T.C.
ERCİYES ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ
ENERJİ SİSTEMLERİ MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

ISIL VE KRİYOJENİK ALTLIK TEKNİKLERİ İLE n-CdS/AuNPs/p-CdTe PLAZMONİK GÜNEŞ PİLLERİNİN ÜRETİLMESİ VE İNCELENMESİ

Hazırlayan
Melih MANIR

Danışman
Prof. Dr. Gamze GENÇ
Prof. Dr. Vagif NEVRUZOĞLU

Doktora Tezi

Temmuz 2025
KAYSERİ

T.C.
ERCİYES ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ
ENERJİ SİSTEMLERİ MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

ISIL VE KRİYOJENİK ALTLIK TEKNİKLERİ İLE n-CdS/AuNPs/p-CdTe PLAZMONİK GÜNEŞ PİLLERİNİN ÜRETİLMESİ VE İNCELENMESİ

(Doktora Tezi)

Hazırlayan
Melih MANIR

Danışman
Prof. Dr. Gamze GENÇ
Prof. Dr. Vagif NEVRUZOĞLU

Bu çalışma, Erciyes Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Birimi tarafından FDK-2022-12367 kodlu projesi, ayrıca TÜBİTAK, 2211-C Yurtiçi Öncelikli Alanlar Doktora Bursu ve 2214-A Yurt Dışı Doktora Sırası Araştırma Bursu ile desteklenmiştir.

Temmuz 2025
KAYSERİ

BİLİMSEL ETİĞE UYGUNLUK

Bu çalışmadaki tüm bilgilerin, akademik ve etik kurallara uygun bir şekilde elde edildiğini beyan ederim. Aynı zamanda bu kural ve davranışların gerektirdiği gibi, bu çalışmanın özünde olmayan tüm materyal ve sonuçları tam olarak aktardığımı ve referans gösterdiğimi belirtirim.

Melih Manır

İmza

“Isıl ve Kriyojenik Altlık Teknikleri ile n-CdS/AuNPs/p-CdTe Plazmonik Güneş Pillerinin Üretilmesi ve İncelenmesi” adlı Doktora tezi, Erciyes Üniversitesi Lisansüstü Tez Önerisi ve Tez Yazma Yönergesi’ ne uygun olarak hazırlanmıştır.

Hazırlayan

Melih MANIR

İmza

1.Danışman

Prof. Dr. Gamze GENÇ

İmza

2.Danışman

Prof. Dr. Vagif NEVRUZOĞLU

İmza

Enerji Sistemleri Mühendisliği ABD Başkanı

Prof. Dr. Gamze GENÇ

İmza

TEŞEKKÜR

Doktora tez çalışmam kapsamında, beni yönlendiren, deneysel, teorik aşamalarda elinden gelen yardımı esirgemeyen ve her türlü fedakârlığı sağlayan, danışman hocam Prof. Dr. Gamze GENÇ'e ve bilgi birikimi ile çalışmalarıma her zaman destek olan ikinci danışmanım Prof. Dr. Vagif NEVRUZOĞLU'na çok teşekkür ederim. Tez izleme komitemde bulunan ve tez çalışmamda beni yönlendiren Prof. Dr. Nesrin KAYATAŞ DEMİR, Doç. Dr. Gülşah ELDEN'e ve deneysel çalışmalarımda daima destek olan Prof. Dr. Murat TOMAKİN'e teşekkür ederim. Ayrıca bu tez çalışmasında bana destek olan Doç. Dr. Mehmet Gökhan ŞENSOY, Dr. Öğr. Üyesi Arif Engin ÇETİN ve Danimarka Aalborg Üniversitesi, Enerji Bölümü Öğretim üyeleri Prof. Dr. Frede BLAABJERG ve Dr. Öğr. Üyesi Shuai ZHAO'ya çok teşekkür ederim.

Benim bugünlere gelmemde sonsuz destekleri olan anneme, babama ve abime teşekkür ederim. Tez çalışmam süresince her zaman desteğini hissettiğim canım eşim Zehra MANIR'a ve canım kızım Aden Lina MANIR'a teşekkür ederim.

Bu tez çalışmasına destek veren Erciyes Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Birimi'ne (Proje No: FDK-2022-12367) ve TÜBİTAK, BİDEP'e "2211-C Yurtiçi Öncelikli Alanlar Doktora Burs Programı (Başvuru No: 1649B032303958), 2214-A Yurt Dışı Doktora Sırası Araştırma Burs Programı (Başvuru No: 1059B142300041) ve 2250-Lisansüstü Bursları Performans Programı (Başvuru No: 1229B502401065)" teşekkür ederim.

Melih MANIR

Temmuz 2025, KAYSERİ

ISIL VE KRİYOJENİK ALTLIK TEKNİKLERİ İLE n-CdS/AuNPs/p-CdTe PLAZMONİK GÜNEŞ PİLLERİNİN ÜRETİLMESİ VE İNCELENMESİ

Melih MANIR

Erciyes Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü
Doktora Tezi, Temmuz 2025
Danışman: Prof. Dr. Gamze GENÇ, Prof. Dr. Vagif NEVRUZOĞLU

ÖZET

Bu tez çalışmasında CdS ve CdTe temelinde yenilikçi teknolojik uygulamalarla plazmonik özellikli güneş pili üretimi amaçlanmıştır. Bu doğrultuda tez çalışması iki aşamadan oluşmaktadır. İlk aşamada güneş pilinin fotoaktif katmanı CdTe, optik pencere katmanı CdS, güneş piline plazmonik özellik kazandıracak Au nanoparçacıklar ve CdTe filmine omik kontak olarak kullanılan Cu/Au yapısının üretim rejimleri tespit edilmiştir. İlk olarak CdTe ve CdS ince filmler vakum ortamında (10^{-6} Torr) 100-573 K altlık sıcaklık aralıklarında ısıl ve kriyojenik teknikler ile üretilmiştir. Üretilen filmlerin Alan Emisyon Taramalı Elektron Mikroskobu (FESEM), X-Işını Kırınımı (XRD), Atomik Kuvvet Mikroskobu (AFM), Enerji Dağılım Spektroskopisi (EDS), optik geçirgenlik, fotolüminesans, özdirenç ve Hall ölçümleri gerçekleştirilmiştir. Analiz sonuçlarından güneş pili üretimi için 473 K (ısıl) ve 200 K (kriyojenik) altlık sıcaklığında üretilen filmlerin uygun özelliklere sahip olduğu tespit edilmiştir. Daha sonra Au ve Cu filmler kriyojenik teknik (100-300 K) kullanılarak üretilmiş ve karakteristik özellikleri incelenmiştir. Au nanoparçacıkların 230 K altlık sıcaklığında 25 saniye süre ile üretildiğinde 580 nm dalga boyunda etkili yüzey plazmon rezonans (SPR) olayı sergilediği görülmüştür. Çalışmanın ikinci aşamasında tespit edilen üretim rejimleri ile ITO/n-CdS/AuNPs/p-CdTe/Cu/Au güneş pilleri üretilmiştir. Üretilen güneş pillerinin karanlık ve aydınlık ortamda (100 mW/cm^2) I-V, C-V ve fotoakım ölçümleri gerçekleştirilmiştir. Au nanoparçacıkların etkisi ile güneş pillerinin verimliliğinde yaklaşık %30 oranında bir artış olduğu görülmüştür.

Anahtar Kelimeler: Nano Teknoloji, Kriyojenik Yöntem**,** Soliton Model, Yüzey Plazmon Rezonans, Güneş Pili

PRODUCTION AND INVESTIGATION OF n-CdS/AuNPs/p-CdTe PLASMONIC SOLAR CELLS BY THERMAL AND CRYOGENIC SUBSTRATE TECHNIQUES

Melih MANIR

Erciyes University, Graduate School of Natural and Applied Sciences
PhD Thesis, July 2025
Supervisor: Prof. Dr. Gamze GENÇ, Prof. Dr. Vagif NEVRUZOĞLU

ABSTRACT

This thesis study aims to produce plasmonic solar cells based on CdS and CdTe with innovative technological applications. In this direction, the thesis study consists of two stages. In the first stage, the production regimes of the photoactive layer of the solar cell, CdTe, the optical window layer, CdS, the Au nanoparticles that will provide plasmonic properties to the solar cell, and the Cu/Au structure used as ohmic contact to the CdTe film were determined. First, CdTe and CdS thin films were produced in vacuum environment (10^{-6} Torr) at 100-573 K substrate temperature ranges by thermal and cryogenic techniques. Field Emission Scanning Electron Microscopy (FESEM), X-Ray Diffraction (XRD), Atomic Force Microscopy (AFM), Energy Dispersive Spectroscopy (EDS), optical transmittance, photoluminescence, resistivity and Hall measurements of the produced films were performed. From the analysis results, it was determined that the films produced at 473 K (thermal) and 200 K (cryogenic) substrate temperatures for solar cell production had suitable properties. Then, Au and Cu films were produced using cryogenic technique (100-300 K) and their characteristic properties were examined. It was observed that Au nanoparticles exhibited effective surface plasmon resonance (SPR) event at 580 nm wavelength when produced at 230 K substrate temperature for 25 seconds. In the second stage of the study, ITO/n-CdS/AuNPs/p-CdTe/Cu/Au solar cells were produced with the production regimes determined. I-V, C-V and photocurrent measurements of the produced solar cells were carried out in dark and light environments (100 mW/cm^2). It was observed that there was an increase of approximately 30% in the efficiency of solar cells with the effect of Au nanoparticles.

Keywords: Nano Technology, Cryogenic Technique, Soliton Model, Surface Plasmon Resonance, Solar Cell

İÇİNDEKİLER

ISIL VE KRİYOJENİK ALTLIK TEKNİKLERİ İLE n-CdS/AuNPs/p-CdTe PLAZMONİK GÜNEŞ PİLLERİNİN ÜRETİLMESİ VE İNCELENMESİ

BİLİMSEL ETİĞE UYGUNLUK ii
YÖNERGEYE UYGUNLUK iii
KABUL VE ONAY iv
TEŞEKKÜR v
ÖZET vi
ABSTRACT vii
İÇİNDEKİLER viii
KISALTMALAR VE SİMGELER xi
TABLOLAR LİSTESİ xiii
ŞEKİLLER LİSTESİ xv
GİRİŞ 1

1. BÖLÜM

GENEL BİLGİLER

1.1. Güneş Pilleri 7
1.2. Yarıiletken Teknolojisi 8
1.2.1. Katkısız Yarıiletken 9
1.2.2. Katkılı Yarıiletken 10
1.2.3. pn Eklem 11
1.2.4. Heteroeklem 13
1.2.5. Eklem Kapasitansı 14
1.2.6. Omik Kontak 15
1.3. AIIBVI Bileşik Yarıiletkenler 18
1.3.1 CdTe Yarıiletken Malzemesi 19

1.3.2 CdS Yarıiletken Malzemesi 20
1.4. Au Nanoparçacıklar 21
1.5. Fotovoltaik Aygıtlar İçin Plazmonik Yapılar 21
1.6. Yarıiletkenlerin Elektriksel Analizleri 25
1.6.1. Hall Olayı 25
1.6.2. Van der Pauw Yöntemi 27
1.6.3. Sıcak Uç Yöntemi ile Yarıiletkenlerin İletkenlik Tipinin Belirlenmesi ..30
1.7. İnce Film Üretim Teknikleri 31
1.7.1 Fiziksel Buhar Biriktirme (PVD) 31
1.7.1.1. Vakum Termal Buharlaştırma Tekniği 32
1.7.1.2. Kriyojenik Altlık Etki Tekniği 33

2. BÖLÜM

LİTERATÜR TARAMASI

2.1. Literatürde CdS/CdTe Güneş Pilleri Üzerine Yapılan Çalışmalar 35
2.2. Literatürde Plazmonik Güneş Pilleri Üzerine Yapılan Çalışmalar 45
2.3. Tezin Özgün Değeri 53

3. BÖLÜM

İNCE FİLM GÜNEŞ PİLİ ÜRETİMİ VE KARAKTERİZASYONU

3.1. İnce Filmlerin Üretimi 55
3.1.1. Isıl Teknik ile Yarıiletken İnce Filmlerin Üretimi 55
3.1.2. Kriyojenik Teknik ile Yarıiletken İnce Filmlerin Üretimi 56
3.1.3. Kriyojenik Teknik ile Au İnce Filmlerin Üretimi 58
3.1.4. Kriyojenik Teknik ile Cu/Au İnce Filmlerin Üretimi 59
3.1.5. ITO/n-CdS/AuNPs/p-CdTe/Cu/Au Güneş Pillerinin Üretimi 59
3.2. İnce Filmlerin Karakterizasyonu 61
3.2.1. X-Işını Kırınım (XRD) Analizi 61
3.2.2. Alan Emisyonlu Taramalı Elektron Mikroskobu (FESEM) ve Enerji Dispersiv Spektrum (EDS) Analizi 63
3.2.3. Atomik Kuvvet Mikroskobu (AFM) Analizi 64
3.2.4. Optik Spektrofotometre Analizi 65

3.2.5. Fotolüminesans Spektroskopisi Analizi 67
3.2.6. Üretilen Yarıiletken Filmlerin Elektriksel Analizi 67
3.2.7. CdTe İnce Filmi Yoğunluk Fonksiyonel Teorisi (DFT) Hesaplamaları . 68
3.2.8. Güneş Pillerinin Performans Analizleri 68

4. BÖLÜM

ISIL VE KRİYOJENİK TEKNİKLER İLE ÜRETİLEN GÜNEŞ PİLLERİNİN ANALİZ SONUÇLARI

4.1. Üretilen CdTe Filmlerin Analiz Sonuçları..... 71
4.2. Üretilen CdS Yarıiletken Filmlerin Analiz Sonuçları 87
4.3. Üretilen Au Nanoparçacıkların Analiz Sonuçları..... 103
4.4. Üretilen Cu ve Cu/Au Filmlerinin Analiz Sonuçları..... 117
4.5. Üretilen ITO/n-CdS/AuNPs/p-CdTe/Cu/Au Güneş Pillerinin Analiz Sonuçları 123

5. BÖLÜM

SONUÇ ve ÖNERİLER

5.1. Sonuçlar 132
5.2. Öneriler 134

KAYNAKÇA 135

ÖZGEÇMİŞ..... 159

KISALTMALAR VE SİMGELER

A	Alan
Au	Altın
AFM	Atomik Kuvvet Mikroskobu
ARC	Yansıma Önleyici Kaplama
C	Kapasitans
Cu	Bakır
CdS	Kadmiyum Sülfür
CdTe	Kadmiyum Tellür
D	Parçacık Boyutu
Eg	Enerji Bant Aralığı
Ec	İletim Bandı Alt Enerji Seviyesi
Ev	Valans Bandı Üst Enerji Seviyesi
E_F	Fermi Enerji Seviyesi
EDS	Enerji Dağılımı Spektrometresi
FF	Doldurma Faktörü
f	Frekans
FESEM	Alan Emisyonlu Taramalı Elektron Mikroskobu
FWHM	Yarı Maksimumda Tam Genişlik
I_{SC}	Kısa Devre Akımı
I_{ph}	Fotoakım
k	Boltzmann Sabiti
LSPR	Lokalize Yüzey Plazmon Rezonansı
n	Diyot İdealite Faktörü
N_d	Donör (Verici) Yoğunluğu
N_a	Akseptör (Alıcı) Yoğunluğu
N_b	Safsızlık Yoğunluğu
NPs	Nanoparçacık
NIR	Yakın Kızılötesi
R	Direnç
SEM	Taramalı Elektron Mikroskobu

SPR	Yüzey Plazmon Rezonans
SPPs	Yüzey Plazmon Polaritonları
V_{OC}	Açık Devre Gerilimi
V_{bi}	Eklem Engel Potansiyeli
XRD	X-Işını Kırınımı
Φ_b	Bariyer Yüksekliği
ρ	Özdirenç
ε	Dielektrik Sabiti

TABLOLAR LİSTESİ

Tablo 1.1. AIIBVI grubu yarıiletkenlerin kristal yapıları 19
Tablo 2.1. Farklı Au/Cu kontaklı CdTe güneş pillerinin fotovoltaik parametreleri 37
Tablo 2.2. Farklı CdTe kalınlığına sahip güneş pilinin fotovoltaik parametreleri 42
Tablo 2.3. Güneş pili parametreleri 46
Tablo 2.4. Farklı biriktirme sürelerinde gömülü Ag NP'ler içeren güneş pillerinin temel özellikleri 51
Tablo 3.1. Güneş pili örneklerinin üretim rejimleri 61
Tablo 4.1. Farklı altlık sıcaklıklarında cam altlıklar yüzeyinde üretilen CdTe filmlerin X ışını kırınım spektrumlarından hesaplanan parametreler 74
Tablo 4.2. Farklı altlık sıcaklıklarında üretilen CdTe ince filmlerin enerji bant aralığı (Eg), taşıyıcı yoğunluğu (n) ve özdirenç (ρ) değerleri 85
Tablo 4.3. Farklı altlık sıcaklıklarında cam yüzeyinde üretilen CdS filmlerin X ışını kırınım spektrumlarından hesaplanan parametreler 89
Tablo 4.4. Farklı altlık sıcaklıklarında üretilen CdS ince filmlerin enerji bant aralığı (Eg), taşıyıcı yoğunluğu (n) ve özdirenç (ρ) değerleri 100
Tablo 4.5. Dekonvolüsyonlu fotolüminesans spektrumlarında yeşil emisyona göre diğer emisyonların alan değerleri 103
Tablo 4.6. Farklı altlık sıcaklıklarında cam yüzeyinde 25 s süre ile üretilen Au filmlerin X ışını kırınım spektrumlarından hesaplanan parametreler. 104
Tablo 4.7. 230 K altlık sıcaklığında üretilip farklı sıcaklıklarda tavlanan Au filmlerin X ışını kırınım spektrumlarından hesaplanan parametreler 104
Tablo 4.8. Cam altlıklar yüzeyinde farklı altlık sıcaklıklarında 25 s süre ile üretilen Au nanoparçacıkların parçacık boyutu ve boşluk yoğunluğu değerleri 110
Tablo 4.9. Cam altlıklar yüzeyinde 230 K altlık sıcaklığında 25 s süre ile üretilen ve farklı sıcaklıklarda tavlanan Au nanoparçacıkların parçacık boyutu ve boşluk yoğunluğu değerleri 110
Tablo 4.10. Cam altlıklar yüzeyinde farklı altlık sıcaklıklarında üretilen Cu nanoparçacıkların parçacık boyutu ve boşluk yoğunluğu değerleri 120
Tablo 4.11. Üretilen güneş pillerinin n, φ_b ve I_0 değerleri 126
Tablo 4.12. Üretilen güneş pillerinin fotovoltaik parametrelerinin değerleri 128

Tablo 4.13. Güneş pillerinin donör yoğunluğu (N_D) ve eklem engel potansiyeli (V_{bi}) değerleri 130

ŞEKİLLER LİSTESİ

Şekil 1.1. Güneş pillerinin çalışma prensibinin şematik gösterimi 7
Şekil 1.2. (a) Yalıtkan, (b) Yarıiletken ve (c) İletken malzemelere ait enerji band diyagramları 9
Şekil 1.3. Si kristalinin (a) T=0 K, (b) T>0 K'de atomlar arası bağlarının şematik gösterimi 10
Şekil 1.4. (a) Donör (arsenik) içeren n-tipi Si ve (b) Akseptör (bor) içeren p-tipi Si için şematik bağ gösterimleri 11
Şekil 1.5. pn eklem uzay yük bölgesi, elektrik alanı ve yük taşıyıcılara etki eden kuvvetler 12
Şekil 1.6. Termal dengedeki bir pn eklemin enerji band diyagramı 12
Şekil 1.7. (a) İki izole yarıiletkenin enerji bandı diyagramı, (b) Termal dengede ideal bir np heteroekleminin enerji band diyagramı 14
Şekil 1.8. (a) Ters besleme altında pn eklem, (b) Uygulanan beslemedeki değişiklik nedeniyle uzay yükü dağılımındaki değişiklik, (c) Elektrik alanı dağılımında karşılık gelen değişiklik 15
Şekil 1.9. Bir metal-n-tipi yarıiletken eklemi için $\Phi_m<\Phi_s$ olduğunda (a) kontak öncesi ve (b) kontak sonrası ideal enerji bandı diyagramı 16
Şekil 1.10. Metal-n-tipi yarıiletken omik kontağın ideal enerji bandı diyagramı (a) metale pozitif voltaj uygulandığında ve (b) yarıiletkene pozitif voltaj uygulandığında 17
Şekil 1.11. Bir metal-p-tipi yarıiletken kontağı için $\Phi_m>\Phi_s$ olduğunda (a) kontak öncesi ve (b) kontak sonrası ideal enerji bandı diyagramı 17
Şekil 1.12. CdTe kristal yapısı 20
Şekil 1.13. CdS kristal yapısının (a) hekzagonal (wurtzite) (b) Kübik (zinc blende) formu 21
Şekil 1.14. Ag, Au ve Cu nanoparçacıklar için yüzey plazmon soğurma bantları 23
Şekil 1.15. Dış elektromanyetik etkiye maruz bırakılan metalik nanoparçacığın sergilediği fiziksel sürecin şematik görünümü 24
Şekil 1.16. İnce film güneş pillerinde ışık hapsetmek için metalik plazmonik nanoyapıları kullanan üç yöntem 25

Şekil 1.17. Hall etkisini kullanarak taşıyıcı yoğunluğunu ölçmek için kullanılan sitemin şematik gösterimi 26
Şekil 1.18. Van der Pauw konfigürasyonu 27
Şekil 1.19. Van der Pauw direnç ölçüm tekniği uygulaması 28
Şekil 1.20. R_A ve R_B karakterizasyonun belirlenmesinde kullanılan Van der Pauw konfigürasyonu 29
Şekil 1.21. Sıcak uç yöntemiyle n-tipi ve p-tipi yarıiletkenin iletkenlik tipinin tespiti ..30
Şekil 1.22. İnce film üretim teknikleri 31
Şekil 1.23. Vakum termal buharlaştırma tekniğinin şematik görünümü 32
Şekil 1.24. Yapısal bölge modeline göre altlık sıcaklığına bağlı olarak film büyüme süreçlerinin şematik gösterimi 33
Şekil 2.1. Doğru besleme koşulu için n-CdS/p-CdTe heteroekleminin enerji band diyagramı 36
Şekil 2.2. Farklı CdTe kalınlıklarında üretilen güneş pillerinin akım yoğunluğu-gerilim grafiği 40
Şekil 2.3. (a) 300 K ve (b) 200 K altlık sıcaklığında büyütülen CdTe filmlerin SEM görüntüleri 43
Şekil 2.4. (a) 300 K ve (b) 200 K altlık sıcaklıklarında üretilen Ag filmlerin FESEM görüntüleri 45
Şekil 2.5. Pillai ve arkadaşları tarafından kullanılan silikon hücre yapıları (a) 1.25 μm aktif Si ve (b) wafer bazlı 300 μm düzlemsel Si hücresine sahip fotovoltaik aygıt 47
Şekil 2.6. Plazmonik etkili Si güneş pili modeli 47
Şekil 2.7. Ag ince film birikiminin ve nanoparçacık oluşumunun şematik gösterimi 48
Şekil 2.8. CdS/Ag/CdTe plazmonik güneş pili modeli 49
Şekil 2.9. Gömülü AgNPs içeren mc-Si güneş pillerinin harici kuantum verimliliği..... 50
Şekil 2.10. (a) CdS/CdTe güneş pili yapısı, (b) CdTe film üzerinde biriktirilen ortalama ~200 nm çapa sahip Au nanoparçacıkların SEM görüntüsü, (c) AM1.5 aydınlatma altında elde edilen farklı miktarlarda Au NP'lere sahip CdTe güneş pillerinin I-V grafikleri.... 52
Şekil 3.1. Isıl teknik aparatının şematik gösterimi 56
Şekil 3.2. (a) Kriyojenik teknik aparatının şematik gösterimi, (b) film üretiminde kullanılan cihaz 57
Şekil 3.3. Farklı altlık sıcaklıklarında üretilen (a)CdS ve (b)CdTe filmlerin görüntüsü...58
Şekil 3.4. Kriyojenik teknik ile film üretim aşamaları 59

Şekil 3.5. Plazmonik özellikli güneş pili üretim aşamaları 60
Şekil 3.6. (a) Tavlama işlemlerinin yapıldığı düzenek, (b) üretilen ITO/CdS/AuNPs/CdTe/Cu/Au güneş pili örneğinin görüntüsü 61
Şekil 3.7. Panalytical marka Empyrean model X-ışını difraktometresi 62
Şekil 3.8. Çalışmada kullanılan FESEM cihazı 64
Şekil 3.9. Çalışmada kullanılan AFM cihazı 65
Şekil 3.10. Çalışmada kullanılan SpektraMax M5 optik spektrofotometre cihazı 66
Şekil 3.11. Çalışmada fotolüminesans analizinde kullanılan Dongwoo Optron spektrofotometre cihazı 67
Şekil 3.12. Çalışmada kullanılan güneş simülatörü ve elektriksel ölçüm cihazı 70
Şekil 4.1. Cam altlık yüzeyinde farklı altlık sıcaklarında üretilen CdTe filmlerin XRD spektrumları 73
Şekil 4.2. Cam altlıklar yüzeyinde farklı altlık sıcaklarında üretilen CdTe ince filmlerin FESEM görüntüleri 75
Şekil 4.3. Cam altlıklar yüzeyinde farklı altlık sıcaklarında üretilen CdTe ince filmlerin kesit SEM görüntüleri 76
Şekil 4.4. Farklı altlık sıcaklıkları için CdTe filmlerin parçacık boyutları dağılımı 77
Şekil 4.5. CdTe ince filmlerin parçacık boyutu ve boşluk yoğunluğu değerlerinin altlık sıcaklığına bağlı değişimi 78
Şekil 4.6. Farklı altlık sıcaklıklarında cam altlıklar yüzeyinde üretilen CdTe filmlerinin EDS spektrumları 79
Şekil 4.7. (a) Farklı altlık sıcaklıklarında cam altlıklar yüzeyinde üretilen CdTe filmlerinin EDS analiz sonucu ve (b) kalınlık değerinin değişimi 80
Şekil 4.8. (a) Te kimyasal potansiyelinin bir fonksiyonu olarak yüzey Te ve Cd boşluklarını içeren CdTe (111)'in yüzey serbest enerji diyagramı ve (b) CdTe'ün en kararlı sonlanmalarının yan görünümleri 81
Şekil 4.9. Farklı altlık sıcaklıklarında cam altlıklar yüzeyinde üretilen CdTe ince filmlerin üç boyutlu (3B) AFM görüntüleri 82
Şekil 4.10. Cam altlıklar yüzeyinde üretilen CdTe ince filmlerin ortalama yüzey pürüzlülüğünün (Ra) altlık sıcaklığa göre değişimi 83
Şekil 4.11. Cam altlık yüzeyinde farklı altlık sıcaklarında üretilen CdTe ince filmlerin optik geçirgenliğinin dalga boyuna göre değişimi 84

Şekil 4.12. Cam altlık yüzeyinde farklı altlık sıcaklarında üretilen CdTe ince filmlerin hν'ye bağlı olarak $(\alpha h\nu)^2$'nin değişimi 84
Şekil 4.13. Farklı altlık sıcaklıklarında üretilen CdTe filmlerinin PL spektrumu 86
Şekil 4.14. Farklı altlık sıcaklıklarında cam altlıklar yüzeyinde üretilen CdS ince filmlerin XRD spektrumları 88
Şekil 4.15. Farklı altlık sıcaklıklarında cam altlıklar yüzeyinde üretilen CdS ince filmlerin FESEM görüntüleri 90
Şekil 4.16. Farklı altlık sıcaklıklarında cam altlıklar yüzeyinde üretilen CdS ince filmlerin kesit FESEM görüntüleri 91
Şekil 4.17. Farklı altlık sıcaklıkları için CdS filmlerin parçacık boyutları dağılımı 92
Şekil 4.18. CdS ince filmlerin parçacık boyutu ve boşluk yoğunluğu değerlerinin altlık sıcaklığına bağlı değişimi 93
Şekil 4.19. Farklı altlık sıcaklıklarında üretilen CdS filmlerinin EDS spektrumları 94
Şekil 4.20. (a) Farklı altlık sıcaklıklarında cam altlıklar yüzeyinde üretilen CdS filmlerinin EDS analiz sonucu ve (b) kalınlık değerinin değişimi 95
Şekil 4.21. Cam altlık yüzeyinde farklı altlık sıcaklarında üretilen CdS ince filmlerin 3B AFM görüntüleri 96
Şekil 4.22. Cam altlıklar yüzeyinde üretilen CdS ince filmlerin ortalama yüzey pürüzlülüğünün (Ra) altlık sıcaklığa göre değişimi 97
Şekil 4.23. Farklı altlık sıcaklıklarında cam altlıklar yüzeyinde üretilen CdS ince filmlerin optik geçirgenliğinin dalga boyuna göre değişimi 98
Şekil 4.24. Farklı altlık sıcaklıklarında cam altlıklar yüzeyinde üretilen CdS ince filmlerin hν'ye bağlı olarak $(\alpha h\nu)^2$'nin değişimi 99
Şekil 4.25. Farklı altlık sıcaklıklarında cam altlıklar yüzeyinde üretilen CdS ince filmlerin fotolüminesans spektrumları ve dekonvolüsyon grafiği 102
Şekil 4.26. (a) Farklı altlık sıcaklıklarında üretilen ve (b) farklı tavlama sıcaklıklarında işlem gören Au nanoparçacıkların XRD spektrumları 104
Şekil 4.27. Farklı altlık sıcaklıklarında cam altlıklar yüzeyinde 25 s süre ile üretilen Au nanoparçacıkların FESEM görüntüleri 107
Şekil 4.28. 230 K altlık sıcaklığında üretilip 573 K, 673 K ve 773 K'de tavlanan Au nanoparçacıkların FESEM görüntüleri 108
Şekil 4.29. Farklı altlık sıcaklıklarında cam altlıklar yüzeyinde 25 s süre ile üretilen Au nanoparçacıkların tane boyut dağılımı 109

Şekil 4.30. 230 K altlık sıcaklığında üretilip 573 K, 673 K ve 773 K'de tavlanan Au nanoparçacıkların tane boyut dağılımı 110
Şekil 4.31. Farklı altlık sıcaklıklarında cam altlıklar yüzeyinde 25 s süre ile üretilen Au nanoparçacıkların 3 boyutlu AFM görüntüleri 112
Şekil 4.32. 230 K altlık sıcaklığında üretilip 573 K, 673 K ve 773 K'de tavlanan Au nanoparçacıkların 3 boyutlu AFM görüntüleri 113
Şekil 4.33. Au nanoparçacıkların ortalama yüzey pürüzlülüğünün değişimi (a) altlık sıcaklığına göre (b) Tavlama sıcaklığına göre 113
Şekil 4.34. Farklı altlık sıcaklıklarında ve farklı sürelerde cam altlıklar yüzeyinde üretilen Au nanoparçacıkların optik geçirgenliklerinin değişimi 114
Şekil 4.35. 230 K altlık sıcaklığında 25 s süre ile üretilen ve farklı sıcaklıklarda tavlanan Au nanoparçacıkların optik geçirgenliğinin değişimi 115
Şekil 4.36. Au ince filmlerin FESEM görüntüleri (a) 230 K (b) 210 K (c) 100 K ve PL spektrumları (d) 230 K (e) 210 K ve (f) 100 K 117
Şekil 4.37. Farklı altlık sıcaklıklarında üretilen Cu filmlerin FESEM görüntüsü 118
Şekil 4.38. Farklı altlık sıcaklıklarında üretilen Cu filmlerin parçacık boyutları 119
Şekil 4.39. Farklı altlık sıcaklıklarında üretilen Cu nanoparçacıkların optik geçirgenliğinin değişimi 120
Şekil 4.40. Cu/Au yapısının FESEM görüntüsü 121
Şekil 4.41. Cu/Au yapısının tane boyutu dağılımı grafiği 121
Şekil 4.42. Cu/Au yapısına ait AFM görüntüleri 122
Şekil 4.43. Cu/Au yapısına ait optik geçirgenlik grafiği 122
Şekil 4.44. CdTe filmine omik kontak olarak kullanılan Cu/Au yapısının I-V grafiği.. 123
Şekil 4.45. ITO/CdS/Au yapısı XRD spektrumu 124
Şekil 4.46. (a) 200 K altlık sıcaklığında ve (b) 473 K altlık sıcaklığında üretilen CdS ince filmlerin yüzeyinde 230 K altlık sıcaklığında üretilen Au nanoparçacıklarının AFM görüntüsü 124
Şekil 4.47. Üretilen güneş pillerinin karanlık ortam I-V grafiği 125
Şekil 4.48. Üretilen güneş pillerinin yarı logaritmik I-V grafiği 126
Şekil 4.49. Üretilen güneş pillerinin aydınlık ortamdaki I-V grafiği 127
Şekil 4.50. Üretilen güneş pillerinin C-V grafiği 129
Şekil 4.51. Üretilen güneş pillerinin $1/C^2$-V grafiği 130
Şekil 4.52. Üretilen güneş pillerinin dalga boyuna bağlı fotoakım grafiği 131

GİRİŞ

Dünyada giderek artan enerji ihtiyacı ve çevre sorunları, fosil yakıtların sürdürülebilir bir çözüm olmadığını göstermektedir. Bu bağlamda, yenilenebilir enerji kaynakları büyük önem kazanmıştır. Özellikle güneş enerjisi temiz, sınırsız ve çevre dostu olması nedeniyle yenilenebilir enerji kaynakları içerisinde ön plana çıkmıştır. Ancak güneş pillerinin yaygın olarak kullanımını engelleyen en büyük sorun, yüksek maliyetlerdir. Öte yandan AIIBVI grubuna ait yarıiletken malzemelerin, düşük maliyetli olmalarına rağmen aygıt üretiminde yaygın olarak kullanılmadığı görülmektedir. Ayrıca üretilen güneş pillerinin verim değerleri, teorik verim değerleri ile örtüşmemektedir [1, 2]. Bu durumun başlıca nedeni söz konusu grup yarıiletkenlerin (CdTe, CdS ve CdSe gibi) bünyesinde, yüksek buhar basıncına sahip kimyasallar içermesidir [3, 4]. Günümüz üretim tekniklerine bakıldığında uygulamalar ağırlıklı olarak ısıl işlemler içermekte olup kristal yapıda çok sayıda kontrolsüz kusurların oluşumuna neden olmaktadır. Genellikle vakum buharlaştırma yöntemiyle üretilen CdS ve CdTe filmlerinin altlık sıcaklıkları sırasıyla 100-300°C ve 200-400°C arasında değişmektedir. Bu sıcaklıklarda kristal yapıda, kadmiyum arayerleri (Cd_i) ile kükürt ve tellür boşlukları (V_s, V_{Te}) oluşur [5]. Kontrolsüz şekilde oluşan bu kusurlar, filmlerin karakteristik özelliklerini olumsuz yönde etkiler. CdS/CdTe heteroeklemlerin ısıl yöntemlerle üretilmesindeki bir diğer olumsuzluk, sıcaklığın etkisi ile eklem bölgesinde kimyasal bileşenlerin karşılıklı difüzyonudur. Bu durum, $CdTe_{1-x}S_x$ gibi kontrolsüz fazların oluşmasına yol açar. Bu fazların oluşturduğu enerji seviyeleri, yasak enerji bandı içerisinde tuzak merkezi görevi görerek yük taşıyıcıların hareketini engeller. Muzafarov ve arkadaşları [6], 220°C altlık sıcaklığında üretilen CdS/CdTe yapısında geçit bölgesinde en az dört farklı $CdTe_{1-x}S_x$ katmanı oluştuğunu tespit etmişlerdir. Bu katmanlardan ikisinin ($CdTe_{0.68}S_{0.32}$ ve $CdTe_{0.79}S_{0.21}$), üretim yönteminden bağımsız olarak her durumda ortaya çıktığı gözlenmiştir. Bu fazlar, farklı kimyasal bileşim ve iletkenlik tipleri nedeniyle geçit bölgesinde yeni heteroeklemler oluşmasına neden olur; bu da cihazın elektriksel iletim mekanizmasını karmaşıklaştırır. Gagara ve arkadaşları [7], CdS/CdTe heteroeklemlerde geçit

bölgesindeki enerji durum yoğunluğunu azaltmayı hedeflemiştir. Bu amaçla geçit bölgesine farklı kalınlıklarda CdO katmanları yerleştirilmiş ve bu katmanların fotovoltaik performansa etkisi incelenmiştir. En iyi sonuç, 6-7 nm kalınlığındaki CdO katmanlarıyla elde edilmiş; kısa devre akımı (Isc) ve açık devre gerilimi (Voc) gibi parametrelerde yaklaşık %12'lik bir artış gözlenmiştir. Görüldüğü üzere güneş pillerinin maliyetinin düşürülmesinde en önemli hususun yeni üretim tekniklerinin araştırılması ve uygulanması olduğu anlaşılmaktadır.

Elektronik aygıtlar katmanlı bir yapı olup farklı görevler üstlenen çeşitli yarıiletken ve metalik malzemelerden oluşmaktadır. CdS/CdTe güneş pilinde optik pencere katmanı olarak CdS, fotoaktif katman olarak ise CdTe malzemeleri görev yapmaktadır [8-18]. Optik pencere katmanının iyi bir performans sergileyebilmesi için kalınlığının 100-150 nm aralığında olması ve kristal yapısında yeniden birleşim merkezlerinin az olması istenmektedir [19-21]. Bununla birlikte fotoaktif katman olarak tanımlanan CdTe malzemesinin yük taşıyıcıları etkili soğurulabilmesi için kalınlığının 2-5 μm arasında olması gerektiği çalışmalarda rapor edilmektedir [22, 23].

Bu tez çalışmasında incelenen güneş pilinde CdS ve CdTe yapılarına omik kontak olarak sırası ile indiyum kalay oksit (ITO) ve Cu/Au ikili yapısı uygulanmıştır. Cu/Au ikili yapısının omik kontak olarak kullanımının nedeni CdTe malzemesinin elektron akrabalık değerinin yüksek olmasından (4.4 eV) kaynaklanmıştır [24]. Chou vd. [5] tarafından yapılan çalışmada CdTe malzemesine omik kontak olarak 50 nm kalınlığında Cu/Au yapısı kullanılmıştır. Ayrıca bu kalınlığın 40 nm'si Au 10 nm'si Cu olduğunda etkili omik kontak özelliği sergilediği görülmüştür. Bu uygulamada elde edilen CdTe/Cu/Au yapısının temas bölgesinde çok ince bir metal yarıiletken geçit bölgesinin oluştuğu ve elektriksel iletimin enerji kaybetmeden tünelleme yolu ile gerçekleştiği tespit edilmiştir. Ghosh ve arkadaşları [25], CdTe katmanına Cu/Au ikili metalik yapı uygulayarak omik kontak sağlamış ve bu sayede hücre verimliliğinde %25–35 oranında artış elde edilmiştir. Bu yapı içinde çeşitli Cu_XO fazları oluşmuş ve en uygun faz seçilerek performans artırılmıştır. Bazner ve arkadaşları [26], Cu/Au yapısını (d_{Cu} = 10 nm, d_{Au} = 50 nm) vakum buharlaştırma yöntemiyle CdTe yüzeyine uygulayıp, 200°C'de 15 dakika boyunca hava ortamında tavlamışlardır. Bu işlem sonucunda, geçit bölgesinde oluşan düşük

bariyer yüksekliği sayesinde yük taşıyıcıların enerji kaybı yaşamadan tünelleme yoluyla geçiş yaptığı gözlemlenmiştir.

İnce film güneş pillerinde yansıma kayıpları, düşük soğurma katsayısı ve yetersiz aktif katman kalınlığı hücrelerin performansını olumsuz yönde etkilemektedir. Bu doğrultuda söz konusu ince film fotoaygıtlarda ışık hapsetme teknikleri kullanılarak (plazmonik özellikli nanoparçacıklar (NPs)) ışığın soğrulma özelliğinin ve aygıt veriminin arttırılması çalışmaları yapılmaktadır [27-31]. Bu yeni uygulamalarla birlikte hücrelere yansıma azaltıcı özellikler kazandırılmakta olup güneş ışınlarının aktif katman içerisinde uzun süre hapsedilmesi sağlanarak yüksek verimli ve düşük maliyetli güneş pillerinin üretilmesi gerçekleştirilmektedir [32-37]. Kristal yapı içerisinde hapsedilen ışık çok sayıda saçılma yaparak kristalde optik yol uzunluğunun artışına neden olmaktadır [30, 38]. Gerçekleşen bu optiksel süreç sayesinde, fotoaktif katmanın fiziksel kalınlığını arttırmadan ince filmlerde optik kalınlığın birkaç kat arttırılması mümkün olmaktadır [31, 39]. Literatür incelendiğinde yeni optiksel süreçlerin gelişimi için farklı modellerde aygıtlar tasarlandığı ve incelendiği görülmektedir [31, 37-40]. Aygıtlara plazmonik özellik kazandırılmasında genellikle nano boyutlu gümüş (Ag), bakır (Cu) veya altın (Au) gibi metalik malzemeler yaygın olarak kullanılmaktadır [41-47]. Öte yandan etkili bir yüzey plazmon rezonans (SPR) olayının meydana gelmesi için kristal yapıyı oluşturan metalik kümelerin eşit boyutlu olması istenmektedir [48]. Plazmonik özellikli metalik nanoparçacıkların tane boyutlarını ayarlayarak SPR olayının geniş dalga boyu aralıklarında (550-750 nm) gerçekleşmesi mümkün olmaktadır [41]. Günümüzde metalik ve yarıiletken filmlerin üretiminde ağırlıklı olarak vakum termal buharlaştırma, elektrokaplama, sprey piroliz, kimyasal banyo biriktirme teknikleri kullanılmaktadır [49-54]. Tüm bu tekniklerde benzerlik kaplama işlemlerinin ısıtılmış altlık yüzeyinde gerçekleşmesidir [55-60]. Isıtılmış altlıklar yüzeyinde üretilen filmler farklı boyutlara ve geometrik şekillere sahip adacıklardan oluşmaktadır [50-54]. Adacıklar arası boşlukların var oluşu filmlerin karakteristik özelliklerini olumsuz yönde etkilemektedir. Ayrıca ısıl üretim tekniği ile homojen ve nano boyutlu filmlerin üretilmesinin zor olduğu anlaşılmaktadır. Bu durum yüksek verimli fotoaygıtların üretilmesini engellemektedir. Son yıllarda metalik ve yarıiletken ince filmlerin soğutulmuş altlıklar yüzeyinde üretildiği görülmektedir. Ayrıca üretilen filmlerin tek kristal özelliklerine yakın özellikler sergiledikleri yapılan çalışmalarda rapor edilmektedir [61-64]. Kriyojenik altlık tekniği

olarak bilinen bu yeni üretim uygulamasında, filmler soğutulmuş altlıklar yüzeyinde soliton büyüme mekanizmasıyla büyütülmektedir. Isıl teknikten farklı olarak bu yeni teknikle elde edilen filmler ağırlıklı olarak eşit nano boyutlu kümelerden oluşmaktadır [48, 61]. Etkili bir SPR olayının gerçekleşebilmesi için kristal yapının eşit nano boyutlu kümelerden oluşmasının önemli olduğu yapılan çalışmalarda vurgulanmaktadır [65, 66]. Bu durum göz önüne alındığında yeni üretim yönteminin plazmonik özellikli fotoaygıtların üretiminde kullanımının yararlı olacağı görülmektedir [67].

Bu tez çalışmasının temel amacı, yaygın kullanılan ısıl yöntemden farklı olarak kriyojenik altlık etkisi yöntemi ile plazmonik özellikli ITO/CdS/AuNPs/CdTe/Cu/Au güneş pillerinin üretilmesi ve ülkemizin enerji alanında dışa bağımlılığının azaltılmasına katkı sağlanmasıdır. Bu temel amaç doğrultusunda üretilen yenilikçi, ekonomik ve verimli güneş pilleri ile yenilenebilir enerji sektöründe küresel pazardaki rekabet gücümüzün artırılması, bu alanda ülkemizin daha üst konuma taşınması ve çevre kirliliğinin önlenmesi amaçlanmaktadır. Bu bağlamda;

- Plazmonik güneş pilinin yarıiletken katmanlarının farklı altlık sıcaklıklarında (kriyojenik altlık etkisi yöntemi (100-300 K) ve kısmen kapalı hacimde vakum buharlaştırma yöntemi (ısıl) (373-573 K)) ile üretilmesi,

- Metalik katmanların kriyojenik altlık etkisi ile üretilmesi, üretilen filmlerde soliton büyüme mekanizmasının gerçekleştiği altlık sıcaklığının Alan Emisyon Taramalı Elektron Mikroskobu (FESEM) görüntüleri ile tespiti,

- Au nanoparçacıkların görünür dalga boylarında (500-650 nm) etkili plazmonik özellikli olmasını sağlayan üretim rejiminin tespiti,

- Yeni üretim yöntemi kullanılarak heteroeklem oluşumunda elementlerin (Cd, Te, S) karşılıklı difüzyonunun engellenmesi ile eklem bölgesinde kontrolsüz olarak oluşan yeni faz türevlerinin oluşumunun engellenmesi,

- Omik kontak olarak CdS için İndiyum Kalay Oksit (ITO), CdTe için ise Cu/Au ikili yapının kullanılması,

- 100 mW/cm^2 aydınlatma altında üretilen plazmonik güneş pilinin verim değerinin yaklaşık %12-15 aralığında olması hedeflenmiştir.

Yapılan çalışmada, kriyojenik (100-300 K) ve ısıl teknik (373-573 K) kullanılarak üretilen CdTe ve CdS yarıiletken ince filmlerin karakteristik özellikleri, karşılaştırılarak kriyojenik tekniğin homojen tane boyutu dağılımına, pürüzsüz yüzey özelliklerine ve düzgün kalınlığa sahip CdTe ve CdS ince filmlerin üretimi için uygun olduğu gösterilmiştir. Bu nedenle, bu çalışmada elde edilen sonuçların çeşitli alanlarda belirli uygulamalara katkıda bulunacağı öngörülmektedir. Örneğin, CdTe ince filmlerin homojen tane boyutu dağılımı, pürüzsüz yüzey özellikleri ve düzgün kalınlığı, bu filmleri, soğurucu tabakanın verimliliğinin ve dayanıklılığının önemli olduğu güneş pilleri gibi gelişmiş fotovoltaik uygulamalar için oldukça uygun hale getirebilir [68]. Ayrıca bu filmler, yüksek performanslı cihazlar için olmazsa olmaz olan düzgün ve hatasız yüzeyler gerektiren fotodedektörlerde ve optoelektronik cihazlarda da kullanılabilir [69, 70]. Kriyojenik teknik, optik ve elektronik özelliklerin ayarlanması için nanoparçacık boyutunun ve dağılımının hassas kontrolünün hayati önem taşıdığı kuantum noktaları veya nano-optoelektronik uygulamaları için de önemli bir avantaj sağlar [71, 72]. Bu tür kontrollü özelliklere sahip CdTe ince filmlerin üretimi, yüzey homojenliği ve nanoparçacık tutarlılığının cihazın performansını ve hassasiyetini doğrudan etkilediği yeni nesil ışık yayan diyotların veya biyosensör platformlarının geliştirilmesinde olumlu sonuçlar doğurabilir [73-76]. Fotoaygıt yapımında optik pencere olarak kullanılan CdS ince filmlerin eşit tane boyutlu (10-12 nm) nanoparçacıklardan oluşması ile pürüzsüz yüzey özelliklerine ve düzgün kalınlığa sahip olmasının güneş pillerinde verim değerini arttıracağı görülmektedir. İnce film güneş pillerinde, güneş ışınlarının yüzeyden yansıması ve fotoaktif katmanın yeterli kalınlığa sahip olmaması gibi etmenler, cihazın soğurma katsayısının düşmesine ve dolayısıyla enerji dönüşüm veriminin azalmasına neden olmaktadır. Bu tür optoelektronik kayıpların önüne geçebilmek amacıyla, son yıllarda güneş pili yapılarında SPR etkisinin kullanımı ön plana çıkmıştır. SPR etkisi, gelen ışığın belirli koşullarda metalik nanoparçacıklarla rezonansa girmesi sonucu elektromanyetik alanın yerel olarak yoğunlaşmasını sağlayarak, ışığın maddeyle etkileşimini artırmakta ve soğurma oranını yükseltmektedir. Bu doğrultuda, literatürde farklı tasarım yaklaşımlarıyla SPR etkisi kazandırılmış güneş pili yapılarının geliştirildiği

ve detaylı biçimde incelendiği görülmektedir [31, 37-40]. SPR olayının etkili bir biçimde gerçekleşebilmesi için, yapıda kullanılan metalik nanoparçacıkların eşit boyutlu, düzgün dağılımlı ve iyi tanımlanmış kristal yapıya sahip olması gerekmektedir [65, 66]. Bu koşulların sağlanmasında ise kriyojenik teknikle üretilen metalik nanoparçacıklar öne çıkmaktadır. Kriyojenik teknikle gerçekleştirilen film üretimi sırasında, soliton büyüme mekanizması sayesinde parçacıkların homojen tane boyutlarında oluşması mümkün olmaktadır. Bu bağlamda, ITO/CdS/AuNPs/CdTe/Cu/Au yapısına sahip plazmonik güneş pillerinin, kriyojenik altlık tekniği kullanılarak üretilmesi hem SPR etkisinin optimize edilmesi hem de yapısal homojenliğin sağlanması açısından önem arz etmektedir. Bu tür yapıların, gelen güneş ışığını daha etkin biçimde absorbe etmesi sayesinde, güneş pillerinin verimi üzerinde doğrudan iyileştirici etkiler meydana getirdiği bildirilmektedir.

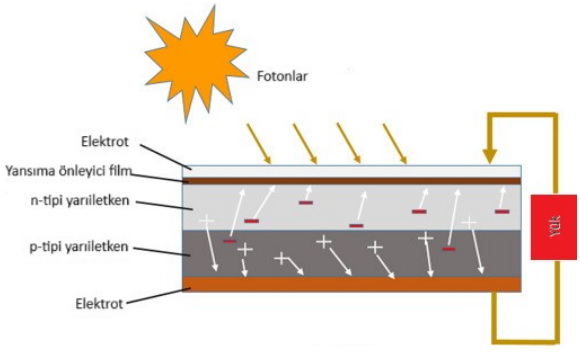
Bu tez çalışması toplam beş bölümden oluşmaktadır. Birinci bölümde, çalışmanın amacı, kapsamı ve önemi açıklanmakta; ayrıca güneş pilleri ile yarıiletken malzemeler hakkında temel bilgiler verilmektedir. İkinci bölümde, CdS ve CdTe esaslı ince film güneş pilleri ile plazmonik etkilerin güneş pili performansına katkılarına yönelik literatür taramasına yer verilmiştir. Üçüncü bölümde, ince film güneş pili yapılarının üretim süreçleri detaylandırılmış ve uygulanan karakterizasyon teknikleri açıklanmıştır. Dördüncü bölümde, ısıl ve kriyojenik yöntemlerle üretilen güneş pili örneklerinin yapısal, optik ve elektriksel özellikleri analiz edilerek karşılaştırmalı sonuçlar sunulmuştur. Beşinci ve son bölümde ise elde edilen bulgular ışığında genel bir değerlendirme yapılmış ve gelecekteki çalışmalara yönelik önerilerde bulunulmuştur.

1. BÖLÜM

GENEL BİLGİLER

1.1. Güneş Pilleri

Teknolojideki hızlı gelişmelerle birlikte enerjiye olan talep sürekli artmaktadır. Bu artan talep karşısında fosil yakıtların giderek tükenmesi ve küresel ısınmaya olan olumsuz etkileri, yenilenebilir enerji kaynaklarının geliştirilmesini ve araştırılmasını önemli hâle getirmiştir. Yenilenebilir enerji kaynakları içerisinde ise güneş enerjisi önemli bir potansiyele sahip olduğundan araştırmacılar çalışmalarını güneş pilleri üzerine yoğunlaştırmaktadır. Güneş pilleri, foton enerjisini elektrik enerjisine dönüştürebilen fotoaygıtlardır. Günümüzde üç temel güneş pili bulunmaktadır: i) Birinci nesil silikon (Si) tabanlı teknolojiler, ii) ikinci nesil ince film teknolojileri (Si, CdTe, CIGS) ve iii) üçüncü nesil polimer, perovskit ve boya duyarlı güneş pilleridir [42]. Genel olarak bir güneş pilinden elektrik üretimi fotovoltaik etki prensibine dayanır. Fotovoltaik etki; bir yarıiletken ışık soğurucu malzemenin valans bandındaki elektronların, gelen fotonlarla uyarılarak iletim bandına geçmesi ve ardından bu elektronlar ile oluşan boşlukların taşınması sürecidir. Bu uyarılma ve taşıma işlemleri sonucunda, yük taşıyıcıların dolaşımı bir elektrik akımı meydana getirir [77]. Şekil 1.1'de tipik bir güneş pilinin çalışma mekanizması şematik olarak gösterilmiştir.



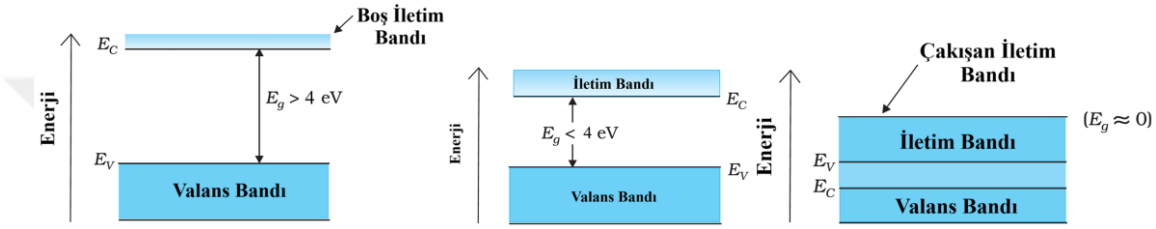
Şekil 1.1. Güneş pillerinin çalışma prensibinin şematik gösterimi [77]

1.2. Yarıiletken Teknolojisi

Malzemeleri elektriksel özelliklerine göre iletkenler ($\rho \sim 10^{-8}$ - 10^{-5} Ω·m), yarıiletkenler ($\rho \sim 10^{-4}$ - 10^{6} Ω·m) ve yalıtkanlar ($\rho > 10^{6}$ Ω·m) olmak üzere üç gruba ayırabiliriz [78]. Yalıtkanlar, normal koşullar altında elektrik akımını iletmeyen malzemelerdir. İyi yalıtkanlar, tek elementli malzemelerden ziyade bileşiklerden oluşur ve çok yüksek dirençlere sahiptirler. Değerlik elektronları atomlara sıkı sıkıya bağlıdır. Bu nedenle bir yalıtkanda çok az sayıda serbest elektron vardır. Yalıtkanlara örnek olarak kauçuk, plastik, cam ve kuvars verilebilir [78]. Yalıtkanlarda, değerlik elektronları komşu atomlar arasında güçlü bağlar oluşturur. Bu bağların kırılması zor olduğundan, oda sıcaklığında veya yakınında akım iletimine katılacak serbest elektron yoktur. Şekil 1.2a'da verilen enerji bandı diyagramında gösterildiği gibi, yalıtkanlar büyük bir bant aralığı ile karakterize edilir. Elektronlar valans bandındaki tüm enerji seviyelerini işgal etmekte ve iletim bandındaki tüm enerji seviyeleri boş olmaktadır. Termal enerji veya uygulanan bir elektrik alanının enerjisi, valans bandındaki en üstteki elektronu iletim bandına yükseltmek için yetersizdir. Bu nedenle, bir yalıtkanın iletim bandında elektronları kabul edebilen birçok boş durumu olmasına rağmen, aslında çok az elektron iletim bandını işgal eder, bu da elektriksel iletkenliğe genel katkının çok küçük olduğunu ve bunun çok yüksek bir özdirençle sonuçlandığını belirtir. Bu bağlamda, silisyum dioksit bir yalıtkandır; akımı iletemez [79].

Yarıiletkenler, elektrik akımını iletme kabiliyeti açısından iletkenler ve yalıtkanlar arasında bulunan bir malzemedir. Başlıca elementel yarıiletkenler silikon (Si) ve germanyum (Ge) dur. Kadmiyum sülfür (CdS), galyum arsenit (GaAs) ve indiyum fosfit (InP) gibi bileşik yarıiletkenler de yaygın olarak kullanılmaktadır. Tek elementli yarıiletkenler dört değerlik elektronlu atomlarla karakterize edilir. Silisyum en yaygın kullanılan yarıiletkendir [78]. Şekil 1.2b'de yarıiletken malzemelerin enerji band diyagramı verilmiştir. 0 K sıcaklığında tüm elektronlar valans bandındadır ve iletim bandında elektron yoktur. Bu nedenle, yarıiletkenler düşük sıcaklıklarda zayıf iletkenlerdir. Oda sıcaklığında ve normal atmosferlerde, Eg değerleri Si için 1.12 eV ve GaAs için 1.42 eV'dir. İletim bandında birçok boş durum olduğundan, uygulanan küçük bir potansiyel bu elektronları kolayca hareket ettirebilir ve bu da orta düzeyde bir akımla sonuçlanır [79]. İletkenlerde, çok düşük bir özdirenç değeri ve kısmen dolu veya valans bandıyla örtüşen bir iletim bandı bulunur, böylece Şekil 1.2.c'de gösterildiği gibi bant

aralığı olmaz. Sonuç olarak, kısmen dolu banttaki en üstteki elektronlar veya valans bandının tepesindeki elektronlar, kinetik enerji kazandıklarında (örneğin, uygulanan bir elektrik alanından) bir sonraki daha yüksek kullanılabilir enerji seviyesine hareket edebilirler. Elektronlar, bir iletkende yalnızca uygulanan küçük bir alanla hareket etmekte özgürdürler çünkü dolu enerji durumlarına yakın birçok boş durum vardır. Bu nedenle, iletkenlerde akım iletimi kolayca meydana gelebilir [79]. İletkenlere örnek olarak gümüş (Ag), bakır (Cu), alüminyum (Al) ve altın (Au) gibi malzemeler verilebilir.

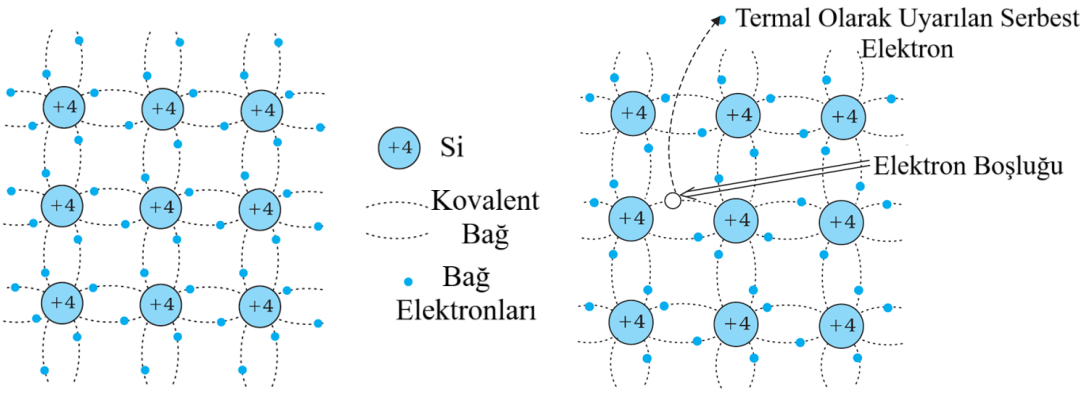


(a) (b) (c)

Şekil 1.2. (a) Yalıtkan, (b) Yarıiletken ve (c) İletken malzemelere ait enerji band diyagramları [78]

1.2.1. Katkısız Yarıiletken

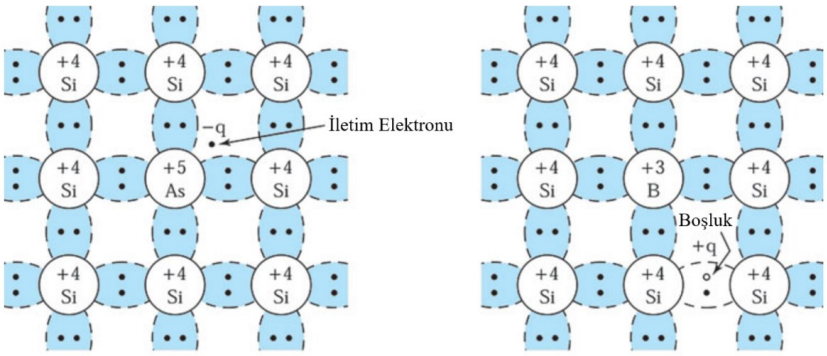
Şekil 1.3a'da, silisyum (Si) yarıiletken malzemesi yapısının şematik gösterimi verilmiştir. Her atom dört en yakın komşuyla çevrilidir ve dört valans elektronuna sahiptir. Kristal yapısında, her Si atomu dört valans elektronundan birini dört en yakın komşu atomunun her biriyle paylaşma ve ayrıca bu tür komşuların her birinden bir elektron alma eğilimindedir. Bu paylaşılan elektron çiftlerine kovalent bağ denir. Şekilde hiçbir bağın kopmadığı idealize edilmiş bir durum görülmektedir. Böyle bir durum düşük sıcaklıklarda ortaya çıkar. Sıcaklık arttıkça, bu elektronlar için daha fazla termal enerji kullanılabilir hale gelir ve bu elektronların bazıları kopabilir (iletkenliğe katkıda bulunan serbest elektronlar haline gelebilir). Termal enerji, kristalin kafesteki yalnızca birkaç atomu etkili bir şekilde iyonize eder ve Şekil 1.3b'de gösterildiği gibi bağda bir boşluk yaratır. Boşluk, etkin pozitif yükü olan görünür bir serbest parçacık gibi davranır. Katkısız yarıiletkenlerde, serbest elektronların sayısı (n_e), boşluk sayısına (n_h) eşittir [79].



