6 \times 10^{-19}$ C) ve μ elektronların mobilitesidir. Metallerde atomlar tam iyonlaşmış durumdadırlar. Bu nedenle elektron konsantrasyonu çok yüksektir ve sıcaklığa bağlı değildir. Metallerde sıcaklık arttıkça elektron konsantrasyonu değişmemekte, fakat mobilite bir miktar küçülmektedir. Sonuçta (2.12) eşitliğine uygun olarak metallerin öz direnci sıcaklıkla artmakta veya iletkenliği azalmaktadır. Katkısız yarıiletkenlerde, metallerin aksine elektron konsantrasyonu sıcaklık arttıkça eksponansiyel olarak artmakta ve elektron mobilitesi az miktarda küçülmektedir. Bu iki mekanizmanın sonucunda yarıiletkenlerin öz direnci sıcaklık arttıkça (2.12) eşitliğine uygun olarak eksponansiyel bir şekilde azalmaktadır (Caferov 1998).

2.7. İnce Filmler

Alt tabaka olarak katı bir malzeme üzerine malzemenin temel özelliklerinin ölçülmesinde hem doğrudan bir fiziksel işlemle hem de bir kimyasal ya da elektrokimyasal reaksiyonlarla ince film şeklinde katı bir malzeme oluşturulur. Yalnız başına atomik, moleküler ya da iyonik durumlar hem buharlaştırma hem de sıvı formunda oluşturulabilir. İnce film depolama teknikleri iki ana kategoriye ayrılabilir:

1. Buhar halde katılama
2. Sıvı/çözelti halde katılama

Burada üzerinde durulması gereken, filmin önemli bir özelliği ve filmin özelliklerini sınırlayan parametre olan, küçük film kalınlığının ölçülmesinin basit olmadığıdır. Bir alt tabaka üzerine doğrudan dağıtılarak ya da yapıştırılarak oluşturulan filmler kalınlıklarından dolayı kalın filmler olarak adlandırılır ve bunların özellikleri önemli ölçüde ince filmlerden farklıdır.

İnce filmler küçük kalınlıkları, geniş yüzeye karşı hacim oranı ve büyütme tekniklerinin direk sonucu olarak iyi bir fiziksel yapı oluştururlar. İnce filmler oluşurken bunu oluşturan maddenin toz halindeki özellikleri ile ince film oluştuktan sonraki özellikleri arasında sapmalar başlar. Değişik ortam koşullarında; ince filmlerin yapısal, elektriksel ve optik özellikleri üzerinde oldukça fazla çalışma yapılmaktadır (Chopra 1983).

2.7.a. İnce film büyütme işlemi

Herhangi bir ince film katkılama işlemi üç ana basamak içerir:

1. Uygun atomik, moleküler yada iyonik türlerin üretimi
2. Bunların alt tabakaya geçişini sağlayacak bir ortam
3. Alt tabaka üzerine yoğunlaştırma

İnce filmin oluşumu genel olarak basamak basamak çeşitli deneylerle ve teorik çalışmalarla büyütme işlemlerinin ortaya çıkması aşağıdaki gibi sıralanabilir:

1. Alt tabaka ile etkileşecek olan maddenin hızı alt tabakada normale düşürülür (çarpışma enerjisinin çok yüksek olmaması sağlanır) ve bu maddeler fiziksel olarak alt tabaka yüzeyinde soğurulurlar.
2. Soğurulmuş malzemeler başlangıçta alt tabaka ile ısısal dengede değildirler ve alt tabakanın yüzeyine doğru hareket ederler. Bu işlem sırasında birçoğu birbirleriyle etkileşime girer. Böylece düzenlenim daha büyük kümeleri oluşturur.
3. Kümeler ya da çekirdek olarak isimlendirilen düzenlenim termodinamik olarak kararlı değildir ve katkılama parametrelerine bağlı olarak bir zaman sonra yüzeyden ayrılma eğilimindedir. Şayet katkılama parametrelerine bağlı olarak böyle bir küme ile yüzeyden ayrılmaya başlamamış soğurulmuş türler çarpışma yapıyorsa, kümenin

büyükülüğü artmaya başlar. Belli bir kritik büyüklüğe ulaştıktan sonra küme termodinamik olarak kararlı olmaya başlar ve çekirdek sınırlarına ulaşıldığı söylenir. Kararlı, kimyasal olarak soğurulmuş, kritik-büyüküklü çekirdek oluşumunu içeren bu basamak çekirdek evresi olarak adlandırılır.

4. Kritik çekirdek, çekirdek doyurma yoğunluğuna ulaşınca kadar hem sayısı hem de büyüklüğü artmaktadır. Çekirdek yoğunluğu ve ortalama çekirdek büyüklüğü; türlere etki eden enerji, etkinin oranı, soğurma aktivasyon enerjisi, ayrılma, ısısal difüzyon, sıcaklık ve alt yapının kimyasal doğası gibi parametrelere bağlıdır. Bir çekirdek hem alt tabaka yüzeyine paralel olarak soğurulmuş türlerin difüzyonuyla büyütüldüğü gibi alt tabakaya dik olarak direk çarpışan türlerin etkileşmesi ile de büyür. Buna rağmen, genellikle bu evredeki yanıl (paralel) büyüme oranı dik olarak büyümeden daha yüksektir. Bu büyütülmüş çekirdekler adalar olarak adlandırılır.

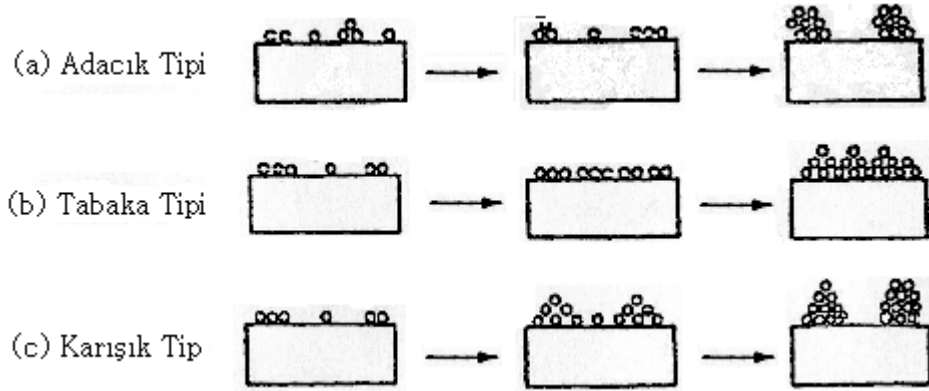
5. Film oluşumu için bundan sonraki evre birleşme evresidir. Bu evre, küçük adaların birbirleriyle yüzey alanını küçültmek üzere birleşmeye çalıştıkları evredir. Büyük adaları oluşturma eğilimi “topluluk” olarak adlandırılır ve topluluk soğurulmuş türlerin yüzeydeki mobilitelerini iyileştirir. Örnek olarak alt tabaka sıcaklığını artırarak bu iyileştirme sağlanabilir. Bazı durumlarda yeni çekirdeğin oluşumu bir birleşme sonucu temiz bir alanda meydana gelebilir.

6. Daha büyük adalar kaplanmamış alt tabakaların delikleriyle ve kanalların ayrılmasıyla birlikte büyür. Bu evredeki filmlerin yapısı tümüyle sürekli film deliklerinin ve kanalların doldurulması şartıyla sürekli olmayan ada tiplerinden gözenekli ağ tiplerine kadar değişir. Büyütme işlemi çekirdeğin bir istatistiksel üretimine dayandırılarak yüzey difüzyonunun üç boyutta taneciklerin büyütülmesinin kontrol edilmesi, bir ağ yapısının oluşturulması ve sürekli bir film vermesi için bunun en sonunda doldurulması olarak özetlenebilir.

Katkılanmanın ve alt tabaka yüzeyinin termodinamik parametrelerine, başlangıçtaki çekirdeğe ve büyütme evrelerine bağlı olarak büyüme;

- a. adacık (island) tipi
- b. tabaka (layer) tipi
- c. karışık (Stranski-Krastanov) tip

olarak üç grupta toplanabilir. Bu evreler Şekil 2.8’de gösterilmiştir. Hemen hemen bütün pratik durumlarda, büyütme ada oluşumunu meydana getirerek oluşur.



Şekil 2.8. Temel büyütme işlemleri (a) adacık (island) tipi , (b) tabaka (layer) tipi ve (c) karışık (Stranski –Krastanov) tip (Chopra 1983)

Özel durumların dışında kristolografik düzenlenim ve farklı adaların topografiksel ayrıntıları rastgele dağıtılmıştır. Böylece büyütme esnasında adaların birbirine temas etmesi, geometriksel şekillenimlerin ve kristolografik düzenlenimlerin yanlış eşleşmesinden dolayı tane sınırları, çeşitli nokta ve çizgi bozuklukları oluşur. Eğer taneler rasgele düzenlenirse, bir halka tipi kırınım örneği gösterir ve buna polikristal denir. Ancak, eğer tane genişliği $20\text{\AA}$ 'dan küçükse, bu filmlerin kırınım desenleri halo tipi (ışık halkası) olan çok fazla düzensiz yani amorf (kristal olmayan) yapıya benzer. Eğer farklı adaların düzenlenimleri uygun tek kristalli alt tabaka üzerinde özel katkılama içererek aynı devam ediyorsa, bu filmin bir tek kristali içermeyeceği

sonucunu doğurur. Bunun yanında tek kristal filmini oluşturan taneler birbirlerine paralel olarak yerleşirler ve birbirlerine düşük açılı tane sınırlarıyla bağlanırlar. Bu filmlerin kırınım desenleri tek kristalin kırınım deseniyle benzerdir ve epitaxial/tek-kristal film olarak adlandırılır. Alt tabaka-film yapısının uygun olmaması, ince film doğasında olan büyük gerilimlere katkıda bulunur ve bunun sonucunda filmin alt tabaka yüzeyine kadar boşlukların devam etmesi gibi sebeplerden dolayı ince filmler içinde boşluklar oluşabilir.

2.8. Metal Yarıiletken Kontaklar

Doğrultma işlemi kısaca; alternatif akımı doğru akıma çevirme işlemidir. Metal/yarıiletken kontaklarda meydana gelen doğrultma işlemi yarıiletkenin eklem tarafındaki deplasyon tabakası tarafından sağlanır (Schottky 1938). Günlük hayatta kullandığımız, elektrikle çalışan cihazların büyük çoğunluğu doğru akımla çalıştıkları için böyle bir işleme gerek duyulur.

Metal/yarıiletken kontaklar bütün yarıiletken tabanlı devre elemanlarının oluşumunda yer aldıkları için büyük bir öneme sahiptirler. Bu kontaklar metal-yarıiletken ara yüzeyin karakterine bağlı olarak Schottky (doğrultucu) veya omik kontak olarak davranırlar. İki metal arasında yapılan kontak durumunda, bu dipol tabakası kontağın her iki tarafındaki yüzey yükleri nedeniyle meydana gelir. Oluşan bu kontak, elektronların her iki yönde serbestçe hareket edebilmeleri nedeniyle omik kontak olarak adlandırılır. Şayet, kontağı oluşturan maddelerden biri metal diğeri yarıiletken ise oluşacak kontak omik ya da doğrultucu olabilir. Doğrultucu kontak durumunda elektronlar bir yönde kolayca hareket ederken ters yöndeki geçişleri, kontak bölgesinde oluşan potansiyel engeli nedeniyle zorlaşır.

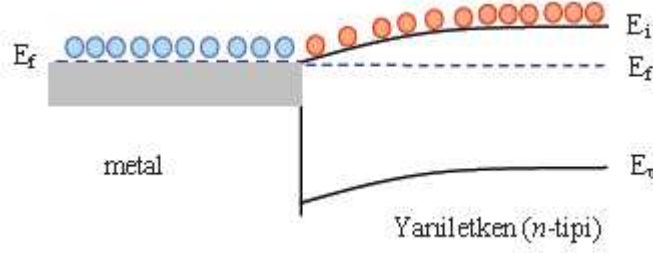
2.8.1. Omik kontaklar

Omik kontakların yarıiletkenlerde en yaygın kullanım amacı, minimum dirençle yarıiletkenle akım vermek veya yarıiletkenden akım almaktır. Omik kontakların sahip olması gereken en önemli karakteristiği, devre elemanının aktif bölgesinde düşen potansiyelle kıyaslandığında kontak üzerindeki düşmenin ihmal edilebilir mertebede olmasıdır. Omik kontak, uygulanan gerilimin polaritesinden bağımsız olarak her iki yönde de akım akışına minimum direnç gösteren kontaklardır. Akım-voltaj ilişkisi Ohm Kanunu ile verilen kontaklar omik bir davranış sergilerler. Kontak direncinin değeri ise omik kantağın kalitesini belirler.

2.8.1.a. Metal/*n*-tipi yarıiletken omik kontaklar

$\Phi_m < \Phi_s$ durumunda, bir metalle bir *n*-tipi yarıiletken kontak halinde olsunlar. Kontakta önceki durumda yarıiletkenin Fermi seviyesi metalin Fermi seviyesinden ($\Phi_s - \Phi_m$) kadar aşağıdadır. Metal ve yarıiletkenin kontakta önceki enerji-bant diyagramları Şekil 2.9.a'da görülmektedir. Kontakta sonra termal denge durumunda, elektronlar metalden yarıiletkenle doğru geride pozitif boşluklar bırakarak geçerler ve bu durumda yarıiletken yüzeyin *n*-tipliliği artar. Yarıiletken yüzeydeki bu fazla elektronlar bir negatif yüzey yükü tabakası meydana getirirler. Yine metalden ayrılan elektronlar geride bir yüzey yükü tabakası (pozitif yük dağılımı) meydana getirirler ve böylece kontak bölgesinde bir dipol tabakası oluşur. Bu durum Şekil 2.9.b'de görülmektedir. Şayet metal tarafına pozitif bir $+V$ gerilimi uygulanırsa bu durumda yarıiletkenden metale doğru akan elektronlar için bir engel yoktur ve elektronlar bu yönde kolayca hareket edebilirler (Şekil 2.9.c).

Şayet yarıiletken tarafına pozitif bir $+V$ gerilimi uygulanırsa, elektronların karşılaşacakları engel yüksekliği yine çok küçük olacaktır ve elektronlar kolayca metalden yarıiletkenle doğru akacaklardır (Şekil 2.9.d).



Şekil 2.10. Düşük Schottky engel yükseklikli omik kontak

2. Schottky engel yüksekliği büyük olsa dahi elektronların tünelleme yapabileceği dar potansiyel engeli oluşturmaktır (tunnelling barrier). Bu tünelleme engeli, yarıiletken yüzeyini aşırı tiplilik (n^{++} veya p^{++}) gösterecek şekilde katkılama suretiyle, yüksek engel yüksekliğine sahip, ancak taşıyıcıların her iki yönde de tünelleme yapabilmesine izin verecek kadar dar potansiyel engeli oluşturmak mümkündür. Katkılama işlemi termal difüzyon, iyon ekme (ion implantation), ya da epitaksiyel büyütme tekniklerinden biri kullanılarak başarılabılır (Neamen 1992).

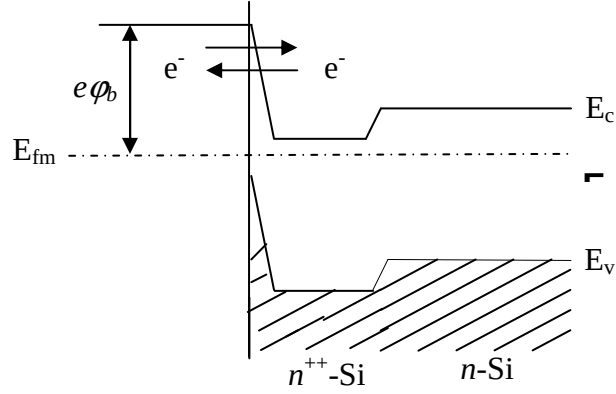
Bir doğrultucu kontağın uzay yükü bölgesinin genişliği (deplasyon bölgesi), yarıiletken katkılanan kirlilik atomlarına ait konsantrasyonun karekökünün tersiyle orantılıdır. Bundan dolayı uzay yükü bölgesinin genişliği, katkı atomlarının konsantrasyonunun artmasıyla azalır ve aşağıdaki ifade ile verilir;

$$w = \sqrt{\left(\frac{2\epsilon_s}{qN_d}\right) \left(\phi_b - (E_c - E_f) - V - \frac{kT}{q} \right)} \quad (2.13)$$

Bu durumda katkı konsantrasyonu arttıkça, potansiyel engel genişliği azalacak ve taşıyıcıların her iki yönde de tünelleme yapma ihtimaliyeti artacaktır. Bu yüzden tünelleme ile omik kontak oluşturmada yarıiletken yüzeyin aşırı tiplilik gösterecek seviyede katkılanması gerekmektedir. Tünelleme ile omik kontak oluşumuna iyi bir örnek olarak n -tipi silisyumu verebiliriz. n -Si omik kontak oluşturmak için Au-Sb ötektik (eutectic) alaşımı kullanılır. Burada termal yolla difüze edilen Sb atomları,

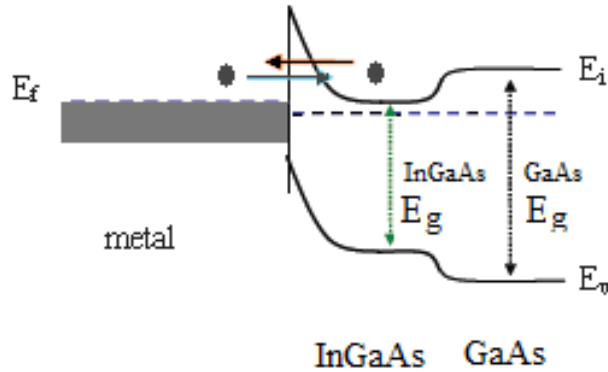
kristal yüzeyinde n^{++} bölge oluşturarak tünellemeye imkan vermektedir (Şekil 2.11). Tünelleme her iki yönde de olacağından yapı omik özellik göstermektedir (Brillson 1993).

Metal ile yarıiletken arasında termal difüzyonu başlatmak için ısı işlem gerekmektedir. Isıl işlem esnasında, yarıiletken malzemenin bir kısmı kontak oluşumu için harcanacağından reaksiyonun derecesi ve yarıiletkenin kalınlığı devre elemanının davranışını etkiler. Bu yüzden düşük sıcaklık ve kısa zamanlı işlemler gerektiren yapılarda buna dikkat edilmelidir.



Şekil 2.11. n -tipi Silisyum'da tünelleme ile omik kontak oluşumu

3. Termal difüzyonla dar bant aralıklı ve taban malzeme ile benzer özellikte bir alaşım tabakası oluşturmak suretiyle omik kontak oluşturmaktır. GaAs yarıiletkeni üzerine In metali tavlaniırsa elektronların tünelleme ile geçebileceği dar bant aralıklı InGaAs alaşımı meydana gelir (Şekil 2.12.).

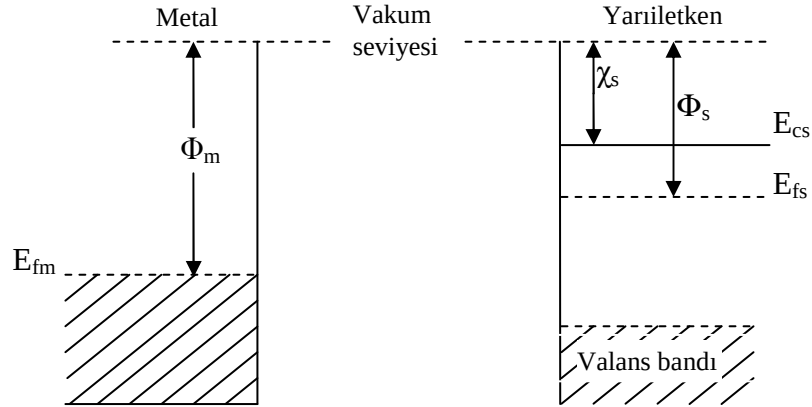


Şekil 2.12. Termal difüzyon ile oluşan omik kontak

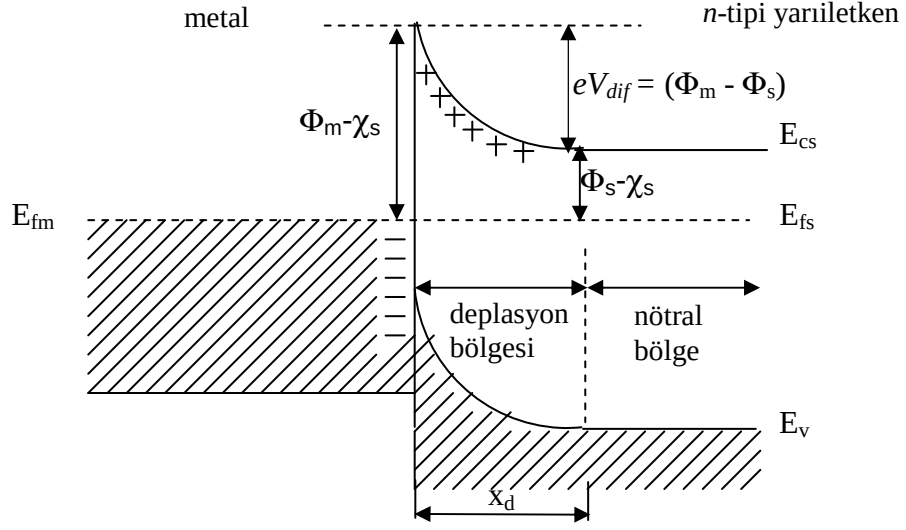
2.8.2. Metal/*n*-tipi yarıiletken doğrultucu (Schottky) kontaklar

İki iletken, kontak haline getirildiğinde aralarındaki yük alışverişinden sonra, yeni denge durumu meydana gelir ve her iki maddenin Fermi enerji seviyeleri eşitlenir. Bu kural sadece iki iletken arasındaki kontak durumunda değil, bir iletken ve bir yarıiletken (*n*-tipi ya da *p*-tipi) arasındaki kontak durumunda da meydana gelir. Doğrultucu kontak durumunda elektronlar bir yönde kolayca hareket ederken ters yöndeki geçişleri, kontak bölgesinde oluşan potansiyel engeli nedeniyle zorlaşır. Bu olayı açıklamak için bir metal ve bir *n*-tipi yarıiletken dikkate alalım. Oda sıcaklığında yarıiletken içindeki bütün donörler iyonize olmuş olsunlar. Metalin iş fonksiyonu Φ_m , yarıiletkenin iş fonksiyonu Φ_s , yarıiletkenin elektron ilgisi χ_s ve $\Phi_m > \Phi_s$ olsun. Kontakta önceki durumda, Şekil.2.13'te görüldüğü gibi yarıiletkenin Fermi seviyesi metalin Fermi seviyesinden $\Phi_m - \Phi_s$ kadar yukarıdadır. Kontakta sonra yarıiletken yüzeyden metale elektronlar geçerken, geride iyonize olmuş donörler bırakırlar. Yük mübadelesi tamamlandıktan sonra her iki tarafın Fermi seviyeleri eşitlenir. Yani yarıiletkenin enerji seviyeleri Şekil 2.14'te görüldüğü gibi $(\Phi_m - \Phi_s)$ kadar alçalmıştır. Sonuç olarak, kontakta oluşan dipol tabakası nedeniyle eklem üzerinde bir potansiyel engeli meydana gelir. Bu engelin yarıiletken tarafındaki yüksekliği $(\Phi_m - \Phi_s)$ ve metal tarafındaki yüksekliği ise $\Phi_m - \chi_s$ kadardır (Rhoderick 1988; Ziel 1968).

Bu engel yüksekliği difüzyon potansiyeli cinsinden $eV_{dif} = \Phi_m - \Phi_s$ şeklinde ifade edilebilir. Yarıiletkenin iletkenlik bandındaki elektronlar metale geçerken bu engelle karşılaşır. Kontakın yarıiletken tarafındaki pozitif yüklere, sayısı metal tarafındaki iyonize olmuş yük yoğunluğundan çok daha az olan iyonize olmuş donörlerin neden olduğu ve bunların yarıiletken içinde hareketsiz olmalarından dolayı bunlara yüzey yükü olarak değil, bir uzay yükü olarak bakmak gerekir. Kontaktaki potansiyel engelden dolayı, yüzey tabakası engel tabakası olarak bilinir. Bu tabakanın kalınlığı iyonize olmuş donörlerin konsantrasyonuna ve difüzyon potansiyelinin değerine bağlıdır. Metal ve yarıiletken içindeki bazı elektronların termal yolla kazandıkları enerji, elektronun potansiyel engelini aşmasına yetebilecek büyüklükte olduğu zaman, kontakten eşit ve zıt yönde bir I_0 sızıntı akımı geçer. Şayet yarıiletkene bir $-V$ gerilimi uygulanırsa metalden yarıiletkene geçecek elektronlar için engel yüksekliği değişmez ve bu nedenle bu elektronların oluşturacakları akım da değişmez. Fakat yarıiletken tarafında, iletkenlik bandı eV kadar yükseleceği için yarıiletkenden metale geçecek elektronlar için engel yüksekliği eV kadar azalacaktır. Dolayısıyla metalden yarıiletkene doğru akan akım $\exp(eV/kT)$ faktörü kadar artacaktır.



Şekil 2.13. Kontaktan önce metal ve n -tipi yarıiletkene ait enerji-bant diyagramları



Şekil 2.14. Kontakta sonra termal denge durumunda oluşan enerji-bant diyagramı

Bu durumda oluşan net akım,

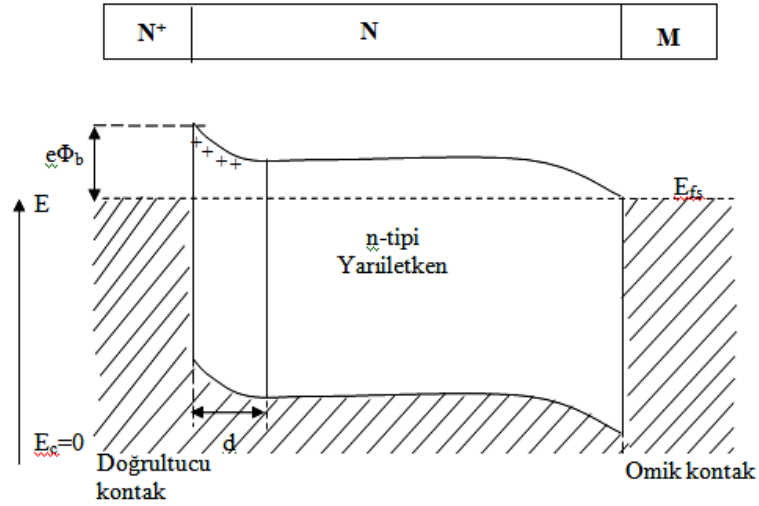
$$I = I_0 \left[\exp\left(\frac{eV}{kT}\right) - 1 \right] \quad (2.14)$$

ile verilir (Rhoderick 1988; Ziel 1968). I akımı pozitifdir. Bu beslem durumuna ($V \gg kT/e$) düz beslem durumu denir. Yarıiletken tarafına $+V$ gerilimi uygulandığında iletkenlik bandı eV kadar alçalır ve yarıiletken tarafındaki engel yüksekliği eV kadar artar. Oluşan net akım $-I_0$ değerine yaklaşır. Bu beslem durumuna ($V \ll -kT/e$) ters beslem durumu denir.

2.8.3. Metal (Omik)/ n -tipi yarıiletken/ metal (doğrultucu) yapısı

Metal (Omik)/ n -tipi Yarıiletken/Metal (Doğrultucu) yapısı; n -tipi yarıiletkenin bir yüzeyinin aşırı katkılanması sonucu elektron bakımından çok zengin n^+ omik kontağı ve diğer yüzeyine uygulanan nM doğrultucu kontağından oluşmaktadır. Bu yapıya ait enerji-bant diyagramı aşağıdaki şekilde verilmiştir. n^+ omik kontak tarafına negatif bir

gerilim uygulandığında, yapı ters beslenmiş olur. n^+nM yapısı diyot gibi davrandığı için, böyle bir yapı yarıiletken diyot olarak adlandırılır (Sağlam 1991).



Şekil 2.15. n^+nM yarıiletken yapının termal dengede enerji-bant diyagramı

2.9. Schottky Diyotlarda Akım İletim Mekanizmaları

Metal-yarıiletken ara yüzeyinde gerçekleşen akım iletimi birden fazla mekanizma ile gerçekleşir. Schottky diyotlarda en muhtemel durum, potansiyel engeli üzerinden atlama yani termoiyonik emisyonudur. Bu mekanizma, Schottky engel yüksekliğini elde etmekte yaygın olarak kullanılan standart bir modeldir. Diğer mekanizmalar, alan emisyonu (FE) ve termoiyonik alan emisyonunu (TFE) içine alan engel boyunca tünelleme, difüzyon teorisi, deplasyon bölgesinde rekombinasyon ve jenarasyon mekanizmalarıdır (Rhoderick 1988).

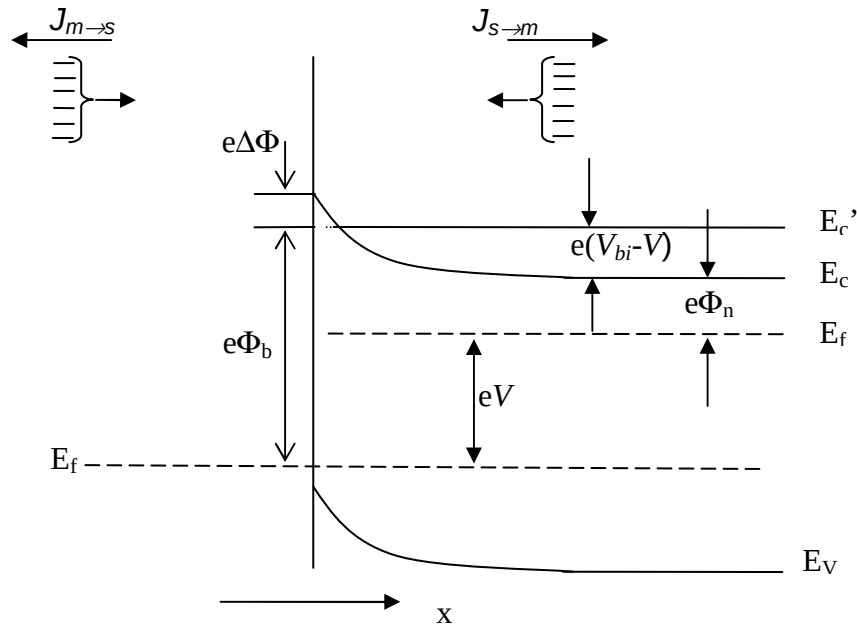
2.9.a. Termoiyonik emisyon teorisi (TE)

Sıcak bir yüzeyden termal enerjileri nedeniyle taşıyıcıların salınması olayı termoiyonik emisyon olarak bilinir. Metal-yarıiletken kontaklarda termoiyonik emisyon teorisi, taşıyıcıların termal enerjileri nedeniyle potansiyel engelini aşarak yarıiletkenden metale

veya metalden yarıiletken geçmesidir. Orta derecede katkılanmış bir yarıiletken için bu süreç taşıyıcı iletimine önemli oranda katkıda bulunur. Schottky diyotlarda akım çoğunluk taşıyıcıları tarafından sağlanır. Metal/n-tipi yarıiletken Schottky diyotlarda elektronlar, metal/p-tipi yarıiletken Schottky diyotlarda ise boşluklar akımı sağlar. Termoiyonik emisyon teorisi oluşturulurken, Maxwell-Boltzmann yaklaşımının uygulanabilmesi ve termal denge durumunun olaydan etkilenmemesi için, doğrultucu kontağa ait potansiyel engelinin, kT enerjisinden daha büyük olduğu ve arınma bölgesindeki taşıyıcı çarpışmalarının çok küçük olduğu kabul edilmektedir.

Şekil. 2.16'da V büyüklüğünde düz beslem gerilimi uygulanmış bir Schottky kontak görülmektedir. Burada $J_{s \rightarrow m}$ yarıiletkenden metale doğru akan akım yoğunluğu ve $J_{m \rightarrow s}$ ise metalden yarıiletken doğru olan akım yoğunluğudur.

Yukarıda bahsedildiği şekilde, metal-yarıiletken kontaklardaki akım mekanizmaları ilk olarak Bethe tarafından ve daha ayrıntılı olarak da Crowell ve Sze tarafından ortaya atılmıştır (Rhoderick 1988).



Şekil 2.16. Düz beslem altındaki metal/yarıiletken kontakta taşıyıcı geçişleri ve akımları

$J_{s \rightarrow m}$ akım yoğunluğu, x yönünde ve engeli aşabilecek büyüklükte hızlara sahip elektronların konsantrasyonunun bir fonksiyonudur. Bu nedenle,

$$J_{s \rightarrow m} = e \int_{E_c}^{\infty} v_x dn \quad (2.15)$$

şeklinde yazılabilir. Burada E_c' metal içindeki termoiyonik emisyon için gerekli minimum enerji, v_x taşınma yönündeki hızdır. Artan elektron konsantrasyonu,

$$dn = g_c(E) f_F(E) d(E) \quad (2.16)$$

ile verilir. Burada $g_c(E)$, iletkenlik bandındaki hal yoğunluğu ve $f_F(E)$, Fermi-Dirac ihtimaliyet fonksiyonudur. Maxwell-Boltzmann yaklaşımı uygulanarak elektron konsantrasyonu için,

$$dn = \frac{4\pi(2m_n^*)^{3/2}}{h^3} \sqrt{E - E_c} \exp\left[-\frac{(E - E_F)}{kT}\right] dE \quad (2.17)$$

yazılabilir. $(E - E_c)$ enerjisi serbest elektronun kinetik enerjisi olarak kabul edilirse, bu durumda,

$$\frac{1}{2} m_n^* v^2 = E - E_c \quad (2.18)$$

$$dE = m_n^* v dv \quad (2.19)$$

ve

$$\sqrt{E - E_c} = v \sqrt{\frac{m_n^*}{2}} \quad (2.20)$$

olur. Bu sonuçlar kullanılarak (2.17) ifadesi yeniden düzenlenirse,

$$dn = 2 \left(\frac{m_n^*}{h} \right)^3 \exp \left(\frac{-e\phi_n}{kT} \right) \exp \left(\frac{-m_n^* v^2}{2kT} \right) 4\pi v^2 dv \quad (2.21)$$

elde edilir. Bu denklem, hızları v ve $v + dv$ aralığında değişen elektronların sayısını verir. Hız, bileşenlerine ayrılırsa;

$$v^2 = v_x^2 + v_y^2 + v_z^2$$

şeklinde olur. Buradan,

$$J_{s \rightarrow m} = 2e \left(\frac{m_n^*}{h} \right)^3 \exp \left(\frac{-e\phi_n}{kT} \right) \int_{v_{0x}}^{\infty} v_x \exp \left(\frac{m_n^* v_x^2}{2kT} \right) dv_x \int_{-\infty}^{\infty} \exp \left(\frac{-m_n^* v_y^2}{2kT} \right) dv_y \int_{-\infty}^{\infty} \exp \left(\frac{-m_n^* v_z^2}{2kT} \right) dv_z, \quad (2.22)$$

şeklinde yazılabilir. v_{0x} hızı, x doğrultusundaki harekette elektronun potansiyel engelini aşabilmesi için gerekli olan minimum hızdır. Son ifadede aşağıdaki değişken değiştirmeleri yapılabilir:

$$\frac{m_n^* v_x^2}{2kT} \equiv \alpha^2 + \frac{e(V_{bi} - V)}{kT} \quad (2.23.a)$$

$$\frac{m_n^* v_y^2}{2kT} \equiv \beta^2 \quad (2.23.b)$$

$$\frac{m_n^* v_z^2}{2kT} \equiv \gamma^2 \quad (2.23.c)$$

Ayrıca minimum v_{0x} hızı için,

$$\frac{1}{2} m_n^* v_{0x}^2 = e(V_{bi} - V) \quad (2.24)$$

yazılabilir. Bu durumda $v_x \rightarrow v_{ox}$ şartı için $\alpha = 0$ olur. Yine $v_x dv_x = \left(\frac{2kT}{m_n^*} \right) \alpha d\alpha$

yazılabilir. Bu ifadeler (2.22) denkleminde kullanılırsa;

$$J_{s \rightarrow m} = 2e \left(\frac{m_n^*}{h} \right)^3 \left(\frac{2kT}{m_n^*} \right)^2 \exp \left(\frac{-e\phi_n}{kT} \right) \exp \left[\frac{-e(V_{bi} - V)}{kT} \right] \\ \times \int_0^\infty \alpha \exp(-\alpha^2) d\alpha \int_{-\infty}^\infty (-\beta^2) d\beta \int_{-\infty}^\infty (-\gamma^2) d\gamma \quad (2.25)$$

Bu son ifadenin integrali alınır;

$$J_{s \rightarrow m} = \left(\frac{4\pi e m_n^* k^2}{h^3} \right) T^2 \exp \left[\frac{-e(\phi_n + V_{bi})}{kT} \right] \exp \left(\frac{eV}{kT} \right) \quad (2.26)$$

ya da

$$J_{s \rightarrow m} = \left(\frac{4\pi e m_n^* k^2}{h^3} \right) T^2 \exp \left[\frac{-e\phi_b}{kT} \right] \exp \left(\frac{eV}{kT} \right) \quad (2.27)$$

olur. Uygulama gerilimi sıfır olduğunda $J_{s \rightarrow m}$ ile $J_{m \rightarrow s}$ tamamen eşittirler. Yani,

$$J_{m \rightarrow s} = \left(\frac{4\pi e m_n^* k^2}{h^3} \right) T^2 \exp \left[\frac{-e\phi_b}{kT} \right] \quad (2.28)$$

olur. Eklemdeki net akım yoğunluğu $J = J_{s \rightarrow m} - J_{m \rightarrow s}$ olur. Daha açık ifadeyle net akım yoğunluğu,

$$J = \left[A^* T^2 \exp\left(\frac{-e\phi_b}{kT}\right) \right] \left[\exp\left(\frac{eV}{kT}\right) - 1 \right] \quad (2.29)$$

olur. Burada A^* termiyonik emisyon için Richardson sabiti olup,

$$A^* = \frac{4\pi e m_n^* k^2}{h^3} \quad (2.30)$$

ile verilir. Genel bir durum için (2.29) ifadesi,

$$J = J_{sT} \left[\exp\left(\frac{eV}{kT}\right) - 1 \right] \quad (2.31)$$

olarak yazılabilir. Burada J_{sT} ters-doyma akım yoğunluğu olarak bilinir ve

$$J_{sT} = A^* T^2 \exp\left(\frac{-e\phi_b}{kT}\right) \quad (2.32)$$

şeklinde ifade edilir. ϕ_b Schottky engel yüksekliğinin imaj kuvveti nedeniyle azaldığı ve $\phi_b = \phi_{b0} - \Delta\phi$ şeklinde verildiği dikkate alınarak (2.32) ifadesi yeniden,

$$J_{sT} = A^* T^2 \exp\left(\frac{-e\phi_b}{kT}\right) \exp\left(\frac{e\Delta\phi}{kT}\right) \quad (2.33)$$

şeklinde yazılır. Engel yüksekliğindeki $\Delta\phi$ değişimi, artan elektrik alanla ya da artan ters beslem gerilimi ile artacaktır.

2.9.b. Tünelleme (alan emisyonu/FE ve termoiyonik-alan emisyonu/TFE)

Metal-yarıiletken Schottky kontaklarda önemli olan diğer bir akım iletim mekanizması da tünellemedir. Metal-yarıiletken ara yüzeyindeki tünelleme mekanizmasında, elektronlar engel genişliğinin (deplasyon bölge genişliği) kalın olmadığı durumlarda engelin üzerinden atlamaksızın Schottky engeli boyunca tünellenebilirler (Rhoderick 1988).

Schottky engeli boyunca olan elektronların tünellemesi Padovani tarafından geniş olarak ele alınmıştır. Padovani'ye göre engel boyunca gerçekleşen elektron tünellemesi ya yarıiletkenin Fermi seviyesinden metale doğru (alan emisyonu, FE) elektron tünellemesiyle ya da yüksek enerjilere uyarılabilecek ve dar üçgen potansiyel boyunca tünellenebilecek olan elektronların termal enerjisi yardımıyla (Termoiyonik alan emisyonu, TFE) akıma katkıda bulunur. Alan emisyonu (FE) veya doğrudan tünellemenin oluşumu, yarıiletkenin aşırı oranda katkılıandığı durumda Fermi seviyesinin iletkenlik bandı ile çakışması sonucu kuvvetle muhtemeldir. (Şekil 2.17). Dolayısıyla burada termoiyonik alan emisyonu mekanizması ayrıntılı olarak incelenecektir.

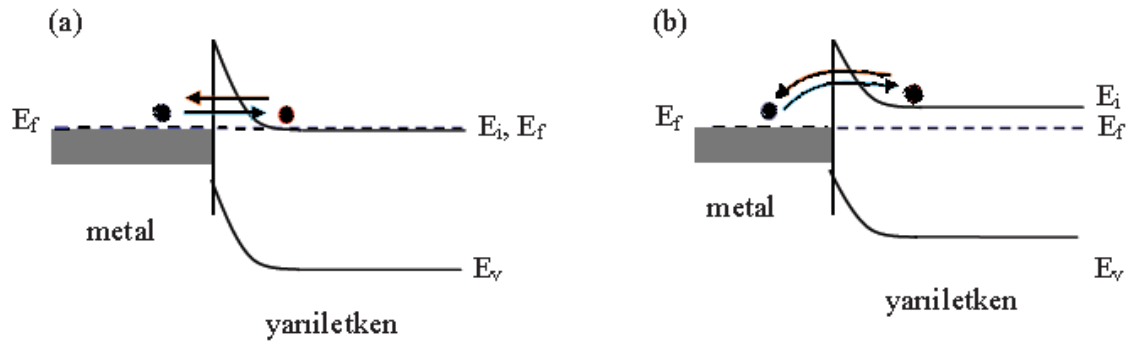
Alan emisyonu ve termoiyonik alan emisyon için akım,

$$I = I_o \exp\left(\frac{qV}{E_0}\right) \quad (2.34)$$

ile verilir. Bu ifadede $\frac{E_0}{kT} = \frac{E_{00}}{kT} \coth\left(\frac{E_{00}}{kT}\right)$ ve

$$E_{00} = \frac{\hbar}{2} \left[\frac{N_d}{m_n^* \epsilon_s} \right]^{1/2} \quad (2.35)$$

dır. Burada E_{00} tünelleme olasılığını temsil eden karakteristik enerji, m_n^* elektron etkin kütlesi, ϵ_s yarıiletkenin dielektrik sabiti, N_d donör konsantrasyonudur. kT/qE_{00} oranı termoiyonik emisyon ve tünelleme mekanizmaları hakkında önemli bilgiler verir. E_{00} , deplasyon bölgesi kenarında iletkenlik bandının tabanıyla çakışan enerjiye sahip bir elektron için karşı tarafa geçme ihtimaliyetinin $1/e$ 'ye karşılık gelen Schottky engelini difüzyon potansiyelidir. $kT \ll qE_{00}$ ise alan emisyonu (FE), $kT \sim qE_{00}$ ise termoiyonik alan emisyon (TFE) ve $kT \gg qE_{00}$ ise termoiyonik emisyon (TE) mekanizmalarının olması beklenir (Rhoderick 1988).



Şekil 2.17. a) FE ve b) TFE mekanizmalarının oluşumu

2.9.c. Difüzyon teorisi

Aralarında yoğunluk gradiyenti bulunan bölgeler arasında, yoğunluğun çok olduğu bölgeden az olduğu bölgeye doğru olan yük geçişlerine difüzyon denir. Schottky tarafından verilen teori aşağıdaki varsayımlara dayanmaktadır (Sze 1981):

1. Potansiyel engel yüksekliği, kT/q enerjisinden çok büyüktür.
2. Tüketim bölgesindeki elektronların çarpışma ihtimalleri dahil edilmiştir.
3. $x=0$ ve $x=W'$ 'daki taşıyıcı konsantrasyonu termal denge değerlerine sahip olup, akımdan etkilenmez.
4. Yarıiletkendeki safsızlık konsantrasyonu dejenere değildir yani katkı atomlarının yoğunluğu değişmez.

Bu varsayımlardan hareketle tüketim tabakasındaki akım, bölgesel alan ve yoğunluk farkına bağlı olduğundan akım-voltaj karakteristiğini çıkarmak için tüketim bölgesindeki akım yoğunluğu metal/n-tipi yarıiletken kontaklar için;

$$J_x = J_n = q \left[n(x) \mu_n E(x) + D_n \frac{\partial n}{\partial x} \right] = q D_n \left[- \frac{q n(x)}{kT} \frac{\partial V(x)}{\partial x} + \frac{\partial n}{\partial x} \right] \quad (2.36)$$

yazılabilir. Burada D_n elektron difüzyon sabiti, $E(x)$ Schottky bölgesinde konuma bağlı elektrik alanı, μ_n elektronun mobilitesi ve $n(x)$ herhangi bir x noktasındaki elektron yoğunluğudur. Böylece difüzyon teorisine göre akım yoğunluğu;

$$J = J_{SD} \left[\exp \left(\frac{qV}{kT} \right) - 1 \right] \quad (2.37)$$

ile verilir. Burada J_{SD} doyum akım yoğunluğu olup;

$$J_{SD} = \left(\frac{q^2 N_c D_n}{kT} \right) \left[\frac{q(V_d - V) 2N_D}{\epsilon_s} \right]^{1/2} \exp \left(\frac{-q\Phi_b}{kT} \right) \quad (2.38)$$

şeklinde ifade edilir. Burada N_c iletkenlik bandındaki etkin taşıyıcı yoğunluğu, ϵ_s yarıiletkenin dielektrik sabitidir. Yukarıdaki bağıntılarda $n(x)$ yerine $p(x)$, D_n yerine D_p , N_c yerine N_v , N_D yerine N_A yazılarak benze işlemler metal/p-tipi kontaklar içinde geçerlidir.

2.9.d. Deplasyon bölgesi jenerasyon-rekombinasyonu

Deplasyon bölgesindeki jenerasyon-rekombinasyon etkileri termoiyonik emisyon akım iletim mekanizması bileşenine paralel bir artış verir. Bu etki özellikle orta sıcaklık bölgesinde önemli bir mekanizmadır (Rhoderick 1988).

Uzay yükü bölgesindeki rekombinasyonun önemi Yu *et al.* (1968) tarafından ayrıntılı olarak açıklanmıştır. Rekombinasyon olayı genel anlamda lokal durumlar sonucunda ortaya çıkar. Shockley-Read (1950) ve Hall teorilerine göre, en etkin olan rekombinasyon merkezleri, band aralığının ortasına yakın enerjilere sahip merkezlerdir. Schottky diyotlarda rekombinasyonun olduğu durumlardaki akım iletim mekanizması p-n eklem diyotun akım iletim mekanizmasına benzemektedir. Sah *et al.* (1957) düz beslemdeki küçük gerilim bölgesinde baskın olan rekombinasyon akım yoğunluğunun yaklaşık olarak;

$$J_r = J_{r0} \exp\left(\frac{qV}{kT}\right) \left[1 - \exp\left(-\frac{qV}{kT}\right)\right] \quad (2.39)$$

ile verilebileceğini açıklamışlardır. Burada $J_{r0} = (qn_i w / 2\tau_r)$ dir. Burada n_i , asal elektron konsantrasyonu olup $n_i \propto (-qE_g / 2kT)$ şeklinde bir orantı vardır. Ayrıca burada w , deplasyon bölgesinin genişliği, τ_r elektronların bu bölgeyi geçmesi için gerekli zamandır. Homojen dağılıma sahip merkezlerden dolayı, elektron ve holler için yakalama tesir kesitleri eşit olur.