Şekil 1.3. Si kristalinin (a) T=0 K, (b) T>0 K'de atomlar arası bağlarının şematik gösterimi [79]

1.2.2. Katkılı Yarıiletken

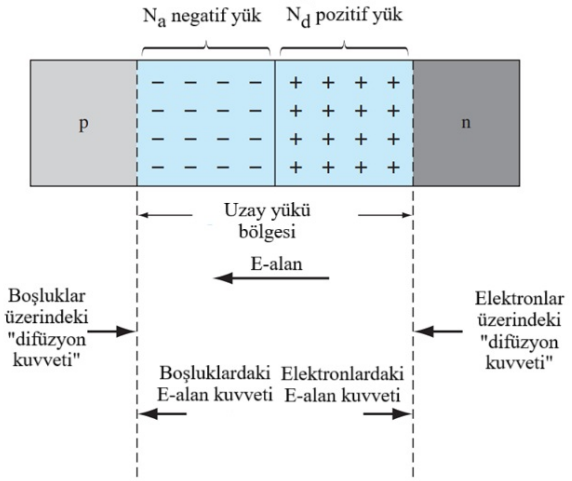
Bir yarıiletken safsızlıklarla katkılandırıldığında, yarıiletkende safsızlık enerji seviyeleri ortaya çıkar. Şekil 1.4a, bir silisyum atomunun beş valans elektronuna sahip bir arsenik atomuyla değiştirildiğini şematik olarak göstermektedir. Arsenik atomu, dört komşu silisyum atomuyla kovalent bağlar oluşturur. Beşinci elektron, arsenik atomuna göre nispeten küçük bir bağlanma enerjisine sahiptir ve orta bir sıcaklıkta bir iletim elektronu olmak üzere iyonlaşabilir. Arsenik atomuna donör denir ve silisyum, negatif yük taşıyıcısının eklenmesi nedeniyle n-tipi olur. Benzer şekilde, Şekil 1.4b, üç valans elektronuna sahip bir bor atomunun bir silisyum atomunun yerine geçtiğinde, bor etrafında dört kovalent bağ oluşturmak üzere ek bir elektronun kabul edildiğini ve valans bandında pozitif yüklü bir boşluk oluşturulduğunu gösterir. Bu bir p-tipi yarıiletkendir ve bor bir alıcıdır. Safsızlık atomları kusurlardır ve kafesin mükemmel periyodikliğini bozar. Safsızlık atomları bant aralığına bir enerji seviyesi veya birden fazla enerji seviyesi getirecektir [79].



Şekil 1.4. (a) Donör (arsenik) içeren n-tipi Si ve (b) Akseptör (bor) içeren p-tipi Si için şematik bağ gösterimleri [79]

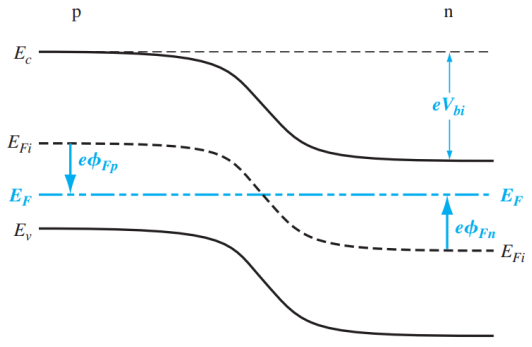
1.2.3. pn Eklem

p-tipi ve n-tipi elektriksel iletkenliğe sahip yarıiletkenler arasındaki geçiş bölgesi, pn eklemi olarak ifade edilir [80]. Şekil 1.5'te pn ekleminin şematik gösterimi yer almaktadır. Bu şekilden görüldüğü üzere, p-tipi ve n-tipi yarıiletkenlerin temas bölgesinde, elektron ve boşlukların yoğunluk gradyanları nedeniyle, elektronların difüzyon akışı n-tipi yarıiletkenden p-tipi yarıiletkene doğru olurken, boşlukların akışı ters yönde gerçekleşir. Elektronlar n-tipi yarıiletkenden yayılırken, pozitif yüklü donör atomları geride kalır. Boşluklar ise p-tipi yarıiletkenden yayılırken, negatif yüklü alıcı atomları ortaya çıkar. n-tipi ve p-tipi yarıiletkenlerdeki net pozitif ve negatif yükler, pn eklemine yakın bölgelerde, pozitiften negatif yüke ya da n-tipi yarıiletkenden p-tipi yarıiletkene doğru bir elektrik alanı oluşturur. Şekil 1.5'te bu net pozitif ve negatif yük bölgeleri gösterilmiştir. Bu bölgelere uzay yükü bölgesi denir. Uzay yükü bölgesi, hareketli yüklerden arındığı için aynı zamanda tükenme bölgesi olarak da adlandırılır. Bu bölge, tüm elektronlar ve boşluklar tarafından elektrik alanı etkisiyle süpürülür. Ancak, uzay yükü bölgesinin her iki kenarındaki çoğunluk taşıyıcı yoğunluklarında gradyanlar hala mevcuttur. Bu yoğunluk gradyanları, çoğunluk taşıyıcıları üzerinde bir difüzyon kuvveti oluşturur. Elektrik alanının etkisiyle, uzay yükü bölgesinin kenarlarındaki elektronlar ve boşluklar üzerinde bir difüzyon kuvveti oluşur. Ancak, uzay yükü bölgesindeki elektrik alanı, her bir parçacık türü için difüzyon kuvvetine ters yönde bir kuvvet üretir. Sonuç olarak, termal dengede, difüzyon kuvveti ile elektrik alanı kuvveti birbirini tam olarak dengeler [81].



Şekil 1.5. pn eklem uzay yük bölgesi, elektrik alanı ve yük taşıyıcılara etki eden kuvvetler [81]

pn eklemine gerilim uygulanmadığı varsayıldığında, eklem termal dengededir ve bu durumda Fermi enerji seviyesi tüm sistem boyunca sabit kalır. Şekil 1.6'da, termal dengedeki pn eklemi için enerji-bant diyagramı verilmiştir. Bu diyagramda, iletkenlik ve valans bantları enerji seviyelerinde uzay yük bölgesinden geçerken bükülme gösterir. Bunun nedeni, iletkenlik ve valans bantlarının Fermi enerji seviyesine göre konumlarının p ve n bölgeleri arasında farklılık göstermesidir [81]. Bu bükülme, elektronların ve boşlukların hareketi ile ilgili enerji bariyerlerinin oluşumunu açıklar ve pn ekleminin karakteristik özelliklerinin belirlenmesinde önemli rol oynar.



Şekil 1.6. Termal dengedeki bir pn eklemin enerji band diyagramı [81]

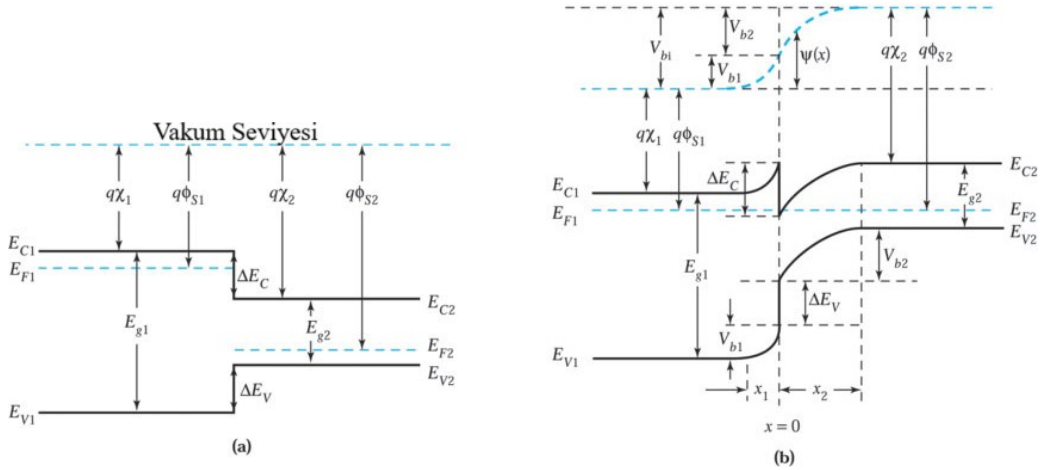
1.2.4. Heteroeklem

Heteroeklem, iki farklı yarıiletken arasında oluşan bir eklem olarak tanımlanır. Şekil 1.7a, heteroeklem oluşumundan önce iki izole yarıiletkenin enerji bant diyagramını göstermektedir. Bu diyagramda, iki yarıiletkenin farklı enerji bant aralıklarına (Eg), farklı dielektrik geçirgenliklerine (ε_s), farklı iş fonksiyonlarına ($q\phi_s$) ve farklı elektron afinitelerine ($q\chi$) sahip olduğu varsayılmaktadır. İş fonksiyonu, bir elektronu Fermi seviyesinden (E_F) malzemenin hemen dışındaki bir konuma (vakum seviyesi) çıkarmak için gereken enerji olarak tanımlanır. Elektron afinitesi, bir elektronu iletim bandının (E_C) altından vakum seviyesine çıkarmak için gereken enerjidir. İki yarıiletkendeki iletim bandı kenarlarının enerji farkı ΔE_C ile, değerlik bandı kenarlarının enerji farkı ise ΔE_V ile gösterilir. Bu enerji farkları, aşağıdaki eşitliklerle ifade edilebilir:

$$\Delta E_C = q(\chi_2 - \chi_1) \tag{1.1}$$

$$\Delta E_V = Eg_1 - Eg_2 - \Delta E_C \tag{1.2}$$

Şekil 1.7b, bu yarıiletkenler arasında oluşan ideal ani bir heteroeklemin denge bant diyagramını göstermektedir. Bu diyagramda, iki farklı yarıiletkenin arayüzünde ihmal edilebilir sayıda tuzak veya yeniden birleşim merkezi olduğu varsayılır. Enerji bandı diyagramının oluşturulmasında iki temel gereklilik vardır: (a) Fermi seviyesi termal dengede arayüzün her iki tarafında aynı olmalıdır ve (b) vakum seviyesi bant kenarlarına sürekli ve paralel olmalıdır. Bu gereklilikler nedeniyle, iletim bandı kenarları ve değerlik bandı kenarları ΔE_V'deki süreksizlik, bant aralığı (Eg) ve elektron afinitesi ($q\chi$) katkılamanın bir fonksiyonu olmadığı sürece katkılamadan etkilenmeyecektir. Şekil 1.7b'de V_{bi} toplam yerleşik potansiyeli, V_{b1} ve V_{b2} sırasıyla yarıiletken 1 ve 2'deki dengedeki elektrostatik potansiyelleri, x_1 ve x_2 tükenme genişliklerini ifade eder [79].



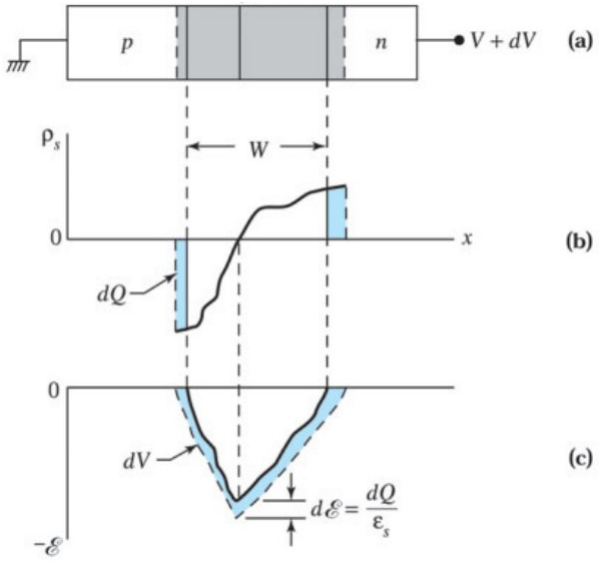
Şekil 1.7. (a) İki izole yarıiletkenin enerji bandı diyagramı, (b) Termal dengede ideal bir np heteroekleminin enerji band diyagramı [79]

1.2.5. Eklem Kapasitansı

Birim alan başına tükenme bölgesi kapasitansı (C_j), Eşitlik 1.3'teki gibi tanımlanır [79].

$$C_j \equiv \frac{dQ}{dV} = \frac{dQ}{W\frac{dQ}{\varepsilon_S}} = \frac{\varepsilon_S}{W} \tag{1.3}$$

Burada dV uygulanan gerilimdeki değişim ve dQ ise bu değişim sonucunda tükenme bölgesinde birim alan başına meydana gelen yük değişimidir. Şekil 1.8, keyfi bir safsızlık dağılımına sahip bir pn eklemin tükenme kapasitansını göstermektedir. Düz çizgilerle gösterilen yük ve elektrik alanı dağılımları, n tarafına uygulanan bir gerilime (V) karşılık gelir. Bu gerilim artırılırsa, yük ve alan dağılımları kesikli çizgilerle sınırlanan bölgelere genişler. Şekil 1.8b'de, artımlı yük (dQ), tükenme bölgesinin her iki tarafındaki iki yük dağılımı eğrisi arasındaki renkli alana karşılık gelir. Tükenme bölgesinin n ve p taraflarındaki artımlı uzay yükleri eşittir ancak zıt bir yük polaritesine sahiptir, böylece genel yük nötrlüğü korunur. Şekil 1.8c'deki renkli alanla gösterilen kısım uygulanan gerilime karşılık gelen değişimi göstermektedir.



Şekil 1.8. (a) Ters besleme altında pn eklem, (b) Uygulanan beslemedeki değişiklik nedeniyle uzay yükü dağılımındaki değişiklik, (c) Elektrik alanı dağılımında karşılık gelen değişiklik [79]

Eşitlik 1.3, herhangi bir keyfi safsızlık dağılımı için geçerlidir ve bu eşitliği türetirken, yalnızca tükenme bölgesindeki uzay yükünün değişiminin kapasitansa katkıda bulunduğu varsayılmıştır. Bu, ters besleme koşulu için kesinlikle iyi bir varsayımdır. Ancak, doğru besleme için, nötr bölgede bulunan çok sayıda mobil taşıyıcıya karşılık gelen, eklem boyunca büyük bir akım akabilir. Tek taraflı ani bir eklem için, şu eşitliği elde ederiz [79]:

$$C_j = \frac{\varepsilon_s}{W} = \sqrt{\frac{q\varepsilon_s N_B}{2(V_{bi}-V)}} \tag{1.4}$$

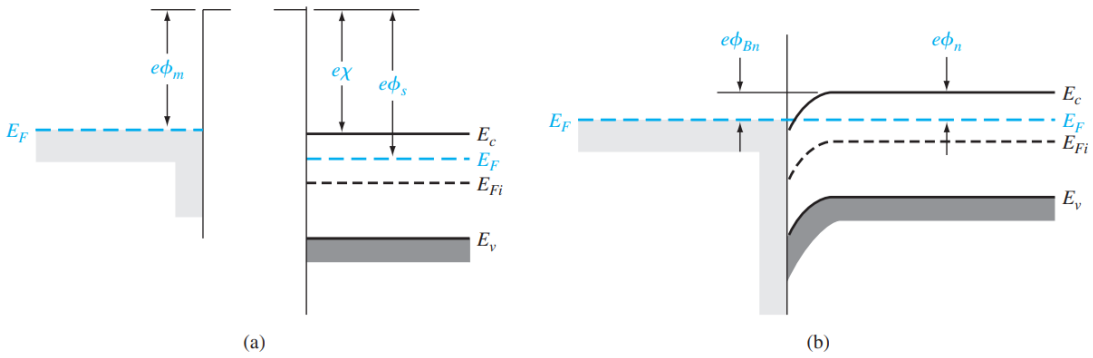
$$\frac{1}{C_j^2} = \frac{2(V_{bi}-V)}{q\varepsilon_s N_B} \tag{1.5}$$

Eşitlik 1.5'ten $1/Cj^2$'nin V'ye göre çiziminin tek taraflı ani eklem için düz bir çizgi ürettiği açıktır. Eğim, safsızlık yoğunluğu N_B'yi verir ve kesişim ($1/Cj^2 = 0$'da) V_{bi}'yi verir [79].

1.2.6. Omik Kontak

Herhangi bir yarıiletken cihaz veya entegre devre ile dış dünya arasındaki kontaklar omik kontak aracılığıyla yapılır. Omik kontaklar metal-yarıiletken kontaklardır, ancak

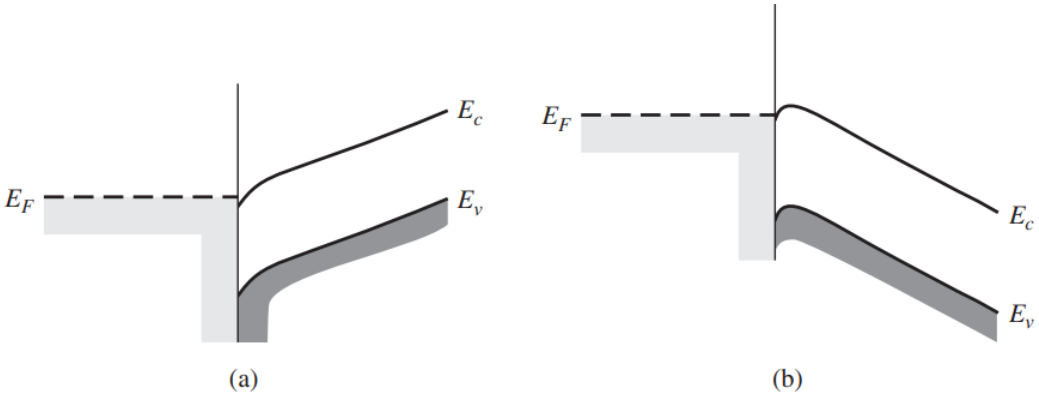
doğrultucu özellik göstermezler. Omik kontak, metal ve yarıiletken arasında her iki yönde de iletim sağlayan düşük dirençli bir bağlantıdır. İdeal olarak, omik temastan geçen akım uygulanan voltajın doğrusal bir fonksiyonudur ve uygulanan voltaj çok küçük olmalıdır. İki genel omik temas türü mümkündür: İlk tip ideal doğrultucu olmayan bariyerdir ve ikincisi tünelleme bariyeridir. Şekil 1.9., metal-n-tipi yarıiletken için $\Phi_m < \Phi_s$ durumunda ideal kontağı göstermektedir. Burada Φ_m metalin iş fonksiyonu iken Φ_s yarıiletkenin iş fonksiyonudur. Şekil 1.9a'da temas öncesi enerji seviyeleri ve Şekil 1.9b'de termal denge için temas sonrası bariyeri göstermektedir. Bu eklemde termal dengeye ulaşmak için elektronlar metalden yarıiletkendeki daha düşük enerji durumlarına geçer, bu da yarıiletkenin yüzeyini daha n-tipi yapar. n-tipi yarıiletkendeki fazla elektron yükü esasen bir yüzey yük yoğunluğu olarak mevcuttur. Metale pozitif bir voltaj uygulanırsa, yarıiletkenden metale akan elektronlar için bir bariyer yoktur. Yarıiletkene pozitif bir voltaj uygulanırsa, metalden yarıiletkene akan elektronlar için etkili bariyer yüksekliği yaklaşık olarak $\Phi_{Bn} = \Phi_n$ olacaktır, bu da orta ila yoğun şekilde katkılanmış bir yarıiletken için oldukça küçüktür. Bu önyargı koşulunda elektronlar metalden yarıiletkene kolayca akabilir [81].



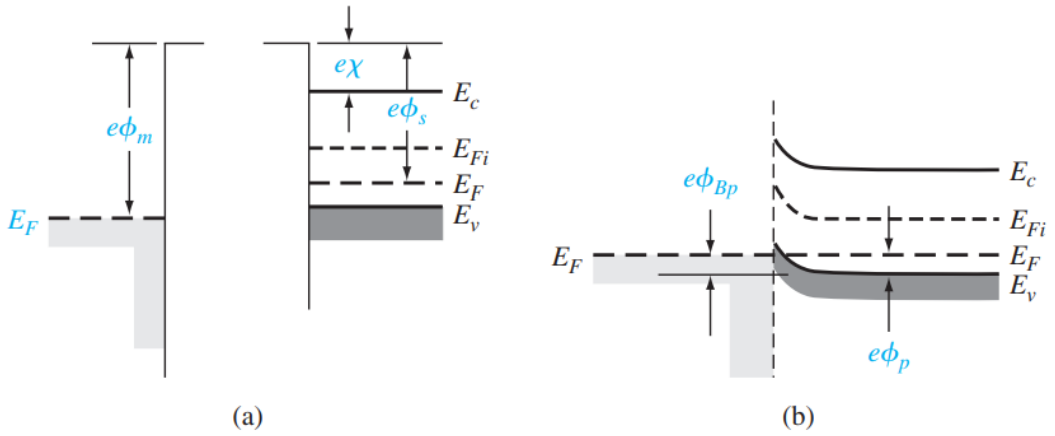
Şekil 1.9. Bir metal-n-tipi yarıiletken eklemi için $\Phi_m<\Phi_s$ olduğunda (a) kontak öncesi ve (b) kontak sonrası ideal enerji bandı diyagramı [81]

Şekil 1.10a ve Şekil 1.10b, sırasıyla metale ve yarıiletkene pozitif voltaj uygulandığındaki enerji bandı diyagramlarını göstermektedir. Elektronlar kolayca metale ve yarıiletkene geçiş yapabildiğinden dolayı bu bağlantılar omik temastır. Şekil 1.11, bir metal ile p-tipi bir yarıiletken arasındaki ideal bir doğrultucu olmayan kontağı göstermektedir. Şekil 1.11a, kontaktan önceki enerji seviyelerini göstermektedir. Kontak sağlandığında,

yarıiletkendeki elektronlar termal dengeye ulaşmak için metale akar ve geride daha fazla boşluk bırakır. Yüzeydeki boşlukların aşırı yoğunluğu, yarıiletkenin yüzeyini daha p-tipi yapar. Metaldeki elektronlar, yarıiletkendeki boşluklara kolayca hareket edebilir. Bu yük hareketi, yarıiletkenden metale akan boşluklara karşılık gelir. Bu bağlantı bir omik kontaktır [81].



Şekil 1.10. Metal-n-tipi yarıiletken omik kontağın ideal enerji bandı diyagramı (a) metale pozitif voltaj uygulandığında ve (b) yarıiletkene pozitif voltaj uygulandığında [81]



Şekil 1.11. Bir metal-p-tipi yarıiletken kontağı için $\Phi_m > \Phi_s$ olduğunda (a) kontak öncesi ve (b) kontak sonrası ideal enerji bandı diyagramı [81]

Şekil 1.9 ve Şekil 1.11'de gösterilen ideal enerji bantları yüzey durumlarının etkisini hesaba katmaz. Alıcı yüzey durumlarının yarıiletken bant aralığının üst yarısında bulunduğunu varsayarsak, Şekil 1.9b'de gösterilen durum için tüm alıcı durumlar E_F'nin altında olduğundan, bu yüzey durumları negatif yüklü olacak ve enerji bant diyagramını

değiştirecektir. Benzer şekilde, verici yüzey durumlarının bant aralığının alt yarısında bulunduğunu varsayarsak, Şekil 1.11b'de gösterilen durum için tüm verici durumlar pozitif yüklü olacaktır; pozitif yüklü yüzey durumları da bu enerji bant diyagramını değiştirecektir. Bu nedenle, metal-n-tipi yarıiletken teması için $\Phi_m < \Phi_s$ ve metal-p-tipi yarı iletken teması için $\Phi_m > \Phi_s$ ise, her zaman iyi bir omik kontak oluşturulamaz [81].

1.3. AIIBVI Bileşik Yarıiletkenler

AIIBVI grubu yarıiletkenler, doğrudan bant aralıkları nedeniyle fotonik ve optoelektronikte yaygın olarak kullanılmaktadır. Literatürde, bu gruba ait çeşitli bileşiklerin önemli optoelektronik özellikler sergilediği bilinmektedir [82]. Bu bileşiklerin neredeyse tamamı, bir elementin atomlarının, tepeleri diğer elementin atomları tarafından işgal edilen düzenli bir tetrahedronun merkezinde yer aldığı kristal yapı formasyonlarına sahiptir. Bu tür tetrahedronlardan kübik veya hekzagonal yapı oluşabilir. Sfalerit yapısında, bir elementin atomları yüzey merkezli kübik (fcc) kafes noktalarında konumlanırken, diğer elementin atomları bu küpün dört alt küpünün merkezini işgal eder. Bu yapının uzay grubu $F\bar{4}3m(T_d^2)$'dir. Her iki elementin atomları için koordinasyon sayısı 4'tür. AIIBVI grubu yarıiletkenlerin kristal yapıları, Tablo 1'de detaylı olarak sunulmuştur. Sfalerit (kübik) ve wurtzite (hekzagonal) yapılar, atomik düzen açısından birbirine oldukça benzerlik gösterir. Bu benzerlik, her iki yapının da birinci ve ikinci koordinasyon kürelerinde aynı sayıda atom içermesinden kaynaklanır. Her iki yapıda da, ikinci koordinasyon küresindeki her atom aynı elementin 12 atomuyla çevrilidir. Kübik ve hekzagonal kristal sistemleri arasındaki temel fark, atomların kristal içinde farklı şekilde paketlenmesinden doğar ve bu da yapıların fiziksel özelliklerini belirli ölçüde etkiler [83].

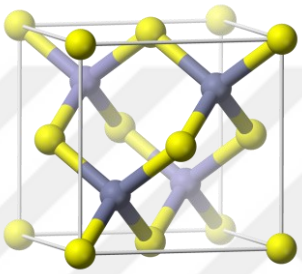
Tablo 1.1. AIIBVI grubu yarıiletkenlerin kristal yapıları [83].

Bileşik	Kristal Yapı Türü	Kafes Parametreleri (Å)
ZnS	Sfalerit (Kübik)	a = 5.4109
	Wurtzite (Hekzagonal)	a = 3.820, c = 6.260
	Rhombohedral	a = 3.811, c = 9.348
ZnSe	Sfalerit (Kübik)	a = 5.6686
	Wurtzite (Hekzagonal)	a = 4.01, c = 6.54
ZnTe	Sfalerit (Kübik)	a = 6.089
	Wurtzite (Hekzagonal)	a = 4.27, c = 6.99
CdS	Sfalerit (Kübik)	a = 5.83
	Wurtzite (Hekzagonal)	a = 4.1348, c = 6.7490
	Hegzagonal 24- tabaka	a = 4.12, c = 80.8
CdSe	Sfalerit (Kübik)	a = 6.084
	Wurtzite (Hekzagonal)	a = 4.309, c = 7.021
	Hegzagonal 24-tabaka	a = 4.291, c = 84.3
CdTe	Sfalerit (Kübik)	a = 6.48
	Hegzagonal 12-tabaka	a = 4.60, c = 45.1
HgS	Sfalerit (Kübik)	a = 5.852
HgSe	Sfalerit (Kübik)	a = 6.074
HgTe	Sfalerit (Kübik)	a = 6.460

1.3.1 CdTe Yarıiletken Malzemesi

Kadmiyum ve tellür elementlerinden oluşan çok kristalli bir bileşik yarıiletken olan kadmiyum tellür (CdTe), yüksek ışık absorpsiyonu özelliği ile dikkat çekmektedir. Yaklaşık 1 mikrometre kalınlığındaki CdTe tabakası, güneş spektrumunun yaklaşık %90'ını soğurabilmektedir [84]. Bu yüksek soğurma kapasitesi, onu fotovoltaik uygulamalar için son derece uygun bir malzeme hâline getirmektedir. Bir diğer avantajı ise buharlaştırma, püskürtme veya serigrafi gibi işlemlerle üretiminin nispeten kolay ve ucuz olmasıdır. Ticari CdTe güneş modüllerinin enerji dönüşüm verimliliği, amorf silisyum (a-Si) tabanlı güneş pillerine benzer şekilde %7 civarındadır [84]. CdTe, 1092°C erime noktasına sahip siyah renkli bir katıdır. Yaklaşık 1.44 eV değerindeki enerji bant aralığı, onu kızılötesi (IR) optik pencere uygulamaları ve güneş pilleri için ideal hâle

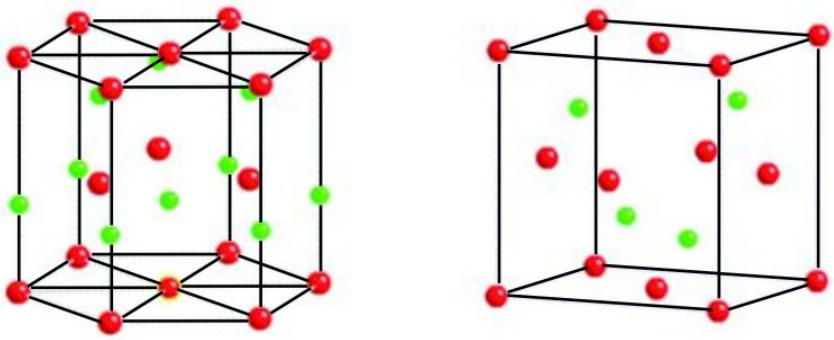
getirmektedir. Genellikle CdS yarıiletkeni ile birlikte güneş pillerinde kullanılmaktadır. Bu yönüyle CdTe, düşük maliyetli güneş enerjisi sistemlerinin önemli bir bileşenidir. Ayrıca CdTe, cıva (Hg) ile alaşımlandığında HgCdTe adı verilen, çok yönlü bir IR dedektör malzemesi elde edilir. Benzer şekilde, çinko (Zn) ile alaşımlandığında CdZnTe oluşur ve bu alaşım, yüksek performanslı katı hâl X-ışını ve gama ışını dedektörlerinde kullanılmaktadır [85]. CdTe'nin kristalografik yapısı, Şekil 1.12'de gösterildiği üzere kübik (zinc blende) yapıdadır.



Şekil 1.12. CdTe kristal yapısı (mavi toplar Te ve sarı toplar Cd atomlarını göstermektedir) [86]

1.3.2 CdS Yarıiletken Malzemesi

Kadmiyum sülfür (CdS), karakteristik özellikleri (mükemmel termal ve kimyasal kararlılık, yüksek optik geçirgenlik, doğrudan geçiş, yasak band aralığı Eg=2.45 eV vb.) nedeniyle güneş pillerinde, ışık yayan diyotlarda ve lazerlerde kullanılmaktadır [82, 87]. CdS, sarı-turuncu renkte olup 1750°C'lik erime noktasına sahiptir. CdS filmleri n-tipi elektriksel iletkenliğe sahiptirler. Görünür ve yakın kızılötesi (NIR) ışığa duyarlıdır. CdS'nin iletkenliği, ışıkla ışınlandığında artar (fotodirenç olarak kullanılmasına yol açar); p-tipi bir yarıiletkenle birleştirildiğinde, bir güneş pilinin temel bileşenini oluşturur. İnce film formunda, CdS belirli tipteki güneş pillerinde kullanılmak üzere diğer katmanlarla birleştirilebilir [86]. CdS iki kristalografik yapıda bulunur, bunlar daha kararlı hekzagonal (wurtzite) yapı ve kübik (zinc blende) yapıdır. Bu formların her ikisinde de kadmiyum ve sülfür atomları dört koordinatlıdır. Şekil 1.13'de CdS yarıiletkeninin iki kristal formu verilmiştir.



(a) (b)

Şekil 1.13. CdS kristal yapısının (a) hekzagonal (wurtzite) (b) Kübik (zinc blende) formu (Kırmızı toplar Cd, yeşil toplar S atomlarını göstermektedir) [88]

1.4. Au Nanoparçacıklar

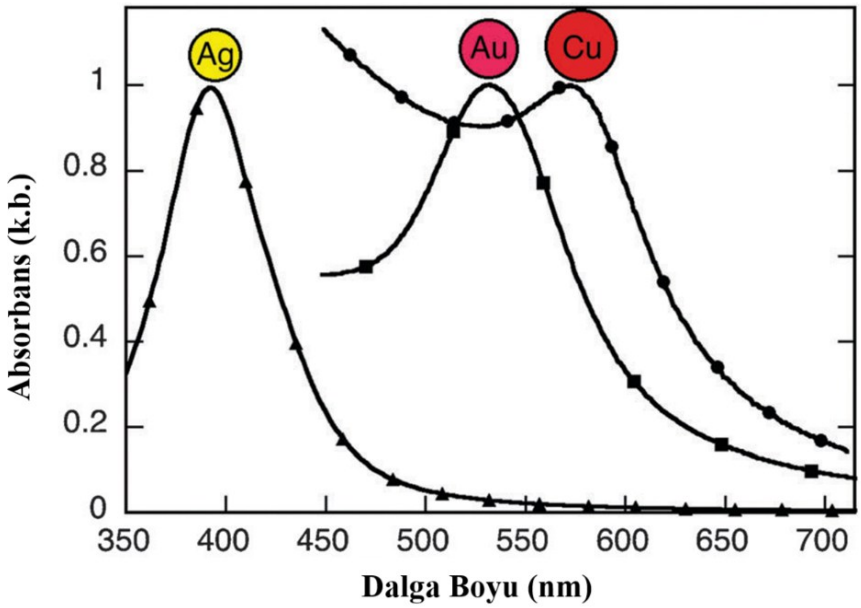
Altın (Au) nanoparçacıklar, üstün termal, elektriksel ve optik özellikleri sayesinde güneş enerjisi teknolojileri gibi birçok alanda yaygın olarak kullanılmaktadır. Görünür dalga boyu aralığında güçlü ışık soğurma yetenekleri, özellikle fotovoltaik sistemlerin performansını artırmada etkili olmalarını sağlar. Diğer metalik nanoparçacıklara kıyasla düşük toksisiteleri nedeniyle genellikle biyolojik uygulamalarda da güvenli kabul edilirler [89]. Au nanoparçacıklar, plazmonik doğaları gereği, boyutlarına ve şekillerine bağlı olarak UV-görünür/yakın kızılötesi bölgede karakteristik soğurma bantları sergiler. Soğurmanın maksimum olduğu dalga boyuna SPR adı verilir [90]. Bu olay, metal yüzeyindeki iletken elektronların ışık tarafından uyarılarak toplu bir salınıma geçmesiyle oluşur. Sonuç olarak, Au nanoparçacıklar, aynı boyuttaki plazmonik olmayan nanoparçacıklara kıyasla ışığı çok daha verimli bir şekilde emer ve saçar [90]. SPR davranışı; partikül boyutu, şekli ve çevresindeki ortamın kırılma indisi gibi faktörlerle ayarlanabilir. Bu özellikleri sayesinde Au nanoparçacıklar, 500-700 nm aralığında güçlü SPR etkisi gösterir ve bu da onları biyosensörlerden güneş pillerine, hatta kanser hücrelerinin fototermal tedavisine kadar pek çok ileri teknoloji uygulaması için uygun hale getirir [33, 34, 91].

1.5. Fotovoltaik Aygıtlar İçin Plazmonik Yapılar

Metallerin yüzeyinde ve içinde birçok serbest elektron bulunur. Belirli koşullar altında, bu elektronlar gelen ışık dalgasıyla etkileşime girerek kolektif bir rezonans oluşturabilir.

Buna karşılık, bu yükün kolektif rezonansı ışık dalgasının elektromanyetik alanıyla reaksiyona girebilir. Dağılım özelliklerine göre, yüzey plazmon rezonansı (SPR), lokalize yüzey plazmon rezonansı (LSPR) ve yüzey plazmon polaritonları (SPPs) olarak ayrılabilir. SPR olgusu ilk olarak 1902'de Wood tarafından bir metal kırınım ızgarasının spektroskopik deneyinde keşfedilmiştir [92]. LSPR, metal nanoparçacıklar üzerindeki serbest elektronların, belirli bir elektromanyetik dalga frekansında kolektif salınımı sonucu ortaya çıkan, yayılmayan bir elektromanyetik moddur. Bu rezonans, elektromanyetik dalgaların nanoparçacık çevresinde lokalize bir şekilde yoğunlaşmasına neden olur ve bu sayede ışık, çok küçük boyutlardaki metalik yapılarla etkili bir şekilde etkileşime girebilir. SPPs, metal ve dielektrik ortam arasındaki arayüz boyunca yayılan bir elektromanyetik dalga modudur. Bu dalga, metal yüzeyindeki serbest elektronların ve ortamın elektromanyetik alanının etkileşimiyle oluşur. SPPs, ışığın metal yüzeyinde sınırlı bir şekilde yayılmasını sağlayan bir uyarma modudur ve bu yayılma, arayüz boyunca gerçekleşir. Bu özellik, özellikle sensör teknolojilerinde, yüzey bazlı analizlerde ve fotonik uygulamalarda büyük önem taşır.

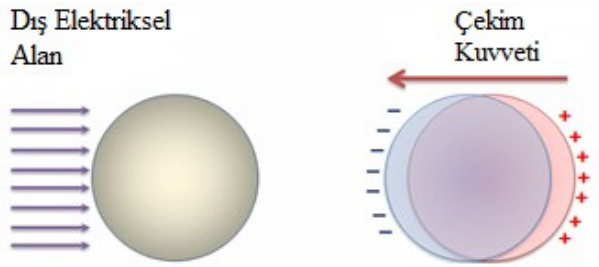
İnce film güneş pillerinin verimliliği; yansıma kayıpları, düşük optik soğurma katsayısı ve sınırlı aktif katman kalınlığı nedeniyle kısıtlanmaktadır. Bu sınırlamaları aşmak için, plazmonik özellikli metal nanoparçacıklar (Au, Ag, Cu ve Al gibi) kullanılarak ışık hapsetme teknikleri geliştirilmiştir [31]. Bu yapılar sayesinde yüzey yansımaları azaltılmakta, ışığın aktif katman içerisinde daha uzun süre tutulması sağlanmakta ve çoklu saçılmalarla optik yol uzunluğu artırılmaktadır [30, 38]. Bu sayede fiziksel kalınlık artırılmadan optik kalınlık önemli ölçüde yükseltilmekte ve cihazın fotovoltaik performansı iyileştirilmektedir [39, 67]. Plazmonik nanoparçacıklar, görünür bölgedeki SPR özellikleriyle ışık yönetiminde etkin rol oynamaktadır [33, 36, 37]. Şekil 1.14’te, Ag, Au ve Cu nano katmanlarına ait SPR olayının gerçekleştiği dalga boyları gösterilmektedir.



Şekil 1.14. Ag, Au ve Cu nanoparçacıklar için yüzey plazmon soğurma bantları [93]

Optikte yüzey plazmonların varlığına izin veren teknik, toplam iç yansımanın kullanımına dayanmaktadır. Toplam iç yansıma ile hızı geliş acısına bağlı olan ışığı yansıtan yüzey boyunca elektromanyetik bir dalga yayılır. Belli bir geliş açısında, bu dalganın titreşim hızı metal nanoparçacığın titreşim hızıyla çakışırsa toplam iç yansıma koşulları ihlal edilir ve SPR olayı gerçekleşir. Metalik nanoparçacık plazmon özelliği kazandığında elektromanyetik alan şiddeti ve foton durum yoğunluğu artar. Bununla birlikte metalik nanoparçacıkların geometrisine (küre, silindir vb.), boyutuna ve doğasına bağlı olarak SPR olayının farklı dalga boylarında gerçekleştiği yapılan çalışmalardan bilinmektedir [41, 42]. Küresel Au ve Cu nanoparçacıklarda SPR olayı sırasıyla 520 nm ve 650 nm dalga boylarında gerçekleşmektedir. Bu da küresel Au nanoparçacıkların plazmon etkili güneş pili yapımında kullanılmasını önemli kılmaktadır. Şekil 1.15'te verilen şematik modelde dış elektromanyetik alanın etkisiyle bir metalik nanoparçacığa plazmon özelliğinin kazandırılması anlatılmaktadır. Görüldüğü üzere, elektromanyetik dalganın etkisiyle metal nanoparçacık içindeki serbest elektron bulutu yer değiştirir ve böylece metal atomlarının pozitif yüklü çekirdekleri zıt yönde açığa çıkar. Bu yük ayrımı, yer değiştiren serbest elektronlar ile pozitif çekirdekler arasında elektrostatik bir çekim kuvveti doğmasına neden olur. Ortaya çıkan bu salınım, serbest elektron gazının dış alan tarafından uyarılan ve zamanla sönümlenen kolektif salınım hareketini, yani yüzey plazmon rezonansını ifade eder. Böyle parçacıklara plazmon özellikli parçacıklar denilir.

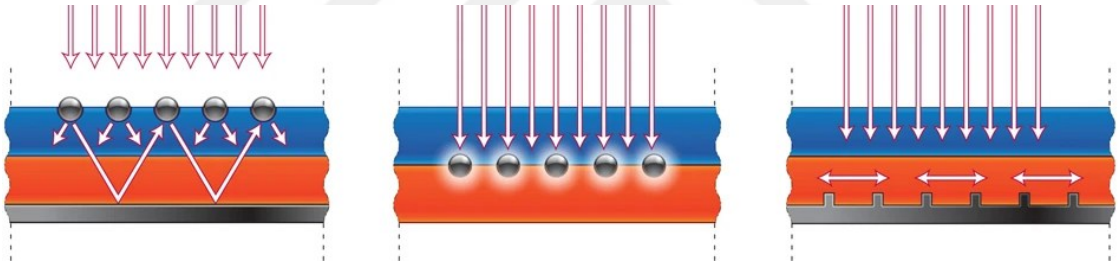
Tüm salınım süreçlerinde olduğu gibi, meydana gelen bu olgu bir rezonans özelliğine sahiptir. Bu da soğurma spektrumunun belirli bir dalga boyunda keskin bir artışla ifade edilir. SPR olayı gerçekleştiğinde meydana gelen titreşimlerin etkisiyle elektronların bir kısmı plazmondan kopar ve bir alt tabakaya geçerek iletkenliğe katkı sağlar**.** Böylece plazmonlar sayesinde güneş pilinin daha fazla foton soğurmasına gerek kalmaz ve aygıtın daha fazla ısınması önlenir.



Şekil 1.15. Dış elektromanyetik etkiye maruz bırakılan metalik nanoparçacığın sergilediği fiziksel sürecin şematik görünümü [94]

Günümüzde yüzey plazmon rezonans etkilerini kullanarak güneş pillerinde ışık hapsetme kapasitesini arttırmak için farklı tasarım modelleri kullanılmaktadır [95-100]. Şekil 1.16'da çalışmalarda kullanılan üç farklı model verilmiştir. Bu modeller kullanılarak ince film fotoaygıtlarda fiziksel kalınlığı arttırmadan optik kalınlığının arttırılması sağlanmaktadır. Şekil 1.16a'da verilen modelde güneş pilinin ön yüzeyine yerleştirilen nanoparçacıklar tarafından soğrulan ışık hücre içerisine geniş açılarla saçılarak kristal yapı içerisinde hapsedilir ve etkili optik yol uzunluğu arttırılmış olur. Nanoparçacık tarafından saçılan ışık yüksek kırılma indisine sahip yarıiletken içerisine doğru dağılmaya meyillidir. Bu durum yansımanın azaltılmasını sağlayarak foton emiliminde ve aygıtın veriminde artışa neden olmaktadır [101, 102]. Şekil 1.16b'de verilen model görüntüsünde ise fotoaktif katman içerisine gömülü nanoparçacıklar gelen fotonların daha etkili soğrulmasını sağlamaktadır. Foton emilimindeki artışlar nanoparçacıkların yakın alan bölgesinde (5-10 nm) elektromanyetik alanın artışına neden olarak ortama sıcak elektronların saçılmasını sağlamaktadır [103]. Yarıiletkene gömülü metal nanoparçacıklardaki yerel yüzey plazmonlarının uyarılmasıyla ışık tutulması ile uyarılmış parçacıkların yakın alanı, yarıiletkende elektron-boşluk çiftlerinin oluşmasına neden olur. Yapılan araştırmalarda Au ve Ag nanoparçacıkların 20-40 nm boyutlarından daha

büyük oldukları durumlarda yapıda foton saçılmasının meydana geldiği rapor edilmektedir. Bununla birlikte Au ve Ag nanoparçacıkların 10-15 nm'den küçük olduğu durumlarda ise ortamda sıcak elektron oluşumunun gerçekleştiği bilinmektedir [104]. Şekil 1.16c'de ise güneş pillerinin arka kontak noktasında metalik nanoyapılar bulunan SPPs'e güneş ışığının bağlanması gösterilmiştir. Üçüncü plazmonik ışık yakalama tekniğinde, plazmonik yapı, ışığın kısmen metal-soğurucu arayüzünde yüzey plazmon polaritonlarına dönüştürüldüğü ve kısmen de soğurucunun dalga kılavuzu modlarına bağlandığı bir güneş hücresinin arka yüzeyine yerleştirilir (Şekil 1.16c). Işık, soğurucunun fiziksel kalınlığına kıyasla çok daha uzun bir yol boyunca ilerler ve bu da muazzam emilim artışlarına neden olur. Işık yakalamaya ek olarak, hücrenin arka yüzeyindeki plazmonik katman, yük taşıyıcılarını toplamak için bir elektrot görevi görebilir.



(a) (b) (c)

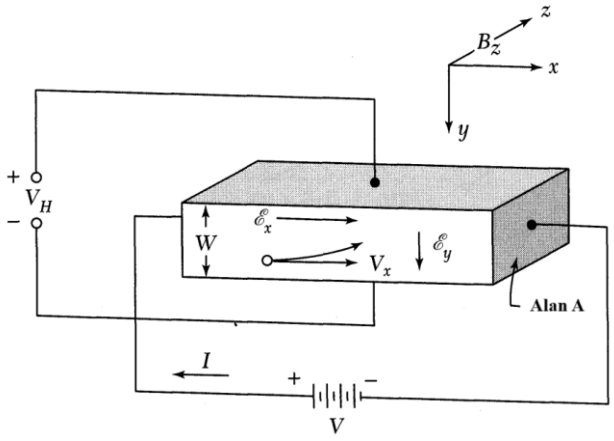
Şekil 1.16. İnce film güneş pillerinde ışık hapsetmek için metalik plazmonik nanoyapıları kullanan üç yöntem (a) Hücrenin yüzeyindeki metalik nanoparçacıklarla saçılan ışığın saçılma etkisi ve açısal yeniden dağılımı, (b) Gömülü metalik nanoparçacıkların yakın alan etkisi, (c) Arka kontak noktasında metalik nanoyapılar bulunan SPPs'e güneş ışığının bağlanması [39]

1.6. Yarıiletkenlerin Elektriksel Analizleri

1.6.1. Hall Olayı

Bir yarıiletkendeki taşıyıcı konsantrasyonu, safsızlık konsantrasyonundan farklı olabilir, çünkü iyonize safsızlık yoğunluğu sıcaklığa ve safsızlık enerji seviyesine bağlıdır. Taşıyıcı konsantrasyonunu doğrudan ölçmek için en yaygın kullanılan yöntem Hall etkisidir. Hall ölçümü, yük taşıyıcıları olarak boşlukların varlığını göstermek için en ikna edici yöntemlerden biridir, çünkü ölçüm doğrudan taşıyıcı tipini verebilir. Şekil 1.17, x

ekseni boyunca uygulanan bir elektrik alanını ve x ekseni boyunca uygulanan bir manyetik alanı göstermektedir [79].



Şekil 1.17. Hall etkisini kullanarak taşıyıcı yoğunluğunu ölçmek için kullanılan sitemin şematik gösterimi [79]

Bir p-tipi yarıiletken örneği ele alındığında manyetik alandan kaynaklanan Lorentz kuvveti, x yönünde akan boşluklara, yukarı doğru bir kuvvet uygulayacaktır. Yukarı doğru yönlendirilmiş akım, aşağı doğru yönlendirilmiş bir elektrik alanına $\mathcal{E}_y$ yol açan boşlukların birikmesine neden olur. Sabit durumda y yönünde net bir akım akışı olmadığından, y ekseni boyunca elektrik alanı Lorentz kuvvetini tam olarak dengeler (Eşitlik 1.6 ve Eşitlik 1.7). Elektrik alanı $\mathcal{E}_y$, $v_x B_z$'ye eşit olduğunda, boşluklar x yönünde sürüklenirken y yönünde net bir kuvvet oluşmaz. Elektrik alanının oluşması Hall etkisi olarak bilinir. Eşitlik 1.7'deki elektrik alanına Hall alanı denir ve terminal voltajı $V_H = \mathcal{E}_y W$ (Şekil 1.17) Hall voltajı olarak adlandırılır.

$$q \cdot \mathcal{E}_y = q \cdot v_x \cdot B_z \tag{1.6}$$

$$\mathcal{E}_y = v_x \cdot B_z \tag{1.7}$$

Boşluk sürüklenme hızı için Eşitlik 1.7'deki Hall alanı aşağıdaki eşitlik ile ifade edilir.

$$\mathcal{E}_y = \left(\frac{J_p}{qp}\right) \cdot B_z = R_H \cdot J_p \cdot B_z \tag{1.8}$$

$$R_H \equiv \frac{1}{qp} \tag{1.9}$$

Hall alanı $\mathcal{E}_y$, akım yoğunluğu ve manyetik alanın çarpımına orantılıdır. Orantılılık sabiti R_H, Hall katsayısıdır. Benzer bir sonuç, Hall katsayısının negatif olması dışında, n-tipi bir yarıiletken için elde edilebilir:

$$R_H = -\frac{1}{qn} \tag{1.10}$$

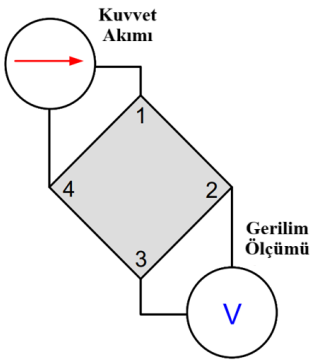
Bilinen bir akım ve manyetik alan için Hall voltajının ölçümü Eşitlik 1.11'i verir.

$$p = \frac{1}{q \cdot R_H} = \frac{J_p \cdot B_z}{q \cdot \mathcal{E}_y} = \frac{(I/A) \cdot B_z}{q \cdot (V_H/W)} = \frac{I \cdot B_z \cdot W}{q \cdot V_H \cdot A} \tag{1.11}$$

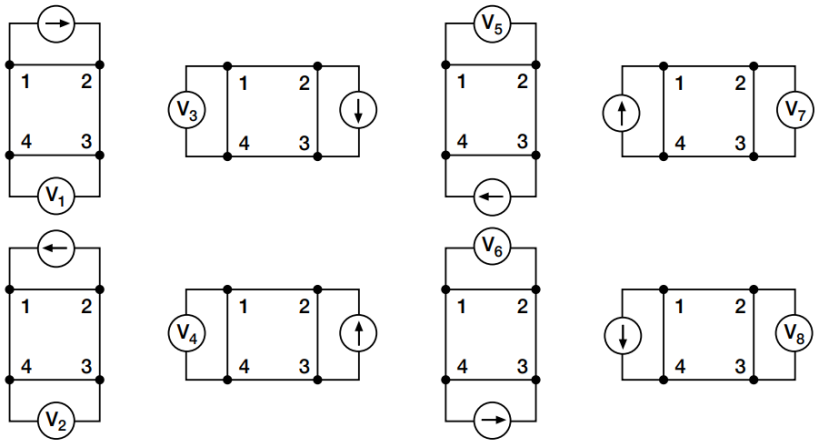
Bu eşitliğin sağ tarafındaki tüm nicelikler ölçülebilir. Böylece taşıyıcı yoğunluğu ve taşıyıcı türü doğrudan Hall ölçümünden elde edilebilir [79].

1.6.2. Van der Pauw Yöntemi

Yarıiletken malzemelerin özdirenci genellikle Van der Pauw yöntemi kullanılarak analiz edilir. Bu dört noktalı yöntem, tekdüze kalınlıktaki küçük, düz şekilli numunelerde kullanılır. Akım, örnekteki iki noktadan geçirilir ve Şekil 1.18'de gösterildiği gibi zıt iki terminal boyunca gerilim ölçülür. Bu ölçüm, Şekil 1.19'da gösterilen konfigürasyonlar kullanılarak örneğin çevresi etrafında sekiz kez tekrarlanır [105].



Şekil 1.18. Van der Pauw konfigürasyonu [105]



Şekil 1.19. Van der Pauw direnç ölçüm tekniği uygulaması [105]

Sekiz gerilim ölçümü (V_1-V_8) ve test akımı (I) serisi, aşağıdaki eşitliklere dayalı olarak özdirenci (ρ) hesaplamak için kullanılır:

$$\rho_A = \frac{\pi}{ln2} \cdot f_A \cdot t_s \cdot \frac{(V_1 - V_2 + V_3 - V_4)}{4I} \tag{1.12}$$

$$\rho_B = \frac{\pi}{ln2} \cdot f_B \cdot t_s \cdot \frac{(V_5 - V_6 + V_7 - V_8)}{4I} \tag{1.13}$$

Burada, ρ_A ve ρ_B ohm·cm cinsinden yoğunluk dirençleri, t cm cinsinden numune kalınlığı, V_1-V_8 voltmetre tarafından ölçülen gerilimler, I amper cinsinden örnekten geçen akım, f_A ve f_B örnek simetrisine dayalı geometrik faktörlerdir. f_A ve f_B Eşitlik 1.14 ve Eşitlik 1.15'te verilen Q_A ve Q_B direnç oranları ile ilişkilidir (mükemmel simetri için f_A=f_B=1).

$$Q_A = \frac{V_1 - V_2}{V_3 - V_4} \tag{1.14}$$

$$Q_B = \frac{V_5 - V_6}{V_7 - V_8} \tag{1.15}$$

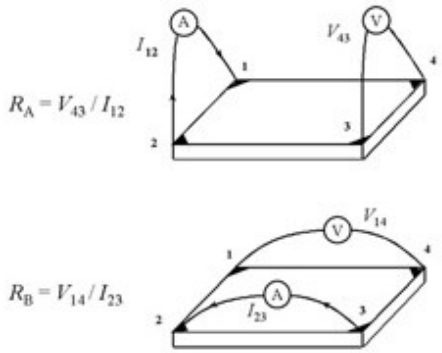
Ayrıca Q ve f'nin ilişkisi şu şekildedir:

$$\frac{Q-1}{Q+1} = \frac{f}{0.693} arc\ cosh\left(\frac{e^{0.693/f}}{2}\right) \tag{1.16}$$

ρ_A ve ρ_B bilindiğinde, ortalama özdirenç (ρ_{ort}) aşağıdaki şekilde belirlenebilir [105]:

$$\rho_{ort} = \frac{(\rho_A + \rho_B)}{2} \tag{1.17}$$

Şekil 1.20'de Van der Pauw yönteminin basit geometrilere sahip malzemeler için kullanımı gösterilmiştir.



Şekil 1.20. R_A ve R_B karakterizasyonun belirlenmesinde kullanılan Van der Pauw konfigürasyonu [106]

İlk olarak, 1 ve 2 numaralı kontak noktaları arasında bir DC akım (I) uygulanır ve 3 ve 4 numaralı noktalar arasında oluşan gerilim farkı (V_{43}) ölçülür. Daha sonra, 2 ve 3 numaralı kontaklar arasında aynı büyüklükte DC akım (I) uygulanır ve 1 ve 4 numaralı noktalar arasındaki gerilim farkı (V_{14}) ölçülür. Bu ölçümlerden elde edilen değerler kullanılarak, aşağıdaki şekilde tanımlanan iki farklı direnç (R_A ve R_B) değeri hesaplanır:

$$R_A = \frac{V_{43}}{I_{12}} \quad ve \quad R_B = \frac{V_{14}}{I_{23}} \tag{1.18}$$

Bu ölçüm ile R_S levha direnci tespit edilir. Eşitlik 1.19 R_A, R_B ve levha direnci (R_S) arasındaki ilişkiyi ifade eden Van der Pauw denklemini gösterirken, Eşitlik 1.20 ise kütlesel elektriksel direncin formülasyonunu göstermektedir.

$$\exp\left(-\frac{\pi \cdot R_A}{R_S}\right) + \exp\left(-\frac{\pi \cdot R_B}{R_S}\right) = 1 \tag{1.19}$$

$$\rho = R_S . d \tag{1.20}$$

1.6.3. Sıcak Uç Yöntemi ile Yarıiletkenlerin İletkenlik Tipinin Belirlenmesi

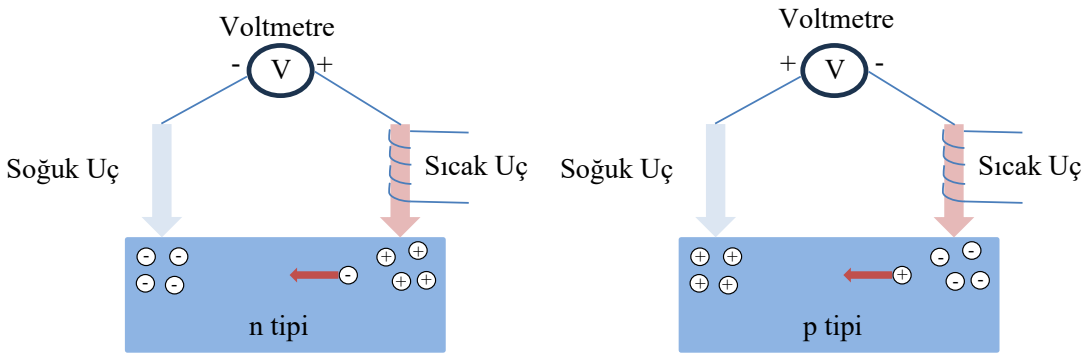
Bir yarıiletken malzemenin iletkenlik tipi Seebeck etkisinden yararlanan sıcak uç yöntemi ile tespit edilebilir. Bu yöntemde, biri sıcak diğeri soğuk olmak üzere iki prob örnek yüzeyiyle temas halinde tutulur. Termal gradyanlar bir yarıiletkende akımlar üretir. Sıcaklık gradyanı tarafından üretilen termal Seebeck voltajının işareti, malzemenin n-tipi veya p-tipi iletkenliğe sahip olup olmadığını gösterir. n-tipi ve p-tipi malzemeler için çoğunluk taşıyıcı akımları sırasıyla Eşitlik 1.21 ve Eşitlik 1.22 ile elde edilir.

$$J_n = -q \cdot n \cdot \mu_n \cdot P_n \cdot \frac{dT}{dx} \tag{1.21}$$

$$J_p = -q \cdot p \cdot \mu_p \cdot P_p \cdot \frac{dT}{dx} \tag{1.22}$$

Burada q yük, n ve p elektron ve boşluk sayıları, μ yük taşıyıcılarının hareketliliği, dT/dx sıcaklık gradyanı, Pn < 0 ve Pp > 0 diferansiyel termoelektrik güçtür.

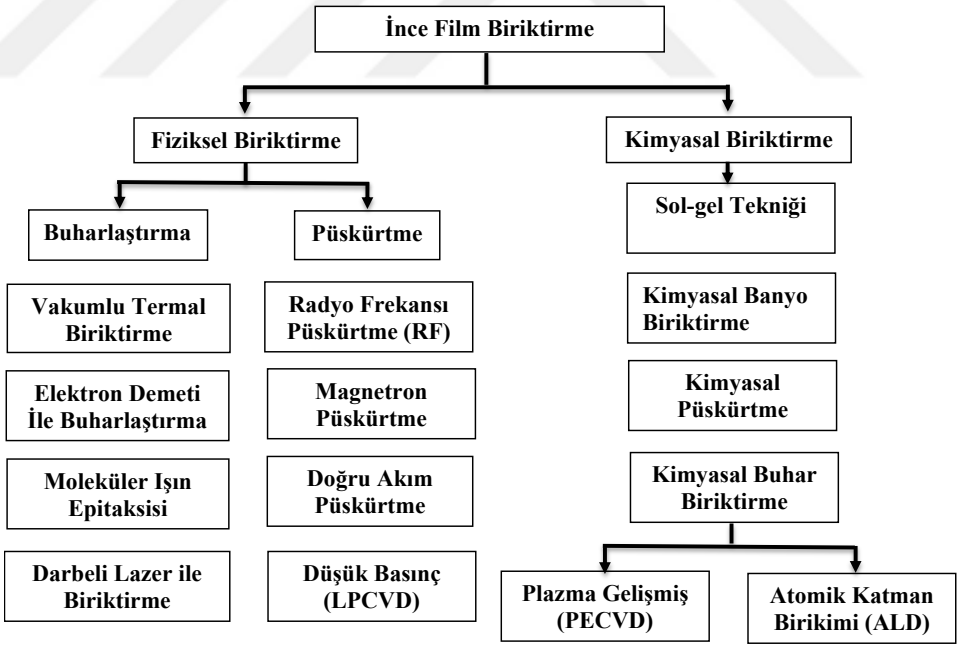
Şekil 1.21'de, dT/dx> 0'dır ve n-tipi bir örnekteki elektron akımı sağdan sola doğru akar. Termoelektrik güç bir akım jeneratörü olarak düşünülebilir. Akımın bir kısmı voltmetreden geçerek sıcak probun soğuk proba göre pozitif potansiyel geliştirmesine neden olur. Elektronlar sıcak bölgeden soğuk bölgeye doğru yayılarak difüzyona engel olan bir elektrik alanı oluşturur. Elektrik alanı, sıcak probun soğuk proba göre pozitif olduğu voltmetre tarafından algılanan bir potansiyel üretir. Benzer mantık, p-tipi örnekler için zıt potansiyele yol açar [107].



Şekil 1.21. Sıcak uç yöntemiyle n-tipi ve p-tipi yarıiletkenin iletkenlik tipinin tespiti [80]

1.7. İnce Film Üretim Teknikleri

İnce filmler, kaplanacak malzemenin atomlarının ya da moleküllerinin, bir altlık yüzeyine dizilmesi ile ince bir katman şeklinde oluşturulan ve kalınlıkları genel olarak 1 μm'nin altında olan malzemelerdir [108]. Son yıllarda ince filmlerin optik kaplamalar ve elektronik cihazlar üretmek için kullanıldığı görülmektedir [109, 110]. İnce film teknolojisi nano malzemelerin üretilmesinde önemli bir rol oynamakla birlikte, bu teknoloji halen geliştirilmeye devam etmektedir [111]. Yıllar boyunca, çeşitli malzemeler, teknolojik önemleri ve özelliklerine yönelik bilimsel ilgi nedeniyle ince filmler biçiminde üretilmiştir. İnce film üretiminde en güvenilir ve maliyet açısından uygun yöntemi belirlemek amacıyla çeşitli teknikler incelenmiştir. Biriktirme sürecinin doğasına bağlı olarak, ince film biriktirme yöntemleri iki ana gruba ayrılmaktadır. Bunlar fiziksel biriktirme yöntemleri ve kimyasal biriktirme yöntemleridir [112]. Bu yöntemlerin sınıflandırılması ve detaylı gösterimi Şekil 1.22'de sunulmuştur.



Şekil 1.22. İnce film üretim teknikleri

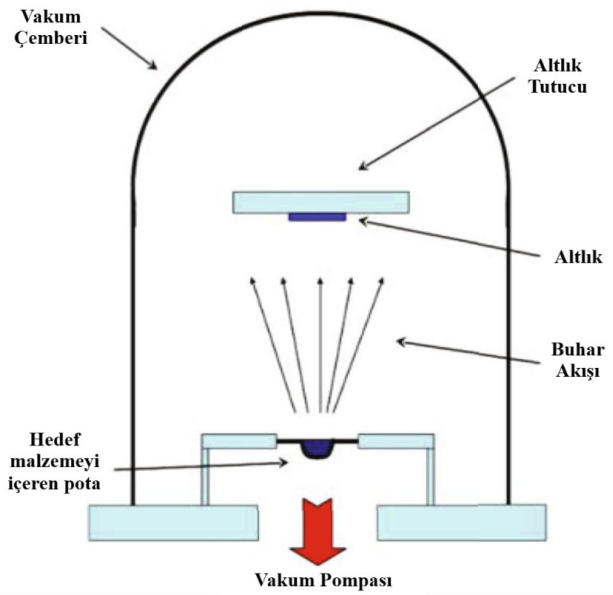
1.7.1 Fiziksel Buhar Biriktirme (PVD)

Fiziksel Buhar Biriktirme (PVD), katı bir malzemenin vakum ortamında buharlaştırıldığı ve saf bir malzeme veya alaşım bileşimli kaplama olarak altlıklar yüzeyinde biriktirildiği

ince film biriktirme tekniğini ifade eder. Katı bir malzemeyi vakumda buharlaştırmayı ve ardından bu malzemeyi bir altlığa biriktirmeyi içeren bir grup ince film biriktirme tekniğini açıklar. Bu şekilde oluşturulan kaplamalar son derece dayanıklıdır ve çizilmeye ve korozyona karşı dirençlidir. PVD, güneş pillerinden gözlük camlarına ve yarıiletkenlere kadar çeşitli cihazların üretiminde kullanılmaktadır [113]. Ayrıca PVD tekniği ile yüksek sıcaklıklara dayanabilen ince filmler üretilebilir. Kimyasal reaksiyonları içeren diğer "ıslak" yöntemlere kıyasla kullanılması, yönetilmesi ve atılması gereken toksik maddelerin sayısını büyük ölçüde azaltan çevre dostu "kaplama" tekniğidir. Son derece saf, temiz ve dayanıklı kaplamalar üretebildiği için Fiziksel Buhar Biriktirme, cerrahi ve tıbbi implant endüstrisi için tercih edilen teknolojidir [114].

1.7.1.1. Vakum Termal Buharlaştırma Tekniği

Vakum termal buharlaştırma tekniği, hedef malzemenin yüksek sıcaklıklarda buharlaştırılması, vakum yoluyla altlığa taşınması ve altlık yüzeyinde katı ince bir film oluşturulmasını içerir [115]. Bu tekniğin şematik görünümü Şekil 1.23'te verilmiştir. Genellikle yüksek vakumda gerçekleştirilen bu işlem, biriktirme işleminde minimum müdahaleye izin verir. Yaygın olarak kullanılan tungsten ısıtıcı kaynaklar hedef malzemeyi ısıtarak yüksek bir termal buharlaşma oranı elde eder. Uygulamaları arasında transistörler ve fotoaygıtlar gibi yarıiletken cihaz üretimi yer alır [115, 116].



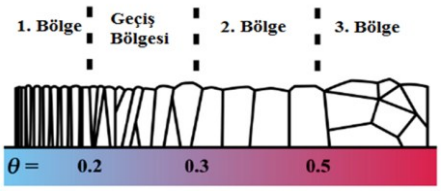
Şekil 1.23. Vakum termal buharlaştırma tekniğinin şematik görünümü [117]

Vakum termal buharlaştırma tekniği, aşağıdaki adımlar aracılığıyla bir altlık yüzeyine ince bir filmin biriktirilmesini içerir:

1. Malzemenin Isıtılması: Hedef malzeme tungsten ısıtıcı kaynak kullanılarak yüksek sıcaklıklara ısıtılır;
2. Buharlaşma: Yüksek sıcaklık, hedef malzemenin buharlaşmasına ve gaz haline gelmesine neden olur;
3. Vakum Ortamı: İşlem, hava parçacıklarından gelen girişimi ortadan kaldırmak ve kontrollü biriktirmeyi kolaylaştırmak için vakum ortamında gerçekleştirilir;
4. Altlık Yüzeyine Taşıma: Buharlaştırılmış malzeme, ince film biriktirmenin istendiği altlık yüzeyine vakum yoluyla taşınır;
5. Yoğunlaşma: Altlık yüzeyine ulaştığında, buharlaştırılmış malzeme altlık yüzeyinde yoğunlaşarak katı bir ince film oluşturur;
6. Katı Film Oluşumu: Yoğunlaştırılmış malzeme altlık yüzeyinde katılaşarak belirli özelliklere sahip istenen ince filmi oluşturur [115].

1.7.1.2. Kriyojenik Altlık Etki Tekniği

Kriyojenik yöntem, yüzey difüzyonunu azaltarak yüksek kaliteli ince filmlerin üretilmesini sağlar [118-121]. Bu tekniğin en önemli avantajlarından biri, düşük altlık sıcaklıkları kullanılarak ince filmlerdeki parçacık boyutunu azaltma yeteneğidir. Geleneksel ince film büyüme süreçlerinde, film oluşumu yapısal bölge modeli ile açıklanmaktadır. Bu model, buhar fazından gelen parçacıkların yüzey veya hacim difüzyonuna dayalı büyüme davranışını açıklar ve altlık sıcaklığına ($\theta = T_s/T_m$, burada T_s altlık sıcaklığı ve T_m malzemenin erime noktasıdır) büyük ölçüde bağlıdır. Bu modele göre, film büyümesi Şekil 1.24'den de görüldüğü üzere dört ayrı sıcaklık bölgesinde meydana gelir (1. Bölge: $T_s/T_m < 0.2$, Geçiş Bölgesi: $0.2 < T_s/T_m < 0.3$, 2. Bölge: $0.3 < T_s/T_m < 0.5$ ve 3. Bölge: $T_s/T_m > 0.5$).



Şekil 1.24. Yapısal bölge modeline göre altlık sıcaklığına bağlı olarak film büyüme süreçlerinin şematik gösterimi [122]

Yarıiletken ve metalik ince filmler için 200 K altlık sıcaklığında, film büyüme mekanizması, tipik olarak sınırlı difüzyon ve sütunlu mikro yapılarla sonuçlanan 1. Bölge'ye karşılık gelir. Bununla birlikte, Belyaev ve Rubets (2001) [121], bu düşük sıcaklık koşulları altında büyütülen belirli ince filmlerin yapısal bölge modeli tarafından tahmin edilenden daha yüksek yapısal kalite sergilediğini bildirmiştir. Bu sapma, film oluşumunun yalnızca difüzyon süreçlerine bağlı olmayabileceğini düşündürmektedir. Bu bağlamda, doğrusal olmayan Soliton dalga modeli adı verilen alternatif bir mekanizma önerilmiştir. Bu model, düşük sıcaklıkta biriktirme sırasında altlık film arayüzündeki dislokasyonlar ile yüzey parçacıkları arasındaki etkileşimlerden kaynaklanan parçacık hareketliliğini açıklar. Soliton hareketi, dislokasyon kusurlarını karakterize eden ve enerji kaybı olmadan kütle taşınımını sağlayan Burger vektörü boyunca meydana gelir. Altlığın kristal yapısı, Burger vektörünü hizalayarak, soliton dalga etkisi nedeniyle parçacıkları tekdüze bir yöne yönlendirir. Bu tür denge dışı büyüme koşulları, homojen ince filmlerin oluşmasını sağlar. Bu modele göre, yalnızca kritik büyüklükteki nötr kümeler soliton dalgalarının oluşumunu başlatır. Bu durum, eşit parçacık boyutu dağılımına ve gelişmiş yapısal kaliteye sahip ince filmlerin üretilmesine yol açar. Soliton dalga modeli matematiksel olarak aşağıdaki ifade ile tanımlanır [121]:

$$\frac{a(T_r) - b(T_f)}{b(T_f)} > \left(\frac{2}{\pi}\right)^{3/2} \sqrt{\frac{f}{\lambda} \cdot a(T_r)} \tag{1.23}$$

burada $a(T_r)$ ve $b(T_f)$, sırasıyla altlığın ve film parçacığının birim hücre parametrelerini temsil eder ve f ve λ ise ikisi arasındaki etkileşimi karakterize eden parametrelerdir. Bu eşitsizlik sağlandığında, film büyümesi Soliton dalgası yayılımı için uygun koşullar altında ilerler ve böylece ince filmlerin yapısal ve elektriksel özellikleri iyileşir [122].

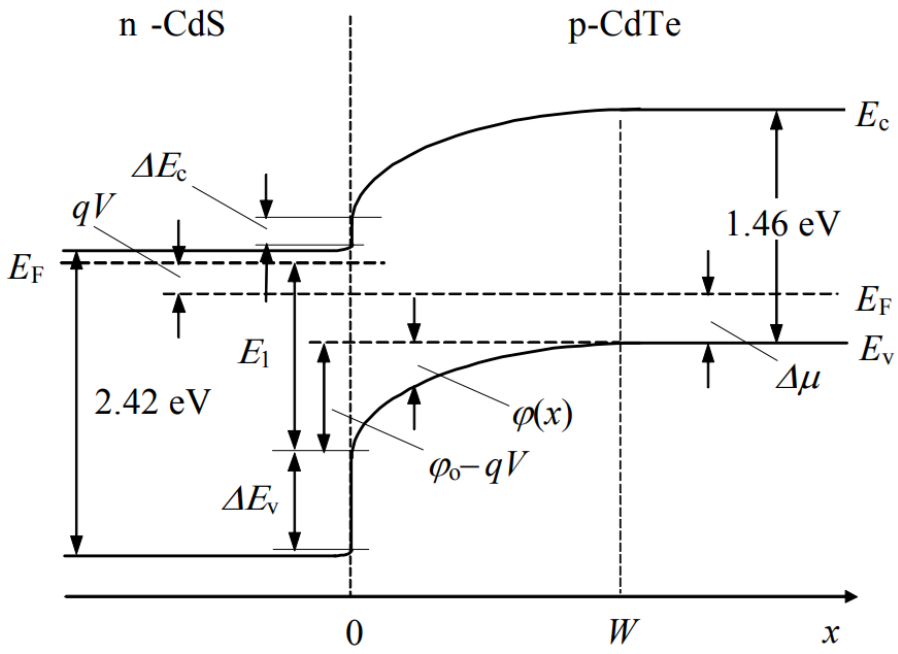
2. BÖLÜM

LİTERATÜR TARAMASI

2.1. Literatürde CdS/CdTe Güneş Pilleri Üzerine Yapılan Çalışmalar

Son yıllarda, cam altlıklar yüzeyinde üretilen ince film CdS/CdTe güneş pillerinin, ticari olarak üretim potansiyelinin yüksek olduğu görülmektedir [123]. CdS/CdTe tabanlı ince film güneş pilleri, teorik verimliliklerinin ~%28 [124] ve deneysel verimliliklerinin ~%22 [125] olması nedeniyle ön plana çıkmaktadır. Bu durum CdS/CdTe güneş pillerinin gelen fotonların çoğunu soğurma kabiliyetleri ve yüksek kararlılıkları gibi çeşitli etmenlerden kaynaklanmaktadır [126]. Şekil 2.1'de CdS/CdTe heteroekleminin enerji band diyagramı verilmiştir. Şekilden görüldüğü üzere özellikle, CdS ince filmleri, geniş doğrudan bant aralıkları (~2.42 eV), görünür bölgede optik şeffaflıklarının iyi olması ve n-tipi iletkenlikleri [127, 128] nedeniyle CdTe hücrelerinde genellikle optik pencere katmanı olarak kullanılır. CdS/CdTe güneş pillerinde, CdTe filmi ~1.46 eV enerji band aralığı değerine ve 10^5 cm^{-1}'lik yüksek bir soğurma katsayısına sahip olmaktadır [128, 129]. CdTe filminin kalınlığı malzemenin tüketimini ve üretim maliyetini düşürmek için azaltılmak istenmektedir [130, 131]. Son araştırmalar, tandem konfigürasyonları ve binalardaki ve araçlardaki pencerelere entegrasyonu gibi çoklu uygulamaları nedeniyle kısmen şeffaf CdS/CdTe ultra ince güneş pillerine odaklanmıştır [132]. Bahsedilen bu uygulamalar için, ultra ince CdS/CdTe güneş pillerinin, uygulamalarına bağlı olarak mümkün olan en yüksek verimliliğe ve görünür bölgede iyi optik özelliklere sahip olması gerektiği unutulmamalıdır [133]. CdS/CdTe güneş pillerinin verimliliğini artırmak için, CdS ince filminin kalınlığındaki bir azalma kuantum verimliliğindeki kayıpları azaltabilir [134]. Ancak, CdS tabakasının kalınlığının 100 nm'nin altına düşürülmesi, iğne delikleri ve süreksizliklerin varlığına neden olabilir [134]. Bu nedenle CdS film kalınlığını azaltmak için bir biriktirme tekniği seçerken özel dikkat gösterilmelidir. Son yıllarda ince

film güneş pillerinin verimliliğini artırmak amacıyla metalik nanoparçacıklar kullanılmaya başlanmıştır. Özellikle görünür dalga boyu aralığında plazmonik özellikler sergileyen metalik nanoparçacıklar katman kalınlığını artırmadan güneş pillerinin verimliliğinde önemli artışlar sağlamaktadır.



Şekil 2.1. Doğru besleme koşulu için n-CdS/p-CdTe heteroekleminin enerji band diyagramı (ΔE_C ve ΔE_V sırasıyla iletim ve valans bantlarının değişimini göstermektedir.) [135]

Chou ve arkadaşları [5], CdTe tabanlı güneş pillerini CdTe/CdS/SnO_2/Cam yapılar üzerine, farklı kalınlıklarda ve çeşitli biriktirme koşullarında Au/Cu kontak yapısıyla kimyasal yöntem kullanarak üretmişlerdir. Araştırmada, Cu metalinin, CdTe ile daha iyi omik kontak oluşumuna katkı sağladığı ve alıcı katkı konsantrasyonunu artırarak güneş pili verimliliği üzerinde önemli bir rol oynadığı belirlenmiştir. Au/Cu birikimi sırasında, CdTe yüzeyinden Cd atomlarının yüzeye doğru difüzyonu gözlemlenmiştir. Cu tabakasının kalınlığının artması, seri direnç ve şönt direnç değerlerinin azalmasına ve güneş pili performansının doğrudan etkilenmesine neden olmuştur. Tablo 2.1'de, farklı Au/Cu kontak kalınlıklarına sahip CdTe güneş pillerinin temel fotovoltaik parametreleri karşılaştırmalı olarak sunulmaktadır.

Tablo 2.1. Farklı Au/Cu kontaklı CdTe güneş pillerinin fotovoltaik parametreleri [5].

Fotovoltaik Parametreler	**500 Å Au**	**400 Å Au 100 Å Cu**	**200 Å Au 300 Å Cu**
V_{OC} (V)	0.7075	0.7091	
J_{SC} (mA/cm^2)	22.846	23.465	
R_S (Ω.cm^2)	20.46	2.80	Tüm hücreler
R_{Sh} (Ω.cm^2)	530.5	395.06	kısa devre
FF	0.576	0.604	
Verimlilik (%)	9.32	10.06	

Abdullah ve arkadaşları [10], 373 K altlık sıcaklığında termal buharlaştırma tekniğiyle SnO_2/CdS/CdTe heteroeklemi üretmişlerdir. Yapının arka kontağı olarak 0.05 μm kalınlığında Au film biriktirilmiştir. Bu Au tabakanın üzerine 1.2 μm kalınlığında p-CdTe, ardından 0.2 μm kalınlığında n-CdS tabakası buharlaştırılarak yapılandırma tamamlanmıştır. Üstte, yansıma önleyici ve şeffaf iletken oksit görevi gören 0.05 μm kalınlığında SnO_2 tabakası n-CdS üzerine biriktirilmiştir. Son olarak, omik kontak olarak 0.05 μm kalınlığında Al buharlaştırılmıştır. Üretilen hücreler, 573 K sıcaklıkta 60, 120 ve 180 dakika süreyle tavlanmıştır. Tavlama sonrası, 1000 Hz frekansında C-V ölçümleri gerçekleştirilmiştir. Tavlama süresinin artmasıyla birlikte kapasitans değerlerinin azaldığı gözlemlenmiştir. Karanlık ortamda yapılan elektriksel karakterizasyon sonucunda, CdS/CdTe heteroekleminde akım iletim mekanizmasının tünelleme-rekombinasyon süreçleriyle gerçekleştiği belirlenmiştir. Bu yapılar için idealite faktörü 1.56 ve ters doyma akımı (I_0) 9.6×10^{-10} A olarak hesaplanmıştır.

Danylov ve arkadaşları [11] tarafından CdS filmler (100 nm kalınlığında), cam/ITO altlık yüzeyine (ITO kalınlığı 320 nm) magnetron püskürtme yöntemiyle 423 K altlık sıcaklığında 5 dakika sürede biriktirilmiştir. Au ince filmler, magnetron püskürtme yöntemiyle CdS tabakasının yüzeyinde 0.5, 1, 2 ve 3 nm kalınlıklarında 423 K altlık sıcaklığında buharlaştırmıştır. Tavlama 683 K sıcaklıkta hava ortamında iki saat boyunca gerçekleştirilmiştir. Hava ortamında tavlama öncesi ve sonrasında yapının morfolojisi ve optik özellikleri incelenmiştir. Tavlama, filmin bozulmasına ve yapının geçirgenlik spektrumunda önemli bir değişikliğe yol açmıştır. CdS yüzeyindeki Au film, biriken

filmin kalınlığının artmasıyla optik geçirgenliğin azalmasına neden olmuştur. Optik geçirgenlik grafiklerinden 550 nm'de maksimum geçirgenlik konumu, Au film kalınlığından bağımsız olarak tüm grafikler için aynı olmuştur. Pik konumlarının Au film kalınlığına bağlı olduğu ve kalınlığın artışıyla daha uzun dalga boylarına kaydığı tespit edilmiştir. Tavlama ile birlikte uzun dalga boylarında filmin şeffaflığında artış olmuştur. Bu davranışın nedeni olarak, sadece filmin kısmen tahrip olması değil, aynı zamanda CdS'de biriken Au'nun kükürt ile bazı reaksiyonlarının gerçekleşmiş olabileceği düşünülmüştür. Üretilen filmlerde plazmon rezonans olayının gerçekleşmediği görülmüştür. Gömülü Au nanoparçacıklara sahip CdS/CdTe güneş pili üretmek için daha etkili tavlama rejimlerinin gerektiği ve CdS filmi içine kapsüllenmiş nanoparçacık için tavlamadan sonra ek CdS katmanı biriktirilmesi gerektiği sonucuna varmışlardır.

Mohamed ve arkadaşları [12] tarafından, cam altlıklar yüzeyinde 500 ve 1000 nm kalınlıklarında CdTe ince filmleri vakum buharlaştırma tekniği ile oda sıcaklığında hazırlanmış ve ardından bir saat boyunca farklı tavlama sıcaklıklarında (373, 473 ve 573 K) ısıl işlem görmüştür. Farklı tavlama sıcaklıklarında elde edilen sonuçlardan ince filmlerin güneş pili üretimi için uygun özelliklere sahip olduğu görülmüştür. Güneş pilleri vakumlu termal buharlaştırma ile silisyum altlıklar yüzeyinde (Al/CdS/CdTe/Si/Al) ve cam altlıklar yüzeyinde (Al/CdS/CdTe/Cam/Al) elde edilmiştir. Verimin 1000 nm kalınlığında CdTe filmler kullanılarak Al/CdS/CdTe/Cam/Al için en yüksek %2.18 ve Al/CdS/CdTe/Si/Al için ise %1.12 olduğu görülmüştür.

Lakmal ve arkadaşları [13] tarafından CdS ince filmler, 50-250°C arasında değişen farklı altlık sıcaklıklarında Flor Katkılı Kalay Oksit (FTO) cam yüzeyinde 2 x 10^{-5} Torr vakumda termal buharlaştırma tekniği ile 28 dakika süre ile biriktirilmiştir. Biriktirilen ince filmler daha sonra aynı vakum odasında 3 x 10^{-5} Torr basınç altında 300°C'de 30 dakika süreyle tavlanmıştır. Biriktirme sonrası ısıl işlem görmüş ince filmlerin üzerinde altlık sıcaklığının etkisini incelemek için optik, yapısal, morfolojik ve elektriksel özellikleri analiz edilmiştir. Altlık sıcaklığındaki artış, optik geçirgenlik spektrumunun absorpsiyon kenarlarını maviye kaydırarak enerji bant aralığının 2.42-2.46 eV arasında değişmesine neden olmuştur. En iyi optik pencere katmanı özellikleri ve elektriksel özellikler, 175°C altlık sıcaklığında biriktirilen CdS ince filmde görülmüştür. Termal

buharlaştırma tekniği kullanılarak üretilen CdS/CdTe hücrelerde 175°C altlık sıcaklığında büyütülen CdS ince film için %3.76'lık en yüksek verim elde edilmiştir.

Kim ve arkadaşları [14], CdS/$CuInSe_2$ güneş pillerinde optik pencere katmanı olarak kullanılmak üzere 1 μm kalınlığında CdS filmlerini, vakumlu buharlaştırma yöntemiyle ve farklı biriktirme koşullarında üretmişlerdir. Biriktirme hızları 0.73 ve 3.3 nm/s, altlık sıcaklıkları ise 50-225°C aralığında değiştirilmiştir. CdS filmlerinin elektriksel özdirenci, optik geçirgenliği ve yansıma spektrumları ölçülerek biriktirme koşullarının film özellikleri üzerindeki etkileri analiz edilerek aşağıdaki sonuçlar elde edilmiştir:

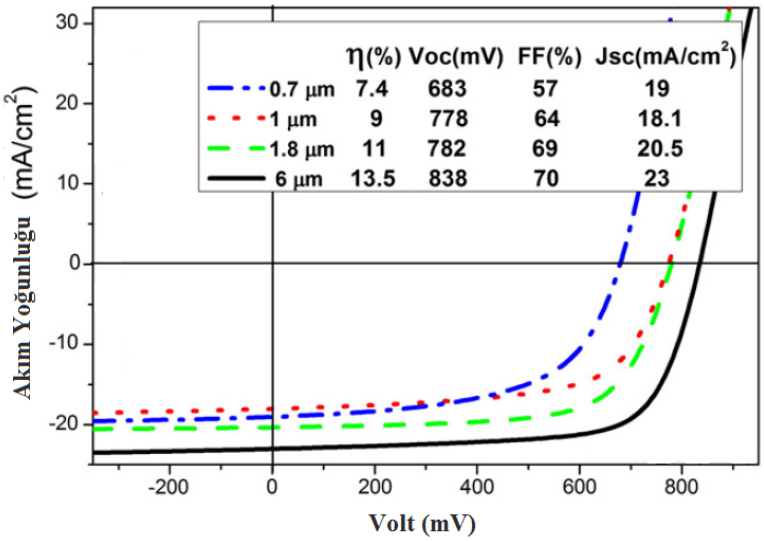
- Altlık sıcaklığı azaldıkça, CdS filmlerinin özdirenci önemli ölçüde azalmıştır.
- Yüksek biriktirme hızıyla üretilen filmler, düşük hızlılara göre daha düşük özdirenç göstermiştir. Ancak, yüksek hız ile çok düşük altlık sıcaklığının birleşimi, dirençte yeniden bir artışa yol açmıştır.

Optik geçirgenlik açısından:

- Altlık sıcaklığı ilk azaldığında geçirgenlik artmış, ancak sıcaklık daha da düştüğünde geçirgenlik yeniden azalmıştır.
- Özellikle <100°C altlık sıcaklıklarında geçirgenlik, biriktirme hızına güçlü biçimde bağlıyken, >100°C sıcaklıklarda bu bağımlılığın ortadan kalktığı gözlemlenmiştir.

Kumazawa ve arkadaşları [15] tarafından, CdS/CdTe ince film güneş pillerinin üretiminde CdS katmanı kimyasal buhar biriktirme yöntemiyle ve CdTe katmanı ise yakın mesafeli süblimasyon (CSS) yöntemiyle, ITO/7059 altlık üzerinde biriktirilmiştir. Güneş pili performansının öncelikle CdS filminin kalınlığına bağlı olduğu ve güneş pili verimliliğinin 60 nm kalınlığında CdS film için en yüksek olduğu tespit edilmiştir.

Salavei ve arkadaşları [16] tarafından, farklı kalınlıklarda (0.7-6 μm) vakum buharlaştırma yöntemi ile üretilen CdTe katmanın CdS/CdTe güneş pilleri üzerine etkisi incelenmiştir. Verimlilik, ince CdTe hücreleri için %7'den standart kalınlık için %13.5'e kadar değişiklik göstermiştir. Şekil 2.2’de farklı CdTe kalınlıklarında üretilen güneş pillerinin akım yoğunluğu-gerilim grafiği verilmiştir.



Şekil 2.2. Farklı CdTe kalınlıklarında üretilen güneş pillerinin akım yoğunluğu-gerilim grafiği [16]

Sinha ve arkadaşları [17] yaptıkları çalışmada, kimyasal banyo biriktirme tekniğini kullanarak CdS filmleri soda kireç, ITO ve FTO altlıklar yüzeyinde 1 saat süreyle biriktirmişlerdir. Üretilen filmler 1 saat boyunca 200℃'de tavlama işlemine tabi tutulmuştur. XRD spektrumları, biriktirilen CdS filmlerinin kübik kristal yapıda olduğunu göstermiştir. En yüksek yansıma şiddeti, FTO altlık üzerinde biriktirilen filmde tespit edilmiştir. Taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüleri, filmlerin homojen ve pürüzsüz yapıda olduğunu göstermiştir. Soda kireç, ITO ve FTO altlıklarında biriktirilen CdS filmlerinin yüzey pürüzlülük değerleri sırasıyla 35.87, 27.49 ve 14.32 nm olarak bulunmuştur. CdS filmlerinin enerji bant aralığı değerlerinin 2.27-2.33 eV aralığında olduğu hesaplanmıştır. CdTe/CdS güneş pilini üretmek için, CdTe katmanı, ITO-CdS ve FTO-CdS katmanlarında ayrı ayrı biriktirilmiştir. Güneş pili yapısını tamamlamak için üst tabakaya Ag arka kontak kullanılmıştır. ITO-CdS ve FTO-CdS pencere katmanları ile üretilen CdTe/CdS hücrelerinin verimleri sırasıyla %8.47 ve %9.65 olarak tespit edilmiştir.

Ahmed ve arkadaşları [18] tarafından elektron ışını kullanılarak çeşitli kalınlıklarda (75-375 nm) ITO filmler üretilmiş ve bu filmlerin CdS/CdTe güneş pillerinin fotovoltaik parametrelerine olan etkisi incelenmiştir. ITO pencere katmanı kalınlığı 325 nm olduğunda en yüksek fotovoltaik parametreler elde edilmiş ve Jsc = 17 mA/cm^2, Voc = 0.82 V, FF = %57.4, verim %8.6 olarak hesaplanmıştır.

Horsley ve arkadaşları [19] tarafından Au/Cu/CdTe/CdS yapılı ince film güneş pillerinde Au/Cu arka kontak yapısı incelenmiştir. CdS (0.12 μm) ve CdTe (2 μm) katmanları magnetron püskürtme yöntemi kullanılarak FTO kaplı 3 mm kalınlığında TEC15 soda kireç camı üzerinde hazırlanmıştır. Arka kontak noktası olarak CdTe yüzeyine 3 nm kalınlığında Cu ve ardından 20 nm kalınlığında Au buharlaştırılmıştır. Daha sonra hava ortamında 45 dakika boyunca 150°C'de son bir ısıl işlem adımına tabi tutulmuştur. İşlemden sonra, hava ortamında, N_2'de, AM 1.5 aydınlatmaya maruz bırakılan ve karanlıkta tutulan numunelerin her biri 85°C'de iki hafta boyunca işlemlerden geçirilmiştir. 2 μm kalınlığındaki CdTe katmanı boyunca ve Au/Cu arka kontağına kükürt difüzyonu olduğu görülmüştür. X-ışını emisyon spektroskopisi (XES) kullanılarak arka kontakların altında önemli bir kükürt sinyali görülmüş ve hem AuS hem de $Cu_{2-x}S$ benzeri özellikler gözlemlenmiştir. Kükürttün ağırlıklı olarak CdS ortamında olduğu ve CdTe yüzeyine yayılmadığı tespit edilmiştir. Au/Cu yapısının CdS/CdTe güneş pillerine uygulanmasının uygun olduğu elde edilen sonuçlardan tespit edilmiştir.

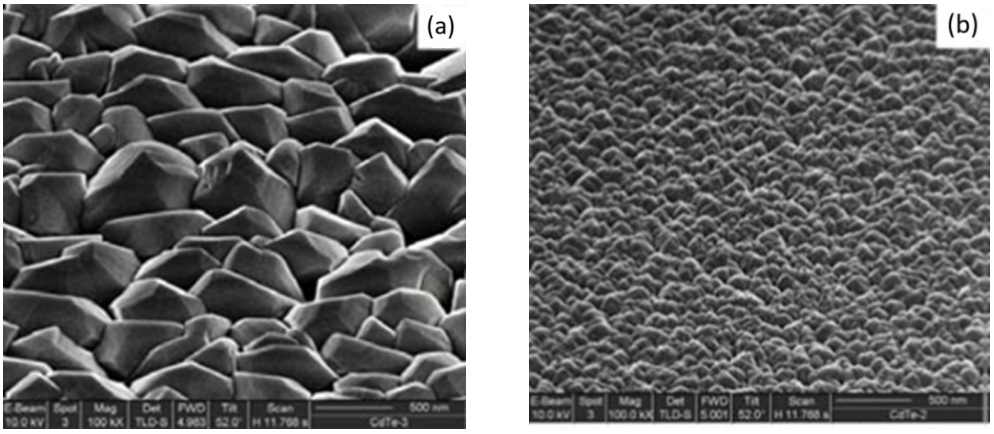
Odah [23], yaptığı çalışmada, SCAPS programı kullanarak kalınlık, sıcaklık ve aydınlatma gibi farklı birçok parametrenin CdTe temelli güneş pili performansı üzerindeki etkilerini değerlendirmek için simüle etmiş ve incelemiştir. Çalışmada Al/SnO_2/CdS/CdTe/Au yapısına sahip güneş pili kullanılmıştır. Simüle edilen sonuçlar, CdTe kalınlığının (0.5-4 μm) artmasıyla verimde bir artış olduğunu ortaya koymuştur. Tablo 2.2'de CdTe kalınlığına bağlı fotovoltaik parametrelerdeki değişim verilmiştir. Fotoaktif katman kalınlaştıkça Jsc ve Voc artmıştır. Bununla birlikte, doldurma faktörü (FF) önemli ölçüde azalmıştır. FF'deki azalma, CdTe direncinin baskın olduğu seri dirençteki artışa bağlanmıştır.

Tablo 2.2. Farklı CdTe kalınlığına sahip güneş pilinin fotovoltaik parametreleri [23].

Kalınlık [µm]	V_{OC} [V]	J_{SC} [mA.cm^{-2}]	FF [%]	PCE [%]
0.5	0.693	20.93	81.63	11.84
1	0.736	23.04	81.22	13.78
1.5	0.797	23.63	79.38	14.95
2	0.834	23.9	78.97	15.74
2.5	0.85	24.04	78.55	16.05
3	0.86	24.12	77.82	16.14
3.5	0.866	24.16	77.03	16.11
4	0.87	24.19	76.18	16.04

Tomakin ve arkadaşları [63] tarafından gerçekleştirilen çalışmada, CdS ince filmler üç farklı altlık sıcaklığında (100 K, 200 K ve 300 K) üretilmiş ve bu filmlerin yapısal ve elektriksel özellikleri incelenmiştir. X-ışını kırınımı (XRD) analizleri, tüm sıcaklıklarda üretilen CdS filmlerinin hekzagonal kristal yapıya sahip olduğunu ve baskın olarak (002) yönelimi gösterdiğini ortaya koymuştur. Her ne kadar tüm örneklerin yasak enerji aralığı (Eg) 2.42 eV ile aynı değerde belirlenmiş olsa da, film kalınlıklarının altlık sıcaklığına bağlı olarak değiştiği (100 K'de: 1.0 µm, 200 K'de: 1.5 µm ve 300 K'de: 1.6 µm) görülmüştür. Öte yandan, altlık sıcaklığının 300 K'den 100 K'ye düşürülmesiyle, taşıyıcı yoğunluğu önemli ölçüde (300 K: $n = 4.7 \times 10^{17}$ cm^{-3} 100 K: $n = 3.5 \times 10^{15}$ cm^{-3}) azalmıştır. Bu sonuçlar, üretim sıcaklığının CdS filmlerin elektriksel iletkenliği üzerinde belirgin bir etkisi olduğunu göstermektedir.

Bacaksız ve arkadaşları [64], CdTe ince filmleri iki farklı altlık sıcaklığında (200 K ve 300 K) üretmiş ve bu filmlerin yapısal özelliklerini incelemişlerdir. Şekil 2.3a ve b'de sırasıyla 300 K ve 200 K'de üretilen CdTe filmlerine ait taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüleri sunulmuştur. SEM görüntülerine göre, 300 K altlık sıcaklığında üretilen CdTe filmi, farklı boyutlarda adacık yapılar içermekte ve pürüzlü bir yüzey morfolojisi sergilemektedir. Buna karşın, 200 K'de üretilen film, daha eşit boyutlu tanelerden oluşmakta ve homojen bir yüzey yapısı göstermektedir.



Şekil 2.3. (a) 300 K ve (b) 200 K altlık sıcaklığında büyütülen CdTe filmlerin SEM görüntüleri [64]

Shaaban ve arkadaşları [136] yaptıkları çalışmada 100, 150, 200, 250 ve 300 nm kalınlıklarında CdS filmleri 10^{-6} Pa vakum ortamında 150°C altlık sıcaklığındaki cam altlıklar yüzeyine termal buharlaştırma tekniği ile biriktirmişlerdir. Üretilen CdS filmlerin kalınlığının yapısal, morfolojik ve optik özelliklere olan etkisi incelenmiştir. Bu filmlerin yapısı Rietveld yöntemi ve atomik kuvvet mikroskobu (AFM) ile incelenmiştir. CdS/Cam filmlerin hekzagonal wurtzite formda bir yapı gösterdiği tespit edilmiştir. XRD sonuçları film kalınlığı artıkça a ve c örgü parametrelerinin azaldığı ve kristalit boyutunun arttığını göstermiştir. AFM ölçümlerinden kalınlık artışıyla birlikte iç pürüzlülüğün ve yüzey pürüzlülüğünün arttığı tespit edilmiştir. Optik ölçüm sonuçlarından enerji bant aralığı değerinin 100 nm kalınlıkta 2.45 eV'dan 300 nm kalınlıkta ise 2.25 eV'ye değiştiği görülmüştür. Daha sonra Ni/n-CdS/p-CdTe/Pt heteroeklemi oluşturmak amacı ile CdTe ince filmi (500 nm) beş farklı kalınlıktaki (100, 150, 200, 250 ve 300 nm) CdS ince filmler üzerinde biriktirilmiştir. Ön kontak, platin (Pt) (100 nm) CdTe ince filmi yüzeyinde, arka kontak nikel (Ni) (100 nm) cam altlık üzerinde biriktirilen CdS ince filmine temas ettirilmiştir. Üretilen heteroeklemin I-V ölçümlerinden doğrultucu özelliğe sahip olduğu görülmüştür.

Takamoto ve arkadaşları [137] tarafından, %15'in üzerinde yüksek verimliliğe sahip ince film CdS/CdTe güneş pilleri, vakumlu buharlaştırma yöntemi ile üretilmiştir. 10-50 nm kalınlığında indiyum filmler, bir cam/ITO altlık yüzeyine vakumlu buharlaştırma ile biriktirilmiş ve ardından 330°C'nin üzerindeki sıcaklıklarda hava ortamında ısıl işleme tabi tutulmuştur. 80-100 nm kalınlığındaki CdS filmleri, 150°C'lik altlık sıcaklığında

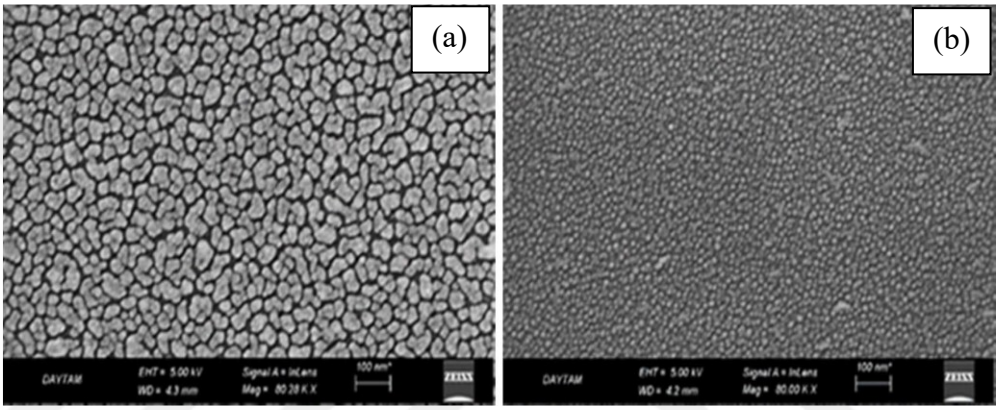
buharlaştırılmıştır. İki aşamalı CdS oluşumunda, CdS filmleri $CdCI_2$ ile ısıl işleme tabi tutulmuş ve ilave olarak ikinci CdS filmleri 150°C sıcaklıkta buharlaştırılmıştır. 4-4.5 μm kalınlığındaki CdTe filmleri, 400°C'lik bir sıcaklıkta vakum buharlaştırma tekniği ile biriktirilmiştir. CdS/CdTe ikili yapısı, 400°C'lik bir sıcaklıkta $CdC1_2$ varlığında ısıl işleme tabi tutulmuştur. Eklem yapısının, şeffaf iletken oksit film üzerine bir In (veya Sn)-oksit ara katmanının eklenmesiyle iyileştirildiği görülmüştür. Ayrıca, iki aşamalı CdS oluşturma yönteminin soda kireç cam üzerinde yüksek verimli güneş pilleri elde etmede etkili olduğu bulunmuştur.

Naderi ve arkadaşları [138] tarafından, CdTe (111) yüzeylerinin A tipi (Cd ile sonlandırılmış) ve B tipi (Te ile sonlandırılmış) varyantlarında Cd ve Te adatomlarının difüzyon davranışları ve göç yolları hesaplamalı olarak incelenmiştir. Bu çalışmada, atomik ve elektronik yapı analizleri Yoğunluk Fonksiyonel Teorisi (DFT) kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Özellikle B tipi yüzeyde, Te ve Cd adatomlarının yüzey altı bölgeleri enerji açısından A tipi yüzey ile karşılaştırıldığında oldukça yakın bulunmuştur. Bu durum, adatomların yüzey altı birikimine yol açmakta ve dolayısıyla film büyümesi sırasında kusur oluşumunu etkileyebilmektedir. Adatomların yüzeyle olan etkileşimi, büyük ölçüde yüzeyin türüne bağlıdır. Her iki yüzey tipiyle Te adatomlarının etkileşimi (A tipi için 5.2 eV, B tipi için 3.8 eV), Cd adatomlarına kıyasla (B tipi için 2.4 eV, A tipi için 0.39 eV) çok daha güçlüdür. Özellikle A tipi yüzey ile Cd arasındaki etkileşim oldukça zayıf olarak belirlenmiştir. Bu bulgular, büyüme süreci boyunca A tipi yüzeyin korunmasının, düzgün ve stokiyometrik bir CdTe ince film büyümesi için kritik bir rol oynadığını ortaya koymaktadır.

Keeble ve arkadaşları [139] tarafından, boşluk kusurlarının karakterizasyonu, CSS yöntemiyle büyütülen CdTe ince filmler üzerinde gerçekleştirmiştir. Çalışmada, yüksek yoğunluklu pozitron demeti kullanılarak değişken enerjili pozitron yok olma ömrü spektroskopisi ölçümleri yapılmış ve farklı tane boyutlarına sahip polikristalin filmlerin kusur profili ortaya konmuştur. Film morfolojisindeki farklılıklar, biriktirme sırasında kullanılan azot basıncının değiştirilmesiyle elde edilmiştir. Ölçümler sonucunda, sırasıyla 321(7) ps ve 450(30) ps pozitron ömürlerine sahip iki farklı boşluk tipi tespit edilmiştir. DFT hesaplamaları, bu boşluklardan ilkinin Cd boşluğu (V_{Cd}) ile, ikincisinin ise ikili boşluk yapısıyla uyumlu olduğunu göstermiştir.

2.2. Literatürde Plazmonik Güneş Pilleri Üzerine Yapılan Çalışmalar

Bir kristal yapıda plazmonik olayının daha etkili gerçekleşebilmesi için metalik nano kümelerin eşit boyutlu ve küresel biçimli olması gerekmektedir [48]. Şekil 2.4'de 300 K ve 200 K altlık sıcaklıklarında cam altlık yüzeyinde üretilmiş Ag filmlerinin FESEM görüntüleri verilmiştir [61]. Görüldüğü üzere 300 K altlık sıcaklığında üretilen film farklı boyutlarda adacıklardan oluşurken 200 K altlık sıcaklığında üretilen Ag filmi soliton büyüme mekanizmasından beklenen eşit boyutlu (10-12 nm) kümelerden oluşmuştur.



Şekil 2.4. (a) 300 K ve (b) 200 K altlık sıcaklıklarında üretilen Ag filmlerin FESEM görüntüleri [61]

Rehman ve arkadaşları [27] tarafından, SiO_2 yansıma önleyici kaplama (ARC) üzerinde kare plazmonik titanyum nanoparçacık dizisinin kadmiyum tellür (CdTe) ince film güneş pilinde kullanımının etkileri incelenmiştir. Yansıma önleyici kaplama ile birlikte metalik nanoyapılardaki lokalize plazmonların uyarılması, aktif CdTe katmanındaki fotonların emilimini önemli ölçüde arttırdığı tespit edilmiştir. Önerilen yapının, görünür dalga boyundan yakın kızılötesine kadar (300 nm'den 1200 nm'ye) geniş bir aralığı kapsayan, 900 nm'nin üzerinde %90'lık bir absorpsiyon bant genişliği sunduğu, ortalama %97.27'den fazla absorbans elde edildiği tespit edilmiştir.

Kusnezh ve arkadaşları [28] tarafından kimyasal olarak biriktirilmiş Au nanoparçacık dizisinin CdS filminin optik özelliklerini nasıl etkilediği araştırılmıştır. Çalışmada CdS ince filmler, 300°C altlık sıcaklığında 10 dakika sürede magnetron RF püskürtme yöntemi ile ITO/Cam yüzeyler üzerinde 100 nm kalınlığında biriktirilmiştir. Au nanoparçacıklar,

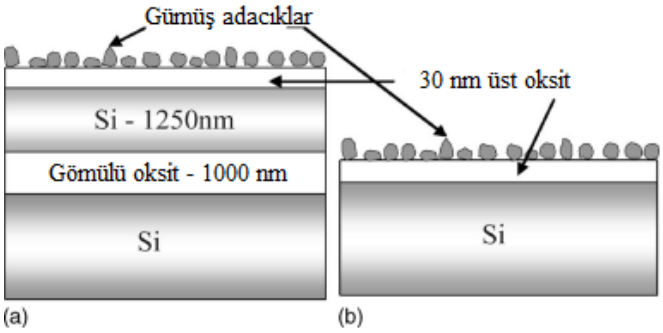
CdS/ITO altlık üzerinde $AuCl_3$, CH_2O ve Na_2C0_3 sulu çözeltilerinin bir karışımından kimyasal olarak biriktirilmiştir. CdS:Au nanoparçacıklar nanokompozit filmler için görünür spektrum aralığında gelişmiş bir ışık emilimi ve ışığa duyarlılık göstermiştir. ITO/CdS:AuNPs/Ag yapıları için spektral duyarlılık bölgesinin uzun dalga boylarına yayıldığı görülmüştür. CdS'nin AuNPs dekorasyonu, hem ölçülen bant aralığının azalmasına hem de gelen ışık saçılması nedeniyle absorbans artışına neden olmuştur.

Shokeen ve arkadaşları [29] tarafından, ZnO/p-Si güneş pili sol-jel tekniği ile üretilmiş ve Ag nanoparçacıklar, darbeli lazer biriktirme tekniği kullanılarak hücrenin üst yüzeyinde biriktirilmiştir. Ag nanoparçacıkların, 500 nm'de güçlü yüzey plazmon rezonans gösterdiği tespit edilmiştir. Ag nanoparçacıkların, kısa devre akım yoğunluğunu 2.05 mA'dan 11.67 mA'ya yükselttiği görülmüştür. Tablo 2.3'de üretilen güneş piline ait sonuçlar verilmiştir.

Tablo 2.3. Güneş pili parametreleri [29].

	J_{SC} [mA/cm^2]	V_{OC} [V]	R_{sh} [Ω.m^2]	R_s [Ω.cm^2]	η [%]
Si/ZnO	2.05	0.19	135	37.58	0.58
(Si/ZnO/Ag)	11.67	0.15	7.22	32	3.68

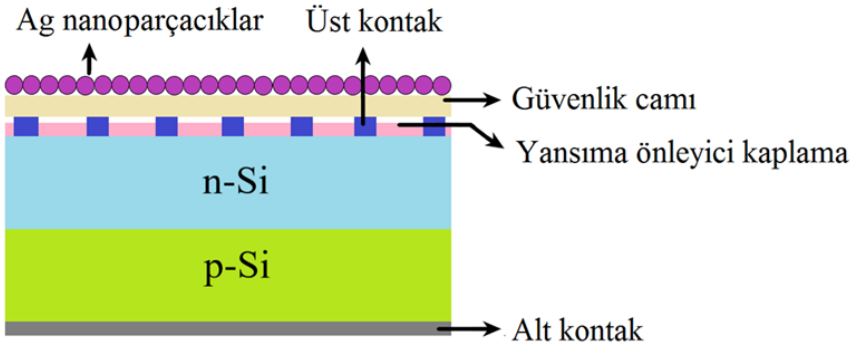
Pillai ve arkadaşları [36] tarafından, Si tabanlı güneş pilinde soğurma özelliğinin artırılması için Ag nanoparçacıklar kullanılmış ve soğurma özelliğine SPR olayının etkisi incelenmiştir. Güneş pili yapımında wafer bazlı 300 μm ve 1.25 μm ince film Si katmanları kullanılmıştır. Si katmanları yalıtkan tabakadan oksit tabakası ile ayrıştırılmıştır. Ag ince filmler termal buharlaştırma yöntemi ile ısıtılmış altlık yüzeyinde elde edilmiş ve 200ºC'de azot ortamında 50 dakika tavlanmıştır. SPR olayı sayesinde hücrelerde spektral tepkinin arttığı görülmüştür. Silisyumun bant aralığına yakın dalga boylarında hem ince film hem de wafer bazlı yapılar için soğurmada önemli bir artış gözlemlenmiştir. Soğurma değerlerinde wafer bazlı hücreler için λ = 1200 nm dalga boyunda 7 kat, 1.25 μm ince hücreler için λ = 1050 nm dalga boyunda 16 kata kadar artış elde edilmiştir. Ayrıca bu çalışmada parçacık boyutunun azalması ile (10, 12, 14, 16, 18 nm) soğurma değerinin azalacağı sonucuna varılmıştır. Şekil 2.5'de Pillai ve arkadaşları [36] tarafından kullanılan silisyum hücre yapıları verilmiştir.



Şekil 2.5. Pillai ve arkadaşları tarafından kullanılan silikon hücre yapıları (a) 1.25 µm aktif Si ve (b) wafer bazlı 300 µm düzlemsel Si hücresine sahip fotovoltaik aygıt [36]

Gür ve arkadaşları [41] yaptıkları çalışmada, kuvars altlık yüzeyinde ısıl buharlaştırma yöntemi ile elde edilen 12-20 nm tane boyutlu Au filminde SPR olayının 520 nm dalga boyunda gerçekleştiğini tespit etmişlerdir. Bununla birlikte sıcaklığın etkisiyle tane boyutlarındaki artışlar ve geometrik şekil değişiklikleri SPR olayını spektrumun kızılötesi kısmına kaydırdığını göstermiştir.

Nevruzoglu ve arkadaşları [42] yaptıkları çalışmada, Si tabanlı bir güneş pili yüzeyine kriyojenik altlık etkisiyle Ag iyonları kaplanmış ve plazmonik etki kazandırılmıştır. Ag nanoparçacıklar güneş pilinin koruyucu cam tabakasına 200 K ve 300 K altlık sıcaklığında kaplanmıştır. Şekil 2.6'da plazmonik etkili güneş pilinin şematik modeli verilmiştir. Yapılan optik ölçümlerle güneş pilinde plazmonik etkinin 435-540 nm dalga boyunda gerçekleştiği tespit edilmiştir. Elde edilen sonuçlardan 200 K altlık sıcaklığında Ag kaplanmış güneş pilinin daha yüksek fotovoltaik parametrelere sahip olduğu görülmüştür.

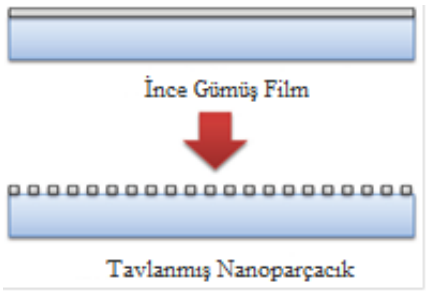


Şekil 2.6. Plazmonik etkili Si güneş pili modeli [42]

Koval ve arkadaşları [43], 45 ve 90 nm boyutlarında Au nanoparçacıkları, elektrodepozisyon, santrifüj ve daldırma yöntemleri ile silisyum güneş pillerinin yüzeyinde biriktirmiş ve fotovoltaik parametreleri üzerindeki etkisini araştırmıştır. Elektrodepozisyon kullanımının fotovoltaik özelliklerin bozulmasına yol açtığı ve daldırma ve santrifüj yöntemlerinin kısa devre akımında sırasıyla %7.5 ve %15'lik bir iyileşmeye neden olduğu görülmüştür.

Matheu ve arkadaşları [44] silisyum tabanlı bir güneş pilinin yüzeyine yerleştirilen Au veya SiO_2 nanoparçacıkların (SiO_2NPs) absorpsiyon ve fotoakımın artışına olan etkisini incelemişlerdir. Sayısal simülasyonlarla desteklenen deneyler, 100 nm AuNPs ve 150 nm SiO_2NPs için güç dönüşüm verimliliğinde (PCE) sırasıyla %2.8 ve %8.8'lik bir artış ortaya koymaktadır.

Sangno ve arkadaşları [45], tarafından, silisyum yüzeyine 2 x 10^{-4} Torr ve 2.5 x 10^{-4} Torr vakum ortamında 5.9 nm ve 7.8 nm'lik iki farklı kalınlıkta gümüş nanoparçacık (AgNPs) üretimi gerçekleştirilmiştir. Numuneler, 4.5 x 10^{-6} Torr'luk vakum ortamında 250°C sıcaklıkta 2 saat süreyle tavlanmıştır. Bu deneysel çalışmada plazmonik etki gerçekleşmiş ve yansıma %13 (5.9 nm) ila %11 (7.8 nm) oranında azaltılmıştır. Şekil 2.7'de çalışmada kullanılan modelin şematik görünümü verilmiştir.



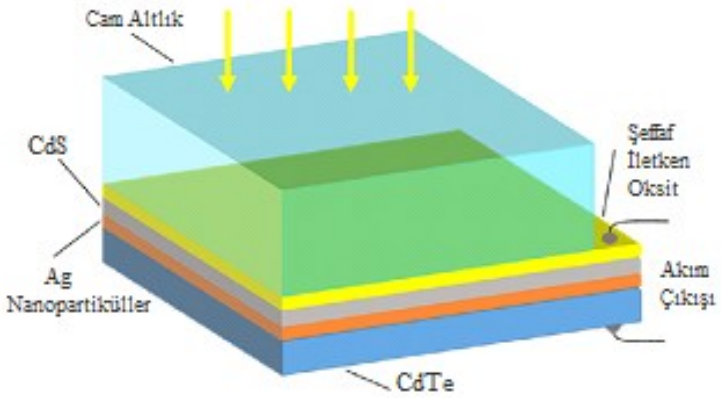
Şekil 2.7. Ag ince film birikiminin ve nanoparçacık oluşumunun şematik gösterimi [45]

Choudhury ve arkadaşları [65], tarafından, zamanda sonlu farklar yöntemi (FDTD) ile, güneş pillerinin enerji dönüşüm verimliliğini arttırmada plazmonik nanoparçacık şekillerinin etkisi analiz edilmiştir. Bu çalışmada dikkate alınan farklı şekiller sırasıyla küpler, silindirler, piramitler, küreler ve sferoidlerdir. Çalışmada 50 nm yarıçaplı küresel

gümüş nanoyapıların, ince film güneş pillerinden optik absorpsiyon ve elektrik akımı üretimi artışında en önemli gelişmeyi gösterdiği tespit edilmiştir.

Metalik nanoparçacıkların cihazın aktif tabakasına yerleştirilmesi, yalnızca saçılma etkileri ile ışık yakalama değil, aynı zamanda nanoparçacıkların yakın çevresinde yakın alan amplifikasyonu ile hücre verimliliğinde bir artışa yol açabilir [103]. Ye ve arkadaşları [140] tarafından amorf silisyum (a-Si) aygıtlar yüzeyinde yarıiletken tabaka içine gömülü farklı desen tasarımlarına dayalı olarak simülasyonlar ve deneyler gerçekleştirilmiştir. Çalışmada, farklı metaller, boyutlar ve şekiller ile yapılan analizlerde, 700 nm dalga boyunda 10 kattan fazla artış olduğu görülmüştür. Ag metali için genel olarak absorpsiyonda %50 artış tespit edilmiştir.

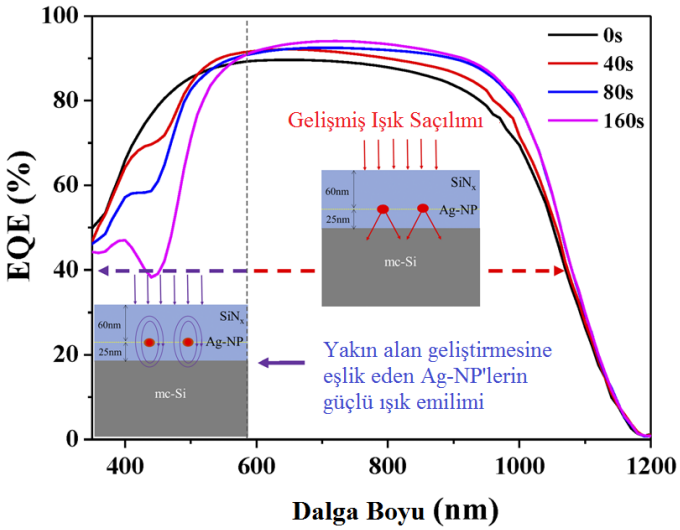
Rodgers [30] tarafından darbeli lazer biriktirme (PLD) yöntemiyle üretilmiş ITO/CdS/CdTe ince film güneş pillerinin yakın alan bölgesine gümüş (Ag) nanoparçacıklar farklı sürelerle (Kontrol, 30 sn, 60 sn ve 90 sn) çöktürülerek fotovoltaik parametrelere olan etkisi incelenmiştir. Kontrol örneğe kıyasla gümüş nanoparçacıkların kullanımı ile aygıt yüzeyine gelen fotonlar kristal yapı içerisine hapsedilmiş ve elektron-boşluk çiftlerinin sayısında artışa neden olmuştur. Verimde kontrol örneğe kıyasla 3.6 katlık bir artış olduğu tespit edilmiştir. Şekil 2.8'de CdS/Ag/CdTe güneş pili yapısı verilmiştir.



Şekil 2.8. CdS/Ag/CdTe plazmonik güneş pili modeli [30]

Rahmani ve Vatankhah [32], yaptıkları çalışmada, amorf silisyum ince film güneş pilinin aktif katmanının içine (bir p-n eklemin deplasyon bölgesi içine) metalik nanoparçacıklar yerleştirerek absorpsiyonun artma potansiyelini araştırmıştır. Bu bağlamda bu çalışmada metalik nanoparçacıkların optik tepkisini simüle etmek için FDTD yöntemi kullanılmıştır. Referans hücreye göre Ag nanoparçacıkların %20.45, Au nanoparçacıkların %19.77 ve Al nanoparçacıkların %15 verim artışı yaptığı tespit edilmiştir.

Wang ve arkadaşları [46], AgNPs'in SiNx katmanına gömülmesiyle ticari polikristal silisyum güneş pillerinin performansının iyileştirilebileceğini göstermişlerdir. AgNPs ile hücre verimliliği %18.05'ten %18.25'e yükseltilmiştir. Bu çalışmada sunulan tekniklerin, mevcut mc-Si güneş pili üretim hattına kolaylıkla dahil edilebilir nitelikte olduğu belirtilmiştir. Şekil 2.9'da çalışmada kullanılan güneş piline ait harici kuantum verimliliği grafiği verilmiştir. Tablo 2.4'de farklı biriktirme sürelerinde gömülü AgNPs içeren güneş pillerinin fotovoltaik parametreleri görülmektedir.



Şekil 2.9. Gömülü AgNPs içeren mc-Si güneş pillerinin harici kuantum verimliliği [46]

Tablo 2.4. Farklı biriktirme sürelerinde gömülü Ag NP'ler içeren güneş pillerinin temel özellikleri [46].

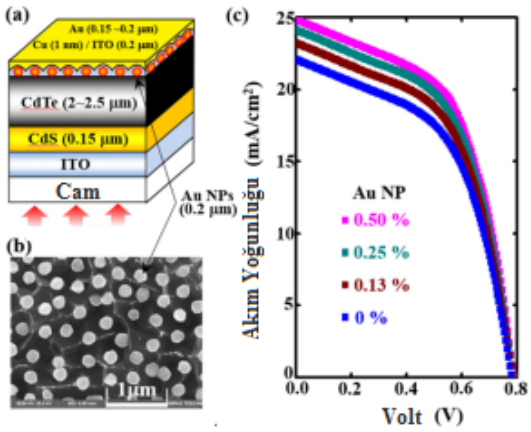
Süre [s]	**V_{OC} [mV]**	**J_{SC} [mA/cm^2]**	**FF [%]**	**η [%]**
0	623.2	36.56	79.22	18.05
40	627.6	36.54	79.57	18.25
80	626.4	35.93	79.74	17.95
160	625.4	34.90	79.72	17.40

Lee ve Peumans [141] bir yandan genel optik absorpsiyonun en üst düzeye çıkarılması ile diğer yandan gelen optik gücün büyük bir bölümünün metal nanoparçacık içinde kaybolmak yerine soğurucu katmana dağılmasını sağlamak üzerine odaklanmışlardır. Metal NP'ler için (10 nm çap) saçılan gücün, izole edildiklerinde soğurulan güçten çok daha az olduğu iyi bilinmesine rağmen, çalışmada, NP'ler bir ortam içinde dağıldığında saçılan ışığın fraksiyonunun önemli ölçüde artırılabilir olduğu ve güneş pili performansı için potansiyel bir avantaja yol açtığı görülmektedir. Ancak, rezonans spektral bölgede metalik NP'lerdeki kayıplar önemli olduğundan, verim artışı ancak nanoparçacıkların rezonans aralığından daha uzun dalga boyları için ve o rezonans bölgesinde absorbe etmeyen aktif maddeler için mümkün olabilir.

Wang ve arkadaşları [142] güneş pillerinin arkasına yerleştirilen metal ve dielektrik nanoparçacıkların cihazın performansını artırabileceğini göstermek için sayısal simülasyonlar kullanmışlardır. Ön yüzeyde biriktirilen NP'lerle ilgili önceki çalışmaların [44] aksine, metal NP'ler güneş pillerinin arkasına yerleştirildiğinde dielektrik olanlardan daha verimli olduğu görülmüştür. Deneysel olarak, 100-200 nm dalga boylarında kolloidal AgNPs kullanımı, kısa devre akımının artmasına ve ince film silisyum güneş pillerinin verimliliğinde artışa neden olmuştur.

Kim ve arkadaşları [33], Au nanoparçacıkların CdS/CdTe güneş pillerinin fotovoltaik parametrelerine olan etkisini incelemişlerdir. Bu doğrultuda CdS katmanı (150 nm) 200ºC de, CdTe (2000 nm) ise 350ºC altlık sıcaklıklarında vakum buharlaştırma yöntemiyle elde edilmiştir. Daha sonra bu ikili yapı $CdCI_2$ ortamında 330ºC'de 10 dakika süre ile tavlanmış ve CdTe'e p-tipi elektriksel iletkenlik özelliği kazandırılmıştır. CdTe yüzeyine

DC saçtırma yöntemiyle farklı oranlarda (kontrol, %0.13, %0.25, %0.5, %1 ve %2) Au nanoparçacıklar çöktürülmüş ve fotovoltaik parametreler incelenmiştir. Elde edilen sonuçlar %0.5 oranında Au nanoparçacık yapılı fotoaygıtta 520 nm dalga boyunda daha etkili SPR olayının gerçekleştiği tespit edilmiştir. Kontrol örneğe kıyasla %0.5 oranında Au katkılı güneş pilinin veriminde ~%14 artış, ışığı yakalama özelliğinde ise ~%15 iyileşme görülmüştür. Şekil 2.10 (a)'da, CdS/CdTe güneş pili modeli görülmektedir. Şekil 2.10 (b)'de Au nanoparçacıkların SEM görüntüsü ve Şekil 2.10 (c)'de aydınlık ortam I-V grafiği verilmiştir.



Şekil 2.10. (a) CdS/CdTe güneş pili yapısı, (b) CdTe film üzerinde biriktirilen ortalama ~200 nm çapa sahip Au nanoparçacıkların SEM görüntüsü, (c) AM1.5 aydınlatma altında elde edilen farklı miktarlarda Au NP'lere sahip CdTe güneş pillerinin I-V grafikleri [33]

Spalatu ve arkadaşları [34], FTO/CdS/CdTe/Au yapılı güneş pilini kimyasal püskürtme yöntemiyle üretmiştir. Üretim esnasında ana çözeltiye farklı oranlarda (2.5 ml, 5 ml, 7.5 ml, 10 ml ve 15 ml) AuCl tuzu eklenmiş ve fotovoltaik parametrelere olan etkisi incelenmiştir. Deneysel sonuçlar Au katmansız kontrol örneğe kıyasla 10 ml Au katkılı güneş pilinde fotovoltaik parametrelerin %9.2 oranında arttığını göstermiştir. 10 ml Au katkılı filmlerde oluşan iyileşmenin filmlerin daha homojen yüzeyli ve uygun tane boyutlu (10-12 nm) olmasından kaynaklandığı bildirilmiştir.