Rekombinasyon akımının termoiyonik emisyon akımına oranı,

$$T^2 \tau_r \exp\left[q\left(\frac{E_g + V - 2\Phi_b}{2kT}\right)\right] \quad (2.40)$$

ile verilmektedir. Bu oran τ_r , V ve E_g ile artarken, Φ_b ile azalmaktadır. Düz beslemdeki rekombinasyon akımının sıcaklıkla ters orantılı değişimi yüksek ve düşük sıcaklıklarda iki farklı eğimi olan bir doğru verir. Bu bölgelerde, düşük sıcaklıklarda aktivasyon enerjisi $(E_g - V)/2$ değerine ve yüksek sıcaklıklarda ise $(\Phi_b - V)$ değerine yaklaşık olarak eşittir. Bu durumlar dikkate alındığında Schottky diyotlarda ideal durumdan sapmaların bir nedeni de rekombinasyon akımıdır. İdeal durumdan sapmalar özellikle düşük sıcaklıklarda daha belirgin olduğu için düşük sıcaklıklardaki ölçülerin de dikkate alınması gerekir.

Şayet tünelleme ve imaj kuvvet azalması düşük bir donör konsantrasyonu ile önemli derecede azaltılırsa, deplasyon bölgesinde elektron-hol çiftlerinin jenerasyonundan (oluşması) dolayı fark edilebilir derecede bir ters akım oluşabilir. Bu işlem rekombinasyonun tersi bir işlem olup, jenerasyon mekanizmasıyla oluşan akım (J_g), $J_g = (qn_i w / 2 \tau_r)$ ile verilir. Deplasyon bölgesinin genişliği ($V_d + V$) ile orantılı olduğu için, akım yoğunluğu ters uygulama gerilimi ile artar. Jenerasyon akımı yüksek engel yüksekliği durumlarında ve kısa ömürlerin söz konusu olduğu yarıiletkenlerde çok önemlidir. Özellikle yüksek sıcaklıklardan ziyade düşük sıcaklıklarda çok önemlidir. Çünkü, termoiyonik emisyon bileşeninden daha düşük aktivasyon enerjisine sahiptir.

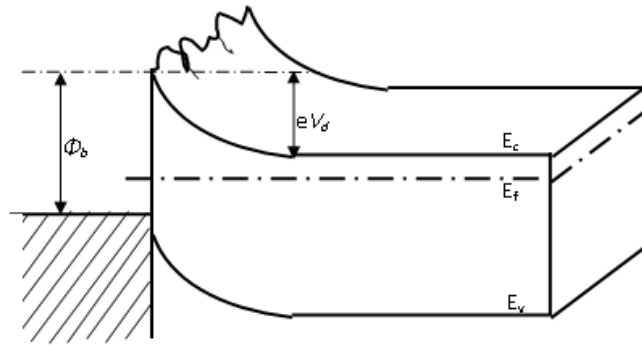
Deplasyon bölgesindeki jenerasyon-rekombinasyon etkileri, termoiyonik emisyon akım taşınma mekanizması bileşenine paralel bir artış verir. Bu durum özellikle orta dereceli sıcaklıklarda (175K-235K) önemli bir mekanizmadır (Rhoderick 1988).

2.10. Potansiyel Değişim Modeli ve Homojen Olmayan Engel Yüksekliği

Metal-yalıtkan-yarıiletken ve metal-yarıiletken Schottky kontaklarda potansiyel engel yüksekliği (Φ_b), doğru beslem akım-voltaj ve ters beslem kapasite-voltaj ölçümleri için farklı sonuçlar verir. Schottky kontaklarda akım-voltaj ve kapasite-voltaj ölçümlerinden elde edilen sıcaklığa bağlı engel yüksekliğinin değişimi ve idealite faktörünün 1'den büyük olması farklı şekillerde açıklanmaktadır. Metal ve yarıiletken arasındaki ara yüzeyin atomik olarak pürüzlü (düzensiz) olmasından dolayı difüzyon potansiyeli (V_d) ve engel yüksekliğinin (Φ_b) farklı uzaysal değişimlerine neden olarak Şekil 2.18'de gösterildiği gibi homojen olmayan bir dağılıma neden olacaktır. Metaldeki atomik yapı, dislokasyonlar ve tane sınırlarının yanı sıra metalin kalınlığının değişimi ara yüzeyin pürüzlü olmasına neden olabilir. Bu potansiyel değişimlerin bir başka nedeni de; alan emisyonundan dolayı lokal engel yüksekliğinin azalması olabilir. Ayrıca ara yüzeyde farklı metalik fazların etkisi ile de bu lokal değişimler ortaya çıkabilir. Bunun yanı sıra yarıiletkendeki donör atomlarının rasgele dağıldığı düzenli bir örgüde, donör atomları arasındaki düzensiz mesafeler de bahsedilen potansiyel değişimlerin bir başka nedeni

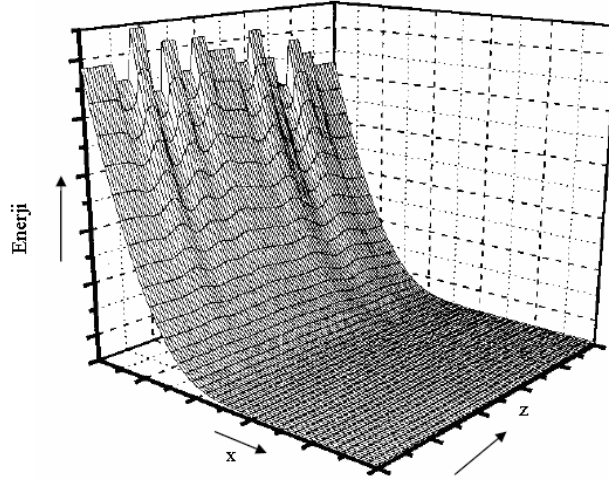
olabilir. Potansiyel değişim modeli, homojen olmayan Schottky kontaklar için daha önce yapılan çalışmalardan farklıdır (Werner *et al.* 1991). Bu konuda daha önce yapılan çalışmalarda farklı engel yüksekliğine sahip olan homojen ve homojen olmayan Schottky diyotlar üzerinde farklı çalışmalar yapılmıştır. Örneğin, Ohdomari ve Tu PtSi/Si ve NiSi/Si gibi farklı diyotların özelliklerini inceleyerek, düşük engelli NiSi/Si ve yüksek engelli PtSi/Si Schottky kontaklara karşılık gelen toplam d.c. akımın, düşük engelli ve yüksek engelli akımlarının toplanması ile modifiye edilebileceğini açıklamışlardır. Benzer modeller, foto-tepki ve kapasite ölçümlerine de uygulanmıştır. Böylece akım, kapasite ve fotoemisyonu açıklayan etkin Schottky engeller, düşük engel ve yüksek engelli kontak alanlarının oranına bağlı olduğu açıklanmıştır.

I - V eğrileri için benzer çalışma Tuy *et al.* (1990) tarafından yapılmıştır. Ohdomari ve Tuy'un modeli, I - V ölçümlerinden daha yüksek olan C - V ölçümlerindeki engel yüksekliğinin azaldığını açıklar (Ohdomari *et al.* 1980). DC akımı düşük engelli diyotların alanına kuvvetlice bağlıdır. Buna rağmen, bütün bu modellerin düşük ve yüksek engel bölgelerindeki durumu farklıdır. Yani Schottky engellerin düzensiz olarak değiştiği kabul edilerek birbirinden ayrılmış yüksek ve düşük engellerin yüzey yükü bölgelerinin genişlikleri de farklıdır. Ayrıca Ohdomari ve Tu bir engel dağılımının yerine iki farklı engelin varlığını kabul etmişlerdir. Böylece I - V ve C - V ölçümleri için hem Schottky engel yüksekliğinin sıcaklığa bağlılığı hem de idealite faktörünün (n) 1'den büyük olmasını açıklamak için bu modeller yeterli olmaktadır.



Şekil 2.18. Homojen engel yüksekliğine sahip olmayan bir Schottky kontağın iki boyutlu bant diyagramı

Ayrıca, Freeouf *et al.* (1982) yaptıkları simülasyon programı ile I - V ve C - V ölçümlerinden elde edilen engel yükseklikleri ile iki farklı engelin varlığını doğrulamışlardır. Şekil 2.19, metal-yarıiletken ara yüzündeki yanal homojensizlikleri 3 boyutlu uzayda göstermektedir (Osvald 1999).



Şekil 2.19. Bir metal-yarıiletken doğrultucu kontak için örnek bir potansiyel engelinin bilgisayar simülasyonu ile elde edilen üç boyutlu yanal homojensizliğinin görünümü

2.11. Schottky Diyotların İdeal Durumdan Sapma Nedenleri

2.11.a. İmaj-kuvvet (Schottky) etkisi

İdeal bir Schottky diyot için engel yüksekliği ifadesi;

$$\Phi_b = \Phi_m - \chi_s \quad (2.41)$$

ile verilmektedir. Fakat bazı etkiler teorik olarak verilen bu gerçek Schottky engel yüksekliği ifadesini değiştirebilir. Bu etkilerden ilki; Schottky etkisi veya imaj kuvvet etkisinden dolayı engel yüksekliğinin azalmasıdır.

Metalden x kadar uzaklıktaki bir mesafede bir dielektrikteki bir elektron bir elektrik alan oluşturacaktır. Elektrik alan çizgileri, metal yüzeyine dik olmalıdır ve bu çizgiler metalin yüzeyinden iç kısma doğru x kadarlık bir mesafede yerleşmiş bir $+e$ imaj yükününkü ile aynı olacaktır. Bu imaj etkisi Şekil 2.20.a'da gösterilmiştir. İmaj yükü ile Coulumb etkileşmesinden dolayı elektron üzerine etki eden kuvvet,

$$F = \frac{-e^2}{4\pi\epsilon_s (2x)^2} = -eE \quad (2.42)$$

ifadesi ile verilir (Neamen 1992). Potansiyel ifadesi ise,

$$-\Phi(x) = + \int_x^{\infty} E dx' = + \int_x^{\infty} \frac{e}{4\pi\epsilon_s 4(x')^2} dx' = \frac{-e}{16\pi\epsilon_s x} \quad (2.43)$$

ile verilir. Burada x' integral değişkeni olup, $x=\infty$ için potansiyel sıfır kabul edilmektedir. Elektronun potansiyel enerjisinin $-e\Phi(x)$ değişimi başka elektrik alanın olmadığı kabul edilerek Şekil 2.20.b'de gösterilmektedir.

Dielektrikteki bir elektrik alanın varlığında potansiyel ifadesi ilave bir terim alarak (imaj potansiyeli) modifiye edilir ve

$$-\Phi(x) = \frac{-e}{16\pi\epsilon_s x} - Ex \quad (2.44)$$

şeklinde olur. Sabit bir elektrik alanın varlığında elektronun potansiyel enerji değişimi Şekil 2.20.c'de gösterilmiştir. Bu şekilde potansiyel engeli piki azalmıştır. Potansiyel engeli pikinin bu şekilde azalması Schottky etkisi ve imaj kuvveti etkisi ile engel yüksekliğinin azalması olarak bilinir.

$$\Delta\Phi = \sqrt{\frac{eE}{4\pi\epsilon_s}} \quad (2.47)$$

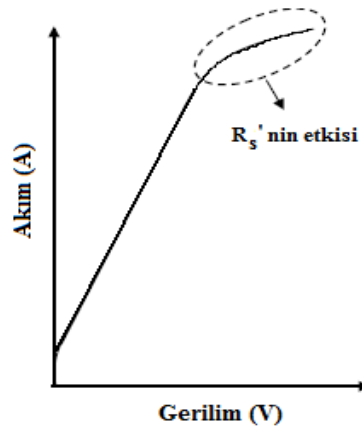
ile verilir (Ziel 1968).

2.11.b. Tünelleme etkisi

Aşırı katkılanmış yarıiletkenlerden yapılan Schottky kontaklarda, düşük sıcaklıklarda baskın durumda olan bir mekanizmadır. Bu mekanizmada yük taşıyıcıları, normal olarak engel üzerinden geçmeyip engeli kuantum mekaniksel tünelleyerek geçerler. Bu mekanizma diyotun elektriksel karakteristiklerinin ideal durumdan sapmasına yol açar (Rhoderick 1988).

2.11.c. Seri direnç etkisi

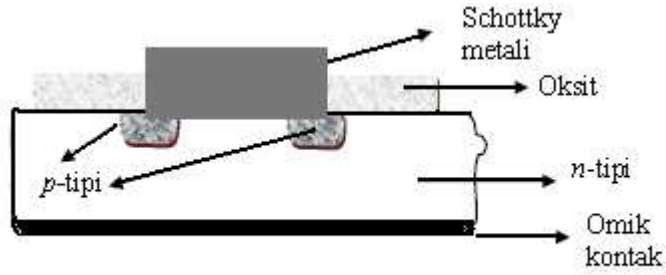
Metal-yarıiletken doğrultucu kontaklarda, yarıiletken tarafında oluşan deplasyon bölgesi dışında kalan nötral bölgenin diyot akımına karşı gösterdiği dirençtir ve R_s ile gösterilir. Bu etki, büyük gerilim değerlerinde baskın olmaya başlar ve diyot akımının düşmesine neden olur. Şekil 2.21, bir Schottky diyotta büyük gerilim değerlerinde seri direncin etkisi ile meydana gelen diyot akımındaki azalmayı göstermektedir (Rhoderick 1988).



Şekil 2.21. Metal/yarıiletken kontakta seri direncin etkisi

2.11.d. Kenar etkileri

Metal/yarıiletken arasında elektrik alan çizgilerinin ekleme dik olduğu önceki bölümlerde varsayılmıştır. Ancak Schottky kontaklar, genelde geniş bir yarıiletken yüzeyine küçük bir metal nokta yapılarak oluşturulmaktadır. Metal noktanın kenarındaki elektrik alanın değerinin, merkezindeki alandan daha küçük olduğu görülmüştür. Yapılan deneysel çalışmalarda, Schottky kontakların ters beslem akım değerlerinin teorik değerlerden daha büyük olduğu görüldü. Bu durumun kenar sızıntı akımı ile açıklanabileceği ortaya konuldu. Kenar etkisini yok etmek için metal-yarıiletken diyotlar Şekil 2.22’de gösterildiği gibi guard (koruma yüzüğü) yapılır. Koruma yüzüğü *n*-tipi bir yarıiletken için *p*-tipi bölgeler oluşturularak yapılır (Sze 1969).



Şekil 2.22. Metal/yarıiletken kontaklarda kenar etkisi

3. MATERYAL ve YÖNTEM

İnce filmlerin üretimi için kullanılan teknikleri iki ana başlık altında incelemek mümkündür. Bunlardan birincisi fiziksel teknikler, ikincisi ise kimyasal tekniklerdir. Fiziksel tekniklerde filmi oluşturacak malzeme, bir hedef kaynaktan taban malzeme yüzeyine doğru hareket eder. Fiziksel teknikler, hem buharlaştırma hem de bir etki işlemiyle gaz halinde çökeltmenin yapıldığı vakum buharlaştırma ve püskürtme tekniklerini içermektedir. Kimyasal reaksiyonları içeren kimyasal tekniklerde ise, çoğunlukla bileşenler taban malzemenin yüzeyinde veya çevresinde bir reaksiyona maruz kalmaktadır. İnce filmlerin oluşumunda kullanılan kimyasal teknikler kendi içinde, gaz fazı ve çözelti fazı olmak üzere ikiye ayrılır. Kimyasal teknikler, Chemical Vapor Deposition (CVD), lazer CVD, Metalorganic Chemical Vapor Deposition (MOCVD) gibi gaz fazı kimyasal teknikleri ve Electrochemical Deposition (ECD), Chemical Bath Deposition (CBD), Sol-gel, Successive Ionic Layer Adsorption And Reaction (SILAR) gibi sıvı faz kimyasal teknikleridir.

ZnO, CdO ince filmlerini ve Zn/ZnO/n-Si/Au-Sb, Cd/CdO/n-Si/Au-Sb sandviç yapılarındaki arayüzey tabakalarını (ZnO, CdO) büyötmek için, bölümümüzde sahip olduğumuz imkânlar dâhilinde ve pratik olması, fazla zaman kaybına sebep olmaması, maliyetinin düşük olması, büyüme boyunca çözelti konsantrasyonu, sıcaklık ve film kalınlığı gibi parametrelerin kolaylıkla kontrol edilebilmesine imkân veren bir teknik olması sebebiyle SILAR tekniğinin kullanılmasına karar verilmiştir.

3.1. Successive Ionic Layer Adsorption And Reaction (SILAR) Tekniğı

İnce filmlerin oluşumunda en yeni çözelti tekniklerinden birisi, SILAR tekniğıdir. SILAR, taban malzeme-çözelti ara yüzeyindeki ardışık reaksiyonları içeren sulu çözelti tekniğıdir. İnce filmlerin, her bir türün iyonlarını içeren sulu çözeltiler içerisine taban malzemenin belli bir sıra ile batırılarak, taban malzeme üzerinde çökmesi ile oluşmasını sağlayan basit bir tekniktir. SILAR tekniğı ucuz, basit ve geniş bir aralıkta

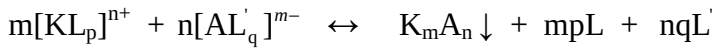
çökeltme yapmak için elverişlidir. Reaksiyon oda sıcaklığında veya oda sıcaklığı civarındaki sıcaklıklarda ve çözeltileri kaplayan basınç altında gerçekleştirildiği için yalıtkan, yarıiletken, metal ve sıcaklığa duyarlı (polyester gibi) çeşitli taban malzemeler kullanılabilir. Bir düşük sıcaklık işlemi olduğu için taban malzemenin oksidasyonu ve korozyonu da önlenir. SILAR tekniği ile iyi kalitede ince filmler elde etmek için asıl gerekli olan şey, öncüllerin konsantrasyonu, karışıt iyonları, öncül çözeltilerin pH'sı ve adsorpsiyonu, reaksiyon ve durulama zamanı gibi hazırlama şartlarını düzenlemektir.

İnce film oluşumu için en yeni çözüm metotlarından bir tanesi olan SILAR tekniği, basitliğine rağmen birçok avantaja sahiptir: Bunlar (i) Filmi, herhangi bir elementin herhangi bir oranında katkılanmak için, sadece onu katyonik çözeltinin bazı formlarına katmak yeterlidir ve bu oldukça kolay bir yoldur. (ii) Vakum altında buharlaştırma tekniklerinden farklı olarak SILAR, ne yüksek kalitede hedef veya altlık, ne de herhangi bir aşamada vakum gerektirmemektedir ki bu durum tekniğin endüstriyel uygulamalarda kullanılması halinde büyük avantaj sağlar. (iii) Çökeltme oranı ve filmin kalınlığı, çökeltme döngüsünü değiştirmek suretiyle geniş bir aralıkta kolaylıkla kontrol edilebilir. (iv) Oda sıcaklığında yapılan işlemlerle, daha sağlıklı malzemeler üzerine film büyütülebilir. (v) Yüksek enerjili tekniklerden farklı olarak çökeltile materyal için zararlı olabilecek ısınmalara yol açmaz ve (vi) altlık malzeme, boyutlar ve yüzey profili ile ilgili neredeyse hiçbir sınırlama yoktur. Bundan başka diğerlerine göre ucuz, basit ve geniş alanda çökeltme yapmak için kullanışlıdır. Cam beherler içerisinde gerçekleştirilebilir. Başlangıç malzemeleri çoğunlukla kolay elde edilebilir ve ucuz malzemelerdir. Kimyasal bir yöntem olmasından dolayı çok çeşitli altlıklar kullanılabilir. Böylece çözeltinin kolaylıkla ulaşabileceği herhangi bir çözünmez yüzey çökeltme için uygun altlık olacaktır. Stokiyometrik çökeltme kolaylıkla elde edilebilir. Temel yapı malzemeleri atomlar yerine iyonlar olduğu için, hazırlık parametreleri kolaylıkla kontrol edilebilir, en iyi yönelim ve tanecik yapısı elde edilebilir (Pathan *et al.* 2004).

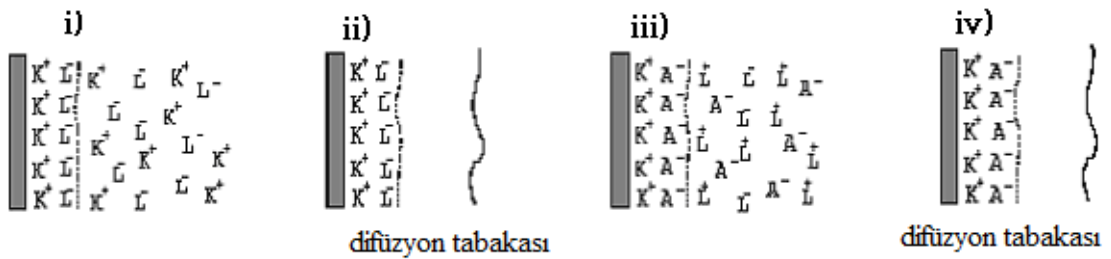
SILAR tekniği, oldukça yeni bir tekniktir. İlk defa 1985'de Ristov *et al.* tarafından bildirilmiştir. Bu teknikte SILAR ismi Nicolau tarafından 1985 yılında atfedilmiş,

Nicolau *et al.* (1988) ve meslektaşları tarafından ZnS, CdZnS ve CdS ile ilgili yapılan çalışmada tartışılmıştır. SILAR tekniği I-VI, II-VI, III-VI, V-VI, VIII-VI, ikili ve I-III-VI, II-II-VI, II-III-VI, II-VI-VI ve II-V-VI üçlü sülfürlü, oksitli ve muhtelif filmleri büyütmek için kullanışlı bir tekniktir.

SILAR tekniği ile bir ince film tabakası oluşumu aşamaları şu şekildedir: Örneğin K_mA_n bileşiği için gerekli olan katyonik ve anyonik çözeltileri sırasıyla $[KL_p]^{n+}$ ve $[AL_q]^{m-}$ şeklinde olsun. $[KL_p]^{n+}$ katyonu ve $[AL_q]^{m-}$ anyonu reaksiyona girerek K_mA_n bileşiğini oluşturur. Toplam reaksiyon



şeklinde verilir. SILAR tekniği ile büyüme Şekil 3.1’de görüldüğü gibi dört adımdan oluşur. i) adsorption, ii) rinsing 1 (çalkalama 1), iii) reaction (reaksiyon), iv) rinsing 2 (çalkalama 2).



Şekil 3.1. SILAR büyüme tekniğinin şematik gösterimi

Bir SILAR döngüsünün ilk adımı, taban malzemenin başlangıç katyonik çözeltisine $[KL_p]^{n+}$ batırılması ve belli bir süre bekletildikten sonra taban malzeme yüzeyinde bir elektriksel çift tabaka oluşması ile sonuçlanır. Bu tabaka, daha iç (pozitif yüklü) ve daha dış (negatif yüklü) iki tabakadan oluşur. Pozitif tabaka katyonları (K^+), negatif tabaka ise katyonların karşıt iyonlarını (L^-) içerir. Taban malzemenin, saf su veya deiyonize su içerisinde geçirilmesi sonucunda zayıf bağlı ve reaksiyona girmemiş K^+ ve L^- iyonları

difüzyon tabakasından uzaklaştırılır. Bu işlem çalkalama 1 adımıyla gerçekleştirilir. Böylece doygun bir elektriksel çift tabaka oluşur. Bu da SILAR döngüsünün ikinci adımıdır. Doygun bir elektriksel çift tabaka oluştuktan sonra taban malzeme başlangıç anyonik çözeltisine $[AL_q]^{m-}$ batırılır. Bu adım da kimyasal reaksiyonlar gerçekleşmesinden dolayı reaksiyon fazı olarak da adlandırılır. K_mA_n katı malzemenin düşük çözünürlüğünden dolayı (K^+A^-) tabakası ara yüzeyde oluşur. Reaksiyon fazı, SILAR döngüsünün üçüncü adımıdır. Son adım ise taban malzemenin tekrar ayrı saf su veya deiyonize su içerisinde geçirilerek her iki başlangıç çözeltisindeki karşıt iyonları (L^-, L'^+) ve zayıf bağlı A^- iyonları difüzyon tabakasından uzaklaştırılır. Bu adım çalkalama 2 adımı olarak adlandırılır. Bu dört adıma bir SILAR döngüsü adı verilir. Bu döngünün tekrarlanması sonucunda istenilen kalınlıkta K_mA_n ince filmi elde edilmiş olur. Dikkat edilmesi gereken önemli husus, her bir farklı malzeme için batırma süreleri farklıdır. Örneğin ZnS için katyon ve anyon çözeltilerinde 20 saniye, su içerisinde 100 saniyedir.

Yukarıda bahsedildiği gibi her bir SILAR döngüsünde film kalınlığındaki maksimum artış teorik olarak bir tek tabakadır. Ölçülen toplam film kalınlığı SILAR döngü sayısına bölünürse, döngü başına büyüme oranı belirlenir (Nicolau and Menard 1988). Bu, verilen şartlar altında büyüme oranı için sayısal bir değer verir. Eğer ölçülen büyüme oranı, malzemenin örgü sabitini aşarsa çözeltide homojen bir çökeltme vuku bulur. Pratikte, yinede kalınlık artışı tipik olarak bir tabakadan daha azdır.

3.2. SILAR Tekniğinde İnce Film Büyümesine Etki Eden Parametreler

SILAR tekniğinde ince film büyümesine etki eden bazı önemli parametreleri; kullanılan çözeltilerin konsantrasyonları (molarite), pH değerleri, SILAR döngü sayısı ve daldırma ve çalkalama süresi şeklinde ifade edebiliriz.

3.2.a. Çözeltilerin konsantrasyonu

SILAR tekniğinde en önemli parametrelerden birisi kullanılan çözeltilerin konsantrasyonudur. Kullanılan anyonik ve katyonik çözeltilerin uygun konsantrasyonda olması çok önemlidir. Eğer kullanılan çözeltilerin konsantrasyonu olması gereken değerden düşük olursa bu durumda filmler istenilen kalitede büyümeyebilirler. Bu da kristal yapıda film değil de amorf yapıda ince filmlerin elde edilmesi demektir. Çözeltilerin konsantrasyonu arttıkça iyonlarında konsantrasyonu artmaktadır. Böylece film büyümesi daha hızlı gerçekleşmektedir. Bu durumda daha kararlı bir yapı oluşacağından dolayı, yapı içerisine dışarıdan girmek isteyen yabancı atomların bu kararlı yapıya girmeleri pek mümkün olamamaktadır. Çözelti konsantrasyonu arttıkça tanecikler arasındaki boşluklar daha da azalır ve böylece özdirencin daha da azaldığı kaliteli ince filmler elde edilebilir. Çözelti konsantrasyonun çok yüksek olması da uygun olmamaktadır. Çözelti konsantrasyonunun aşırı olması durumunda da filmler aşırı büyümekte ve yine kristal yapıda filmler yerine amorf yapıda filmler elde edilmektedir. Filmler taban malzeme üzerine aşırı birikmekte ve taban malzeme yüzeyinde tortu oluşturmaktadırlar.

3.2.b. Çözeltilerin pH değeri

Bilindiği gibi pH bir çözeltinin asitlik veya bazlık derecesini tarif eden bir ölçü birimidir. $pH = -\log [H^+]$ olup çözelti içerisindeki hidrojen iyonun eksi logaritması olarak verilir. pH $[H^+]$ iyonu ile $[OH^-]$ iyonlarının konsantrasyonlarının doğrudan oranına bağlıdır. Eğer H^+ konsantrasyonu OH^- konsantrasyonundan fazla ise çözelti asidik; yani pH değeri 7'den düşüktür. Eğer OH^- derişimi H^+ konsantrasyonundan fazla ise çözeltimiz bazik; yani pH değeri 7'den büyüktür. Eğer OH^- ve H^+ iyonlarından eşit miktarlarda mevcutsa, madde 7 pH değerine sahip olmak üzere nötrdür. Asit ve bazlar her biri serbest hidrojen ve hidroksil iyonlarına sahiptirler. Belli koşullarda ve belli bir çözeltide hidrojen ve hidroksil iyonlarının ilişkileri sabit olduğu için, birini tesbit etmek diğerini bilmek ile mümkündür. SILAR tekniğinde kullanılan katyonik çözeltiler asidik, anyonik çözeltiler bazik özellik göstermek zorundadır. Çözeltileri hazırlarken pH

değerleri en uygun seviyesine ayarlanmalıdır. Çözeltilerin pH'sı ayarlanırken eklenen çözeltilerin özgün çözeltinin konsantrasyonunu değiştirmemesine dikkat edilmelidir. Uygun pH seçimi film büyümesinde son derece önemlidir. Metallerin hidroksil iyonuna karşı ilgisi olup, pH arttıkça yani çözelti bazik özellik kazandıkça metallerinin hidroksil iyonuna karşı olan ilgileri artacak ve hidroksil iyonu ile birleşip çökelebilecektir. Bu ilginin artması ile bu metal iyonların taban malzemeye olan ilgilerinin azalması ve dolayısıyla taban malzeme üzerine tutunmamalarına neden olacak, bu da filmlerin büyümemesi anlamına gelecektir. Anyonik çözeltide de (örneğin Na_2S çözeltisi) bazik pH önemlidir. Çünkü pH azaldıkça yani çözelti asidik özellik kazandıkça Na_2S çözeltisinde bulunan sülfür iyonlarının H_2S şeklinde çözeltiden uzaklaşma ihtimali çok yüksektir. Bu durum, filmlerde sülfür eksikliğinden kaynaklanan kusurların oluşmasına neden olacaktır. Katyonik çözeltilerin çok fazla asidik ve anyonik çözeltilerin çok fazla bazik özellik göstermemesine dikkat edilmelidir.

3.2.c. SILAR döngü sayısı

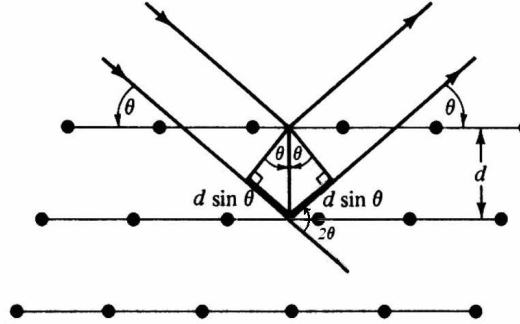
SILAR tekniğinde kontrol edilebilen parametrelerden birisi de SILAR döngü sayısıdır. Döngü sayısı film kalınlığının kontrol edilmesinde etkilidir. Her döngü sayısı başına film kalınlığı daha da artmaktadır. Eğer döngü sayısı az olursa film kalınlıkları oldukça ince olacağından dolayı amorf yapıda filmler elde edilecektir. Döngü sayısı arttıkça, film kalınlığı arttığı için daha kararlı bir yapı oluşacağından dolayı, yapı içerisine dışarıdan girmek isteyen yabancı atomların bu kararlı yapıya girmelerine izin verilmez. Film kalınlığı arttıkça tanecikler arasındaki boşluklar daha da azalır. Böylece daha kaliteli ince filmler elde edilebilir. Yüksek SILAR döngü sayısı da uygun değildir. Çünkü film kalınlığı belli bir değerin üzerine ulaşınca bu defa iyonlar artık tortu şeklinde yüzeyde birikmeye başlayacaklar ve böylece filmlerin kalitesi kötüleşecektir.

3.3. X-Işını Kırınımı Tekniği

Katı kristallerin kristal yapılarının incelenmesinde kullanılan en önemli tekniklerden birisi X-ışınları kırınımı (XRD) tekniğidir. XRD ile analizde kullanılacak malzeme tahrip olmaz ve küçük bir parçası bu analiz için yeterlidir. XRD ile elde edilen desenler malzemenin karakteristik bir özelliğidir ve her malzeme için farklı bir kırınım deseni elde edilir. Bu özellik aynen insanda parmak izinin belirleyici bir özellik olmasına benzer. Desenlerdeki piklerin şiddetleri ve pik genişlikleri baz alınarak filmlerin kristalleşme seviyeleri hakkında bilgi edinilebilir.

Katıların kristal yapıları, katıyı oluşturan atom, atom grupları ve moleküllerin üç boyutlu uzayda belirli bir geometrik düzende sıralanarak bir araya gelmesiyle oluşur. Kristal yapıların analizinde X-ışınlarının kırınımından yararlanılmaktadır. X-ışınları, uygun şartlarda kristal içerisinde kırınıma uğrarlar. Kırınıma uğrayan ışınların doğrultusu; kristalin birim hücresinin şekli ve boyutları hakkında, bu ışınların şiddeti ise; birim hücredeki atomların konumları hakkında bilgi vermektedir. Bir X-ışınının enerjisi, dalgaboyuyla ters orantılıdır ve enerjisi $E=hc/\lambda$ şeklindedir. Dalgaboyları, görünür ışığın dalgaboylarından daha küçük olup 0,1 Å ile 100 Å arasında değişir. Kristal yapılarıyla ilgili çalışmalarda, dalgaboyları 0,2 Å ile 2,5 Å arasında olan X-ışınları kullanılır. Bu çalışmada dalga boyu $\lambda=1,5405$ Å olan $\text{CuK}\alpha$ ışını kullanılmıştır. X-ışınlarının kristal içerisinde kırınıma uğraması için belirli geometrik şartların gerçekleşmesi gerekir. Bir kristal materyale, tek dalga boyu elektromanyetik dalgalar olan X-ışınları gönderildiği zaman, kristaldeki atomlara ait elektronlar aynı frekansta titreşmeye zorlanırlar. Bu nedenle kristaldeki elektronlar, her yönde aynı dalga boyuna sahip ışın yayınlırlar. Böylece kristaldeki her atomun bütün elektronları, X-ışınlarının saçılmasına katkıda bulunurlar ve küresel dalga şeklinde aynı faz ile aynı frekansta ışıma yaparlar. Bu durumda, kristal içinde örgü noktalarındaki atomların her biri aynı faz ve frekansta ışıma yapan birer kaynak gibi davranırlar. Bu ışımlar atomların düzenli bir biçimde dizili olmalarından dolayı, bazı yönlerde birbirini kuvvetlendirirken, bazı yönlerde ise birbirini zayıflatırlar. Yani bu ışımlar bazı yönlerde yapıcı, bazı yönlerde ise yıkıcı girişim yaparlar. Girişim ile kuvvetlenmiş ışınlar, bir fotoğraf filmi

üzerinde desen oluşturarak görünür hale getirilebilirler. Kuvvetlenmenin olduğu yönlerin bağlı bulunduğu kurallar Bragg yasası ile verilir.



Şekil 3.2. X-ışınlarının bir kristal tarafından kırınımına uğratılması

Bir kristalde kırınım olayının açıklanması W.L.Bragg tarafından yapılmıştır. Bu yasayı açıklamak için Şekil 3.2’de gösterildiği gibi aralarındaki mesafe d olan birbirine paralel bir düzlemler takımı ele alalım. Bu paralel düzlemlere λ dalgaboylu X-ışınları θ açısında gelsinler. Ancak X-ışınlarının kırılmadığını kabul edelim. Bu durumda, her düzlemdeki atomlardan; X-ışınları, düzlemle θ açısı yapacak şekilde Snell yasasına (geliş açısı ile yansıma açısı birbirine eşittir) göre yansır. Bu ışınlar, yol farkından dolayı birbirini kuvvetlendirici veya zayıflatıcı yönde etkilerler. Kuvvetlendirici girişimi düzlemden yansıyan aynı fazdaki ışınlar meydana getirir. Bu şartın sağlanabilmesi için Şekil 3.2’de görülebileceği gibi gelen ışınlar arasındaki yol farkının λ dalgaboyunun tam katları olmasıdır. Böylece gelen ışınlar arasındaki yol farkı,

$$2d\sin\theta = n\lambda \quad (n=1,2,3,\dots) \quad (3.1)$$

elde edilir ve bu eşitlik Bragg yasası olarak bilinir. Burada, d ; kristal düzlemleri arasındaki mesafe, n ; 1,2,3... değerlerini alabilen yansıma mertebesi, λ ; gelen ışının dalgaboyu ve θ ise; kristal düzlemleri üzerine düşen ışınların düzlemlerle yaptıkları açıdır. Bu ifadeye göre gelen ışınlar arasındaki yol farkı ancak gelen ışının bazı açılarında dalgaboyunun tam katları olur. Bu açıya Bragg açısı denir. X-ışını kristalografisinde genellikle birinci mertebe ile çalışılır ($n=1$). Çünkü kırınımına uğrayan

ışının şiddeti hızla azalır. Deneysel bakımdan Bragg yasasından iki şekilde faydalanılır. λ dalgaboyu bilinen X-ışınını kullanarak, Bragg açısı θ 'nın ölçülmesiyle kristal içindeki paralel düzlemler arası mesafe 'd' bulunabilir. Buna ilave olarak, kristal içindeki atom koordinatlarını veren Bragg yansımalarının şiddeti ölçülerek kristal yapı analizi gerçekleştirilir. Buna, X-ışınları kristal yapı analizi denir.

Birçok malzeme kendisinin karakteristik bir özelliği olarak tercihli yönelim gösterebilir. Genelde toz kırınımı verilerinde tercihli yönelim, analiz edilen fazlar için deneysel difraktometre verilerinin ideal şiddet desenlerinden sapma göstermesine neden olur. Bileşimi bilinen bir malzemede tercihli yönelimi karakterize etmenin en yaygın yolu, tercihli yönelim gösteren malzemenin kırınım şiddetlerini malzeme için hesaplanan desenlerdekiyle karşılaştırmaktır. Bu çalışmada tercihli yönelimleri belirlemek amacıyla tercihli yönelme katsayısı $TC_{(hkl)}$ kullanılır. Tercihli yönelme katsayısı $TC_{(hkl)}$,

$$TC_{(hkl)} = \frac{I_{(hkl)} / I_{o(hkl)}}{\frac{1}{n} \left(\sum_{i=1}^n I_{(hkl)} / I_{o(hkl)} \right)} \quad (3.2)$$

denklemleri ile verilir. Burada $I_{o(hkl)}$, (hkl) düzleminin standart şiddetini ve $I_{(hkl)}$ ise aynı düzlemin gözlenen şiddetini ifade eder. Tercihli bir yönelme için $TC_{(hkl)}$ değeri birden büyük olmalıdır (Barrett and Massalski 1980).

Bir malzemedeki deformasyon iki tip kırınım etkisine neden olabilir. Eğer deformasyon düzgün ise (çekme veya sıkışma) makro gerilme olarak adlandırılır ve desendeki kırınım piklerinde kaymaya neden olur. Bu durumda birim hücre mesafeleri daha büyük ya da daha küçük olacaktır. Makro gerilme örgü parametrelerini değiştirerek piklerde kaymalara neden olur.

Mikro gerilmeler çekme ve sıkışma kuvvetlerinin bir dağılımı ile oluşur ve kırınım piklerinde genişlemeye neden olur. Tanelerdeki mikro gerilme dislokasyonlar, boşluklar ve kesilmiş düzlemlerden kaynaklanabilir. Bu etki, gerilme olmamış pik pozisyonu

etrafında dağılmış pikler ve kırınım desenindeki piklerde bir genişleme şeklinde görülür. Büyük boyutlu taneler (örneğin binlerce birim hücre) için kırınım Bragg açısının tam ve kesin değerlerinde kırınım pikleri verecektir. Bunun nedeni, büyük kristal yapısındaki örgü düzlemleriyle olan diğer açılardaki koherent olmayan saçılmayla kırınımın yok olmasıdır. Parçacık boyutu küçük ise (öyle ki Bragg açısına yakın açılardaki tüm koherent saçılmaları yok edecek kadar örgü düzlemi yok) net sonuç, Bragg açısı etrafında kırınım piklerinin genişlemesidir. Küçük tanelerde Bragg açısında olan küçük sapmaların birbirini tam yok edememesi ile ilgili olan kırınım piklerindeki bu genişleme “parçacık boyutu genişlemesi” olarak bilinir. Bu kavram, cihaza bağlı etkilerden kaynaklanan genişlemeden farklıdır. Çoğu durumda, parçacık boyutu genişlemesi 1 μm ’den büyük tane boyutları için gözlenemeyecektir. Bir kırınım pikinin genişlemesi (β), ortalama tane boyutuna (D) Scherrer formülü ile bağlıdır.

$$D = \frac{0.9\lambda}{\beta \cos \theta} \quad (3.3)$$

Burada D tane boyutu, β ilgili kristal yönü için yarı pik genişliği ve θ Bragg açısıdır (Cullity and Stock 2001).

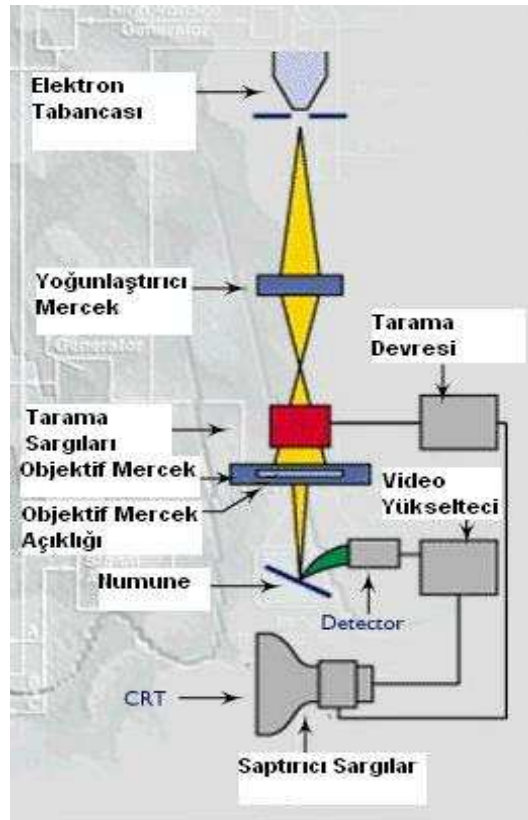
Dislokasyon yoğunluğu (δ), bir malzemenin belli bir kısmında bulunan dislokasyonların sayısının bir ölçüsüdür. Dislokasyon çizgisel bir kusur olduğu için δ , dislokasyonun birim hacimdeki toplam uzunluğu olarak da tanımlanır. Yani, birim alanı kesen dislokasyon çizgisi sayısıdır. Dislokasyon yoğunluğu (δ),

$$\delta = \frac{n}{D^2} \quad (3.4)$$

ifadesi kullanılarak hesaplanabilir. Minimum δ değeri için $n=1$ alınır. Küçük δ değerleri malzemenin kristalleşme seviyesinin iyi olduğunu gösterir (Callister 1997).

3.4. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM)

Taramalı elektron mikroskobunun yapısı şematik olarak Şekil 3.3'te gösterilmiştir. Elektron tabancasının V-şeklindeki tungsten filamanı vakum içerisinde yaklaşık 2800 °C'lik sıcaklığa kadar ısıtılır. Termoiyonik olayla tungstenden elektronlar salınır ve bunlar ~ 30 kV'luk negatif bir potansiyel yardımıyla filamandan itilirler. Havası boşaltılmış tüp içerisinde geçen elektronlar, tüpün etrafına yerleştirilmiş olan elektromanyetik mercekler (2 veya 3 tane) yardımıyla numune üzerine odaklanırlar. Tarayıcı bobinler odaklanmış elektron demetinin, numuneyi bir baştan bir başa taramasını sağlar. Numuneden yayınlanan elektronlar detektörler tarafından toplanarak, gelen demet ile eş zamanlı olarak taranan, katot ışınları tüpü üzerinde görüntü oluştururlar. Görüntü kontrastı, elektronik kontrol düğmelerinin ayarlanması ile geniş ölçüde değiştirilebilir.



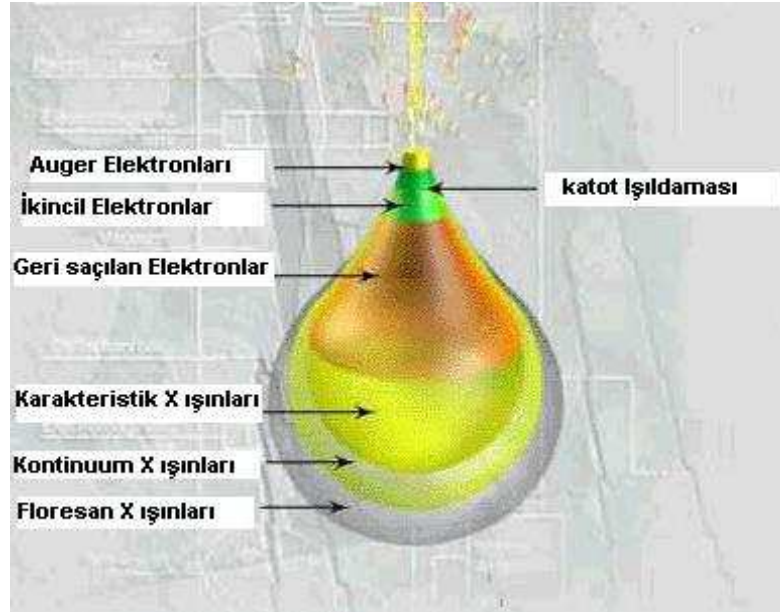
Şekil 3.3. Taramalı elektron mikroskobunun şematik yapısı

3.4.1. Demet numune etkileşimi ve sonuçları

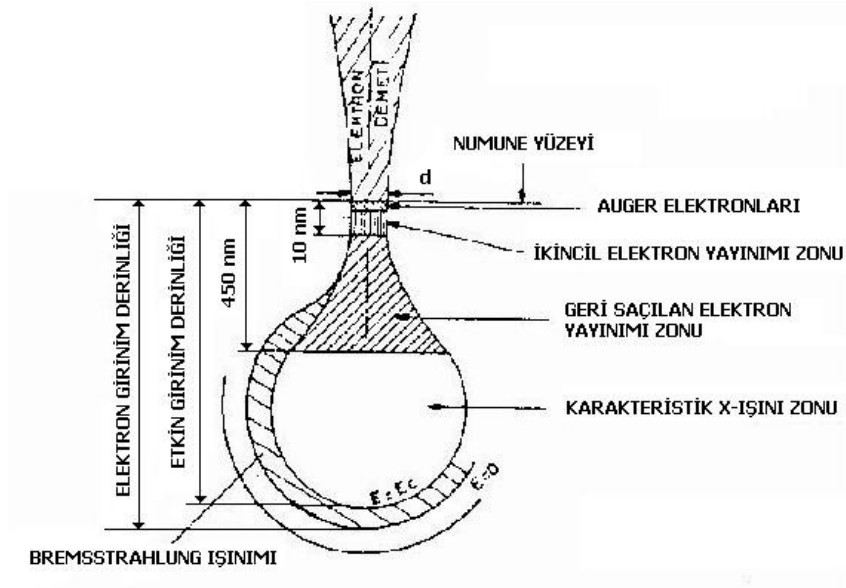
Yüksek voltaj altında ivmelendirilen elektron demeti ile numune arasındaki etkileşim sonuçları Şekil 3.4'te şematik olarak gösterilmektedir. Bu girişim hacmi su damlası görünümü olarak tanımlanır. Yüksek enerjili demet elektronları numune atomlarının dış yörünge elektronları ile elastik olmayan girişimi sonucunda düşük enerjili Auger elektronları oluşur. Bu elektronlar numune yüzeyi hakkında bilgi taşır ve Auger Spektroskopisinin çalışma prensibini oluşturur. Yine yörünge elektronları ile olan girişimler sonucunda yörüngelerinden atılan veya enerjisi azalan demet elektronları numune yüzeyine doğru hareket ederek yüzeyde toplanırlar. Bu elektronlar ikincil elektron (seconder electrons) olarak tanımlanır. İkincil elektronlar numune odasında bulunan sintilatörde toplanarak ikincil elektron görüntüsü sinyaline çevrilir. İkincil elektronlar numune yüzeyinin 10 nm veya daha düşük derinlikten geldiği için numunenin yüksek çözünürlüğe sahip topografik görüntüsünün elde edilmesinde kullanılır.

Ayrıca numune atomları ile elektron demeti arasında elastik olmayan girişimler sonucu numunede karakteristik X-ışınları ve sürekli ışımlar da meydana gelmektedir. Karakteristik ışımlar, dalga boyu veya enerji dağılımlı X-ışını analitik sistemlerde değerlendirildiğinde, numunenin kimyasal bileşimi hakkında bilgi vermektedir. Bu yöntem Elektron Mikroskop Analizi olarak bilinir.