Tan ve arkadaşları [35] tarafından yüksek verimli silisyum tabanlı ince film güneş pilleri elde etmek için AgNPs'ye dayanan plazmonik arka yansıtıcı (BR) tasarımı gerçekleştirilmiştir. Tavlama sıcaklığının artışı, iyi bir ışık saçılımı için daha uygun

şekillerin (daha küresel ve düzenli şekiller) oluşmasına yol açmış ve böylelikle fotoakım değerinde artışlar görülmüştür. Daha büyük NP'lerin daha az parazitik absorpsiyona sahip olduğu ve tercihen ışığı daha geniş açılara dağıtabildiği, böylelikle güneş pilindeki spektral yanıtın arttığı tespit edilmiştir. Bununla birlikte, daha büyük AgNPs için, plazmonik BR'deki daha pürüzlü yüzey nedeniyle doldurma faktörü bozulmuştur. Çalışmada %8.4 yüksek verimli plazmonik a-Si:H güneş pili elde edilmiştir.

Fan ve arkadaşları [47], Ag nanoparçacıkları magnetron püskürtme tekniği ile n-i-p amorf silisyum (a-Si:H) hücrelerin arka yansıtıcı (BR) yüzeyine biriktirmişlerdir. Ag plazmonik ışık tutucu yapısının amorf silisyum ince film güneş pillerinin verimini önemli ölçüde artırabildiği tespit edilmiştir. Plazmonik arka yansıtıcının, 600-1100 nm spektrum aralığı boyunca %80'e kadar artan dağınık yansıma gerçekleştirdiği ve yüksek derecede ışık tutma sağladığı görülmüştür. 300°C'lik optimum tavlama sıcaklığında ve 15 nm'lik Ag film kalınlığında, kısa devre akımı (J_{SC}), plazmonik yapı içermeyen referans hücreye kıyasla %35.7'lik bir artışla 14.49 mA/cm^2'lik maksimum değerine ulaşmıştır.

2.3. Tezin Özgün Değeri

Literatür incelendiğinde, CdS ve CdTe filmlerin ağırlıklı olarak ısıl teknikler ($T_{altlık}$>300 K) kullanılarak dar bir altlık sıcaklık aralığında üretildiği ve karakteristik özelliklerinin incelendiği, bununla birlikte üretilen filmlerin kalınlığa bağlı analizlerinin yapıldığı görülmektedir. Ayrıca CdS ve CdTe gibi AIIBVI grubu yarıiletkenler düşük maliyetli olmalarına rağmen yaygın olarak kullanılamamaktadır. Bu malzemelerin üretiminde kullanılan yüksek sıcaklık (ısıl) teknikleri, kristal yapıda kusurlara neden olmaktadır. Özellikle CdTe ve CdS filmlerinde yüksek buhar basıncına sahip bileşiklerin neden olduğu difüzyon problemleri, verimi düşürmektedir. Isıl üretim yöntemleri, eklem bölgesinde istenmeyen fazların oluşmasına yol açmakta ve cihaz performansını olumsuz yönde etkilemektedir. Literatürde plazmonik özellikli metalik nanoparçacıkların kimyasal yöntemler kullanılarak üretildiği, nanoparçacık boyutu ve şeklinin yüzey plazmon rezonans olayına etkisinin incelendiği görülmektedir. Bilindiği üzere etkili bir SPR olayının gerçekleşmesi için metalik nanoparçacıkların eşit boyutlu ve homojen bir yapıya sahip olması gerekmektedir. Ancak kimyasal teknikler ile metalik nanoparçacıkların bu şekilde üretilmesi zor bir süreç gerektirir.

Yukarıda detaylı bir şekilde verilen çalışmalar incelendiğinde belirtilen bu olumsuz etkilerin önlenmesi amacı ile kriyojenik yöntemin kullanımına yönelik literatürde çalışmaya rastlanmamıştır. Bu tez çalışması kapsamında, CdTe ve CdS yarıiletken filmleri ilk kez ısıl (klasik) ve kriyojenik teknikler kullanılarak geniş bir altlık sıcaklığı aralığında (100-573 K) üretilmiş olup yapısal, optik ve elektriksel özellikleri kapsamlı bir şekilde incelenmiştir. Au nanoparçacıklar yine ilk kez kriyojenik teknik ile 100-300 K altlık sıcaklığında üretilerek plazmonik davranışı incelenmiştir. Kriyojenik teknik kullanılarak ITO/CdS/AuNPs/CdTe/Cu/Au yapılı güneş pili üretilerek performansı araştırılmıştır. Çalışmadan elde edilen sonuçlardan yüksek verimli ve düşük maliyetli plazmonik güneş pillerinin üretilebileceği görülmüştür.

3. BÖLÜM

İNCE FİLM GÜNEŞ PİLİ ÜRETİMİ VE KARAKTERİZASYONU

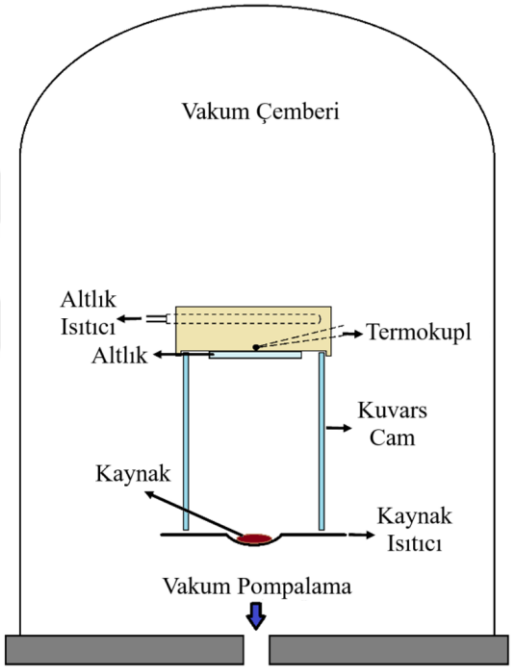
Bu tez çalışması kapsamında ITO/n-CdS/AuNPs/p-CdTe/Cu/Au güneş pillerini oluşturan yarıiletken katmanlar (CdS ve CdTe) iki farklı teknik (ısıl ve kriyojenik) kullanılarak üretilmiştir. Güneş pillerine plazmonik özellik kazandıracak olan Au nanoparçacıklar ve CdTe filmine omik kontak olarak kullanılan Cu/Au ikili yapısı ise kriyojenik teknik kullanılarak elde edilmiştir. Elde edilen filmlerin yapısal, elektriksel ve optik özellikleri incelenmiştir. Güneş pilleri üretilerek karanlık ve aydınlık ortam I-V ve C-V ölçümleri ile dalga boyuna bağlı olarak fotoakım ölçümleri yapılmıştır. Yapılan ölçümler sonucu en etkili güneş pili üretim rejimi ve Au nanoparçacıkların güneş pillerinin verimine olan etkisi tespit edilmiştir.

3.1. İnce Filmlerin Üretimi

3.1.1. Isıl Teknik ile Yarıiletken İnce Filmlerin Üretimi

Bu çalışmada, CdTe ve CdS ince filmler, geniş bir altlık sıcaklık aralığında (100-573 K) cam altlıklar yüzeyinde yarı kapalı hacimde termal buharlaştırma tekniği (ısıl teknik) ve kriyojenik teknik ile üretilmiştir. 373, 473 ve 573 K altlık sıcaklıkları "Isıl" ve 100, 125, 150, 175, 200, 225, 250, 275 ve 300 K altlık sıcaklıkları "Kriyojenik" teknik olarak adlandırılmıştır. Isıl teknik ile film üretiminde kullanılan aygıtın şematik gösterimi Şekil 3.1'de verilmiştir [143, 144]. Kaynak malzeme olarak yüksek saflıkta CdTe ve CdS tozu (%99.99 saflıkta, Sigma-Aldrich) kullanılmıştır. CdTe filmlerin üretiminde 0.3 g CdTe tozu ve CdS filmlerin üretiminde ise 0.1 g CdS tozu bir tungsten kaynak ısıtıcısına konulmuştur. Cam altlıklar bir altlık tutucuya yerleştirilmiştir. Vakum işlemi sırasında, taban basıncı 1.0×10^{-6} Torr değerine ulaşana kadar takip edilmiştir. Kaynak ısıtıcı ve altlık mesafesi, yapılan deneysel işlemlerden elde edilen veriler sonucunda biriktirme

sırasında sıcaklık dalgalanmaları en aza indirmek amacıyla 8 cm olarak ayarlanmıştır. Altlık ısıtıcı ile altlıklar istenen sıcaklığa kadar ısıtılarak (373 K, 473 K ve 573 K) sıcaklık değeri termokupl ile takip edilmiştir. Altlık sıcaklığı istenen değere ulaştığında kaynak ısıtıcı ile kaynak malzeme (CdS ve CdTe) buharlaştırılmıştır. Kuvars cam içerisinde doymuş buhar ortamı oluşturularak altlık yüzeyinin istenen süre boyunca (CdTe için 30 dakika ve CdS için 15 dakika) kaplanması sağlanmıştır. Kaplama süresi sonunda kaynak ısıtıcı kapatılarak buharlaştırma işlemi tamamlanmıştır.

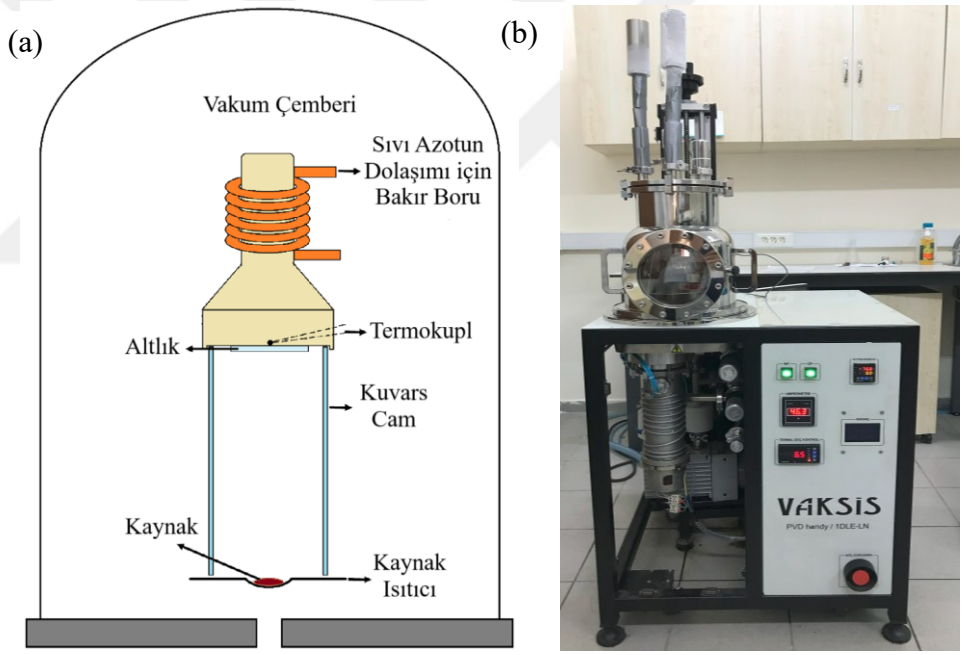


Şekil 3.1. Isıl teknik aparatının şematik gösterimi

3.1.2. Kriyojenik Teknik ile Yarıiletken İnce Filmlerin Üretimi

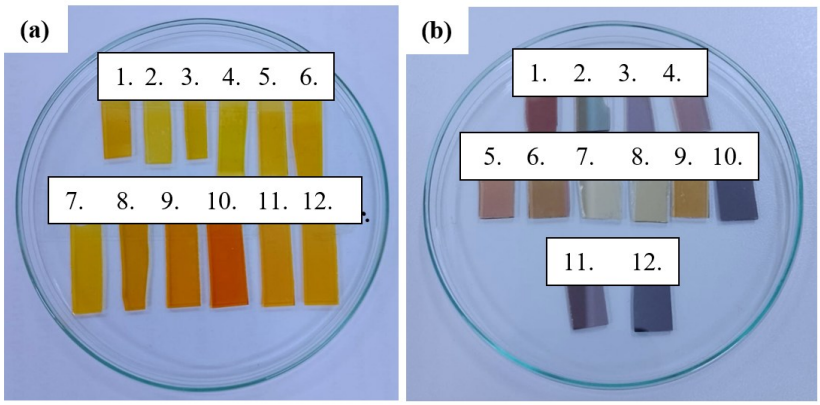
Kriyojenik teknik ile CdTe ve CdS ince filmler, 100-300 K altlık sıcaklığı aralığında 25 K adımlarla üretilmiştir. Şekil 3.2a'da kriyojenik teknik ile film üretiminde kullanılan sistemin şematik modeli verilmiştir. Şekil 3.2b'de ise film üretiminde kullanılan Vaksis PVD handy/1DLE-LN cihazı verilmiştir. Kaynak malzeme olarak %99.99 saflıkta CdTe ve CdS tozu (Sigma-Aldrich) kullanılmıştır. CdTe filmlerin üretiminde 0.3 g CdTe tozu kullanılırken CdS filmlerin üretiminde ise 0.1 g CdS tozu kullanılmıştır. Film üretiminde CdTe ve CdS tozları bir tungsten kaynak ısıtıcısına yerleştirilmiştir. Cam altlıklar, altlık tutuculara monte edilerek biriktirme işlemine hazırlanmıştır. Deneysel işlemler vakum

ortamında gerçekleştirilmiş olup, sistemdeki taban basıncı 1.0 × 10^{-6} Torr değerine ulaşana kadar vakumlama işlemi sürdürülmüştür. Kaynak ısıtıcı ile altlık arasındaki mesafe, yapılan deneysel işlemlerden elde edilen veriler sonucunda kaplama sırasında meydana gelebilecek sıcaklık dalgalanmalarını minimize etmek amacıyla 14 cm olarak ayarlanmıştır. Altlıklar istenen sıcaklığa kadar soğutularak (300-100 K) sıcaklık değeri termokupl ile takip edilmiştir. Altlık sıcaklığı istenen değere ulaştığında kaynak ısıtıcı ile kaynak malzeme (CdS ve CdTe) buharlaştırılmıştır. Kaplama işlemi, kuvars cam tüp içerisinde doymuş buhar ortamı oluşturularak gerçekleştirilmiştir. Altlık yüzeylerinin CdTe için 30 dakika, CdS için ise 15 dakika süreyle kaplanması sağlanmıştır. Süre sonunda kaynak ısıtıcı kapatılarak buharlaştırma işlemi sonlandırılmıştır.



Şekil 3.2. (a) Kriyojenik teknik aparatının şematik gösterimi, (b) film üretiminde kullanılan cihaz

Her iki teknik kullanılarak üretilen CdS ve CdTe ince filmlerin görüntüsü Şekil 3.3'de verilmiştir.

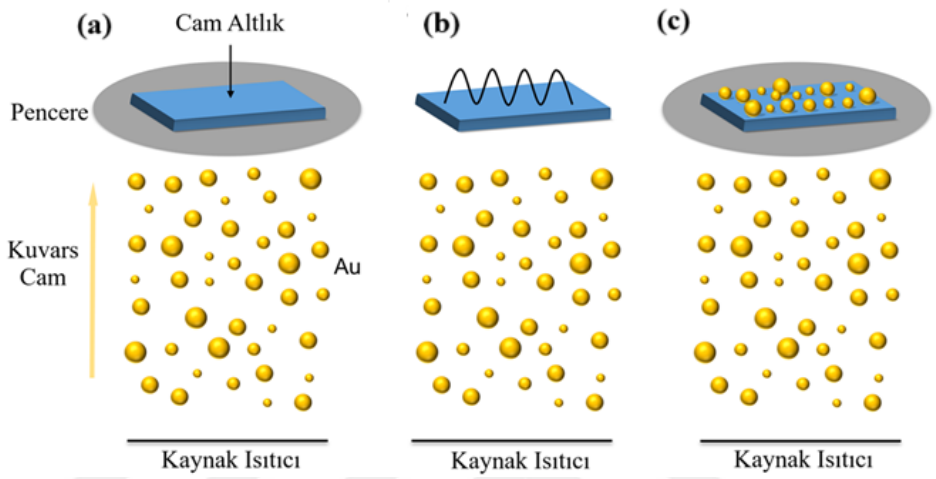


Şekil 3.3. Farklı altlık sıcaklıklarında üretilen (a) CdS ve (b) CdTe filmlerin görüntüsü (1.100 K, 2. 125 K, 3. 150 K, 4. 175 K, 5. 200 K, 6. 225 K, 7. 250 K, 8. 275 K., 9. 300 K, 10. 373 K, 11. 473 K, 12. 573 K)

3.1.3. Kriyojenik Teknik ile Au İnce Filmlerin Üretimi

Au metalik ince filmlerinin üretiminde, Şekil 3.2'de verilen kriyojenik teknik aparatı kullanılmıştır. Şekil 3.4'de kriyojenik teknik ile Au nanoparçacıkların üretiminde yer alan adımlar ayrıntılı olarak açıklanmıştır. Kriyojenik aparat, iki ana bölümden oluşmaktadır. Bunlar, altlık soğutma bölümü ve doymuş buhar ortamının sağlandığı bir kuvars reaktör odasıdır. Vakum değeri 1.0×10^{-6} Torr basıncına ulaştığında, numune tutucunun içine yerleştirilen cam altlıklar, sıvı azot ile soğutularak sıcaklık değerleri bir termokupl aracılığıyla takip edilmiştir. Altlık sıcaklığı istenen seviyeye ulaştığında, Au tozları, Şekil 3.4a'da gösterildiği gibi aparatın reaktör kısmında doymuş buhar atmosferi oluşturmak için buharlaştırılmıştır. Doymuş buhar ile soğutulmuş altlık arasındaki temas, Şekil 3.4b'de gösterildiği gibi ayarlanabilir bir pencere aracılığıyla gerçekleştirilmiştir. Au nanoparçacıkları üretmek için yüksek saflıkta metalik Au (%99.999 saflıkta, Sigma-Aldrich) kullanılmıştır. Daha sonra, 100-300K altlık sıcaklığı aralığında 50 K adımlarla farklı sürelerde (20, 25 ve 30 saniye) cam altlıklar yüzeyinde Au nanoparçacıkların katmanları oluşturulmuştur (Şekil 3.4c). Üretilen filmlerden elde edilen FESEM görüntülerinin analizi, kriyojenik etki yönteminde beklenen soliton büyüme mekanizmasının 200-250 K sıcaklık aralığında meydana geldiğini ortaya koymuştur. En güçlü plazmonik uyarımın meydana geldiği sıcaklığı belirlemek için, film üretimi 10 K

adımlarla düzenlenmiş ve yüksek SPR etkisi için optimum altlık sıcaklığı olarak 230 K belirlenmiştir. Daha sonra 230 K altlık sıcaklığında üretilen Au nanoparçacıkları SPR etkisini incelemek için vakum ortamında 573, 673 ve 773 K'de bir saat süre ile tavlanmıştır.



Şekil 3.4. Kriyojenik teknik ile film üretim aşamaları

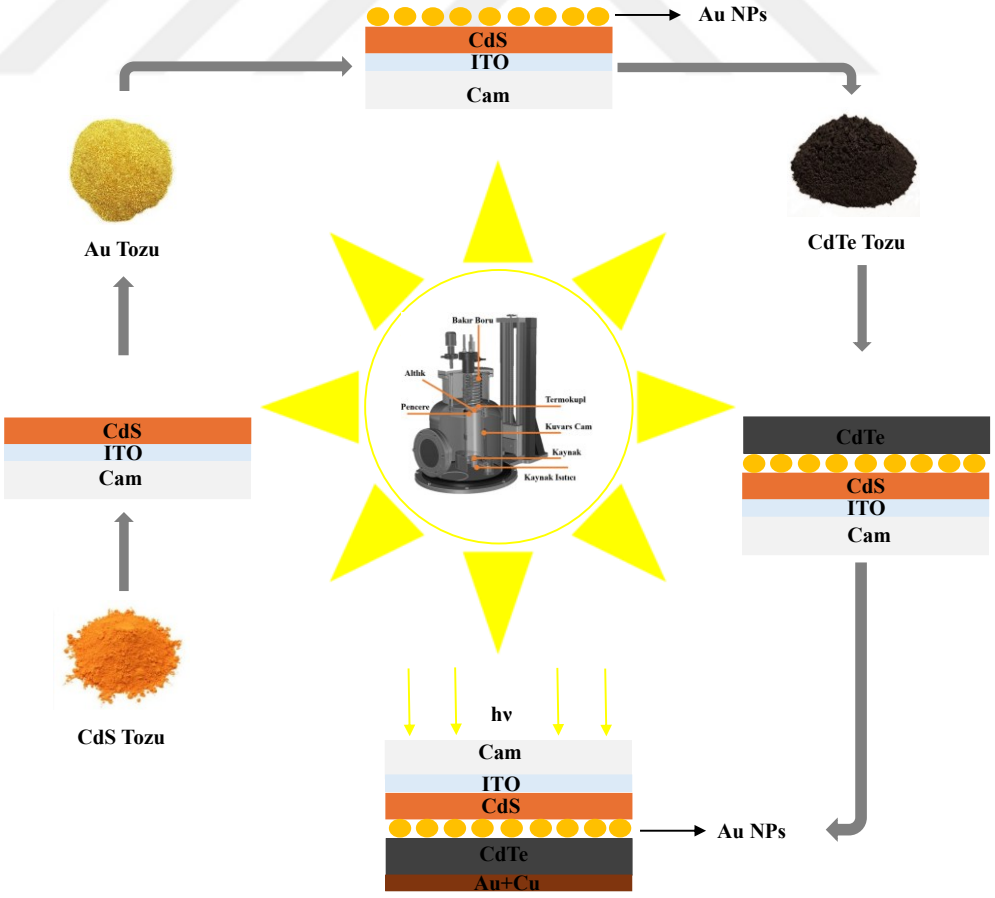
3.1.4. Kriyojenik Teknik ile Cu/Au İnce Filmlerin Üretimi

Kriyojenik teknik kullanılarak CdTe filmine omik kontak olarak Cu/Au ikili yapısı biriktirilmiştir. Cu filmi %99.9 saflıkta Cu tozu (Sigma-Aldrich) kullanılarak 100-300K altlık sıcaklığı aralığında 50 K adımlarla cam altlıklar yüzeyinde üretilmiştir. Cu ince filmlerde soliton büyüme mekanizmasının gerçekleştiği altlık sıcaklığı tespit edilmiştir. CdTe filmlerin yüzeyine tespit edilen rejimde omik kontak olarak kalınlığı 50 nm olan Cu/Au (40 nm Au ve 10 nm Cu) katı çözeltisi uygulanmıştır [5].

3.1.5. ITO/n-CdS/AuNPs/p-CdTe/Cu/Au Güneş Pillerinin Üretimi

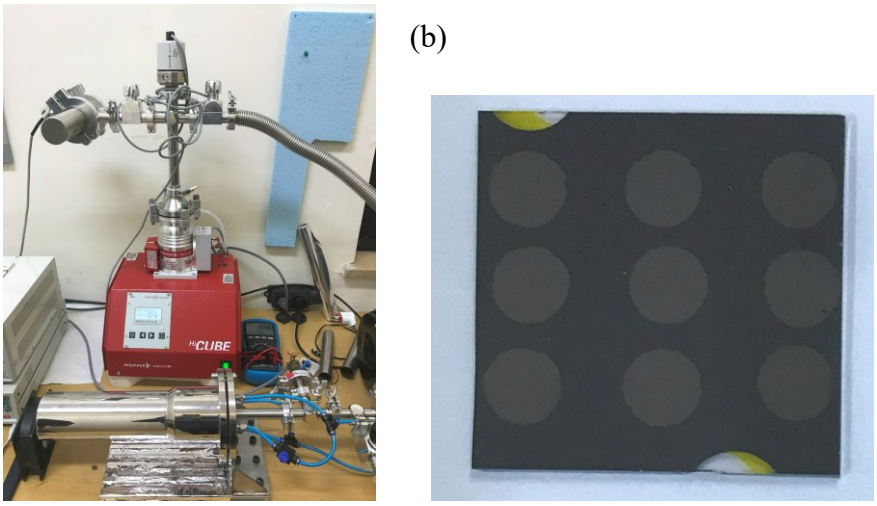
Şekil 3.5'te ITO/CdS/AuNPs/CdTe/Cu/Au yapılı güneş pilinin üretim aşamaları verilmiştir. Uygulamanın ilk aşamasında indiyum kalay oksit (ITO) (Nanocs, 50 nm) kaplı iletken cam yüzeyine, 200 K ve 473 K altlık sıcaklıklarında %99.99 saflıkta CdS tozu (Sigma-Aldrich) buharlaştırılmış ve kalınlıkları yaklaşık 150 nm olan CdS filmleri elde edilmiştir. Daha sonra vakum ortamında (1.0×10^{-6} Torr), Cam/ITO/CdS ikili yapı 230 K altlık sıcaklık değerine kadar soğutulmuş ve yaklaşık 10-12 nm boyutlu Au

nanoparçacıkla kaplanmıştır. Teknolojik uygulamanın bir sonraki aşamasında Cam/ITO/CdS katmanlı yapı yüzeyi farklı altlık sıcaklıklarında (200 K ve 473 K) yaklaşık 2 µm kalınlığında %99.99 saflıkta CdTe tozu (Sigma-Aldrich) kullanılarak CdTe filmleri kaplanmıştır. Güneş pili tasarımında gerçekleşen son aşamada CdTe yüzeyine omik kontak olarak kalınlığı 50 nm olan Cu/Au (40 nm Au ve 10 nm Cu) katı çözeltisi uygulanmıştır [5]. Tasarımın son aşamasında tasarlanan katmanlı yapıda heteroeklem oluşumunun sağlaması için vakum ortamında 280°C'de 30 dakika süre ile tavlama işlemi yapılmıştır. Şekil 3.6a'da tavlama işlemlerinin yapıldığı sistem verilmiştir. Şekil 3.6b'de ise üretilen ITO/CdS/AuNPs/CdTe/Cu/Au güneş pili görülmektedir. Güneş pilinin aktif yüzey alanı 1.15x1.15 cm^2 olarak hesaplanmıştır. Çalışmada 8 adet güneş pili üretimi gerçekleştirilmiştir ve her birinin üretim rejimleri Tablo 3.1'de detaylı olarak verilmiştir. Tablodan görüldüğü gibi Örnek a, c, e ve g Au katkılı plazmonik güneş pillerini, Örnek b, d, f ve h ise kontrol güneş pillerini göstermektedir.



Şekil 3.5. Plazmonik özellikli güneş pili üretim aşamaları

(a) (b)



Şekil 3.6. (a) Tavlama işlemlerinin yapıldığı düzenek, (b) üretilen ITO/CdS/AuNPs/CdTe/Cu/Au güneş pili örneğinin görüntüsü

Tablo 3.1. Güneş pili örneklerinin üretim rejimleri.

Örnek	CdS Altlık Sıcaklığı [K]	Au NPs	CdTe Altlık Sıcaklığı [K]
a	200	+	473
b	200	-	473
c	200	+	200
d	200	-	200
e	473	+	473
f	473	-	473
g	473	+	200
h	473	-	200

3.2. İnce Filmlerin Karakterizasyonu

3.2.1. X-Işını Kırınım (XRD) Analizi

Farklı altlık sıcaklıklarında üretilen CdTe ve CdS yarıiletken ince filmleri ile farklı altlık sıcaklıklarında üretilen Au nanoparçacıkların X-ışını kırınım analizi Şekil 3.7'de verilen Panalytical marka Empyrean model X-ışını difraktometresi kullanılarak yapılmıştır. Analizler CuKα (λ=1.5408 Å) X-ışını kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Analizler oda sıcaklığında, $20° \leq 2\theta \leq 80°$ aralığı boyunca 0.02'lik adımlar ile yapılmıştır. Yapılan analizlerin sonuçları kullanılarak X-ışını kırınım grafikleri çizilerek hesaplamalar gerçekleştirilmiştir.



Şekil 3.7. Panalytical marka Empyrean model X-ışını difraktometresi

Malzemelerin örgü parametreleri X-ışını kırınım spektrumlarındaki en yüksek şiddetli pikler kullanılarak hesaplanabilir. CdS yarıiletken malzemesi kübik veya hekzagonal yapıda bulunabilir. Üretilen CdS ince filmlerin hekzagonal yapıya sahip olduğu tespit edilmiş ve hekzagonal yapıdaki CdS filmi için Eşitlik 3.1 kullanılarak a ve c örgü parametreleri hesaplanabilir [145].

$$\frac{1}{d^2} = \frac{4}{3}\left(\frac{h^2+h\cdot k+k^2}{a^2}\right) + \frac{l^2}{c^2} \tag{3.1}$$

burada d düzlemler arası mesafeyi ve h, k, l ise miller indislerini ifade etmektedir. CdS ince filmlerin X-ışını kırınım spektrumlarında (002) düzlemine ait yansıma pikinin en yüksek şiddete sahip olduğu tespit edilmiştir. Bu bağlamda çalışma kapsamında üretilen CdS ince filmler için sadece c örgü parametresi hesaplanmıştır.

Üretilen CdTe filmi ve Au nanoparçacıkların XRD sonuçlarından kübik yapıya sahip olduğu görülmüştür. CdTe filmi ve Au nanoparçacıkların a örgü parametresi aşağıdaki formül kullanılarak hesaplanmıştır [146].

$$a = d_{hkl} \cdot [h^2 + k^2 + l^2]^{\frac{1}{2}} \quad (3.2)$$

Üretilen CdTe, CdS filmleri ve Au nanoparçacıkların tanecik boyutu (D) Scherrer formülü kullanılarak hesaplanmıştır [145].

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

burada λ X-ışınları dalga boyunu, β kırınım genişlemesinden elde edilen maksimum şiddetin radyan/derece cinsinden yarısını ve θ Bragg açısını göstermektedir.

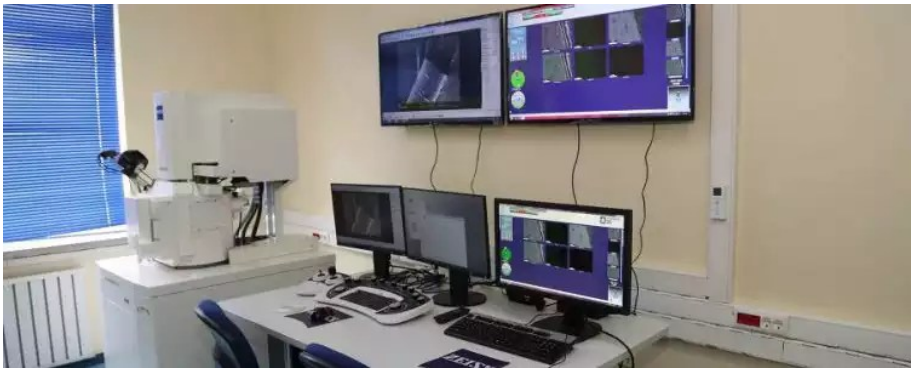
Üretilen filmlere ait gerilme (ε) ve dislokasyon yoğunluğu (δ) değerleri ise aşağıdaki eşitlikler kullanılarak hesaplanmıştır [147]:

$$\varepsilon = \frac{\beta \cdot cos\theta}{4} \quad (3.4)$$

$$\delta = \frac{1}{D^2} \quad (3.5)$$

3.2.2. Alan Emisyonlu Taramalı Elektron Mikroskobu (FESEM) ve Enerji Dispersiv Spektrum (EDS) Analizi

Alan emisyonlu taramalı elektron mikroskobu (FESEM), malzemelerin mikro ve nano yapı görüntüsünü yakalamak için kullanılan gelişmiş bir teknolojidir [148]. FESEM genellikle yüksek vakumda gerçekleştirilir çünkü gaz molekülleri elektron demetini ve görüntüleme için kullanılan yayılan ikincil ve geri saçılmış elektronları bozma eğilimindedir. Bu çalışmada CdS, CdTe, Au, Cu ve Cu/Au ince filmlerin yüzey morfolojilerini incelemek amacıyla Zeiss Gemini 500 FESEM cihazı kullanılmıştır. Ayrıca, daha ileri analiz için aynı numuneler üzerinde Enerji Dispersiv Spektrum (EDS) analizi gerçekleştirilmiştir. EDS analizi, malzemelerin element bileşimini belirlemek için kullanılan bir X-ışını tekniğidir. Şekil 3.8'de, çalışmada kullanılan FESEM cihazı görülmektedir.



Şekil 3.8. Çalışmada kullanılan FESEM cihazı

3.2.3. Atomik Kuvvet Mikroskobu (AFM) Analizi

Atomik Kuvvet Mikroskobu (AFM), nanoparçacıkları ve nano malzemeleri karakterize etmek için kullanılmaktadır. AFM analizi ile boyut, morfoloji, yüzey dokusu ve pürüzlülük dahil olmak üzere birçok fiziksel özellik incelenebilir. Analiz sonuçlarına dair istatistiksel bilgiler de belirlenebilir. Aynı taramada 1 nm'den 8 μm'ye kadar çok çeşitli parçacık boyutları karakterize edilebilir [149]. AFM, 3 boyutlu görüntülerde yüksek çözünürlük ve görselleştirme sunar. Tipik olarak, AFM cihazlarının dikey çözünürlükleri 0.1 nm'den azdır ve X-Y çözünürlükleri yaklaşık 1 nm'dir. Ek olarak, AFM, ortam havası, kontrollü ortamlar ve hatta sıvı dispersiyonlar dahil olmak üzere birden fazla ortamda nano malzemeleri karakterize edebilir [150]. AFM, nano malzemeleri karakterize etmek için SEM'e göre çeşitli avantajlara sahiptir. Bir AFM'den alınan görüntüler, NP'lerin yüksekliğini niceliksel olarak ölçmek mümkün olacak şekilde verileri 3 boyutlu olarak temsil eder. Bir SEM ile ölçülen görüntüler genellikle yalnızca iki boyutludur. Genel olarak, bir SEM ile karşılaştırılabilir çözünürlüğe sahip bir AFM, SEM'den çok daha az maliyetlidir. Bu çalışmada CdS, CdTe, Au, Cu ve Cu/Au ince filmlerin yüzey pürüzlülüklerini incelemek amacıyla Şekil 3.9'da verilen Veeco Multimode 8 AFM cihazı kullanılmıştır.



Şekil 3.9. Çalışmada kullanılan AFM cihazı

3.2.4. Optik Spektrofotometre Analizi

Optik spektrofotometreler, malzemelerin dalga boyuna bağlı optik özelliklerinin belirlenmesinde yaygın olarak kullanılan temel karakterizasyon cihazlarıdır. Özellikle optik geçirgenlik, yansıma, soğurma katsayısı, film kalınlığı ve kırılma indisi gibi parametrelerin hassas biçimde tayini, bu cihazlar aracılığıyla gerçekleştirilebilmektedir. Son yıllarda, başta yarıiletken ve metalik ince filmler olmak üzere çeşitli fonksiyonel malzemelerin karakterizasyonunda önemli bir yer edinmiştir. Bu bağlamda, Ultraviyole-Görünür Spektrofotometri (UV/Vis), elektromanyetik spektrumun 200-1100 nm dalga boyu aralığında çalışan hem absorpsiyon hem de yansıma spektroskopisi modlarında kullanılabilen bir analiz yöntemidir. UV/Vis spektrofotometreler, bazı durumlarda yakın kızılötesi (NIR) bölgeye kadar genişletilmiş bir spektral analiz yeteneğine de sahiptir [151, 152]. Ölçüm prensibi, belirli dalga boylarında ışığın numuneye uygulanması, ardından örnekten geçen ışığın şiddetinin referans ışıkla karşılaştırılması esasına dayanır. Bu karşılaştırma ile geçirgenlik (%T) ve absorpsiyon (A) değerleri hesaplanarak örneğin optik davranışı yorumlanabilir [153].

UV/Vis spektroskopisi yoluyla elde edilen absorpsiyon verileri, özellikle Tauc yöntemi ile optik bant aralığının belirlenmesinde yaygın olarak kullanılmaktadır. Bu yöntem, yarıiletken ince filmlerde elektronik geçişlerin doğrudan ya da dolaylı olup olmadığını ayırt etmede etkili bir araçtır [154]. Ayrıca, girişim desenlerinin analizi yoluyla film kalınlığı da hesaplanabilir [153].

Bu analiz yöntemi, fizik, malzeme bilimi, kimya, biyokimya ve moleküler biyoloji gibi çok çeşitli bilimsel alanlarda kullanılmakta olup, özellikle güneş pilleri, optik kaplamalar, şeffaf iletken oksitler (TCO) ve sensör tabanlı filmlerin karakterizasyonunda kritik öneme sahiptir [151, 152]. Şekil 3.10'da çalışmada kullanılan SpektraMax M5 optik spektrofotometre cihazı verilmiştir.



Şekil 3.10. Çalışmada kullanılan SpektraMax M5 optik spektrofotometre cihazı

Optik geçirgenlik ölçümlerinden elde edilen veriler kullanılarak, hν-$(\alpha h\nu)^2$ grafiği çizilmiş ve bu grafikten filmlerin enerji bant aralığı değerleri hesaplanmıştır. Enerji bant aralığının belirlenmesinde kullanılan soğurma katsayısı (α), Eşitlik 3.6'dan elde edilmiştir.

$$\alpha = \frac{1}{d} ln\left(\frac{1}{T}\right) \tag{3.6}$$

Burada d ölçülen malzeme kalınlığı ve T geçirgenlik değeridir. Filmlerin enerji bant aralığı değeri, Eşitlik 3.7'de verilen Tauc eşitliği ile hesaplanır [155].

$$(\alpha \cdot h \cdot v)^n = A\left(h \cdot v - E_g\right) \tag{3.7}$$

burada h Planck sabiti, ν foton frekansı ve A bir sabittir. n dolaylı geçişler için 1/2 veya 3/2 değerini alırken, doğrudan izin verilen geçişler için 2 veya 3 değerini alır [156]. Çizilen hν-$(\alpha h\nu)^2$ grafiğinde, geçiş bölgesine karşılık gelen doğrusal kısım belirlenmiş ve bu doğrunun enerji eksenini kestiği nokta dikkate alınarak örneklerin enerji bant aralığı değerleri hesaplanmıştır.

3.2.5. Fotolüminesans Spektroskopisi Analizi

Fotolüminesans (PL) spektroskopisi analizi, malzemelerin elektronik yapısını incelemek için kullanılan tahribatsız ve temassız bir optik yöntemdir. Bir örneğe ışık ışınlandığında, ışığın soğurulduğu ve fazla enerjinin bir malzemeye aktarıldığı fotouyarılma adı verilen bir işlem başlatılır. Bu fazla enerji numune tarafından ışık emisyonu veya lüminesans yoluyla dağıtılabilir. Işık spektral, mekansal ve zamansal olarak analiz edilebilir. Fotouyarılma elektronların denge durumlarından uyarılmış durumlara geçmesine ve geri dönmesine neden olduğunda, fazla enerji radyasyonlu veya radyasyonsuz olabilir. PL spektrumu genellikle soğurma spektrumuyla karıştırılır. Ancak, soğurma spektrumu temel elektron durumundan uyarılmış elektron durumuna geçişleri ölçer ve PL tam tersi geçişlerle (uyarılmış durumdan temel duruma) ilgilenir. Bir uyarılma spektrumu, yoğunluk ve uyarılma dalga boyu olarak temsil edildiği için soğurma spektrumuna çok benzer. Molekülün enerjiyi soğurduğu dalga boyu, kırmızıya kaydırılmış bir dalga boyunda daha yoğun emisyon sağlayabilen uyarılma dalga boyuna eşit olabilir [157]. Şekil 3.11'de çalışmada fotolüminesans analizinde kullanılan Dongwoo Optron spektrofotometre verilmiştir.



Şekil 3.11. Çalışmada fotolüminesans analizinde kullanılan Dongwoo Optron spektrofotometre cihazı

3.2.6. Üretilen Yarıiletken Filmlerin Elektriksel Analizi

Üretilen CdS ve CdTe yarıiletken filmlerin özdirenç ölçümleri Van der Pauw yöntemi kullanılarak elde edilirken, taşıyıcı yoğunluğu değerleri ise Hall ölçümlerinden tespit edilmiştir. Van der Pauw yöntemi ve Hall olayı 1. Bölümde detayı şekilde anlatılmıştır.

3.2.7. CdTe İnce Filmi Yoğunluk Fonksiyonel Teorisi (DFT) Hesaplamaları

Düşük sıcaklıklarda üretilen CdTe ince film yapısını anlamak için, yoğunluk fonksiyonel teorisi (DFT) hesaplamaları, Vienna Ab initio Simülasyon Paketi (VASP) [158, 159] içerisinde DFT-1/2 yöntemi [160, 161] kullanılarak gerçekleştirilmiştir. 9x9x1 yoğun k-noktası ağıyla yapılan optimizasyonlarda düzlem-dalga temeli için enerji kesintisi 520 eV'ye ayarlanmıştır. Optimize edilmiş örgü parametresi 6.3569 Å'dur ve bulk CdTe'nin hesaplanan bant aralığı 1.53 eV'dir; bu, deneysel ve teorik sonuçlarla oldukça tutarlıdır [162-164]. Yüzeyler, 16 Å'luk bir vakum bölgesinin eklenmesiyle kütleden elde edilen atomik konumlara sahip periyodik olarak tekrarlanan levhalarla oluşturulmuştur. Hesaplamalarda değişen sayıda katmana ve süper hücre boyutlarına sahip döşemeler kullanılmıştır. Çıplak yüzeyler için 5×5×1 Monkhorst-Pack mesh kullanılmıştır. Yüzey serbest enerjisi, Ω, aşağıdaki ifade kullanılarak çeşitli çevre koşulları altında hesaplanmıştır:

$$\Omega = \frac{1}{A}\left[E_{slab} - \frac{N_{Cd}\cdot E_{CdTe}^{bulk}}{n_x} + \left(N_{Cd}\cdot\left(\frac{n_y}{n_x}\right) - N_{Te}\right)\cdot\Delta\mu_{Te}\right] \quad (3.8)$$

burada A yüzey alanı, N_{Cd} ve N_{Te} levhadaki Cd ve Te atomlarının sayısı, n_x ve n_y kütlenin formül birimi başına Cd ve Te atomlarının sayısı, E_{CdTe}^{bulk} CdTe'nin kütle enerjisi ve $\Delta\mu_{Te}$ bulk Te'nin kimyasal potansiyelidir.

3.2.8. Güneş Pillerinin Performans Analizleri

Üretilen güneş pillerinin karanlık ortamda ölçülen I-V karakteristikleri, tipik bir diyot davranışı sergilemektedir. Heteroeklem yapılarındaki akım-gerilim ilişkisi genellikle difüzyon, termiyonik emisyon veya rekombinasyon modellerine dayanan standart diyot denklemi ile tanımlanmaktadır [165].

$$I_d = I_0\left[\exp\left(\frac{e\cdot V}{n\cdot k\cdot T}\right) - 1\right] \quad (3.9)$$

Burada e elektrik yükünü, n idealite faktörünü, k Boltzmann sabitini (8.625 x 10^{-5} eV/K), T mutlak sıcaklığı ve I_0 ise doyma akımını temsil etmektedir. Denklemde her iki tarafın

logaritması alınıp, gerilim (V) değişkenine göre türevi alındığında, idealite faktörü (n) Eşitlik 3.10 kullanılarak hesaplanabilir [48]:

$$n = \frac{q}{k \cdot T} \frac{dV}{d(lnI)} \tag{3.10}$$

Doğru besleme koşullarında elde edilen ln(I)-V grafiğinde, lineer bölgenin eğimi kullanılarak $dV/d(lnI)$ değeri belirlenir. Eşitlik 3.10'da q elektron yükünü (1.2 x 10^{-19} Coulomb) temsil etmektedir. Doyma akımı I_0, ln(I)-V grafiğinde doğru beslemede elde edilen lineer kısmın uzantısının ekseni kestiği noktadan hesaplanır. Doyma akımı Eşitlik 3.11 ile ifade edilir.

$$I_o = A \cdot A^* \cdot T^2 \cdot \exp(-q \cdot \phi_b / kT) \tag{3.11}$$

Burada ϕ_b engel yüksekliği değeri olup Eşitlik 3.12 kullanılarak hesaplanabilir [48].

$$\phi_b = \frac{kT}{q} \ln\left(\frac{A \cdot A^* \cdot T^2}{I_o}\right) \tag{3.12}$$

Burada, A güneş pilinin etkin alanı (A=1.15x1.15 cm^2) ve A^* Richardson sabitini ifade etmektedir.

Aydınlık ortamda (100 mW/cm^2) gerçekleştirilen I-V ölçümleri ile kısa devre akımı (I_{SC}), açık devre gerilimi (V_{OC}), doldurma faktörü (FF), maksimum güç (P_{max}) ve hücre verimi (η) değerleri hesaplanmıştır. V_{OC}, akımın sıfır olduğu durumda elde edilen maksimum gerilim değeri iken I_{SC} ise gerilimin sıfır olduğu durumda güneş pilinden elde edilen maksimum akımdır. Güneş pilindeki toplam akım Eşitlik 3.13 ile ifade edilir [48].

$$I = -I_{ph} + I_0 \left[\exp\left(\frac{e \cdot V}{n \cdot k \cdot T}\right) - 1\right] \tag{3.13}$$

Burada I_{ph} foto akımı göstermektedir.

Güneş pillerinin aydınlık ortamda (P=100 mW/cm^2) ölçülen I-V karakteristik eğrileri kullanılarak fotovoltaik parametreler hesaplanmıştır. FF, 0 ile 1 arasında değişen ve bir güneş pilinin Voc ve Isc değerlerine göre performansını gösteren bir parametredir. Doldurma faktörü (FF) ve fotodönüşüm verimliliği (η), aşağıda verilen eşitlikler yardımıyla hesaplanmıştır [48].

$$FF = \frac{I_{max} * V_{max}}{I_{sc} * V_{oc}} \tag{3.14}$$

$$\eta(\%) = \frac{I_{max} * V_{max}}{P_{in}} x100 = \frac{I_{max} * V_{max}}{P \cdot A} x100 \tag{3.15}$$

Üretilen güneş pillerine ait C-V ölçümlerinden 1/C^2-V grafikleri çizilerek Eşitlik 1.5 kullanılarak eklem engel potansiyeli (V_{bi}) ve donör yoğunluğu (N_D) değerleri hesaplanmıştır. Şekil 3.12'de I-V ve C-V ölçümlerinde kullanılan elektriksel ölçüm cihazı ve 100 mW/cm^2 aydınlatma şiddetine sahip güneş simülatörü gösterilmiştir.



Şekil 3.12. Çalışmada kullanılan güneş simülatörü ve elektriksel ölçüm cihazı

4. BÖLÜM

ISIL VE KRİYOJENİK TEKNİKLER İLE ÜRETİLEN GÜNEŞ PİLLERİNİN ANALİZ SONUÇLARI

Bu tez çalışması kapsamında ilk olarak farklı altlık sıcaklıklarında (100-573 K) üretilen CdTe ve CdS filmlerin XRD, FESEM, EDS, AFM analizleri yapılmış, optik ve elektriksel özellikleri incelenmiştir. Ayrıca üretilen CdTe filmlerin Yoğunluk Fonksiyonel Teorisi (DFT) hesaplamaları yapılmıştır. Daha sonra farklı altlık sıcaklıklarında (100-300 K) ve farklı sürelerde (20, 25 ve 30 saniye) üretilen Au nanoparçacıkların XRD, FESEM, AFM ve optik analizleri gerçekleştirilmiştir. CdTe katmanına omik kontak olarak kullanılacak olan Cu/Au ikili yapısının iyi bir omik kontak özelliği sergilemesi için Cu ince filmler farklı altlık sıcaklıklarında (100, 150, 200, 250 ve 300 K) 10 nm kalınlığında üretilmiş ve karakteristik özellikleri incelenmiştir. Kalınlığın 10 nm seçilme nedeni, literatürde CdTe filmine omik kontak olarak kullanılan Cu/Au yapısında Cu film kalınlığının ~10 nm olduğunda en iyi omik kontak davranışının tespit edilmesidir [5]. Son olarak farklı rejimlerde üretilen ITO/n-CdS/AuNPs/p-CdTe/Cu/Au güneş pillerinin karanlık ve aydınlık ortamda (100 mW/cm^2) I-V, C-V ve fotoakım ölçümleri gerçekleştirilmiştir. Au nanoparçacıkların güneş pillerinin verimliliğine olan etkisi incelenmiştir.

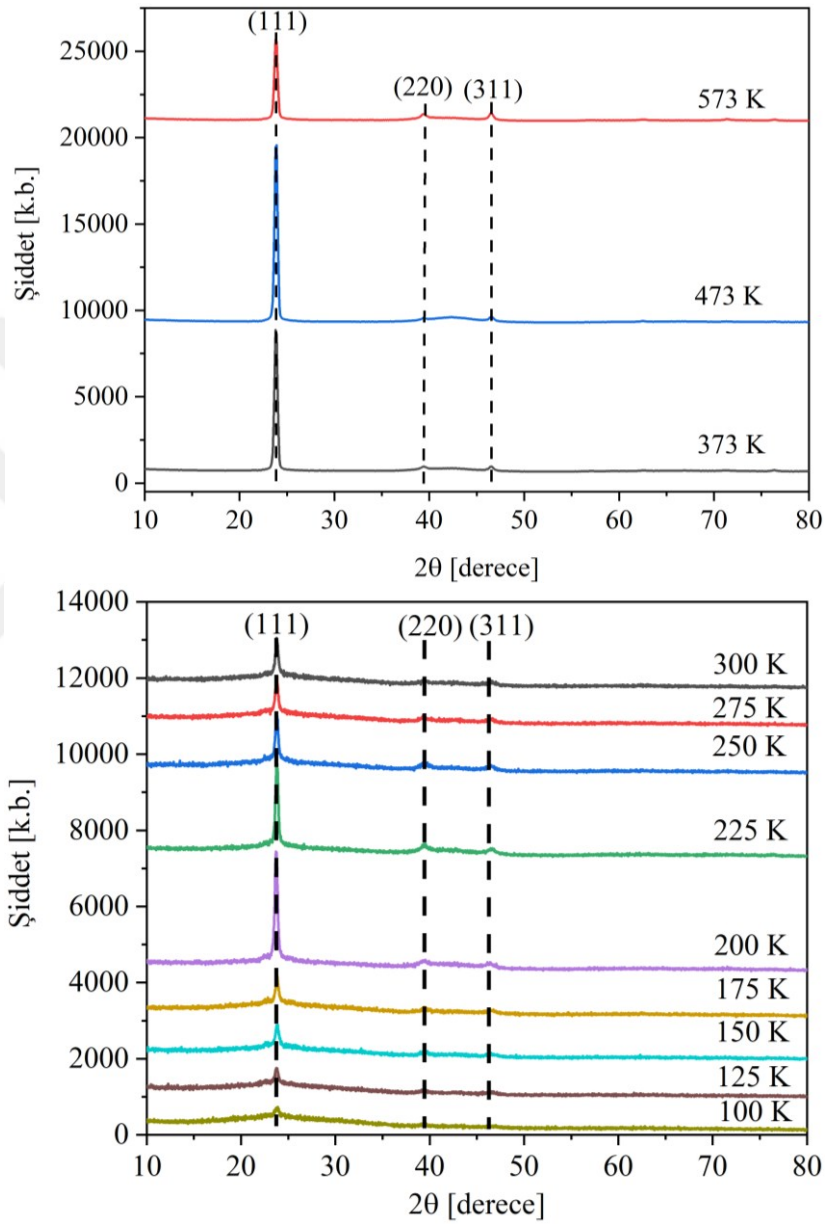
4.1. Üretilen CdTe Filmlerin Analiz Sonuçları

Şekil 4.1'de, 100-573 K altlık sıcaklık aralığında üretilen CdTe filmlerinin XRD spektrumları verilmiştir. Şekil 4.1, CdTe ince filmlerinin kübik formlu polikristalin bir yapıya (JCPDS Kart No: 00-015-0770) ve (111) yönünde tercih edilen bir yönelime sahip olduğunu göstermektedir. Bu durum, (111), (220) ve (311) düzlemlerine karşılık gelen 2θ = 23.80, 39.50 ve 46.65° açılardaki piklerin varlığıyla desteklenmektedir. Bu sonuçlar önceki çalışmalarla oldukça tutarlıdır [166-168]. XRD spektrumu ayrıca 473 K altlık

sıcaklığında üretilen CdTe filminin XRD sinyalinin en yüksek yoğunluğa sahip olduğunu göstermektedir. Altlık sıcaklığı 573 K'den 473 K'e düştüğünde pik şiddetinin neredeyse 2 kat arttığı, 373 K, 300 K ve 250 K altlık sıcaklıkları için pik şiddetinin azaldığı bulunmuştur. Kriyojenik teknik ile üretilen filmler içinde en yüksek pik şiddetinin 200 K altlık sıcaklığında elde edildiği tespit edilmiştir. Daha sonra, altlık sıcaklığı azaldıkça pik şiddetinin azalmaya başladığı Yarı Maksimumda Tam Genişlik (FWHM) değerinin arttığı ve 100 K altlık sıcaklığında amorf benzeri bir yapı oluştuğu belirlenmiştir. Önceki çalışmalar, CdTe filmlerinin FWHM değerlerinin altlık sıcaklığının artmasıyla azaldığını göstermektedir [146, 169, 170]. Bu durumun, altlık sıcaklığının artmasıyla tane boyutlarının artmasına ve yeniden kristalleşmenin iyileşmesine bağlı olduğu düşünülmektedir [144, 167]. Ayrıca, altlık sıcaklığı arttıkça adatom hareketliliği artmakta ve FWHM azalarak kristalit boyutunun artmasına neden olmaktadır [170].

XRD spektrumları, örneklerin kafes parametresi (*a*), düzlemler arası mesafe (*d*) ve parçacık boyutu (*D*) gibi karakteristik parametrelerinin değerlerini hesaplamak için kullanılmıştır. Tablo 4.1'de farklı altlık sıcaklıklarında cam altlıklar yüzeyinde üretilen CdTe filmlerin X ışını kırınım spektrumlarından hesaplanan parametreler verilmiştir. İnce filmlerin parçacık boyutu, altlık sıcaklığının azalmasıyla 71 nm'den 29 nm'ye düşmüştür. Termal buharlaştırma tekniğiyle üretilen ince filmlerde tane boyutunun, altlık sıcaklığının azalmasıyla azaldığı bilinmektedir. Düşük altlık sıcaklıklarında altlığa yapışan atomların düşük hareketliliği ve difüzyon hızları nedeniyle küçük boyutlu taneler oluşmaktadır [122]. CdTe ince filmlerin kafes parametresi *a,* altlık sıcaklığının azalmasıyla 6.441'den 6.495 Å'ye yükselmiştir. Kafes parametresi değerleri, bildirilen 6.48 Å 'lık bulk değerden farklıdır [146]. Altlık sıcaklığının azalmasıyla kafes parametresinin artmasının nedeni olarak, yüksek altlık sıcaklığında üretilen örneklerde çekme gerilmesinin oluşması ve bu gerilmenin altlık sıcaklığının azalmasıyla azalması olduğu söylenebilir [171]. Ramadan ve ark. [172] CdTe filmleri için kafes parametrelerinin film kalınlığı ve altlık sıcaklığına bağımlılığını araştırmış ve daha düşük altlık sıcaklıklarında büyütülen filmler için gözlemlenen daha yüksek kafes parametrelerini içsel kusur popülasyonlarındaki farklılıklarla açıklamıştır. Aynı kalınlıkta farklı altlık sıcaklıkları için farklı tipte kafes kusurları oluşmaktadır. Stokiyometrideki (Cd/Te oranı) değişimi tartışmak için, film biriktirme sırasında oluşabilecek olası kafes kusuru tiplerini dikkate almak

gerekmektedir. Bunlar Cd-arayerleri (Cd_i), Cd-antisite (Te bölgesindeki Cd), Te boşluğu (V_{Te}), Cd boşluğu (V_{Cd}) ve Te-arayerleri (Te_i)'dir [173].

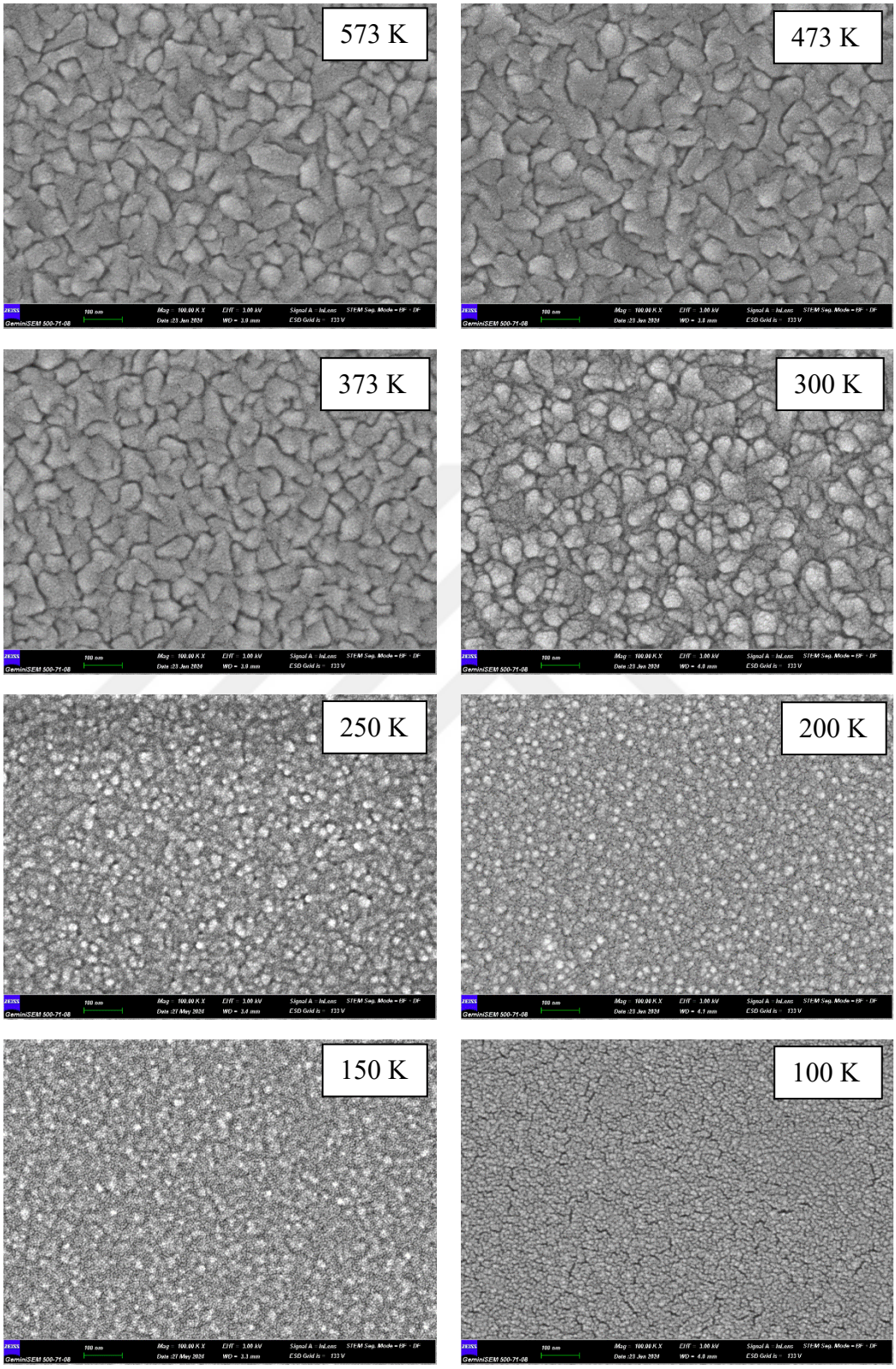


Şekil 4.1. Cam altlık yüzeyinde farklı altlık sıcaklarında üretilen CdTe filmlerin XRD spektrumları

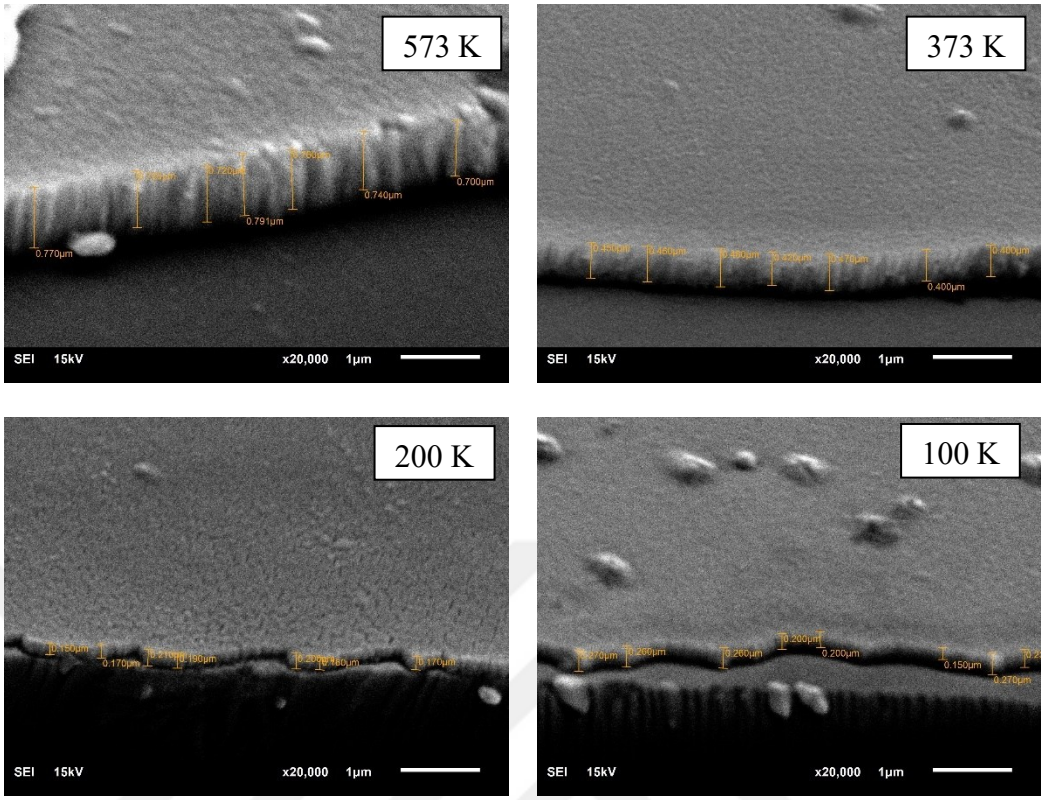
Tablo 4.1. Farklı altlık sıcaklıklarında cam altlıklar yüzeyinde üretilen CdTe filmlerin X ışını kırınım spektrumlarından hesaplanan parametreler.

Altlık Sıcaklığı [K]	**Açı [°]**	**d [Å]**	**a [Å]**	**FWHM [°]**	**D [nm]**	**(hkl)**
573	23.90	3.719	6.441	0.11	70.835	(111)
473	23.87	3.723	6.448	0.12	70.831	(111)
373	23.86	3.725	6.452	0.14	70.830	(111)
300	23.86	3.725	6.452	0.15	54.485	(111)
275	23.84	3.728	6.457	0.17	47.014	(111)
250	23.80	3.734	6.467	0.18	45.692	(111)
225	23.78	3.737	6.473	0.19	42.735	(111)
200	23.78	3.737	6.473	0.22	37.273	(111)
175	23.78	3.737	6.473	0.24	33.724	(111)
150	23.74	3.743	6.483	0.27	30.134	(111)
125	23.72	3.747	6.490	0.27	30.133	(111)
100	23.70	3.750	6.495	0.28	28.902	(111)

Şekil 4.2, cam altlıklar yüzeyinde üretilen CdTe filmlerinin FESEM görüntülerini gösterirken Şekil 4.3 ise kesit SEM görüntülerini göstermektedir. Şekil 4.2'den ince filmlerin tane boyutunun altlık sıcaklığına bağlı olarak değiştiği belirlenmiştir. FESEM görüntüleri, 300-573 K altlık sıcaklık aralığında hazırlanan CdTe filmlerinin adacık büyüme mekanizmasıyla büyüdüğünü göstermektedir. CdTe ince filmler için bu sıcaklık aralığında farklı boyut ve şekillerde büyük tanelerden oluşan bir yüzey morfolojisi elde edilmiştir. Ancak 200 K altlık sıcaklığında hazırlanan CdTe ince filmin soliton büyüme mekanizması nedeniyle eşit ve küçük boyutlu tane yapısına ve homojen bir yüzeye sahip olduğu gözlenmiştir [42, 48, 61-63, 118]. Daha düşük altlık sıcaklıklarında (100 K), CdTe filmlerinin kristal formu bazı çatlaklar da dahil olmak üzere polikristalin bir yapıya dönüşmektedir (Şekil 4.2 100 K).

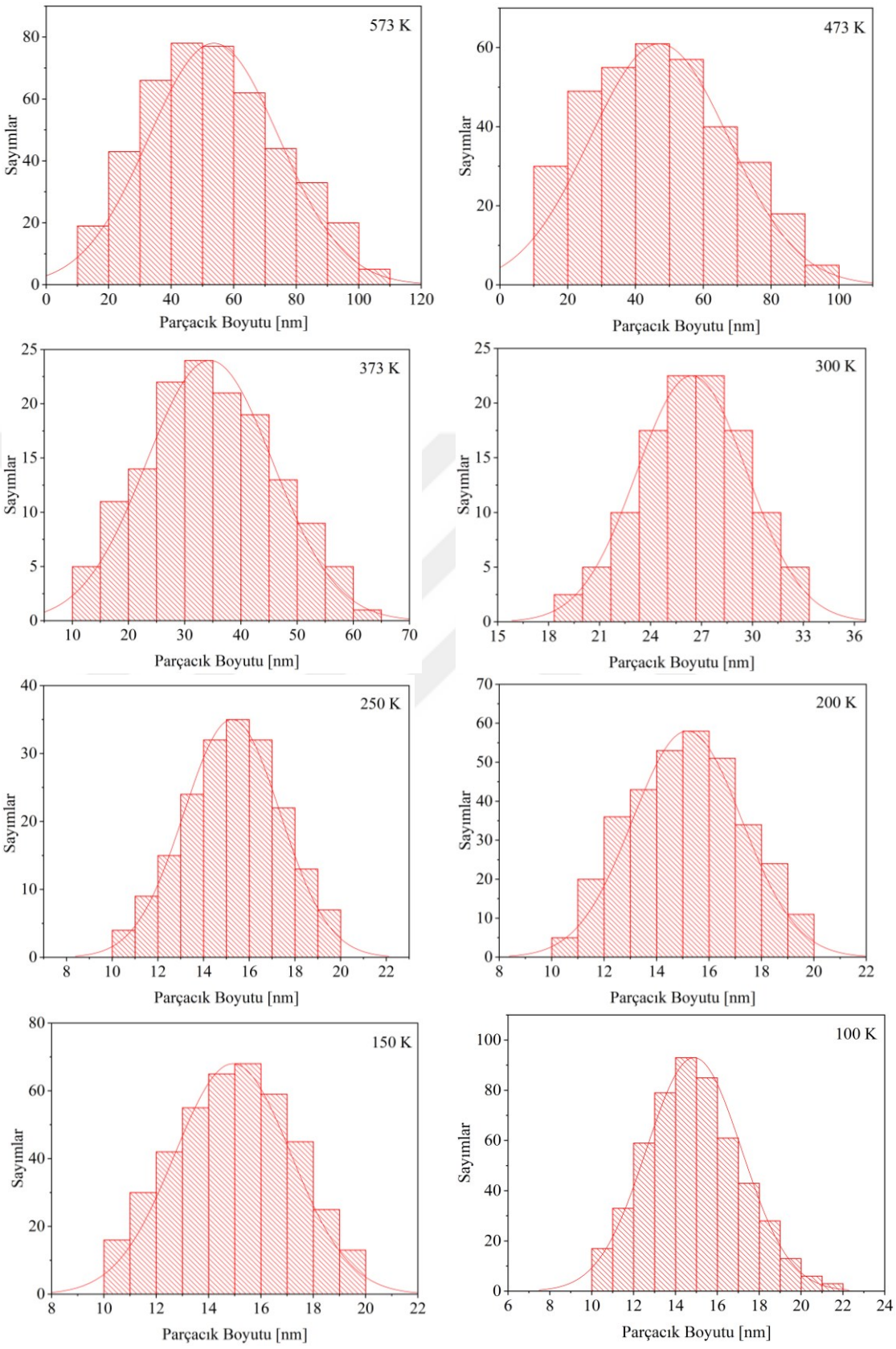


Şekil 4.2. Cam altlıklar yüzeyinde farklı altlık sıcaklarında üretilen CdTe ince filmlerin FESEM görüntüleri

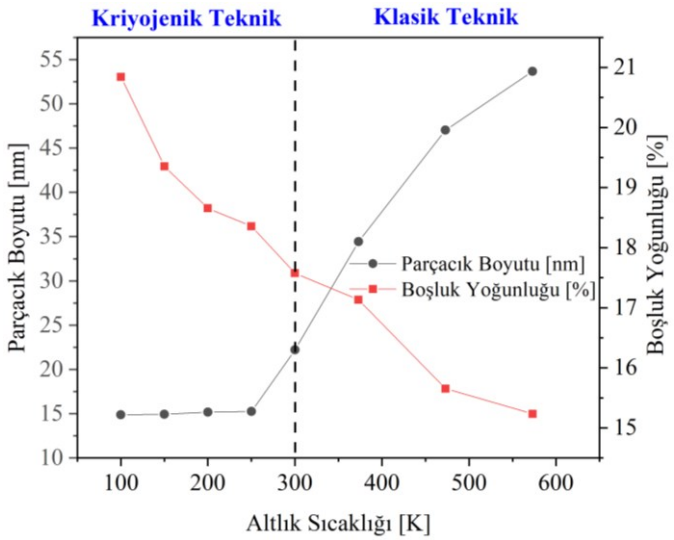


Şekil 4.3. Cam altlıklar yüzeyinde farklı altlık sıcaklarında üretilen CdTe ince filmlerin kesit SEM görüntüleri

Farklı altlık sıcaklıklarında üretilen CdTe filmlerinin tane boyutları ve boşluk yoğunlukları ImageJ yazılımı kullanılarak hesaplanmıştır. Hesaplanan CdTe filmlerin parçacık boyutları dağılımı Şekil 4.4'de gösterilirken parçacık boyutu ve boşluk yoğunluğun altlık sıcaklığına göre değişimi ise Şekil 4.5'de verilmektedir. Şekil 4.4'ten görülebileceği gibi, 373-573 K altlık sıcaklığı aralığında yarı kapalı hacimde vakum buharlaştırma tekniği (ısıl) ile üretilen CdTe filmlerinin tane boyutları 35-54 nm aralığında elde edilmiştir. Bununla birlikte, 100-300 K altlık sıcaklığı aralığında soliton büyüme mekanizması ile üretilen CdTe filmlerinin kristal yapısı ağırlıklı olarak ortalama boyutu 15 nm olan kümelerden oluşmaktadır (Şekil 4.4 -200 K). Şekil 4.5 incelendiğinde, altlık sıcaklığının azalmasıyla parçacık boyutunun 53.6 nm'den 14.8 nm'ye düştüğü ve boşluk yoğunluğunun %15.235'ten %20.842'ye arttığı görülmektedir. Benzer davranış, önceki çalışmalarda termal buharlaştırma yoluyla soğuk altlıklar yüzeyinde biriktirilen Ag [42] ince filmler içinde gözlemlenmiştir.

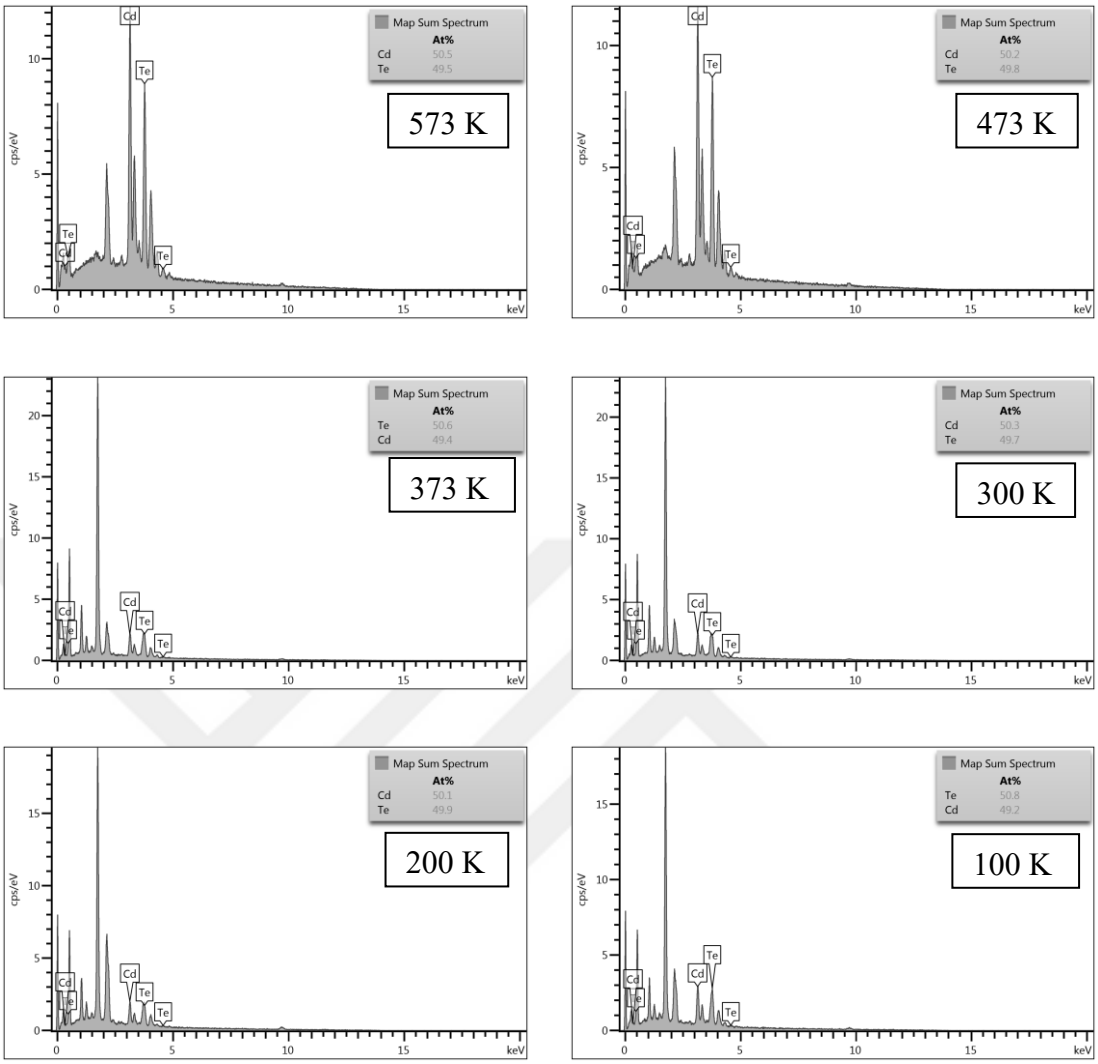


Şekil 4.4. Farklı altlık sıcaklıkları için CdTe filmlerin parçacık boyutları dağılımı



Şekil 4.5. CdTe ince filmlerin parçacık boyutu ve boşluk yoğunluğu değerlerinin altlık sıcaklığına bağlı değişimi

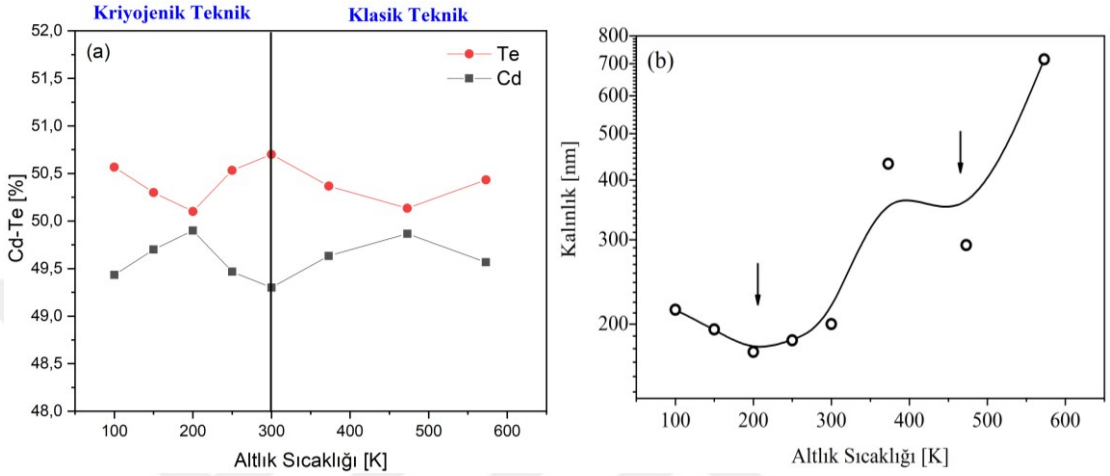
Kriyojenik teknikle üretilen ince filmler, kritik boyutlu kümeleri ısıtılmış buhar ortamından altlık yüzeyine taşıyarak büyür. Doymuş buhar ortamında Cd ve Te atomları tarafından oluşturulan kümeler daha stokiyometrik bir yapıya sahip olabilir. Şekil 4.6'da farklı altlık sıcaklıklarında cam altlıklar yüzeyinde üretilen CdTe filmlerinin EDS spektrumları verilmiştir. CdTe ince filmlerin EDS analiz sonuçları ile belirlenen kompozisyonel dağılımları Şekil 4.7a'da gösterilmiştir. Termal buharlaştırma tekniğiyle hazırlanan CdTe gibi farklı buhar basınçlarına sahip kimyasallardan oluşan yarıiletken ince filmlerde, stokiyometrik davranış genellikle teorik olarak beklenenden farklıdır (Cd/Te = 1) [174]. CdTe ince filmlerin stokiyometrik oranları incelendiğinde, Cd/Te oranında önemli bir değişim olmadığı (0.97 ile 1.0 arasında), numunelerin Te açısından hafif zengin bir yapıya sahip olduğu ve bunun da gözlenen p-tipi iletkenliği desteklediği belirlenmiştir [175] ve Te miktarı %50.0 ile %50.5 arasında, Cd miktarı ise %50.0 ile %49.5 arasında değişmiştir. Ayrıca sıcak uç yöntemi kullanılarak CdTe filmlerin p-tipi elektriksel iletkenlik gösterdiği tespit edilmiştir. Kumarasinghe ve arkadaşları [176] tarafından termal buharlaştırma tekniği kullanılarak hazırlanan CdTe ince filmlerinde de Te açısından benzer bir stokiyometri bulunmuştur. Ancak, 300 K altlık sıcaklığında büyütülen CdTe ince filminde nispeten büyük stokiyometrik sapma meydana gelirken, 200 ve 473 K altlık sıcaklıklarında hazırlanan CdTe ince filmleri nispeten daha stokiyometrik olarak büyüdüğü tespit edilmiştir.



Şekil 4.6. Farklı altlık sıcaklıklarında cam altlıklar yüzeyinde üretilen CdTe filmlerinin EDS spektrumları

Şekil 4.7b'de altlık sıcaklığına bağlı olarak CdTe ince filmlerin kalınlık değerlerindeki değişim grafiksel olarak verilmiştir. 473 K ve 200 K altlık sıcaklıklarında üretilen CdTe filmlerinin büyüme hızındaki azalmanın nedeni şu şekilde açıklanabilir: İnce filmler, atomların buhar fazından altlık yüzeyine taşındığı, altlık atomlarının oluşturduğu hücreler aracılığıyla ısıtılmış altlıklar yüzeyinde (ısıl teknik) oluşturulur. Her bir hücrenin sahip olduğu Gibbs enerji (G) değeri, hacimsel (G_v) ve yüzeysel (G_σ) Gibbs enerjilerinin toplamına eşittir. G_v enerjisi hücrenin kristal yapısından sorumlu olurken, G_σ değeri hücrenin geometrik olarak büyümesinden sorumludur. Hücrelerin büyüme sürecinde kusurlardan kaynaklı kristal yapıda kaymalar meydana gelmektedir. Gerçekleşen olumsuz durumun önlenmesi için hacimsel (G_v) Gibbs enerjisi artar ve yapıda

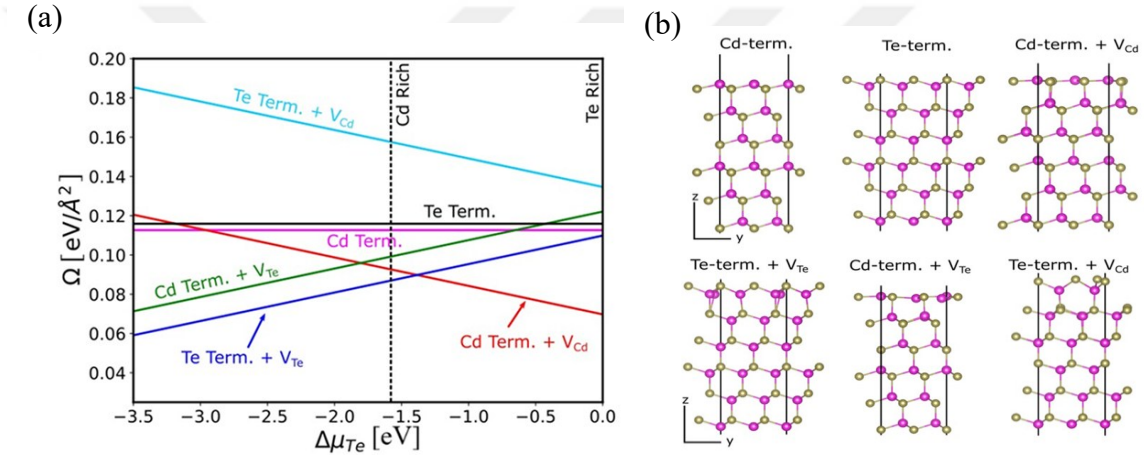
stokiyometrik düzen sağlanır. Bu süreçte yüzeysel enerji (G_σ) değeri küçülür ve hücre büyümesi önemli ölçüde yavaşlar. Böylece büyüme hızındaki düşüşün nedenlerinden bir tanesi kristal yapının stokiyometrik oranda büyümesinden kaynaklı olabilir [177, 178].



Şekil 4.7. (a) Farklı altlık sıcaklıklarında cam altlıklar yüzeyinde üretilen CdTe filmlerinin EDS analiz sonucu ve (b) kalınlık değerinin değişimi

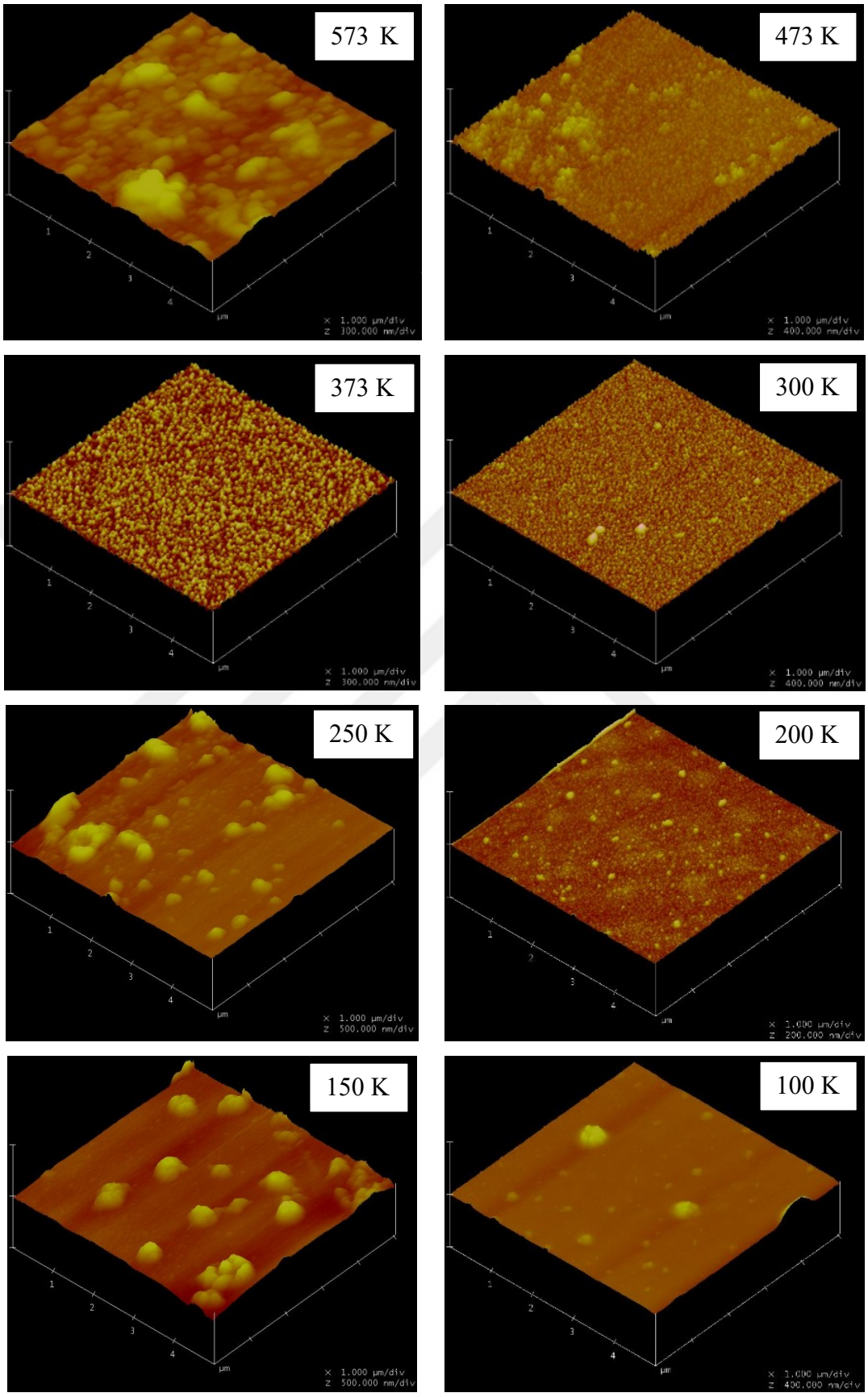
Kriyojenik sıcaklıkta film oluşumu doymuş buhar ortamında oluşan kümelerin soğutulmuş altlık yüzeyine taşınması ile gerçekleşmektedir. Filmin büyümesi kritik boyutlu olarak tanımlanan kümelerle gerçekleşmektedir. Bu kümeleri diğer kümelerden farklı kılan altlıkla çarpışma esnasında altlık yüzeyinde soliton dalgaları oluşturmasıdır. Bu dalgalar sayesinde kümeler altlık yüzeyinde enerji kaybetmeden hareketlenmektedir. Kümlerin altlık yüzeyinde engelsiz olarak hareketlenmesinin başlıca nedeni bu kümelerin elektriksel olarak nötr olmasıdır. Katıhal fiziği teorisinden de anlaşılacağı üzere, nötr kümelerin kimyasal içerikleri stokiyometrik olarak tamdır. Bu durum göz önüne alındığında, soliton sıcaklığında büyüyen filmin büyüme hızının azalmasının temel nedeninin, bu filmlerin sınırlı sayıda nötr kümeye sahip olmasından kaynaklandığı anlaşılmaktadır [61-63, 118]. Düşük altlık sıcaklıklarında üretilen CdTe ince filmlerin yapısını anlamak için, deneysel veriler ile yoğunluk fonksiyonel teorisi (DFT) kullanılarak yüzey Cd ve Te boşlukları da dahil olmak üzere farklı sonlandırmalarla CdTe (111) yüzeylerinin kararlılığı incelenmiştir. CdTe (111) levhaların yüzey serbest enerji diyagramları Şekil 4.8a'da çizilmiştir. Bulk CdTe'ü kararlı hale getiren $\Delta\mu_{Te}$ aralıkları ($-1.56 < \Delta\mu_{Te} < 0$ eV) içerisinde, Cd boşluğuna (V_{Cd}) sahip Cd ile sonlandırılmış (111)

fasetin ve Te boşluğuna (V_{Te}) sahip Te ile sonlandırılmış (111) fasetin en kararlı yüzeyler olduğu bulunmuştur (bkz. Şekil 4.8b) V_{Cd}'e sahip Cd ile sonlandırılmış (111) yüzeyin ise geniş bir Te kimyasal potansiyeli aralığında ($-1.4 < \Delta\mu_{Te} < 0$ eV) kararlı olduğu bulunmuştur. Bu sonlanma, 200 K'de üretilen CdTe filmleri için bu çalışmanın bulgularıyla tutarlı olan Cd boşluğundan kaynaklanan bir p-tipi elektriksel iletkenliği göstermektedir. V_{Te} yüzeyiyle Te ile sonlandırıldığı için, ortam Cd açısından zengin olduğunda yüzey enerjisi giderek düşer ve böylece yüzey, CdTe yüzeyindeki Te boşluğundan kaynaklanan n-tipi elektriksel iletkenlik gösterir.

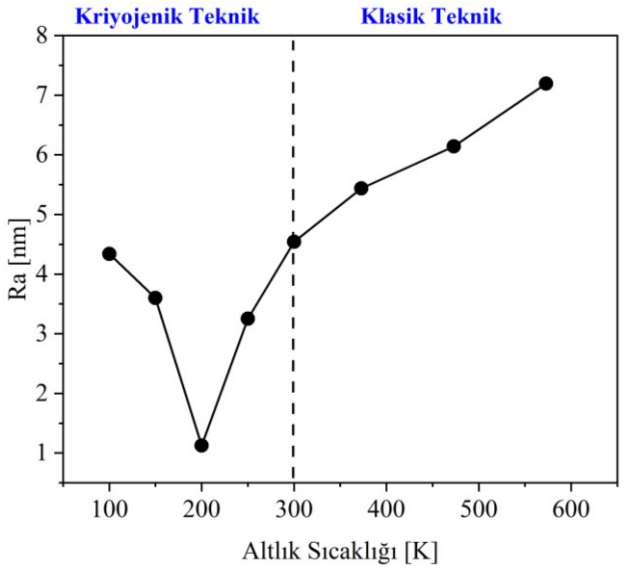


Şekil 4.8. (a) Te kimyasal potansiyelinin bir fonksiyonu olarak yüzey Te ve Cd boşluklarını içeren CdTe (111)'in yüzey serbest enerji diyagramı ve (b) CdTe'ün en kararlı sonlanmalarının yan görünümleri (Sarı ve pembe toplar sırasıyla Te ve Cd atomlarını temsil eder)

Şekil 4.9 farklı altlık sıcaklıklarında üretilen CdTe ince filmlerin AFM sonuçlarını göstermektedir. Tane boyutlarının (53.6-14.8 nm) ve ortalama pürüzlülük değerlerinin (Ra) (7.2-4.3 nm), altlık sıcaklığının 573 K'den 100 K'e düşmesiyle doğru orantılı olarak değiştiği bulunmuştur. Özellikle altlık sıcaklığı 200 K'e ulaştığında, soliton dalgaları nedeniyle filmler eşit büyüklükte ve sıkı paketler şeklinde büyümektedir. Önceki çalışmalarda, geleneksel vakum buharlaştırma teknikleriyle üretilen CdTe filmlerinin ortalama yüzey pürüzlülük değerlerinin 3-10 nm aralığında değiştiği bildirilmiştir [179]. Elde edilen sonuçlar, soliton büyüme mekanizmasıyla üretilen filmlerin son derece düşük yüzey pürüzlülüğü değerleri sergilediğini göstermektedir (bkz. Şekil 4.10).



Şekil 4.9. Farklı altlık sıcaklıklarında cam altlıklar yüzeyinde üretilen CdTe ince filmlerin üç boyutlu (3B) AFM görüntüleri

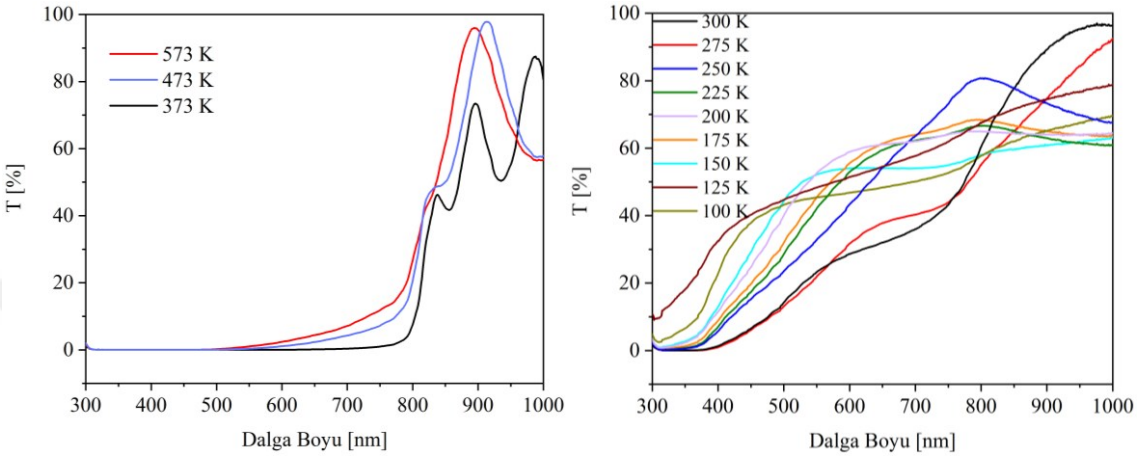


Şekil 4.10. Cam altlıklar yüzeyinde üretilen CdTe ince filmlerin ortalama yüzey pürüzlülüğünün (Ra) altlık sıcaklığa göre değişimi

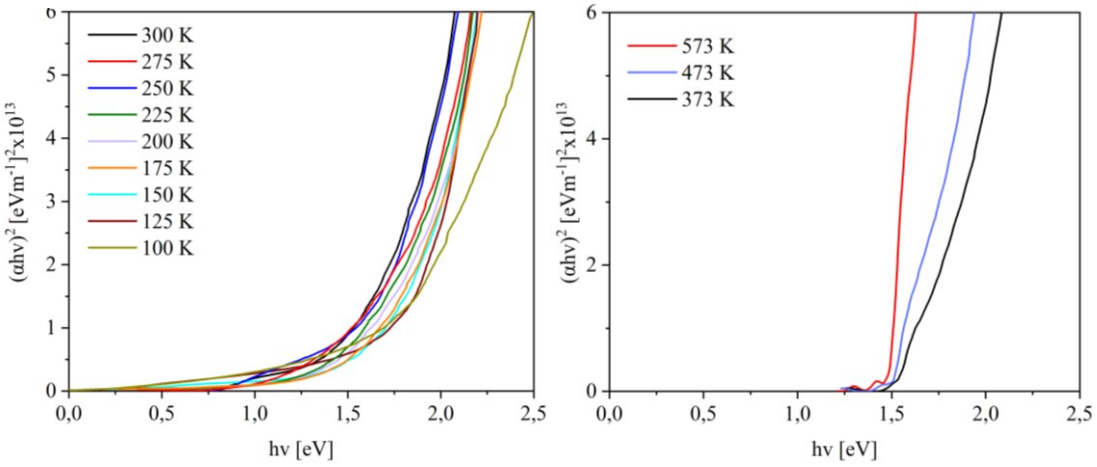
Şekil 4.11'de farklı altlık sıcaklıklarında üretilen CdTe ince filmlerin görünür dalga boylarında (300-1000 nm) incelenen optik geçirgenlik spektrumları verilmiştir. Cam altlık yüzeyinde farklı altlık sıcaklarında üretilen CdTe ince filmlerin hν'ye bağlı olarak $(\alpha h\nu)^2$'nin değişimi ise Şekil 4.12'de gösterilmektedir. Optik soğurma katsayısı değerleri (α), CdTe ince filmlerin optik geçirgenlik spektrumlarından elde edilmiş ve enerji bant aralığı değerleri (bkz. Tablo 4.2) Tauc yöntemi ile belirlenmiştir. Enerji bant aralığı değerlerinin (1.65-1.48 eV) sıcaklıktaki artışla (100-573 K) azaldığı kolayca görülebilir. Altlık sıcaklığındaki azalmaya bağlı olarak tane boyutundaki azalmanın enerji bant aralığında artışa neden olduğu düşünülmektedir. Önceki bir çalışmada, Moure-Flores ve diğerleri, 298-573 K altlık sıcaklıklarında üretilen CdTe filmlerinin enerji bant aralığının 1.50 ile 1.34 eV arasında değiştiğini bildirmiştir [180]. Ayrıca farklı altlık sıcaklıklarında üretilen CdTe filmlerinin Hall ölçümü ile elde edilen taşıyıcı yoğunlukları da Tablo 4.2'de görülmektedir.

Elde edilen sonuçlar, taşıyıcı yoğunluğunun altlık sıcaklığı azaldıkça azaldığını göstermektedir (5.26×10^{17}-1.24×10^{13} cm^{-3}). Özdirenç değerleri Van der Pauw tekniği ile elde edilmiştir ve altlık sıcaklığındaki azalmayla birlikte artmaktadır. Altlık sıcaklığındaki azalmaya bağlı olarak CdTe filmlerinin tane çapındaki (53.6-14.8 nm) azalmanın, özdirenç değerlerinde (1.88-3.87×10^3 Ω·cm) ve enerji bant değerinde (1.48-

1.65 eV) artışa neden olduğu gözlemlenmiştir. Literatürdeki çalışmalardan, altlık sıcaklığının artmasıyla enerji bant değerindeki azalmanın büyüyen tanelerden kaynaklandığı bilinmektedir [167, 181].



Şekil 4.11. Cam altlık yüzeyinde farklı altlık sıcaklarında üretilen CdTe ince filmlerin optik geçirgenliğinin dalga boyuna göre değişimi



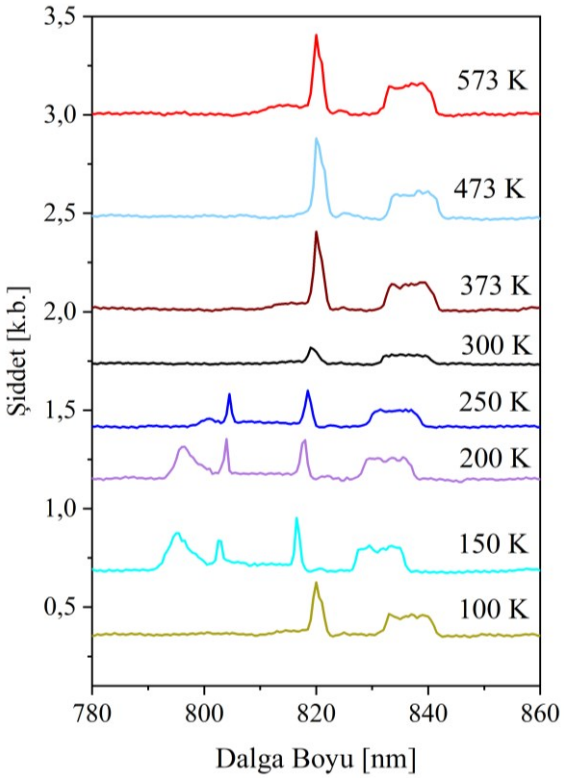
Şekil 4.12. Cam altlık yüzeyinde farklı altlık sıcaklarında üretilen CdTe ince filmlerin hν'ye bağlı olarak $(\alpha h\nu)^2$'nin değişimi

Tablo 4.2. Farklı altlık sıcaklıklarında üretilen CdTe ince filmlerin enerji bant aralığı (Eg), taşıyıcı yoğunluğu (n) ve özdirenç (ρ) değerleri.

T [K]	Eg [eV]	n [cm^{-3}]	ρ [Ω-cm x 10^3]
573	1.48	$5.26x10^{17}$	1.88
473	1.50	$4.52x10^{17}$	2.01
373	1.52	$3.66\ x10^{17}$	2.13
300	1,54	$3.23x10^{17}$	2.17
275	1.54	$5.85x10^{16}$	2.44
250	1.55	$3.36x10^{16}$	2.53
225	1.56	$8.12x10^{15}$	2.60
200	1.57	$5.29x10^{15}$	2.66
175	1.57	$4.63x10^{15}$	2.82
150	1.59	$1.72x10^{15}$	3.15
125	1.62	$3.45x10^{13}$	3.69
100	1.65	$1.24x10^{13}$	3.87

Fotolüminesans (PL) ölçümleri, kristal yapıdaki kusurların tespit edilmesini sağlar ve atomik yapı ve malzemenin kalitesi hakkında bilgi sağlar. Şekil 4.13, farklı altlık sıcaklıklarında üretilen CdTe ince filmlerin oda sıcaklığında 532 nm lazerle uyarılarak ölçülen fotolüminesans (PL) grafiğini göstermektedir. Şekilde, PL spektrumunda 795, 805, 820, 830 ve 840 nm'de beş tepe gözlenmiştir. 795 ve 805 nm'deki tepeler, klasik teknikle (ısıl) (373-573 K) üretilen örnekler ile 300 ve 100 K altlık sıcaklığında kriyojenik teknikle üretilen örneklerde baskılanmıştır. Literatürden, 795 nm'deki görünür pikin, enerji bant aralığında bulunan iletim bandından kabul seviyesine radyatif geçişten kaynaklandığı bilinmektedir [182]. Sığ enerji seviyelerinde bulunan alıcıya özgü tuzak merkezlerinin, aralıklı tellür atomlarından kaynaklanabileceği düşünülmektedir [183]. Literatürde 805 nm'deki pik oluşumunun donör-akseptör etkileşiminden kaynaklandığı bildirilmektedir [183]. Banttan banda veya bant kenarına yakın emisyondan kaynaklanan lüminesans tepe noktasının 573, 473, 373, 300 ve 100 K altlık sıcaklıklarında üretilen CdTe filmlerinde de görüldüğü ancak tepe yoğunluklarının diğer tepe noktalarından (820, 830 ve 840 nm) daha zayıf olması nedeniyle bastırıldığı gözlemlenmiştir. PL yoğunluklarının genliği, büyüme koşullarına büyük ölçüde bağlıdır [184]. Şekil 4.13'de görüldüğü gibi, en yoğun bant (820 nm) yüksek sıcaklıklarda (573, 473 ve 373 K) elde edilen filmlere karşılık gelir. Bu nedenle, bu tür büyüme koşulları altında elde edilen CdTe filmlerinin yüksek kristalliğe sahip olduğu düşünülebilir. PL yoğunluğunun filmdeki tane boyutundaki azalmayla azaldığı görülmektedir. Polikristalin yapılarda, PL emisyonu tane sınırlarından önemli ölçüde etkilenebilir [185]. Fonon replikasyonu

yaklaşık 820 nm'de görülmüştür ve bu PL piklerinin yalnızca tek kristal gibi yüksek kalitede malzeme olduğunda ortaya çıktığı bilinmektedir [184, 186].



Şekil 4.13. Farklı altlık sıcaklıklarında üretilen CdTe filmlerinin PL spektrumu

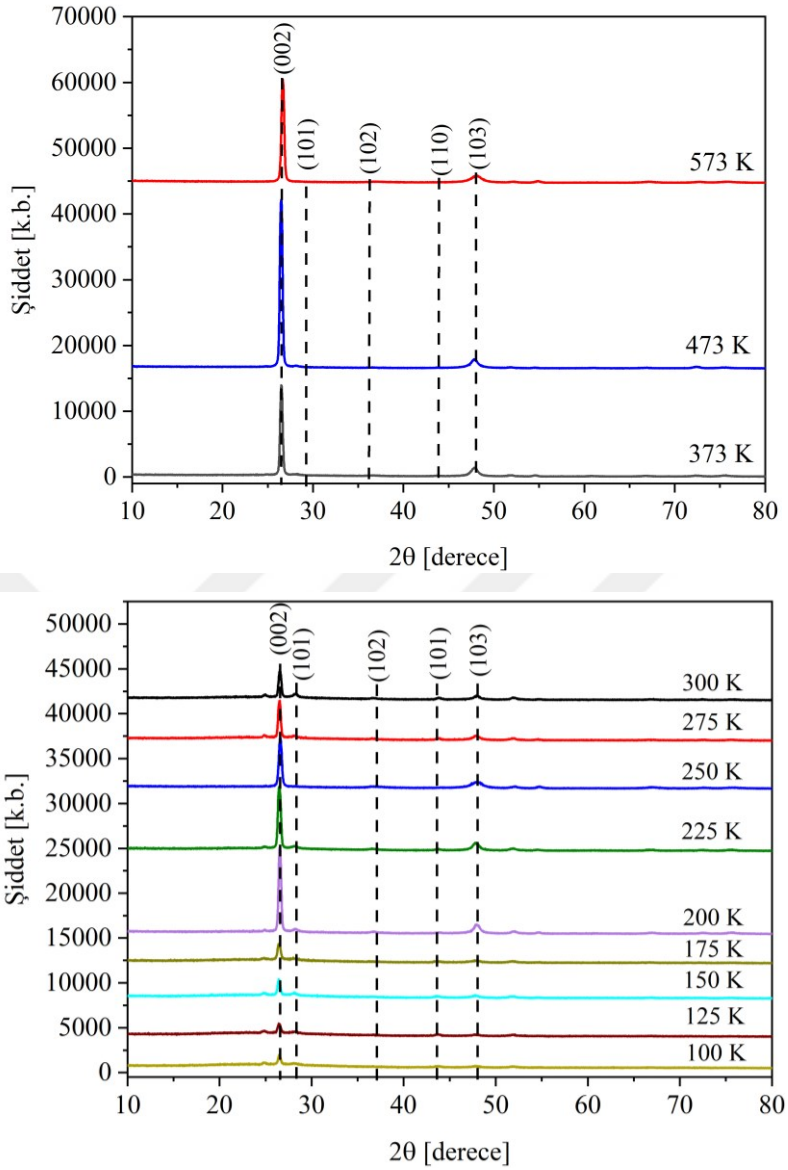
Önceki çalışmalar, 795 ve 805 nm yakınlarındaki emisyon tepe noktalarının kadmiyum boşluklarından *(*V_{Cd}) kaynaklandığını göstermektedir [187, 188] veya O_2'nin donör-alıcı geçişiyle oluşur [189, 190]. Bu durumun nedenlerinden biri, oksijenin potansiyel olarak bir alıcı olarak hareket edebilen bir tellür bölgesini işgal edebilmesidir. Alternatif olarak, TeO_2 oluşumu meydana gelebilir ve bu da Te boşluklarının (V_{Te}) ve Cd aralıklarının (Cd_i) oluşumuna yol açabilir [188]. 150, 200 ve 250 K altlık sıcaklıklarında 795 ve 805 eV'lik emisyon tepe noktaları tespit edildi; bu da ışıksız rekombinasyonun düşük bir oranını göstermektedir [191]. Fonon replikasyonunun ayrılması, artan altlık sıcaklığıyla daha belirgindir. Bu, düşük altlık sıcaklıklarında biriktirilen filmlerin, yüksek sıcaklıklardaki filmlere göre daha karmaşık kusurlara sahip olabileceğini gösterir [192]. Bu durumun nedeninin düşük altlık sıcaklıklarında filmlerin küçük tane boyutlarından oluşması ve çok sayıda tane sınırının oluşması olduğu düşünülmektedir. Ayrıca film kalınlığındaki ve

parçacık boyutundaki değişikliklerin PL emisyon piklerini kaydırabildiği bilinmektedir [193]. PL spektrumlarına bakıldığında film kalınlığındaki ve parçacık boyutundaki değişikliklerden etkilendiği düşünülebilir [193].

4.2. Üretilen CdS Yarıiletken Filmlerin Analiz Sonuçları

Şekil 4.14, 100-573 K altlık sıcaklığı aralığında 25 K adımlarla üretilen CdS filmlerinin X-ışını kırınım spektrumlarını göstermektedir. Bu şekilden görülebileceği gibi, tüm altlık sıcaklıklarında üretilen filmler hekzagonal bir yapıya sahiptir ve (002) düzleminde $2\theta = 26.44°$ açısıyla büyümektedir. Kriyojenik teknikle 200 K altlık sıcaklığında üretilen filmde (002) düzleminden yansıma yoğunluğunun arttığı belirlenmiştir. Bu durum, soğutulmuş altlık yüzeyinde kristal yapının tek kristal özelliğine kaydığını göstermektedir. Ayrıca 473 K altlık sıcaklığında üretilen ince filmin en yüksek kristalleşme oranına sahip olduğu görülmektedir. Tomakin ve arkadaşları [63], 200 K altlık sıcaklığında yansıma yoğunluğunun arttığını vurgulamışlardır. Altlık sıcaklığı 100 K'e ulaştığında (002) düzleminin yarı genişlik değerleri 0.22°'den 0.38°'ye çıkmıştır.

X-ışını kırınım spektrumlarından hesaplanan değerler Tablo 4.3'te verilmiştir. Tablo 4.3'e göre, altlık sıcaklığının azalmasıyla tane boyutu azalırken (37.48 nm-21.57 nm), c kafes parametresi (6.680-6.754 Å) ve d düzlemler arası mesafe (3.340-3.377 Å) artmıştır. Altlık sıcaklığı azaldıkça altlığa yapışan atomların düşük hareketliliği ve difüzyon hızları nedeniyle üretilen filmler daha küçük boyutlu tanelerden meydana gelmektedir. Kafes parametresinde görülen değişimin altlık sıcaklığındaki farklılığa bağlı olarak film yüzeyindeki gerilmelerden kaynaklanabileceği düşünülmektedir [194, 195]. Ayrıca düşük altlık sıcaklıklarında büyütülen filmler için gözlemlenen daha yüksek kafes parametreleri içsel kusur popülasyonlarındaki farklılıklardan da kaynaklanabilmektedir. Farklı altlık sıcaklıklarında üretilen filmler için farklı tipte kafes kusurları oluşabilmektedir.

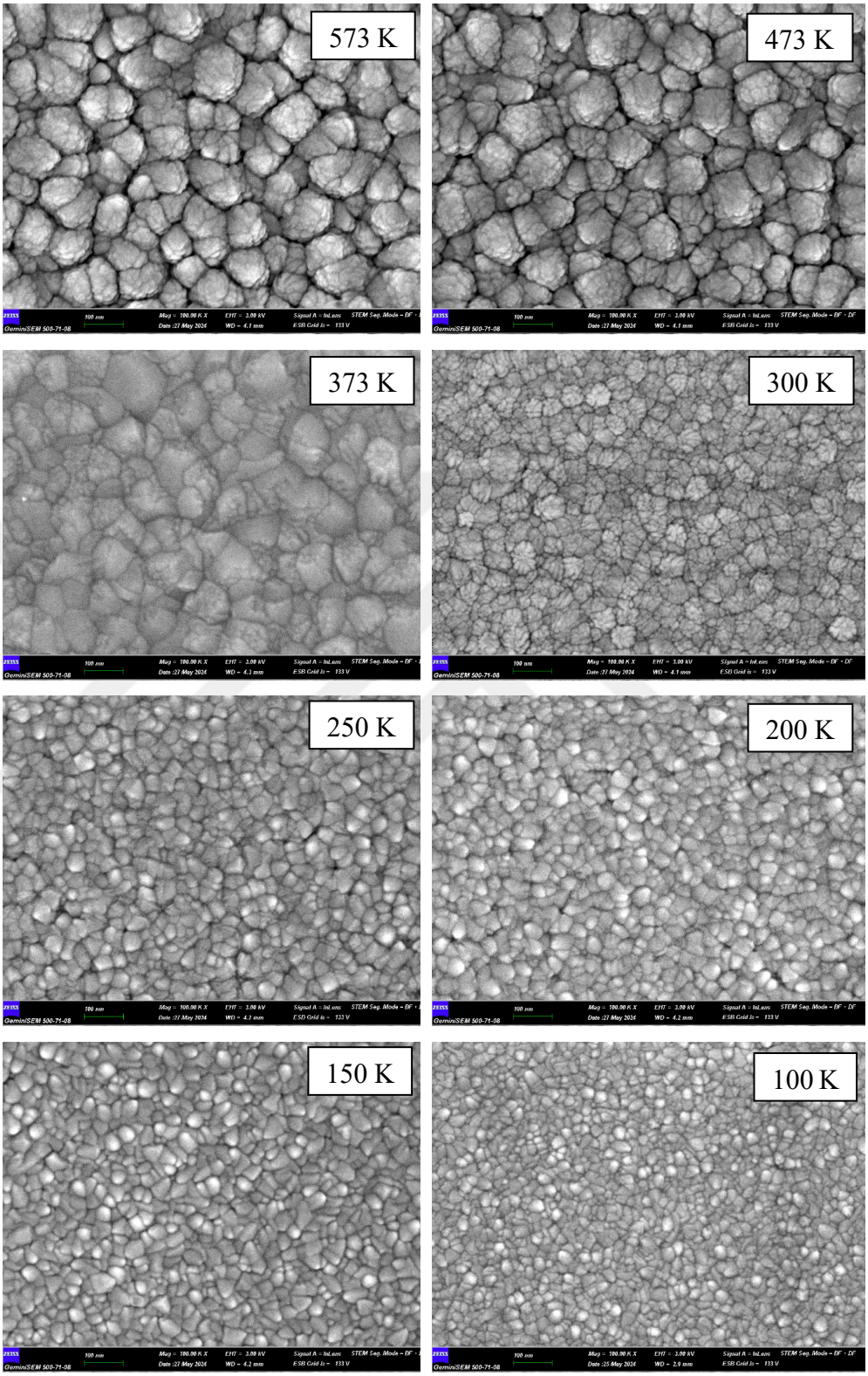


Şekil 4.14. Farklı altlık sıcaklıklarında cam altlıklar yüzeyinde üretilen CdS ince filmlerin XRD spektrumları

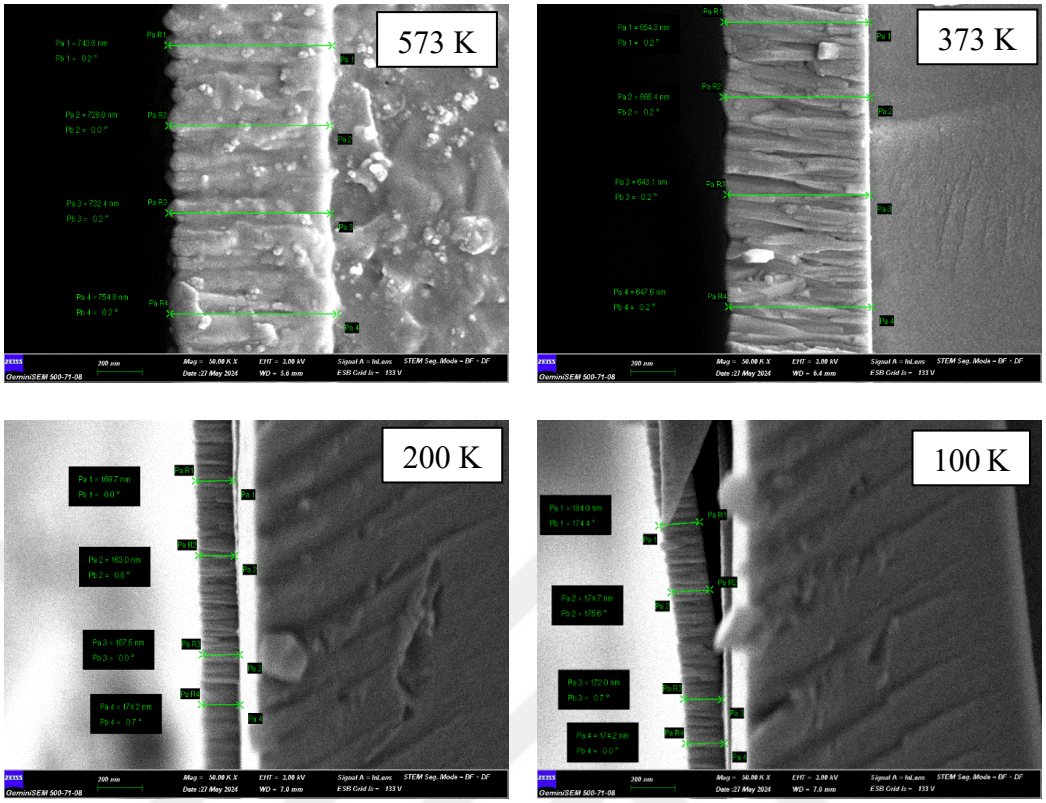
Tablo 4.3. Farklı altlık sıcaklıklarında cam yüzeyinde üretilen CdS filmlerin X ışını kırınım spektrumlarından hesaplanan parametreler.

Altlık Sıcaklığı [K]	**Açı [°]**	**d [Å]**	**c [Å]**	**B [°]**	**D [nm]**	**(hkl)**	**$\varepsilon \times 10^{-2}$**	**$\delta \times 10^{14}$ [m^{-2}]**
573	26.66	3.340	6.680	0.22	37.48	(002)	0.924	7.119
473	26.58	3.350	6.700	0.24	33.91	(002)	1.022	8.700
373	26.56	3.352	6.704	0.24	33.91	(002)	1.022	8.700
300	26.52	3.357	6.714	0,26	31.64	(002)	1.095	9.989
275	26.50	3.360	6.720	0.28	29.10	(002)	1.192	11.809
250	26.50	3.360	6.720	0.30	27.38	(002)	1.265	13.339
225	26.48	3.362	6.724	0.30	27.38	(002)	1.265	13.339
200	26.44	3.367	6,734	0,32	25.42	(002)	1.363	15.475
175	26.42	3.370	6.740	0.32	25.42	(002)	1.363	15.475
150	26.40	3.372	6.744	0.34	24.13	(002)	1.436	17.175
125	26.40	3.372	6.744	0.36	22.60	(002)	1.533	19.579
100	26.36	3.377	6.754	0.38	21.57	(002)	1.606	21.493

Şekil 4.15, farklı altlık sıcaklıklarında cam altlıklar yüzeyinde üretilen CdS filmlerinin FESEM görüntülerini ve Şekil 4.16 ise bu filmlerin kesit FESEM görüntülerini göstermektedir. Şekil 4.15'te, CdS ince filmlerinin 250-573 K altlık sıcaklık aralığında adacık büyüme mekanizmasıyla büyüdüğü, 200 K altlık sıcaklığında ise ince filmin soliton büyüme mekanizmasıyla büyüdüğü görülmektedir. 200 K altlık sıcaklığında üretilen CdS ince filmin soliton büyüme mekanizması nedeniyle homojen bir yüzeye ve düzgün ve nano boyutlu tane yapısına sahip olduğu gözlemlenmiştir [42, 48, 61, 63, 118]. Ancak, altlık sıcaklığı daha düşük sıcaklıklara (200 K'den 100 K'e) ulaştığında, tane boyutlarının azaldığı ve dolayısıyla tane sınırlarının arttığı gözlemlenmiştir. 250-573 K altlık sıcaklığı aralığında, farklı boyut ve şekillerde büyük tanelerden oluşan bir yüzey morfolojisi elde edilmiştir.

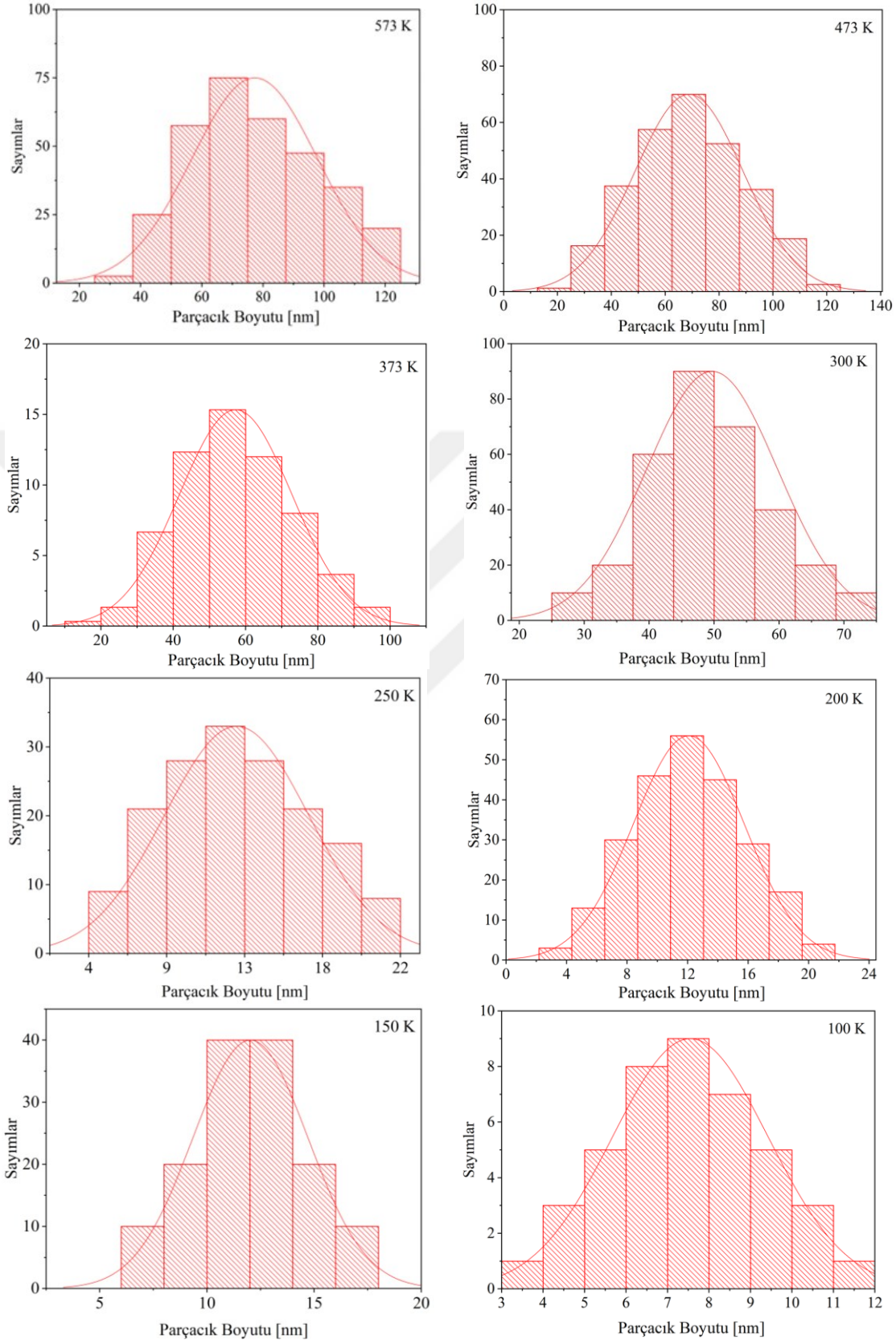


Şekil 4.15. Farklı altlık sıcaklıklarında cam altlıklar yüzeyinde üretilen CdS ince filmlerin FESEM görüntüleri

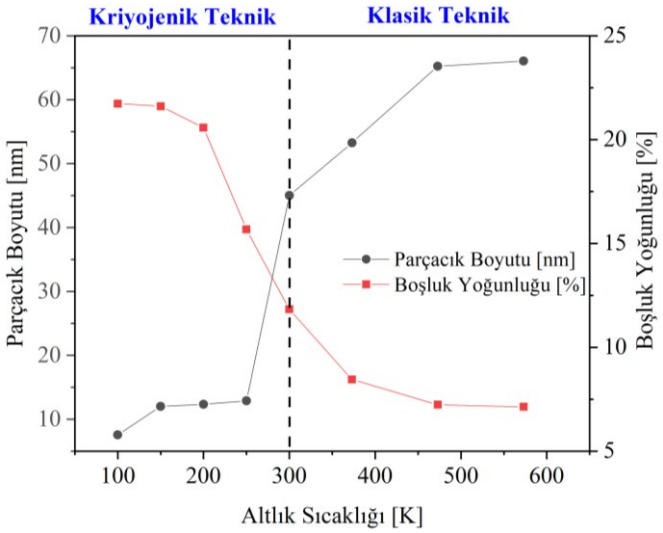


Şekil 4.16. Farklı altlık sıcaklıklarında cam altlıklar yüzeyinde üretilen CdS ince filmlerin kesit FESEM görüntüleri

CdS ince filmlerin parçacık boyutları FESEM görüntüleri kullanılarak Imagej programı ile hesaplanmıştır. İnce filmlerin tane boyutlarının altlık sıcaklığına bağlı olarak değiştiği belirlenmiştir. Şekil 4.17'de farklı altlık sıcaklıklarında üretilen CdS ince filmlerin parçacık boyutları dağılımı gösterilmektedir. Bu şekillere ek olarak, hesaplanan parçacık boyutu ve boşluk yoğunluğu sonuçları Şekil 4.18'de verilmiştir. 373-573 K altlık sıcaklığı aralığında ısıl teknikle üretilen CdS ince filmlerin tane boyutlarının 53.26-66.03 nm aralığında elde edildiği görülmektedir. Ancak 100-250 K altlık sıcaklığı aralığında kriyojenik teknikle üretilen CdS ince filmler çoğunlukla ortalama tane boyutu 12 nm olan kümelerden oluşmaktadır. CdS ince filmlerinin boşluk yoğunluğunun, azalan altlık sıcaklığıyla %7.135'ten %21.729'a çıktığı görülmektedir. Soğutulmuş altlıklar yüzeyinde üretilen Ag [42] filmleri için de benzer davranışın elde edildiği görülmektedir Ayrıca, iletkenlik değerinin artan film yoğunluğuyla arttığı bilinmektedir [196].