Numune üzerine odaklanan elektron demeti, numune atomları ile ayrıca elastik girişimlerde de bulunabilir. Bu girişimlerde demet elektronları, numune atomlarının çekirdeğinin çekim kuvveti ile saptırılarak numune yüzeyinden geri saçılmaktadır. Bu elektronlar geri saçılmış (back scattered) elektronlar olarak tanımlanır ve objektif merceğin altında yer alan özel üç adet silikon dedektörde (A, B, C) toplanarak görüntü oluşumunda kullanılır. Böyle bir görüntü geri saçılmış (back scattered) elektron görüntüsü olarak tanımlanır.



(a)



(b)

Şekil 3.4. Elektron demeti ile numune arasındaki etkileşim

Geri saçılmış elektron miktarı, numunenin atom numarasıyla orantılıdır. Bu nedenle geri saçılmış elektron görüntüsü özellikle çok fazlı sistemlerde atom numarası farkına dayanan kontrast içerir. Geri saçılmış elektron dedektöründe sinyaller toplandığında

(A+B) atom numarası kontrastına bağılı kompozisyon görüntüsü elde edilir. Eğer sinyal farkı alınarak görüntü elde edilirse (A-B), topografik bileşim görüntüsü oluşur. Ayrıca üçüncü algılayıcı (C), bir açı altında tutulup sinyaller toplandığında (A+B+C) gölge görüntüsü (shadow) de elde edilir. Geri saçılmış elektronlar, ikincil elektronlara göre numune yüzeyinin daha derin bölgesinden geldiği için görüntünün ayırım gücü düşük olmaktadır. Bu nedenle geri saçılmış elektron görüntüleri en fazla x2000 büyötmeye kadar olan incelemelerde kullanılmaktadır.

3.4.2. SEM için numune hazırlanması

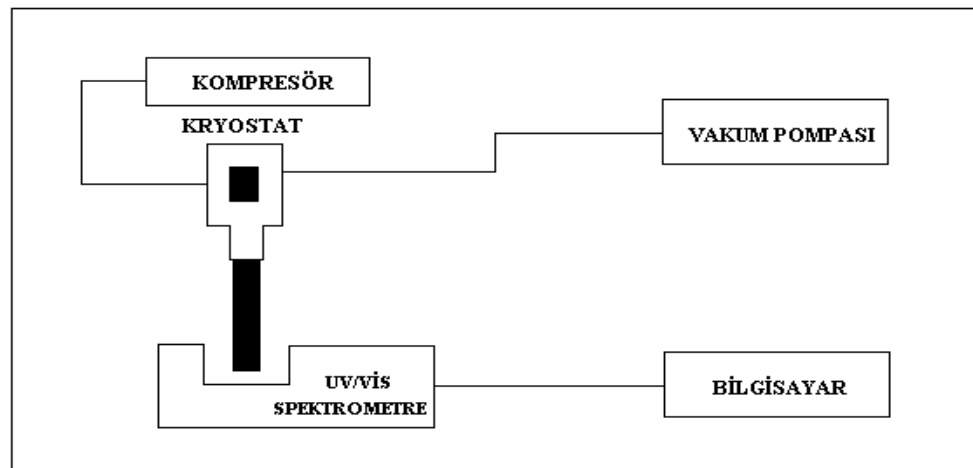
SEM'in kullanımında, numunenin elektriksel olarak yüklenmesini önlemek için, demet içerisindeki fazla elektronların toprağa akmasını sağlamak gerekir. Bunun için numunenin, numune tutucusu ile elektriksel temas halinde olması gerekir. Yalıtkan malzemelerde yüklenmenin eliminasyonu için numune yüzeyi çok ince bir iletken tabaka ile kaplanır. Bunun için karbon veya altın gibi elementler vakum içerisinde buharlaştırılarak numune üzerine püskürtölür. Enerji dağılımlı X-ışınları verileri veya geri saçılan elektron görüntü (BSE) metoduyla atom numarası kontrastı elde etmek isteniyorsa, mutlaka karbon kullanılmalıdır. Altın kaplama, elektriksel iletkenlik sağladığı gibi ayrıca organik malzemelerin incelenmesinde ikincil elektron görüntüsünün verimini artırır. Metaller üzerindeki oksit film tabakaları bölgesel boşalma problemleri doğurarak ayırma gücünün azalmasına sebep olurlar. Numunenin uygun çözeltiler içerisinde temizlemek veya altınla kaplamak suretiyle bu problem önlenabilir. BSE metoduyla düzgün yüzeylerin metalografik incelenmesi için, geleneksel metalografide olduğu gibi, numune mekanik metotlarla parlatılır ve yüzey dağlanır.

Özet olarak; kullanışlı ve değişik uygulama metot ve alanlarına sahip SEM, hasar ve malzeme problemlerinin incelenmesinde iyi bir başlangıç noktası teşkil eder. İyi ayırma gücü ve yüksek alan derinliğine sahip olması sebebiyle bu sistem, özellikle pürüzlü yüzeylerin incelenmesinde çok kullanışlıdır. Ayrıca SEM parlatılmış ve dağlanmış düzgün yüzeylerden yüksek büyötmelerle malzemelerin mikroyapılarını gösteren

görüntüler verir. Bir enerji dispersif X-ışınları dedektörü ile birlikte kullanıldığında SEM, incelenen alan içerisindeki farklı elementlerin dağılımlarını veya belli bölgelerin yarı-kantitatif kimyasal analizlerini verir.

3.5. Soğurma Ölçümlerinin Alınması

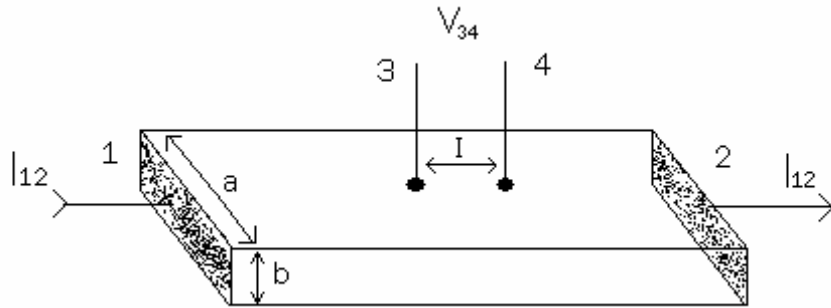
Soğurma ölçümleri, bir yarıiletkenin yasak enerji aralığını belirlemek için en çok kullanılan metotlardan birisidir. Yapılan bu ölçümler neticesinde numune zarar görmediği için oldukça tercih edilmektedir. Kaynaktan gelen ışın monokromatörden geçerek ışın bölücüye gelmekte, ışın bölücü de birisi referans diğeri numune hücrelerine gönderilmek üzere ikiye ayrılmakta ve aynalar vasıtasıyla bu hücrelere gönderilmektedir. İnce filmlerde tamamen filmde gelen soğurmayı ölçmek için spektrometrenin referans gözüne üzerine film büyütülen taban malzemenin konulması gerekir. Böylece soğurulduktan sonra her iki fotodedektöre gelen ışınlar fark yükseltecinde kıyaslanarak bilgisayara gönderilir. Filmde gelen soğurma bilgisayardaki uygun yazılım sonucunda ölçülür. Şekil 3.5'te soğurma ölçümünün blok şematik diyagramı verilmektedir.



Şekil 3.5. Soğurma ölçümlerinin yapıldığı sistemin blok diyagramı

3.6. İki Nokta Uç Yöntemi ile Akım-Voltaj Ölçümü

Yarıiletken malzemelerin öz direnç ölçümleri için en çok iki uçlu, dört uçlu ve Wan der Pauw yöntemleri kullanılmaktadır. Örnekten akım geçerken belli bir bölgedeki elektriksel potansiyel farkı ölçümleri bu yöntemin temelidir. İki uçlu yöntem ölçümleri için örneklerin şekli tam belirli olmalıdır. Dört uçlu ve Wan der Pauw yöntemlerinde kullanılan örneklerin şekli serbest olabilir. İki uçlu yöntemde kullanılan örnekler düzgün dikdörtgen geometrik şeklinde ve sabit kesit alana sahip olmalıdırlar. Örneğin iki karşı kenar yüzeylerinde akım için kullanılan omik kontaklar bulunmalıdır (Şekil 3.6).



Şekil 3.6. İki nokta uç yöntemiyle öz direnç ölçme devresi

Gerilim ölçümleri (V_{34}) için, akım çizgileri üzerine 3 ve 4 küçük alanlı, birbirinden l uzaklıkta omik kontaklar yapılmaktadır. Homojen bir örnekte öz direncin değeri şu şekilde verilir:

$$\rho = \frac{S}{l} \frac{V_{34}}{I_{12}} \quad (3.5)$$

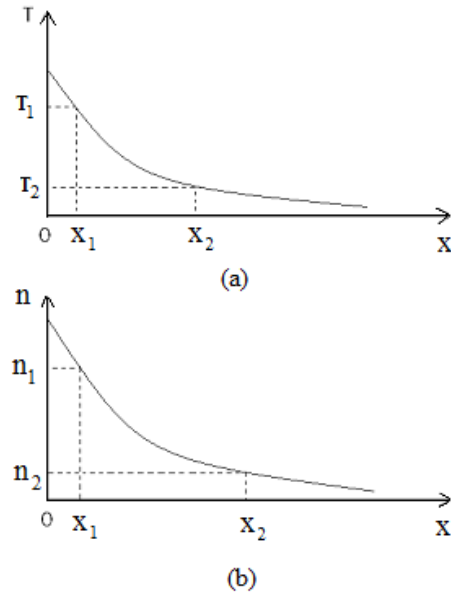
Burada I_{12} 1 ve 2 numaralı kontaklardan geçen sabit akım, V_{34} 3 ve 4 kontakları arasında oluşan gerilim, $S=ab$ akımın yönüne dik olan örneğin kesit alanı, l ise 3 ve 4 gerilim uçları arasındaki uzaklıktır.

Akımın birimi amper, gerilimin birimi volt, örnek boyutlarının birimi santimetre olduğu zaman (3.5) formülüyle hesaplanan öz direncin birimi ohm-cm ($\Omega\text{-cm}$) olur. Öz direnç ölçümlerinde kontakların direncinin etkisini ortadan kaldırmak için yüksek iç dirençli voltmetreler kullanılmaktadır.

3.7. Yarıiletkenin İletkenlik Tipinin Belirlenmesi

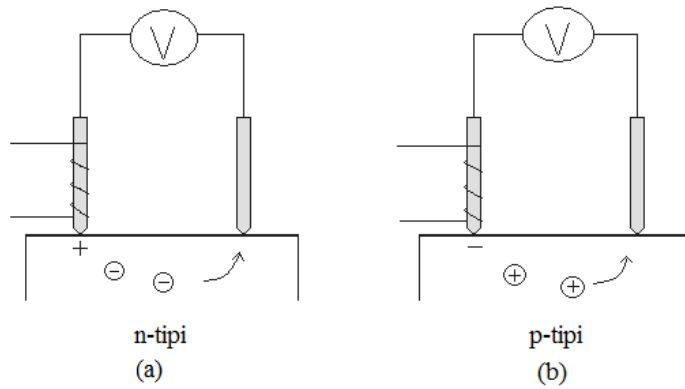
Yarıiletkenlerin iletkenlik tipini (n-tipi veya p-tipi) bulmak için, birkaç yöntem kullanılmaktadır. Bunlardan biri Hall olayı, diğeri ise Termal elektromotor kuvveti ölçümleridir. n-tipi yarıiletken için Hall sabitinin (R_H) işareti negatiftir, p-tipi yarıiletken için Hall sabitinin işareti pozitifdir.

Termoelektrik ölçümlerden yarıiletkenin iletkenlik tipi belirlenebilir. Önce, yarıiletkenlerde termoelektrik olayı göz önüne alalım. Yarıiletken (örneğin n-tipi yarıiletken) homojen olamayacak şekilde ısıtıldığında $T_1(x_1) > T_2(x_2)$ (Şekil 3.7.a) elektronların konsantrasyonu daha sıcak bölgede artmakta, x-eksenin pozitif yönünde elektronların konsantrasyon gradyenti oluşmakta ve bu nedenle elektronlar daha sıcak bölgeden daha soğuk bölgeye doğru hareketlenmektedirler (Şekil 3.7.b). n-tipi yarıiletkende elektronların daha sıcak bölgeden soğuk bölgelere difüzyonu neticesinde, daha sıcak bölgede pozitif hacimsel yük (pozitif yüklü donör iyonlarından oluşmuş) ve daha soğuk bölgede elektron konsantrasyonunun fazlalığından oluşmuş negatif yük meydana gelmektedir. Böylece, sıcaklık gradyenti şartında ısınan yarıiletkende, x_1 ve x_2 noktaları arasında termal elektromotor kuvveti (TEMK) oluşmaktadır. Eğer yarıiletkenin bu noktaları kapalı devre haline getirilirse, bu durumda devreden termoelektrik akımı geçecektir. p-tipi yarıiletkende tersine, pozitif yüklü boşlukların daha sıcak bölgeden daha soğuk bölgeye difüzyonu nedeniyle, daha sıcak bölgede hacimsel negatif elektrik yükü oluşmaktadır. n-tipi yarıiletkende, elektronlardan oluşmuş akım ve p-tipi yarıiletkende, boşluklardan oluşmuş akım daha sıcak bölgelerden daha soğuk bölgeler yönünde hareket etmektedir. n-tipi yarıiletkende daha sıcak bölgenin elektrik kutbu pozitif, p-tipi yarıiletkende ise daha sıcak bölgenin elektrik kutbu negatiftir.



Şekil 3.7. Yarıiletkenlerde (a) sıcaklığın ve (b) elektron konsantrasyonunun dağılımı

Şekil 3.8 termal elektromotor kuvveti yöntemiyle yarıiletkenin yük taşıyıcılarının tipini bulmak için kullanılan devreleri göstermektedir. Bu yöntemde iki uç kullanılır. Proben biri (T_1) ısıtılmakta (yaklaşık $200\text{--}300^\circ\text{C}$ 'ye kadar) ikinci ucunun sıcaklığı (T_2) oda sıcaklığında tutulmaktadır.



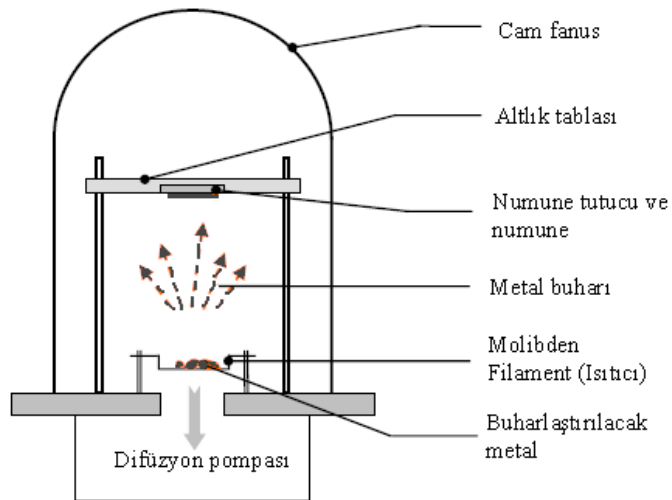
Şekil 3.8. Termal EMK yöntemiyle (a) n-tipi ve (b) p-tipi yarıiletkenin iletkenlik tipini ölçme devresi

n-tipi yarıiletkenlerde elektronlar daha sıcak (T_1) ucu civarından, oda sıcaklığında (T_2) tutulan ucun yönünde hareketlenmektedirler. Neticede, daha sıcak ucun civarındaki yarıiletken bölgesinin elektrik kutbu pozitifdir ve bu işaret devredeki voltmetre ile kaydedilmektedir (Şekil 3.8.a). p-tipi yarıiletkenlerde ise tersine, daha sıcak ucun elektrik kutbu negatif olmaktadır (Şekil 3.8.b).

Deneyisel ölçümlerde yarıiletken örneklerin iletkenlik tipini bulmak için, öncelikle belirli tipe sahip yarıiletkenin TEMK ölçümü ile devredeki voltmetrenin kalibrasyonu yapılır ve daha sonra incelenen örneğin tipi belirlenir.

3.8. Metal Depozisyonu

Vakum ortamında ısıtıcı ile yapılan termal buharlaştırma teknikleri, yarıiletken yüzeylerine ince metal filmlerin depozisyonu için en yaygın olarak kullanılan tekniklerdir. Bu tekniklerde alaşımın veya metalin oldukça küçük boyutlu parçaları kontrollü bir oranda sıcak olan buharlaştırma potasına konularak buharlaştırma yapılır ve böylece alaşımdaki veya metaldeki oranın benzeri depozit edilmiş olur. Şekil 3.9’da vakum buharlaştırma sisteminin basit bir şeması görülmektedir.



Şekil 3.9. Vakumda buharlaştırma sisteminin basit şeması

3.9. Taban Malzemelerin Temizlenmesi

Taban malzemesi (substrate) olarak mikroskop camları (lam) ve n-tipi Si kristali kullanıldı. Cam taban malzemeler, öncelikle yağlardan arındırılmak için sabunlu suda iyice yıkandıktan sonra aseton içinde 10 dakika ultrasonik olarak temizlendi. Daha sonra bire bir (1:1) etanol su karışımı içinde 10 dakika ultrasonik olarak temizlendi. Temizlenmiş cam taban malzemeler kurutulduktan sonra desikatör içerisinde tutuldu.

Kullandığımız n-tipi Si kristalin yüzeyinin parlak olması ve çeşitli mekanik kirlilikler ihtiva etmemesinden dolayı parlatmaya ve dağlamaya gerek duymadan doğrudan kimyasal temizleme işlemi yapıldı. Kimyasal temizleme işlemi sırasıyla;

- Aseton'da ultrasonik olarak 10 dakika yıkandı
- Metanol'de ultrasonik olarak 10 dakika yıkandı
- Deiyonize su ile iyice yıkandı
- RCA1 ($\text{H}_2\text{O}:\text{H}_2\text{O}_2:\text{NH}_3$; 6:1:1)'de 60°C 'de 10 dakika bekletildi
- Seyreltik HF ($\text{H}_2\text{O}:\text{HF}$; 10:1) ile 30 saniye yıkandı
- RCA2 ($\text{H}_2\text{O}:\text{H}_2\text{O}_2:\text{HCl}$; 6:1:1)'de 60°C 'de 10 dakika bekletildi
- Deiyonize su içerisinde iyice yıkandı
- Seyreltik HF ($\text{H}_2\text{O}:\text{HF}$;10:1) ile 30 saniye yıkandı
- 15-20 dakika deiyonize su içerisine konuldu
- Azot gazı ile yüzeyi iyice kurutuldu

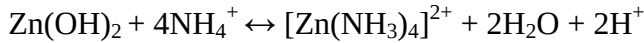
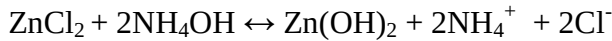
gerçekleştirildi.

Ayrıca tavlama işlemleri sırasında, numune fırın içerisine konulurken kullanılan quartz pota da asetonla ve metanolla 5'er dakika ultrasonik olarak; buharlaştırmada kullanılan alaşım (Au-Sb) ve metaller (Zn ve Cd) ise %10'luk seyreltilmiş HF ile yıkandı.

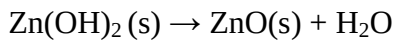
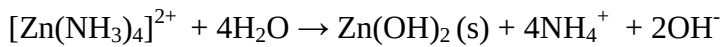
Buharlaştırmada kullandığımız molibden ısıtıcı ilk önce %10'luk HCl ile birkaç dakika yıkandı ve deiyonize su ile iyice temizlenip kurutuldu. Daha sonra vakum cihazındaki yerine yerleştirildi ve oksit türü kirliliklerden arındırmak için akkor hale getirilip temizlendi.

3.10. ZnO İnce Filmlerinin Büyütülmesi

ZnO ince filmlerinin üretimi için $[Zn(NH_3)_4]^{2+}$ çinko-amonyak kompleksi kullanılır. Çinko-amonyak kompleksini hazırlamak için 0,1M $ZnCl_2$ (pH≈5,5) ve %25-28 NH_3 çözeltileri [10:1] oranında karıştırılır. ZnO ince filmlerin SILAR tekniğiyle büyütülme mekanizması Şekil 3.10'da şematik olarak gösterilmiştir. Büyüme aşamasında gerçekleşen kimyasal reaksiyonlar aşağıda verilmiştir:

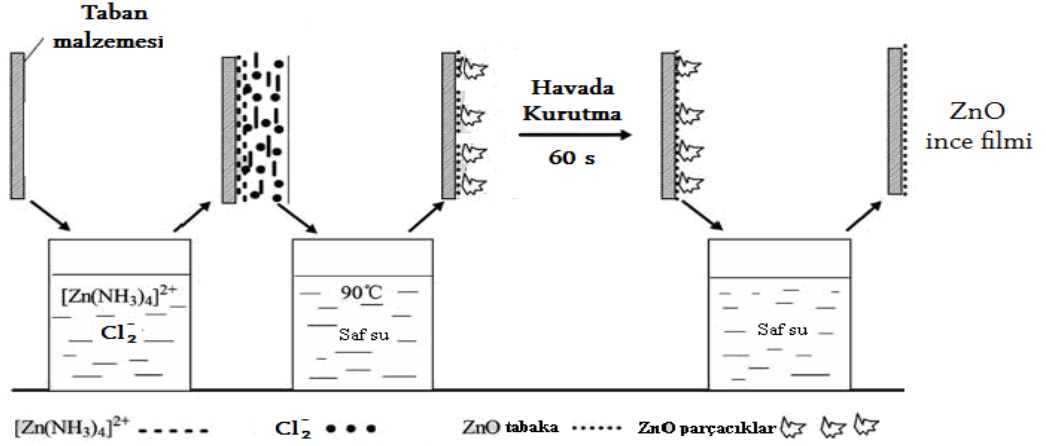


$ZnCl_2$ ve NH_3 çözeltileri karıştırıldığında yukarıdaki reaksiyonlar gerçekleşir ve $[Zn(NH_3)_4]^{2+}$ (pH≈10) kompleksi oluşur. Taban malzemesi 90°C deki su içerisinde batırıldığında ise;



reaksiyonları gerçekleşir ve ZnO ince filmi taban malzemesi üzerinde oluşur.

Taban malzemesi $[Zn(NH_3)_4]^{2+}$ çözeltisi içerisinde 15 saniye bekletilir ve $[Zn(NH_3)_4]^{2+}$ kompleksini içeren bir sulu ince film tabakası taban malzeme yüzeyine kaplanır. Taban malzemesi çözelti içerisinde çıkarılır ve 90°C sıcaklığındaki saf su içerisinde 7 saniye bekletilir. Burada amaç, $Zn(OH)_2 \rightarrow ZnO$ dönüşümünü sağlamaktır.

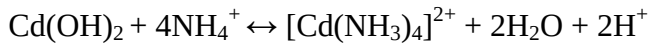


Şekil 3.10. ZnO ince filmlerin SILAR tekniğiyle büyütülme mekanizması

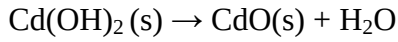
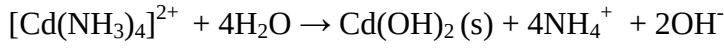
Taban malzemesi 90°C sıcaklığındaki saf su içerisinde 60 saniye boyunca hava ortamında kurutulur. Son olarak taban malzemesi oda sıcaklığındaki saf su içerisinde 30 saniye çalkalanır. Böylece bir SILAR turu tamamlanarak katı bir ZnO tabakası elde edilir. Döngü sayısını artırarak istenilen kalınlıkta filmler elde edilir. Bu SILAR döngüsünü 80 kez (cam taban için) ve 25 kez (omik kontağa sahip Si için) tekrarlayarak ZnO ince filmler elde edildi.

3.11. CdO İnce Filmlerinin Büyütülmesi

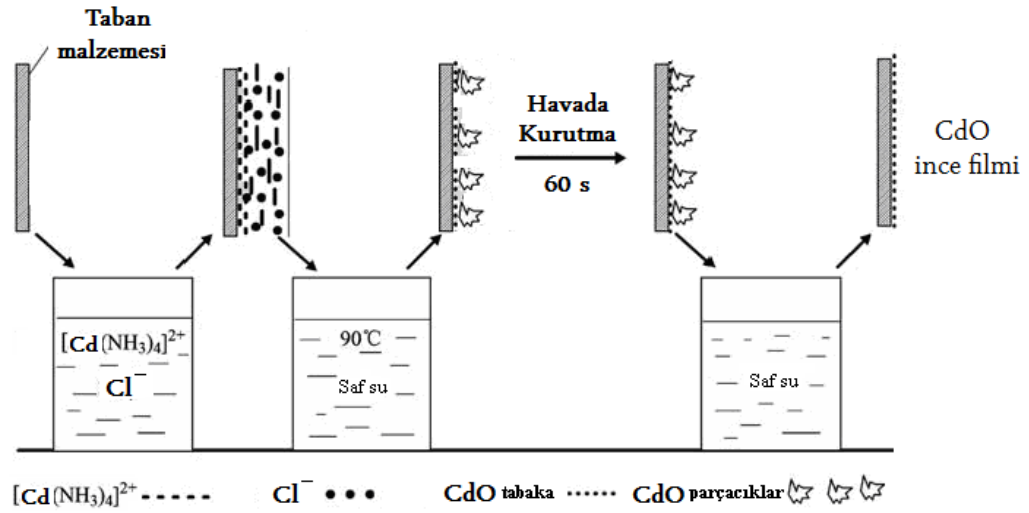
CdO ince filmlerinin üretimi için $[\text{Cd}(\text{NH}_3)_4]^{2+}$ kadmiyum-amonyak kompleksi kullanılır. Kadmiyum-amonyak kompleksini hazırlamak için 0,1M CdCl_2 ($\text{pH} \approx 5,5$) ve %25-28 NH_3 çözeltileri [10:1] oranında karıştırılır. CdO ince filmlerin SILAR tekniğiyle büyütülme mekanizması Şekil 3.11’de şematik olarak gösterilmiştir. Büyüme aşamasında gerçekleşen kimyasal reaksiyonlar aşağıda verilmiştir:



CdCl_2 ve NH_3 çözeltileri karıştırıldığında yukarıdaki reaksiyonlar gerçekleşir ve $[\text{Cd}(\text{NH}_3)_4]^{2+}$ ($\text{pH} \approx 10$) kompleksi oluşur. Taban malzemesi 90°C deki su içerisine batırıldığında ise;



reaksiyonları gerçekleşir ve CdO ince filmi taban malzemesi üzerinde oluşur.



Şekil 3.11. CdO ince filmlerin SILAR tekniğiyle büyütülme mekanizması

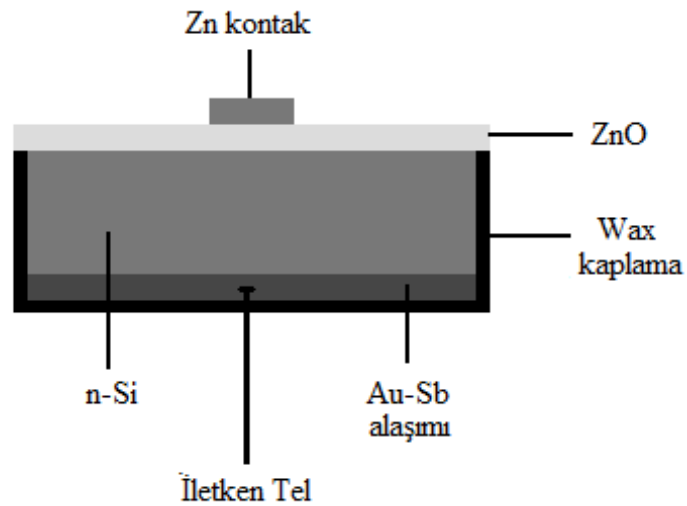
Taban malzemesi $[\text{Cd}(\text{NH}_3)_4]^{2+}$ çözeltisi içerisinde 20 saniye bekletilir ve $[\text{Cd}(\text{NH}_3)_4]^{2+}$ kompleksini içeren bir sulu ince film tabakası taban malzeme yüzeyine kaplanır. Taban malzemesi çözelti içerisinde çıkarılır ve 90°C sıcaklığındaki saf su içerisinde 7 saniye bekletilir. Burada amaç, $\text{Cd}(\text{OH})_2(\text{s}) \rightarrow \text{CdO}(\text{s})$ dönüşümünü sağlamaktır. Taban malzemesi 90°C sıcaklığındaki saf su içerisinde çıkartılarak 60 saniye boyunca hava ortamında kurutulur. Son olarak taban malzemesi oda sıcaklığındaki saf su içerisinde 30 saniye çalkalanır. Böylece bir SILAR turu tamamlanarak katı bir CdO tabakası elde edilir. Döngü sayısını artırarak istenilen kalınlıkta filmler elde edilir. Bu SILAR

döngüsünü 30 kez (cam taban için) ve 15 kez (omik kontağa sahip Si için) tekrarlayarak CdO ince filmler elde edildi.

3.12. Zn/ZnO/n-Si/Au-Sb Sandviç Yapısının Oluşturulması

Zn/ZnO/n-Si/Au-Sb sandviç yapısını oluşturmak için 400 μm kalınlıkta, 1-10 $\Omega\text{-cm}$ öz dirence ve (100) yönelimine sahip n-tipi Si yarıiletkeni kullanıldı.

Kimyasal temizleme işleminden sonra, kristal vakum cihazında uygun yüksekliğe yerleştirilerek kristalin mat tarafına Au-Sb alaşımı yaklaşık 10^{-7} torr basınç altında buharlaştırıldı. Sonra numune 420°C 'de 3 dakika azot ortamında tavlانarak omik kontaklar elde edildi ve tutucu yapılarak omik tarafı waks ile kaplandı. ZnO ince filmi n-tipi Si kristalinin parlak yüzeyi üzerine SILAR tekniği kullanılarak büyütüldü. Son olarak elde edilen ince film üzerinde kontak alanını belirlemek için 1 mm çaplı maskeler kullanılarak Zn metali yaklaşık 10^{-7} torr basınç altında buharlaştırıldı ve Şekil 3.12'de görüldüğü gibi Zn/ZnO/n-Si/Au-Sb yapısı elde edildi.

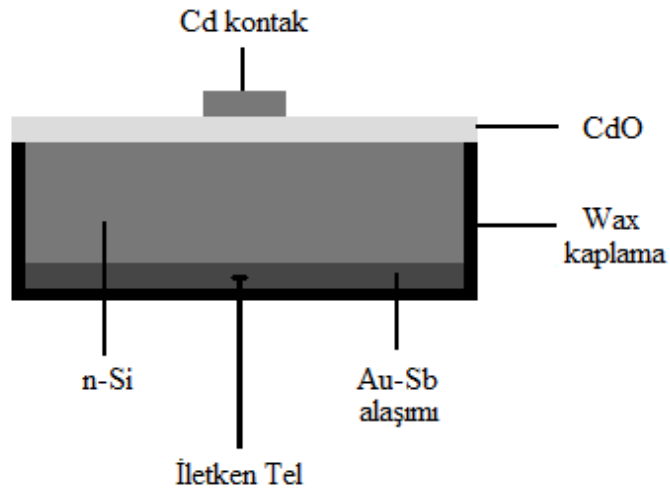


Şekil 3.12. Zn/ZnO/n-Si/Au-Sb yapısının şematik gösterimi

3.13. Cd/CdO/n-Si/Au-Sb Sandviç Yapısının Oluşturulması

Cd/CdO/n-Si/Au-Sb sandviç yapısını oluşturmak için 400 μm kalınlıkta, 1-10 $\Omega\text{-cm}$ öz dirence ve (100) yönelimine sahip n-tipi Si yarıiletkeni kullanıldı.

Kimyasal temizleme işleminden sonra, kristal vakum cihazında uygun yüksekliğe yerleştirilerek kristalin mat tarafına Au-Sb alaşımı yaklaşık 10^{-7} torr basınç altında buharlaştırıldı. Sonra numune 420°C 'de 3 dakika azot ortamında tavlanarak omik kontaklar elde edildi ve tutucu yapılarak omik tarafı waks ile kaplandı. CdO ince filmi n-tipi Si kristalinin parlak yüzeyi üzerine SILAR tekniği kullanılarak büyütüldü. Son olarak elde edilen ince film üzerinde kontak alanını belirlemek için 1 mm çaplı maskeler kullanılarak Cd metali yaklaşık 10^{-7} torr basınç altında buharlaştırıldı ve Şekil 3.13'te görüldüğü gibi Cd/CdO/n-Si/Au-Sb yapısı elde edildi.



Şekil 3.13. Cd/CdO/n-Si/Au-Sb yapısının şematik gösterimi

3.14. Film Kalınlıklarının Ölçümü

Cam ve Si taban malzemeler üzerine elde edilen ZnO ve CdO filmlerinin kalınlıkları tartım metoduyla belirlenmiştir. Tartım işlemi 0,0001 gram hassasiyete sahip elektronik

terazi ile yapılmıştır. Tartım işlemleri iki aşamada yapılmıştır. Cam ve omik kontak yapılmış Si taban malzemeler büyütme işleminden önce tek tek tartılıp taban malzemeler numaralandırılmıştır. Aynı taban malzemeler, üzerine film oluşturulduktan sonra tekrar tartılmıştır. İki tartım arasındaki fark taban malzemeler üzerinde oluşan filmin kütlesini vermektedir. Elde edilen film kalınlıkları,

$$d = \frac{\Delta m}{S\rho} \quad (3.6)$$

belirlenmiştir. Burada; ρ film yoğunluğunu, Δm film kütlesini, S filmin yüzey alanını, d ise filmin kalınlığını ifade etmektedir. ZnO bileşiğinin yoğunluğu (ρ) 5600 kg/m^3 ve CdO bileşiğinin yoğunluğu (ρ) 8150 kg/m^3 şeklindedir. Tartım metodu kullanılarak cam taban malzemesi üzerine büyütülen ZnO ince filminin kalınlığını 280 nm ve CdO ince filminin kalınlığını ise 100 nm olarak hesaplanmıştır. n-tipi Si üzerine büyütülen ZnO ince filminin kalınlığı 60 nm ve CdO ince filminin kalınlığı ise 45 nm olarak hesaplanmıştır.

SILAR tekniği ile cam taban malzemeler üzerine büyütülen ZnO ve CdO ince filmlerinin yapısal, optik ve elektriksel özellikleri üzerinde tavlama sıcaklığının etkisini incelemek için filmler tavlama işlemine tabi tutulmuştur. ZnO ince filmi 200, 300, 400 ve 500°C 'de 30 dakika ve CdO ince filmi ise 200, 300, 400 ve 500°C 'de 1 saat oksijen ortamında tavlansmıştır. Büyütülen ZnO ve CdO ince filmler için tavlama işleminden önce ve her bir tavlama sıcaklığından sonra XRD, SEM, optik soğurma ve akım-voltaj (I - V) ölçümleri yenilenmiş ve tavlama işleminin filmlerin yapısal, optik ve elektriksel özellikleri üzerinde etkisi incelenmiştir.

4. ARAŞTIRMA BULGULARI

4.1. Yapısal Karakterizasyon

4.1.1. İnce filmlerin X-ışını kırınım ölçüleri

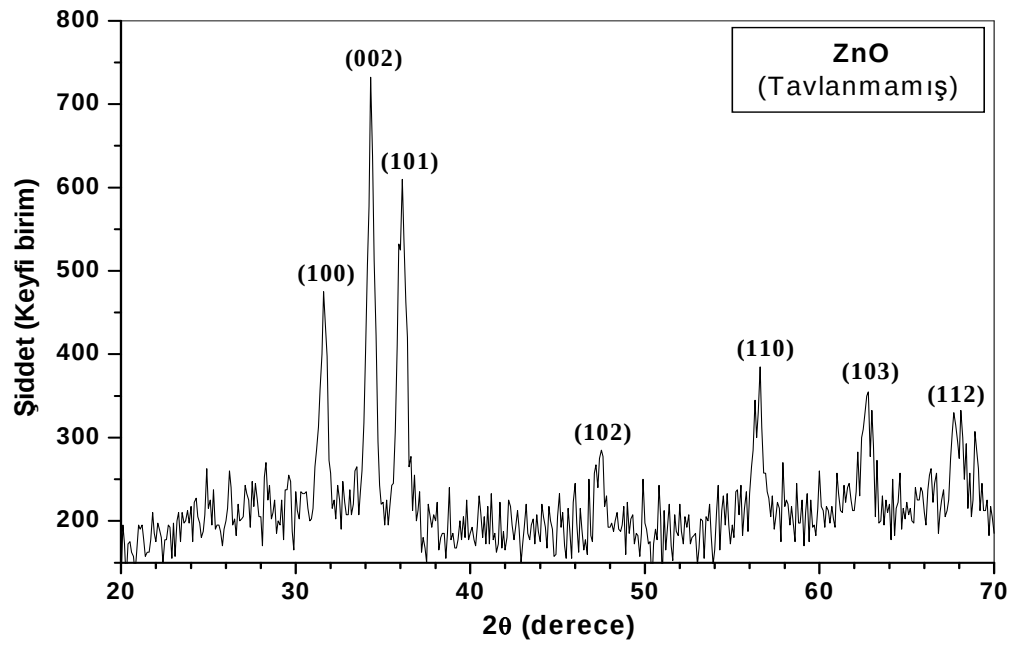
SILAR tekniği ile büyütülen ince filmlerinin yapısal özelliklerini ve tavlama işleminin bu özellikler üzerinde etkisini incelemek amacıyla filmlerin XRD desenleri Rigaku 2200D/Max Difraktometre cihazında $\lambda=1.5405 \text{ \AA}$ dalgaboylu $\text{CuK}\alpha$ ışını kullanılarak $2\theta=20-70^\circ$ aralığında 0.1° lik adımlarla alınmıştır. Bu desenler yardımı ile filmlerin kristalleşme seviyeleri araştırılmış ve bazı yapısal parametreler hesaplanarak filmlerin yapısal özellikleri analiz edilmiştir. Bu amaçla, XRD desenlerinden alınan kırınım açısı (2θ), yarı pik genişliği (FWHM) değerleri ve (3.1)-(3.4) ifadeleri kullanılarak; düzlemler arası mesafe (d), tane boyutu (D), tercihli yönelme katsayısı (TC), dislokasyon yoğunluğu (δ) değerleri hesaplanmış ve bu değerler yardımıyla yapısal özellikler açıklanmaya çalışılmıştır. Elde edilen ZnO ve CdO filmlerinin X-ışını kırınım desenlerinde, piklerin üzerine parantez içerisinde ilgili düzlemlerin Miller indisleri belirtilmiştir.

Filmlerin kırınım desenleri incelendiğinde piklerin genişlikleri ve şiddetleri her tavlama sıcaklığında farklılık göstermektedir. Kırınım desenlerindeki piklerin şiddetleri büyük ve genişlikleri dar ise filmlerde kristalleşmenin iyi olduğu, piklerin şiddetleri küçük ve genişlikleri büyük ise filmlerde kristalleşmenin iyi olmadığı anlamına gelmektedir. Pik genişlikleri büyük olan filmlerin amorf yapıya yakın olduğu düşünülmektedir.

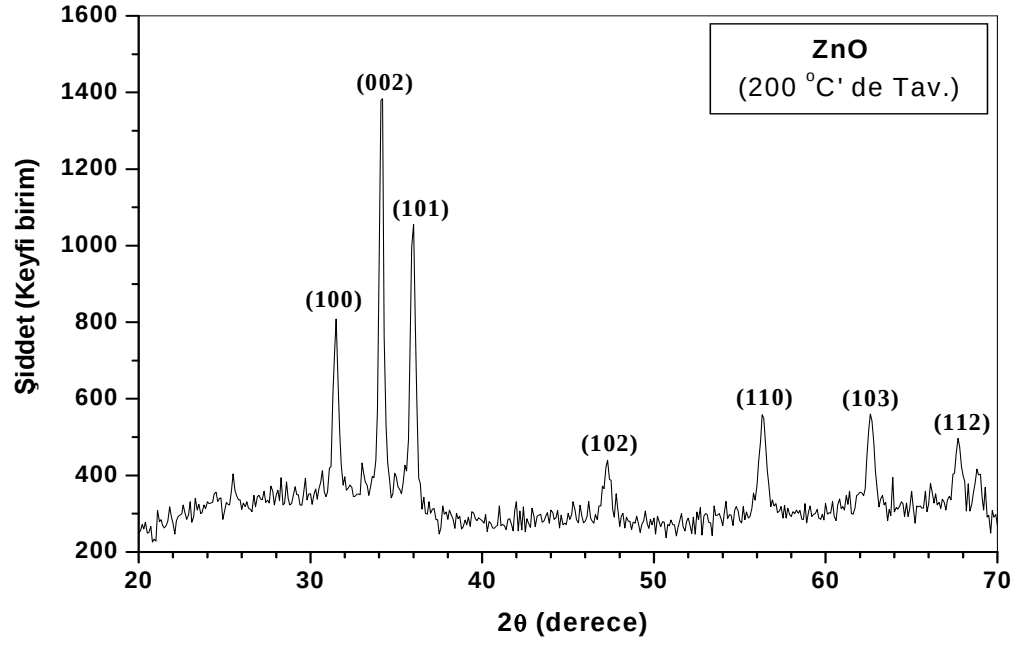
4.1.1.a. ZnO ince filmler

SILAR tekniği ile cam taban malzeme üzerine büyütülen tavlamanmamış ve farklı sıcaklıklarda tavlanan ZnO ince filminin XRD desenleri sırası ile Şekil 4.1 ve Şekil 4.2-

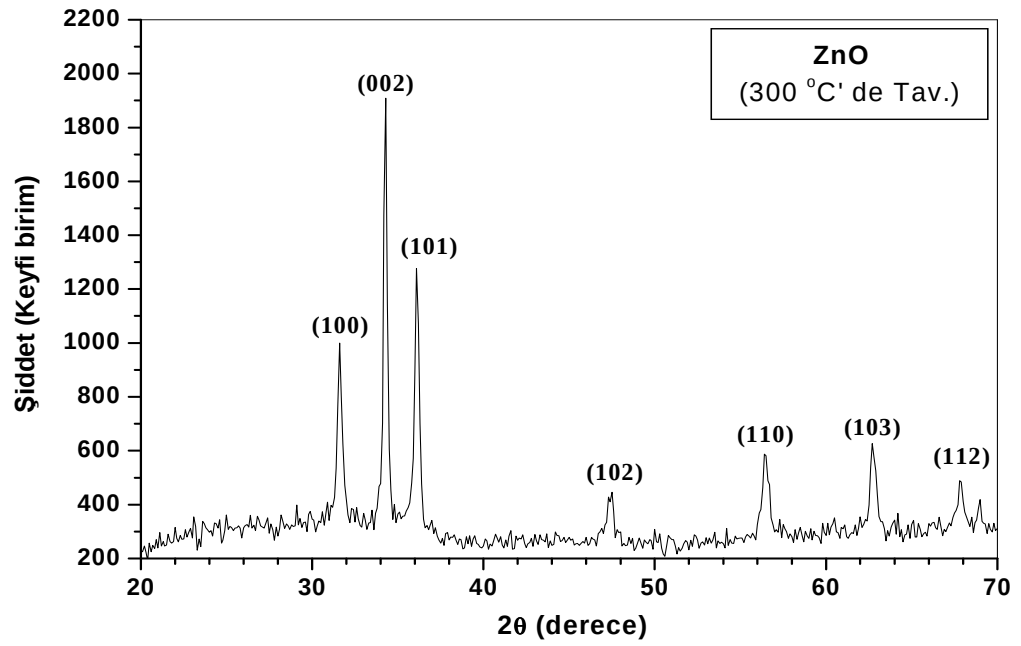
5'te verilmiştir. Cam taban malzeme üzerine büyütülen ZnO ince filmi, yapısal özellikler üzerinde tavlama sıcaklığının etkisini incelemek amacıyla 200, 300, 400 ve 500°C'de 30 dakika oksijen ortamında tavlama işlemine tabi tutulmuştur. Şekil 4.6'da n-tipi Si üzerine büyütülen ZnO arayüzey tabakasının XRD deseni ve Şekil 4.7'de ise cam taban üzerindeki ZnO ince filmine ait (100), (002), (101) üç baskın pik için tercihli yönelme katsayısının (TC) tavlama sıcaklığı ile değişimi verilmiştir.



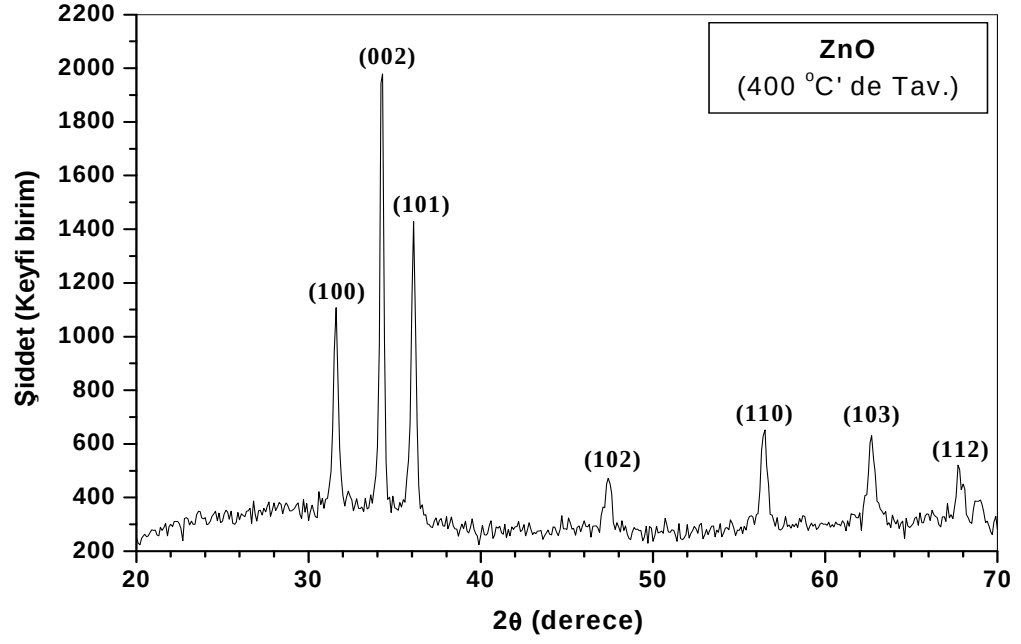
Şekil 4.1. ZnO ince filminin X-ışını kırınım deseni



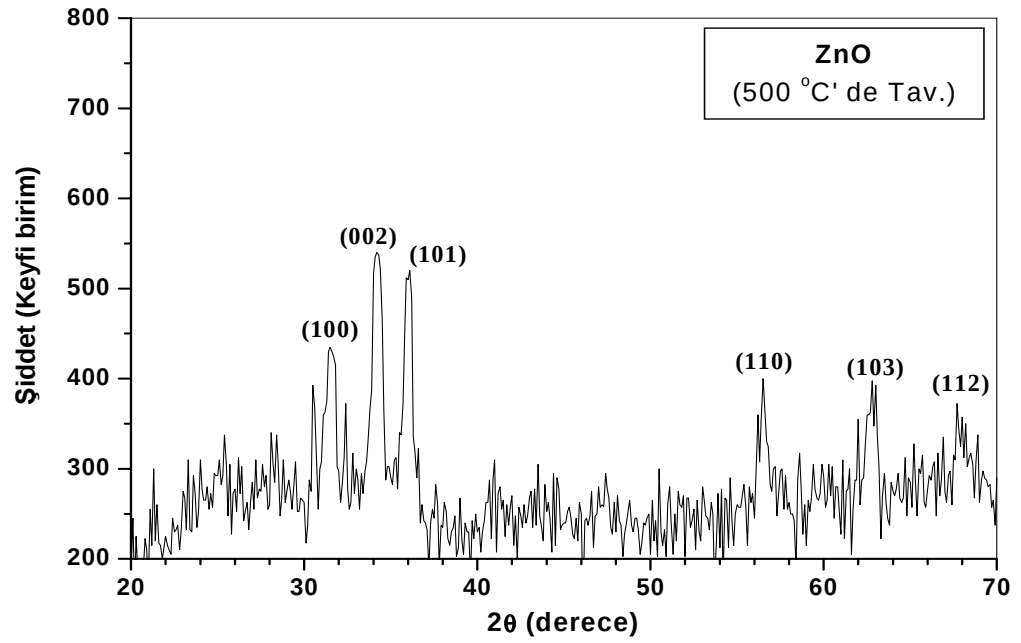
Şekil 4.2. 200°C'de 30 dakika oksijen ortamında tavllanmış ZnO ince filminin X ışını kırınım deseni



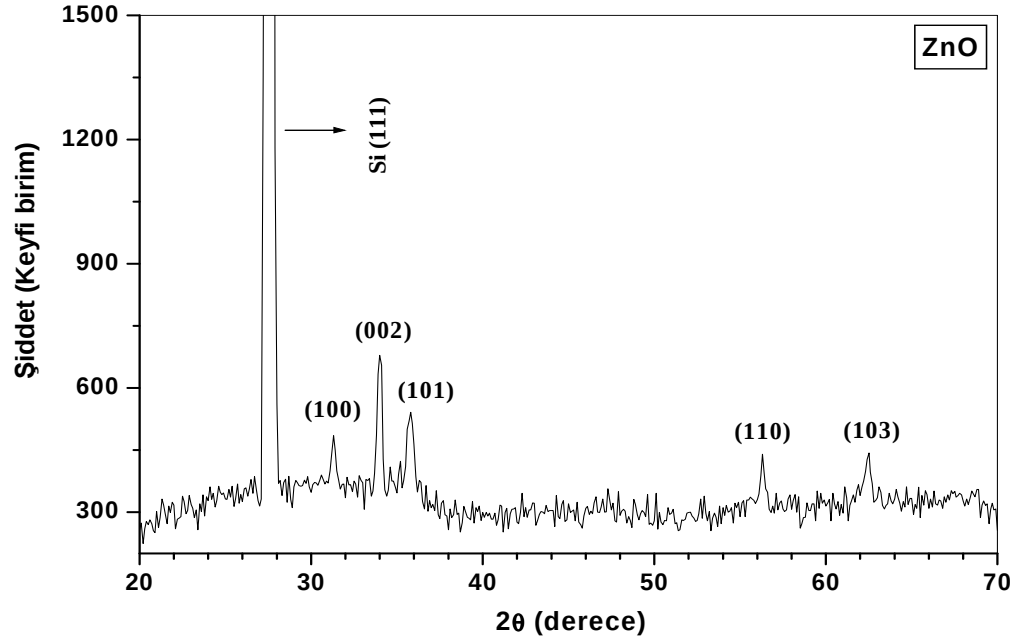
Şekil 4.3. 300°C'de 30 dakika oksijen ortamında tavllanmış ZnO ince filminin X ışını kırınım deseni



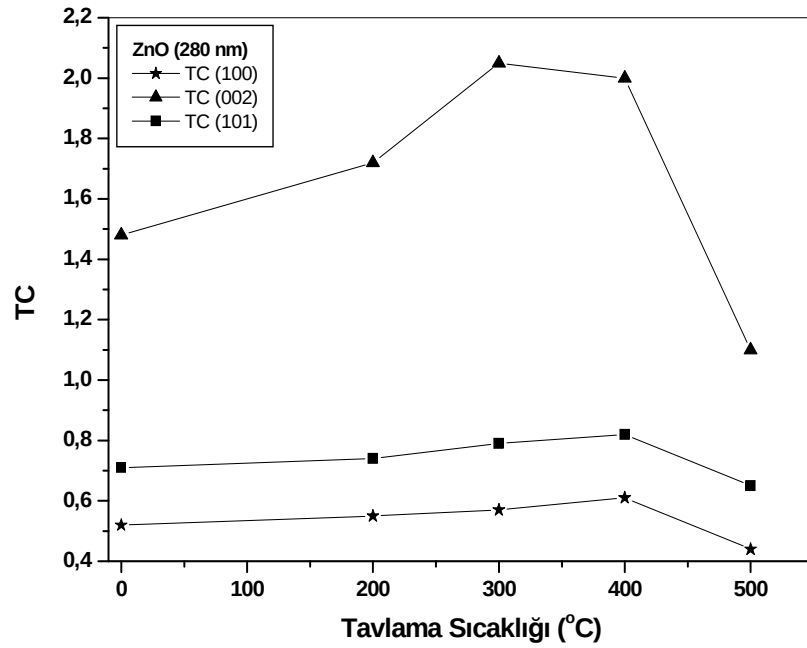
Şekil 4.4. 400°C'de 30 dakika oksijen ortamında tavllanmış ZnO ince filminin X ışını kırınım deseni



Şekil 4.5. 500°C'de 30 dakika oksijen ortamında tavllanmış ZnO ince filminin X ışını kırınım deseni



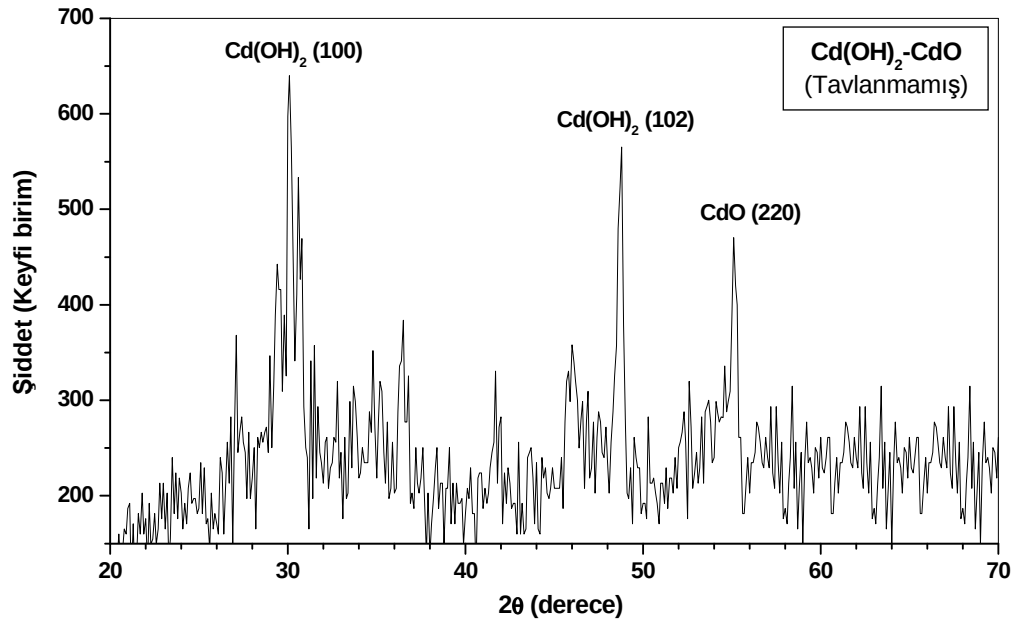
Şekil 4.6. n-tipi Si üzerine büyütülen ZnO arayüzey tabakasının X-ışını kırınım deseni



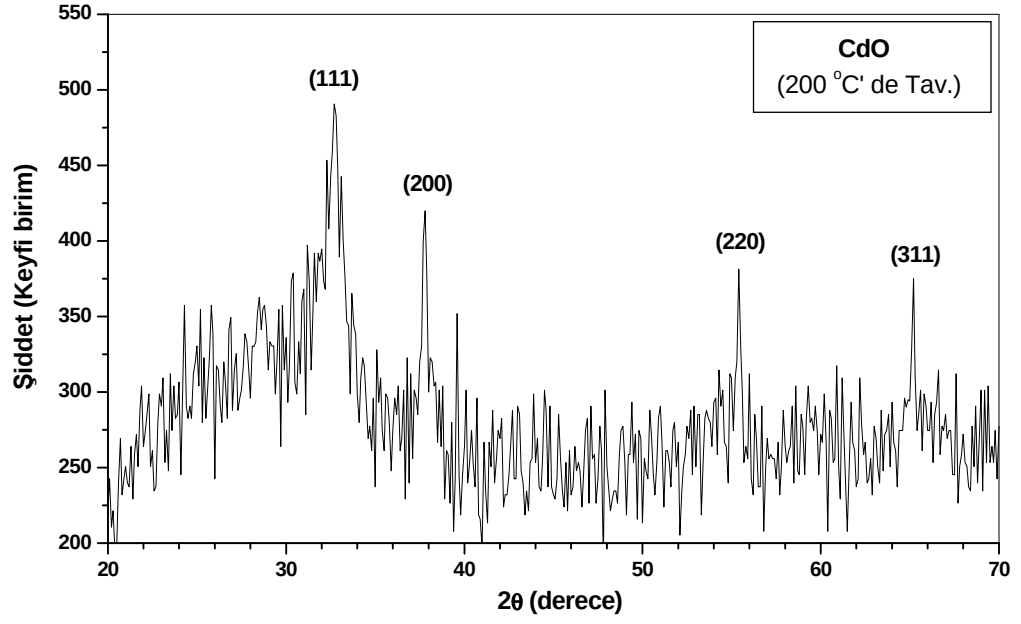
Şekil 4.7. ZnO ince filmine ait farklı pikler için tercihli yönelme katsayısının tavlama sıcaklığı ile değişimi

4.1.1.b. CdO ince filmler

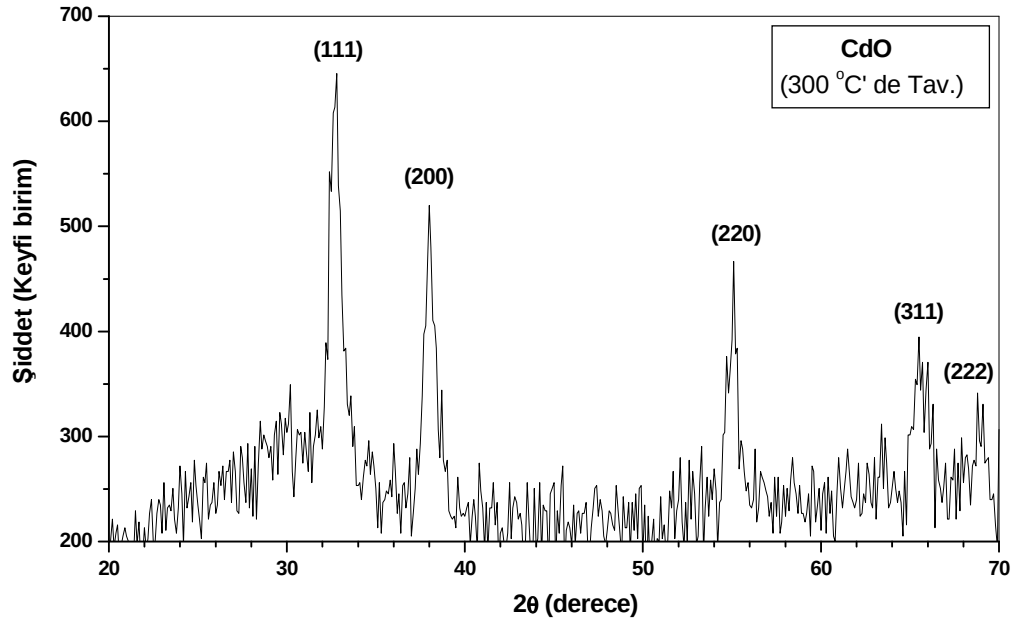
SILAR tekniği ile cam taban malzeme üzerine büyütülen tavlammamış ($\text{Cd}(\text{OH})_2\text{-CdO}$) ve farklı sıcaklıklarda tavlanan CdO ince filminin XRD desenleri sırası ile Şekil 4.8 ve Şekil 4.9-12’de verilmiştir. Cam taban malzeme üzerine büyütülen $\text{Cd}(\text{OH})_2\text{-CdO}$ ince filminin yapısal özellikleri üzerinde tavlama sıcaklığının etkisini incelemek amacıyla film 200, 300, 400 ve 500°C’de 1 saat oksijen atmosferinde tavlama işlemine tabi tutulmuştur. Şekil 4.13’te n-tipi Si üzerine büyütülen CdO arayüzey tabakasının XRD deseni ve Şekil 4.14’te ise cam taban üzerindeki CdO ince filmine ait (111), (200) ve (220) üç baskın pik için tercihli yönelme katsayısının (TC) tavlama sıcaklığı ile değişimi verilmiştir.



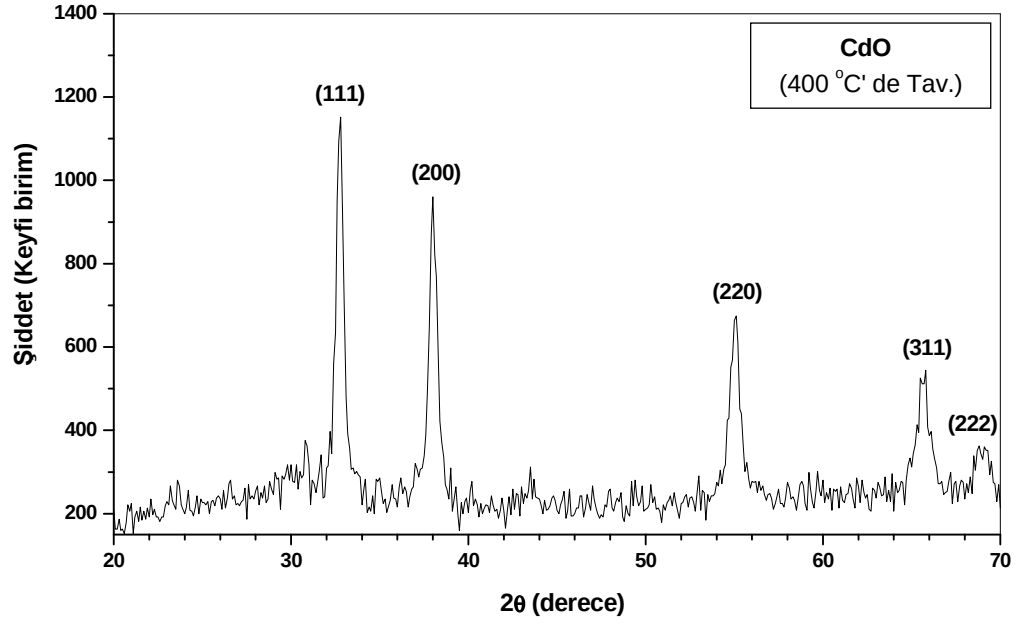
Şekil 4.8. $\text{Cd}(\text{OH})_2\text{-CdO}$ iki faza sahip ince filminin X-ışını kırınım deseni



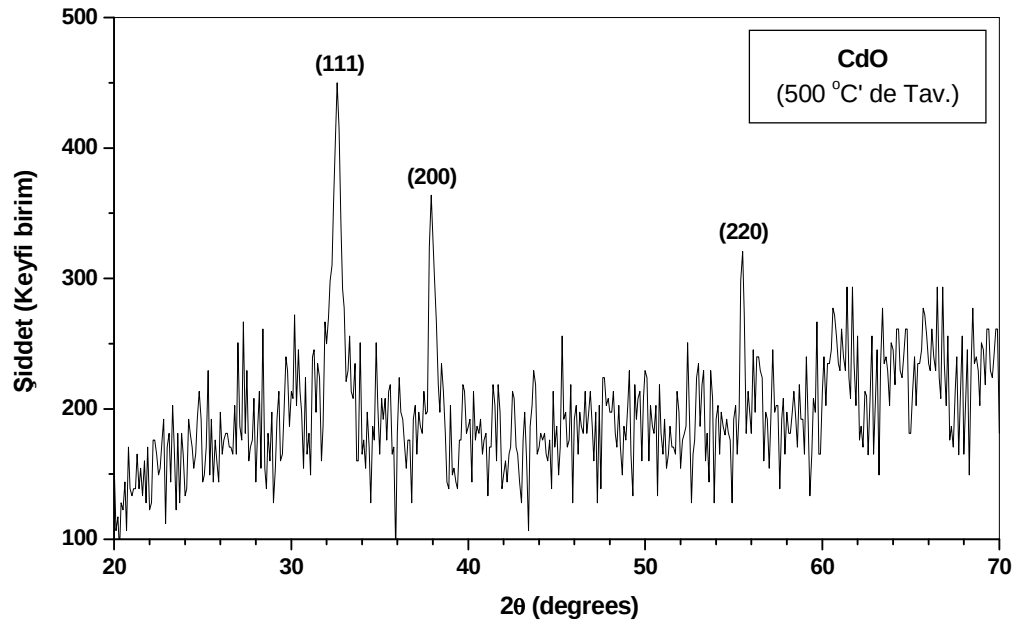
Şekil 4.9. 200°C'de 1 saat oksijen ortamında tavlanmış CdO ince filminin X-ışını kırınım deseni



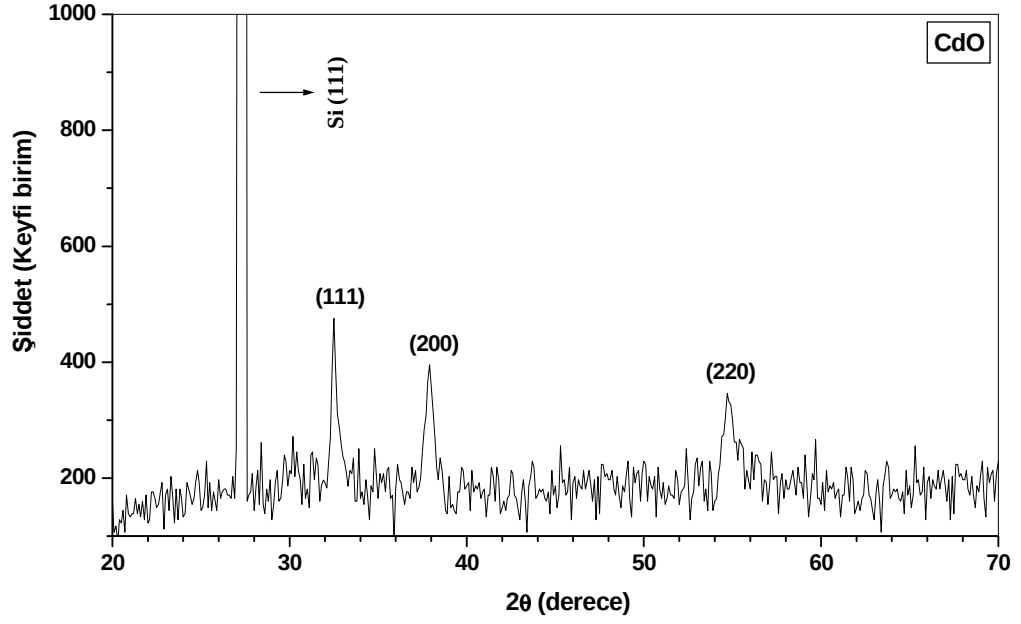
Şekil 4.10. 300°C'de 1 saat oksijen ortamında tavlanmış CdO ince filminin X-ışını kırınım deseni



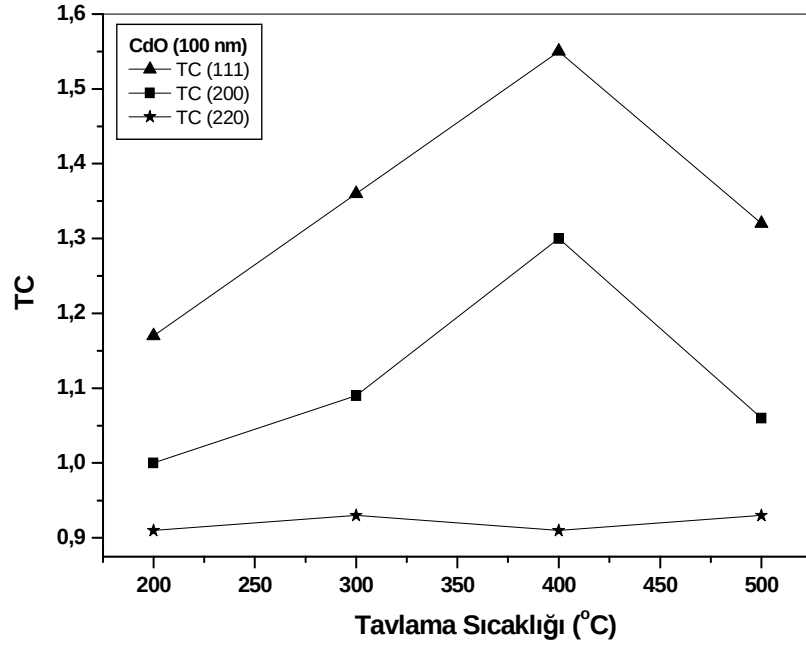
Şekil 4.11. 400°C'de 1 saat oksijen ortamında tavllanmış CdO ince filminin X-ışını kırınım deseni



Şekil 4.12. 500°C'de 1 saat oksijen ortamında tavllanmış CdO ince filminin X-ışını kırınım deseni



Şekil 4.13. n-tipi Si üzerine büyütülen ve 300°C 'de 3 saniye oksijen ortamında tavllanmış CdO arayüzey tabakasının X-ışını kırınım deseni



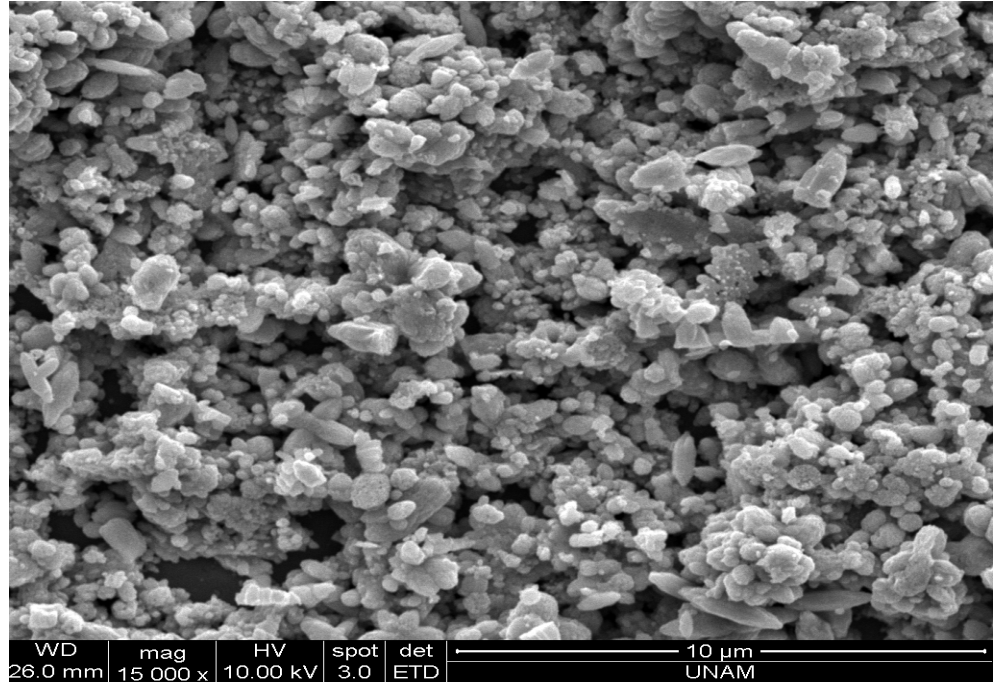
Şekil 4.14. CdO ince filmine ait farklı pikler için tercihli yönelme katsayısının tavlama sıcaklığı ile değişimi

4.1.2. İnce filmlerin yüzey görüntüleri

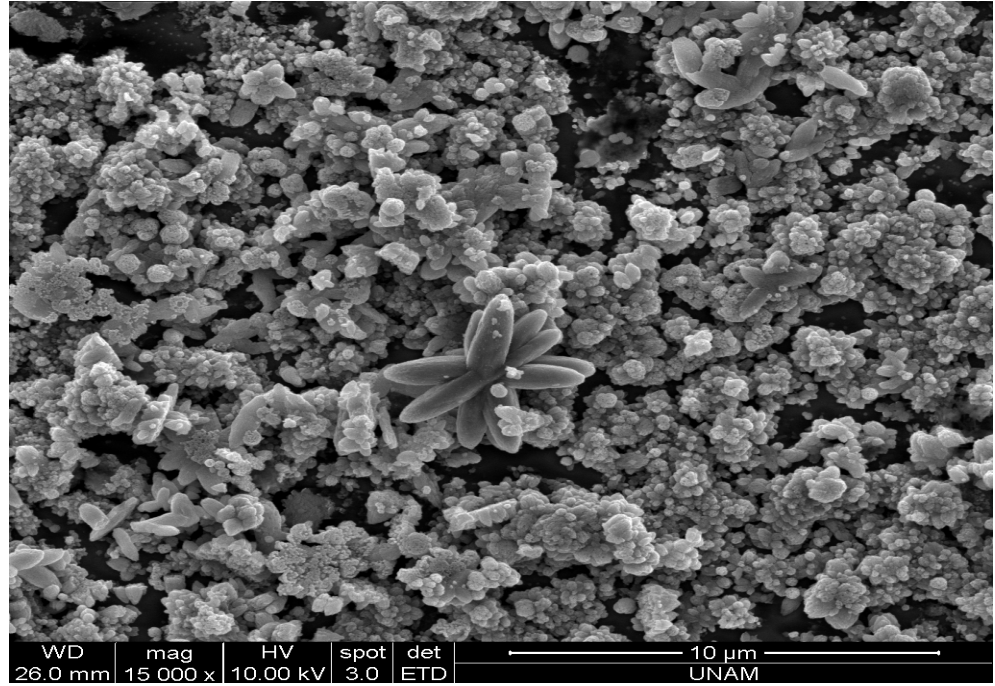
Yarıiletken film şeklinde elde edilen bir malzemenin yüzeysel özellikleri gerek elektriksel gerekse optik parametreleri önemli ölçüde etkilemektedir. Bu durum da malzemenin opto-elektronik aygıtlarda kullanım verimini etkileyecek önemli bir faktör olacaktır. Örneğin, filmlerin yüzey pürüzlülüğündeki artış fotovoltaiik güneş pillerinin veriminde bir azalmaya neden olacaktır. Dolayısı ile elde edilen filmlerin yüzeysel özellikleri ayrıntılı bir şekilde analiz edilmelidir. Bunun için kullanılan en yaygın tekniklerden biri de taramalı elektron mikroskopudur (SEM). SEM incelemesi sonucunda elde edilen filmin pürüzlülüğü, tabana tutunması, homojenliği ve yüzey kusurları hakkında bilgi edinilebilir. ZnO ve CdO ince filmlerin yüzey görüntüleri FEI Quanta 200 FEG model Environmental Scanning Electron Microscope (ESEM) cihazı kullanılarak alınmıştır.

4.1.2.a. ZnO ince filmler

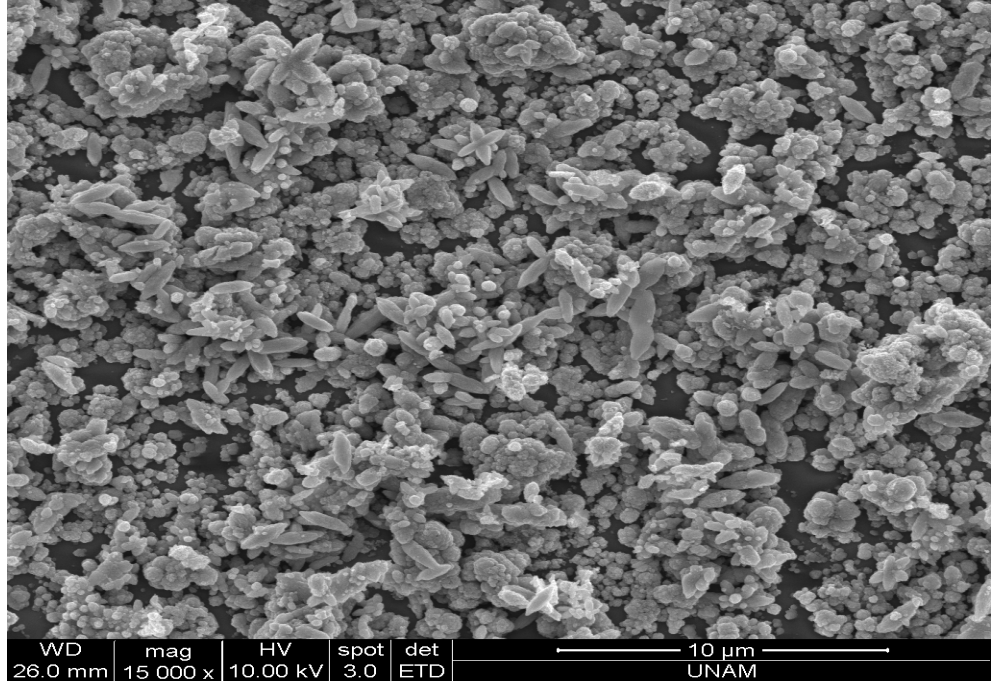
SILAR tekniğı ile büyütülen ZnO ince filminin yüzey özelliklerini ve tavlama işleminin bu özellikler üzerinde etkisini incelemek amacıyla filmlerin SEM görüntüleri alınmıştır. Cam taban üzerine büyütülen ZnO ince filmi 200, 300, 400 ve 500°C’de 30 dakika oksijen ortamında tavlama işlemine tabi tutulmuştur. Şekil 4.15 ve Şekil 4.16-19’da sırası ile tavlınmamış ve farklı sıcaklıklarda tavlanan ZnO ince filminin 15000 büyütmedeki SEM görüntüleri verilmiştir. Şekil 4.20’de ise n-tipi Si üzerine büyütülen ZnO arayüzey tabakasının SEM görüntüsü verilmiştir.



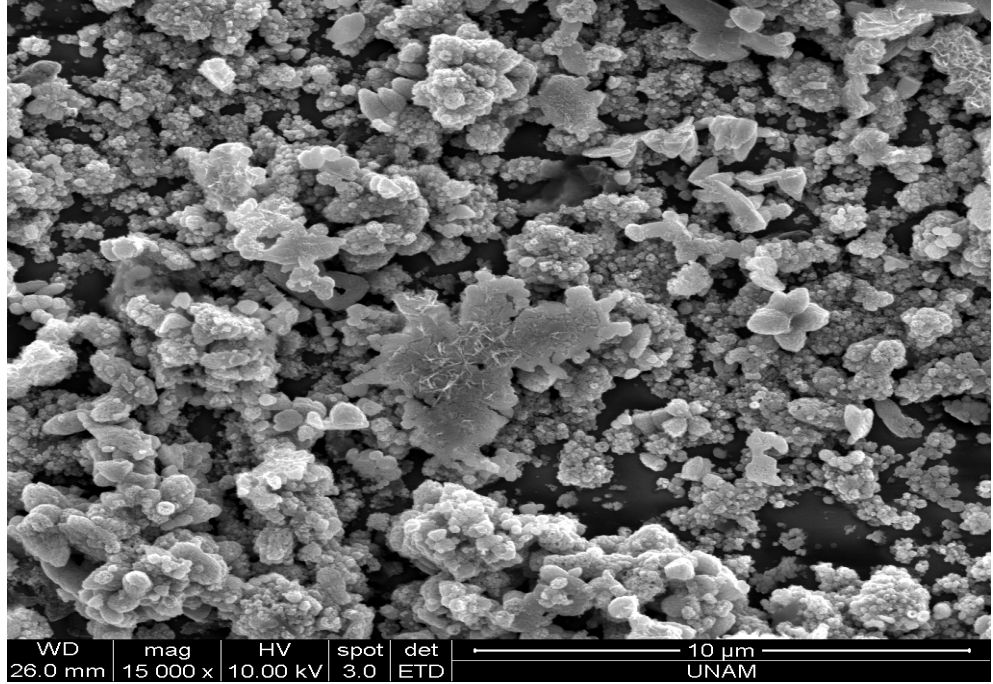
Şekil 4.15. Tavlanmamış ZnO ince filminin 15000 büyütmedeki SEM görüntüsü



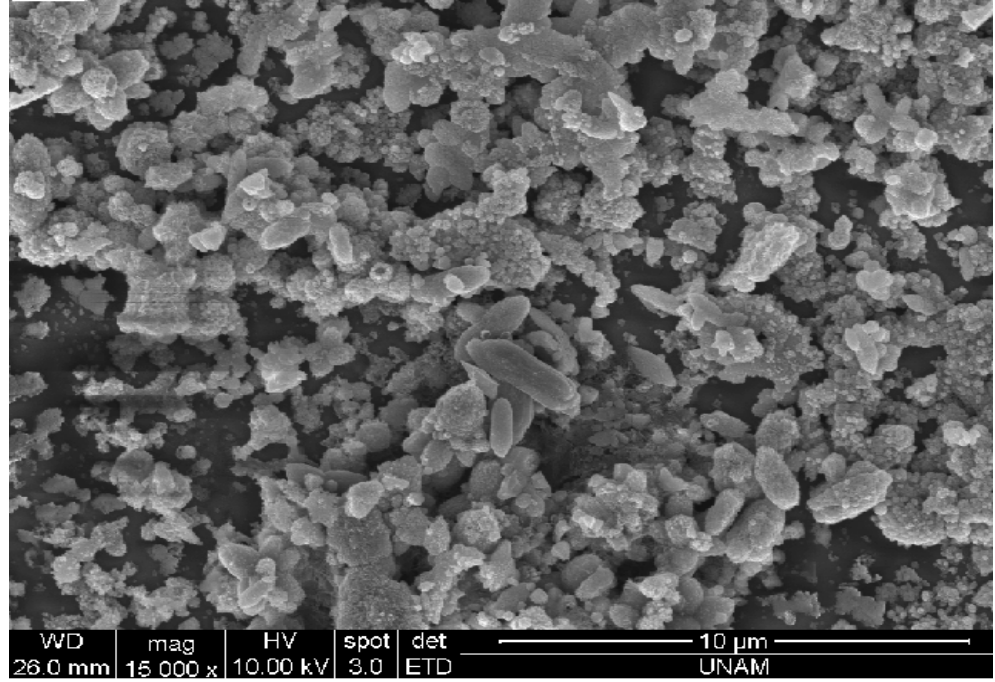
Şekil 4.16. 200°C’de 30 dakika oksijen ortamında tavlanmış ZnO ince filminin 15000 büyütmedeki SEM görüntüsü



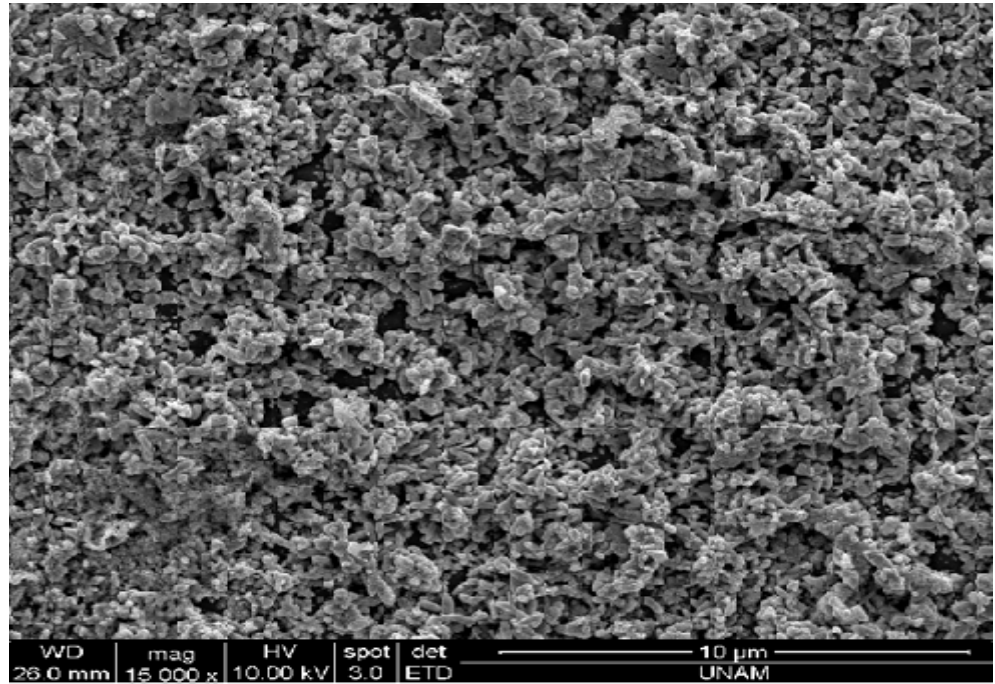
Şekil 4.17. 300°C’de 30 dakika oksijen ortamında tavlanmış ZnO ince filminin 15000 büyütmedeki SEM görüntüsü



Şekil 4.18. 400°C’de 30 dakika oksijen ortamında tavlanmış ZnO ince filminin 15000 büyütmedeki SEM görüntüsü



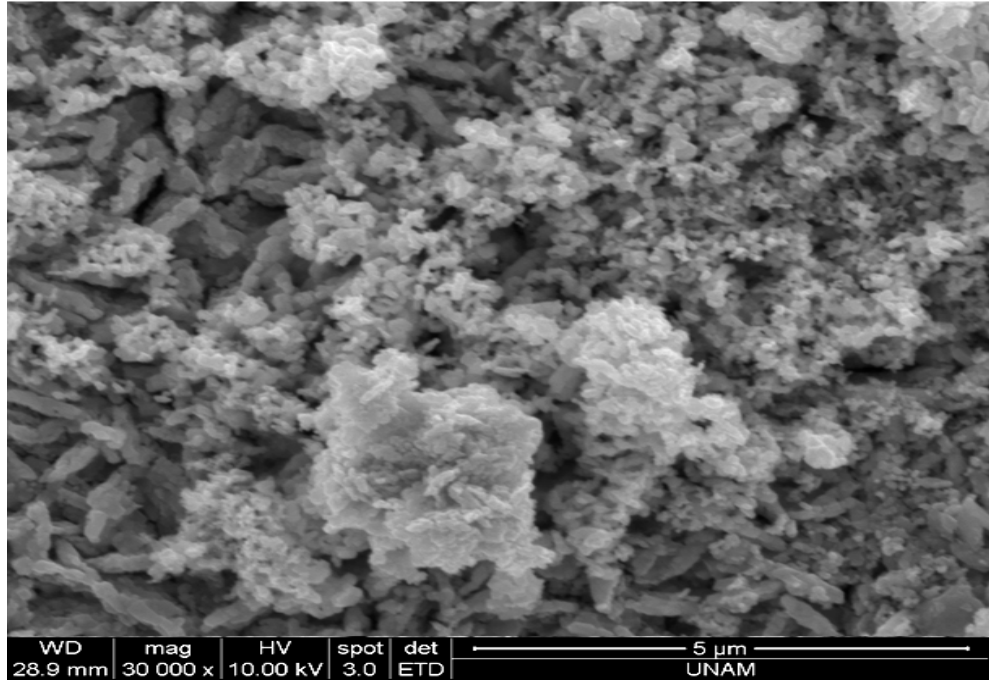
Şekil 4.19. 500°C’de 30 dakika oksijen ortamında tavlanmış ZnO ince filminin 15000 büyütmedeki SEM görüntüsü



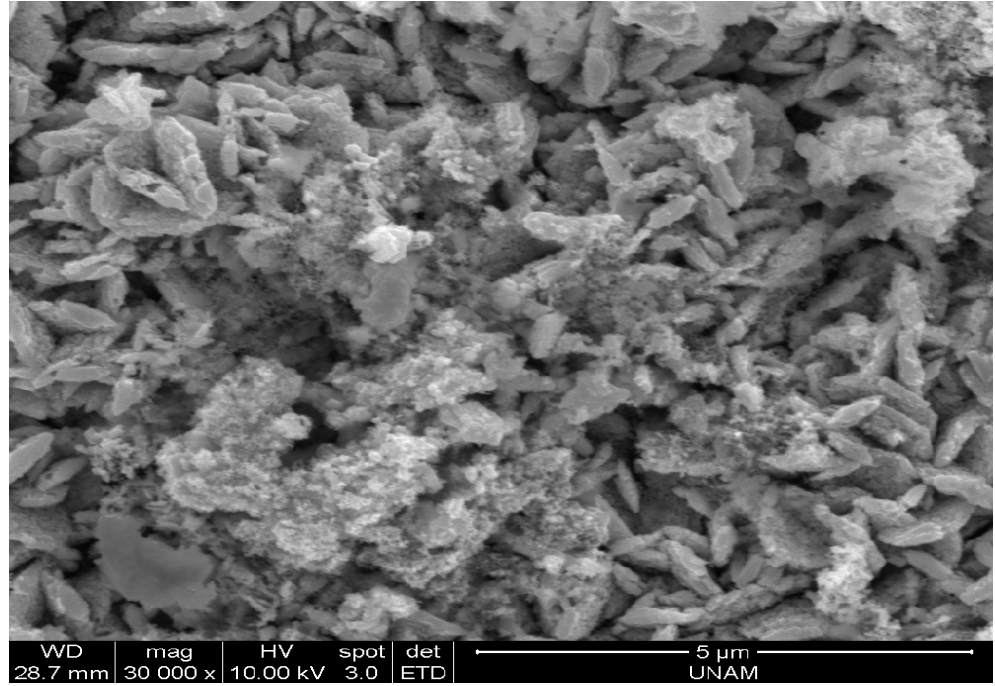
Şekil 4.20. n-tipi Si üzerine büyütülen ZnO arayüzey tabakasının 15000 büyütmedeki SEM görüntüsü

4.1.2.b. CdO ince filmler

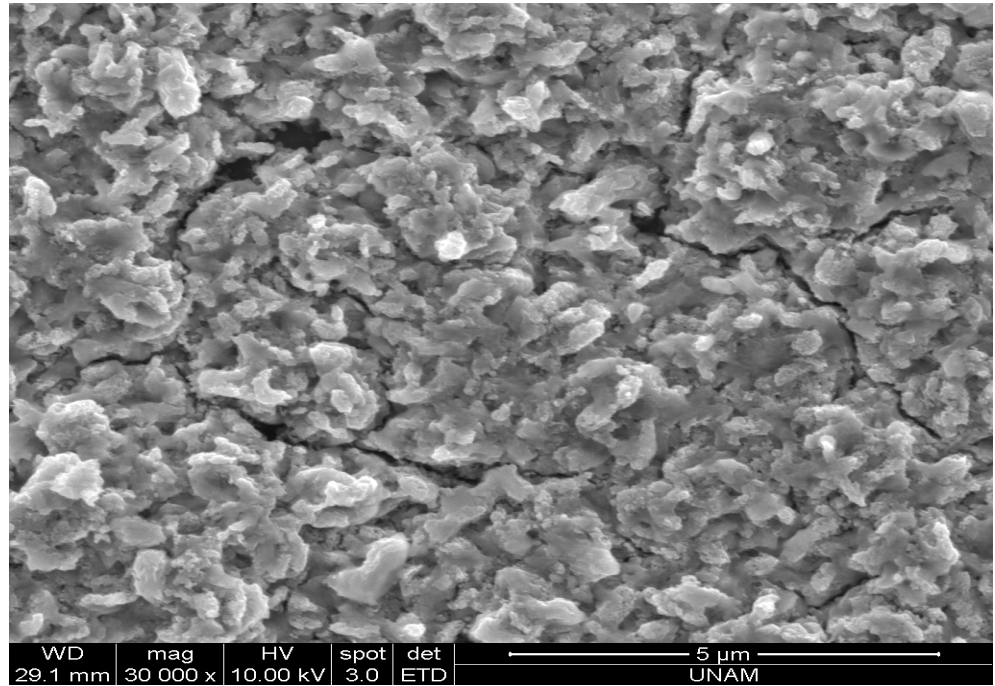
SILAR tekniği ile büyütülen CdO ince filminin yüzey özelliklerini ve tavlama işleminin bu özellikler üzerinde etkisini incelemek amacıyla filmlerin SEM görüntüleri alınmıştır. Cam taban üzerine büyütülen $\text{Cd}(\text{OH})_2\text{-CdO}$ ince filmi 200, 300, 400 ve 500°C’de 1 saat oksijen ortamında tavlama işlemine tabi tutulmuştur. Şekil 4.21 ve Şekil 4.22-25’te sırası ile tavlınmamış ($\text{Cd}(\text{OH})_2\text{-CdO}$) ve farklı sıcaklıklarda tavlanan CdO ince filminin 30000 büyütmedeki SEM görüntüleri verilmiştir. Şekil 4.26’da ise n-tipi Si üzerine büyütülen CdO arayüzey tabakasının SEM görüntüsü verilmiştir.