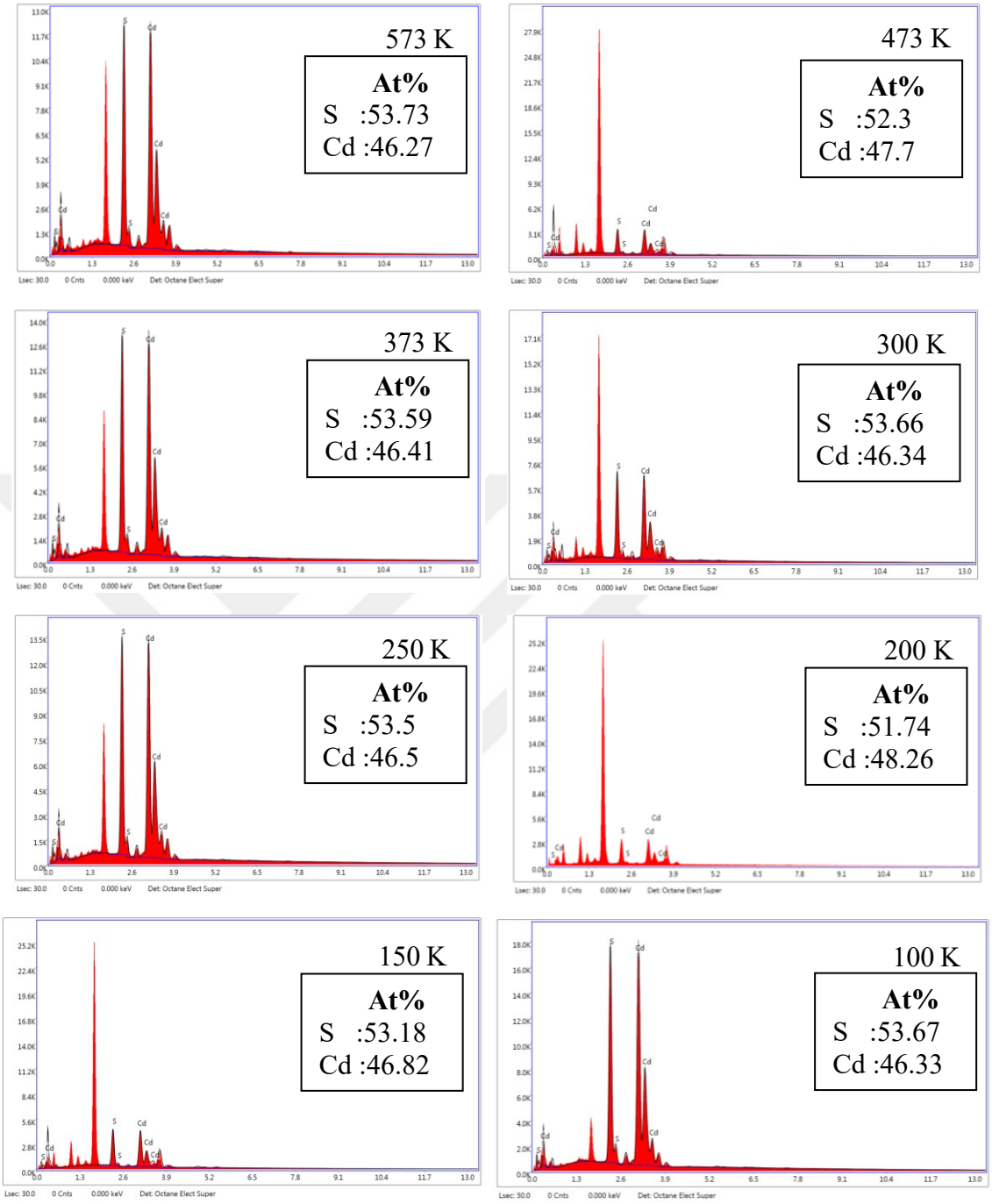


Şekil 4.17. Farklı altlık sıcaklıkları için CdS filmlerin parçacık boyutları dağılımı



Şekil 4.18. CdS ince filmlerin parçacık boyutu ve boşluk yoğunluğu değerlerinin altlık sıcaklığına bağlı değişimi

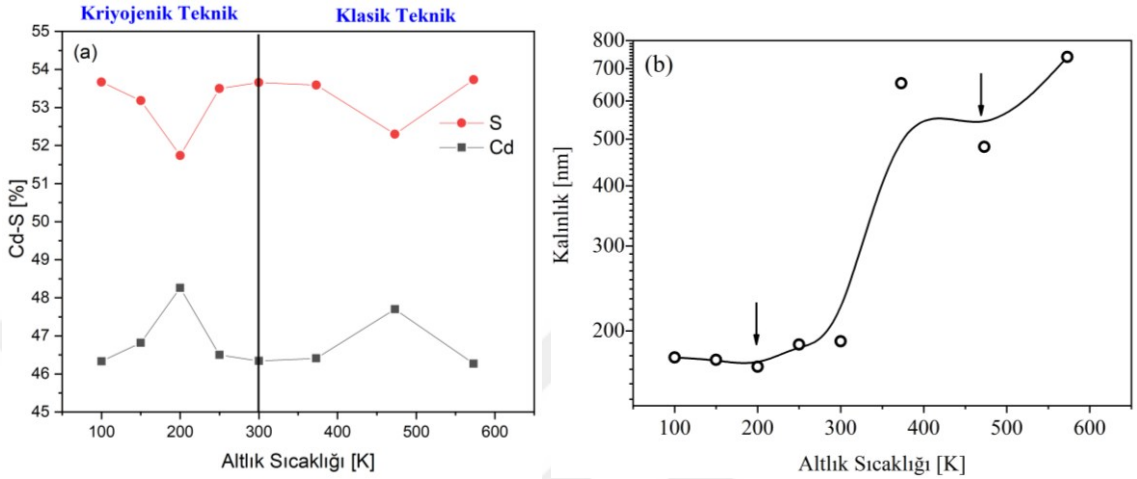
Kriyojenik yöntemle üretilen ince filmler, kritik boyuttaki kümeleri doymuş buhar ortamından altlık yüzeyine taşıyarak büyür. Doymuş buhar ortamında, Cd ve S atomlarının oluşturduğu kümeler daha stokiyometrik bir yapıya sahip olabilir. Yüksek altlık sıcaklıklarında üretilen CdS ince filmler genellikle stokiyometrik değildir [197, 198]. CdS ince filmlerinin EDS spektrumları Şekil 4.19'da verilmiştir. EDS ile belirlenen CdS ince filmlerinin kompozisyonel analiz sonuçları Şekil 4.20a'da gösterilmiştir. CdS ince filmlerinin stokiyometrik oranları incelendiğinde, Cd/S oranında 1'den sapmalar (0.86 ile 0.93 arasında) olduğu belirlenmiştir (bkz. Şekil 4.19 ve Şekil 4.20a). CdS ince filmlerin S açısından zengin bir yapıya sahip olduğu ve S miktarının %51.74 ile %53.73 arasında, Cd miktarının ise %46.27 ile %48.26 arasında değiştiği görülmektedir. 200 K ve 473 K altlık sıcaklıklarında üretilen CdS ince filmlerin stokiyometrik oranlarının 1'e yakın olduğu belirlenmiştir. S açısından zengin stokiyometri, Kulkarni ve arkadaşları [199] tarafından RF magnetron püskürtme tekniği kullanılarak düşük altlık sıcaklıklarında (T<300°C) hazırlanan CdS ince filmlerinde de bulunmuştur. Filmlerin yüksek altlık sıcaklıklarında (T>300°C) Cd açısından zengin olmaya başladığı görülmüştür.



Şekil 4.19. Farklı altlık sıcaklıklarında üretilen CdS filmlerinin EDS spektrumları

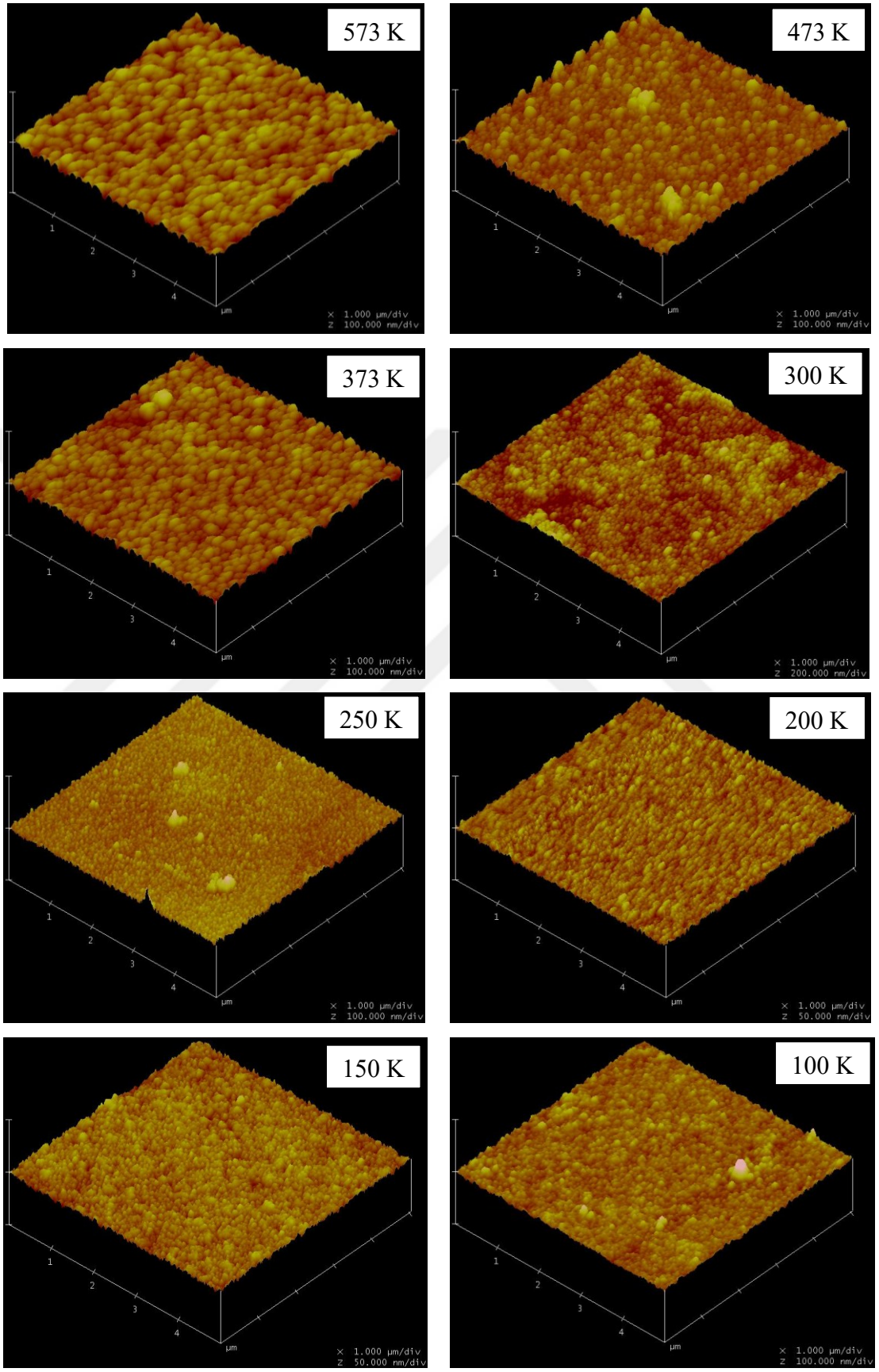
Şekil 4.20b'de, altlık sıcaklığına bağlı olarak CdS ince filmlerin kalınlık değerlerindeki değişim grafiksel olarak verilmiştir. Altlık sıcaklığına bağlı olarak CdS ince filmlerin kalınlık değerlerinin değişimi incelendiğinde, 473 ve 200 K altlık sıcaklıklarında üretilen CdS ince filmlerin büyüme hızının azaldığı görülmektedir. Benzer durum aynı altlık

sıcaklıklarında CdTe filmlerde görülmüştür. Bu azalmaların kristal yapının stokiyometrik büyümesinden kaynaklanıyor olabileceği düşünülmektedir [177, 178].

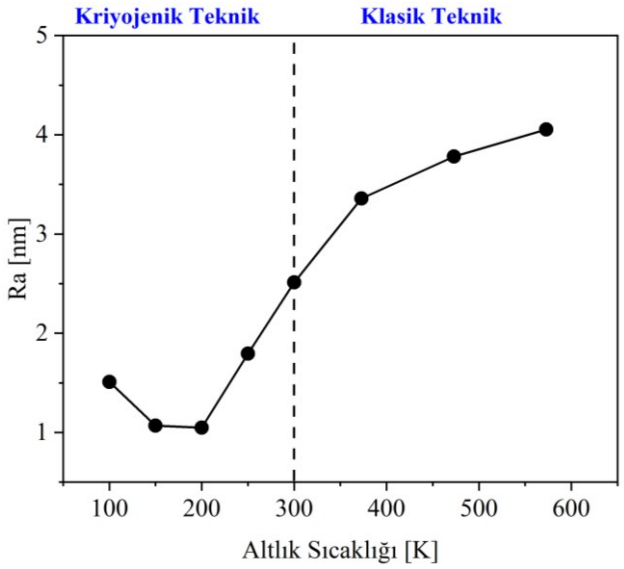


Şekil 4.20. (a) Farklı altlık sıcaklıklarında cam altlıklar yüzeyinde üretilen CdS filmlerinin EDS analiz sonucu ve (b) kalınlık değerinin değişimi

Şekil 4.21, farklı altlık sıcaklıklarında üretilen CdS ince filmlerin AFM sonuçlarını göstermektedir. Şekil 4.22'de CdS ince filmlerin altlık sıcaklığına bağlı olarak ortalama pürüzlülük değerlerinin (Ra) değişimi gösterilmiştir. Altlık sıcaklığı 573 K'den 200 K'ye düştükçe ortalama pürüzlülük değerlerinin (Ra) 4.052 nm'den 1.047 nm'ye azaldığı görülmektedir. Özellikle altlık sıcaklığı 200 K'e ulaştığında oluşan soliton dalgaları nedeniyle filmlerin eşit boyutlarda ve sıkı paket şeklinde büyüdüğü görülmektedir. 200 K'den 100 K'ye altlık sıcaklığı azaldıkça ise Ra'nın 1.51 nm'ye tekrar arttığı gözlemlenmiştir. Literatürde, geleneksel vakum buharlaştırma yöntemleriyle üretilen CdS ince filmlerin ortalama yüzey pürüzlülük değerlerinin 25-45 nm aralığında değiştiği bildirilmiştir [200, 201].



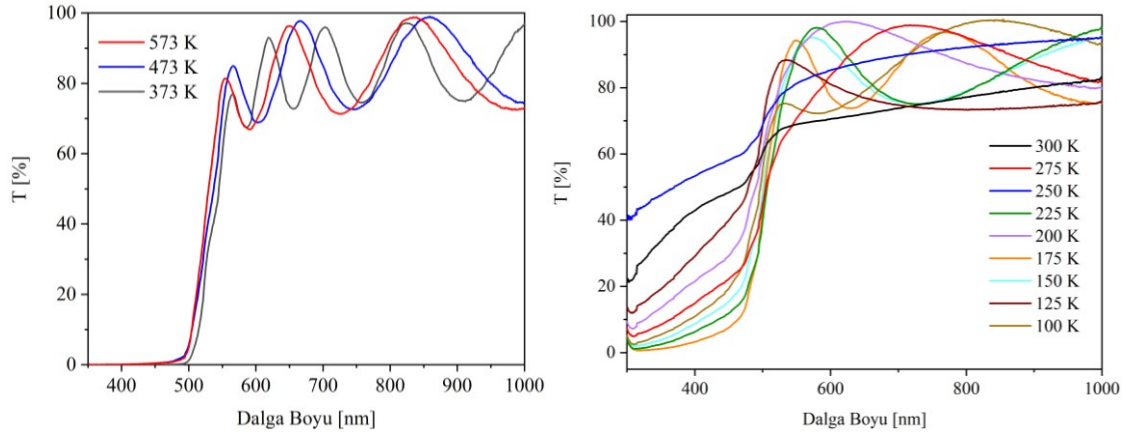
Şekil 4.21. Cam altlık yüzeyinde farklı altlık sıcaklarında üretilen CdS ince filmlerin 3B AFM görüntüleri



Şekil 4.22. Cam altlıklar yüzeyinde üretilen CdS ince filmlerin ortalama yüzey pürüzlülüğünün (Ra) altlık sıcaklığa göre değişimi

Farklı altlık sıcaklıklarında üretilen CdS ince filmlerin optik geçirgenlik spektrumları Şekil 4.23'te verilmiştir. Optik geçirgenlik spektrumları incelendiğinde yüksek dalga boyu bölgesindeki verilerin istatistiksel olarak anlamlı bir fark içermediği anlaşılmaktadır. Şekil 4.23'ten yüksek dalga boyu bölgesindeki optik geçirgenlik değerlerinin birbirine oldukça yakın olduğu, düşük dalga boyu bölgesinde ise kriyojenik yöntemle üretilen filmlerin daha yüksek optik geçirgenliğe sahip olduğu belirlenmiştir. Düşük dalga boyu bölgesinde görülen bu yüksek geçirgenlik tane boyutunun ve kalınlığın azalmasından kaynaklanıyor olabilir [63, 202]. Yapılan bir çalışmada [203], ticari olarak üretilebilecek özelliklere sahip olduğu belirtilen CdS/CdTe tabanlı bir güneş pili üretilmiştir. Üretilen güneş pilinin optik pencere tabakası (CdS), 270°C altlık sıcaklığında RF magnetron püskürtme tekniği ile biriktirilmiştir. Klasik tekniklerle üretilen filmler adacık büyüme mekanizmasıyla büyütülmesi nedeniyle kristal yapılar farklı büyüklükte ve homojen olmayan tanelerden oluşur. Bu nedenle, klasik teknikle üretilen CdS filminin optik geçirgenlik değerinin, soliton büyüme mekanizmasıyla büyütülen CdS filmine göre görünür dalga boyu aralığında daha düşük olduğu görülmektedir. Kriyojenik olarak büyütülen CdS filmleri, özellikle 200 K'de biriktirilenler, olağanüstü morfolojik tekdüzelik, düşük yüzey pürüzlülüğü (Ra = 1.047 nm) ve stokiyometrik bileşim sergiler. Bu özellikler, CdTe soğuruculara kararlı bir heteroeklem oluşturmaya önemli ölçüde katkıda bulunur. Önceki çalışmalar (Novruzov ve ark. [200]), hem CdS hem de CdTe

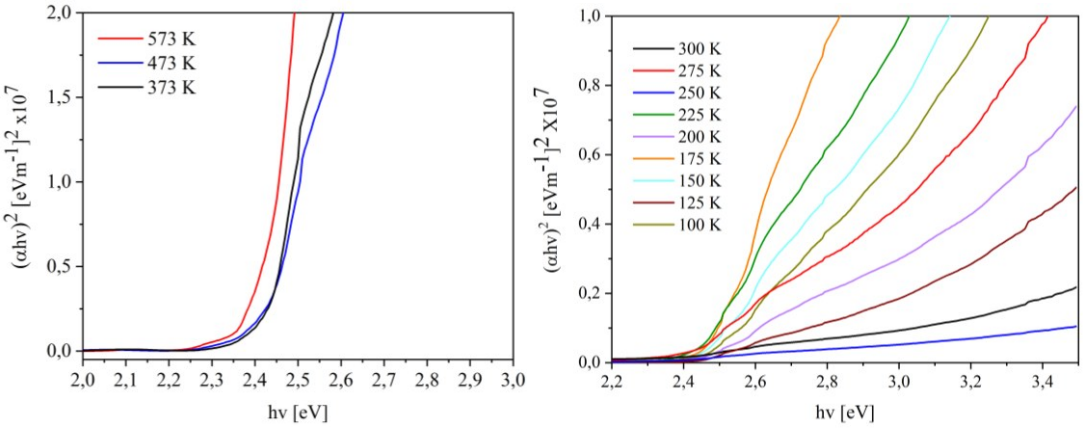
katmanları düşük sıcaklıklarda biriktirildiğinde, tane boyutlarının ve morfolojilerinin daha düzgün hale geldiğini, arayüz kusurlarını ve kafes uyumsuzluğunu azalttığını ve cihaz verimliliğini iyileştirdiğini göstermiştir. Ayrıca, kriyojenik biriktirme, işlem sırasında CdS/CdTe arayüzünde içsel difüzyonu en aza indirerek CdS optik pencere katmanının bütünlüğünün korunmasına yardımcı olur. Homojen mikro yapı ayrıca, aşırı CdS katmanı tüketimi olmadan yeniden kristalleşmeyi artıran ve kusur pasifleşmesini teşvik eden biriktirme sonrası $CdCl_2$ tavlamasını destekler [200]. Kriyojenik yöntemle üretilen filmlerin, yoğun ve sıkı paketlenmiş yapıları nedeniyle dayanıklılık ve uzun vadeli kararlılık açısından avantajlı olduğu düşünülmektedir (FESEM ve AFM sonuçlarında gösterildiği gibi) [48]. Buna karşılık, klasik teknikler kullanılarak biriktirilen CdS katmanları daha gözenekli, daha pürüzlü ve bileşimsel olarak düzensiz olma eğilimindedir, bu da gerçek dünya koşullarında arayüz bozulmasına ve fotovoltaik performansın azalmasına yol açabilir [197, 201]. Bu nedenle, kriyojenik teknikle üretilen CdS filmlerinin gelişmiş arayüzey ve fiziksel özellikleri, bu filmlerin yalnızca CdTe bağlantılarıyla uyumlu olmakla kalmayıp aynı zamanda güneş pili uygulamalarında uzun vadeli güvenilirliğin artmasını sağlayabileceğini de göstermektedir.



Şekil 4.23. Farklı altlık sıcaklıklarında cam altlıklar yüzeyinde üretilen CdS ince filmlerin optik geçirgenliğinin dalga boyuna göre değişimi

Şekil 4.24, CdS ince filmlerinin optik geçirgenlik verileri kullanılarak elde edilen hv-$(\alpha h\nu)^2$'nin değişimini göstermektedir. Tablo 4.4, farklı altlık sıcaklıklarında üretilen CdS filmlerinin enerji bant aralığı (Eg) değerlerini göstermektedir. Tablodan, CdS filmlerinin bant aralığının artan altlık sıcaklığıyla azaldığı görülmektedir. 200 K altlık sıcaklığında

üretilen CdS ince filmin Eg değerinin 2.43 eV olduğu görülmektedir. Altlık sıcaklığının 573 K'den 100 K'ye azalmasıyla Eg değerinin 2.37 eV'den 2.47 eV'ye çıktığı belirlenmiştir. Literatürde CdS ince filmler için benzer sonuçların elde edildiği görülmektedir [204, 205]. Bant aralığındaki bu artış, tane boyutu, taşıyıcı yoğunluğu, stokiyometriden sapma ve kafes gerilimi gibi çeşitli faktörlerin etkilerinden kaynaklanıyor olabilir [202, 206]. Bahsedilen parametrelerin her birinin enerji bant aralığı değerine olan etkisini belirlemek için kapsamlı bir çalışmaya ihtiyaç olduğu görülmektedir. Ancak, altlık sıcaklığına bağlı olarak tane boyutundaki azalmanın enerji bant aralığındaki değişime neden olduğu düşünülmektedir. Ayrıca, Tablo 4.3'de görüldüğü gibi, gerinim değerleri artan altlık sıcaklığıyla azalmaktadır. Bu durum daha önceki çalışmalarda da bildirilmiştir [207-210]. Genel olarak, CdS ince filmleri çok sayıda nanokristale sahip olduğunda, farklı kristal yönelimlerine sahip rastgele biriken taneler ortaya çıkar ve böylece filmlerde gerinim meydana getirir [211]. Film-altlık arayüzündeki gerinim miktarının azalmasıyla birlikte filmlerin enerji bant aralığı değerleri azalır [212]. Gerinim nanoyapılarda yaygındır ve dislokasyonlardan, boşluklardan ve tane sınırlarından kaynaklanır [205]. Ek olarak, CdS ince filmlerde, kuantum sınırlama etkisinden kaynaklanan bant aralığındaki artış genellikle ~0.1-1.0 eV arasında değişmektedir [213]. Bu değişim özellikle <5 nm tane boyutlarında veya ultra ince filmlerde gözlemlenmektedir [214]. Bu tez çalışmasında elde edilen bant aralığı değerlerine bakıldığında kuantum sınırlama etkisinin olmadığı görülmektedir.



Şekil 4.24. Farklı altlık sıcaklıklarında cam altlıklar yüzeyinde üretilen CdS ince filmlerin hν'ye bağlı olarak $(\alpha h\nu)^2$'nin değişimi

CdS ince filmlerin özdirenç ve taşıyıcı yoğunluğu değerleri Tablo 4.4'te verilmiştir. Altlık sıcaklığının azalmasına bağlı olarak CdS filmlerinin tane boyutundaki azalmanın (66.03-7.549 nm) özdirenç değerlerinde artışa (1.25 x10^3 Ω.cm'den 5.39 x10^3 Ω.cm'ye) neden olduğu görülmektedir. Özdirençteki artış, tane boyutundaki azalmaya atfedilmektedir [200]. Altlık sıcaklığı azaldıkça ince filmlerin taşıyıcı yoğunluğu (n) 3.91 x10^{17}'den 1.73 x10^{16} cm^{-3}'e düşmektedir.

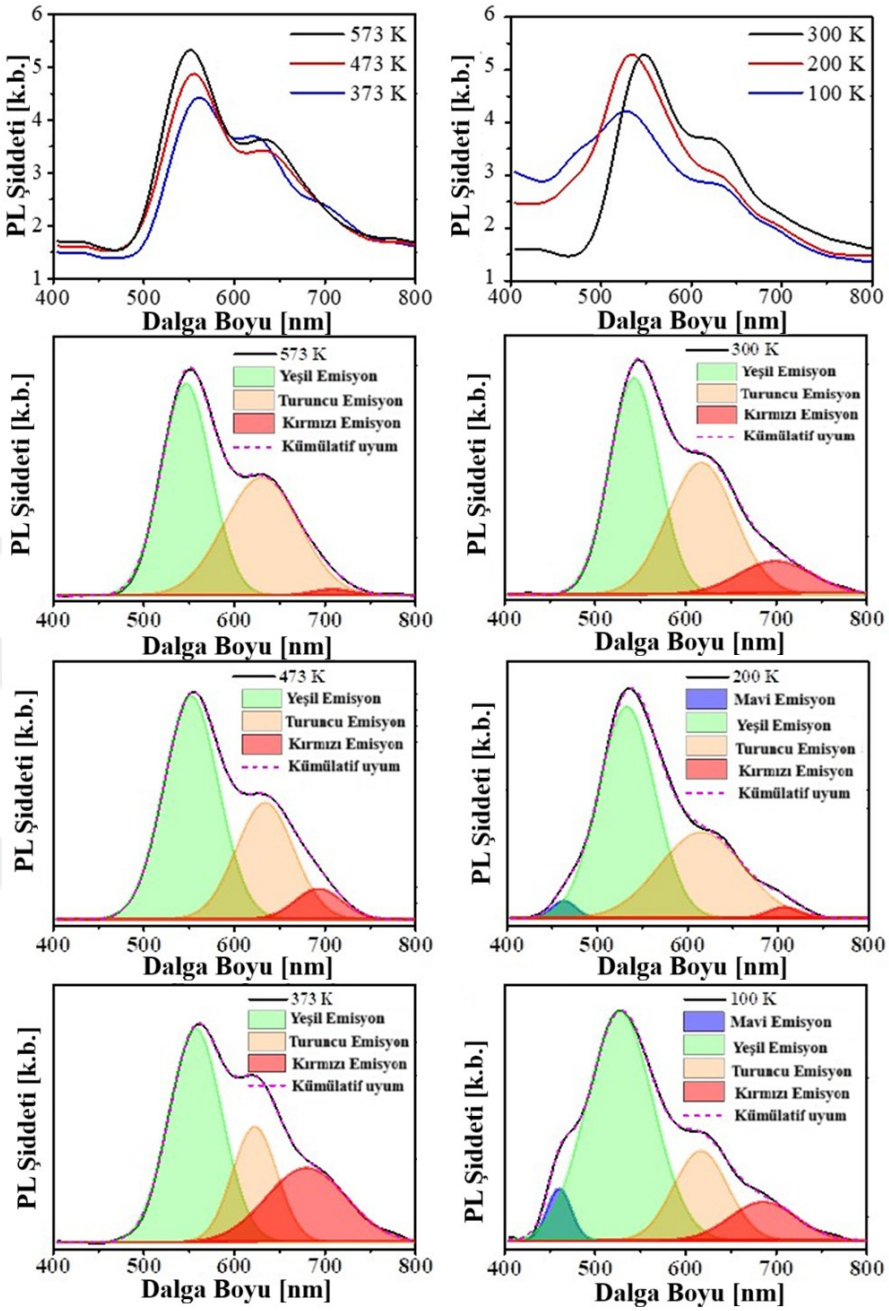
Tablo 4.4. Farklı altlık sıcaklıklarında üretilen CdS ince filmlerin enerji bant aralığı (Eg), taşıyıcı yoğunluğu (n) ve özdirenç (ρ) değerleri.

T [K]	**Eg [eV]**	**n [cm^{-3}]**	**ρ [Ω-cm x 10^3]**
573	2.37	3.91x10^{17}	1.25
473	2.39	2.36x10^{17}	1.37
373	2.40	8.35x10^{16}	2.62
300	2.40	6.92x10^{16}	2.90
275	2.42	6.53x10^{16}	2.95
250	2.42	5.56x10^{16}	3.08
225	2.43	4.25x10^{16}	3.26
200	2.43	3.78x10^{16}	3.39
175	2.45	3.18x10^{16}	4.41
150	2.45	2.47x10^{16}	4.58
125	2.45	2.05 x10^{16}	5.16
100	2.47	1.73 x10^{16}	5.39

Kriyojenik teknik ile üretilen filmler, toplu olarak iyileştirilmiş arayüz kalitesine ve azaltılmış rekombinasyon kayıplarına katkıda bulunan yüksek optik geçirgenlik, düşük yüzey pürüzlülüğü ve stokiyometrik bileşim gibi diğer avantajlı özellikler sergilemektedir. Düşük özdirençli ve yüksek taşıyıcı yoğunluklu CdS katmanlarının seri direnci azalttığı ve CdS/CdTe ve CdS/CIGS güneş hücrelerinde daha iyi Voc ve FF sağladığı bilinmektedir [34, 40, 68]. Bu bağlamda, bu çalışmadaki kriyojenik olarak biriktirtilen CdS katmanları üstün yüzey morfolojileri, stokiyometrileri ve en aza indirilmiş yüzey kusurlarının elektriksel sınırlamaları telafi etmesi ve bunları yüksek verimli güneş pili uygulamaları için güçlü adaylar haline getirmesi beklenmektedir. Bu bulgular, yüksek performanslı CdTe ve CIGS cihazlarındaki gelişmiş CdS pencere katmanları için bildirilen bulgularla uyumludur [203, 215, 216].

Oda sıcaklığının (300 K) üzerindeki altlık sıcaklıklarında vakum buharlaştırma tekniği ile üretilen CdS ince filmlerde taşıyıcı konsantrasyonunun arttığı bilinmektedir [206]. Bu artışın nedeni kadmiyum ara yerlerinin (I_{Cd}) ve kükürt boşluklarının (V_S) donör tipi kusurlar olmasıdır [202, 217]. Ancak EDS sonuçları (Şekil 4.19 ve Şekil 4.20) ve FESEM görüntüleri (Şekil 4.15) birlikte değerlendirildiğinde, CdS ince filmlerin elektriksel özelliklerinin en çok tane boyutlarındaki değişimden etkilendiği anlaşılmaktadır. Lee ve arkadaşları [51] yüksek taşıyıcı yoğunluğuna sahip CdS ince filmlerin düşük özdirence sahip olduğunu, bunun da fotoaygıt direncini azalttığını ve V_{OC} ve FF'de iyileştirme sağladığını belirtmiştir. Bu özelliklere sahip CdS ince filmlerin güneş pillerinde optik pencere olarak kullanılmasının aygıt verimliliğini artıracağı bilinmektedir [203].

CdS ince filmlerinin 350 nm dalga boylu UV ışığıyla uyarma yoluyla oda sıcaklığında (300 K) gerçekleştirilen fotolüminesans ölçümlerinden elde edilen spektrumlar Şekil 4.25'de verilmiştir. Ayrıca, potansiyel olarak gizli tepe noktalarını çözmek için, enstrümanımızla ilişkili Origin 2018 yazılımındaki pik analiz alt modülünü kullanarak bir dekonvolüsyon işlemi uygulanmıştır. Dekonvolüsyon, bir Gauss dağılımına dayanarak gerçekleştirilmiştir. Uyumun iyiliği veya spektruma uyumun güvenilirliği, kümülatif tepe noktasının R^2 değeri kullanılarak değerlendirilmiştir. Optimum uyumu sağlamak için R^2 değerleri mümkün olduğunca 1'e yakın olacak şekilde ayarlanmıştır. Bu şekilde PL spektrumuna karşılık elde edilen dekonvolüsyon grafikleri de Şekil 4.25'te verilmiştir. Ayrıca Tablo 4.5, dekonvolüsyonlu PL spektrumlarında yeşil emisyona göre mavi, turuncu ve kırmızı emisyonların bağıl alan değerlerini de vermektedir. 373 K, 473 K ve 573 K altlık sıcaklıklarında klasik yöntemle üretilen CdS filmlerinin ana emisyon tepe noktası (yeşil emisyon) konumu sırasıyla 561 nm, 555 nm ve 551 nm'de belirlenmiştir. Bununla birlikte, kriyojenik yöntem kullanılarak üretilen CdS ince filmler, 100 K, 150 K, 200 K, 250 K ve 300 K altlık sıcaklıkları için sırasıyla 527 nm, 525 nm, 534 nm, 534 nm ve 547 nm'de ana emisyon tepe noktaları sergilemiştir. CdS ince filmler için, bu emisyon tepe noktaları serbest eksitonların rekombinasyonundan kaynaklanan yakın bant kenarı emisyonundan kaynaklanmaktadır [218]. Hem PL spektrumunda hem de emisyon tablosunda görüldüğü gibi, mavi emisyon (450-480 nm) yalnızca düşük altlık sıcaklıklarında (100-200 K) belirgin hale gelmiş ve 100 K'de maksimum bağıl alan (0.0819) elde edilmiştir. Bu tepe donör tipi kusurlarla ilişkilidir [218].



Şekil 4.25. Farklı altlık sıcaklıklarında cam altlıklar yüzeyinde üretilen CdS ince filmlerin fotolüminesans spektrumları ve dekonvolüsyon grafiği

Gözlenen turuncu emisyon bölgesi 600-670 nm, Cd boşlukları veya Cd arayer bölgeleri ve bağlı elektronların yüzey durumlarından değerlik bandına geçişi gibi yüzeyle ilgili kusurlara atfedilebilir [219, 220]. Bu emisyon tepe noktasının bağıl alanı, 200 K ve daha düşük altlık sıcaklıklarında üretilen CdS ince filmlerde daha düşüktür. Bir diğer emisyon, kırmızı emisyon bölgesi olarak adlandırılan 680-730 nm dalga boyu aralığında gözlendi. Kırmızı emisyon, yüzey durumu kaynaklı kadmiyum boşlukları (V_{Cd}) nedeniyle ortaya

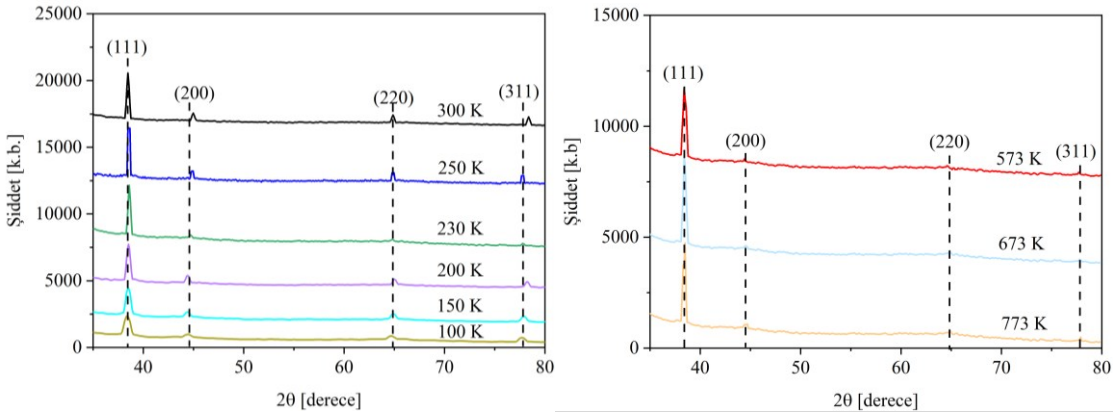
çıkar [221, 222]. Turuncu emisyonda olduğu gibi, 200 K ve daha düşük altlık sıcaklıklarında büyütülen CdS ince filmlerde kırmızı emisyonda daha küçük bir bağıl alan elde edilmiştir. PL spektrumları ve Tablo 4.5 incelendiğinde, kriyojenik sıcaklıklarda (≤200 K) hazırlanan CdS ince filmlerinde kusurlardan kaynaklanan emisyonların bastırıldığı anlaşılmaktadır. Bu sonuç, kriyojenik sıcaklıklarda biriktirilen filmlerin daha iyi yüzey kalitesiyle tutarlıdır.

Tablo 4.5. Dekonvolüsyonlu fotolüminesans spektrumlarında yeşil emisyona göre diğer emisyonların alan değerleri.

Altlık Sıcaklığı [K]	Mavi Emisyon (450-480 nm)	Yeşil Emisyon (500-580 nm)	Turuncu Emisyon (600-670 nm)	Kırmızı Emisyon (680-730 nm)
573	-	1	0.8372	0.0234
473	-	1	0.5445	0.1150
373	-	1	0.4543	0.5210
300	-	1	0.8238	0.2297
250	-	1	1.0512	0.4352
200	0.0350	1	0.6026	0.0295
150	0.0468	1	0.3737	0.1736
100	0.0819	1	0.3202	0.1679

4.3. Üretilen Au Nanoparçacıkların Analiz Sonuçları

Şekil 4.26'da cam altlıklar yüzeyinde 300 K, 250 K, 230 K, 200 K, 150 K ve 100 K altlık sıcaklıklarında 25 s süre ile üretilen Au nanoparçacıkların ve 230 K altlık sıcaklığında üretilip 773 K, 673 K ve 573 K sıcaklıklarında tavlanan Au nanoparçacıkların XRD spektrumları gösterilmiştir. Bu örneklerin XRD spektrumları, aynı kristalografik düzlemlerden yansımaları ortaya koymaktadır: (111), (200), (220) ve (311), bu da Toz Kırınımı Standartları Ortak Komitesi (JCPDS) veri tabanı dosyası 01-075-6560 ile karşılaştırma yoluyla doğrulandığı gibi, farklı altlık sıcaklıklarında düzgün bir kübik kristal yapının göstergesidir. Bununla birlikte, XRD spektrumlarının ayrıntılı bir incelemesi, dikkate değer bir eğilimi ortaya koymaktadır, örneğin, kristalleşmenin şiddeti altlık sıcaklığına göre bir azalma göstermektedir. Bu gözlem, daha düşük altlık sıcaklıklarının Au nanoparçacıklarının kristal kalitesini veya yoğunluğunu etkileyebileceğini ve potansiyel olarak hassas kristal yapılar gerektiren uygulamalarda (örneğin plazmonik uyarımların artırılması veya yüksek hassasiyetli elektronik cihazların üretimi) özelliklerini ve etkinliğini etkileyebileceğini düşündürmektedir.



Şekil 4.26. (a) Farklı altlık sıcaklıklarında üretilen ve (b) farklı tavlama sıcaklıklarında işlem gören Au nanoparçacıkların XRD spektrumları

XRD verilerinin analizi, Au nanoparçacıklar için düzlemler arası mesafe (d), kafes parametresi (a), parçacık boyutu (D), gerinim (ε) ve dislokasyon yoğunluğu (δ) dahil olmak üzere temel yapısal parametreleri ortaya koymuştur. Elde edilen sonuçlar Tablo 4.6 ve Tablo 4.7'de verilmiştir.

Tablo 4.6. Farklı altlık sıcaklıklarında cam yüzeyinde 25 s süre ile üretilen Au filmlerin X ışını kırınım spektrumlarından hesaplanan parametreler.

Altlık Sıcaklığı [K]	**Açı [°]**	**d [Å]**	**a [Å]**	**B [°]**	**D [nm]**	**(hkl)**	**$\varepsilon \times 10^{-2}$**	**$\delta \times 10^{14}$ [m^{-2}]**
300	38.4	2.341	4.054	0.45	18.345	(111)	1.889	29.714
250	38.3	2.347	4.065	0.48	18.340	(111)	1.889	29.730
230	38.2	2.353	4.076	0.52	16.297	(111)	2.126	37.652
200	38.2	2.353	4.076	0.73	11.283	(111)	3.071	78.551
150	38.1	2.359	4.086	0.95	8.625	(111)	4.017	134.426
100	37.9	2.371	4.107	1.02	8.141	(111)	4.256	150.884

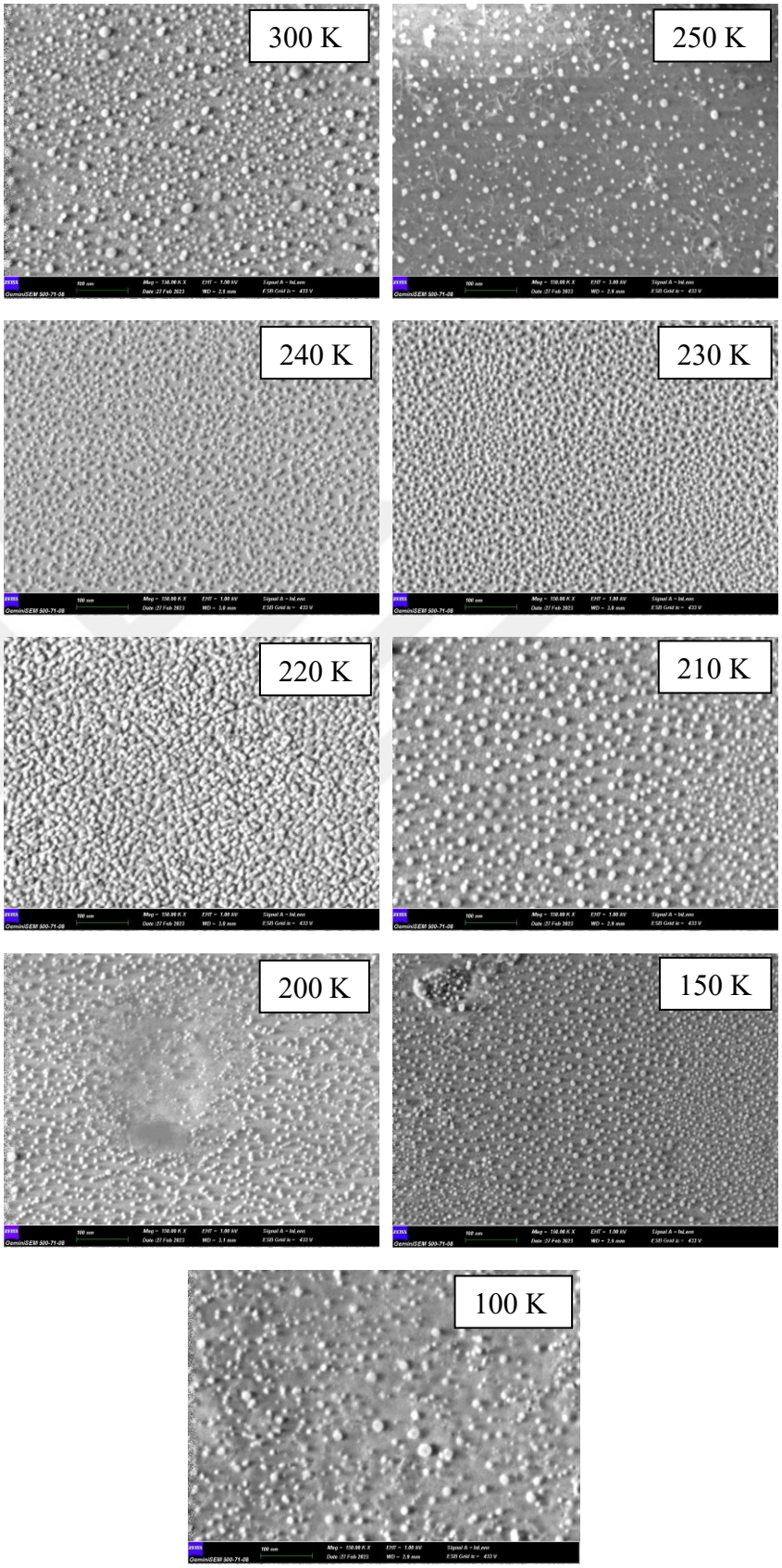
Tablo 4.7. 230 K altlık sıcaklığında üretilip farklı sıcaklıklarda tavlanan Au filmlerin X ışını kırınım spektrumlarından hesaplanan parametreler.

Tavlama Sıcaklığı [K]	**Açı [°]**	**d [Å]**	**a [Å]**	**B [°]**	**D [nm]**	**(hkl)**	**$\varepsilon \times 10^{-2}$**	**$\delta \times 10^{14}$ [m^{-2}]**
Tavlamasız	38.2	2.353	4.076	0.52	16.297	(111)	2.126	37.652
573 K	38.4	2.341	4.055	0.52	16.307	(111)	2.125	37.606
673 K	38.4	2.341	4.055	0.54	16.307	(111)	2.125	37.606
773 K	38.5	2.336	4.046	0.56	14.681	(111)	2.360	46.397

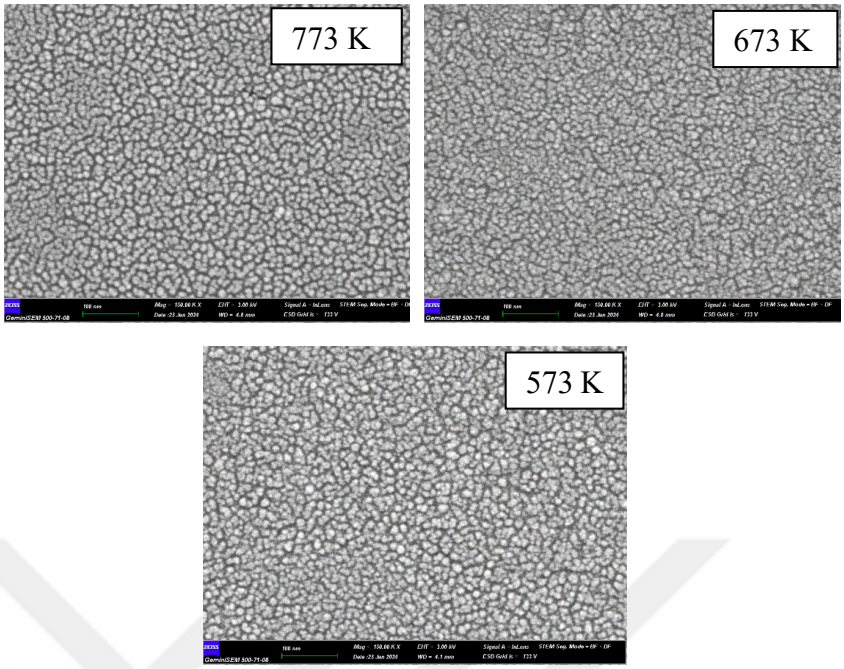
XRD grafiklerinden kristalleşme derecesinin 230 K altlık sıcaklığında en yüksek olduğu görülmektedir. 230 K'de güçlü (111) tercihli yönelim gözlenmiştir. Altlık sıcaklığı 100 K değerine yaklaştıkça Au filmlerinin amorf yapıya dönüştüğü, tanecik boyutunun (18.345 nm-8.141 nm) azaldığı, birim hücre parametresinin (4.054 Å-4.107 Å) arttığı tespit edilmiştir. Altlık sıcaklığının azalmasıyla birlikte Au ince filmlerin tepe konumlarının küçük açı değerlerine doğru kaydığı, birim hücre parametresini arttırdığı düşünülmektedir. Birim hücre parametresinin artması, film düzlemindeki gerilimden kaynaklanabilir. XRD verilerinden elde edilen dikkate değer bir gözlem, Au nanoparçacıkların kristal yapıları içindeki gerinim değerlerindeki değişimdir; bu değişim, altlık sıcaklığı 300 K'den 100 K'e düşürüldüğünde 1.889×10^{-2}'den 4.256×10^{-2}'ye önemli ölçüde artmıştır. Bu değişim, biriktirme sıcaklığının dikkatlice ayarlanmasıyla filmlerdeki gerinim değerlerinin ayarlanabileceği gerçeğinin altını çizmektedir. Bu tür bir ayarlama yapılabilmesi, literatürde belirtildiği gibi, belirli uygulamalar için filmlerin fiziksel özelliklerinin optimize edilmesi için kritik öneme sahiptir [70, 71]. Gerinim değerlerini kontrol etme yeteneği, elektronik, optik ve malzeme bilimi dahil ancak bunlarla sınırlı olmamak üzere çok çeşitli teknolojik uygulamalarda performanslarını artırabilen nanoparçacıkların optik ve elektronik özelliklerinin uyarlanması için önemlidir.

Şekil 4.27'de, farklı altlık sıcaklıklarında cam altlıklar yüzeyinde üretilen ve Şekil 4.28'de ise 230 K altlık sıcaklığında üretilip 573 K, 673 K ve 773 K'de tavlanan Au nanoparçacıklarının FESEM görüntüleri verilmiştir. FESEM görüntüleri, altlık sıcaklığına göre filmlerin yüzey morfolojisinde önemli değişikliklerin olduğunu ortaya koyarak, sıcaklığın büyüme mekanizmaları ve ortaya çıkan film yapıları üzerindeki etkisini vurgulamaktadır. 300 K altlık sıcaklığında üretilen film için, FESEM görüntüsü, 5 ila 30 nm arasında değişen boyutlarda tanelerden oluşan bir kristal yapı göstermektedir. Tane boyutundaki bu heterojenlik, nanoparçacıkların birleşmeden önce ayrı "adacıklar" oluşturduğu ve tane boyutlarında geniş bir dağılıma yol açan bu sıcaklıkta adacık büyüme mekanizmasının baskın olduğunu göstermektedir. Bunun aksine, 230 K altlık sıcaklığında üretilen Au nanoparçacıklar, yaklaşık olarak eşit boyutta (~ 11-12 nm) ve küresel şekilde daha düzgün ve homojen bir yüzey morfolojisi sergilemektedir. Parçacık boyutu ve şeklindeki bu tutarlılık, soliton büyüme mekanizmasının 230 K'de çalıştığını ve nanoparçacıkların daha düzenli ve sıkı paket şeklinde büyüdüğünü ve bunun da

yüzeydeki boşluk dağılımını azalttığını göstermektedir. Bu sıkı paket şeklinde büyüme, filmin daha yüksek yoğunluğu ile ilişkilidir. Bu gözlemler, Au nanoparçacıkların büyüme mekanizmasını, yüzey morfolojisini ve yapısal özelliklerini belirlemede altlık sıcaklığının oynadığı temel rolün altını çizmekle birlikte optik özellikleri, elektronik uygulamaları ve nanoteknoloji ve malzeme biliminde potansiyel kullanımları için önemli çıkarımlar içermektedir. FESEM görüntüleri, altlık sıcaklığı 100 K'e yaklaştığında hem adacık hem de soliton büyüme mekanizmalarının film oluşum süreci sırasında eş zamanlı olarak meydana geldiğini ortaya koymuştur. Bu ikili mekanizma, filmlerin kristal yapıları içinde farklı boyutlarda taneciklerin ortaya çıkmasına yol açarak yapıya amorf bir özellik kazandırmıştır.

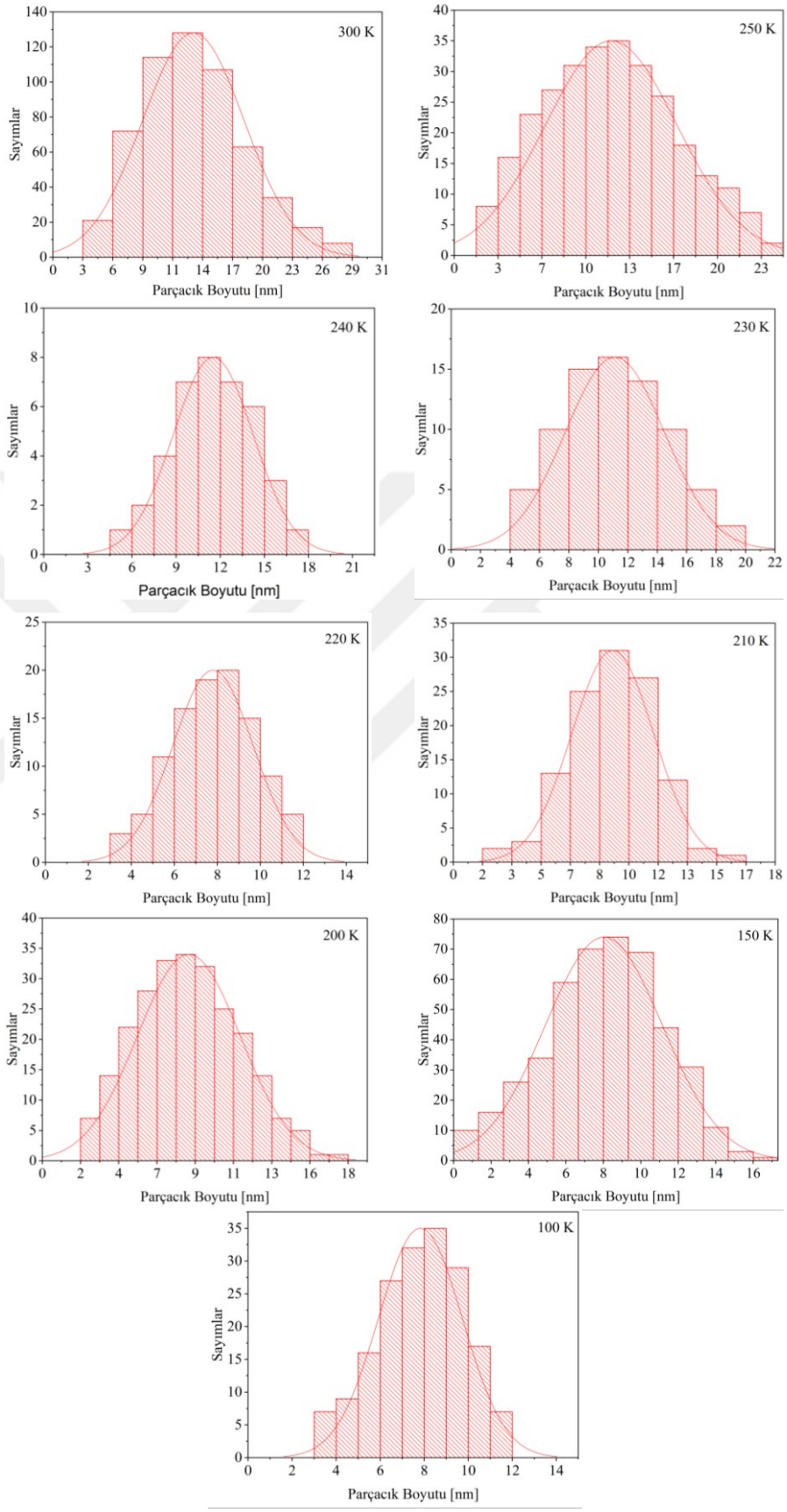


Şekil 4.27. Farklı altlık sıcaklıklarında cam altlıklar yüzeyinde 25 s süre ile üretilen Au nanoparçacıkların FESEM görüntüleri

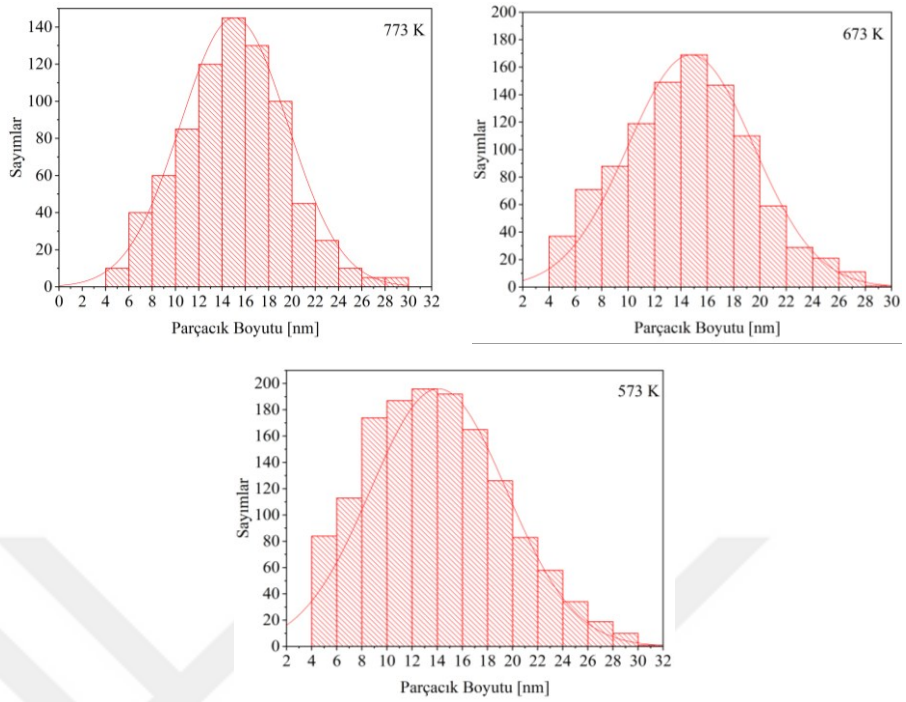


Şekil 4.28. 230 K altlık sıcaklığında üretilip 573 K, 673 K ve 773 K'de tavlanan Au nanoparçacıkların FESEM görüntüleri

Şekil 4.29'da farklı altlık sıcaklıklarında üretilen ve Şekil 4.30'da 230 K altlık sıcaklığında üretilip 573 K, 673 K ve 773 K'de tavlanan nanoparçacıkların tane boyutu dağılımları gösterilmektedir. Ayrıca, ImageJ yazılımı kullanılarak FESEM görüntülerinden parçacık boyutu ve boşluk yoğunluğu değerleri hesaplanarak sonuçlar Tablo 4.8 ve Tablo 4.9'da verilmiştir. Bu sonuçlar, hem tane boyutunun, (13.399 nm-7.825 nm), hem de boşluk yoğunluğunun (%38.963-%28.589), altlık sıcaklığı 230 K'e yaklaştıkça azaldığını ortaya koymaktadır. Bu eğilim, minimum boşluk yoğunluğuna sahip nispeten düzgün ve kompakt tanelerle karakterize edilen, yaklaşık 230 K'de film oluşumu için optimum koşulu önermektedir. 230 K altlık sıcaklığından sonra ise boşluk yoğunluğunda bir artış olduğu görülmektedir. Bu durum, daha önce tartışıldığı gibi, muhtemelen adacık ve soliton büyüme mekanizmalarının eş zamanlı varlığı nedeniyle, 230 K yakınında elde edilen optimum kompaktlık ve tekdüzelikten bir sapma olduğunu göstermektedir. Bu, tane boyutlarının daha az tekdüze dağılımı ve film yapısı içindeki boşluklarda bir artışla sonuçlanır. Bu bulgular, Nevruzoglu ve ark. [42] ve Belyaev ve ark. [69] tarafından yürütülen ve altlık sıcaklığındaki değişikliklerle tane boyutu ve boşluk yoğunluğunda benzer eğilimler bildiren araştırmalarla uyumludur.