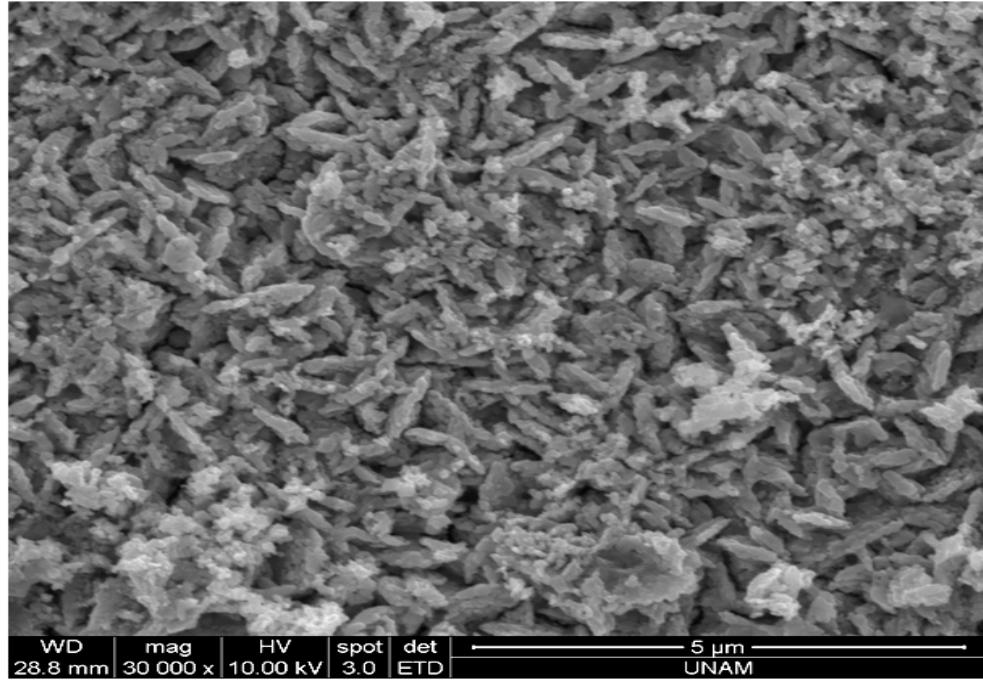
Şekil 4.21. Tavlınmamış $\text{Cd}(\text{OH})_2\text{-CdO}$ ince filminin 30000 büyütmedeki SEM görüntüsü



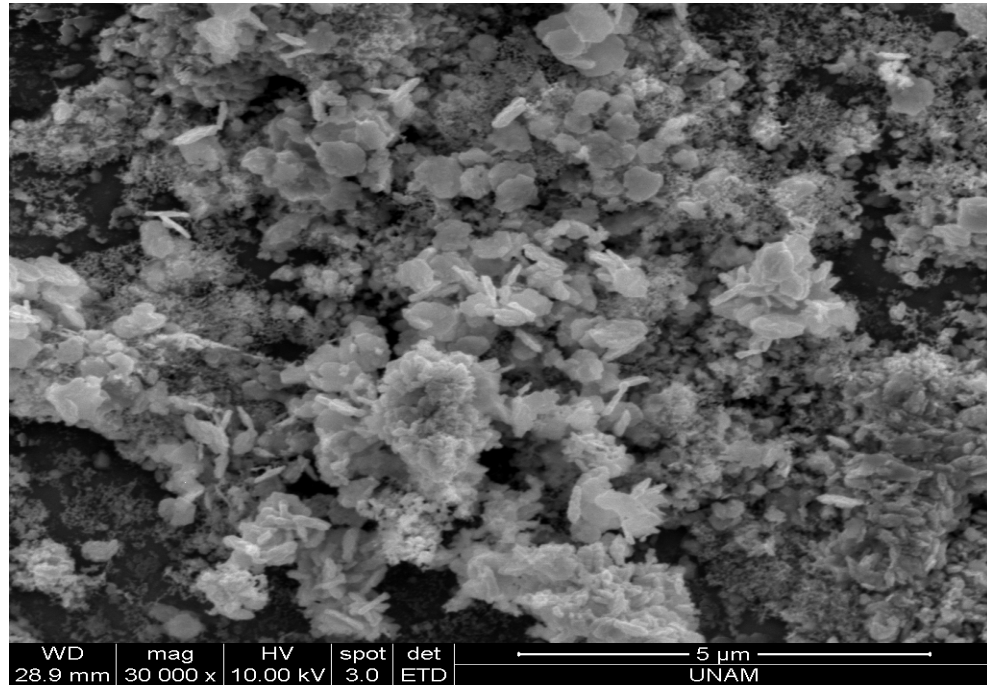
Şekil 4.22. 200°C’de 1 saat oksijen ortamında tavlanmış CdO ince filminin 30000 büyütmedeki SEM görüntüsü



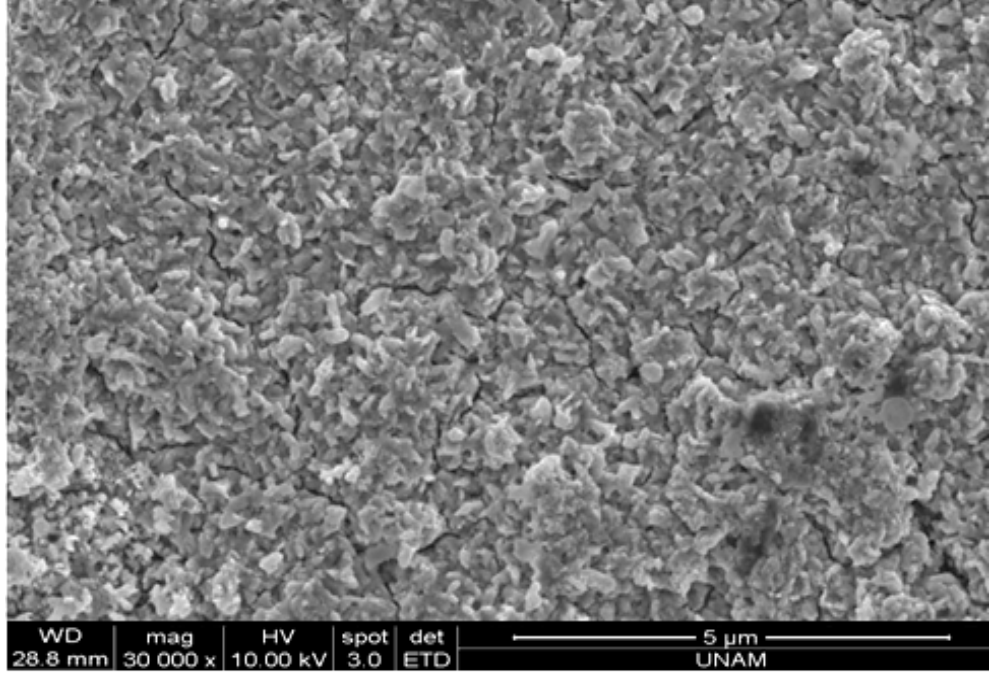
Şekil 4.23. 300°C’de 1 saat oksijen ortamında tavlanmış CdO ince filminin 30000 büyütmedeki SEM görüntüsü



Şekil 4.24. 400°C’de 1 saat oksijen ortamında tavllanmış CdO ince filminin 30000 büyütmedeki SEM görüntüsü



Şekil 4.25. 500°C’de 1 saat oksijen ortamında tavllanmış CdO ince filminin 30000 büyütmedeki SEM görüntüsü



Şekil 4.26. n-tipi Si üzerine büyütülen ve 300°C’de 3 saniye oksijen ortamında tavllanmış CdO arayüzey tabakasının 30000 büyütmedeki SEM görüntüsü

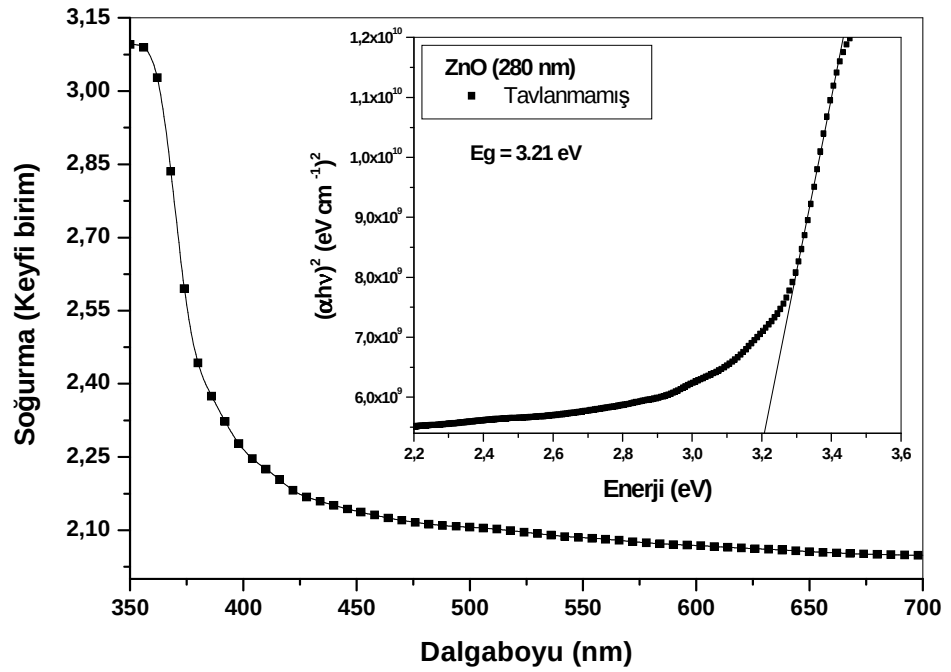
4.2. Optik Karakterizasyon

4.2.1. İnce filmlerin optik soğurma ölçüleri

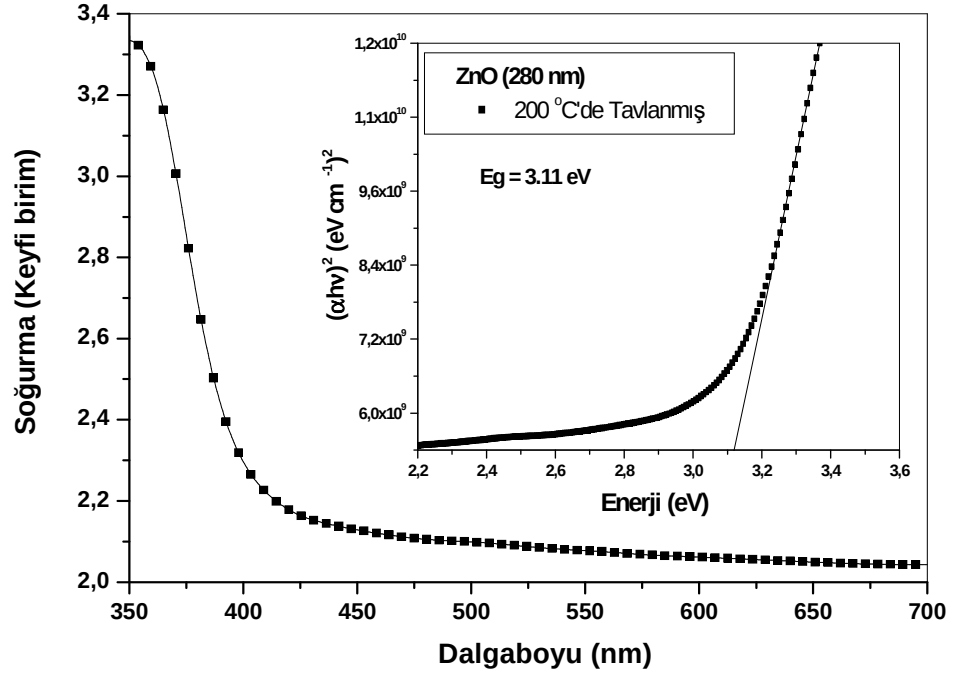
SILAR tekniği ile büyütülen ince filmlerinin optik özelliklerini ve tavlama işleminin bu özellikler üzerinde etkisini incelemek amacıyla filmlerin optik soğurma ölçümleri ± 0.3 nm hassasiyete sahip ve çalışma aralığı dalga boyu cinsinden 190-1100 nm olan Perkin Elmer UV/VS Lambda 2S spektrometresi ile alınmıştır. Oda sıcaklığında alınan soğurma ölçüleri kullanılarak soğurma spektrumu ve $(\alpha h\nu) = A(h\nu - E_g)^{1/2}$ denklemine göre $(\alpha h\nu)^2$ (eVcm^{-1})²’nin enerjiye bağlı grafikleri çizilmiştir. Bu grafikler yardımıyla ince filmlerin yasak enerji aralığı belirlenmiş ve tavlama işlemi ile yasak enerji aralığının değişimi incelenmiştir.

4.2.1.a. ZnO ince filmler

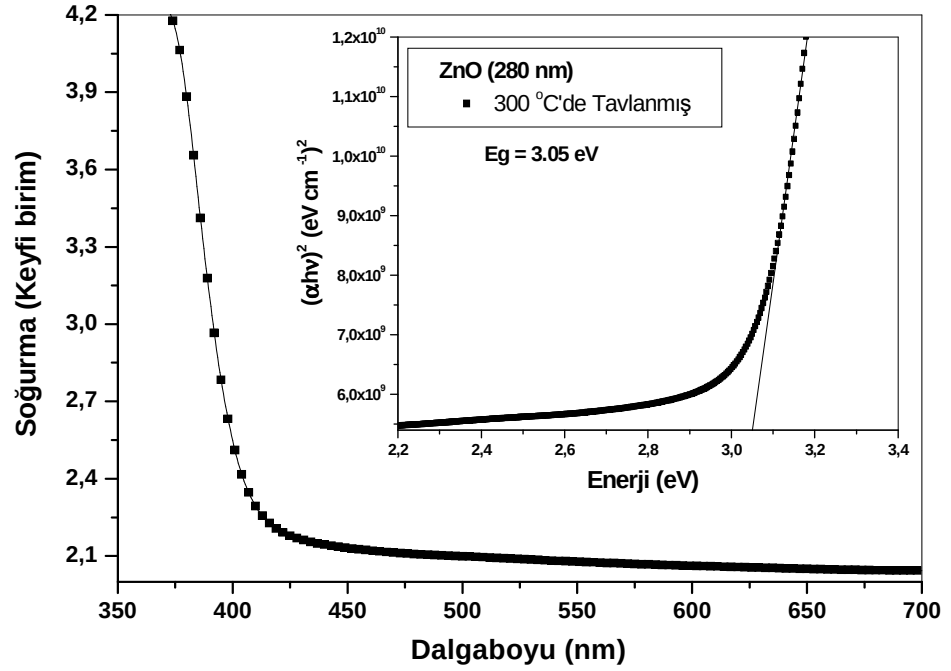
SILAR tekniği ile cam taban malzeme üzerine büyütölen tavlannmamış ve farklı sıcaklıklarda tavlannan ZnO ince filmi için oda sıcaklığında alınan soğurma ölçöleri kullanarak çizilen soğurma spektrumu ve $(\alpha h\nu)^2$ (eV cm^{-1})²'nin enerjiye bağılı grafikleri sırası ile Şekil 4.27 ve Şekil 4.28-30'da verilmiştir. XRD ve SEM ölçölerinden de göröldüğü gibi 500°C tavlama sıcaklığında ZnO ince filmi bozulduğı için bu sıcaklıkta soğurma ölçümü alınamamıştır.



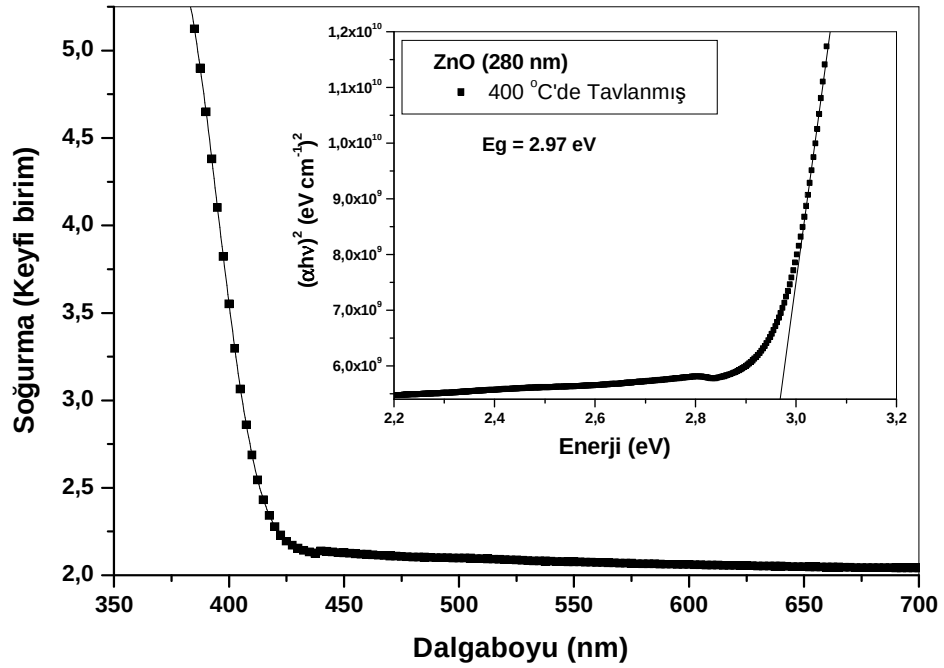
Şekil 4.27. ZnO ince filminin oda sıcaklığındaki soğurma spektrumu ve $(\alpha h\nu)^2$ 'nin enerjiye bağılı değışimi



Şekil 4.28. 200°C’de 30 dakika oksijen ortamında tavlanmış ZnO ince filminin oda sıcaklığındaki soğurma spektrumu ve $(\alpha h\nu)^2$ ’nin enerjiye bağlı değişimi



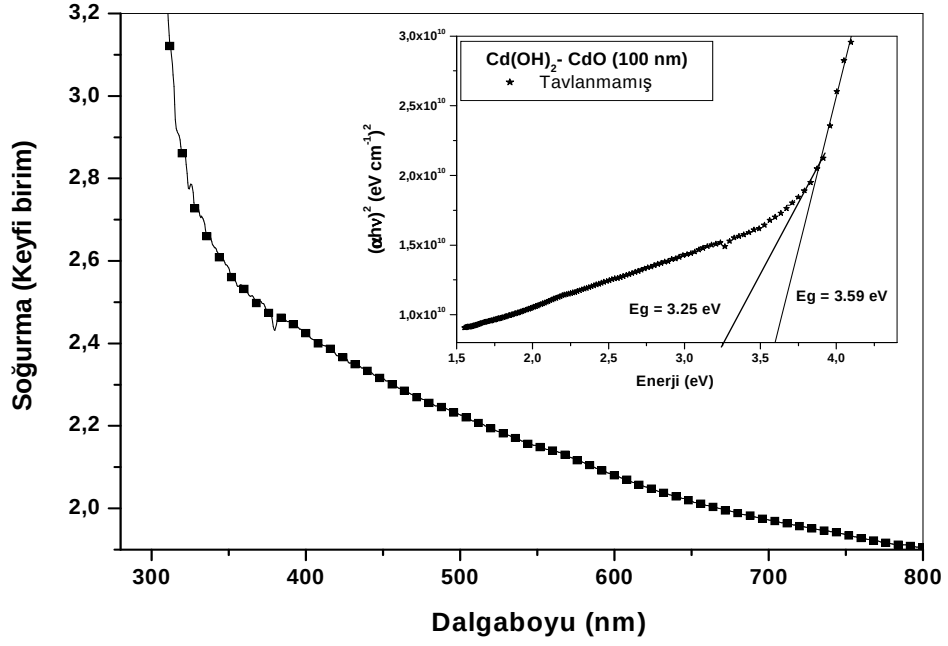
Şekil 4.29. 300°C’de 30 dakika oksijen ortamında tavlanmış ZnO ince filminin oda sıcaklığındaki soğurma spektrumu ve $(\alpha h\nu)^2$ ’nin enerjiye bağlı değişimi



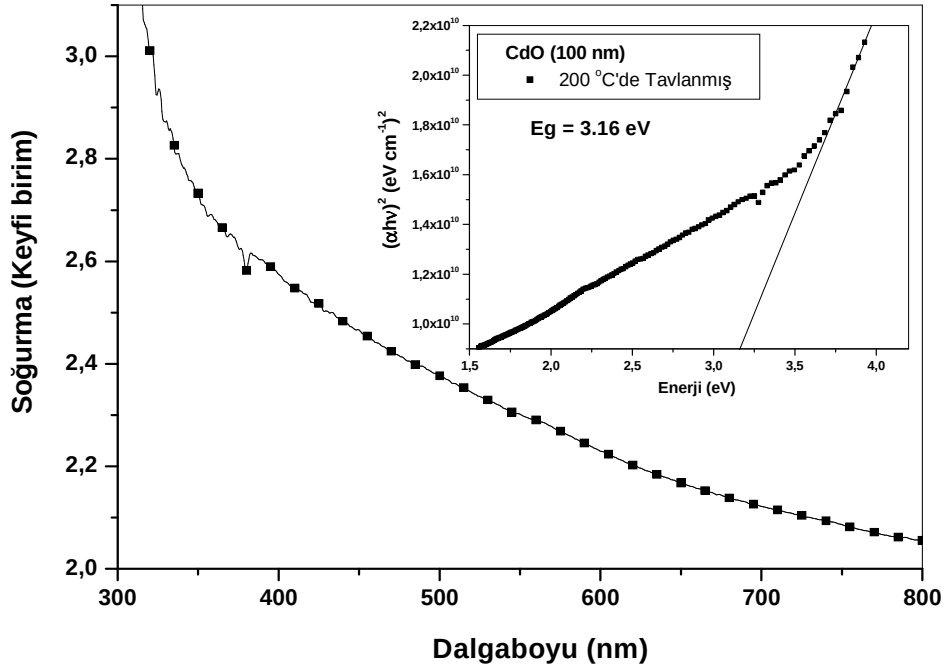
Şekil 4.30. 400°C’de 30 dakika oksijen ortamında tavllanmış ZnO ince filminin oda sıcaklığındaki soğurma spektrumu ve $(\alpha h\nu)^2$ ’nin enerjiye bağlı değişimi

4.2.1.b. CdO ince filmler

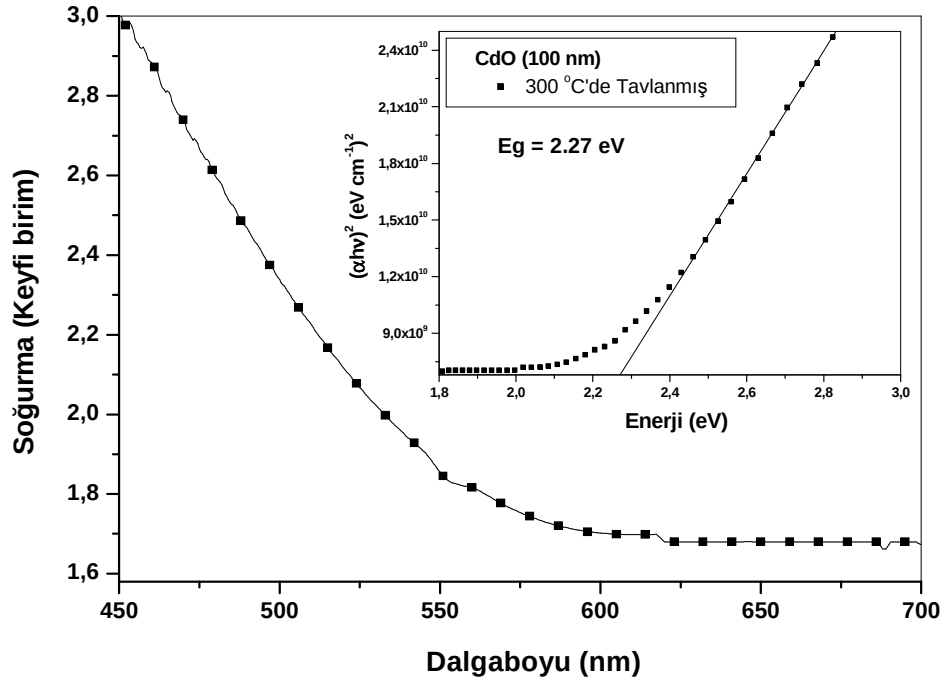
SILAR tekniği ile cam taban malzeme üzerine büyütülen tavlannmamış $(\text{Cd}(\text{OH})_2\text{-CdO})$ ve farklı sıcaklıklarda tavlanan CdO ince filmi için oda sıcaklığında alınan soğurma ölçüleri kullanılarak çizilen soğurma spektrumu ve $(\alpha h\nu)^2$ (eV cm^{-1})²’nin enerjiye bağlı grafikleri sırası ile Şekil 4.31 ve Şekil 4.32-34’te verilmiştir. XRD ve SEM ölçülerinden de görüldüğü gibi 500°C tavlama sıcaklığında CdO ince filmi bozulduğu için bu sıcaklıkta soğurma ölçümü alınamamıştır.



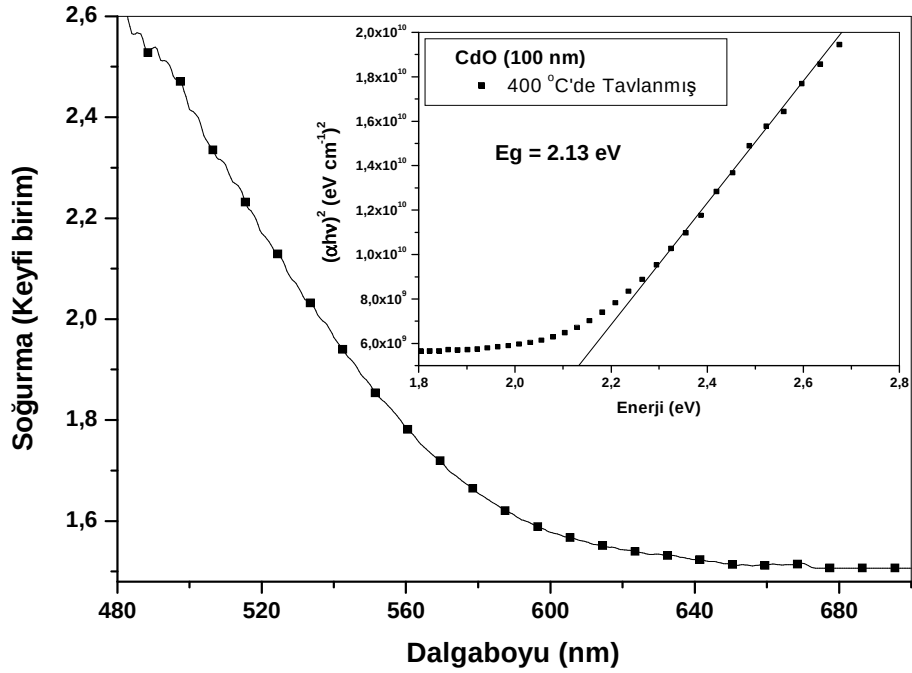
Şekil 4.31. $\text{Cd(OH)}_2\text{-CdO}$ iki faza sahip ince filminin oda sıcaklığındaki soğurma spektrumu ve $(\alpha h\nu)^2$ 'nin enerjiye bağlı değişimi



Şekil 4.32. 200°C 'de 1 saat oksijen ortamında tavlanmış CdO ince filminin oda sıcaklığındaki soğurma spektrumu ve $(\alpha h\nu)^2$ 'nin enerjiye bağlı değişimi



Şekil 4.33. 300°C'de 1 saat oksijen ortamında tavllanmış CdO ince filminin oda sıcaklığındaki soğurma spektrumu ve $(\alpha h\nu)^2$ 'nin enerjiye bağlı değişimi

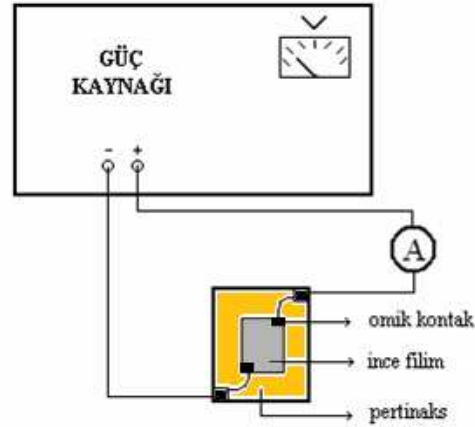


Şekil 4.34. 400°C'de 1 saat oksijen ortamında tavllanmış CdO ince filminin oda sıcaklığındaki soğurma spektrumu ve $(\alpha h\nu)^2$ 'nin enerjiye bağlı değişimi

4.3. Elektriksel Karakterizasyon

4.3.1. İnce filmlerin akım-voltaj ölçüleri

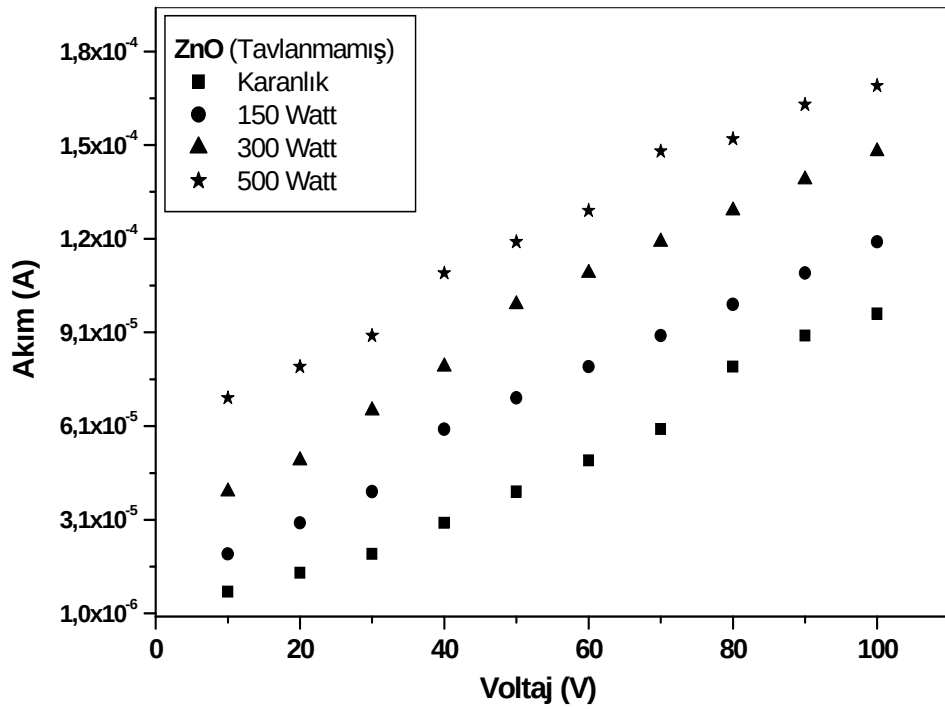
Tavlama sıcaklığının ve ışık şiddetinin, SILAR tekniği ile büyütülen ince filmlerin öz direnci üzerindeki etkisini araştırmak için iki nokta uç yöntemi kullanılarak oda sıcaklığında akım-voltaj (I - V) ölçüleri alınmıştır. Büyütülen filmler ilk olarak, belli bölgelerindeki bakır kısımları hidroklorik asit (HCl) ve hidrojen peroksit (H_2O_2) karışımı kullanılarak baskı devresi çıkarılan bakır pertinaks üzerine yapıştırıldı. Sonra numune ve pertinaks üzerine Şekil 4.35'te gösterildiği gibi kontaklar yapılarak ölçüm alınmıştır. Akım ölçme işlemi $0,000001\mu A$ hassasiyetine sahip Keithley 487 pikoampermetresi kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Bu I - V ölçümleri hem karanlıkta hem de 340-380 nm dalga boyu aralığına ve 150, 300 ve 500 W'lık güce sahip tungsten halojen lambalar kullanılarak ışık altında alınmıştır. Her voltaj değerinde sistemin dengeye gelmesi için birkaç dakika beklenmiştir. Bu I - V değerleri kullanılarak I - V grafikleri çizilmiş; bu grafikler ve (3.5) ifadesi yardımıyla tavlanmamış ve farklı sıcaklıklarda tavlanmış ince filmlerin hem karanlık hem de ışık altında öz direnç değerleri hesaplanmıştır.



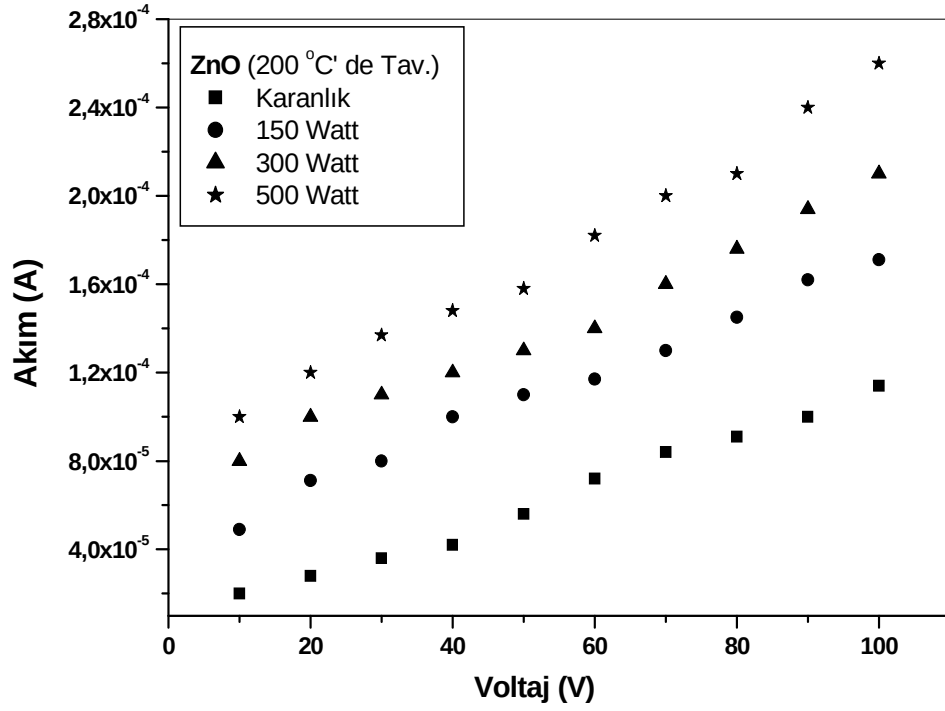
Şekil 4.35. İki nokta uç yöntemiyle öz direnç ölçümü için deney düzeneği

4.3.1.a. ZnO İnce Filmler

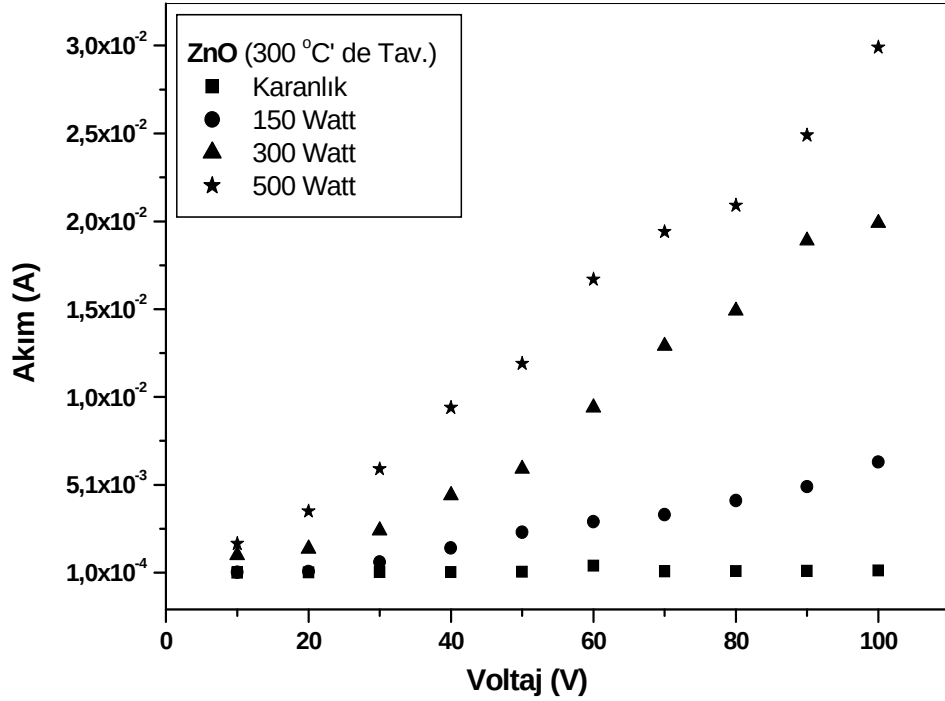
SILAR tekniği ile cam taban malzeme üzerine büyütülen tavlanmamış ve farklı sıcaklıklarda tavlanan ZnO ince filmi için oda sıcaklığında alınan I - V ölçüleri kullanılarak çizilen akım-voltaj grafikleri sırası ile Şekil 4.36 ve Şekil 4.37-39'da verilmiştir. Numuneye 10-100 V arasında 10 V'luk adımlarla gerilim uygulanmış buna karşılık numuneden geçen akım değerleri okunmuştur. XRD ve SEM ölçülerinden görüldüğü gibi 500°C tavlama sıcaklığında ZnO ince filmi bozulduğu için akım-voltaj ölçümü alınamamıştır.



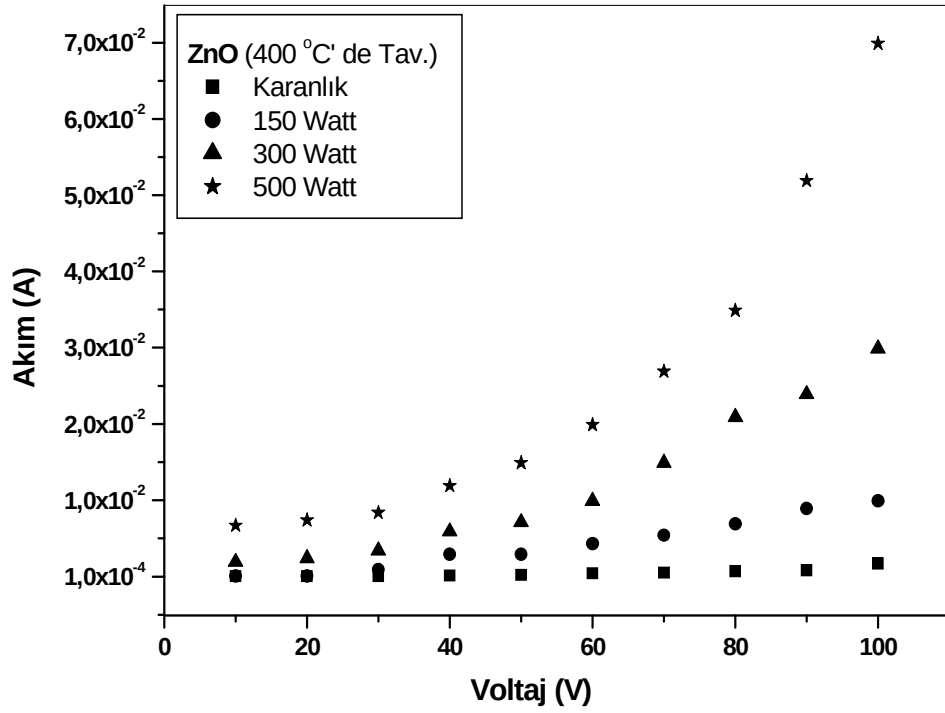
Şekil 4.36. ZnO ince filminde akım-voltaj değişimi



Şekil 4.37. 200°C'de 30 dakika oksijen ortamında tavlanmış ZnO ince filminde akım-voltaj değişimi



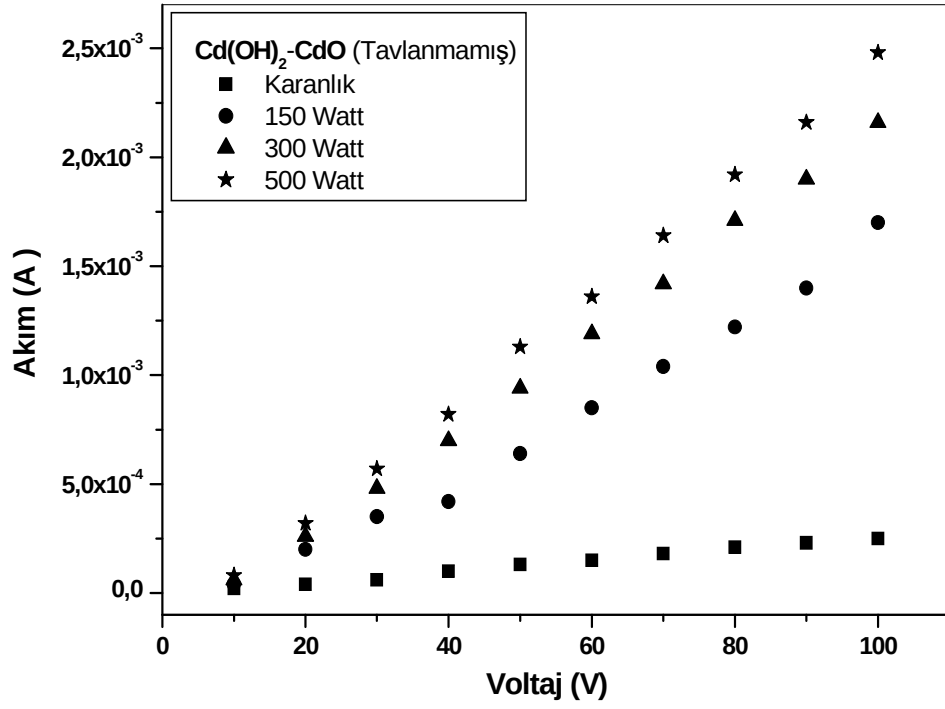
Şekil 4.38. 300°C'de 30 dakika oksijen ortamında tavlanmış ZnO ince filminde akım-voltaj değişimi



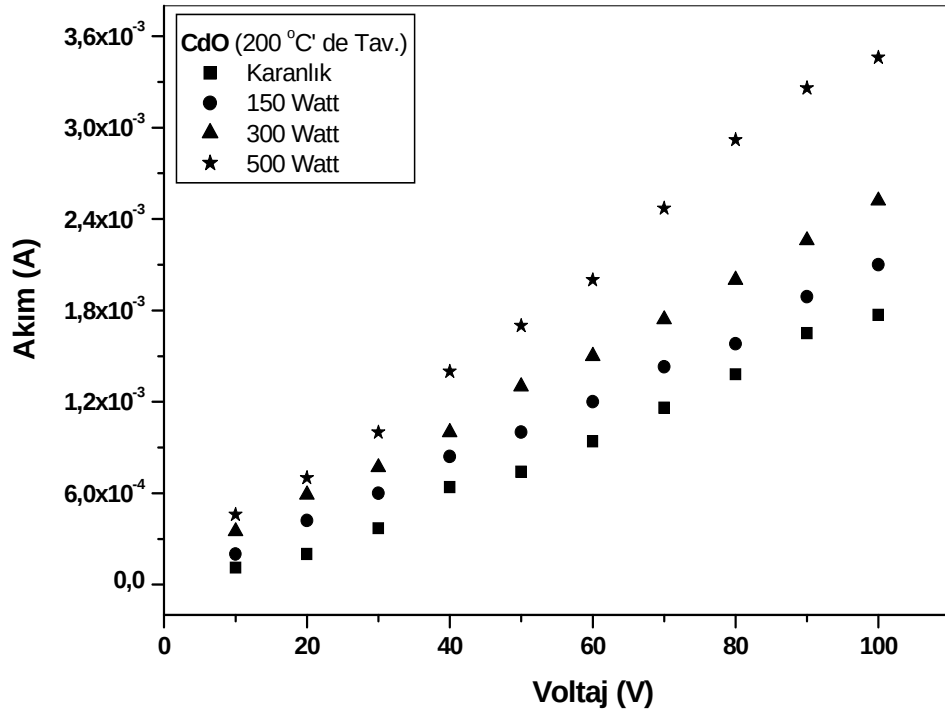
Şekil 4.39. 400°C’de 30 dakika oksijen ortamında tavllanmış ZnO ince filminde akım-voltaj değişimi

4.3.1.b. CdO ince filmler

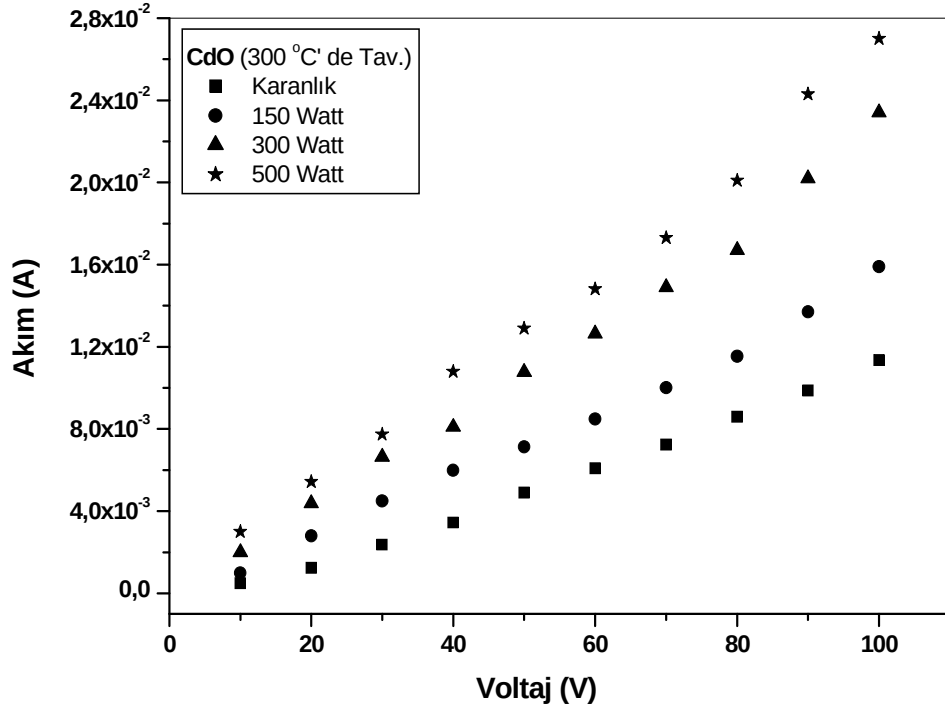
SILAR tekniği ile cam taban malzeme üzerine büyütülen tavlansız ($\text{Cd}(\text{OH})_2\text{-CdO}$) ve farklı sıcaklıklarda tavlanan CdO ince filmi için oda sıcaklığında alınan I - V değerleri kullanılarak çizilen akım-voltaj grafikleri sırası ile Şekil 4.40 ve Şekil 4.41-43’de verilmiştir. Numuneye 10-100 V arasında 10 V’luk adımlarla gerilim uygulanmış buna karşılık numuneden geçen akım değerleri okunmuştur. Fakat 400°C’de tavlama sonucu numune yüksek gerilim değerlerinde zarar görmeye başlamasından dolayı 1-10 A arasında 1 A’lık adımlarla akım uygulanmış buna karşılık numuneden geçen gerilim okunmuştur. XRD ve SEM ölçülerinden de görüldüğü gibi 500°C tavlama sıcaklığında CdO ince filmi bozulduğu için akım-voltaj ölçümü alınamamıştır.



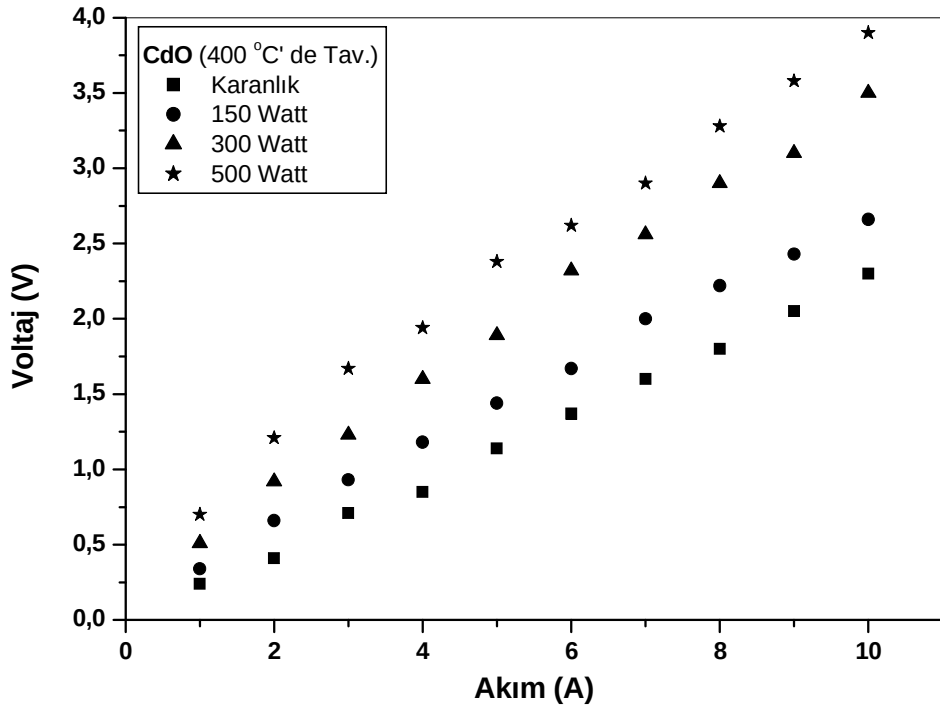
Şekil 4.40. Cd(OH)₂-CdO iki faza sahip ince filminde akım voltaj değişimi



Şekil 4.41. 200°C'de 1 saat oksijen ortamında tavlanmış CdO ince filminde akım-voltaj değişimi



Şekil 4.42. 300°C'de 1 saat oksijen ortamında tavlanmış CdO ince filminde akım-voltaj değişimi



Şekil 4.43. 400°C'de 1 saat oksijen ortamında tavlanmış CdO ince filminde akım-voltaj değişimi

4.4. Sandviç Yapılarda Elektriksel Karakterizasyon

4.4.1. Sıcaklığa bağlı I - V ölçümleri ve ilgili hesaplamalar

Bu bölümde, Zn/ZnO/n-Si/Au-Sb ve Cd/CdO/n-Si/Au-Sb sandviç yapılarının I - V karakteristikleri üzerine numune sıcaklığının etkisi incelenmiştir.

SILAR tekniği ile büyütülen ZnO ve CdO arayüzey tabakalarına sahip Zn/ZnO/n-Si/Au-Sb ve Cd/CdO/n-Si/Au-Sb sandviç yapılarından seçilen örnek yapıların I - V karakteristikleri için termiyonik emisyon (TE) teorisine göre düz beslem akım-voltaj ilişkisi,

$$I = I_0 \left[\exp\left(\frac{qV_D}{nkT}\right) - 1 \right] \quad (4.1)$$

eşitliği ile verilir (Sze 1969; Rhoderick 1988). Burada V_D diyot üzerine düşen gerilim olup ($V_D = V - IR_s$), V uygulanan gerilim ve I_0 ise doyum akımıdır. (4.1) ifadesinin her iki tarafının tabii logaritması alınıp, sonra da V 'ye göre türevi alınırsa idealite faktörü (n) için,

$$n = \frac{q}{kT} \frac{dV}{d(\ln I)} \quad (4.2)$$

ifadesi elde edilir. Burada q elektronun yükü ($1,6 \times 10^{-19}$ C), k Boltzmann sabiti ($8,625 \times 10^{-5}$ eV/K), T Kelvin cinsinden sıcaklıktır. $\ln I$ - V grafiği çizildiğinde, grafiğin düz beslem tarafındaki lineer kısmına bir doğru fit edilerek bu doğrunun eğiminden $dV/d(\ln I)$ elde edilir. Bu değerle birlikte yukarıdaki sabitler de (4.2) ifadesinde yerine yazılarak idealite faktörü değerleri ölçüm alınan her bir sıcaklıkta tüm diyotlar için hesaplandı. Fit edilen doğrunun $V=0$ 'da düşey eksenini kestiği noktadan I_0 doyum akımı elde edildi. (4.1)'deki I_0 doyum akımı,

$$I_0 = AA^*T^2 \exp\left(-\frac{q\Phi_b}{kT}\right) \quad (4.3)$$

ile verilmektedir. (4.3) eşitliğinin her iki tarafının doğal logaritması alınıp Φ_b 'ye göre çözülürse, (4.4) ile verilen engel yüksekliği ifadesi elde edilir.

$$\Phi_b = \frac{kT}{q} \ln\left(\frac{AA^*T^2}{I_0}\right) \quad (4.4)$$

Burada A diyotun alanı ($7,85 \times 10^{-3} \text{ cm}^2$), A^* Richardson sabiti (n-Si için $A^* = 112 \text{ A/K}^2\text{cm}^2$) ve T Kelvin cinsinden numunenin sıcaklığıdır. Aynı zamanda, idealite faktörünün voltaja bağıllığı yine (4.1) ifadesinden,

$$n(V) = \frac{qV}{kT \ln(I/I_0)} \quad (4.5)$$

şeklinde elde edilebilir.

Günümüze kadar metal/yarıiletken ve sandviç yapılarının seri direncini belirlemek için farklı yöntemler geliştirilmiştir (Norde 1979 and Cheung 1986). Yüksek seri direnç ve idealite faktörüne sahip Schottky diyotlar için Cheung tarafından I - V karakteristiklerinden türetilen $dV/\ln(I)$ - I ve $H(I)$ - I fonksiyonlarından yararlanılmıştır. Bu grafiklerden diyodun temel parametreleri olan n , R_s ve Φ_b değerleri aşağıda verilen eşitlikler yardımıyla hesaplanır. (4.1) ve (4.3) ifadeleri kullanılarak,

$$I = \left[AA^*T^2 \exp\left(-\frac{q\Phi_b}{kT}\right) \right] \left[\exp\left(\frac{q(V - IR_s)}{nkT}\right) - 1 \right] \quad (4.6)$$

yazılabilir. Bu eşitlikten,

$$V = \left(\frac{nkT}{q}\right) \ln\left(\frac{I}{AA^*T^2}\right) + n\Phi_b + IR_s \quad (4.7)$$

ifadesi elde edilir. (4.7) eşitliğinin $\ln I$ 'ya göre türevi alınırsa,

$$\frac{dV}{d(\ln I)} = \frac{nkT}{q} + IR_s \quad (4.8)$$

ifadesi elde edilir. (4.8) eşitliğinde, $dV/d\ln(I)$ 'nın I 'ya göre grafiği bir doğru olacaktır. Bu grafikten elde edilecek olan doğrunun eğimi nötral bölge direncini yani R_s seri direncini verecektir. Bu doğrunun düşey eksenini kestiği noktadan (n) idealite faktörü bulunabilir (Sağlam 2008). Potansiyel engeli Φ_b 'yi bulmak için;

$$H(I) = V - \left(\frac{nkT}{q} \right) \ln \left(\frac{I}{AA^*T^2} \right) \quad (4.9)$$

şeklinde bir $H(I)$ fonksiyonu tanımlanabilir. (4.7) eşitliğinden,

$$H(I) = n\Phi_b + IR_s \quad (4.10)$$

yazılabilir. (4.10) eşitliğinde $H(I)-I$ grafiği çizildiğinde bu grafik de bir doğru şeklinde olacak ve bu doğrunun eğimi de R_s seri direncini verecektir. Bu doğrunun $H(I)$ eksenini kestiği noktadan da engel yüksekliği (Φ_b) bulunur.

Yarıiletkenle dengede olan N_{ss} arayüzey durumlarının yoğunluk dağılımı eğrileri düz-beslem $I-V$ karakteristiklerinden elde edilebilir. Etkin engel yüksekliği Φ_e yarıiletken ile arayüzey tabakası arasına yerleşmiş arayüzey durumlarının varlığına ve beslem gerilimine bağlı olduğu tahmin edilir. Etkin engel yüksekliği Φ_e ,

$$\Phi_e = \Phi_b + \left(1 - \frac{1}{n} \right) V \quad (4.11)$$

eşitliği ile verilir. n-tipi yarıiletkenlerde yarıiletkenin yüzeyinde iletkenlik bandının altında bulunan arayüzey durumlarının (N_{ss}) enerjileri (E_{ss}),

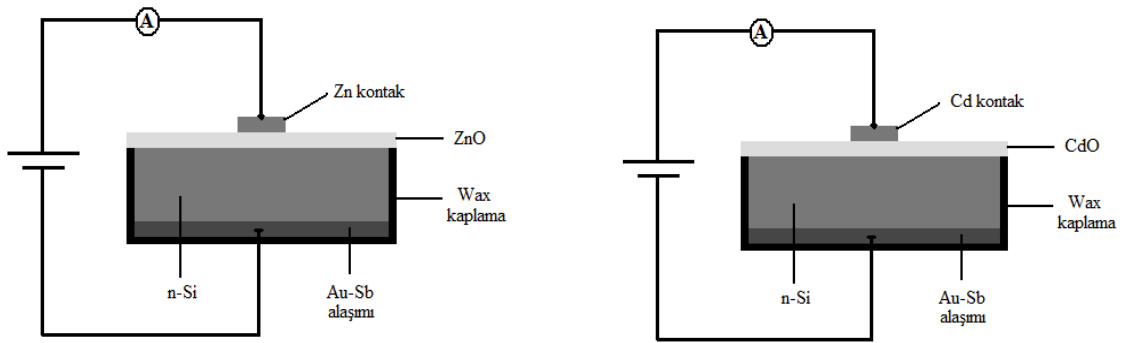
$$E_c - E_{ss} = q(\Phi_e - V) \quad (4.12)$$

eşitliği ile verilir (Türüt 1995; Sağlam 2008). Yarıiletkenle dengede olan N_{ss} arayüzey durumlarına sahip diyotlar için idealden ($n=1$) daha büyük olan idealite faktörü (n),

$$n = 1 + \frac{q^2 \delta N_{ss}}{\epsilon_i} \quad (4.13)$$

eşitliği ile verilir (Türüt 1995). Burada ϵ_i ve δ sırasıyla arayüzey tabakasının dielektrik sabiti ve kalınlığıdır.

Seçilen Zn/ZnO/n-Si/Au-Sb ve Cd/CdO/n-Si/Au-Sb sandviç yapılarının I - V karakteristikleri üzerine numune sıcaklığının etkisini incelemek için öncelikle Şekil 4.44'teki düzenek hazırlandı. Sonra gerekli bağlantılar yapılarak numuneler numune tutucusu yardımıyla kryostat içerisine yerleştirildi ve kryostat vakumlandı (10^{-2} Torr). Vakumlama işlemi, düşük sıcaklıklarda numunenin nemlemesini önlemek amacıyla yapılmıştır.



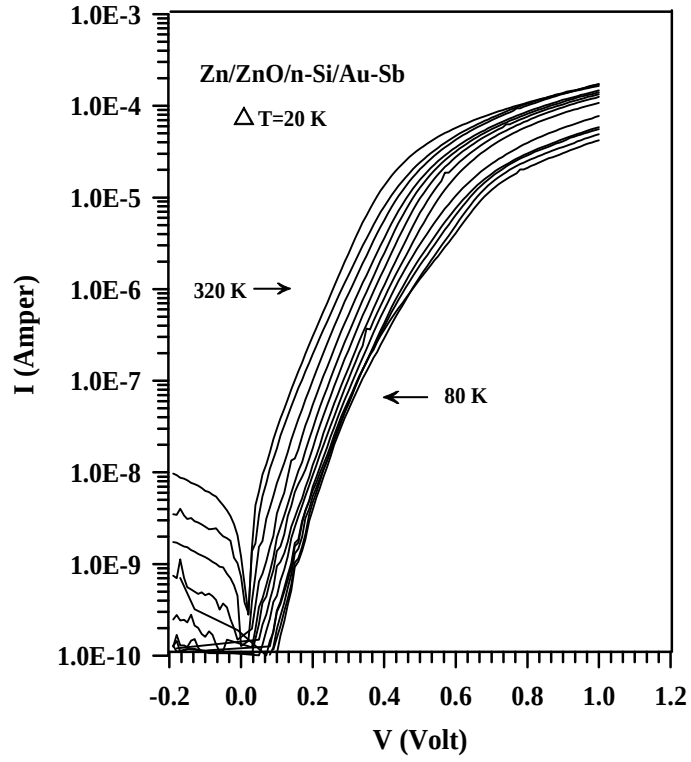
Şekil 4.44. Zn/ZnO/n-Si/Au-Sb ve Cd/CdO/n-Si/Au-Sb sandviç yapılarının I - V ölçüm düzeneyi

Sıcaklığa bağlı olarak I - V ölçümleri, HP4140B Picoammeter/Voltage Source cihazı, kapalı devre Leybold Heraeus helyum kryostatı ve Lake Shore marka sıcaklık kontrolü ünitesi kullanıldı. Sıcaklığa bağlı I - V ölçümleri 80-320K sıcaklık aralığında 20K adımlarla yapılmıştır.

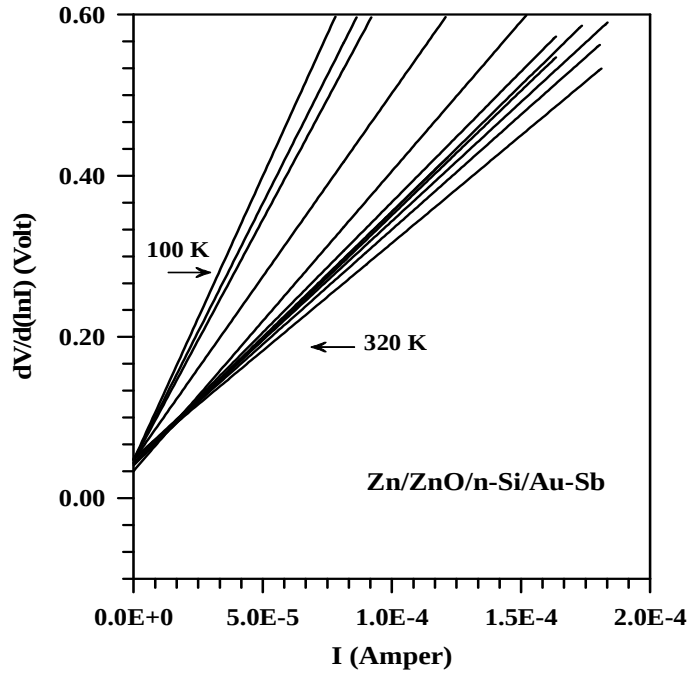
4.4.1.a. Zn/ZnO/n-Si/Au-Sb sandviç yapısı

Zn/ZnO/n-Si/Au-Sb yapısının I - V değişimleri $\pm 1V$ aralığında, 0,005 voltluk adımlarla alınmıştır. Şekil 4.45, 80K'den 320 K'e kadar 20K adımlarla Zn/ZnO/n-Si/Au-Sb yapısının yarı-logaritmik $\ln(I)$ - V karakteristiğini göstermektedir. Şekil 4.45 ve I - V karakteristikleri kullanılarak Zn/ZnO/n-Si/Au-Sb yapısının engel yüksekliği (Φ_b), idealite faktörü (n) ve doyum akım (I_0) değerleri farklı sıcaklıklarda hesaplanmıştır. Zn/ZnO/n-Si/Au-Sb yapısının düz beslem yarı-logaritmik $\ln(I)$ - V değişimleri ve (4.8), (4.10) ifadeleri kullanılarak sıcaklığa bağlı $dV/d(\ln I)$ - I ve $H(I)$ - I grafikleri elde edilmiştir. Cheung fonksiyonlarına ait $dV/d(\ln I)$ - I ve $H(I)$ - I grafikleri sırasıyla Şekil 4.46 ve Şekil 4.47'de verilmiştir. $dV/d(\ln I)$ - I grafiği yardımıyla yapının idealite faktörü (n) ve seri direnç (R_s) değerleri; $H(I)$ - I grafiği yardımıyla yapının engel yüksekliği (Φ_b) ve seri direnç (R_s) değerleri farklı sıcaklıklarda hesaplanmıştır.

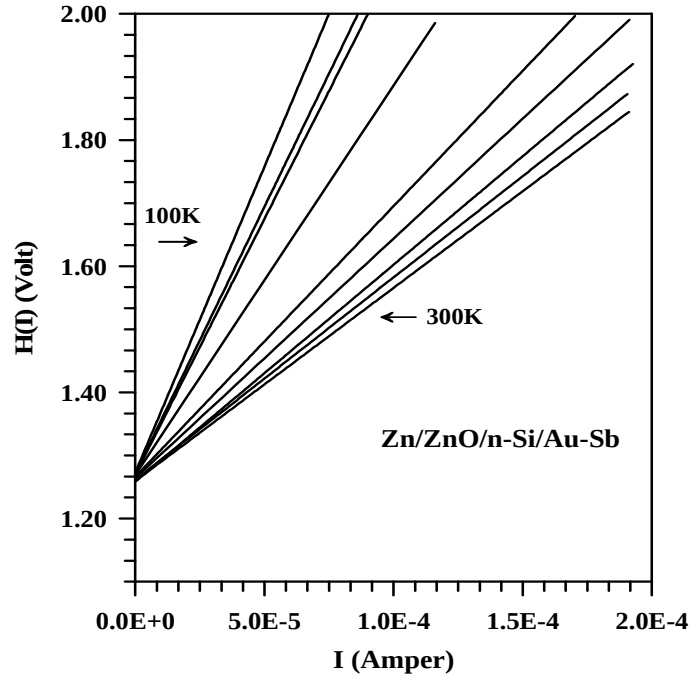
Zn/ZnO/n-Si/Au-Sb yapısının düz beslem I - V karakteristiklerinden ve Cheung fonksiyonlarından elde edilen idealite faktörü ve engel yüksekliği değerlerinin sıcaklığa bağlı değişim grafikleri sırasıyla Şekil 4.48 ve Şekil 4.49'da verilmiştir. Şekil 4.50'de farklı sıcaklıklarda elde edilen engel yüksekliğinin idealite faktörüne göre değişimi verilmiştir. Şekil 4.51, Cheung fonksiyonları kullanılarak elde edilen seri direnç değerlerinin matematiksel ortalamasının sıcaklıkla değişimini göstermektedir. Şekil 4.52'de ise düz beslem I - V karakteristiklerinden elde edilen arayüzey hal yoğunluğunun (N_{ss}) (4.12) ifadesi ile verilen arayüzey hal enerjisine (E_c-E_{ss}) karşı oda sıcaklığındaki değişimi verilmiştir.



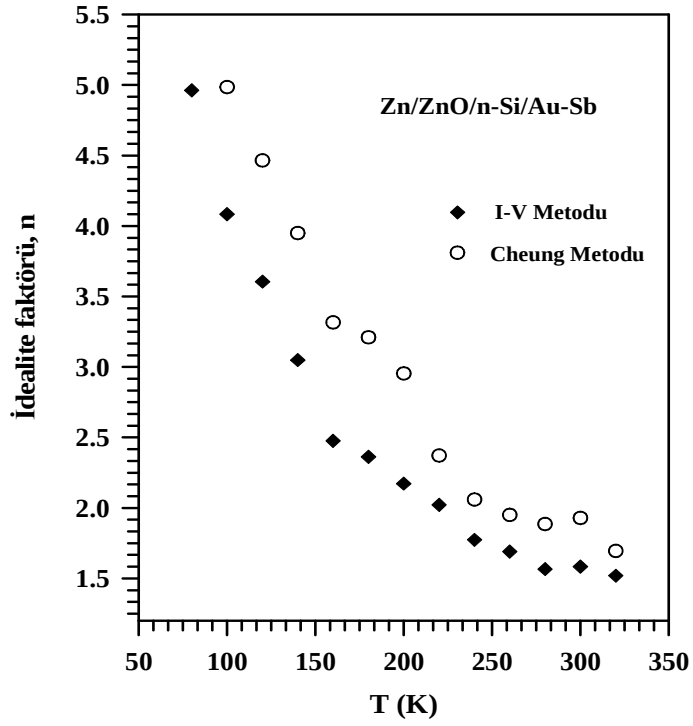
Şekil 4.45. Zn/ZnO/n-Si/Au-Sb yapısına ait sıcaklığa bağlı yarı-logaritmik I - V karakteristiği



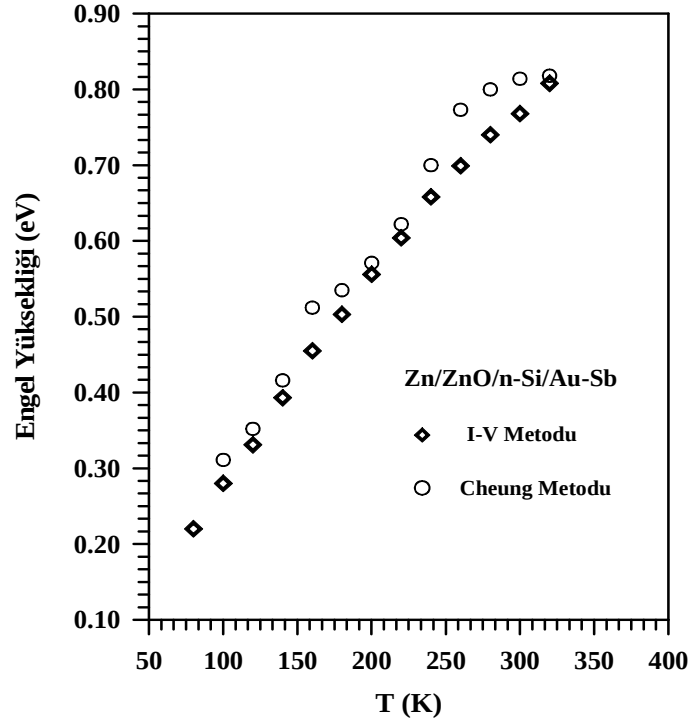
Şekil 4.46. Zn/ZnO/n-Si/Au-Sb yapısına ait sıcaklığa bağlı $dV/d(\ln I)$ 'nin I 'ya karşı değişimi



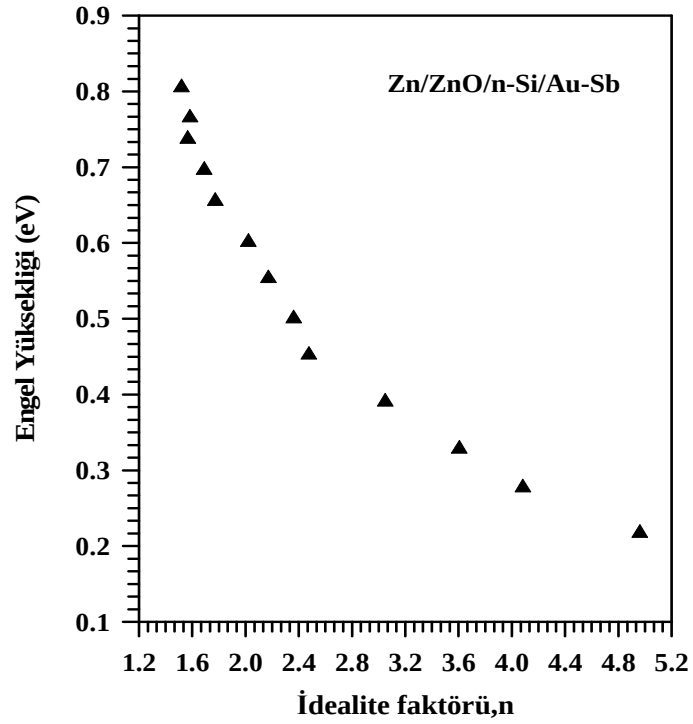
Şekil 4.47. Zn/ZnO/n-Si/Au-Sb yapısına ait sıcaklığa bağlı $H(I)$ 'nın I 'ya karşı değişimi



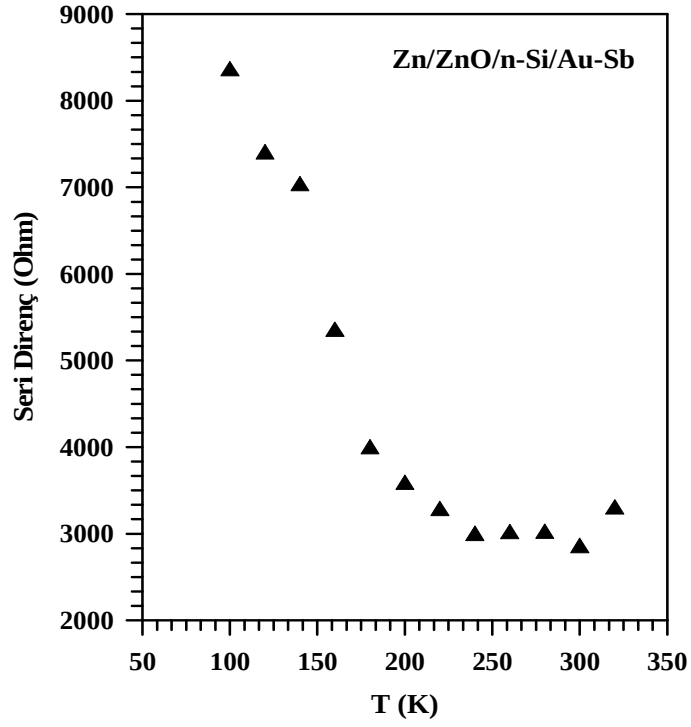
Şekil 4.48. Zn/ZnO/n-Si/Au-Sb yapısına ait düz beslem I - V karakteristiklerinden ve Cheung fonksiyonlarından elde edilen idealite faktörünün sıcaklıkla değişimi



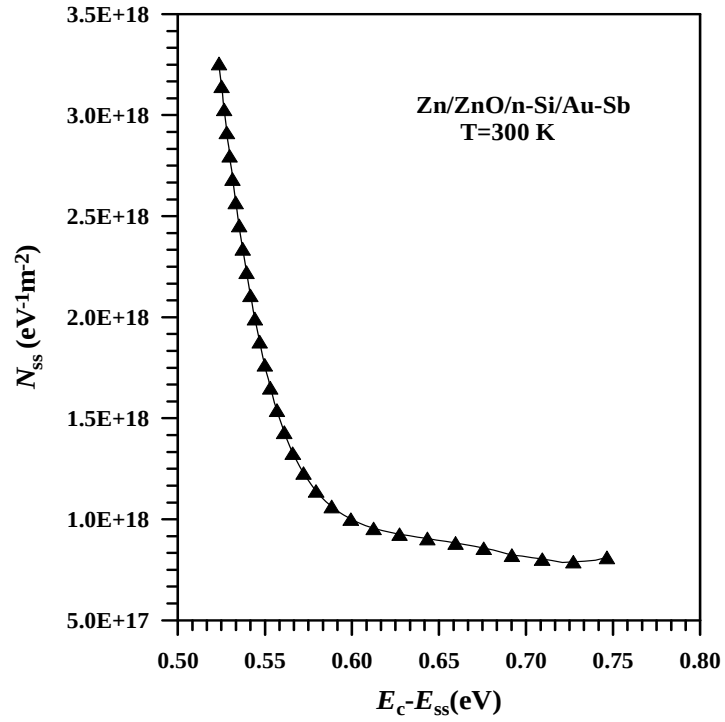
Şekil 4.49. Zn/ZnO/n-Si/Au-Sb yapısına ait düz beslem I - V karakteristiklerinden ve Cheung fonksiyonlarından elde edilen engel yüksekliğinin sıcaklıkla değişimi



Şekil 4.50. Zn/ZnO/n-Si/Au-Sb yapısına ait düz beslem I - V karakteristiklerinden farklı sıcaklıklarda elde edilen engel yüksekliğinin idealite faktörü ile değişimi



Şekil 4.51. Zn/ZnO/n-Si/Au-Sb yapısına ait Cheung fonksiyonlarından elde edilen seri direncin sıcaklıkla değişimi

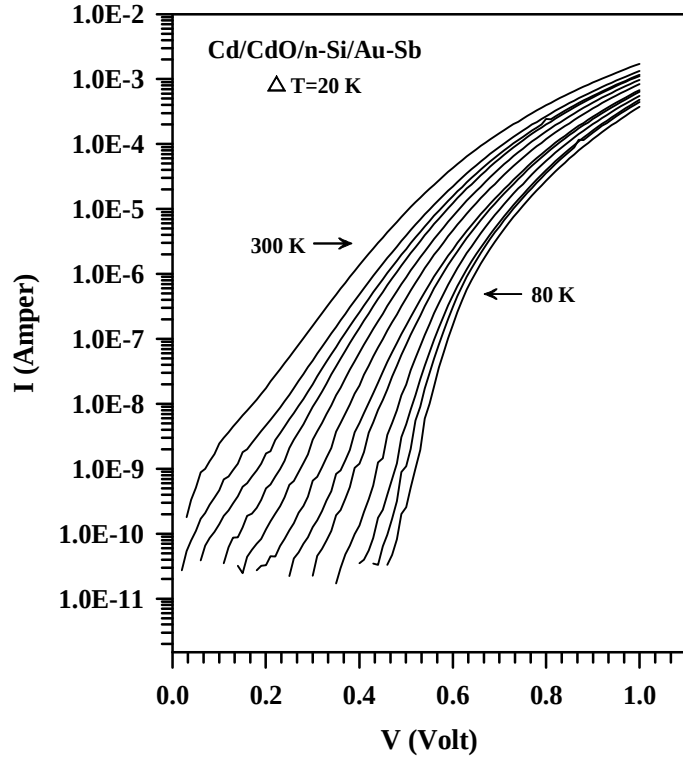


Şekil 4.52. Zn/ZnO/n-Si/Au-Sb yapısına ait 300K'deki arayüzey hal yoğunluğunun arayüzey hal enerjisine karşı değişimi

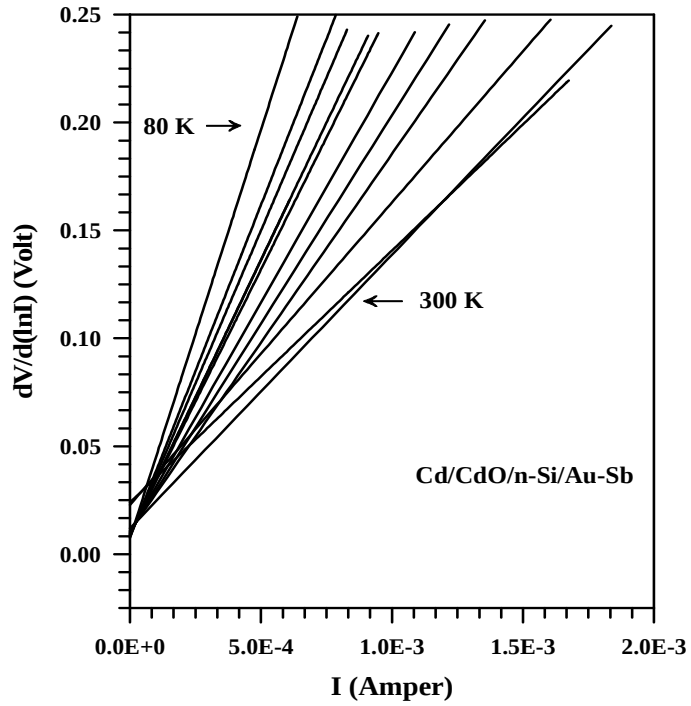
4.4.1.b. Cd/CdO/n-Si/Au-Sb sandviç yapısı

Cd/CdO/n-Si/Au-Sb yapısının I - V değişimleri $\pm 1V$ aralığında, 0,005 voltluk adımlarla alınmıştır. Şekil 4.53, 80K'den 300 K'e kadar 20K adımlarla Cd/CdO/n-Si/Au-Sb yapısının yarı-logaritmik $\ln(I)$ - V karakteristiğini göstermektedir. Şekil 4.53 ve I - V karakteristikleri kullanılarak Cd/CdO/n-Si/Au-Sb yapısının engel yüksekliği (Φ_b), idealite faktörü (n) ve doyum akım (I_0) değerleri farklı sıcaklıklarda hesaplanmıştır. Cd/CdO/n-Si/Au-Sb yapısının düz beslem yarı-logaritmik $\ln(I)$ - V değişimleri ve (4.8), (4.10) ifadeleri kullanılarak sıcaklığa bağlı $dV/d(\ln I)$ - I ve $H(I)$ - I grafikleri elde edilmiştir. Cheung fonksiyonlarına ait $dV/d(\ln I)$ - I ve $H(I)$ - I grafikleri sırasıyla Şekil 4.54 ve Şekil 4.55'te verilmiştir. $dV/d(\ln I)$ - I grafiği yardımıyla yapının idealite faktörü (n) ve seri direnç (R_s) değerleri; $H(I)$ - I grafiği yardımıyla yapının engel yüksekliği (Φ_b) ve seri direnç (R_s) değerleri farklı sıcaklıklarda hesaplanmıştır.

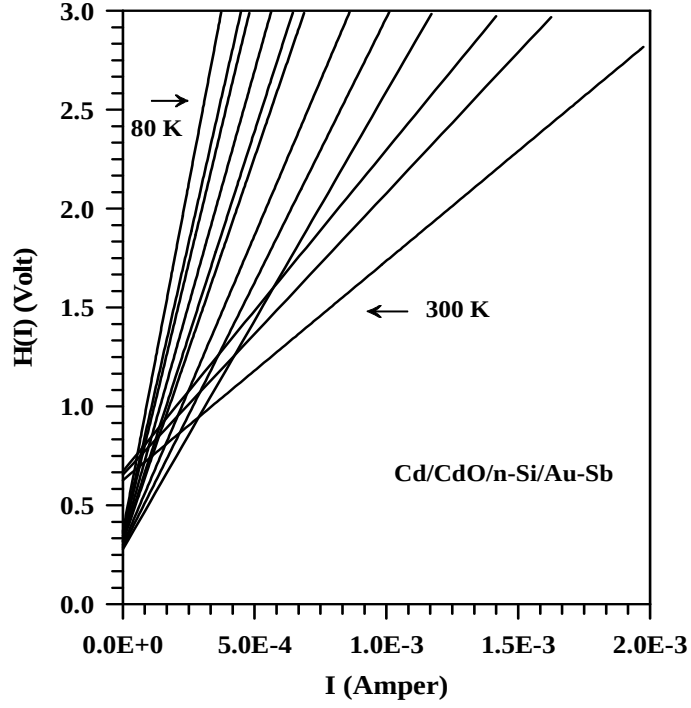
Cd/CdO/n-Si/Au-Sb yapısının düz beslem I - V karakteristiklerinden ve Cheung fonksiyonlarından elde edilen idealite faktörü ve engel yüksekliği değerlerinin sıcaklığa bağlı değişim grafikleri sırasıyla Şekil 4.56 ve Şekil 4.57'de verilmiştir. Şekil 4.58'de farklı sıcaklıklarda elde edilen engel yüksekliğinin idealite faktörüne göre değişimi verilmiştir. Şekil 4.59, Cheung fonksiyonları kullanılarak elde edilen seri direnç değerlerinin matematiksel ortalamasının sıcaklıkla değişimini göstermektedir. Şekil 4.60'da ise düz beslem I - V karakteristiklerinden elde edilen arayüzey hal yoğunluğunun (N_{ss}) (4.12) ifadesi ile verilen arayüzey hal enerjisine (E_c - E_{ss}) karşı oda sıcaklığındaki değişimi verilmiştir.



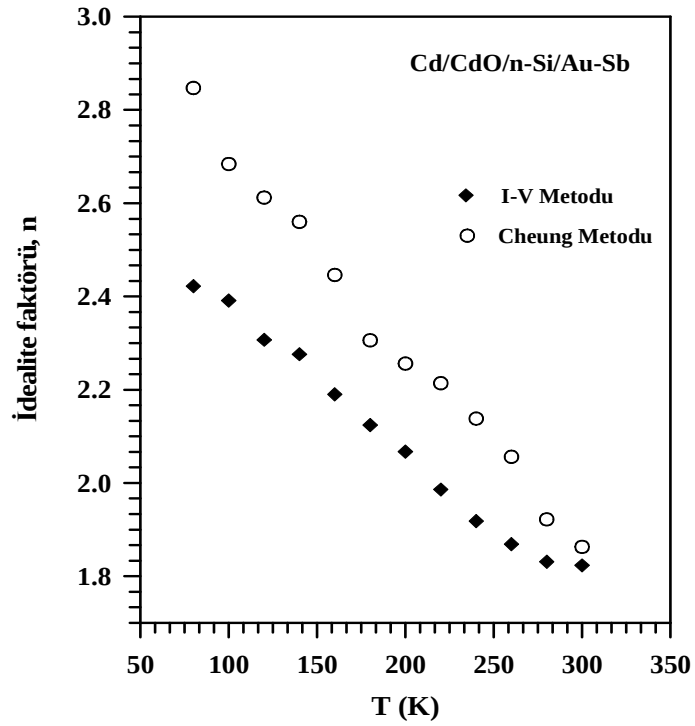
Şekil 4.53. Cd/CdO/n-Si/Au-Sb yapısına ait sıcaklığa bağlı yarı-logaritmik I - V karakteristiği



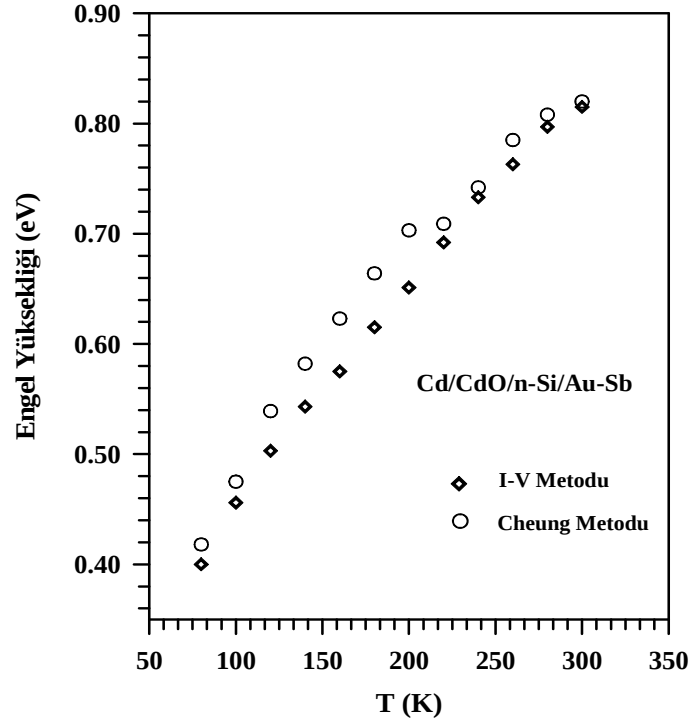
Şekil 4.54. Cd/CdO/n-Si/Au-Sb yapısına ait sıcaklığa bağlı $dV/d(\ln I)$ 'nin I 'ya karşı değişimi



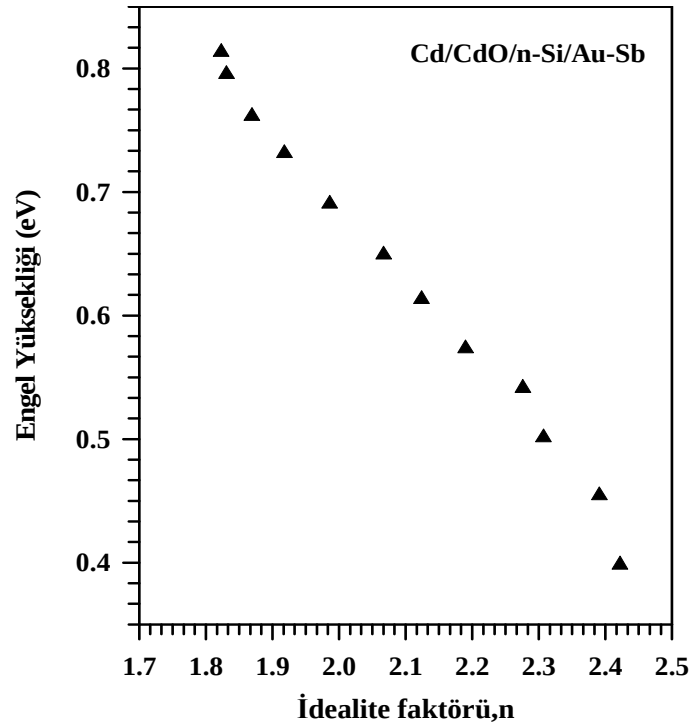
Şekil 4.55. Cd/CdO/n-Si/Au-Sb yapısına ait sıcaklığa bağlı $H(I)$ 'nın I 'ya karşı değişimi



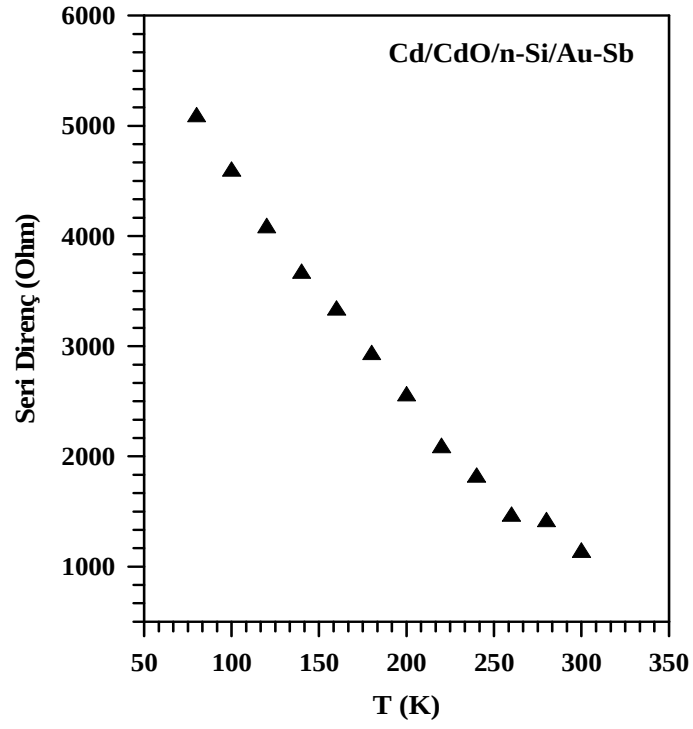
Şekil 4.56. Cd/CdO/n-Si/Au-Sb yapısına ait düz beslem I - V karakteristiklerinden ve Cheung fonksiyonlarından elde edilen idealite faktörünün sıcaklıkla değişimi



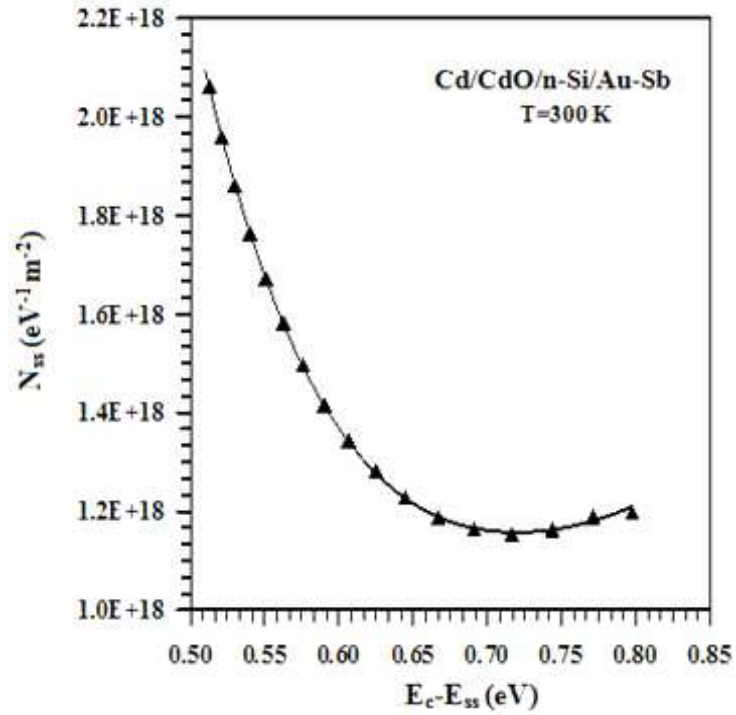
Şekil 4.57. Cd/CdO/n-Si/Au-Sb yapısına ait düz beslem *I-V* karakteristiklerinden ve Cheung fonksiyonlarından elde edilen engel yüksekliğinin sıcaklıkla değişimi



Şekil 4.58. Cd/CdO/n-Si/Au-Sb yapısına ait düz beslem *I-V* karakteristiklerinden farklı sıcaklıklarda elde edilen engel yüksekliğinin idealite faktörü ile değişimi



Şekil 4.59. CdCdO/n-Si/Au-Sb yapısına ait Cheung fonksiyonlarından elde edilen seri direncin sıcaklıkla değişimi

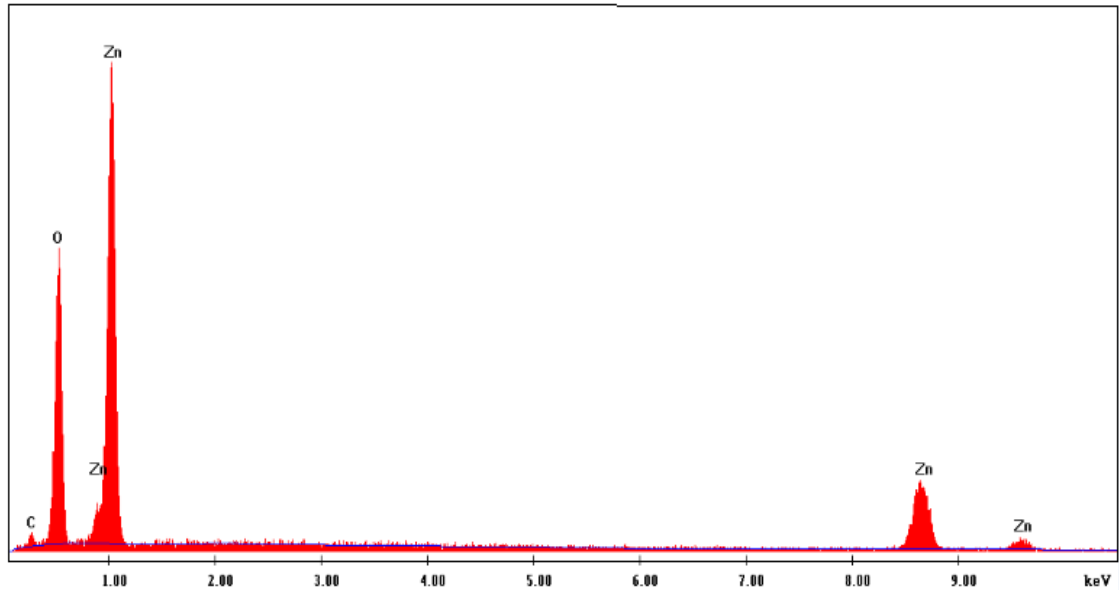


Şekil 4.60. Cd/CdO/n-Si/Au-Sb yapısına ait 300K'deki arayüzey hal yoğunluğunun arayüzey hal enerjisine karşı değişimi

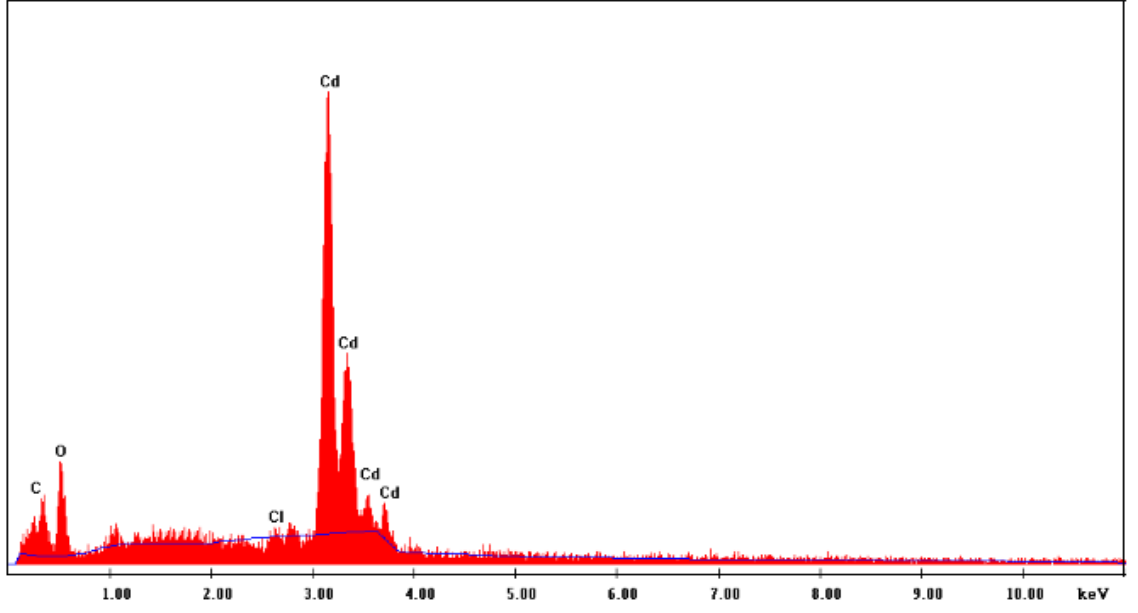
4.5. ZnO ve CdO İnce Filmlerin Elemental Analiz Ölçüleri

Günümüzde bir analiz yöntemi olarak benimsenen Enerji Dağılımlı X-Işınları Spektroskopisi (EDAXS), numunelerin nicel elemental analizleri için vazgeçilmez bir yöntemdir. Numune atomları ile elektron demeti arasında elastik olmayan girişimler sonucu numunede karakteristik X-ışınları ve sürekli ışımlar meydana gelmektedir. Karakteristik X-ışınlarını sinyal haline dönüştürülerek belirli şiddetlere sahip piklerden oluşan X-ışını enerji spektrumu haline getirilir. Bu spektrum ile numunedeki her bir elementin türü ve miktarı belirlenebilir.

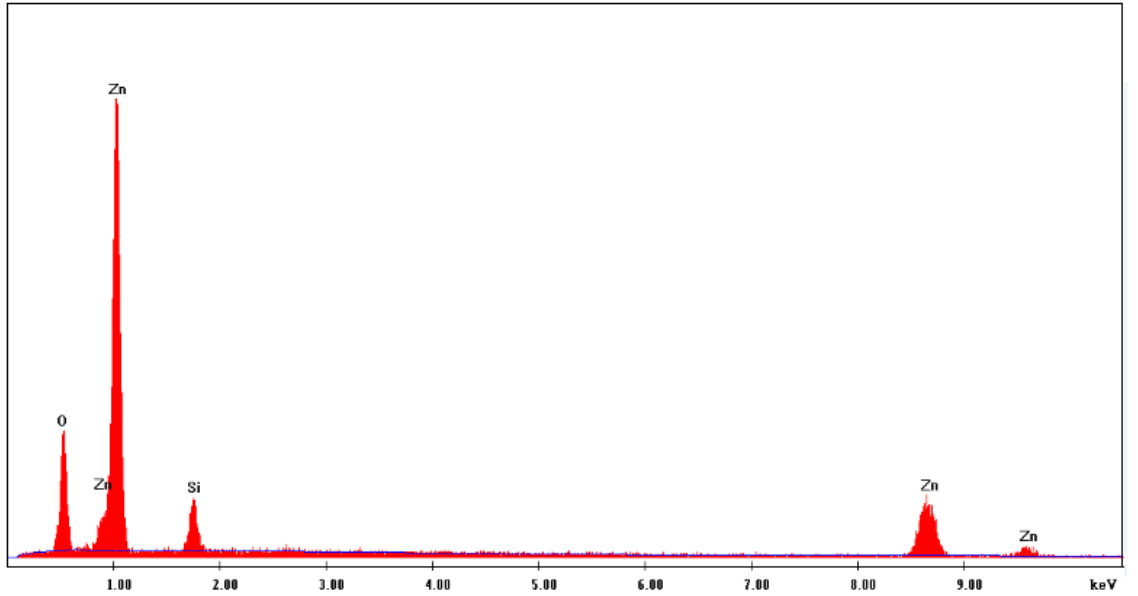
SILAR tekniği ile büyütülen ZnO ve CdO ince filmlerinin ve arayüzey tabakalarının elemental analizleri için filmlerin EDAX ölçüleri alınmıştır. Şekil 4.61 ve Şekil 4.62’de sırası ile cam taban malzemesi üzerine büyütülen ZnO ve CdO ince filmlerinin EDAX ölçüleri; Şekil 4.63 ve Şekil 4.64’te ise sırası ile n-tipi Si üzerine büyütülen ZnO ve CdO arayüzey tabakalarının EDAX ölçüleri verilmiştir.