Şekil 4.29. Farklı altlık sıcaklıklarında cam altlıklar yüzeyinde 25 s süre ile üretilen Au nanoparçacıkların tane boyut dağılımı



Şekil 4.30. 230 K altlık sıcaklığında üretilip 573 K, 673 K ve 773 K'de tavlanan Au nanoparçacıkların tane boyut dağılımı

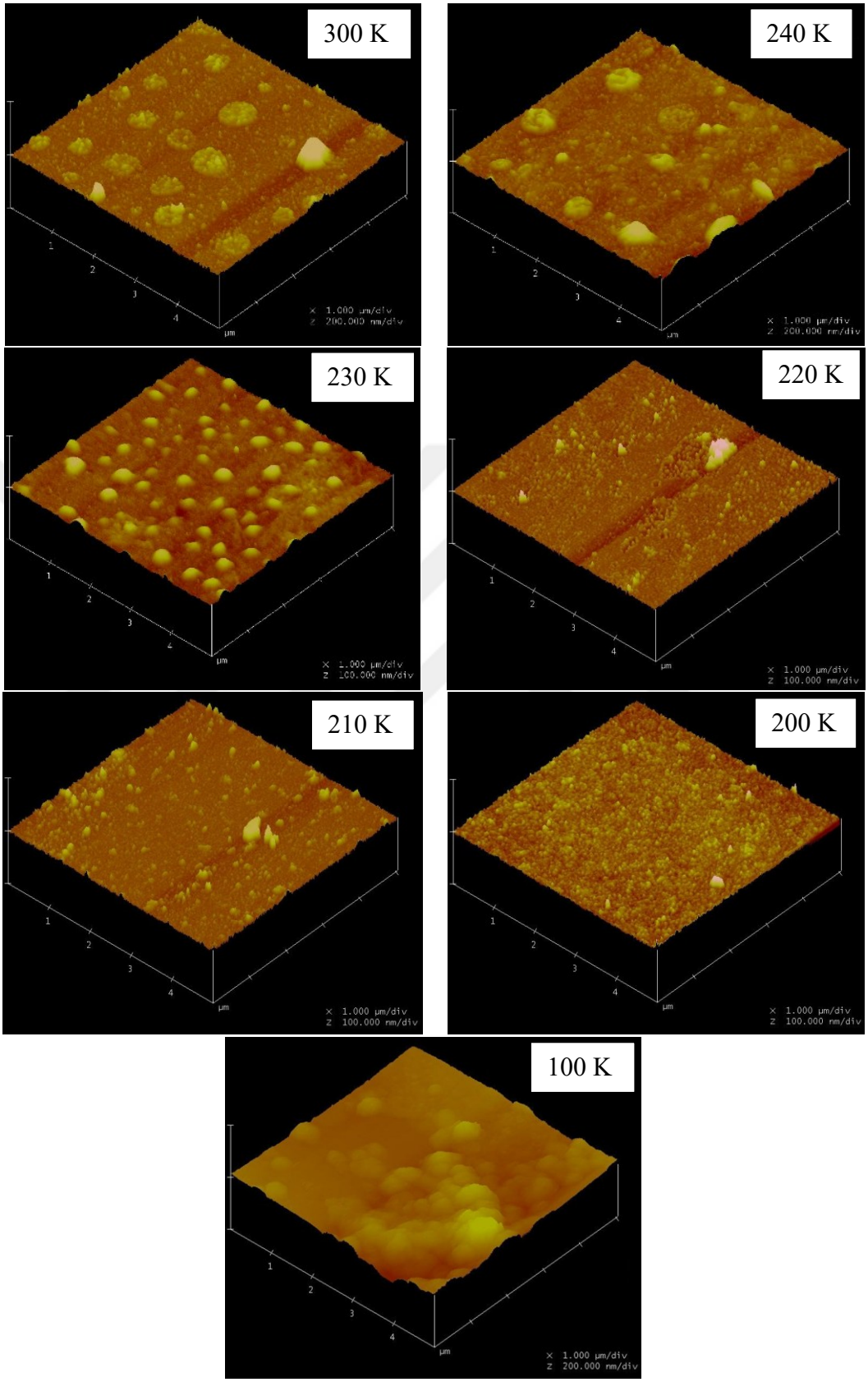
Tablo 4.8. Cam altlıklar yüzeyinde farklı altlık sıcaklıklarında 25 s süre ile üretilen Au nanoparçacıkların parçacık boyutu ve boşluk yoğunluğu değerleri.

Altlık Sıcaklığı [K]	**Parçacık Boyutu [nm]**	**Boşluk Yoğunluğu [%]**
300	13.399±3.408	38.963
250	11.927±3.005	35.896
240	11.520±2.727	32.641
230	11.120±3.390	28.589
220	9.358±2.249	28.756
210	9.077±2.803	28.987
200	8.514±2.685	29.091
150	8.023±2.453	30.093
100	7.825±1.909	35.610

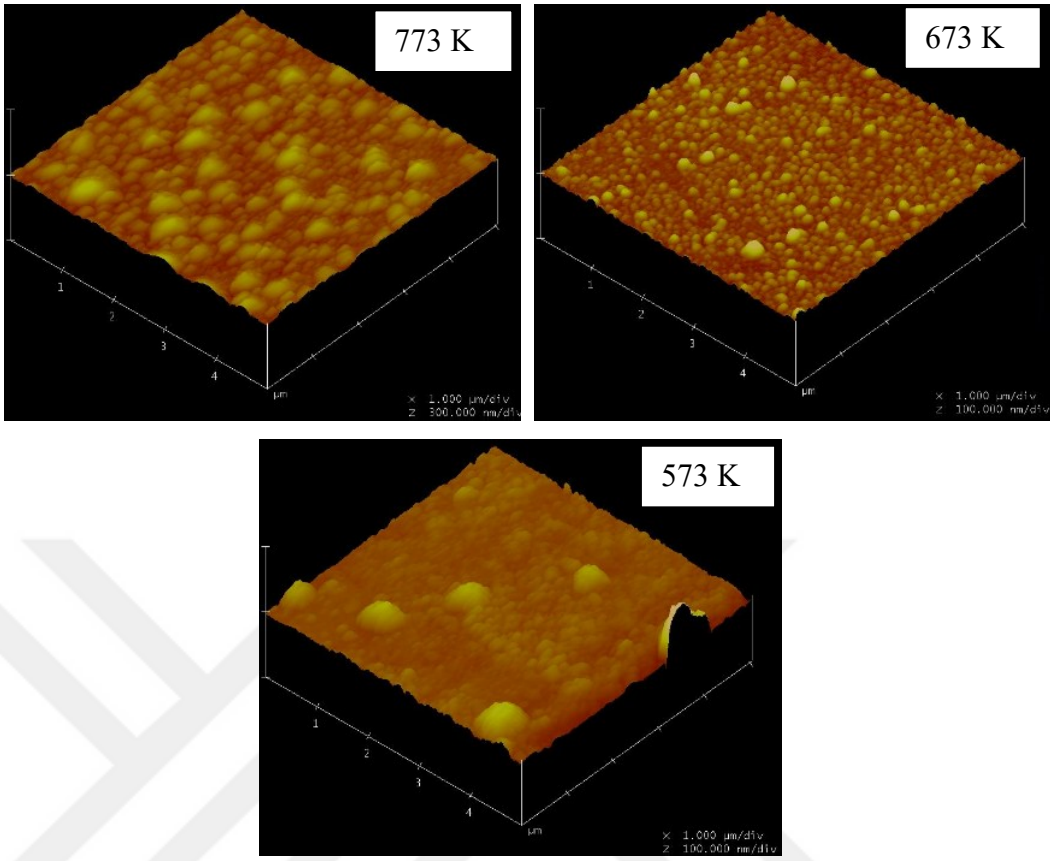
Tablo 4.9. Cam altlıklar yüzeyinde 230 K altlık sıcaklığında 25 s süre ile üretilen ve farklı sıcaklıklarda tavlanan Au nanoparçacıkların parçacık boyutu ve boşluk yoğunluğu değerleri.

Tavlama Sıcaklığı [K]	**Parçacık Boyutu [nm]**	**Boşluk Yoğunluğu [%]**
Tavlamasız	11.120±3.390	28.589
773 K	15.037±4.597	29.560
673 K	14.759±4.778	30.793
573 K	14.096±5.517	31.324

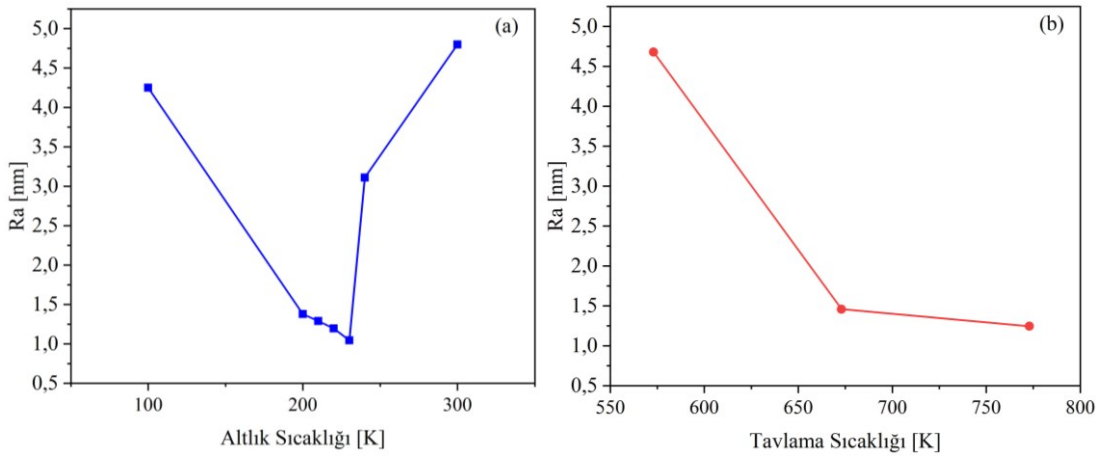
Şekil 4.31, farklı altlık sıcaklıklarında üretilen Au nanoparçacıkların ve Şekil 4.32 ise 230 K altlık sıcaklığında üretilip 573 K, 673 K ve 773 K'de tavlanan nanoparçacıkların 3B AFM görüntülerini göstermektedir. AFM görüntüleri, farklı altlık sıcaklıklarındaki yüzey özelliklerinin ve pürüzlülük değişimlerinin görsel ve nicel analizini sağlamaktadır. Şekil 4.33a farklı altlık sıcaklıklarında üretilen Au nanoparçacıkları ve Şekil 4.33b ise 230 K altlık sıcaklığında üretilip farklı sıcaklıklarda tavlanan Au nanoparçacıkların ortalama yüzey pürüzlülüğünün değişimini göstermektedir. Şekilden görüldüğü gibi, altlık sıcaklığı 100 K'den 230 K'ye çıkarken Ra değeri hemen hemen lineer azalmaktadır ve 100-230 K aralığında daha yüksek altlık sıcaklıklarında daha pürüzsüz film yüzeyleri olduğu görülmektedir. Altlık sıcaklığı 230 K'den daha yüksek olduğunda ise Ra değeri tekrar yükselmektedir ve bu da yüzey pürüzlülüğünde bir artış olduğunu gösterir. Bu eğilim, orta düzey bir sıcaklığın (yaklaşık 230 K) daha pürüzsüz filmlerin oluşumunu kolaylaştırdığı Au filmlerinin morfolojisi üzerinde altlık sıcaklığının önemli olduğunu göstermektedir. Bunun tersine, bu optimum noktanın altında veya üstündeki sıcaklıklar, muhtemelen filmlerin büyüme mekanizmalarındaki ve tanecik yapısındaki değişiklikler nedeniyle artan pürüzlülüğe yol açmaktadır. Gözlemlendiği üzere, minimum yüzey pürüzlülüğüne ulaşmak için optimum sıcaklık aralığı, pürüzlülüğün yansıtma ve hassasiyet gibi performans özelliklerini etkileyebileceği optik cihazlar ve sensörler gibi yüzey pürüzsüzlüğünün kritik olduğu uygulamalarda önemli bir rol oynar.



Şekil 4.31. Farklı altlık sıcaklıklarında cam altlıklar yüzeyinde 25 s süre ile üretilen Au nanoparçacıkların 3 boyutlu AFM görüntüleri



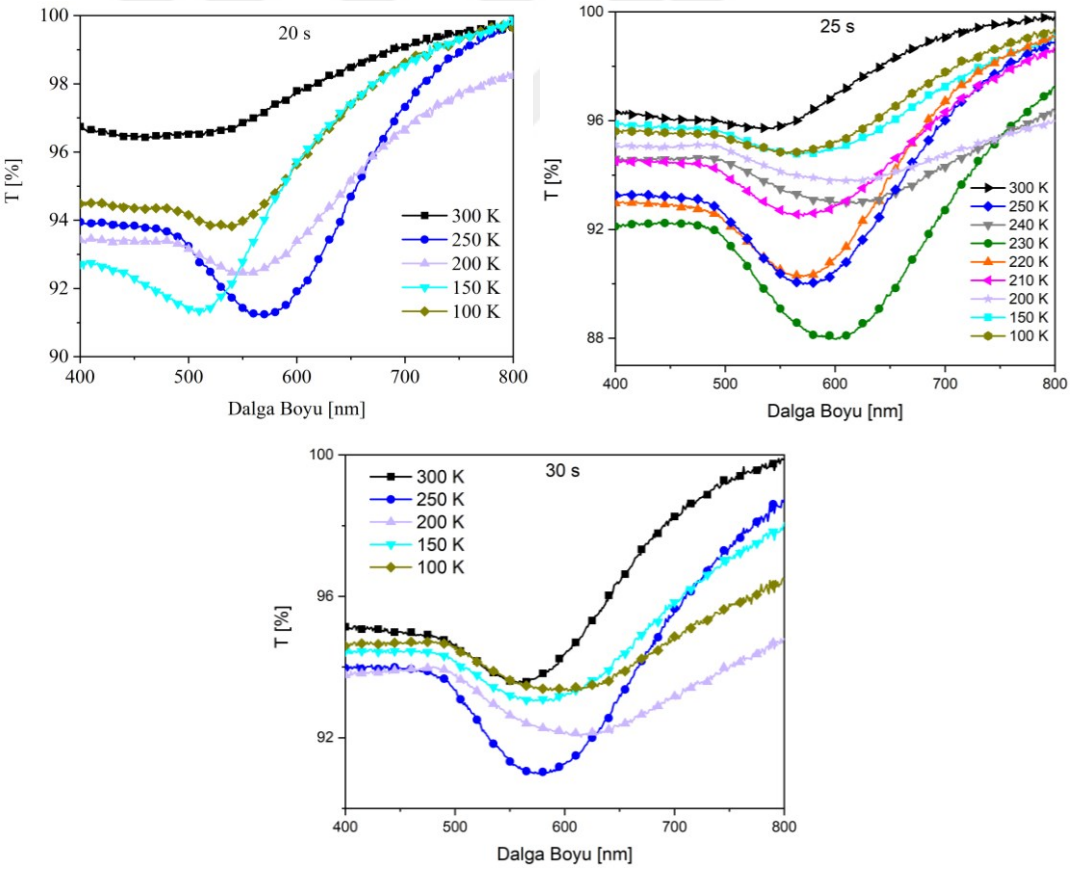
Şekil 4.32. 230 K altlık sıcaklığında üretilip 573 K, 673 K ve 773 K'de tavlanan Au nanoparçacıkların 3 boyutlu AFM görüntüleri



Şekil 4.33. Au nanoparçacıkların ortalama yüzey pürüzlülüğünün değişimi (a) altlık sıcaklığına göre (b) Tavlama sıcaklığına göre

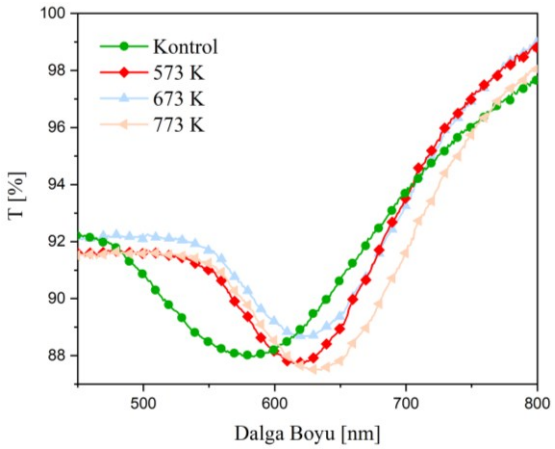
Şekil 4.34'te 300-100 K altlık sıcaklığı aralığında 50 K adımlarla 20, 25 ve 30 saniye süre ile cam altlıklar yüzeyinde üretilmiş Au nanoparçacıkların optik geçirgenlik spektrumu

verilmiştir. Spektrum incelendiğinde en etkili SPR'nin 250-200 K (560-580 nm) altlık sıcaklıklarında gerçekleştiği tespit edilmiştir. Farklı altlık sıcaklıklarında 30, 25 ve 20 saniye süre ile üretilen Au filmlere ait optik geçirgenlik spektrumları incelendiğinde 25 saniye süre ile 200 ve 250 K altlık sıcaklıklarında üretilen nanoparçacıklarda SPR olayının etkili bir şekilde gerçekleştiği tespit edilmiştir. Bu bağlamda 25 saniye süre ile 200-250 K altlık sıcaklığı aralığında 10 K adımlarla Au nanoparçacıkların üretilmesine karar verilmiştir. Bu spektrumların analizi, en dar rezonansı destekleyen plazmonik mod gibi en güçlü plazmonik uyarımın, altlık sıcaklığı 230 K olduğunda ~ 580 nm dalga boyunda meydana geldiğini ortaya koymaktadır. Bu gözlem hem parçacık boyutunun hem de SPR olayının ortaya çıktığı özgül dalga boyunun hassas bir şekilde ayarlanabileceğini gösteren mevcut araştırmalarla uyumludur [41, 43].



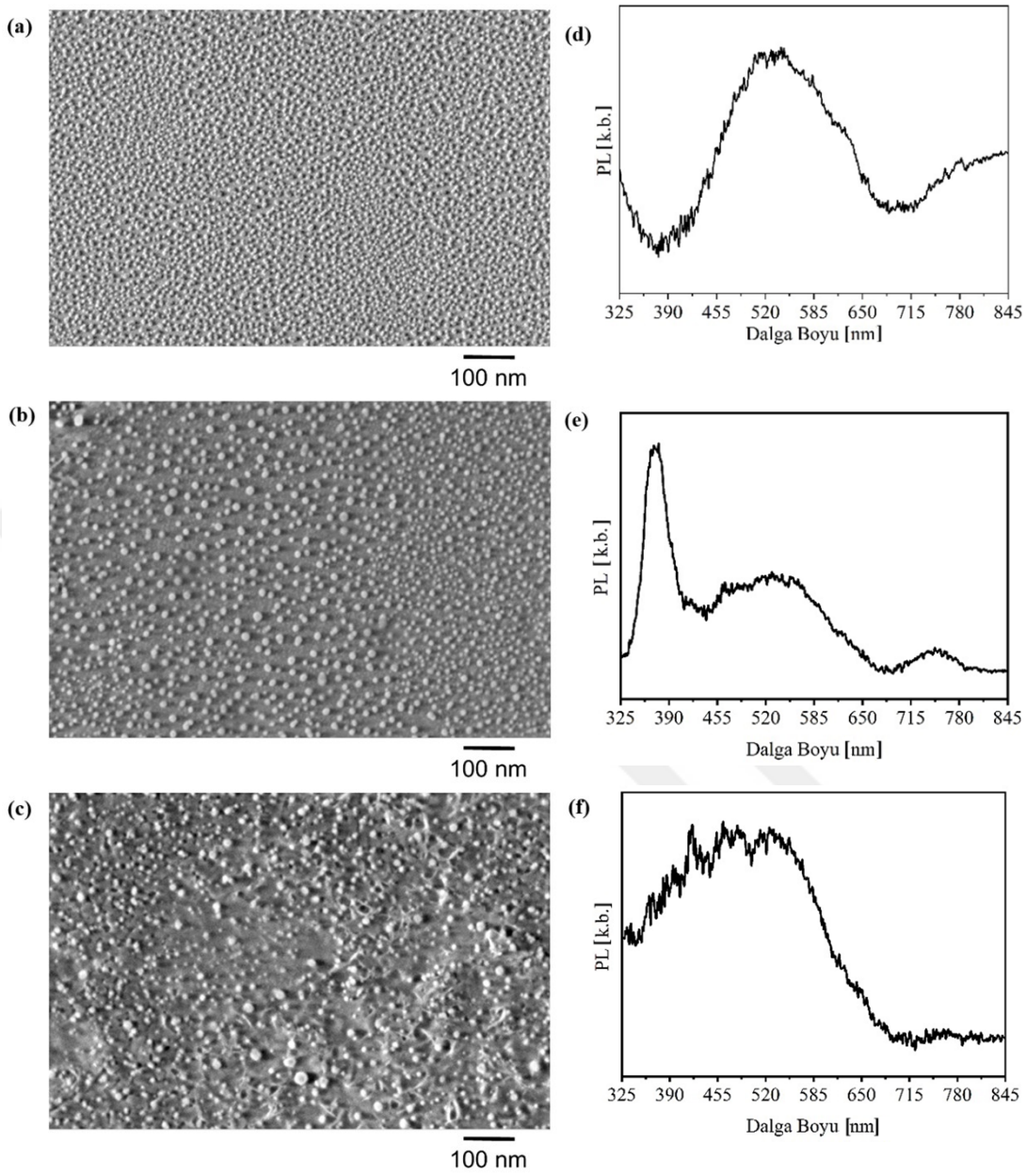
Şekil 4.34. Farklı altlık sıcaklıklarında ve farklı sürelerde cam altlıklar yüzeyinde üretilen Au nanoparçacıkların optik geçirgenliklerinin değişimi

Şekil 4.35'te 230 K altlık sıcaklığında 25 s süre ile üretilen ve farklı sıcaklıklarda tavlanan Au nanoparçacıkların optik geçirgenlik grafiği verilmiştir. Tavlama sonucu SPR etkisinin uzun dalga boylarına kaydığı görülmektedir. Bu durumun nedeni olarak tavlama sonucu tane boyutlarının artması görülmektedir. Gür ve arkadaşları [41] kuvars altlıklar yüzeyinde termal buharlaştırma yöntemi ile üretilen 12-20 nm tane boyutuna sahip Au filmlerindeki plazmonik uyarımların 520 nm dalga boyunda meydana geldiğini tespit etmişlerdir. Bu bulgu, tane boyutunun SPR dalga boyunu nasıl önemli ölçüde etkilediğini vurgulamaktadır. Ek olarak, tavlama sıcaklığı tarafından tetiklenen tane boyutundaki artışın, parçacıkların geometrik şeklindeki değişikliklerle birlikte, SPR olayının kızılötesi spektruma doğru kaymasına neden olduğunu belirtmişlerdir. Bu kayma, nanoparçacık yapısındaki fiziksel değişikliklerin plazmonik özellikler üzerindeki etkisini vurgulamaktadır. Kim ve arkadaşları [33], CdS/CdTe güneş pillerinin Au nanoparçacıklarla katkılandırılmasının güneş pillerinin fotovoltaik parametrelerini nasıl etkilediğini araştırmışlardır. Kimyasal bir yöntemle Au nanoparçacıkları CdTe yüzeyine değişen konsantrasyonlarda (kontrol, %0.13, %0.25, %0.5, %1 ve %2) katkılandırarak, SPR olayının %0.5 Au nanoparçacıklarla katkılandırılmış aygıt içinde 520 nm'de meydana geldiğini gözlemlemişlerdir. Bu sonuç, SPR'nin nanoparçacık konsantrasyonuna dayalı ayarlanabilirliğini kanıtlayarak, stratejik nanoparçacık katılımı yoluyla güneş pili verimliliğinde potansiyel iyileştirmeler sunmaktadır. Bu bulgular, nanoparçacık boyutu, konsantrasyon ve ortaya çıkan SPR özellikleri arasındaki hassas etkileşimi toplu olarak vurgulayarak, hassas malzeme mühendisliği yoluyla plazmonik ve fotovoltaik uygulamaları optimize etmek için değerli bilgiler sunmaktadır.



Şekil 4.35. 230 K altlık sıcaklığında 25 s süre ile üretilen ve farklı sıcaklıklarda tavlanan Au nanoparçacıkların optik geçirgenliğinin değişimi

Şekil 4.36, 230 K, 210 K ve 100 K altlık sıcaklıklarında üretilen Au ince filmlerinin FESEM görüntülerini ve PL spektrumlarını sunmaktadır. PL spektrumlarının analizi, tüm örneklerin 530 nm civarında geniş bir emisyon sergilediğini ortaya koymuştur. Bu emisyonun, 230 K'de hazırlanan Au ince filmi için daha dar ve daha yoğun olduğu bulunmuştur (Şekil 4.36d), bu da daha düzgün ve homojen yüzey morfolojisi ve tane boyutu dağılımına atfedilmiştir (Şekil 4.36a). Fermi seviyesinin hemen altındaki sp bandı ile Brillouin bölgesindeki L noktasına yakın ilk d bandı arasındaki elektronik geçişlerle ilişkili olan 500-590 nm emisyon aralığı daha önce bildirilmiştir [72, 223-226]. 210 K'de hazırlanan Au ince filminin PL spektrumu (Şekil 4.36e), farklı boyutlarda Au nanoparçacıklarının oluşumundan kaynaklanan 375 nm, 530 nm ve 750 nm civarında belirgin emisyonlar göstermiştir. Farklı tane boyutu dağılımına rağmen, 210 K'de hazırlanan Au ince filminin yüzey morfolojisi ve tane şekli düzgün kalmıştır (Şekil 4.36b). 375 nm'deki emisyon, diğer emisyonlardan hem daha dar hem de daha güçlüdür. Bu 375 nm emisyonu (3.31 eV), Alluhaybi ve ark. [227] tarafından bildirilen Au nanoparçacıkları için teorik bant aralığı değerine (3.26 eV) ve Desarkar ve ark. [228] tarafından 354 nm'de gözlemlenen benzer bir bant geçişine oldukça yakındır. Gao ve ark. [229], Au nanobranch yapılarında 750 nm'de benzer bir emisyon kaydetmiştir. 100 K'de hazırlanan Au ince filmi için, 530 nm civarındaki emisyon genişlemiş ve bu da tane boyutu, şekli ve yüzey morfolojisinde homojenliğin kaybolduğunu göstermiştir (Şekil 4.36c). Ek olarak, Şekil 4.36f'de gösterildiği gibi, bu geniş tepe noktasında yaklaşık 420 nm, 460 nm ve 480 nm'de düşük yoğunluklu emisyonlar gözlemlenirken, daha yüksek dalga boylarındaki (>700 nm) emisyonlar yoktur ve bu da Alluhaybi ve ark.'nın [227] bulgularıyla uyumludur. Sonuç olarak, Au nanoparçacıklarının boyutunun, şeklinin ve dağılımının PL spektrumlarını önemli ölçüde etkilediği sonucuna varılmıştır.

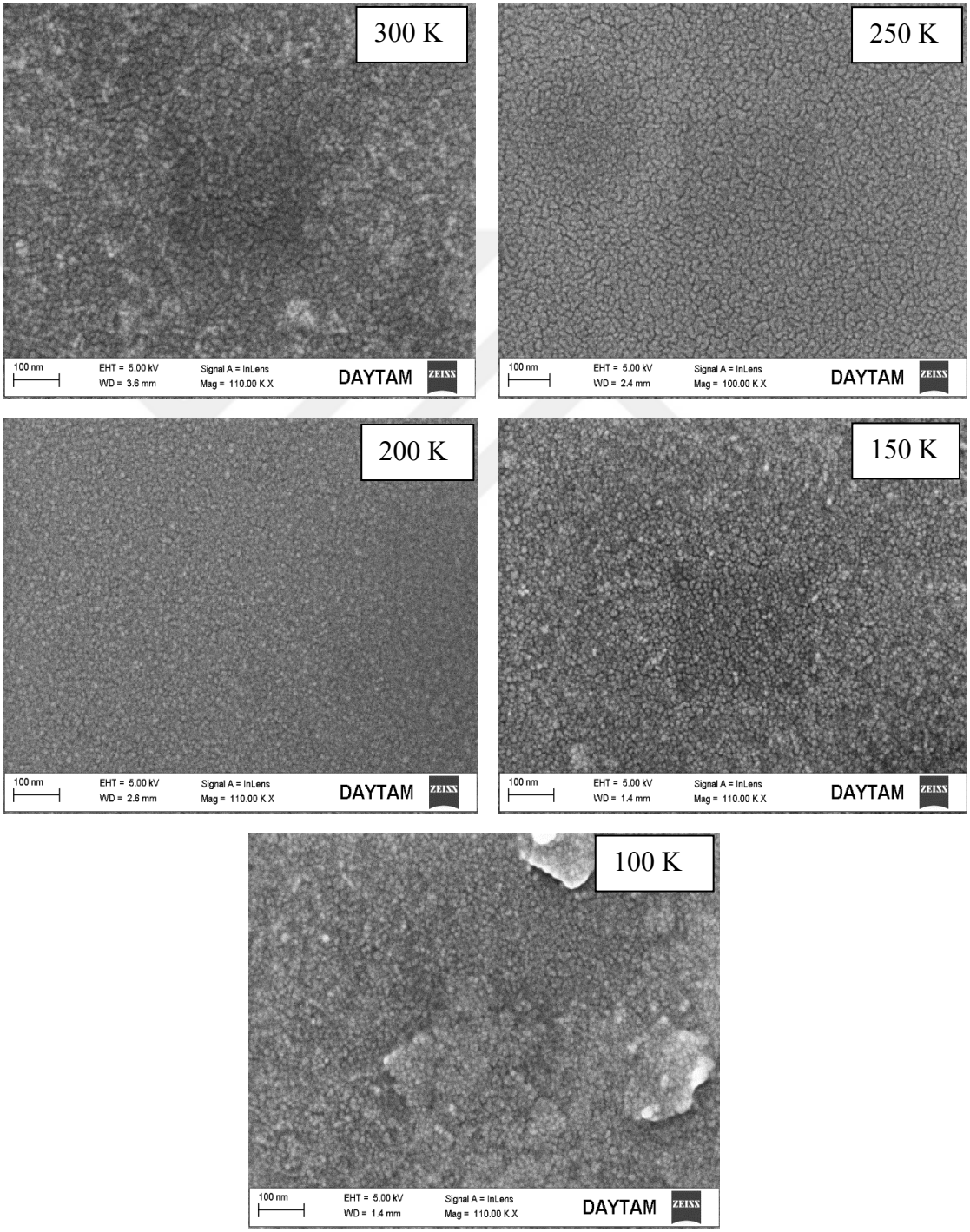


Şekil 4.36. Au ince filmlerin FESEM görüntüleri (a) 230 K (b) 210 K (c) 100 K ve PL spektrumları (d) 230 K (e) 210 K ve (f) 100 K

4.4. Üretilen Cu ve Cu/Au Filmlerinin Analiz Sonuçları

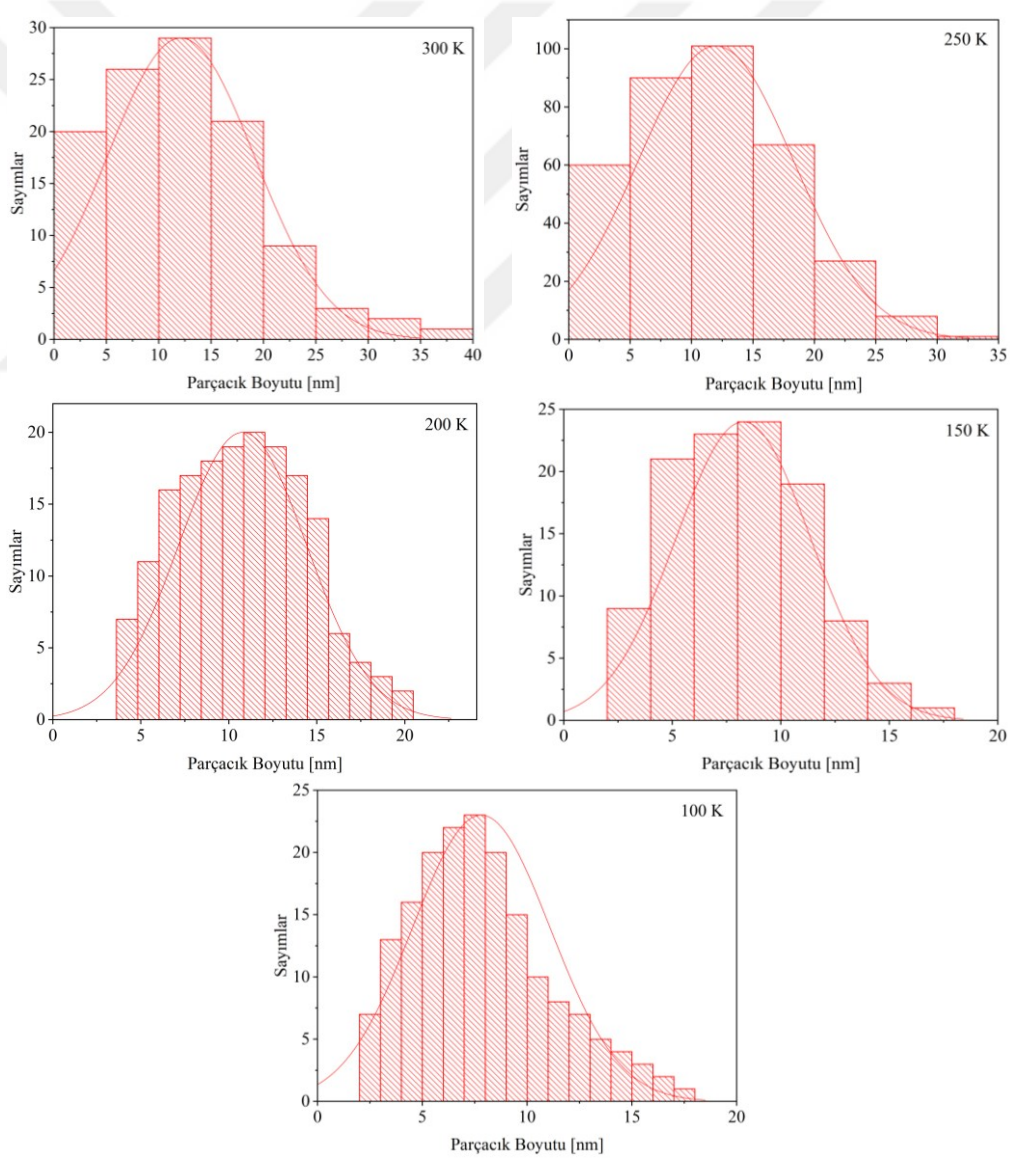
Şekil 4.37'de cam altlık yüzeyinde 300 K, 250 K, 200 K, 150 K ve 100 K altlık sıcaklıklarında üretilen Cu filmlerin FESEM görüntüsü verilmiştir. FESEM görüntülerinden 300 K altlık sıcaklığında üretilen Cu nanoparçacıkların farklı büyüklükteki tanelerden oluştuğu, 200 K altlık sıcaklığında elde edilen Cu nanoparçacıkların ise homojen ve eşit boyutlu olduğu görülmüştür. 200 K altlık sıcaklığında üretilen Cu katmanının eşit boyutlu kümelerden oluşması, bu katmanın

soliton büyüme mekanizmasıyla büyüdüğünü gösterir [30, 44]. 100 K altlık sıcaklığına doğru ise Cu katmanlarında adacık büyüme mekanizmasının hakim olduğu ve homojen olmayan farklı boyutlu tanelerden oluştuğu görülmektedir.



Şekil 4.37. Farklı altlık sıcaklıklarında üretilen Cu filmlerin FESEM görüntüsü

ImageJ programı kullanılarak Cu filmlerin FESEM görüntülerinden parçacık boyutu tespit edilmiştir. Şekil 4.38'de Cu nanoparçacıklara ait histogram grafikleri görülmektedir. Tablo 4.10'da altlık sıcaklığına bağlı olarak tane boyutu ve boşluk yoğunluğu değerleri verilmiştir. Tablodan görüldüğü gibi, 300 K'de hazırlanan Cu ince filmin tane boyutu 12.109 nm, 200 K'de 10.488 nm ve 100 K altlık sıcaklığında ise 7.812 nm olduğu görülmektedir. Bu sonuç, oda sıcaklığında büyütülen örnekte adacık büyüme mekanizmasının baskın olduğunu göstermektedir. 200 K altlık sıcaklığında ise soliton büyüme mekanizmasının baskın olduğu tespit edilmiştir.

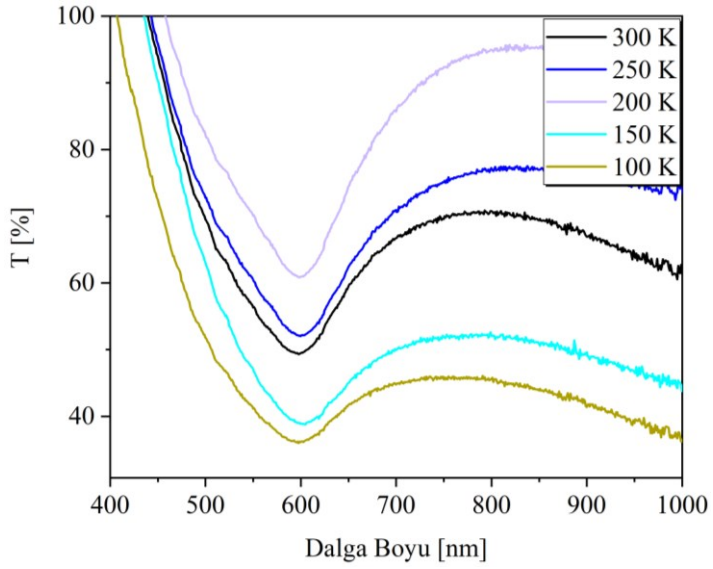


Şekil 4.38. Farklı altlık sıcaklıklarında üretilen Cu filmlerin parçacık boyutları

Tablo 4.10. Cam altlıklar yüzeyinde farklı altlık sıcaklıklarında üretilen Cu nanoparçacıkların parçacık boyutu ve boşluk yoğunluğu değerleri.

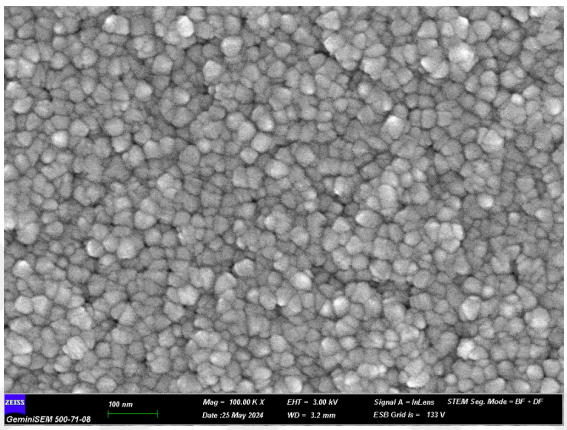
Altlık Sıcaklığı [K]	Parçacık Boyutu [nm]	Boşluk Yoğunluğu [%]
300 K	12.109	18.019
250 K	11.979	21.486
200 K	10.488	23.369
150 K	8.268	27.567
100 K	7.812	30.984

Cu nanoparçacıklarda SPR etkisini belirlemek için optik ölçümler yapılmıştır. Şekil 4.39'da farklı altlık sıcaklıklarında (300 K, 250 K, 200 K, 150 K ve 100 K) üretilmiş Cu nanoparçacıkların optik geçirgenliğinin değişimi verilmiştir. 300 K altlık sıcaklığında hazırlanan Cu nanoparçacıklarda beklendiği gibi tane boyutunun artması ve 150 ve 100 K altlık sıcaklıklarında ise tane boyutunun küçülmesi ile homojen olmayan tane boyutu sebebiyle bu örneklerde SPR etkisi az görülmüştür. En etkili SPR olayı 200 K altlık sıcaklığında tespit edilmiştir. Elde edilen bu sonuç FESEM görüntülerinden görüldüğü gibi homojen tane boyutlarından kaynaklanmaktadır. SPR etkisinin 10-12 nm çapında metalik parçacıklarda etkili olarak meydana geldiği bilinmektedir [42, 48]. Optik geçirgenlik ölçümleri, SPR absorbansının 600 nm civarında olduğunu göstermektedir.



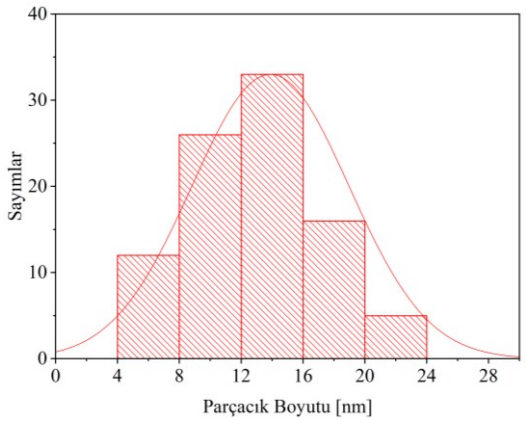
Şekil 4.39. Farklı altlık sıcaklıklarında üretilen Cu nanoparçacıkların optik geçirgenliğinin değişimi

CdTe filmine omik kontak olarak kullanılacak Cu/Au filmi cam altlık yüzeyinde oluşturulmuştur ve karakteristik özellikleri incelenmiştir. Au filmi üretimi 230 K altlık sıcaklığında ~40 nm kalınlığında olacak şekilde yapılırken, Cu filmi üretimi ise 200 K altlık sıcaklığında ~10 nm kalınlığında olacak şekilde gerçekleştirilmiştir. Şekil 4.40'da Cu/Au yapısının FESEM görüntüsü verilmiştir. FESEM görüntüsünden filmin eşit boyutlu nanoparçacıklardan oluştuğu görülmektedir.



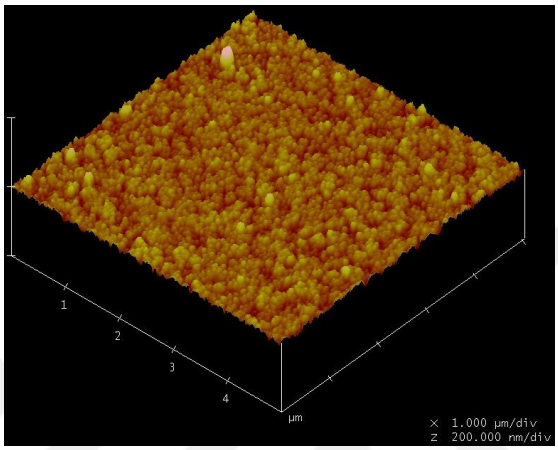
Şekil 4.40. Cu/Au yapısının FESEM görüntüsü

Şekil 4.41'de Cu/Au yapısının FESEM görüntüsünden Imagej programı kullanılarak hesaplanan tane boyutu dağılımı verilmiştir. Grafikten tane boyutunun 13.153 nm, boşluk yoğunluğu değerinin ise %12.865 olduğu hesaplanmıştır.



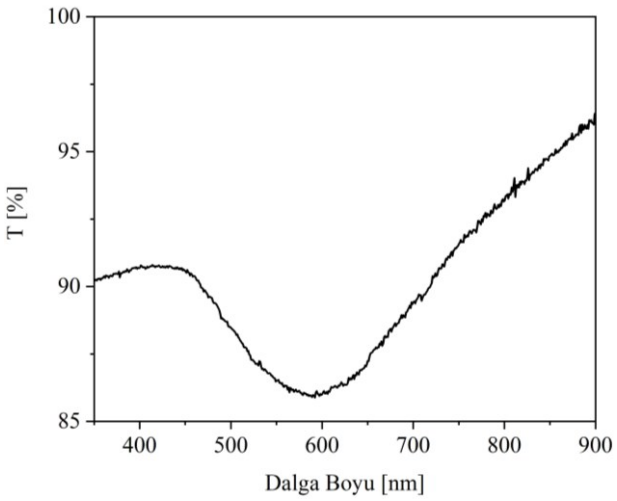
Şekil 4.41. Cu/Au yapısının tane boyutu dağılımı grafiği

Şekil 4.42'de Cu/Au yapısına ait 3B AFM görüntüsü verilmiştir. AFM analizinden ortalama pürüzlülük değerinin 4.254 nm olduğu hesaplanmıştır. Üretilen Cu/Au yapısının pürüzlülük değerinin soliton büyüme mekanizmasından beklendiği gibi düşük olduğu görülmektedir.



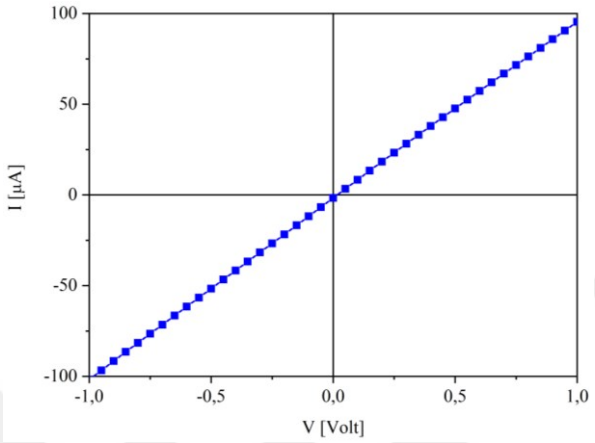
Şekil 4.42. Cu/Au yapısına ait AFM görüntüleri

Şekil 4.43'te Cu/Au yapısına ait optik geçirgenliğin değişimi verilmiştir. Au nanoparçacıkları için SPR olayının 580 nm dalga boyunda, Cu nanoparçacıklar için 600 nm dalga boyunda meydana geldiği bilinmektedir. Cu/Au yapısında ise SPR olayının 595 nm dalga boyunda meydana geldiği görülmektedir.



Şekil 4.43. Cu/Au yapısına ait optik geçirgenlik grafiği

Güneş pillerinde, CdTe filmine omik kontak olarak kullanılan Cu/Au yapısının omik kontak davranışının tespiti I-V ölçümleri ile yapılmıştır. Şekil 4.44'te verilen I-V grafiğinden görüldüğü üzere Cu/Au yapısı omik kontak davranışı göstermektedir.

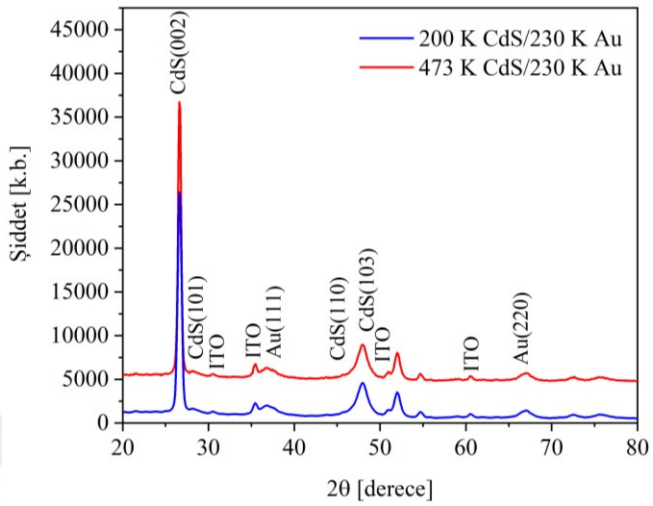


Şekil 4.44. CdTe filmine omik kontak olarak kullanılan Cu/Au yapısının I-V grafiği

4.5. Üretilen ITO/n-CdS/AuNPs/p-CdTe/Cu/Au Güneş Pillerinin Analiz Sonuçları

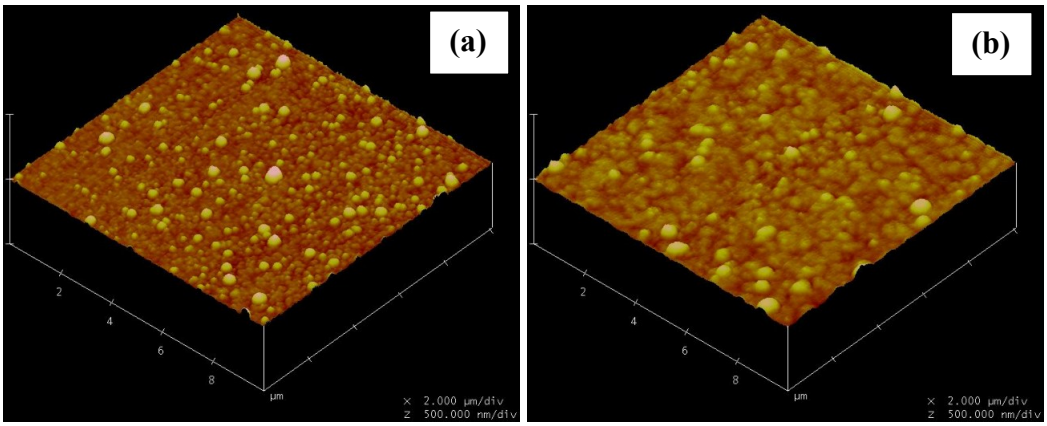
Şekil 4.45'te ITO yüzeyinde farklı altlık sıcaklıklarında (200 ve 473 K) büyütülmüş CdS/Au ikili yapılara ait XRD spektrumları verilmiştir. Görüldüğü üzere tüm altlık sıcaklıklarında büyütülen CdS filmlerinin XRD spektrumlarında (200 K için 2θ = 26.44° ve 473 K için 2θ = 26.58° açısında) (002) düzleminden yansımalar gerçekleşmekte ve bu yansımaların hekzagonal yapıya ait olduğu bilinmektedir (JCPDS - 77–2306). Ayrıca spektrumun 2θ=38.20° açısında gerçekleşen yansıma pikinin kübik yapılı (111) düzleminde metalik Au'dan kaynaklı olduğu tespit edilmiştir (JCPDS -01-075-65609). Bunlara ek olarak sergilenen XRD spektrumlarında çeşitli açılarda görülen düşük şiddetli yansıma piklerinin ITO yapısına ait olduğu anlaşılmıştır. 200 K ve 473 K altlık sıcaklıklarında üretilen CdS ince filmlerine ait tane boyutları Scherrer formülü kullanılarak hesaplanmış ve sırası ile 25.42 nm ve 33.91 nm bulunmuştur. Sıcaklığa bağlı olarak tane boyutlarında gerçekleşen değişimler büyüme sürecinde film yüzeyinde meydana gelen gerilimlerden kaynaklı olmaktadır [194, 195]. Bunlara ek olarak incelenen tüm örnekler için sabit altlık sıcaklığında (230 K) büyütülen Au nanoparçacıkların kristallik tane boyutunun 16.30 nm değerinde olduğu hesaplanmıştır. Termal

buharlaştırma tekniğinde filmlerdeki tane boyutunun, altlık sıcaklığı ile artış gösterdiği bilinmektedir [122].



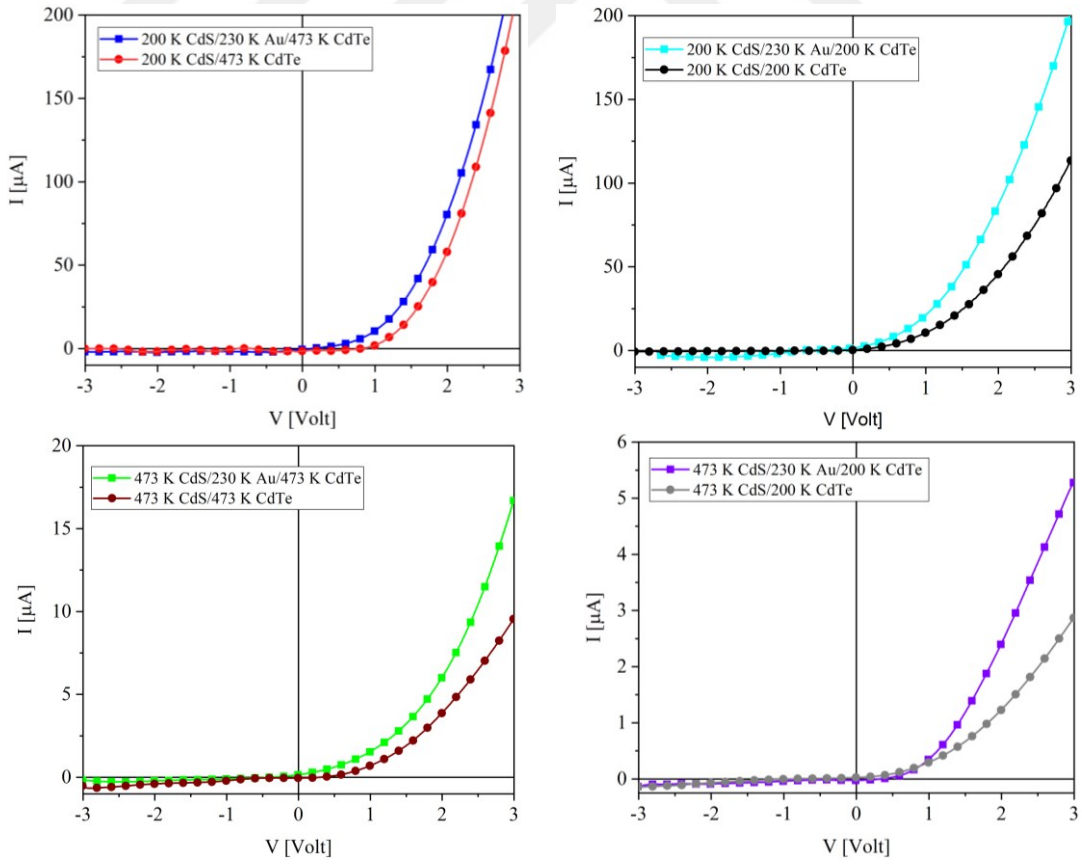
Şekil 4.45. ITO/CdS/Au yapısı XRD spektrumu

Şekil 4.46'da farklı altlık sıcaklıklarında (200 K ve 473 K) üretilen CdS/Au ikili yapılara ait AFM görüntüleri verilmiştir. AFM görüntülerinden hesaplanan Ra değeri 200 K altlık sıcaklığındaki yapı için 3.225 nm iken, 473 K için 4.679 nm'dir. 200 K için Ra değerinin daha düşük olması kriyojenik yöntemden beklendiği üzere hem CdS'ün hem de Au nanoparçacıkların soliton büyüme mekanizması ile gerçekleşmesinden kaynaklanmıştır.

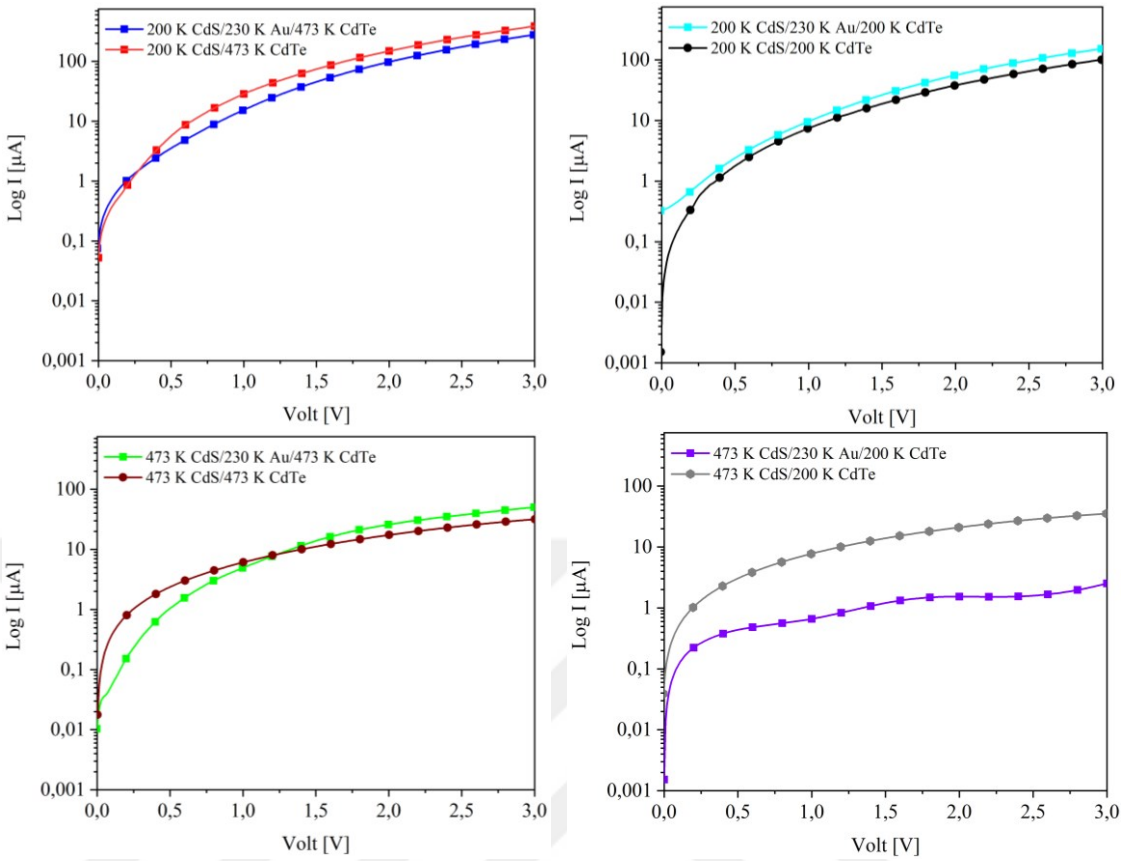


Şekil 4.46. (a) 200 K altlık sıcaklığında ve (b) 473 K altlık sıcaklığında üretilen CdS ince filmlerin yüzeyinde 230 K altlık sıcaklığında üretilen Au nanoparçacıklarının AFM görüntüsü

Şekil 4.47 farklı rejimlerde üretilen güneş pillerinin karanlık ortamda ölçülen I-V sonuçlarını göstermektedir. İncelenen tüm güneş pillerine ait I-V grafikleri diyot karakteristiğine uygun doğrultucu özellikler sergilemiştir. Şekil 4.48'de ise farklı rejimlerde üretilen güneş pillerinin yarı logaritmik I-V karakteristik grafikleri verilmiştir. Karanlık I-V karakteristiklerinden idealite faktörü (n), bariyer yüksekliği (φ_b) ve doyma akımı (I_0) değerleri hesaplanarak elde edilen sonuçlar Tablo 4.11'de verilmiştir. Tabloda verilen değerler incelendiğinde 200 K CdS/230 K AuNPs/473 K CdTe (Örnek a) güneş pilinin idealite faktörünün (n=2.598) en düşük değerde olduğu görülmüştür. Ele alınan diğer güneş pillerinin idealite faktörü ise Örnek a'dan daha yüksektir. Bilindiği üzere güneş pillerinde idealite faktöründeki artışlar yapısal sapmalardan kaynaklı iletim mekanizmasına engel oluşturan yeniden birleşim merkezlerinin oluşumundan kaynaklanmaktadır [48, 218, 230]. Ayrıca, bir diğer neden ise fotoaygıtın yük taşıyıcı iletiminde, tünelleme mekanizmasının baskın olmasıdır [231, 232].



Şekil 4.47. Üretilen güneş pillerinin karanlık ortam I-V grafiği

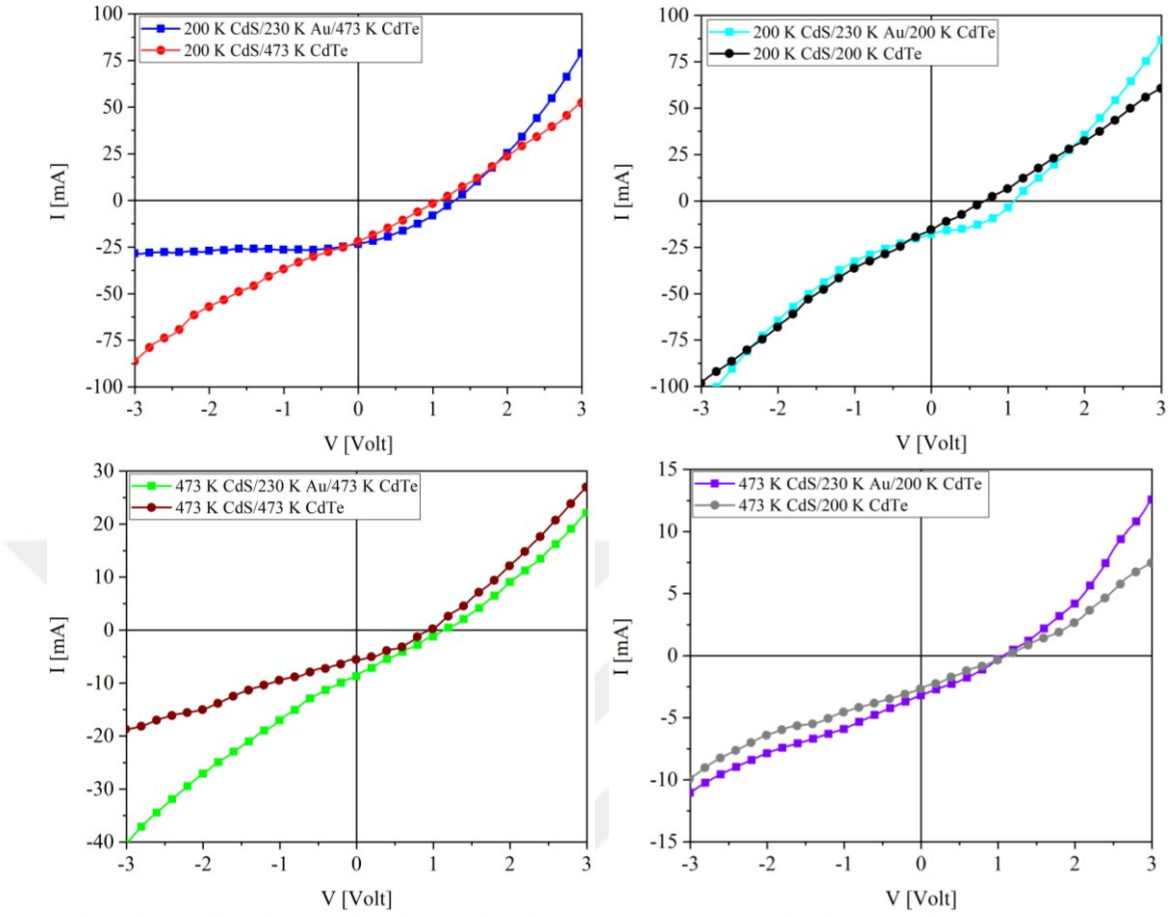


Şekil 4.48. Üretilen güneş pillerinin yarı logaritmik I-V grafiği

Tablo 4.11. Üretilen güneş pillerinin n, φ_b ve I_0 değerleri.

Örnek	n	φ_b [eV]	I_0 [µA]
a	2.598	0.747	1.447
b	3.067	0.748	1.392
c	3.129	0.748	1.422
d	3.359	0.750	1.325
e	3.845	0.750	1.328
f	4.163	0.751	1.285
g	4.389	0.754	1.148
h	5.856	0.756	1.054

Şekil 4.49'da farklı rejimlerde üretilen güneş pillerine ait aydınlık ortamda (P=100 mW/cm^2) ölçülen I-V grafikleri verilmiştir. Bu ölçümlerden güneş pillerine ait kısa devre akımı (I_{SC}), açık devre gerilimi (V_{OC}), maksimum akım (I_{max}), maksimum gerilim (V_{max}), maksimum güç (P_{max}), doldurma faktörü (FF) ve güneş pili verimi (%η) gibi fotovoltaik değerler hesaplanmıştır.