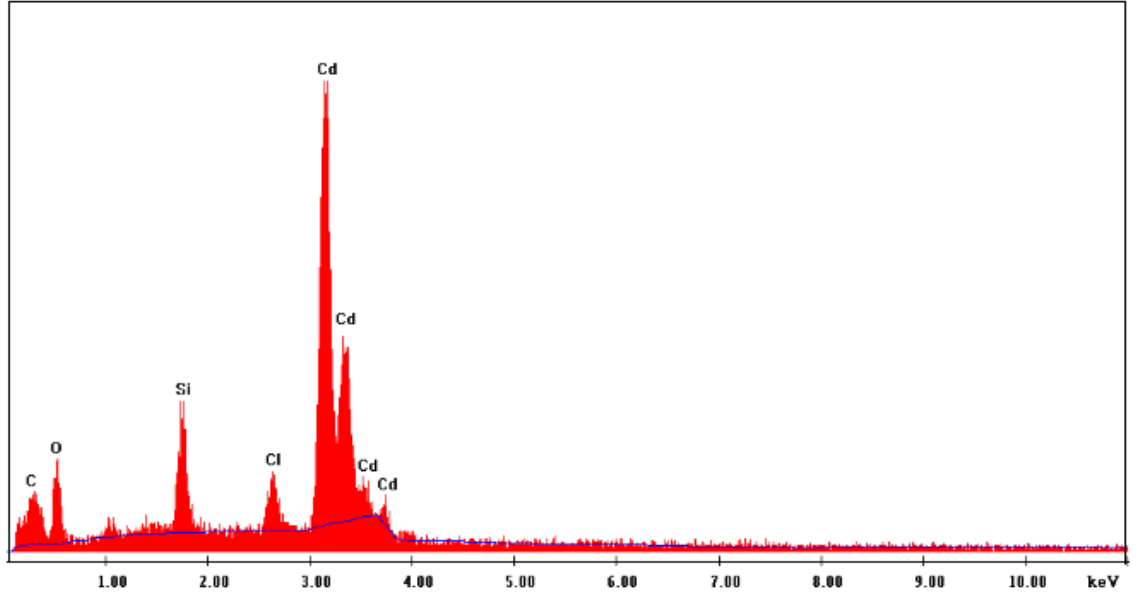
Şekil 4.61. Cam taban malzemesi üzerine büyütülen ZnO ince filminin EDAX analizi



Şekil 4.62. Cam taban malzemesi üzerine büyütülen CdO ince filminin EDAX analizi



Şekil 4.63. n-tipi Si üzerine büyütülen ZnO ince filminin EDAX analizi



Şekil 4.64. n-tipi Si üzerine büyütülen CdO ince filminin EDAX analizi

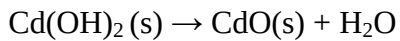
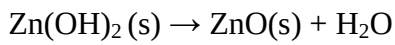
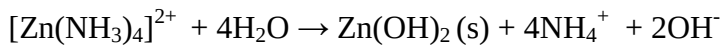
5. TARTIŞMA ve SONUÇ

Bu çalışmada, son yıllarda optoelektronik ve fotovoltaik güneş pilleri alanlarında önemi giderek artan geçirgen iletken oksit malzemelerden (TCO) olan ZnO ve CdO ince filmleri incelenmiştir. Bu ince filmler, vakum gerektirmeyen, geniş yüzeylere film büyütme imkanı sunan, uygulanabilirliği ve kontrol edilebilen parametreleri açısından ucuz ve basit olması nedeniyle SILAR tekniği kullanılarak cam ve omik kontağı hazırlanmış n-tipi Si kristali üzerine büyütülmüştür. Büyütme işleminde büyütme şartları ve kullanılacak çözeltilerin türlerinin, konsantrasyonunun ve karışma oranlarının en uygun değerleri için SILAR tekniği ve bu ince filmler ile ilgili literatür çalmalarının detaylı incelenmesi yapılmış ve yapılan birçok deneysel çalışma sonucunda mümkün en uygun değerler belirlenmiştir:

➤ Büyütme işleminde kullanılan çözeltilerin türleri ve konsantrasyon (molarite) değerleri kaliteli ince film elde etmek için çok önemlidir. Eğer kullanılan çözeltilerin konsantrasyonu olması gereken değerden düşük olursa bu durumda filmlerin kristal yapıda değil amorf yapıda elde edilmesi demektir (Salunkhe *et al.* 2008). Çözeltilerin konsantrasyonu arttıkça iyonlarında konsantrasyonu artmakta ve böylece film büyümesi kararlı bir şekilde gerçekleşmektedir. Bu durumda daha kararlı bir yapı oluşacağından dolayı, yapı içerisine dışarıdan girmek isteyen yabancı atomların bu kararlı yapıya girmeleri pek mümkün olamamaktadır. Çözelti konsantrasyonu arttıkça tanecikler arasındaki boşluklar daha da azalır ve böylece özdirencin daha da azaldığı kaliteli ince filmler elde edilebilir. Çözelti konsantrasyonun çok yüksek olması durumunda ise filmler aşırı büyümekte ve filmlerin kristalliğinin bozulmasına neden olmaktadır. Lindroos *et al.* (1997) tarafından ZnS ince filmlerinin SILAR tekniği ile büyütülmesinde kullanılan çözeltilerin konsantrasyon değerlerinin iki katına çıkartılması ile döngü başına büyüme oranının 0.16 nm'den 0.22 nm'ye arttığı gözlenmiştir. Rodriguez *et al.* (2006) ve Salunkhe *et al.* (2008) tarafından sırasıyla ZnO ve CdO ince filmler için çözelti konsantrasyonunun etkisi araştırılmış ve konsantrasyonun filmler için çok önemli bir parametre olduğunu belirlemişlerdir. Ayrıca Vargas-Hernandez *et al.* (2008) tarafından SILAR tekniği ile farklı çözeltiler

kullanılarak ZnO ince filmler elde edilmiş ve yapılan ölçümler sonucunda çözelti türlerinin filmlerin özelliklerini etkilediği sonucuna varılmıştır. ZnO ve CdO ince filmleri için farklı çözeltiler, farklı konsantrasyon değerleri ve farklı karışma oranları kullanılarak birçok deney yapılmıştır. Her bir değer için elde edilen filmlerin yapısal, optik ve elektriksel ölçümleri sonucunda filmler için en uygun değerler belirlenmiştir. ZnO ince filmleri için 0,1M ZnCl_2 ve % 25-28 NH_3 çözeltileri [10:1] oranında karıştırılarak $[\text{Zn}(\text{NH}_3)_4]^{2+}$ kompleksi elde edilmiş ve ayrıca CdO ince filmleri için ise 0,1M CdCl_2 ve % 25-28 NH_3 çözeltileri [10:1] oranında karıştırılarak $[\text{Cd}(\text{NH}_3)_4]^{2+}$ kompleksi elde edilmiş ve büyütme işleminde kullanılmıştır.

➤ ZnO ve CdO ince filmlerin SILAR tekniği ile büyütülme mekanizması Şekil 3.10 ve Şekil 3.11’de şematik olarak gösterilmiştir. Büyütülme mekanizmasının ikinci aşamasında kullanılan suyun sıcaklığı yüksek kalitede ZnO ve CdO ince filmler elde etmek için önemli bir faktördür. Taban malzemesi $[\text{Zn}(\text{NH}_3)_4]^{2+}$ ve $[\text{Cd}(\text{NH}_3)_4]^{2+}$ komplekslerinden oluşan çözeltiler içerisinde belli bir süre bekletilerek taban malzemesi yüzeyinde bu kompleksleri içeren sulu ince film tabakalarının oluşması sağlanmıştır. Daha sonra taban malzemesi sıcak su içerisine batırıldığında taban malzemesi yüzeyinde oluşan kompleks ince film tabakaları içinde aşağıdaki reaksiyonlar gerçekleşmektedir:



Bu reaksiyonların sonucu olarak $[\text{Zn}(\text{NH}_3)_4]^{2+}$ ve $[\text{Cd}(\text{NH}_3)_4]^{2+}$ komplekslerinin $\text{Zn}(\text{OH})_2$ ve $\text{Cd}(\text{OH})_2$ fazlarına ve daha sonra bu fazlardaki ince filmlerin sırasıyla ZnO ve CdO ince filmlere dönüşümü 50°C üzerindeki sıcaklığa sahip saf suyun kullanılması ile gerçekleşmektedir (Jimenez-Gonzalez 1997; Gao *et al.* 2004; Yıldırım ve Ateş 2009). Buda taban malzeme yüzeyinde homojen, iyi kristalleşmiş ve yoğun ZnO ve

CdO ince filmleri elde etmek için kullanılan suyun sıcaklığının ne kadar önemli olduğunu göstermektedir. Bu amaçla, kullanılan su sıcaklığının en uygun değerini belirlemek için birçok deney yapılmış ve ince filmler için en uygun sıcaklık değerinin 90°C olduğu sonucuna varılmıştır. CdO ince filmleri için yapılan çalışmalarda $\text{Cd}(\text{OH})_2 \rightarrow \text{CdO}$ dönüşümü tam olarak gerçekleşmediği belirlenmiştir. Bu dönüşüm, büyütme işleminden sonra oksijen ortamında ısısal tavlama işlemi ile sağlanmış olup Gujar *et al.* (2008) and Salunkhe *et al.* (2009) tarafından CdO ince filmlerin SILAR tekniği kullanılarak elde edilmesiyle uyum içinde olduğu görülmüştür.

➤ ZnO ve CdO ince filmlerin SILAR tekniği ile büyütülmesi işleminde taban malzeme-çözelti ara yüzeyindeki reaksiyon süresi de filmlerin özelliklerini etkileyen önemli bir faktördür. Şekil 3.10 ve Şekil 3.11’de görüldüğü gibi ZnO ve CdO ince filmlerin SILAR tekniği ile büyütülme mekanizmaları dört aşamadan oluşmaktadır. Birinci aşamada taban malzemesi, ZnO ince filmi için $[\text{Zn}(\text{NH}_3)_4]^{2+}$ çözeltisinde 15 s ve CdO ince filmi için $[\text{Cd}(\text{NH}_3)_4]^{2+}$ çözeltisinde 20 s bekletilmiştir. İkinci aşamada taban malzemesi 90°C sıcaklığındaki su içerisinde her iki film içinde 7 s bekletilmiştir. Üçüncü aşamada taban malzemesi her iki film içinde hava ortamında 60 s bekletilerek taban malzeme yüzeyinde oluşan ZnO ve CdO sulu fazdaki ince filmlerin kuruması sağlanmıştır. Dördüncü aşamada ise taban malzemesi oda sıcaklığındaki saf su içerisinde 30 s çalkalanarak zayıf bağlı ZnO ve CdO parçacıklarının yüzeyden atılması sağlanmıştır. Böylece bir SILAR turu tamamlanarak katı ZnO ve CdO ince film tabakası elde edilmiştir. Eğer bu süreler olması gereken değerden küçük veya büyük olursa bu durumda istenilen özellikte, kalitede ve yapıda filmler elde edilemez. Birinci aşamada taban malzeme-çözelti ara yüzeyindeki reaksiyon süresinin yetersiz olması, filmin oluşması için gerekli olan reaksiyonların tamamlanamaması anlamına gelmektedir ve sonuçta film taban malzeme yüzeyinde büyüyememektedir. Reaksiyon süresinin fazla olması durumunda ise filmler aşırı büyümekte, filmlerin homojenliğinin ve kristalliğinin bozulmasına neden olmaktadır. İkinci aşamadaki sıcak su içerisindeki bekleme süresinin yetersiz olması $\text{Zn}(\text{OH})_2$ ve $\text{Cd}(\text{OH})_2$ fazlarının sırasıyla ZnO ve CdO fazlarına dönüşümü tam olarak sağlanamaz ve hidroksit fazlarında ince filmlerin büyümesine neden olmaktadır. Bekleme süresinin fazla olması durumunda ise sıcak

suyun taban malzeme yüzeyinde oluşan filmin yüzeyden ayrılmasına neden olmaktadır. Üçüncü aşamada ki kuruma süresi de filmler için önemlidir. Bu sürenin kısa olması durumunda, sulu fazdaki ince filmlerin kuruması gerçekleşemeyecek ve filmlerin taban malzemeye tutunması azalacaktır. Sürenin uzun olması durumunda ise film yüzeyinde çatlakların oluşmasına neden olacaktır. Özellikle bu durum, ilk SILAR turlarında daha belirgin görülmektedir. Bu dört aşamada kullanılan sürelerin uygun değerleri, ilgili literatür (Gao *et al.* 2004; Vargas-Hernandez *et al.* 2008; Gujar *et al.* 2008; Salunkhe *et al.* 2009) ve yapılan birçok deney sonucunda belirlenmiştir.

➤ SILAR döngü (tur) sayısı da kaliteli film büyütülmesi için önemlidir. Döngü sayısı film kalınlığının kontrol edilmesinde etkilidir (Shinde *et al.* 2007; Yıldırım ve Ateş 2010). Eğer döngü sayısı az olursa film kalınlıkları oldukça ince olacağından dolayı amorf yapıda filmler elde edilecektir. Döngü sayısı arttıkça, film kalınlığı arttığı için daha kararlı bir yapı oluşacağından dolayı, yapı içerisine dışarıdan girmek isteyen yabancı atomların yapıya girmelerine izin verilmez ve tanecikler arasındaki boşluklar daha da azalacaktır. Böylece daha kaliteli ince filmler elde edilebilir. Yüksek SILAR döngü sayısı da uygun değildir. Çünkü film kalınlığı belli bir değerin üzerine ulaşınca bu defa iyonlar artık tortu şeklinde yüzeyde birikmeye başlayacaklar ve böylece filmlerin kalitesi kötüleşecektir. Yapılan deneyler sonucunda, bu SILAR döngü sayısı ZnO ince filmler için 80 (cam taban için) ve 25 (omik kontağa sahip Si için); CdO ince filmler için 30 (cam taban için) ve 15 (omik kontağa sahip Si için) olarak belirlenmiştir.

ZnO ve CdO ince filmlerin SILAR tekniği ile büyütme işlemi ve büyütme şartları bölüm 3.10 ve 3.11’de detaylı olarak anlatılmıştır. SILAR tekniği ile cam taban malzemeler üzerine büyütülen ZnO ve CdO ince filmlerinin yapısal, optik ve elektriksel özellikleri üzerinde tavlama sıcaklığının etkisini incelemek için filmler tavlama işlemine tabi tutulmuştur. ZnO ince filmi 200, 300, 400 ve 500°C’de 30 dakika ve CdO ince filmi 200, 300, 400 ve 500°C’de 1 saat oksijen ortamında tavlansmıştır. Tavlama işleminin oksijen ortamında yapılması ZnO ve CdO ince filmleri için önemlidir. Çünkü oksijenin buharlaşma ısısı çinko ve kadmiyum ile kıyaslandığında küçüktür ve herhangi bir ısıl işlemle mutlaka oksijenin ZnO ve CdO filmlerinden ayrılması ile sonuçlanacaktır. Yani,

$\text{ZnO} \rightarrow \text{Zn}_i + \text{V}_\text{O}$ ve $\text{CdO} \rightarrow \text{Cd}_i + \text{V}_\text{O}$ işlemleri gerçekleşecektir. Buda ince filmlerin stokiyometrik olmamasına ve filmlerin yapısında kusur yoğunluğunun artmasına neden olacaktır. Eğer tavlama işlemi oksijen ortamında gerçekleştirilirse oksijenin buharlaşması sonucu filmlerden ayrılan oksijenin tavlama ortamında bulunan oksijen tarafından telafi edileceği düşünülmektedir (Gujar *et al.* 2008). Yapılan birçok deney sonucunda oksijen ortamının ve bu tavlama sürelerinin filmler için en mümkün değerler olduğu sonucuna varılmıştır.

Cam ve Si taban malzemeler üzerine elde edilen ZnO ve CdO ince filmlerinin kalınlıkları tartım metoduyla belirlenmiştir. (3.6) ifadesi kullanılarak, cam taban malzemesi üzerine büyütülen ZnO ince filminin kalınlığını 280 nm ve CdO ince filminin kalınlığını ise 100 nm olarak hesaplanmıştır. n-tipi Si üzerine büyütülen ZnO ince filminin kalınlığı 60 nm ve CdO ince filminin kalınlığı ise 45 nm olarak hesaplanmıştır. Döngü başına büyüme oranı ZnO ince filmler için 3,50 nm (cam taban için) ve 2,40 nm (omik kontağa sahip Si için); CdO ince filmler için 3,33 nm (cam taban için) ve 3,00 nm (omik kontağa sahip Si için) olarak belirlenmiştir.

5.1. X-Işını Kırınım (XRD) Ölçülerin Değerlendirilmesi

5.1.a. ZnO ince filmler

SILAR tekniği ile cam taban malzeme üzerine büyütülen tavlammamış ve farklı sıcaklıklarda tavlanan ZnO ince filminin XRD desenleri sırası ile Şekil 4.1 ve Şekil 4.2-5'te verilmiştir. Cam taban malzeme üzerine büyütülen ZnO ince filmi 200, 300, 400 ve 500°C'de 30 dakika oksijen ortamında tavlama işlemine tabi tutulmuş ve yapısal özellikleri üzerinde tavlama sıcaklığının etkisi incelenmiştir. Kırınım desenlerinde bulunan farklı şiddetlere ve yönelimlere sahip pikler filmin polikristal yapıda olduğunu göstermiştir. Bu piklerin ZnO ince filmine ait olduğu ve filmin hekzagonal wurtzite yapıda kristalleştiği tespit edilmiştir (Gao *et al.* 2004; Vargas-Hernandez *et al.* 2008; Yıldırım ve Ateş 2010; JCPDS 75-0576). Bu pikler (100), (002), (101), (102), (110),

(103) ve (112) şeklindedir. Filmin kırınım desenleri incelendiğinde piklerin genişlikleri ve şiddetleri her tavlama sıcaklığında farklılık göstermektedir. Tavlama işlemine tabi tutulan ZnO ince filminin kırınım desenlerinden, tavlama sıcaklığı 400°C'ye arttıkça taban şiddetlerinde düzelme, pik şiddetlerinde (özellikle (100), (002), (101) piklerinde) artış ve yarı pik genişliklerinde azalma olduğu görülmüştür. Böylece tavlama sıcaklığı ile film kristalliğinin iyileşmesi ve filmin daha kararlı bir hale gelmesi sağlanmıştır. Çünkü kırınım desenlerindeki piklerin şiddetleri büyük ve yarı pik genişlikleri dar ise filmlerde kristalleşmenin iyi olduğu, piklerin şiddetleri küçük ve yarı pik genişlikleri büyük ise filmlerde kristalleşmenin iyi olmadığı anlamına gelmektedir. Ancak 500°C tavlama sıcaklığında pik şiddetlerinde önemli derecede azalma, yarı pik genişliklerinde artış ve (102) pikinin kaybolduğu görülmüştür. Bu durum ise film kristalliğinin bozulduğunu, filmin amorfılaştığını ve cam taban malzeme üzerine büyütülen ZnO ince filmi için maksimum tavlama sıcaklığının 500°C olduğunu göstermiştir (taban malzemenin özelliğinden dolayı). Kırınım desenleri incelendiğinde Zn(OH)_2 fazına ait herhangi bir pik gözlenmemiştir. Bunun üç farklı nedeni olabilir: Birincisi, büyütme işleminde Zn(OH)_2 fazının tamamıyla ZnO fazına dönüşümü sağlanmıştır. İkincisi, filmin yapısında az miktarda bulunan Zn(OH)_2 fazının tane sınırları boyunca yerleşmesi sonucu tespit edilememiştir. Üçüncüsü ise, Zn(OH)_2 fazının amorf yapıda olduğu düşünülmüştür (Shinde *et al.* 2005).

X-ışını kırınım ölçüleri ve (3.1) ifadesi kullanılarak (hkl) yansıma düzlemlerine ait 2θ açılarının ve düzlemler arası mesafenin (d) tavlama sıcaklığı ile değişimi Çizelge 5.1'de verilmiştir. Çizelge 5.1'den, ölçülen düzlemler arası mesafe değerlerinin standart değerleri ile uyum içinde olduğu görülmüştür. Tavlama sıcaklığı ile 2θ açılarında ve buna bağlı olarak d değerlerinde çok küçük farklılıklar oluşmuştur. Bu farklılıklar, yapı içerisinde oluşan kusurlardan ve taban malzeme ile filmin termal genleşme katsayılarının farklı olmasından kaynaklandığını söyleyebiliriz. Bu farktan dolayı, tavlama işlemi filmin yapısında bir gerilmeye ve bu gerilmeye kırınım açılarında (2θ) kaymalara neden olacaktır. n-tipi Si kristali üzerine büyütülen ZnO arayüzey tabakasının XRD deseni Şekil 4.6'da verilmiştir. ZnO arayüzey tabakasının da (100),

(002), (101), (110) ve (103) pikleri ile polikristal yapıda olduğu ve hekzagonal wurtzite yapıda kristalleştiği tespit edilmiştir.

Çizelge 5.1. ZnO ince filmine ait 2θ ve d değerlerinin tavlama sıcaklığı ile değişimi

İnce Film	(hkl)	Standart d (Å)	Tavlınmamış		200°C		300°C		400°C		500°C	
			2 θ (der.)	d (Å)	2 θ (der.)	d (Å)	2 θ (der.)	d (Å)	2 θ (der.)	d (Å)	2 θ (der.)	d (Å)
ZnO (280 nm)	(100)	2,808	31,6	2,828	31,5	2,837	31,6	2,829	31,6	2,828	31,5	2,837
	(002)	2,597	34,3	2,612	34,2	2,619	34,3	2,612	34,3	2,612	34,2	2,619
	(101)	2,470	36,1	2,485	36,0	2,492	36,1	2,485	36,1	2,485	36,1	2,485
	(102)	1,906	47,5	1,912	47,3	1,920	47,5	1,912	47,4	1,916	-	-
	(110)	1,621	56,6	1,624	56,3	1,632	56,4	1,630	56,5	1,627	56,5	1,627
	(103)	1,473	62,8	1,478	62,6	1,482	62,7	1,480	62,7	1,480	62,8	1,478
	(112)	1,375	68,1	1,375	67,7	1,382	67,8	1,381	67,8	1,381	67,7	1,382

ZnO ince filminin tercihli yönelimini belirlemek amacıyla şiddeti yüksek olan (100), (002), (101) üç pik için tercihli yönelme katsayısı (TC), kırınım ölçüleri ve (3.2) ifadesi kullanılarak hesaplanmış ve tavlama sıcaklığı ile değişimi Şekil 4.7 ve Çizelge 5.2’de verilmiştir. Hem tavlınmamış hem de tavlınmış ZnO ince filmleri için kristal atomları (002) düzleminde tercihli yönelime sahip olduğu ve (002) düzlemindeki tercihli yönelimin 300°C ve 400°C’de daha baskın olduğu görülmüştür.

Çizelge 5.2. ZnO ince filmine ait tercihli yönelme katsayısının (TC) tavlama sıcaklığı ile değişimi

İnce Film	(hkl)	Tavlınmamış	200°C	300°C	400°C	500°C
		TC	TC	TC	TC	TC
ZnO (280 nm)	(100)	0,52	0,55	0,57	0,61	0,44
	(002)	1,48	1,72	2,05	2,00	1,10
	(101)	0,72	0,74	0,79	0,82	0,65

Tavlınmamış ve tavlınmış ZnO ince filmleri için şiddeti en yüksek olan (002) düzleminin kırınım ölçüleri, (3.3) ve (3.4) ifadeleri kullanılarak tane büyüklüğü (D) ve dislokasyon yoğunluğu (δ) değerleri hesaplanmış ve Çizelge 5.3’te verilmiştir. İlgili

düzlemin yarı pik genişliği (β), tane büyüklüğü ve dislokasyon yoğunluğu filmin kristalleşme seviyesi hakkında bilgi verir. Tane büyüklüğünün büyük, yarı pik genişliğinin ve dislokasyon yoğunluğunun küçük olması filmin kristalleşme seviyesinin iyi olduğunu gösterir (Callister 1997). Tavlama işlemi ile taneler birleşerek tane büyüklüğünün artmasına neden olurlar (Ghosh *et al.* 2009). Tane büyüklüğünün artması ile taneler arasındaki yarıkların ve dislokasyon olarak görünen tane sınırlarının sayısında bir azalma olacaktır. Çizelge 5.3'te görüldüğü gibi tavlama sıcaklığı arttıkça tane büyüklüğünün arttığı, dislokasyon yoğunluğunun ve yarı pik genişliğinin azaldığı belirlenmiştir (Gao *et al.* 2004; Çetinörgü *et al.* 2007; Ghosh *et al.* 2009). 400°C tavlama sıcaklığında tane büyüklüğünün en büyük ve dislokasyon yoğunluğunun en küçük olduğu görülmüştür. Buda 400°C tavlama sıcaklığında ZnO ince filminin kristalleşme seviyesinin en iyi olduğunu göstermiştir. 500°C tavlama sıcaklığında film kristalliliğinin bozulduğu ve film yapısında kusur yoğunluğunun arttığı Çizelge 5.3'ten de görülmektedir.

Çizelge 5.3. ZnO ince filmine ait yarı pik genişliği (β), tane büyüklüğü (D) ve dislokasyon yoğunluğu (δ) değerlerinin tavlama sıcaklığı ile değişimi

İnce Film		Tavlanmamış	200°C	300°C	400°C	500°C
ZnO (280 nm)	β (derece)	0,3310	0,2675	0,2522	0,2500	0,4350
	D (nm)	25,11	31,06	32,96	33,25	19,10
	$\delta \times 10^{-4} (\text{nm}^{-2})$	15,86	10,36	9,20	9,04	27,41

5.1.b. CdO ince filmler

SILAR tekniği ile cam taban malzeme üzerine büyütülen tavlanmamış ($\text{Cd}(\text{OH})_2\text{-CdO}$) ve farklı sıcaklıklarda tavlanan CdO ince filminin XRD desenleri sırası ile Şekil 4.8 ve Şekil 4.9-12'de verilmiştir. Cam taban malzeme üzerine büyütülen $\text{Cd}(\text{OH})_2\text{-CdO}$ ince filmi 200, 300, 400 ve 500°C'de 1 saat oksijen ortamında tavlama işlemine tabi tutulmuş ve yapısal özellikleri üzerinde tavlama sıcaklığının etkisi incelenmiştir. Kırınım desenlerinde bulunan farklı şiddetlere ve yönelimlere sahip pikler tavlanmamış

ve tavllanmış filmlerin polikristal yapıda olduğunu göstermiştir. Şekil 4.8’de görüldüğü gibi, tavlınmamış numune (100) $\text{Cd}(\text{OH})_2$, (102) $\text{Cd}(\text{OH})_2$ ve (220) CdO düzlemlerinden olan yansımaları sahiptir. Fakat $\text{Cd}(\text{OH})_2$ fazı daha baskındır. $\text{Cd}(\text{OH})_2$ fazı hekzagonal yapıda kristalleşirken CdO fazı kübik yapıda kristalleştiği tespit edilmiştir (Gujar *et al.* 2008). Şekil 4.9-12’de görüldüğü gibi farklı sıcaklıklarda tavlama işlemi ile $\text{Cd}(\text{OH})_2$ fazı tamamen kaybolduğu görülmüştür. Böylece tavlama işlemi ile filmin yapısında bulunan H_2O ’nun buharlaşması sonucu saf kübik CdO ince filmi elde edildiği belirlenmiştir. Yani $\text{Cd}(\text{OH})_2 \rightarrow \text{CdO} + \text{H}_2\text{O}_{\text{gaz}}$ işlemi gerçekleşmiştir (Gujar *et al.* 2008; Salunkhe *et al.* 2009). Tavlınmış filmlerdeki bütün pikler CdO filmine ait olduğu ve filmin kübik yapıda kristalleştiği gözlenmiştir. Bu pikler (111), (200), (220), (311) ve (222) şeklindedir (Santos-Cruz *et al.* 2005; Gujar *et al.* 2008; Salunkhe *et al.* 2009; Yıldırım ve Ateş 2009). Şekil 4.9’da görüldüğü gibi 200°C tavlama sıcaklığında bir faz dönüşümünün olduğunu ve bu nedenle 300°C ve 400°C tavlama sıcaklıklarına göre film kristalliliğinin iyi olmadığı gözlenmiştir. Tavlama sıcaklığı ile pik şiddetlerinde artış ve yarı pik genişliklerinde azalma olduğu görülmüştür. Böylece tavlama sıcaklığı ile film kristalliliğinin iyileşmesi ve filmin daha kararlı bir hale gelmesi sağlanmıştır (Santos-Cruz *et al.* 2005; Dhawale *et al.* 2008; Salunkhe *et al.* 2009). Ancak 500°C tavlama sıcaklığında taban şiddetinde bozulma ve pik şiddetlerinde önemli derecede azalma görülmüştür. Bu durum ise film kristalliliğinin bozulduğunu, yapının amorf yapıya kaydığı sonucuna varılabilir.

X-ışını kırınım ölçüleri ve (3.1) ifadesi kullanılarak (hkl) yansıma düzlemlerine ait 2θ açılarının ve düzlemler arası mesafenin (d) tavlama sıcaklığı ile değişimi Çizelge 5.4’te verilmiştir. Çizelge 5.4’ten, ölçülen düzlemler arası mesafe değerlerinin standart değerleri ile uyum içinde olduğu görülmüştür. Tavlama sıcaklığı ile 2θ açılarında ve buna bağlı olarak d değerlerinde çok küçük farklılıklar oluşmuştur. Bu farklılıklar, yapı içerisinde oluşan kusurlardan ve taban malzeme ile filmin termal genleşme katsayılarının farklı olmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Bu farktan dolayı, tavlama işlemi filmin yapısında bir gerilmeye ve bu gerilmede kırınım açılarında (2θ) kaymalara neden olacaktır. n-tipi Si kristali üzerine büyütülen CdO arayüzey tabakasının XRD deseni Şekil 4.13’te verilmiştir. CdO arayüzey tabakası, büyütme

işeminden sonra 300°C’de 3 saniye oksijen atmosferinde tavlanaarak elde edilmiştir. CdO arayüzey tabakasının da (111), (200), (220) pikleri ile polikristal yapıda olduğu ve kübik yapıda kristalleştiği tespit edilmiştir.

Çizelge 5.4. CdO ince filmine ait 2θ ve d değerlerinin tavlama sıcaklığı ile değişimi

İnce Film	(hkl)	Standart d (Å)	Tavlama sıcaklığı		200°C		300°C		400°C		500°C	
			2θ (der.)	d (Å)	2θ (der.)	d (Å)	2θ (der.)	d (Å)	2θ (der.)	d (Å)	2θ (der.)	d (Å)
CdO (100 nm)	(111)	2,712	-	-	32,7	2,736	32,8	2,728	32,8	2,728	32,6	2,744
	(200)	2,349	-	-	37,8	2,377	38,0	2,365	38,0	2,365	37,9	2,371
	(220)	1,661	55,1	1,665	55,4	1,657	55,1	1,665	55,1	1,665	55,5	1,654
	(311)	1,416	-	-	65,2	1,429	65,5	1,423	65,8	1,418	-	-
*Cd(OH) ₂	(222)	1,355	-	-	-	-	68,8	1,363	68,8	1,363	-	-
	(100)*	2,950	30,1	2,966	-	-	-	-	-	-	-	-
	(102)*	1,900	48,7	1,868	-	-	-	-	-	-	-	-

* değerleri Cd(OH)₂ fazına ait (hkl) düzlemleridir

CdO ince filminin tercihli yönelimini belirlemek amacıyla şiddeti yüksek olan (111), (200), (220) üç pik için tercihli yönelme katsayısı (TC), kırınım ölçüleri ve (3.2) ifadesi kullanılarak hesaplanmış ve tavlama sıcaklığı ile değişimi Şekil 4.14 ve Çizelge 5.5’te verilmiştir. CdO ince filmleri için kristal atomları (111) düzleminde tercihli yönelime sahip olduğu ve (111) düzlemindeki tercihli yönelimin 400°C’de daha baskın olduğu görülmüştür.

Çizelge 5.5. CdO ince filmine ait tercihli yönelme katsayısının (TC) tavlama sıcaklığı ile değişimi

İnce Film	(hkl)	Tavlama sıcaklığı	200°C	300°C	400°C	500°C
		TC	TC	TC	TC	TC
CdO (100 nm)	(111)	-	1,17	1,36	1,55	1,32
	(200)	-	1,00	1,09	1,30	1,06
	(220)	0,93	0,91	0,93	0,91	0,94
* Cd(OH) ₂	(100)*	1,27	-	-	-	-
	(102)*	1,12	-	-	-	-

Tavlanmamış ($\text{Cd}(\text{OH})_2\text{-CdO}$) ve tavlanmış CdO ince filmleri için şiddeti en yüksek olan sırasıyla (100)* ve (111) düzlemlerinin kırınım ölçüleri, (3.3) ve (3.4) ifadeleri kullanılarak tane büyüklüğü (D) ve dislokasyon yoğunluğu (δ) değerleri hesaplanmış ve Çizelge 5.6'da verilmiştir. Tavlama işlemi ile taneler birleşerek tane büyüklüğünün artmasına neden olurlar (Gujar *et al.* 2008; Ghosh *et al.* 2009). Tane büyüklüğünün artması ile taneler arasındaki yarıkların ve dislokasyon olarak görünen tane sınırlarının sayında bir azalma olacaktır. Çizelge 5.6'da görüldüğü gibi 200°C tavlama sıcaklığında bir faz dönüşümünün olduğu ve buda tane büyüklüğünde azalmaya ve dislokasyon yoğunluğunda artışa sebep olmuştur. Tavlama sıcaklığı 400°C'ye arttıkça tane büyüklüğünün arttığı, dislokasyon yoğunluğunun ve yarı pik genişliğinin azaldığı görülmüştür (Santos-Cruz *et al.* 2005; Salunkhe *et al.* 2009). Buda 400°C tavlama sıcaklığında CdO ince filminin kristalleşme seviyesinin en iyi olduğunu göstermiştir. 500°C tavlama sıcaklığında film kristalliğinin bozulduğu ve film yapısında kusur yoğunluğunun arttığı Çizelge 5.6'dan da görülmektedir.

Çizelge 5.6. $\text{Cd}(\text{OH})_2\text{-CdO}$ ve CdO ince filmlerine ait yarı pik genişliği (β), tane büyüklüğü (D) ve dislokasyon yoğunluğu (δ) değerlerinin tavlama sıcaklığı ile değişimi

İnce Film		Tavlanmamış	200°C	300°C	400°C	500°C
CdO (100 nm)	β (derece)	0,4282*	0,7506	0,6587	0,5359	0,7224
	D (nm)	19,21*	11,03	12,57	15,45	11,45
	$\delta \times 10^{-4} (\text{nm}^{-2})$	27,09*	82,19	63,29	41,89	76,27

* değerleri $\text{Cd}(\text{OH})_2\text{-CdO}$ filmine ait değerlerdir

5.2. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) Ölçülerin Değerlendirilmesi

5.2.a. ZnO ince filmler

SILAR tekniği ile büyütülen ZnO ince filminin yüzey özelliklerini ve tavlama işleminin bu özellikler üzerinde etkisini incelemek amacıyla filmlerin SEM görüntüleri alınmıştır. Cam taban malzemesi üzerine büyütülen ZnO ince filmi 200, 300, 400 ve 500°C'de 30 dakika oksijen ortamında tavlama işlemine tabi tutulmuştur. Şekil 4.15 ve Şekil 4.16-

19'da sırası ile tavlamanmamış ve farklı sıcaklıklarda tavlanan ZnO ince filminin 15000 büyütmedeki SEM görüntüleri verilmiştir. Bu görüntülerde parlak bölgelerle birlikte nispeten karanlık bölgeler de görülmektedir. Bu durum farklı yüksekliklerden gelen elektron sinyallerinin sonucudur ve ince filmlerin kalınlık olarak homojen olmadığını göstermektedir. Filmin daha karanlık görüldüğü bölgelerdeki oluşumlar daha küçük tanelerden veya boşluklardan oluşmakta, nispeten daha kalın olan parlak bölgelerde ise daha büyük tanelerden oluştuğu görülmüştür. Şekil 4.15'te tavlamanmamış ZnO filminin görüntüsünden, taban malzeme yüzeyinde yoğun bir tabakalaşmanın olduğu ve homojenliği bozan bölgesel yığılımların oluşumu görülmektedir. Şekil 4.16-19'daki görüntülerden, tavlama sıcaklığı arttıkça boşlukların ve yüzey pürüzlüğünün azaldığı, bölgesel yığılımların birbirleriyle birleşerek daha homojen ve düzgün bir tabakalaşmanın oluştuğu gözlenmiştir (Shinde *et al.* 2005; Yıldırım ve Ateş 2010). Özellikle 300°C ve 400°C'deki tavlama işlemi ile filmin yüzeyi diğer görüntülerle karşılaştırıldığında daha yoğun, homojen ve taban malzeme yüzeyinde tabakalaşmanın daha iyi olduğu görülmüştür. Görüntüler dikkatlice incelendiğinde tavlama sıcaklığı ile nano çubukların (nanorods) ve çiçeğimsi (flower-like) yapılarının oluştuğu belirlenmiştir. Tavlama işlemiyle yüzeydeki bu iyileşme filmlerin daha iyi soğurucu olmasına yol açmıştır. Bu durum, optik soğurma grafiklerinde de açık bir şekilde görülmektedir. 500°C'de tavlama ile film yüzeyinin bozulduğu, tabakalaşmanın azaldığı ve boşlukların arttığı gözlenmiştir. n-tipi Si kristali üzerine büyütülen ZnO arayüzey tabakasının SEM görüntüsü Şekil 4.20'de verilmiştir. n-tipi Si kristali yüzeyinde yoğun ve homojen bir tabakalaşmanın olduğu belirlenmiştir.

5.2.b. CdO ince filmler

SILAR tekniği ile büyütülen CdO ince filminin yüzey özelliklerini ve tavlama işleminin bu özellikler üzerinde etkisini incelemek amacıyla filmlerin SEM görüntüleri alınmıştır. Cam taban malzemesi üzerine büyütülen Cd(OH)₂-CdO ince filmi 200, 300, 400 ve 500°C'de 1 saat oksijen ortamında tavlama işlemine tabi tutulmuştur. Şekil 4.21 ve Şekil 4.22-25'te sırası ile tavlamanmamış (Cd(OH)₂-CdO) ve farklı sıcaklıklarda tavlanan CdO ince filminin 30000 büyütmedeki SEM görüntüleri verilmiştir. Bu görüntülerde

parlak bölgelerle birlikte nispeten karanlık bölgeler de görülmektedir. Bu durum farklı yüksekliklerden gelen elektron sinyallerinin sonucudur ve filmlerin kalınlık olarak homojen olmadığını göstermiştir. Filmin daha karanlık görüldüğü bölgelerdeki oluşumlar daha küçük tanelerden veya boşluklardan oluşmakta, nispeten daha kalın olan parlak bölgelerde ise daha büyük tanelerden oluştuğu görülmüştür. Şekil 4.21’de tavlamanmış $\text{Cd}(\text{OH})_2\text{-CdO}$ filminin SEM görüntüsünden, taban malzeme yüzeyinde yoğun bir tabakalaşmanın olduğu fakat görüntü dikkatlice incelendiğinde orta kısmında tepelikler şeklinde filmin homojenliğini bozan oluşumlar belirlenmiştir. Bu farklılıklar, Şekil 4.8’deki XRD ölçümünden de görüldüğü gibi filmin CdO ve $\text{Cd}(\text{OH})_2$ şeklinde iki faza sahip olmasından kaynaklanmıştır. Şekil 4.22-25’teki görüntülerden, tavlama sıcaklığı arttıkça boşlukların ve yüzey pürüzlülüğünün azaldığı, tanelerin birbirine daha iyi tutunduğu görülmektedir (Santos-Cruz *et al.* 2005; Gujar *et al.* 2008; Salunkhe *et al.* 2009). Özellikle 400°C ’de tavlama işlemi ile CdO filminin yüzeyi diğer görüntülerle karşılaştırıldığında daha yoğun, homojen ve taban malzeme yüzeyinde tabakalaşmanın daha iyi ve nano çubukların daha yoğun olduğu görülmektedir. 500°C ’de tavlama ile film yüzeyinin bozulduğu, tabakalaşmanın azaldığı ve boşlukların arttığı gözlenmiştir. n-tipi Si kristali üzerine büyütülen CdO arayüzey tabakasının SEM görüntüsü Şekil 4.26’da verilmiştir. n-tipi Si kristali yüzeyinde yoğun ve homojen bir tabakalaşmanın olduğu görülmektedir.

5.3. Optik Soğurma Ölçülerinin Değerlendirilmesi

5.3.a. ZnO ince filmler

SILAR tekniği ile cam taban malzemesi üzerine büyütülen tavlamanmış ve farklı sıcaklıklarda tavlanan ZnO ince filmi için oda sıcaklığında alınan soğurma ölçüleri kullanılarak çizilen soğurma spektrumu ve $(\alpha h\nu)^2$ (eVcm^{-1})²’nin enerjiye bağlı grafikleri sırası ile Şekil 4.27 ve Şekil 4.28-30’da verilmiştir. XRD ve SEM ölçülerinden görüldüğü gibi 500°C tavlama sıcaklığında ZnO ince filmi bozulduğu için soğurma ölçümü alınamamıştır. Bu grafiklerdeki soğurma spektrumundan tavlama sıcaklığının artması ile soğurma kenarının daha keskinleştiği ve soğurma şiddetinin

arttığı görülmüştür. Tavlama işlemi ile filmin yüzey homojenliğinin artması ve tanelerin daha iyi paketlenmesi ile filmdeki boşlukların ve çatlakların azaldığını ve soğurmanın arttığını düşünmekteyiz. Çizelge 5.7’de ZnO ince filminin yasak enerji aralığının tavlama sıcaklığı ile değişimi verilmiştir. ZnO ince filminin yasak enerji aralığının tavlama sıcaklığı ile 3.21 eV’tan 2.97 eV’ta azaldığı belirlenmiştir. Bu azalmanın dört farklı nedeni olabilir: Birincisi, filmin yapısında az miktarda bulunan ve tane sınırları boyunca yerleşmesi sonucu XRD ölçümleri ile tespit edilemeyen Zn(OH)_2 fazının tavlama işlemi ile ZnO fazına dönüşümü gerçekleşmiştir (Wang *et al.* 2005; Shinde *et al.* 2005; Ghosh *et al.* 2009). İkincisi, ince filmlerin kimyasal olarak büyütülmesinde sıkça karşılaşılan tane sınırlarında oluşan, çinko ve oksijen kusurları olarak bilinen doymamış bağların tavlama işlemi ile azalması sağlanmıştır (Ghosh *et al.* 2009). Üçüncüsü, tavlama işlemi ile film kristalliliğinin ve yüzey özelliklerinin iyileşmesi ve tane boyutunun artması yasak enerji aralığının azalmasına neden olmuştur (Ghosh *et al.* 2009; Yıldırım ve Ateş 2010). Dördüncüsü, büyütme işlemi süresince filmin iletkenlik bandı kenarında oluşan ve donör özellik gösteren (Tüzemen *et al.* 2003; Gür 2007; McCluskey and Jokela 2009) bazı kusur seviyelerinin (oksijen boşluğu V_O ve çinko arayer atomu Zn_i) tavlama işlemi ile iletkenlik bandı ile etkileşerek bant aralığının azalmasına neden olmuştur.

.

Çizelge 5.7. ZnO ince filminin yasak enerji aralığının (E_g) tavlama sıcaklığı ile değişimi

Tavlama Sıcaklığı	ZnO (280 nm)
	E_g (eV)
Tavlanmamış	3,21
200°C’de Tavlanmış	3,11
300°C’de Tavlanmış	3,05
400°C’de Tavlanmış	2,97

5.3.b. CdO ince filmler

SILAR tekniği ile cam taban malzemesi üzerine büyütülen tavlamanmamış ($\text{Cd}(\text{OH})_2$ - CdO) ve farklı sıcaklıklarda tavlanan CdO ince filmi için oda sıcaklığında alınan soğurma ölçüleri kullanılarak çizilen soğurma spektrumu ve $(\alpha h\nu)^2$ (eVcm^{-1})²'nin enerjiye bağlı grafikleri sırası ile Şekil 4.31 ve Şekil 4.32-34'te verilmiştir. XRD ve SEM ölçülerinden görüldüğü gibi 500°C tavlama sıcaklığında CdO ince filmi bozulduğu için soğurma ölçümü alınamamıştır. Bu grafiklerdeki soğurma spektrumundan tavlama sıcaklığının artması ile soğurma kenarının daha uzun dalgaboyuna kaydığı ve soğurmanın azaldığı görülmüştür. Şekil 4.31'deki grafikten de tavlamanmamış filmin CdO ve $\text{Cd}(\text{OH})_2$ şeklinde iki faza sahip olduğu görülmüştür. Tavlamanmamış filmin iki lineer bölgeye, 3,59 eV ile 3,25 eV yasak enerji aralığı değerlerine sahip olduğu ve bu değerlerin ise sırasıyla $\text{Cd}(\text{OH})_2$ ve CdO fazlarına ait olduğu belirlenmiştir (Gujar *et al.* 2008; Salunkhe *et al.* 2009; Yıldırım ve Ateş 2009). Çizelge 5.8'de CdO ince filminin yasak enerji aralığının tavlama sıcaklığı ile değişimi verilmiştir. Tavlama sıcaklığı ile yasak enerji aralığının 3,59 eV'tan 2,13 eV'ta azaldığı belirlenmiştir. Ayrıca tavlama işlemi ile hidroksit fazının kaybolduğu ve saf CdO ince filminin elde edildiği soğurma ölçülerinden de belirlenmiştir. Tavlama sıcaklığı ile yasak enerji aralığındaki azalmanın dört farklı nedeni olabilir: Birincisi, büyütülen filmin yapısında bulunan $\text{Cd}(\text{OH})_2$ fazının tavlama işlemi ile CdO fazına dönüşümü gerçekleşmiştir (Gujar *et al.* 2008; Salunkhe *et al.* 2009). İkincisi, ince filmlerin kimyasal olarak büyütülmesinde sıkça karşılaşılan tane sınırlarında oluşan, kadmiyum ve oksijen kusurları olarak bilinen doymamış bağların tavlama işlemi ile azalması sağlanmıştır (Ghosh *et al.* 2009; Salunkhe *et al.* 2009). Üçüncüsü, tavlama işlemi ile film kristalliliğinin ve yüzey özelliklerinin iyileşmesi yasak enerji aralığının azalmasına neden olmuştur (Santos-Cruz *et al.* 2005). Dördüncüsü, büyütme işlemi süresince filmin iletkenlik bandı kenarında oluşan ve donör özellik gösteren (Ferro and Rodriguez 1999; Santos-Cruz *et al.* 2005) bazı kusur seviyelerinin (oksijen boşluğu V_O ve kadmiyum arayer atomu Cd_i) tavlama işlemi ile iletkenlik bandı ile etkileşerek bant aralığının azalmasına neden olmuştur.

Çizelge 5.8. CdO ince filminin yasak enerji aralığının (E_g) tavlama sıcaklığı ile değişimi

Tavlama Sıcaklığı	CdO (100 nm)
	E_g (eV)
Tavlanmamış	3,59* /3,25
200°C’de Tavlanmış	3,16
300°C’de Tavlanmış	2,27
400°C’de Tavlanmış	2,13

* değeri $\text{Cd}(\text{OH})_2$ fazına aittir

5.4. Akım-Voltaj Ölçülerinin Değerlendirilmesi

5.4.a. ZnO ince filmler

SILAR tekniği ile cam taban malzeme üzerine büyütülen tavlanmamış ve farklı sıcaklıklarda tavlanan ZnO ince filmi için oda sıcaklığında alınan I - V ölçüleri kullanılarak çizilen akım-voltaj grafikleri sırası ile Şekil 4.36 ve Şekil 4.37-39’da verilmiştir. Termal elektromotor kuvveti ölçümü yöntemiyle ZnO ince filminin n-tipi elektriksel iletkenliğe sahip olduğu belirlenmiştir. Tavlama sıcaklığının ve ışık şiddetinin ZnO ince filminin I - V ölçüleri ve özdirenci üzerinde etkisini araştırmak için, iki nokta uç yöntemi kullanılarak numuneye 10-100 V arasında 10 V’luk adımlarla gerilim hem karanlıkta hem de farklı şiddete sahip ışık altında uygulanmış buna karşılık numuneden geçen akım değerleri okunmuştur. XRD ve SEM ölçülerinden görüldüğü gibi 500°C tavlama sıcaklığında ZnO ince filmi bozulduğu için akım-voltaj ölçümü alınamamıştır. Bu grafiklerden, numuneden geçen akım değerleri tavlama sıcaklığının ve ışık şiddetinin artması ile önemli derecede arttığı gözlenmiştir. Bu artış 400°C tavlama sıcaklığında ve 500 W’lık ışık altında en fazladır. I - V ölçüleri ve (3.5) ifadesi kullanılarak filmin özdirenç değeri hesaplanmıştır. Çizelge 5.9’da ZnO ince filminin özdirenç değerinin tavlama sıcaklığı ve ışık şiddeti ile değişimi verilmiştir. ZnO ince filminin özdirenç değerinin tavlama sıcaklığı ve ışık şiddeti ile azaldığı görülmüştür (Jimenez-Gonzalez 1997; Shinde *et al.* 2005; Yıldırım ve Ateş 2010). Özdirenç değerinin tavlama sıcaklığı ve ışık şiddeti ile azalmasının üç farklı nedeni olabilir: Birincisi, filmin

yapısında az miktarda bulunan ve tane sınırları boyunca yerleşmesi sonucu XRD ölçümleri ile tespit edilemeyen ve ZnO taneleri arasında elektriksel iletme direnç gösteren Zn(OH)_2 fazının tavlama işlemi ile ZnO fazına dönüşümü gerçekleşmiştir (Shinde *et al.* 2005). İkincisi, tavlama işlemi ile film kristalliliğinin ve yüzey özelliklerinin iyileşmesi öz direncin azalmasına neden olmuştur (Jimenez-Gonzalez 1997; Dhawale *et al.* 2008; Yıldırım ve Ateş 2010). Çizelge 5.3'te görüldüğü gibi dislokasyon yoğunluğu tavlama sıcaklığı ile azalmıştır. Bu azalma da öz direncin azalmasına neden olmuştur. Üçüncüsü, büyütme işlemi süresince filmin iletkenlik bandı kenarında oluşan ve donör özellik gösteren (Tüzemen *et al.* 2003; Gür 2007; McCluskey and Jokela 2009) bazı kusur seviyeleri (oksijen boşluğu V_O ve çinko arayer atomu Zn_i) tavlama işlemi ve ışık şiddeti ile iyonlaşmaktadır. Böylece iletkenlik bandındaki elektron yoğunluğu artarak öz direncin azalmasına neden olmuştur (Jimenez-Gonzalez 1997; Yıldırım ve Ateş 2010).

Çizelge 5.9. ZnO ince filminin öz direnç değerinin tavlama sıcaklığı ve ışık şiddeti ile değişimi

ZnO (280 nm)	ρ ($\Omega\text{-cm}$)			
	Karanlık	150 Watt Işık	300 Watt Işık	500 Watt Işık
Tavlanmamış	$11,25 \times 10^5$	$6,43 \times 10^5$	$40,91 \times 10^4$	$37,50 \times 10^4$
200°C'de Tav.	$8,04 \times 10^5$	$40,90 \times 10^4$	$34,61 \times 10^4$	$28,49 \times 10^4$
300°C'de Tav.	$32,14 \times 10^4$	$18,75 \times 10^3$	$7,50 \times 10^3$	$3,75 \times 10^3$
400°C'de Tav.	$15,00 \times 10^4$	$15,00 \times 10^3$	$6,25 \times 10^3$	$3,00 \times 10^3$

5.4.b. CdO ince filmler

SILAR tekniği ile cam taban malzeme üzerine büyütülen tavlanmamış ($\text{Cd(OH)}_2\text{-CdO}$) ve farklı sıcaklıklarda tavlanan CdO ince filmi için oda sıcaklığında alınan $I\text{-}V$ ölçüleri kullanılarak çizilen akım-voltaj grafikleri sırası ile Şekil 4.40 ve Şekil 4.41-43'de verilmiştir. Termal elektromotor kuvveti ölçümü yöntemiyle CdO ince filminin n-tipi elektriksel iletkenliğe sahip olduğu belirlenmiştir. Tavlama sıcaklığının ve ışık şiddetinin CdO ince filminin $I\text{-}V$ ölçüleri ve öz direnci üzerinde etkisini araştırmak için, iki nokta uç

yöntemi kullanılarak numuneye 10-100 V arasında 10 V'luk adımlarla gerilim hem karanlıkta hem de farklı şiddete sahip ışık altında uygulanmış buna karşılık numuneden geçen akım değerleri okunmuştur. Fakat 400°C'de tavlama sonucu numune yüksek gerilim değerlerinde zarar görmeye başlamasından dolayı 1-10 A arasında 1 A'lık adımlarla akım uygulanmış buna karşılık numunede oluşan gerilim okunmuştur. XRD ve SEM ölçülerinden görüldüğü gibi 500°C tavlama sıcaklığında CdO ince filmi bozulduğu için akım-voltaj ölçümü alınamamıştır. Bu grafiklerden, numuneden geçen akım değerleri tavlama sıcaklığının ve ışık şiddetinin artması ile önemli derecede arttığı gözlenmiştir. Bu artış 400°C tavlama sıcaklığında ve 500 W'lık ışık altında en fazladır. *I-V* ölçüleri ve (3.5) ifadesi kullanılarak filmin özdirenç değeri hesaplanmıştır. Çizelge 5.10'da CdO ince filminin özdirenç değerinin tavlama sıcaklığı ve ışık şiddeti ile değişimi verilmiştir. CdO ince filminin özdirenç değerinin tavlama sıcaklığı ve ışık şiddeti ile azaldığı görülmüştür (Leon-Gutierrez *et al.* 2006; Dhawale *et al.* 2008; Gujar *et al.* 2008; Yıldırım ve Ateş 2009). Özdirenç değerinin tavlama sıcaklığı ve ışık şiddeti ile azalmasının üç farklı nedeni olabilir: Birincisi, büyütülen filmin yapısında bulunan ve XRD ölçümleri ile tespit edilen ve CdO taneleri arasında elektriksel iletme direnç gösteren Cd(OH)₂ fazının tavlama işlemi ile CdO fazına dönüşümü gerçekleşmiştir (Dhawale *et al.* 2008; Gujar *et al.* 2008; Yıldırım ve Ateş 2009). İkincisi, tavlama işlemi ile film kristalliliğinin ve yüzey özelliklerinin iyileşmesi özdirencin azalmasına neden olmuştur (Dhawale *et al.* 2008; Yıldırım ve Ateş 2009). Üçüncüsü, büyütme işlemi süresince filmin iletkenlik bandı kenarında oluşan ve donör özellik gösteren (Ferro and Rodriguez 1999; Santos-Cruz *et al.* 2005) bazı kusur seviyeleri (oksijen boşluğu V_O ve kadmiyum arayer atomu Cd_i) tavlama işlemi ve ışık şiddeti ile iyonlaşmaktadır. Böylece iletkenlik bandındaki elektron yoğunluğu artarak özdirencin azalmasına neden olmuştur (Yıldırım ve Ateş 2009).

Çizelge 5.10. CdO ince filminin özdirenç değerinin tavlama sıcaklığı ve ışık şiddeti ile değişimi

CdO (100 nm)	ρ (Ω -cm)			
	Karanlık	150 Watt Işık	300 Watt Işık	500 Watt Işık
Tavlanmamış*	$3,46 \times 10^5$	$7,03 \times 10^4$	$4,78 \times 10^4$	$3,98 \times 10^4$
200°C’de Tav.	$6,08 \times 10^4$	$4,50 \times 10^4$	$3,46 \times 10^4$	$2,64 \times 10^4$
300°C’de Tav.	$1,02 \times 10^4$	$7,01 \times 10^3$	$4,20 \times 10^3$	$3,48 \times 10^3$
400°C’de Tav.	0,2052	0,2592	0,3402	0,4284

* değerleri Cd(OH)₂-CdO filmine ait değerlerdir

5.5. Sandviç Yapılar ve Ölçülerin Değerlendirilmesi

Zn/ZnO/n-Si/Au-Sb ve Cd/CdO/n-Si/Au-Sb sandviç yapılarını oluşturmak için 400 μ m kalınlıkta, 1-10 Ω -cm özdirenç ve (100) yönelimine sahip n-Si yarıiletkeni kullanılmıştır. Bölüm 3.9’da anlatıldığı gibi, n-Si yarıiletkenlerin kimyasal temizleme işleminden sonra, kristallerin mat tarafına Au-Sb alaşımı yaklaşık 10^{-7} torr basınç altında buharlaştırılmıştır. Sonra numuneler 420°C’de 3 dakika azot ortamında tavlansak omik kontaklar elde edilmiş ve tutucu yapılarak omik tarafları waks ile kaplanmıştır. ZnO ve CdO arayüzey tabakaları n-tipi Si kristalinin parlak yüzeyi üzerine uygulanabilirliği kolay, ucuz ve basit olan SILAR tekniği kullanılarak büyütülmüştür. Bu arayüzey tabakaların büyütülmesinde, cam taban malzemeler üzerine büyütülen filmlerin en uygun büyütme parametreleri kullanılmıştır. Son olarak elde edilen arayüzey tabakaları üzerinde kontak alanını belirlemek için 1 mm çaplı maskeler kullanılarak Zn ve Cd metalleri yaklaşık 10^{-7} torr basınç altında buharlaştırılmış ve Şekil 3.12 ve Şekil 3.13’teki Zn/ZnO/n-Si/Au-Sb ve Cd/CdO/n-Si/Au-Sb sandviç yapıları elde edilmiştir. Zn/ZnO/n-Si/Au-Sb ve Cd/CdO/n-Si/Au-Sb sandviç yapılarının *I-V* karakteristikleri üzerine numune sıcaklığının etkisi incelenmiştir.

5.5.a. Zn/ZnO/n-Si/Au-Sb ve Cd/CdO/n-Si/Au-Sb sandviç yapıları

Zn/ZnO/n-Si/Au-Sb ve Cd/CdO/n-Si/Au-Sb yapılarının *I-V* değişimleri $\pm 1V$ aralığında, 0,005 voltluk adımlarla alınmıştır. Şekil 4.45’te 80K’den 320K’e kadar 20K adımlarla

Zn/ZnO/n-Si/Au-Sb yapısının yarı-logaritmik $\ln(I)$ - V karakteristiği verilmiştir. Şekil 4.45 ve I - V karakteristikleri kullanılarak Zn/ZnO/n-Si/Au-Sb yapısının engel yüksekliği (Φ_b), idealite faktörü (n) ve doyum akım (I_0) değerleri farklı sıcaklıklarda hesaplanmıştır. Hesaplanan bu değerler Çizelge 5.11’de verilmiştir. Çizelge 5.11’den görüldüğü gibi, artan sıcaklıkla idealite faktörü azalırken engel yüksekliği ve doyum akım değerleri artmıştır. Zn/ZnO/n-Si/Au-Sb yapısının düz beslem yarı-logaritmik $\ln(I)$ - V değişimleri ve (4.8), (4.10) ifadeleri kullanılarak sıcaklığa bağlı $dV/d(\ln I)$ - I ve $H(I)$ - I grafikleri elde edilmiştir. Cheung fonksiyonlarına ait $dV/d(\ln I)$ - I ve $H(I)$ - I grafikleri sırasıyla Şekil 4.46 ve Şekil 4.47’de verilmiştir. $dV/d(\ln I)$ - I grafiği yardımıyla yapının idealite faktörü ve seri direnç (R_s) değerleri; $H(I)$ - I grafiği yardımıyla yapının engel yüksekliği ve seri direnç (R_s) değerleri farklı sıcaklıklarda hesaplanmış ve Çizelge 5.11’de verilmiştir. Cheung fonksiyonlarından elde edilen idealite faktörü ve seri direnç değerleri artan sıcaklıkla azalırken, engel yüksekliği değeri artmıştır.

Çizelge 5.11. Zn/ZnO/n-Si/Au-Sb yapısına ait iki farklı metot ile elde edilen temel parametrelerin sıcaklığa bağlı değişimi

Zn/ZnO/n-Si/Au-Sb	I-V Metodu			Cheung Metodu			
				$dV/d(\ln I)$ -I		$H(I)$ -I	
Sıcaklık (K)	n	Φ_b (eV)	I_0 (A)	n	R_s (Ω)	Φ_b (eV)	R_s (Ω)
320	1,519	0,808	$2,77 \times 10^{-9}$	1,695	3238,1	0,818	3382,4
300	1,583	0,768	$1,65 \times 10^{-9}$	1,929	2669,5	0,814	3060,7
280	1,566	0,740	$5,42 \times 10^{-10}$	1,886	2849,1	0,800	3207,5
260	1,690	0,699	$2,75 \times 10^{-10}$	1,950	2954,7	0,773	3097,5
240	1,773	0,658	$1,29 \times 10^{-10}$	2,060	3084,9	0,701	2924,4
220	2,021	0,604	$1,03 \times 10^{-10}$	2,372	3143,8	0,622	3437,0
200	2,172	0,556	$5,65 \times 10^{-11}$	2,954	3112,3	0,571	4075,8
180	2,362	0,503	$3,83 \times 10^{-11}$	3,210	3718,9	0,535	4289,3
160	2,476	0,455	$1,75 \times 10^{-11}$	3,316	4551,7	0,512	6170,6
140	3,049	0,393	$2,01 \times 10^{-11}$	3,950	5976,9	0,416	8110,8
120	3,605	0,331	$2,56 \times 10^{-11}$	4,465	6365,1	0,352	8454,1
100	4,083	0,280	$1,09 \times 10^{-11}$	4,985	7047,2	0,311	9697,8
80	4,961	0,220	$1,17 \times 10^{-11}$	-	-	-	-

Şekil 4.53, 80K'den 300K'e kadar 20K adımlarla Cd/CdO/n-Si/Au-Sb yapısının yarı-logaritmik $\ln(I)$ - V karakteristiği verilmiştir. Şekil 4.53 ve I - V karakteristikleri kullanılarak Cd/CdO/n-Si/Au-Sb yapısının Φ_b , n ve I_0 değerleri farklı sıcaklıklarda hesaplanmıştır. Hesaplanan bu değerler Çizelge 5.12'de verilmiştir. Çizelge 5.12'den görüldüğü gibi, artan sıcaklıkla idealite faktörü azalırken engel yüksekliği ve doyum akım değerleri artmıştır. Cd/CdO/n-Si/Au-Sb yapısının düz beslem yarı-logaritmik $\ln(I)$ - V değişimleri ve (4.8), (4.10) ifadeleri kullanılarak sıcaklığa bağlı $dV/d(\ln I)$ - I ve $H(I)$ - I grafikleri elde edilmiştir. Cheung fonksiyonlarına ait $dV/d(\ln I)$ - I ve $H(I)$ - I grafikleri sırasıyla Şekil 4.54 ve Şekil 4.55'te verilmiştir. $dV/d(\ln I)$ - I grafiği yardımıyla yapının n ve R_s değerleri; $H(I)$ - I grafiği yardımıyla yapının Φ_b ve R_s değerleri farklı sıcaklıklarda hesaplanmış ve Çizelge 5.12'de verilmiştir. Cheung fonksiyonlarından elde edilen idealite faktörü ve seri direnç değerleri artan sıcaklıkla azalırken, engel yüksekliği değeri artmıştır.

Çizelge 5.12. Cd/CdO/n-Si/Au-Sb yapısına ait iki farklı metot ile elde edilen temel parametrelerin sıcaklığa bağlı değişimi

Cd/CdO/n-Si/Au-Sb	I-V Metodu			Cheung Metodu			
				$dV/d(\ln I)$ -I		$H(I)$ -I	
Sıcaklık (K)	n	Φ_b (eV)	I_0 (A)	n	R_s (Ω)	Φ_b (eV)	R_s (Ω)
300	1,823	0,815	$2,71 \times 10^{-10}$	1,863	1167,2	0,820	1132,6
280	1,831	0,797	$4,88 \times 10^{-11}$	1,922	1400,9	0,808	1454,2
260	1,869	0,763	$1,38 \times 10^{-11}$	2,056	1327,5	0,785	1626,3
240	1,918	0,733	$2,68 \times 10^{-12}$	2,138	1746,2	0,742	1915,1
220	1,986	0,692	$7,42 \times 10^{-13}$	2,214	1930,2	0,709	2270,7
200	2,067	0,651	$1,58 \times 10^{-13}$	2,256	2233,7	0,703	2904,0
180	2,124	0,615	$1,75 \times 10^{-14}$	2,306	2646,2	0,664	3239,2
160	2,190	0,575	$1,67 \times 10^{-15}$	2,446	2943,9	0,623	3748,1
140	2,276	0,543	$3,82 \times 10^{-17}$	2,560	3132,7	0,582	4231,4
120	2,307	0,503	$5,64 \times 10^{-19}$	2,612	3678,2	0,539	4512,8
100	2,391	0,456	$4,24 \times 10^{-21}$	2,684	3827,0	0,475	5388,4
80	2,422	0,400	$1,25 \times 10^{-23}$	2,847	4285,1	0,418	5917,8

Çizelge 5.11 ve Çizelge 5.12'den de görüldüğü gibi I - V karakteristiklerinden elde edilen değerler, Cheung fonksiyonlarından elde edilen değerlerden biraz farklılık göstermektedir. Bu durum yüksek akım ve yüksek gerilim değerlerine karşılık gelen bölgelerde seri direncin etkisine atfedilmiştir. Çizelge 5.11-12 ve Şekil 4.48, Şekil 4.56'dan görüldüğü gibi idealite faktörü değerleri 1'den büyük çıkmıştır ve yapı ideal durumdan sapma göstermiştir. Bu durum yapıdaki metal-yarıiletken arasındaki ZnO ve CdO arayüzey tabakalarına, arayüzey durumlarının varlığına, seri direnç etkisine, sızıntı akımına, arayüzeyde oluşan elektrik alandan dolayı Schottky engelinde meydana gelen düşme ile uzay yük bölgesindeki jenerasyon-rekombinasyon akımlarının meydana gelmesine, arayüzey tabakası oluşmadan önce Si üzerindeki ve Si ile ZnO ve CdO arasındaki doğal oksit tabakasının varlığına ve engel yüksekliğinin homojensizliği ile açıklanmıştır. (Sze 1969; Sağlam *et al.* 2008; Aydoğan *et al.* 2009; Caglar ve Yakuphanoglu 2009; Dakhel 2009).

Metal-yarıiletken arayüzeyinde akım iletimi sıcaklığa bağlı olduğundan dolayı, düşük sıcaklıklarda elektronlar daha düşük bir engel yüksekliği ile karşılaştıklarından düşük potansiyel engellerini aşabilirler ve bu yüzden toplam akım iletiminde bu düşük engellerden geçen akım etkin olacaktır. Bu durum idealite faktörünü artırır. Sıcaklık artırıldığında çok sayıda elektron yüksek potansiyel engelini aşabilecek kadar termal enerji kazanacağından dolayı bu defa toplam akım iletiminde bu yüksek potansiyel engelinden geçen elektronların oluşturduğu akım, akım iletiminde etkin olacaktır. Bu durum idealite faktörünü gerçek ($n=1$) değerine yaklaştırır. Zn/ZnO/n-Si/Au-Sb ve Cd/CdO/n-Si/Au-Sb yapılarının düz beslem I - V karakteristiklerinden ve Cheung fonksiyonlarından elde edilen idealite faktörü ve engel yüksekliği değerlerinin sıcaklığa bağlı değişim grafikleri sırasıyla Şekil 4.48-49'da ve Şekil 4.56-57'de verilmiştir. Bu grafiklerden, engel yüksekliği sıcaklıkla artarken idealite faktörünün azaldığı görülmüştür (Biber 2003; Karataş *et al.* 2007; Sağlam *et al.* 2010). Şekil 4.50 ve Şekil 4.58'de farklı sıcaklıklarda elde edilen engel yüksekliğinin idealite faktörüne göre değişimi verilmiştir.

Şekil 4.51 ve Şekil 4.59'da Cheung fonksiyonları kullanılarak elde edilen seri direnç değerlerinin matematiksel ortalamasının sıcaklıkla değişimi verilmiştir. Sıcaklığın azalması ile seri direncin artması, seri direncin idealite faktörü ile aynı parametrelere bağlı olması ya da düşük sıcaklıklarda serbest yük taşıyıcı yoğunluğunun az olması ile açıklanmıştır. Sıcaklığın artması ile serbest yük taşıyıcı yoğunluğu arttığı için seri direnç azalmıştır (Karataş *et al.* 2007; Sağlam *et al.* 2010). Ayrıca, sıcaklığın artması ile yarıiletkenlerdeki genleşmeden dolayı yasak enerji aralığı azalmakta ve sıcaklıkla taşıyıcıların enerjisi arttığı için iletkenlik bandındaki taşıyıcı sayısı artacak ve buna bağlı olarak seri direnç azalacaktır. Şekil 4.52 ve Şekil 4.60'da ise düz beslem I - V karakteristiklerinden elde edilen arayüzey hal yoğunluğunun (N_{ss}) (4.12) ifadesi ile verilen arayüzey hal enerjisine (E_c-E_{ss}) karşı oda sıcaklığındaki değişimi verilmiştir. Şekil 4.52 ve Şekil 4.60'dan görüldüğü gibi, band aralığının ortasından iletkenlik bandının tabanına doğru arayüzey hal yoğunluğundaki exponansiyel bir artış açık olarak görülmektedir (Sağlam *et al.* 2008; Sağlam *et al.* 2010). Ayrıca Şekil 4.52'den oda sıcaklığında arayüzey hal yoğunluğunun ($E_c-0,72$) eV ve ($E_c-0,52$) eV konumlarında sırasıyla $7,86 \times 10^{17} \text{ eV}^{-1} \text{ m}^{-2}$ ve $3,26 \times 10^{18} \text{ eV}^{-1} \text{ m}^{-2}$ aralığında ve Şekil 4.60'dan ise oda sıcaklığında arayüzey hal yoğunluğunun ($E_c-0,72$) eV ve ($E_c-0,51$) eV konumlarında sırasıyla $1,15 \times 10^{18} \text{ eV}^{-1} \text{ m}^{-2}$ ve $2,08 \times 10^{18} \text{ eV}^{-1} \text{ m}^{-2}$ aralığında değiştiği belirlenmiştir.

5.6. Elemental Analiz Ölçülerinin Değerlendirilmesi

SILAR tekniği ile büyütülen ZnO ve CdO ince filmlerinin ve arayüzey tabakalarının elemental analizleri için filmlerin EDAX ölçüleri alınmıştır. Şekil 4.61 ve Şekil 4.62'de sırası ile cam taban malzemesi üzerine büyütülen ZnO ve CdO ince filmlerinin, Şekil 4.63 ve Şekil 4.64'te ise sırası ile n-tipi Si üzerine büyütülen ZnO ve CdO arayüzey tabakalarının EDAX ölçüleri verilmiştir. Bu şekillerden görüldüğü gibi, C elementine ait pik ölçüm sisteminden ve Cl elementine ait pik ise büyütme işleminde kullanılan CdCl_2 çözeltisinden kaynaklandığı düşünülmektedir. Si elementine ait pikin görülmesinin nedeni ise büyütme işleminde kullanılan n-tipi Si kristalidir. Zn, Cd ve O elementlerinin piklerinin varlığı ZnO ve CdO ince filmlerinin oluştuğunu göstermektedir.

Yapılan alışmalar sonucunda, son yıllarda optoelektronik ve fotovoltaiik güneş pilleri alanlarında önemi giderek artan geçirgen iletken oksit malzemelerden (TCO) olan ZnO ve CdO ince filmleri ve arayüzey tabakaları vakum gerektirmeyen, geniş yüzeylere film büyütme imkanı sunan, uygulanabilirliği ve kontrol edilebilen parametreleri açısından ucuz ve basit olması nedeniyle SILAR tekniği ile cam ve omik kontağı hazırlanmış n-tipi Si kristali üzerine başarılı bir şekilde bytlebileceği belirlenmiştir. Sandviç yapılarla ilgili elde edilen veriler dikkate alınarak, ZnO ve CdO arayüzey tabaklarının sandviç devre elemanı yapımında kullanılabilecekleri söylenebilir. Bundan sonraki çalışmalarda SILAR tekniği kullanılarak geçirgen iletken oksit ince filmlerin büyütülmesine devam edilecek ve bu ince filmlerin yapısına farklı oranlarda uygun elementler ekleyerek doping konsantrasyonunun etkisi araştırılarak bu elementlerle elde edilebilecek n-tipi ve p-tipi tabakalarla verimli heteroeklem yapıların üretilmesine çalışılacaktır.

KAYNAKLAR

- Auret, F. D., Nel, J.M., Hayes, M., Wu, L., Wesch, W., Wendler, E., 2005. Electrical characterizasyon of growth-induced defects in bulk grown ZnO. *Phys. Status Solidi. C* 1, p. 674.
- Aydoğan, Ş., Çınar, K., Asıl, H., Coşkun, C., Türüt, A., 2009. Electrical characterizasyon of Au/n-ZnO Schottky contacts on n-Si. *Journal of Alloys and Compounds*, 476, 913-918.
- Bardeen, J., 1947. Surface States and Rectification at a Metal-Semiconductor Contact. *Phys. Rev.*, 71, 717.
- Barrett, C. S. and Massalski, T. B., 1980. *Structure of Metals*. Oxford: Pergamon, p. 204.
- Bethe, H. A., 1942. Theory of the Boundary Layer of Crystal Rectifiers. MIT. Radiation Lab. Rep., 43, 12.
- Bhosale, C. H., Kambale, A.V., Kokate, A.V., Rajpure, K. Y., 2005. Structural, Optical and Electrical Properties of Chemically Sprayed CdO Thin Films. *Materials Science and Engineering B*, 122, 67-71.
- Biber, M., 2003. Low-temperature current-voltage characteristics of MIS Cu/n-GaAs and inhomogeneous Cu/n-GaAs Schottky diodes, *Physica B*, 325, 138-148.
- Braun, F., 1874. On the current conduction through metal sulphides (in German), *Ann. Phys. Chem.*, 153, 556.
- Brillson, L. J., 1982. The structure and properties of metal-semiconductor interfaces. *Surface Science Reports*, 2, 123.
- Brillson, L., Brucker, C., Katnani, A., Stoffel, N., Daniels, R. and Margaritondo, G., 1982. *Physics and Chemistry of Semiconductor Interfaces Conference*, Asilomar, Calif.
- Brillson, L. J., 1993. *Contacts To Semiconductors*, Noyes Publications, New Jersey.
- Caferov, T., 1998. Yarıiletken Fiziği-1. Y.T.Ü. Basım-Yayın Merkezi, Sayı: YTÜ.FE.DK.-98.0365.
- Caglar, M., Yakuphanoglu, F., 2009. Fabrication and electrical characterization of flower-like CdO/p-Si heterojunction diode. *Journal of Physics D: Applied Physics*, 42 (4), p.045102.
- Callister, W. D., 1997. *Materials science and engineering-an introduction*. New York: John Wiley and Sons.
- Carballeda-Galicia, D. M., Castanedo-Perez, R., Jimenezsandoval, O., Torres-Delgado, G., and Zuniga-Romero, C. I., 2000. High Transmittance CdO Thin Films Obtained by the Sol-gel Method. *Thin Solid Films*, 371,105-108.
- Cheung, S. K., Cheung, N. W. 1986. Extraction of Schottky diode parameters from forward current-voltage charecteristics. *Appl. Phys. Lett.*, 49 (2), 85.
- Chopra, K., Kaur, I., 1983. *Thin Film Device Applications*, Plenum Pres, New York, 244.
- Cruz-Gandarilla, F., Morales-Acevedo, A., Vigil, O., Hesiquio-Garduno, M., Vaillant, L., Contreras-Puente, G., 2003. Micro-Structural Characterization of Annealed Cadmium-Zinc Oxide Thin Films Obtained by Spray Pyrolysis. *Materials Chemistry and Physics*, 78, 840-846.
- Cullity, B. D., Stock, S. R., 2001. *Elements of X-Ray Diffraction*. Third Ed. Prentice-Hall, New York.

- Çetinörgü, E., Goldsmith, S., Boxman, R. L., 2007. The effect of annealing on filtered vacuum arc deposited ZnO thin films. *Surface & Coatings Technology*, 201, 7266-7272.
- Dakhel, A. A., 2009. Nanocrystalline Pr-doped ZnO insulator for metal-insulator-Si Schottky diodes. *Journal of Crystal Growth*, 311, 4183-4187.
- Dhawale, D. S., More, A. M., Lathe, S. S., Rajpure, K. Y., Lokhande, C. D., 2008. Room Temperature Synthesis and Characterization of CdO Nanowires by Chemical Bath Deposition (CBD) Method. *Applied Surface Science*, 254, 3269-3273.
- Ferro, R. and Rodriguez, J. A., 1999. Some physical properties of F-doped CdO thin films deposited by spray pyrolysis. *Thin Solid Films*, 347, 295-298.
- Ferro, R., Rodriguez, J. A., Vigil, O., and Morales-Acevedo, A., 2001. Chemical composition and electrical conduction mechanism for CdO:F thin films deposited by spray pyrolysis. *Materials Science and Engineering B*, 87, 83-86.
- Freeouf, J. L., Jackson, T. N., Laux, S. E. and Woodall, J. M., 1982. Effective barrier heights of mixed phase contacts: Size effects, *Appl. Phys. Lett.* 40, 634.
- Gao, X. D., Li, X. M., Yu, W. D., 2004. Synthesis and optical properties of ZnO nanocluster porous films deposited by modified SILAR method. *Applied Surface Science*, 229, 275-281.
- Gao, X. D., Li, X. M., Yu, W. D., 2004. Preparation, structure and ultraviolet photoluminescence of ZnO films by a novel chemical method. *Journal of Solid State Chemistry*, 177, 3830-3834.
- Ghosh, A., Deshpande, N. G., Gudage, Y. G., Joshi, R. A., Sagade, A. A., Phase, D. M., Sharma, R., 2009. Effect of annealing on structural and optical properties of zinc oxide thin film deposited by successive ionic layer adsorption and reaction technique. *Journal of Alloys and Compounds*, 469, 56-60.
- Gujar. T. P., Shinde, V. R., Kim, W. Y., Jung, K. D., Lokhande, C. D., Joo, O., 2008. Formation of CdO films from chemically deposited Cd(OH)₂ films as a precursors. *Applied Surface Science* 254, 3813-3818.
- Gür, E., 2007. Çinko oksit yarıiletkeninin yapısal, optic ve elektriksel karakterizasyon teknikleriyle incelenmesi. Doktora Tezi. Atatürk Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Erzurum.
- Ilcan, S., Caglar, Y., Caglar, M., Kundakci, M., Ates, A., 2009. Photovoltaic solar cell properties of Cd_xZn_{1-x}O films prepared by sol-gel method. *International Journal of Hydrogen Energy*, 34, 5201-5207.
- Ismail, R. A., Abdulrazaq, O. A., 2007. A new route for fabricating CdO/c-Si heterojunction solar cells. *Solar Energy Materials & Solar Cells*, 91, 903-907.
- Jimenez-Gonzalez, A. E., 1997. Modification of ZnO thin films by Ni, Cu and Cd Doping. *Journal of Solid State Chemistry*, 128, 176-180.
- Karataş, Ş., Altındal, Ş., Türüt, A., Çakar, M., 2007. Electrical transport characteristics of Sn/p-Si schottky contacts revealed from *I-V-T* and *C-V-T* measurements. *Physica B*, 392, 43-50.
- Kim, S., Kim, H., Seong, T., 2005. Electrical characteristic of Pt Schottky contacts on sulfide-treated n-type ZnO. *Applied Physics Letters*, 86, 022101.
- Kittel, C., 1986. *Introduction to Solid State Physics*. John Wiley & Sons, Inc., USA.

- Kobayashi, A., Sankey, O.F., Voltz, S.M. and Dow, J.D. 1983a. Deep energy levels Defects in the wurtzite semiconductors AlN, CdS, CdSe, ZnS and ZnO. *Physical Review B*, 28(2), 945-956.
- Kose, S., Atay, F., Bilgin, V., Akyüz, I., 2009. In doped CdO films: Electrical, optical, structural and surface properties. *International Journal of Hydrogen Energy*, 34, 5260-5266.
- Leon-Gutierrez, L. R., Cayente-Romero, J. J., Peza-Tapia, J. M., Barrera-Calva, E., Martinez-Flores, J. C., Ortegálopez, M., 2006. Some Physical Properties of Sn-Doped CdO Thin Films Prepared by Chemical Bath Deposition. *Materials Letters*, 60, 3866-3870.
- Li, X., Gessert, T., Dehart, C., Barnes, T., Moutinho, H., Yan, Y., Young, D., Young, M., Perkins, J. and Coutts, T., 2001. A comparison of composite transparent conducting oxides based on the binary compounds CdO and SnO₂, Conference paper, To be presented at the NCPV Program Review Meeting Lakewood, Colorado, USA.
- Liang, S., Sheng, H., Liu, Y., Huo, Z., Lui, Y. and Shen, H., 2001. ZnO Schottky ultraviolet photodetectors. *J. Cryst. Growth*, 225, 110-113.
- Lindroos, S., Kanninen, T., Leskela, M., 1997. Growth of ZnS thin films by the SILAR method on polyester substrates. *Materials Research Bulletin*, 32, No.12, 1631-1636.
- Lokhande, B. J., Uplane, M. D., 2001. Effect of deposition temperature on spray deposited cadmium oxide films. *Materials Research Bulletin*, 36, 439-447.
- Look, D. C., Reynolds, D. C., Hemsky, J. W., Jones, R. L. and Sizelove, J. R., 1999. Production and annealing of electron irradiation damage in ZnO. *Applied Physics Letter*, 75(6), 811-813.
- Look, D. C., 2001. Recent advances in ZnO materials and devices. *Materials Science and Engineering*, B80, 383-387.
- Ma, D. ve Ye, Z. ve Wang, L., 2003. Deposition and characteristics of CdO films with absolutely (200)-preferred orientation. *Materials Letters*, 58, 128-131.
- Mead, C. A., 1965. Surface barriers on ZnSe and ZnO. *Phys. Lett.* 18, 218.
- McCluskey, M. D. and Jokela, S. J., 2009. Defects in ZnO. *Journal of Applied Physics*, 106, 071101.
- Mott, N. F., 1938. Note On The Contact Between A Metal and An Insulator or Semiconductor, *Proc. Cambridge Philos. Soc.*, 34, 568.
- Nag, B. R., 1980. *Electron Transport in Compound Semiconductors*. Springer Verlag, Germany.
- Neamen, D. A., 1992. *Semiconductors Physics and Devices*, R. R. Donnelley & Sons Company, Sydney.
- Neville, R. C. and Mead, C. A., 1970. Surface Barriers on Zinc Oxide. *J. Appl. Phys.*, 41, 3795-3800.
- Nicolau, Y. F., and Menard J. C., 1988. Solution growth of ZnS, CdS and Zn_{1-x}Cd_xS thin films by the successive ionic-layer adsorption and reaction process; growth mechanism. *Journal of Crystal Growth*, 92, 128-142.
- Norde, H. A. 1979. Modified forward I-V plot for Schottky diodes with high series resistance. *J. Appl. Phys.*, 50, 5052-5054.
- Ohdomari, I. and Tu, K. N., 1980. Parallel Silicide Contacts., *J. Appl. Phys.* 51, 3735.

- Osvald, J., 1999. Numerical study of electrical transport in inhomogeneous Schottky diodes. *J. Appl. Phys.*, 85(3), 1935.
- Padovani, F. A., Sumner, G. G., 1965. Experimental Study of Gold-Gallium Arsenide Schottky Barriers. *J. Appl. Phys.*, 36, 3744.
- Pathan, H. M., Lokhande, C. D., 2004. Deposition of metal chalconide thin films by successive ionic layer adsorption and reaction (SILAR) method. *Bull. Mater. Sci.*, 27(2), 85-111.
- Pickard, G. W., 1906. US patent no.836531.
- Pierce, G. W., 1907. Understanding Metal and Semiconductor Structures, *Phys. Rev.* 25, 31.
- Polyakov, A. Y., Smirnov, N. B., Kozhukhova, E. A., Vdovin, V. I., Ip, K., Heo, Y. W., Norton, D.P. and Pearton, S.J., 2003. Electrical characteristics of Au and Ag Schottky contacts on n-ZnO. *Appl. Phys. Lett.*, 83, 1575-1577.
- Rhoderick, E. H., and Williams, R. H., 1988. *Metal-Semiconductor Contacts*. 2nd ed. Clarendon, Oxford.
- Ristov, M., Sinadinovski, Gj., Grozdanov, I., 1985. Chemical deposition of Cu₂O thin films. *Thin Solid Films*, 123, 63-67.
- Rodriguez J., Maldonado A., Delgado G., Perez R., Olvera L., 2006. Influence of the molar concentration and substrate temperature on fluorine-doped zinc oxide films chemically sprayed. *Materials Letters* 60, 1594–1598.
- Ryu, Y. R., Zhu, S., Look, D. C., Wrobel, J. M., Jeong, H. M., White, H. W., 2000. Synthesis of p-type ZnO films. *Journal of Crystal Growth*, 216, 330-316.
- Ryu, Y. R., Kim, W. J., White, H. W., 2000. Fabrication of homostructural ZnO p-n junctions. *Journal of Crystal Growth*, 219, 419-422.
- Ryu, Y. R., Zhu, S., Budai, J. D., Chandrasekhar, H. R., Miceli, P. F., White, H. W., 2000. Optical and Structural properties of ZnO films deposited on GaAs by pulsed laser deposition. *Journal of Applied Physics*, 88(1), 201-204.
- Sağlam, M., 1991. Yüksek Lisans Tezi, Atatürk Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Erzurum.
- Sağlam, M., Ateş, A., Güzelidir, B., Yıldırım, M. A., Astam, A., 2008. Calculation from the current-voltage and capacitance-voltage measurements of characteristics parameter of Cd/CdS/n-Si/Au-Sb structure with CdS interface layer grown on n-Si substrate by SILAR method. *Microelectronic Engineering*, 85, 1831-1835.
- Sağlam, M., Ateş, A., Yıldırım, M. A., Güzelidir, B., Astam, A., 2010. Temperature dependent current-voltage characteristics of the Cd/CdO/n-Si/Au-Sb structure. *Current Applied Physics*, 10, 513-520.
- Sah, C., Noyce, R. N., Shockley, W., 1957. Carrier generation and recombination in p-n junction and p-n junction characteristics. *Proc. Inst. Radio Eng.*, 45, 1228.
- Salunkhe, R. R., Lokhande, C. D., 2008. Effect of film thickness on liquefied petroleum gas (LPG) sensing properties of SILAR deposited CdO thin films. *Sensors and Actuators B*, 129, 345-351.
- Salunkhe, R. R., Shinde, V. R., Lokhande, C. D., 2008. Liquefied petroleum gas (LPG) sensing properties of nanocrystalline CdO thin films prepared by chemical route: Effect of molarities of precursor solution. *Sensors and Actuators B: Chemical*, 133, 296-301.

- Salunkhe, R. R., Dhawale, D. S., Gujar, T. P., Lokhande, C. D., 2009. Structural, electrical and optical studies of SILAR deposited cadmium oxide thin films: Annealing effect. *Materials Research Bulletin*, 44, 364-368.
- Santana, G., Morales-Acevedo, A., Vigil, O., Vaillant, L., Cruz, F., and Contreras-Puente, G., 2000. Structural and Optical Properties of $(\text{ZnO})_x(\text{CdO})_{1-x}$ Thin Films Obtained by Spray Pyrolysis. *Thin Solid Films*, 373, 235-238.
- Santos-Cruz, J., Torres-Delgado, G., Castanedo-Perez, R., Jimenez-Sandoval, S., Jimenez-Sandoval, O., Zunigaromero, C. I., Marquez Marin, J., Zelaya-Angel, O., 2005. Dependence of Electrical and Optical Properties of Sol-Gel Prepared Undoped Cadmium Oxide Thin Films on Annealing Temperature. *Thin Solid Films*, 493, 83-87.
- Schottky, W., 1938. The development of silicon crystal rectifiers for microwave radar receivers, *Z. Phys.*, 113, 367-414.
- Sheng, H., Muthukumar, S., Emanetoğlu, N. W. and Lu, Y., 2002. Schottky diode with Ag on (1120) epitaxial ZnO film. *Appl. Phys. Lett.*, 80 2132-2134.
- Shinde, V. R., Lokhande, C. D., Mane, R. S., Han, S., 2005. Hydrophobic and textured ZnO films deposited by chemical bath deposition: annealing effect. *Applied Surface Science*, 245, 407-413.
- Shinde, V. R., Gujar, T. P., Lokhande, C. D., Mane, R. S., Han, S., 2007. Development of morphological dependent chemically deposited nanocrystalline ZnO films for liquefied petroleum gas (LPG) sensor. *Sensors and Actuators B*, 123, 882-887.
- Shockley, W., Read, W. T., 1950. Statistics of the Recombinations of Holes and Electrons, *Phys. Rev.*, 87, 835.
- Smith, W. F., 1990. *Principles of Materials Science and Engineering*, McGraww-Hill, Inc, USA.
- Sze, S. M., 1969. *Physics of Semiconductor Devices*. John Wiley and Sons, New York.
- Tung, R. T., 2001. Recent advances in Schottky barrier concepts. *Material Science and Engineering R*, 35, 1.
- Tuy, T. O. and Mojzes, I., 1990. Theoretical explanation of the control of the Schottky barrier height using an ultrathin interface metal layer, *Appl. Phys. Lett.*, 56, 652.
- Türüt, A., Sağlam, M., Efeoğlu, H., Yalcın, N., Yıldırım, M., Abay, B., 1995. Interpreting the nonideal reverse bias C-V characteristics and importance of the dependence of Schottky barrier height on applied voltage. *Physica B*, 205, 41-50.
- Tüzemen, S., Xiong, G., Wilkinson, J., Mischuck, B., Uçer, K. B. and Williams, R. T., 2001. Production and properties of p-n junctions in reactively sputtered ZnO. *Physica B*, 308-310, 1197-1200.
- Tüzemen, S., Doğan, S., Ateş, A., Yıldırım, M., Xiong, G., Wilkinson, J. and Williams, R. T., 2003. Convertibility of conductivity type in reactively sputtered ZnO thin films. *Phys. Stat. Sol. (a)*, 195 (1), 165-170.
- Van de Walle, C. G., 2001. Defects analysis and engineering in ZnO. *Physica B*, 308-310, 899-903.
- Vargas-Hernandez, C., Jimenez-Garcia, F. N., Jurado, J. F., Henao Granada, V., 2008. Comparison of ZnO thin films deposited by three different SILAR processes. *Microelectronics Journal*, 39, 1349-1350.

- Wang, Q., Wang G., Jie J., Han X., Xu Bo., Hou J. G., 2005. Annealing effect on optical properties of ZnO films fabricated by cathodic electrodeposition. *Thin Solid Films*, 492, 61-65.
- Wasa, K. and Hayakawa, S. 1992. *Handbook of Sputtering Deposition Technology*, Noyes Publication.
- Weichsel, C., Pagni, O., Wyk van, E., Leitch, A. W. R., 2006. Temperature dependent capacitance studies of palladium/zinc oxide Schottky diodes. *Superlattices and Microstructures*, 39, 1-7.
- Werner, J. H. and Gütter, H. H., 1991. Barrier inhomogeneities at Schottky contacts, *J. Appl. Phys.* 69, (3), 1522-1532.
- Wilmsen C. W ., 1985. *Physics and Chemistry of III-V Compound Semiconductor Interfaces*. Plenum Press, New York, p 77.
- Yıldırım, M. A., Ateş, A., 2009. Structural, optical and electrical properties of CdO/Cd(OH)₂ thin films grown by the SILAR method. *Sensors and Actuators A: Physical*, 155, 272-277.
- Yıldırım, M. A., Ateş, A., 2010. Influence of films thickness and structure on the photo-response of ZnO films. *Optics Communications*, 283, 1370-1377.
- Young, S. J., Ji, L. W., Chang, S. J., Su, Y. K., 2006. ZnO metal-semiconductor-metal ultraviolet sensors with various contact electrodes. *Journal of Crystal Growth*, 293, 43-47.
- Young, S. J., Ji, L. W., Chang, S. J., Liang, S. H., Lam, K. T., Fang, T. H., Chen, K. J., Du, X. L., Xue, Q. K., 2008. ZnO-based MIS photodetectors. *Sensors and Actuators A*, 141, 225-229.
- Yu, A. Y. C., Snow, E. H., 1968. Surface Effects on Metal-Silicon Contacts, *J. Appl. Phys.*, 39, 3008.
- Zhang, S. B., Wei, S. H., Zunger, A., 2001. Intrinsic n-type versus p-type doping asymmetry and the defect physics of ZnO. *Physical Review B*, 63(7), (075205-1)-0752057.
- Ziel, A., 1968. *Solid State Physical Electronics*, Prentice-Hall International Inc., Minnesota, 108-144.
- Zor, M., 1982. Spray-Pyrolysis ile elde edilen AgInS₂ bileşiğinin bazı fiziksel özellikleri. Doçentlik Tezi, Hacettepe Üniversitesi, Ankara.

ÖZGEÇMİŞ

1980 yılında Erzurum'un İspir ilçesinde doğan M. Ali YILDIRIM, ilk ve orta öğrenimini İspir'de, lise öğrenimini Erzurum'da tamamladı. 1998 yılında Atatürk Üniversitesi Fen-Edebiyat Fakültesi Fizik Bölümü'nü kazandı ve 2002 yılında aynı bölümden mezun oldu. 2002 yılında Atatürk Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Fizik Anabilim Dalı'nda yüksek lisansa başladı. Yüksek lisansını Katı Hal Fiziği Bilim Dalı'nda 2005 yılında tamamladı ve aynı yıl doktora öğrenimine başladı. 2005 yılında Atatürk Üniversitesi Erzincan Eğitim Fakültesi İlköğretim Bölümü Fen Bilgisi Öğretmenliği Anabilim Dalı'nda araştırma görevlisi olarak göreve başladı. 2006 yılından bu yana Erzincan Üniversitesi Eğitim Fakültesi İlköğretim Bölümü Fen Bilgisi Öğretmenliği Anabilim Dalı'nda araştırma görevlisi olarak çalışmaktadır.