Şekil 4.49. Üretilen güneş pillerinin aydınlık ortamdaki I-V grafiği

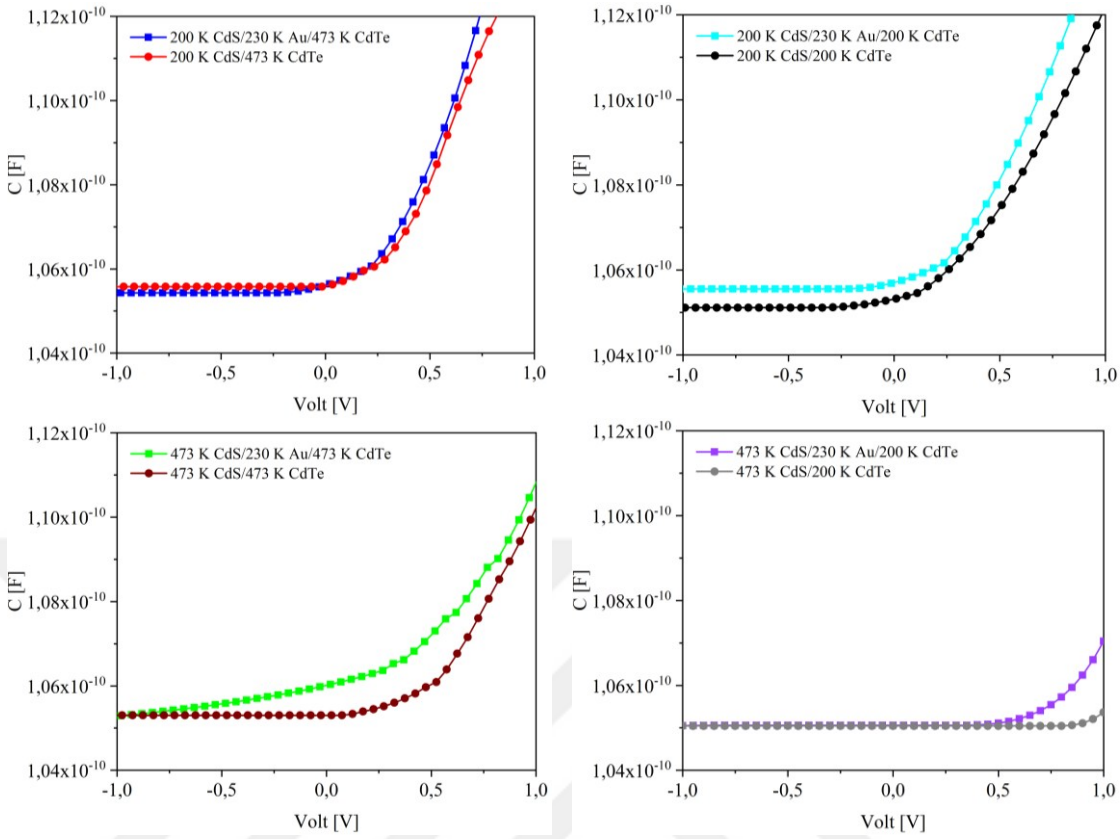
Tablo 4.12'de güneş pillerine ait aydınlık ortamda (P=100 mW/cm^2) elde edilen fotovoltaik değerler verilmiştir. Tabloya bakıldığında Örnek a'nın en yüksek fotovoltaik parametrelere sahip olduğu anlaşılmaktadır (I_{sc} = 24.86 mA, V_{oc} = 1.18 V, I_{max} = 21.23 mA, V_{max} = 0.83, P_{max} = 17.621×10^{-3} W, FF = 0.601 ve η = %13.324). Ayrıca üretilen güneş pili örneklerinde kontrol örneklere kıyasla Au katkılı güneş pillerinin daha yüksek fotovoltaik parametreler sergilediği tespit edilmiştir. Bu durumun Au nanoparçacıkların sergilediği SPR olayından kaynaklı olduğu anlaşılmaktadır. Sonuç olarak I-V karakteristikleri analiz edildiğinde aynı şartlarda üretilen Au katkılı güneş pili örneğinin katkısız kontrol örneğine kıyasla güneş pilinin veriminin ~%30 daha yüksek olduğu görülmektedir. Literatürde verilen benzer çalışmalarda Kim ve arkadaşları [33] ve Spalatu ve arkadaşları [34], farklı yöntemlerle Au katkılandırılmış CdS/CdTe güneş pillerinin fotovoltaik parametrelerinde sırası ile %14 ve %9.2 değerlerinde artışın olduğunu tespit etmişlerdir. Bir diğer çalışmada Rodgers [30] Ag'nin plazmonik

özelliğini kullanılarak Darbeli Lazer Biriktirme (PLD) yöntemiyle ITO/CdS/CdTe ince film güneş pillerini katkılandırmış ve elde edilen güneş pilinin fotovoltaik değerlerinde kontrol örneğine kıyasla 3.6 katlık (% 0.5'den %1.8'e) bir artışın olduğunu tespit etmiştir.

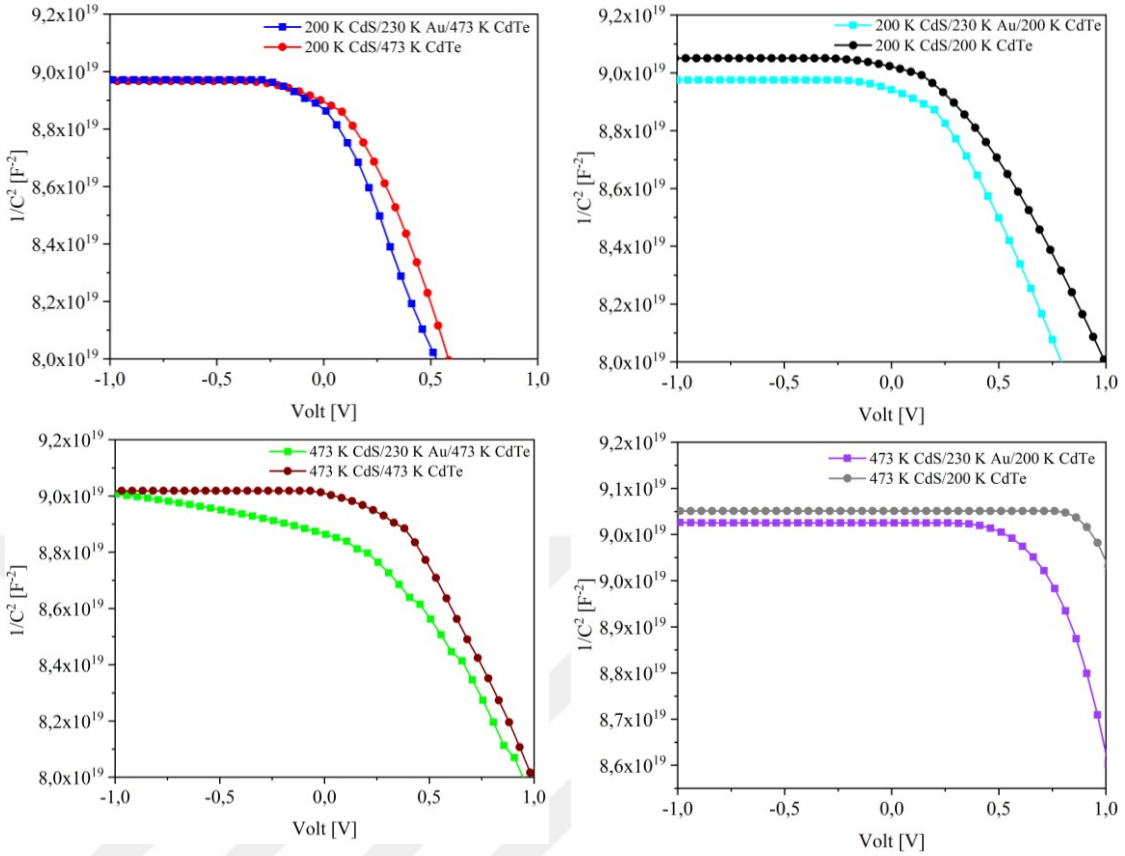
Tablo 4.12. Üretilen güneş pillerinin fotovoltaik parametrelerinin değerleri.

Örnek	**I_{SC} [mA]**	**V_{OC} [V]**	**I_{max} [mA]**	**V_{max} [V]**	**P_{max} [mW]**	**FF**	**Verimlilik [%]**
a	24.86	1.18	21.23	0.83	17.621	0.601	13.324
b	22.48	1.03	18.40	0.72	13.248	0.572	10.017
c	16.21	1.01	12.43	0.65	8.080	0.494	6.110
d	15.47	0.84	12.23	0.50	6.115	0.470	4.624
e	8.54	1.04	6.26	0.64	4.006	0.451	3.029
f	6.99	0.95	4.94	0.60	2.964	0.447	2.241
g	3.27	1.02	1.83	0.58	1.061	0.318	0.802
h	2.73	1.15	1.47	0.55	0.809	0.258	0.612

İncelenen güneş pili örneklerinin C-V ölçümleri oda sıcaklığında, 1000 Hz frekans değerinde ve -1 V/+1 V dış gerilim uygulaması altında gerçekleştirilmiştir. C-V ölçüm grafikleri Şekil 4.50'de verilmiştir. Şekilde görüldüğü üzere kapasitans artan voltajla artmaktadır. Şekil 4.51'de ise C-V ölçümlerinden $1/C^2$-V grafikleri çizilerek güneş pillerinin eklem engel potansiyeli (V_{bi}) ve donör yoğunluğu (N_D) değerleri hesaplanmış ve sonuçlar Tablo 4.13'de verilmiştir. Tablodan görüldüğü üzere en yüksek donör yoğunluk değerine ($2.59x10^{19}$ cm^{-3}) Örnek a sahip olmakla birlikte bu değerin üretim rejimine bağlı olarak değiştiği anlaşılmaktadır. Diğer bir değişle fotoaygıtlarda donör yoğunluk değerleri aygıt bünyesinde gerçekleşen plazmonik süreçlerin performansına bağlı olmaktadır. Yapılan çalışmalara bakıldığında plazmonik özellikli fotoaygıtlarda donör yoğunluğundaki artışların nedeni aygıt bünyesinde gerçekleşen SPR olayı sayesinde elektron kaynağının meydana gelmesidir [233].



Şekil 4.50. Üretilen güneş pillerinin C-V grafiği



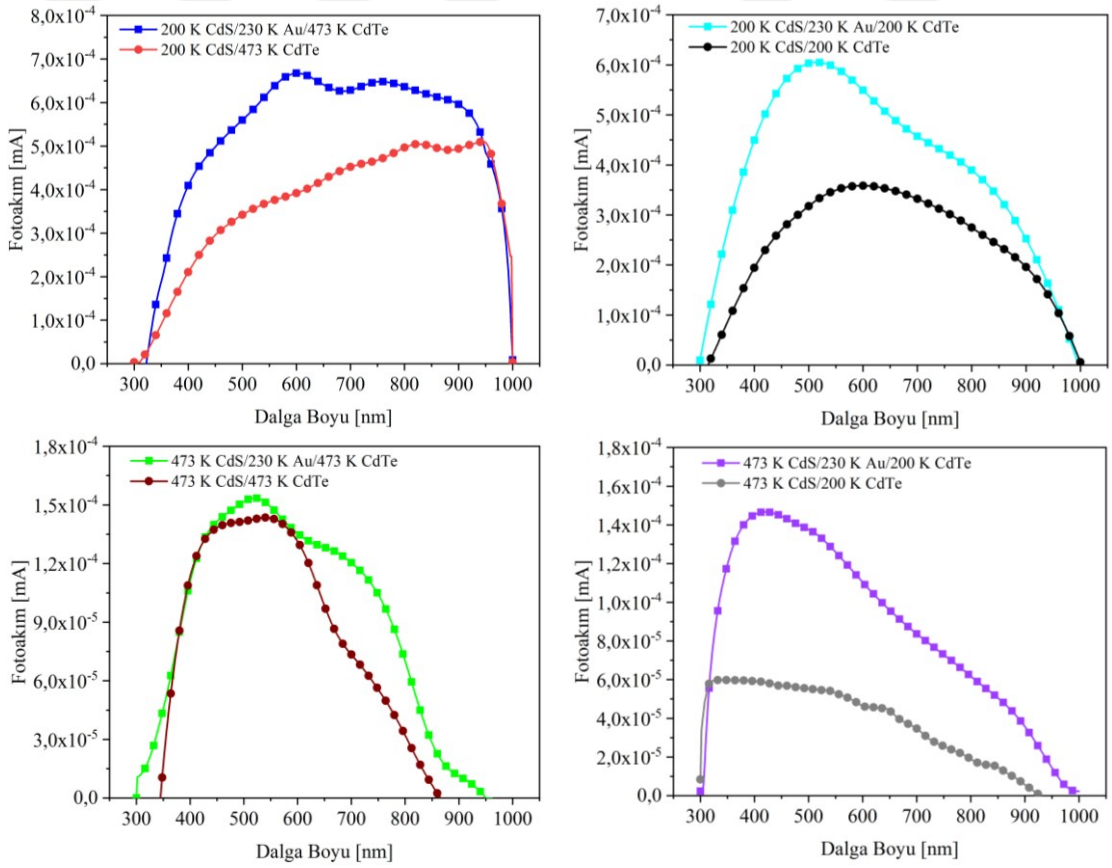
Şekil 4.51. Üretilen güneş pillerinin $1/C^2$-V grafiği

Tablo 4.13. Güneş pillerinin donör yoğunluğu (N_D) ve eklem engel potansiyeli (V_{bi}) değerleri.

Örnek	**N_D x 10^{19} [cm^{-3}]**	**V_{bi} [V]**
a	2.59	0.52
b	2.44	0.65
c	2.07	0.76
d	1.68	1.02
e	1.50	0.96
f	1.43	1.04
g	1.40	1.14
h	1.32	1.21

Fotoaygıtlarda önemli deneysel ölçümlerden bir tanesi fotoaygıtın etkili olarak çalıştığı dalga boyu aralığının belirlenmesidir. Genelde fotoaygıtların fotoakım değerlerinin değişen dalga boyuna göre dağılımının elde edilmesi ile bu ölçüm gerçekleştirilmektedir. Şekil 4.52'de güneş pili örneklerine ait fotoakım değerinin dalga boyuna bağlı değişimi

verilmiştir. Grafiklere bakıldığında tüm örneklere ait spektrumlarda Au nanoparçacık içeren güneş pillerinin daha geniş dalga boylarında ışığa duyarlı olduğu ve daha yüksek fotoakım değerleri sergilediği görülmektedir. Bununla birlikte örneklerin, spektrumların uzun dalga boylarında sergiledikleri durumun üretim rejimine bağlı olarak farklılıklar gösterdiği anlaşılmaktadır. Bilindiği üzere fotoakımın dalga boyuna göre değişiminden elde edilen spektrumun kısa dalga boylarındaki davranışının optik yasak bant aralığından kaynaklandığı uzun dalga boylarında ise bu spektrumun davranışının incelenen örnekte var olan yüzey durum yoğunluklarından kaynaklandığı bilinmektedir. Belirtilen hususlar göz önünde bulundurulduğunda tüm örneklerin kısa dalga boylarının yaklaşık aynı değerlerinde fotoakım üretimine geçtiğini bunun yanında uzun dalga boylarında farklı değerlerde fotoakım üretiminde eksponansiyel düşüşlerin olduğu görülmektedir. Bu durum yukarıda da belirtildiği üzere yüzeysel kusur yoğunluklarından kaynaklanmakta ve aygıtın çalışma alanını olumsuz yönde etkilemektedir. Sergilenen spektrumlarda en geniş çalışma alanına Örnek a'nın sahip olduğu ve bu durumun söz konusu örneğin temas bölgesinde yüzey durum yoğunluğunun az olmasına bir işaret olduğu kabul edilmektedir.



Şekil 4.52. Üretilen güneş pillerinin dalga boyuna bağlı fotoakım grafiği

5. BÖLÜM

SONUÇ ve ÖNERİLER

5.1. Sonuçlar

CdS ve CdTe gibi AIIBVI grubu yarıiletkenler düşük maliyetli olmalarına rağmen yaygın olarak kullanılmamaktadır. Bu yarıiletkenlerin üretiminde kullanılan ısıl teknikler, kristal yapıda kusurlara neden olmaktadır. Özellikle CdTe ve CdS filmlerinde yüksek buhar basıncına sahip bileşiklerin neden olduğu difüzyon problemleri, aygıt verimini düşürmektedir. Isıl yöntemler, eklem bölgesinde istenmeyen fazların meydana gelmesini sağlayarak cihaz performansını olumsuz yönde etkilemektedir. Bu çalışmada, tasarlanmış olan kriyojenik altlık etkisi tekniği kullanılarak yukarıdaki olumsuz durumlar önlenerek:

- Düşük maliyetli CdS ve CdTe yarıiletken malzemeleri ile ITO/CdS/AuNPs/CdTe/Cu/Au plazmonik güneş pillerinin üretilmesi,
- Alternatif enerji sektöründe küresel pazardaki rekabet gücümüzün artırılması,
- Piyasaya düşük maliyetli ve yüksek verimli güneş pilleri sunulması,
- Çevre kirliliğinin önlenmesi,

amaçlanmaktadır.

Bu amaç doğrultusunda tez çalışması kapsamında üretilen ITO/CdS/AuNPs/CdTe/Cu/Au güneş pilinde:

- CdTe ve CdS filmler ısıl ve kriyojenik teknikler kullanılarak geniş bir altlık sıcaklığı aralığında (100-573 K) üretilmiş ve karakteristik özellikleri kapsamlı bir şekilde incelenmiştir.

- Au nanoparçacıklar kriyojenik yöntem ile 100-300 K altlık sıcaklığında üretilerek plazmonik davranışı incelenmiştir.
- İlk kez kriyojenik teknik kullanılarak ITO/CdS/AuNPs/CdTe/Cu/Au yapılı plazmonik güneş pili üretilerek fotovoltaik performansı araştırılmıştır.

Çalışmadan elde edilen ana sonuçlar şu şekilde özetlenebilir:

- CdTe ve CdS filmleri için 200 K altlık sıcaklığında soliton büyüme mekanizmasının gerçekleştiği ve filmlerin eşit boyutlu tanelerden oluşarak homojen bir şekilde büyüdüğü tespit edilmiştir.
- Au nanoparçacıkların 230 K altlık sıcaklığında üretilmesi ile küresel ve eşit büyüklükteki kümelerden meydana geldiği görülmüş ve soliton büyüme mekanizmasının bu sıcaklıkta aktive olduğu anlaşılmıştır.
- CdTe ve CdS filmler için en küçük Ra değerlerinin 200 K altlık sıcaklığında üretilen örneklerde meydana geldiği ve sırasıyla 1.1 nm ve 1.047 nm olduğu görülmüştür.
- Au nanoparçacıkların en küçük Ra değerleri 230 K altlık sıcaklığında üretilende meydana gelmiş olup değeri 1.05 nm olarak tespit edilmiştir. Ayrıca, bu sıcaklıkta 580 nm dalga boyunda en güçlü plazmonik uyarım meydana gelmiştir.
- 200 K ve 473 K altlık sıcaklığında üretilen CdTe ve CdS filmlerin daha stokiyometrik bir yapıda büyüdüğü anlaşılmıştır.
- CdS filmlerin optik ölçümlerinden kriyojenik teknik ile üretilenlerin daha yüksek optik şeffaflığa sahip olduğu görülmüştür.
- PL ölçümlerinden kriyojenik teknik ile üretilen filmlerin daha iyi yüzey kalitesine ve daha az yapısal kusura sahip olduğu belirlenmiştir.
- CdTe filmi yüzeyinde 10 nm kalınlığında Cu ile 40 nm kalınlığında Au buharlaştırılmış ve I-V ölçümleri ile iyi omik davranış gösterdiği tespit edilmiştir.
- Elde edilen sonuçlardan en yüksek fotovoltaik değerler optik pencere katmanı (CdS) 200 K'de kriyojenik ve fotoaktif katmanı (CdTe) 473 K'de ısıl yöntemle üretilen güneş pilinde elde edilmiştir.

- Au nanoparçacıkların 580 nm dalga boyunda etkili SPR olayı sergilemesi ve daha geniş dalga boylarında ışığa duyarlı olması fotovoltaik parametrelerde artış sağlamıştır.
- Plazmonik özellikli güneş pillerinin (ITO/CdS/AuNPs/CdTe/Cu/Au) verim değerinin kontrol örneklere (ITO/CdS/CdTe/Cu/Au) kıyasla ~%30'luk bir artış gösterdiği tespit edilmiştir.

Sonuç olarak nanoparçacık sentezinde kullanılan toksik kimyasallara olan ihtiyaç ***kriyojenik teknik*** ile ortadan kaldırarak, soğutulmuş altlıklar yüzeyinde plazmonik özellikli metalik nanoparçacıklar üretmenin mümkün olduğu görülmüştür.

5.2. Öneriler

Bu tez çalışması kapsamında kriyojenik ve klasik (ısıl) teknikler kullanılarak CdS/CdTe temelli plazmonik güneş pillerinin performansları hakkında detaylı sonuçlar sunulmuştur. Bu sonuçlar ışığında;

- Kriyojenik yöntem kullanılarak yüksek buhar basıncına sahip (S, Te ve Se) AIIBVI grubu bileşik yarıiletkenler (CdSe, ZnSe, ZnS ve ZnTe gibi) üretilerek fotoaygıt yapımında kullanılabilir.
- Kriyojenik yöntemle üretilen plazmonik özellikli (Au, Ag, Cu ve Al) nanoparçacıkların farklı elektronik aygıtların üretiminde (biyosensör, fotosensörler ve fototermal tedavi gibi) kullanılması düşünülebilir.
- Üretilen CdTe ince filmler biyoteknoloji alanında kullanılabilir.
- Plazmonik ve antibakteriyel özelliğe sahip Ag ve Au gibi metalik katmanlar tıbbi aletlerin ve cihazların kaplanmasında kullanılabilir.

KAYNAKÇA

1. De Vos, A., Parrott, J., Baruch, P., Landsberg, P., 1994. Bandgap effects in thin-film heterojunction solar cells. *Proceedings of the 12th European Photovoltaic Solar Energy Conference*, Amsterdam, 1315–1319.

2. Nykyruy, L. I., Yavorskyi, R. S., Zapukhlyak, Z. R., Wisz, G., Potera, P., 2019. Evaluation of CdS/CdTe thin film solar cells: SCAPS thickness simulation and analysis of optical properties. **Optical Materials, 92:** 319-329.

3. Salim, H. I., Patel, V., Abbas, A., Walls, J. M., Dharmadasa, I. M., 2015. Electro deposition of CdTe thin films using nitrate precursor for applications in solar cells. **Journal of Materials Science: Materials in Electronics, 26** (3): 119-3128.

4. Bai, Z., Wang, D., 2012. Oxidation of CdTe thin film in air coated with and without a CdCl2 layer. **Physica Status Solidi A, 209** (10): 1982-1987.

5. Chou, H. C., Rahatgi, A., Thomas, E. W., Kamra, S., Bhat, A. K., 1995. Effects of Cu on CdTe/CdS heterojunction solar cells with Au/Cu contacts. **Journal of The Electrochemical Society,** 142 (1).

6. Muzafarov, S. A., 2008. Volt-ampere characteristics of n-CdS-p-CdTe heterostructures with intermediate solid solution. *Proceedings of the VI International Scientific and Technical Conference*, October 21-23, 2008.

7. Gagara, L., Gasin, P., Inculet, I., Amjad, A. Q., Feodorov, V., 2013. Photovoltaic parameters of CdS-CdTe solar cells with a nanometric CdO layer. *USM,* Moldova, 26-28 September, 128-129.

8. Kumarage, W. G. C., Wijesundera, R. P,. Seneviratne, V. A., Jayalath, C. P., Dassanayake, B. S., 2016. Tunable optoelectronic properties of CBD-CdS thin films via bath temperature alterations. **Journal of Physics D: Applied Physics, 49** (9): 095109.

9. Ashour, A., El-Kadry, N., Mahmoud, S., 1995. On the electrical and optical properties of cds films thermally deposited by a modified source. **Thin Solid Films, 269** (1): 117–120.

10. Abdullah, R. A., Razooqi, M. A., Al-Ajili, A. N. H., 2013. Characterization of the energy band diagram of fabricated SnO_2/CdS/CdTe solar cells. **World Academy of Science, Engineering and Technology**,7 (7): 1099-1103.

11. Danylov, A. B., Ilchuk, H. A., Petrus, R. Y., Haiduchok, V. G., 2016. Au/CdS/ITO/Glass layered structure studies for CdS/CdTe solar cell manufacturing. *NAP-2016, 6th International Conference on Nanomaterials: Applications and Properties*, 1-3.

12. Mohamed, R. A., Harfash, D. K., Mustafa, F. I., 2018. Effect the thickness on the electrical properties and (I-V) character of the (CdTe) thin Films and find the efficiency of solar cell CdTe/CdS. **Baghdad Science Journal, 15** (2): 192-197.

13. Lakmal, A. A. I., Kumarasinghe R. K. K. G. R. G., Seneviratne, V. A., Chen, J. Y., Song, J. M., Dassanayake, B. S., 2021. Thermally evaporated CdS thin films for CdS/CdTe solar cells: Effect of substrate temperature on CdS layer. **Materials Science and Engineering B, 273**:115406.

14. Kim, S. Y., Kim, D. S., Ahn, B. T., Im, H. B., 1993. Electrical and optical properties of vacuum-evaporated CdS films. **Journal Of Materıals Scıence: Materıals In Electronıcs, 4**: 178-182.

15. Kumazawa, S., Shibutani , S., Nishio, T., Aramoto, T., Higuchi, H., Arita, T., Hanafusa, A., Omura, K., Murozono, M., Takakura, H., 1997. 15.1% highly Efficient thin film CdS/CdTe solar Cell. **Solar Energy Materials and Solar Cells, 49**: 205-212.

16. Salavei, A., Rimmaudo, I., Piccinelli, F., Romeo, A., 2013. Influence of CdTe thickness on structural and electrical properties of CdTe/CdS solar cells. **Thin Solid Films, 535**: 257–260.

17. Sinha, T., Verma, L., Khare, A., 2020. Variations in photovoltaic parameters of CdTe/CdS thin film solar cells by changing the substrate for the deposition of CdS window layer. **Applied Physics A,126**: 867.

18. Ahmed, M., Bakry, A., Shaaban, E. R., Dalir, H., 2021. Structural, electrical, and optical properties of ITO thin films and their influence on performance of CdS/CdTe thin-film solar cells. **Journal of Materials Science: Materials in Electronics, 32**:11107–11118.

19. Horsley, K., Wilks, R. G., Hanks, D., Pookpanratana, S., Blum, M., Yang, W., Paudel, N., Compaan, A., Bar, M., Weinhardt, L., Heske, C., 2012. Chemical surface and interface properties of differently stressed (Au/Cu)/CdTe/CdS thin-film solar cell structures. *38th IEEE Photovoltaic Specialists Conference*.

20. Espinós, J. P., Martín-Concepción, A. I., Mansilla, C., Yubero, F., González-Elipe, A. R., 2006. X-ray Photoelectron spectroscopy study of the nucleation processes and chemistry of CdS thin films deposited by sublimation on different solar cell substrate materials. **Journal of Vacuum Science & Technology A Vacuum Surfaces and Films, 24** (4): 919–928.

21. Boieriu, P., Sporken, R., Xin, Y., Browning, N., Sivananthan, S., 2000. Wurtzite cds on cdte grown by molecular beam epitaxy. **Journal of Electronic Materials, 29** (6): 718–722.

22. Deivanayaki, S., Jayamurugan, P., Mariappan, R., Ponnuswamy, V., 2010. Optical and structural characterization of CdTe thin films by chemical bath deposition technique. **Chalcogenide Letters, 7**: 159-163.

23. Odah, J. F., 2022. Effects of thickness, temperature and light on CdTe-based solar cells. **Journal of Optics,** 1-5.

24. Hall, R. S., Lamb, D., Irvine, S. J. C., 2021. Back contact materials used in thin-film CdTe solar cells—A review. **Energy Science & Engineering, 9** (5): 606-632.

25. Ghosh, B., Mondal, N. K., Banerjee, P., Pal, J., Das, S., 2002. A method for forming low resistance contact to p–CdTe. **IEEE Transactions on Electron Devices, 49** (12): 2352-2355.

26. Bazner, D. L., Wendt, R., Romeo, A., Zogg, H., Tiwari, A. N., 2000. A study of the back contacts on CdTe/CdS solar cells. **Thin Solid Films, 361:** 463–467.

27. Rehman, Q, Khan, A. D., Khan, A. D., Noman, M., Ali, H., Raufd A., Ahmada, M. S., 2019. Super absorption of solar energy using a plasmonic nanoparticle based CdTe solar cell. **The Royal Society of Chemistry, 9:** 34207.

28. Kusnezh, V., Il'chuk, H., Kluczyk, K., Gwóźdź, K., Petrus, R., Tsyupko, F., Biega_nski, P., Płaczek-Popko, E., 2018. Fabrication and photosensitivity of

structures based on CdS:Au nanoparticles nanocomposite. **Journal of Alloys and Compounds, 746**: 471-476

29. Shokeen, P., Jain, A., Kapoor, A., 2017. Plasmonic ZnO/p-silicon heterojunction solar cell. **Optical Materials, 67**: 32-37.

30. Rodgersi O. 2018. Metal (Ag) Nanoparticles on Thin Film CdS/CdTe Solar Cells. **Locus: The Seton Hall Journal of Undergraduate Research, 1** (10): 1-10.

31. Amalraj, P. A., Maan, A. 2019. Nanostructures for light trapping in thin film solar cells. **Micromachines, 10** (9): 619.

32. Rahmani, A., Vatankhah, S., 2017. Improving the Efficiency of Thin Film Amorphous Silicon Solar Cell by Changing the Location and Material of Plasmonic Metallic Nanostructures**. Energy Procedia, 141**: 8-12.

33. Kim, S., Suh, J., Kim, T., Hong, J., Cho, S., 2019. Plasmon-enhanced performance of CdS/CdTe solar cells using Au nanoparticles. **Optics Express, 27** (15): 22017-22024.

34. Spalatu, N., Hiie, J., Maticiuc, N., Krunks, M., Katerski, A., Mikli, V., Sildos, I., 2015. Plasmonic effect of spray-deposited Au nanoparticles on theperformance of CSS CdS/CdTe solar cells. **Applied Surface Science, 350**: 69-73.

35. Tan, H., Santbergen, R., Yang, G., Smets, A. H. M., Zeman, M., 2013. Combined Optical and Electrical Design of Plasmonic Back Reflector for High-Efficiency Thin-Film Silicon Solar Cells. **IEEE Journal of Photovoltaıcs, 3** (1): 1-6.

36. Pillai, S., Catchpole, K. R., Trupke, T., Green, M. A., 2007. Surface plasmon enhanced silicon solar cells. **Journal of Applied Physics, 101**: 1-8.

37. Guo, C. F., Sun, T., Cao, F., Liu, Q., Ren, Z., 2014. Metallic nanostructures for light trapping in energy-harvesting devices. **Light: Science & Applications,** 3: 1-12.

38. Furube, A., Hashimoto, S. 2017. Insight into plasmonic hot-electron transfer and plasmon molecular drive: new dimensions in energy conversion and nanofabrication. **NPG Asia Materials, 9:** 454.

39. Atwater, H., Polman, A. 2010. Plasmonics for improved photovoltaic devices. **Nature Materials, 9:** 205-213.

40. Derkacs, D., Lim, S. H., Matheu, P., Mar, W. and Yu, E. T., 2006. Improved performance of amorphous silicon solar cells via scattering from surface plasmon polaritons in nearby metallic nanoparticles. **Applied Physics Letters, 89**, 093103.

41. Gür, E., Baltakesmez, A., Tüzemen, S., Yenısoy, A., 2015. Improved growth quality of the ZnO thin films on Au nano-particles/p-Si, 321-324. *IEEE Regional Symposium on Micro and Nanoelectronics (RSM)*, 19-21 Ağustos, Kuala-Terengganu, Malezya.

42. Nevruzoglu, V., Altuntaş, D. B., Tomakin, M., 2020. Cold substrate method to prepare plasmonic Ag nanoparticle: deposition, characterization, application in solar cell. **Applied Physics, 126**: 255.

43. Koval, V., Yakymenko, Y., Ivashchuk, A., Dusheyko, M., Fadieiev, M., Didichenko, D., Borodinova T., 2018. Application of Au Nanoparticles for Silicon Heterojunction Solar Cells. *2018 IEEE 38th International Conference on Electronics and Nanotechnology (ELNANO).*

44. Matheu, P., Lim, S. H., Derkacs, D., McPheeters, C., and Yub E. T., 2008. Metal and dielectric nanoparticle scattering for improved optical absorption in photovoltaic devices. **Applied Physics Letters, 93:** 113108.

45. Sangnoa, R., Maityb, S., Mehtac, R.K., 2016. Plasmonic Effect due to silver nanoparticles on Silicon solar cell. **Procedia Computer Science, 92**, 549 – 553.

46. Wang, T., Zou, S., Zhu, J., Lu, Z., Sun, H., Ye, X., Fang, L., Tang, R., Su, X., 2019. Enhancing power conversion efficiency of multicrystalline silicon solar cells by plasmonic effect of Ag nanoparticles embedded in SiNx layer. **AIP Advances 9**, 025218.

47. Fan, G., Hu, J., Yang, B., Jia, L., Liu, X., Liu, S., 2017. Ag Nanoparticle Enhanced Flexible Thin-Film Silicon Solar Cells. **Journal of Nanoscience and Nanotechnology, 17**, 3689–3694.

48. Manir, M., Nevruzoglu, V., Tomakin, M. 2021. The investigation of stability of n-CdS/p-Cu_2S solar cells prepared by cold substrate method. **Semiconductor Science and Technology, 36 (3):** 1-9.

49. George, J., 1992. Preparation of Thin Films, **CRC Press,** 392 pp.

50. Iacomi, F., Purica, M., Budianu, E., Prepelita, P., Macovei, D., 2007. Structural studies on some doped cds thin films deposited by thermal evaporation. **Thin Solid Films 515** (15): 6080–6084.

51. Lee, W. J., Umana-Membreno, G. A., Dell, J., Faraone, L., 2015. Substrate heating effects on properties of CdS thin films prepared by thermal evaporation for photovoltaic Applications. 2015 *IEEE 42nd Photovoltaic Specialist Conference (PVSC), IEEE.*

52. Somorjai, G. A., Jepsen, D. W., 1964. Evaporation mechanism of CdS single crystals. II.Diffusion controlled evaporation of cadmium- and sulfur-doped CdS. **The Journal of Chemical Physics, 41** (5): 1394–1399.

53. Mahdi, M. A., Hassan, J. J., Kasim, S. J., Ng, S. S., Hassan, Z., 2014. Optical properties of cds micro/nanocrystalline structures prepared via a thermal evaporation method. **Materials Science in Semiconductor Processing, 26**: 87-92.

54. Mahmoud, S. A., Ibrahim, A. A., Riad, A. S., 2000. Physical properties of thermal coating cds thin films using a modified evaporation source. **Thin Solid Films 372** (1–2): 144–148.

55. Ho, W. J, Feng, S. K., Liu J. J., Yang, Y. C., Ho, C. H. 2018. Improving Photovoltaic Performance of Silicon Solar Cells Using a Combination of Plasmonic and Luminescent Downshifting Effects. **Applied Surface Science, 439:** 868-875.

56. Fahim, N., Ouyang, Z., Zhang, Y., Jia, B., Shi, Z., Gu, M. 2012. Efficiency enhancement of screen-printed multicrystalline silicon solar cells by integrating gold nanoparticles via a dip coating process, **Optical Materials Express 2** (2): 190-204.

57. Senthilkumar, N., Arulraj, A., Nandhakumar, E., Ganapathy, M., Vimalan, M., Potheher, I. V. 2018. Green mediated synthesis of plasmonic nanoparticle (Ag) for antireflection coating in bare mono silicon solar cell. **Journal of Materials Science: Materials in Electronics, 29**: 12744–12753.

58. Liu, Z., Xu, L., Zhang, W., Ge, Z., Xu, J., Su, W., Yu, Y., Ma, Z., Chen, K. 2015. Extended short-wavelength spectral response of organic/(silver nanoparticles/Si nanoholes nanocomposite Films) hybrid solar cells due to localized surface plasmon Resonance. **Applied Surface Science, 334:** 110-114.

59. Zhixin, L., Ling, X., Wengping, Z., Zhaoyun, G., Jun, X., Weining, S., Yao, Y., Zhongyuan, M., Kunji, C. 2015. Extended short-wavelength spectral response of organic/(silver nanoparticles/Si nanoholes nanocomposite films) hybrid solar cells due to localized surface plasmon resonance. **Applied Surface Science, 334**: 110-114.

60. Wen, J.H., Sheng, K.F., Jheng, J. L., 2017. Plasmonic effects of silver nanoparticles with various dimensions embedded and non-embedded in silicon dioxide antireflective coating on silicon solar cells. **Applied PhysicsA, 124**:1-8.

61. Nevruzoglu, V., Manir, M., Ozturk, G., 2020. Investigation of the electrical properties of Ag/n-Si schottky diode obtained by two different methods. **Journal of Ceramic Processing Research, 21** (2): 256-262.

62. Yuzuak G. D., Yuzuak E., Nevruzoglu V., Dincer I. 2019. Role of low substrate temperature deposition on Co-Fe thin films. **Applied Physics A-Materials Science & Processing, 125** (11).

63. Tomakin, M., Altunbaş, M., Bacaksiz, E., Çelik, Ş., 2012. Current transport mechanism in CdS thin films prepared by vacuum evaporation method at substrate temperatures below room temperature. **Thin Solid Films, 520**: 2532-2536.

64. Bacaksiz, E., Altunbaş, M., Yılmaz, S., Tomakin, M., Parlak, M., 2007. Effects of $CdCl_2$ treatment on properties of CdTe thin films grown by evaporation at low substrate temperatures. **Crystal Research and Technology, 42** (9): 890-894.

65. Choudhury, S. A., Nawshin, N., Chowdhury, M. H., 2017. Influence of particle shape on the efficacy of plasmonic metal nanoparticles to enhance the energy conversion efficiency of thin-film solar cells. *Proc. of the 2017 IEEE Region 10 Conference (TENCON)*, Malaysia, November 5-8.

66. Manir, M., Bal Altuntaş, D., Şeşen, Z. K., Aytemiz, G., Nevruzoglu, V., Yildizbakan, Z., 2022. Double and Investigation of Tea Bush-Based

Nanomaterials with Silver Atoms at Cryogenic Temperatures, 47-55. *2. International World Energy Conference,* Kayseri, Turkey.

67. Mallick, S., Agrawal, M., Peumans, P. 2010. Optimal light trapping in ultra-thin photonic crystal crystalline silicon solar cells. **Optics Express, 18** (6): 1-16.

68. Ameen, M., Ali, K. S., Rahman, L. M., Ali, M., Akhtaruzzaman, K., Sopiana, S., Radiman, N., Aminab, A., 2017. Computational study on the energy bandgap engineering in performance enhancement of CdTe thin film solar cells. **Results in Physics, 7:** 1066-1072.

69. Belyaev, A. P., Rubets, V. P., Kalinkin, I. P., 2003. **Materials Physics and Mechanics, 6:** 58.

70. Ogundare, O. D., Akinribide, O. J., Adetunji, A. R., Adeoye, M. O., Olubambi, P. A., 2019. Crystallite size determination of thermally deposited gold nanoparticles. **Procedia Manufacturing, 30:** 173-179.

71. Singh, A. K., Srivastava, O. N., 2015. One-step green synthesis of gold nanoparticles using black cardamom and effect of pH on its synthesis. **Nanoscale Research Letters, 10:** 353.

72. Beversluis, M. R., Bouhelier, A., Novotny, L., 2003. Continuum generation from single gold nanostructures through near-field mediated intraband transitions. **Physical Review B, 68:** 115433.

73. Khan, Z. R., Zulfequar, M., Khan, M. S., 2012. Structural, optical, photoluminescence, dielectric and electrical studies of vacuum-evaporated CdTe thin films. **Bulletin of Materials Science, 35:** 169-174.

74. Ho, W. J., Feng, S. K., Liu, J. J., Yang, Y. C., Ho, C. H., 2018. Improving photovoltaic performance of silicon solar cells using a combination of plasmonic and luminescent downshifting effects. **Applied Surface Science, 439:** 868-875.

75. Wen, J. H., Sheng, K. F., Jheng, J. L., 2017. Plasmonic effects of silver nanoparticles with various dimensions embedded and non-embedded in silicon dioxide antireflective coating on silicon solar cells. **Applied PhysicsA,124:** 1-8.

76. Fahim, N., Ouyang, Z., Zhang, Y., Jia, B., Shi, Z., Gu, M., 2012. Efficiency enhancement of screen-printed multicrystalline silicon solar cells by integrating

gold nanoparticles via a dip coating process. **Optical Materials Express, 2:** 190-204.

77. Mehmood, S., Ahmed, U., Kumar, L., Suresh, S., Hatamvand, M., Zhan, Y., Abd Rahim, N., Ahmed, W., Shakeel, M., 2022. Semiconducting metal oxides-based electrodes as the photoanodes of dye-sensitized solar cells (DSSCs). **Dye-Sensitized Solar Cells Emerging Trends and Advanced Applications**: 103-136.

78. Srinivasan, M. V., 2007. *Physics for Class XII*, National Council of Educational Research, 2007, New Delhi, 558 pp.

79. Sze, S. M., Lee, M. K., 2012. Semiconductor Devices: Physics and Technology. John Wiley & Sons, Inc., 592 pp., ISBN 978-0470-53794-7.

80. Caferov, T., 1998. Yarıiletken Fiziği 1. Yıldız Teknik Üniversitesi Basım Yayın Merkezi, İstanbul.

81. Neamen, Donald A. Semiconductor physics and devices : basic principles 4th ed., McGraw-Hill, 729 pp., ISBN 978-0-07-352958-5.

82. Pan, A., Zhu, X., 2015. Optoelectronic properties of semiconductor nanowires. Semiconductor Nanowires: Materials, Synthesis, Characterization and Applications, **Woodhead Publishing Series in Electronic and Optical Materials,** 327-363.

83. Abrikosov, N.K., Bankina, V.F., Poretskaya, L.V., Shelimova, L.E., Skudnova, E.V., 1969. AIIBVI Compounds. In: Semiconducting II–VI, IV–VI, and V–VI Compounds, **Monographs in Semiconductor Physics, Springer,** Boston, MA.

84. Bhatia, S.C., 2014. Solar photovoltaic systems. **Advanced Renewable Energy Systems,** 144-157.

85. Malik, M.A., 2013. Compound Semiconductors: Chalcogenides. **Comprehensive Inorganic Chemistry II (Second Edition) From Elements to Applications, 4:** 177-210.

86. John, B., Varadharajaperumal, S., 2022. Comprehensive review on CdTe crystals: growth, properties, and photovoltaic application. **Turkish Journal of Electrical Power and Energy Systems, 2** (2): 180-196.

87. Chuu, D. S., Dai, C. M., 1992. Quantum size effects in CdS thin films. **Physical Review B, 45:** 11805.

88. Zhai, T., Fang, X., Li, L., Bando, Y., Golberg, D., 2010. One-dimensional CdS nanostructures: synthesis, properties, and applications. **Nanoscale, 2:** 168–187.

89. Vardakas, P., Kyriazis, I.D., Kourti, M., Skaperda, Z., Tekos, F., Kouretas, D., 2022. Oxidative stress–mediated nanotoxicity: mechanisms, adverse effects, and oxidative potential of engineered nanomaterials. **Advanced Nanomaterials and Their Applications in Renewable Energy** (Second Edition), 179-218.

90. Arif, M., Farooqi, Z.H., Irfan, A., Begum, R., 2021. Gold nanoparticles and polymer microgels: Last five years of their happy and successful marriage. **Journal of Molecular Liquids, 336:** 116270.

91. Huang, X., Jain, P.K., El-Sayed, I.H., El-Sayed, M.A., 2008. Plasmonic photothermal therapy (PPTT) using gold nanoparticles. **Lasers in Medical Science, 23:** 217-228.

92. Wood, R. W., 2009. On a remarkable case of uneven distribution of light in a diffraction grating spectrum. **The London, Edinburgh, and Dublin Philosophical Magazine and Journal of Science, 4** (21): 396–402.

93. Scaiano, J. C., Stamplecoskie, K. G., Hallett-Tapley, G. L., 2012. Photochemical Norrish type I reaction as a tool for metal nanoparticle synthesis: importance of proton coupled electron transfer. **Chemical Communications, 48**: 4798-4808.

94. Au Nanoparçacıklarda SPR etkisi. SPR olayını gerçekleşme süreci. (Web Sayfası: http://www.kinetics.nsc.ru/images/News/MFD_NE_VSE_ZOLOTO_GORIT.pdf), (Erişim Tarihi: 15.01.2023).

95. Kneipp, K., 2007. Surface-enhanced Raman scattering. **Physics Today, 60** (11): 40.

96. Stockman, M. I., 2011. Nanoplasmonics: The physics behind the applications. **Physics Today, 64**: 39.

97. Leuthold, J., Hoessbacher, C., Muehlbrandt, S., Melikyan, A., Kohl, M., Koos, C., Freude, W., Dolores-Calzadilla, V., Smit, M., Suarez, I., Martínez-Pastor, J.,

Fitrakis, E. P., Tomkos, I., 2013. Plasmonic communications: Light on a wire. **Optic and Photonics News, 24**: 28-35.

98. Tittl, A., Giessen, H., Liu, N., 2014. Plasmonic gas and chemical sensing. **Nanophotonics, 3**: 157.

99. Ndukaife, J. C., Kildishev, A. V., Nnanna, A. G. A., Shalaev, V. M., Wereley, S. T., Boltasseva, A., 2015. Long-range and rapid transport of individual nano-objects by a hybrid electrothermoplasmonic nanotweezer. **Nature Nanotechnology, 11**: 53-59.

100. Gaponenko, S. V., 2002. Effects of photon density of states on Raman scattering in mesoscopic structures. **Physical Review B, 65** (14): 140303.

101. Zhang, D., Yang, X., Hong, X.K., Liu, Y., Feng, J., 2014. Aluminum nanoparticles enhanced light absorption in silicon solar cell by surface plasmon resonance. **Optical and Quantum Electronics, 47**: 1421-1427.

102. Mertz, J., 2000. Radiative absorption, fluorescence, and scattering of a classical dipole near a lossless interface: A unified description. **Journal of the Optical Society of America B-Optical Physics,** 17.

103. Spinelli, P., Polman, A., 2012. Prospects of near-field plasmonic absorption enhancement in semiconductor materials using embedded Ag nanoparticles. **Optics Express, 20** (5): 641-654.

104. Clavero, C., 2014. Plasmon-induced hot-electron generation at nanoparticle/metal-oxide interfaces for photovoltaic and photocatalytic devices. **Nature Photonics, 8**: 95-103.

105. Van der Pauw Yöntemi. (Web Sayfası:https://download.tek.com/document/1KW-606411_van_der_Pauw_Resistivity_Hall_Voltage_4200A-SCS_Application_Note_092419.pdf), (Erişim Tarihi: 20.05.2024).

106. Van der Pauw Tekniği Şematik Gösterimi. (Web Sayfası: https://www.nist.gov/image-20803), (Erişim Tarihi: 25.05.2024).

107. Schroder, D. K., 1998. Semiconductor Materials and Device Characterization, John Wiley and Sons, New York.

108. Sönmezoğlu, S., Koç, M., Akın, S., 2015. İnce film üretim teknikleri. **Erciyes Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Dergisi, 28** (5): 389-401.

109. Aslan, N., Aksakal, B., Dikici, B., Sinirlioglu, Z.A., 2022. Graphene reinforced hybrid-bioceramic coatings on porous-Ti6Al4V for biomedical applications: morphology, corrosion resistance, and cell viability. **Journal of Material Science, 57**: 16858.

110. Ahuir-Torres, J.I., 2023. Microscopy techniques to analyse the characteristics of the metallic materials. **Journal of Materials and Electronic Devices, 1**: 33-53.

111. Wasa, K., Kitabatake, M., Adachi, H., 2004. Thin film materials technology: sputtering of control compound materials. Springer Science & Business Media.

112. Arunkumar, P., Kuanr, S.K., Babu, K.S., 2015. Thin film: deposition, growth aspects, and characterization. In: Babu Krishna Moorthy, S. (Ed.), Thin Film Structures in Energy Applications. Springer, Cham.

113. Baptista, A., Silva, F., Porteiro, J., Míguez, J., Pinto, G., 2018. Sputtering physical vapour deposition (PVD) coatings: A critical review on process improvement and market trend demands. **Coatings, 8**: 402.

114. Urbina, M., vd., 2018. The theologies and strategies for the development of novel material systems and coatings for applications in extreme environments: a critical review. **Manufacturing Review, 5**: 9.

115. Mattox, D., 2004. The Foundations of Vacuum Coating Technology. Springer Publishing, Berlin, Germany.

116. Tyagi, P., Johan, M.R., Bin Johan, M.R., 2022. Titanium dioxide/graphene composites for dye-sensitized solar cell applications. **Green Sustainable Processing Chemistry Environmental Engineering Science, 2022**: 313-339.

117. Njema, G.G., Kibet, J.K., 2022. A review of the technological advances in the design of highly efficient perovskite solar cells. **Hindawi International Journal of Photoenergy, 2023**: 3801813, 35.

118. Nevruzoglu, V., Tomakin, M., Manir, M., Demir, S., Beris, F., Cetin, A., 2023. Enhancing label-free biosensing with cryogenic temperature-induced plasmonic structures. **Plasmonics, 18**: 2437-2445.

119. Altuntas, M., Beris, F. S., Nevruzoglu, V., Karan, Y., Kanat, A., Tomakin, M., (2023). Deposition and characterization of the Ag nanoparticles on absorbable surgical sutures at the cryogenic temperatures. **Applied Physics A: Materials Science and Processing, 129:** 128-138.

120. Schmitz, J., 2018. Thin film deposition techniques and characterization: An overview. **Surface Coating Technology, 334**: 420–427.

121. Belyaev, A.P., Rubets, V.P., 2001. **Semiconductors, 35**: 1019–1024.

122. Mukherjee, S., Gall, D., 2013. Structure zone model for extreme shadowing conditions. **Thin Solid Films, 527**: 158-163.

123. Surek, T., 2005. Crystal growth and materials research in photovoltaics: progress and challenges. **Journal of Crystal Growth, 275**: 292-304.

124. Mathur, A.S., Singh, B.P., 2020. Study of effect of defects on CdS/CdTe heterojunction solar cell. **Optik, 212**: 164717.

125. Green, M.A., Dunlop, E.D., Hohl-Ebinger, J., Yoshita, M., Kopidakis, N., Ho-Baillie, A.W.Y., 2020. Solar Cell Efficiency Table Guide. **Progress in Photovoltaic Research and Applications, 28**: 3-15.

126. Moon, M.M.A., Rahman, M.F., Kamruzzaman, M., Hossain, J., Ismail, A.B.M., 2021. Unveiling the prospect of a novel chemical route for synthesizing solution-processed CdS/CdTe thin-film solar cells. **Energy Reports, 7**: 1742-1756.

127. Li, H., Liu, X., 2015. Improved performance of CdTe solar cells with CdS treatment. **Solar Energy, 115**: 603-612.

128. Nieto-Zepeda, K.E., Guillén-Cervantes, A., Rodríguez-Rosales, K., Santos-Cruz, J., Santos-Cruz, D., de la Olvera, M., Zelaya-Ángel, O., Santoyo-Salazar, J., Hernández-Hernández, L.A., Contreras-Puente, G., 2017. Effect of the sulfur and fluorine concentration on physical properties of CdS films grown by chemical bath deposition. **Results in Physics, 7**: 1971–1975.

129. Tinedert, I.E., Pezzimenti, F., Megherbi, M.L., Saadoune, A., 2020. Design and simulation of a high efficiency CdS/CdTe solar cell. **Optik, 208**: 164112.

130. Paudel, N.R., Wieland, K.A., Young, M., Asher, S., Compaan, A.D., 2014. Stability of sub-micron-thick CdTe solar cells. **Progress in Photovoltaics, 22**: 107–114.

131. Plotnikov, V., Liu, X., Paudel, N., Kwon, D., Wieland, K.A., Compaan, A.D., 2011. Thin-film CdTe cells: Reducing the CdTe. **Thin Solid Film, 519**: 7134–7137.

132. Kim, S., Patel, M., Youn, S.M., Kim, Y., Lee, K., Kim, J., 2023. Color-tunable transparent photovoltaics for onsite power production under sunlight and indoor light. **Materials Today Energy, 31**: 101203.

133. Gutierrez, Z.-B.K., Zayas-Bazán, P.G., De Melo, O., De Moure-Flores, F., Andraca-Adame, J.A., Moreno-Ruiz, L.A., Martínez-Gutiérrez, H., Gallardo, S., Sastré-Hernández, J., Contreras-Puente, G., 2018. CdS/CdTe heterostructures for applications in ultra-thin solar cells. **Materials, 11**: 1788.

134. Krishnakumar, V., Han, J., Klein, A., Jaegermann, W., 2011. CdTe thin film solar cells with reduced CdS film thickness. **Thin Solid Film, 519**: 7138-7141.

135. Kosyachenko, L., Rugescu, R. D. (Ed.), 2010. Efficiency of Thin-Film CdS/CdTe Solar Cells. Solar Energy, ISBN: 978-953-307-052-0, **InTech**.

136. Shaaban, E.R., Osman, M.A.A., Osman, A., Sayed, M.M., Aly, K.I., 2022. Influential role of CdS film thickness in improving CdS/CdTe junction performance for solar cells: structural, optical, and electrical characterizations. **Journal of Materials Science: Materials in Electronics, 33**: 4051-4063.

137. Takamoto, T., Agui, T., Kurita, H., Ohmori, M., 1997. Improved junction formation procedure for low temperature deposited CdS/CdTe solar cells. **Solar Energy Materials and Solar Cells, 49**: 219-225.

138. Naderi, E., Nanavati, S., Majumder, C., Ghaisas, S. V. 2015. Diffusion of Cd and Te adatoms on CdTe(111) surfaces: A computational study using density functional theory. **AIP Advances**, **5**: 017134.

139. Keeble, D. J., Major, J. D., Ravelli, L., Egger, W. Durose, K. 2011. Vacancy defects in CdTe thin films. **Physical Review B, 84**: 174122.

140. Ye, F., Burns, M., Naughton, M.J., 2011. Embedded metallic nanopatterns for enhanced optical absorption. In: Proceedings of SPIE, Next Generation (Nano) Photonic and Cell Technologies for Solar Energy Conversion II, 8111: 1-7, Sept 2011, 811103.

141. Lee, J.Y., Peumans, P., 2010. The origin of enhanced optical absorption in solar cells with metal nanoparticles embedded in the active layer. **Optics Express, 18**: 10078–10087.

142. Wang, E., White, T.P., Catchpole, K.R., 2012. Resonant enhancement of dielectric and metal nanoparticle arrays for light trapping in solar cells. **Optics Express, 20:** 13226–13237.

143. Rusu, M., Salaoru, I., Popa, M.E., Rusu, G.I., 2004. On the optical characteristics of CdS thin films deposited by quasi-closed volume technique. **International Journal of Modern Physics B, 18**:09, 1287-1297.

144. Rusu, G.G., 2001. On the electrical and optical properties of nanocrystalline CdTe thin films. **Journal of Optoelectronics and Advanced Materials, 3** (4): 861-866.

145. Trabelsi, G., Chandekar, K.V., Alkallas, F.H., Ashraf, I.M., Hakami, J., Shkir, M., Kaushik, A., AlFaify, S., 2022. A comprehensive study on Co-doped CdS nanostructured films fit for optoelectronic applications. **Journal of Materials Research and Technology, 21**: 3982-4001.

146. Survase, S., Thakurdesai, M., Rao, A., 2015. Role of substrate temperature on nanocrystallisation of CdTe thin films. **Chalcogenide Letters, 12**: 407-414.

147. Velumani, S., Mathew, X., Sebastian, P.J., Narayandass, S.K., Mangalaraj, D., 2003. **Solar Energy Materials and Solar Cells, 76**: 347.

148. Jaya, R.P., 2020. Porous concrete pavement containing nanosilica from black rice husk ash. **New Materials in Civil Engineering**, 493-527.

149. Farré, M., Barceló, D., 2012. Chapter 1 - Introduction to the analysis and risk of nanomaterials in environmental and food samples. **Comprehensive Analytical Chemistry, 59**, 1-32.

150. Ju-Nam, Y., Lead, J.R., 2008. Manufactured nanoparticles: an overview of their chemistry, interactions and potential environmental implications. **Science of The Total Environment, 400** (1-3): 396-414.

151. Heavens, O.S., 1991. *Optical Properties of Thin Solid Films*. **Dover Publications**.

152. Green, M.A., 2008. Thin-film solar cells: review of materials, technologies and commercial status. **Journal of Materials Science: Materials in Electronics, 18** (1): 15-19.

153. Swanepoel, R., 1983. Determination of the thickness and optical constants of amorphous silicon. **Journal of Physics E: Scientific Instruments, 16** (12): 1214–1222.

154. Tauc, J., 1968. Optical properties and electronic structure of amorphous Ge and Si. **Materials Research Bulletin, 3** (1): 37-46.

155. Bayazıt, T., Güner, S. B., Tomakin, M., 2023. Changing the conductivity type of ultrasonically sprayed ZnO thin films: comparison of the effects of Li, N, and B dopants. **Journal of Materials Science: Materials in Electronics, 34**: 1-16.

156. Abdel-Aal, S.K., Abdel-Rahman, A.S., 2019. Fascinating Physical Properties of 2D Hybrid Perovskite [(NH3)(CH2)7(NH3)]CuClxBr4−x, x = 0, 2 and 4. **Journal of Electronic Materials, 48**, 1686-1693.

157. Mitrić, J., 2022. Properties and characterization of rare-earth-activated phosphors. **Rare-Earth-Activated Phosphors: Chemistry and Applications**, 43-58.

158. Kresse, G., Furthmüller, J., 1996. Efficiency of Ab-Initio Total Energy Calculations for Metals and Semiconductors Using a Plane-Wave Basis Set. **Computational Materials Science, 6**, 15-50.

159. Kresse, G., Hafner, J., 1993. Ab Initio Molecular Dynamics for Liquid Metals. **Physical Review B, 47**: 558–561.

160. Ferreira, L. G., Marques, M., Teles, L. K., 2008. Approximation to density functional theory for the calculation of band gaps of semiconductors. **Physical Review B, 78**: 125116.

161. Mao, G.-Q., Yan, Z.-Y., Xue, K.-H., Ai, Z., Yang, S., Cui, H., Yuan, J.-H., Ren, T.-L., Miao, X., 2022. DFT-1/2 and shell DFT-1/2 methods: electronic structure

calculation for semiconductors at LDA complexity. **Journal of Physics: Condensed Matter, 34**: 403001.

162. Pochareddy, S. A., Nicholson, A. P., Thiyagarajan, A., et al., 2021. Structural and electronic calculations of CdTe using DFT: Exchange–correlation functionals and DFT-1/2 corrections. **Journal of Electronic Materials, 50:** 2216–2222.

163. Li, S., Peng, Z., Zheng, J., Pan, F., 2017. Optimizing CdTe–metal interfaces for high performance solar cells. **Journal of Materials Chemistry A, 5**: 7118-7124.

164. Williams, M. G., Tomlinson, R. D., Hampshire, M. J., 1969. X-ray determination of the lattice parameters and thermal expansion of cadmium telluride in the temperature range 20–420°C. **Solid State Communications, 7** (24): 1831-1832.

165. Neville, R. C., 1995. Solar energy conversion. Elsevier Science, 2. Baskı, 426s., 325-378. ISBN: 978-0444-898-180.

166. Gaewdang, T., Wongcharoen, N., Siribuddhaiwon, P., Promros, N., 2008. Influence of substrate temperature on some properties of close-spacing thermally evaporated CdTe thin films. **Advanced Material Research., 55-57**: 881-884.

167. Dinga, C., Minga, Z., Li, B., Fenga, L., Wub, J., 2013. Preparation and characterization of pulsed laser deposited CdTe thin films at higher FTO substrate temperature and in Ar + O2 atm. **Material Science and Engineering B, 178** (11): 801–806.

168. Çiriş, A., Basol, B. M., Atasoy, Y., Karaca, A., Kuckomeroglu, T., Tomakin, M., Bacaksız, E., 2021. Deposition of CdSeTe alloys using CdTe-CdSe mixed powder source material in a close-space sublimation process. **Journal of Materials Science: Materials in Electronics, 32** (7): 9685-9693.

169. Manimozhi, T., Ramamurthi, K., Sinthiya, M. K., Bhuvanaswari, P. A., Ramraj, R., 2015. Effect of substrate temperature on the properties of nanocrystalline CdTe thin films coated by electron beam evaporation technique. **International Journal of ChemTech Research, 7**: 950–957.

170. Begam, M. R., Rao, N. M., Shaik, K., Muthusamy, S., Narayananellore, S. K., Munusamy, K., 2013. Effect of substrate temperature on structural and optical

properties of nanocrystalline CdTe thin films deposited by electron beam evaporation. **Journal of Nano- and Electronic Physics, 5**: 03019.

171. Freund, L. B., Suresh, S., 2003. Thin film materials: Stress, defect formation and surface evolution. Cambridge University Press.

172. Ramadan, A. A., Mongy, A., Farag, I. S., El-Shabiny, A. M., Radwan, F. A., İsmail, H. I., Hashem, H. M., 2003. Thickness-dependence of stoichiometry and microstructure characteristics in correlation with conductivity type of CdTe films. **Thin Solid Films, 423**: 146.

173. Kumari, S., Suthar, D., Himanshu, Kumari, N., Dhaka, M. S., 2023. Understanding grain growth mechanism in vacuum evaporated CdTe thin films by different halide treatments: An evolution of ion size impact on physical properties for solar cell applications. **Comments on Inorganic Chemistry, 43** (6): 429-464.

174. Ashith, V. K., Priya, K., Rao, G. K., 2023. Effect of thickness on structural, electrical, and spectral response properties of thermal evaporated CdTe films. **Indian Journal of Physics, 97**: 1407-1416.

175. Scarpulla, M. A., McCandless, B., Phillips, A. B., Yan, Y., Heben, M. J., 2023. CdTe-based thin film photovoltaics: Recent advances, current challenges and future prospects. **Solar Energy Materials and Solar Cells, 255**: 1-28.

176. Kumarasinghe, P. K. K., Dissanayake, A., Pemasiri, B. M. K., Dassanayake, B. S., 2017. Effect of post deposition heat treatment on microstructure parameters, optical constants and composition of thermally evaporated CdTe thin films. **Material Science in Semiconductor Processing, 58**: 51-60.

177. Sarf, F., Yakar, E., Karaduman, E., 2024. Thin films-Growth, characterization and electrochemical applications. IntechOpen.

178. Venables, J. A., 2000. Introduction to surface and thin film processes. Cambridge University Press: Cambridge.

179. Panaitescu, A.-M., Antohe, I., Locovei, C., Iftimie, S., Antohe, S., Piraux, L., Suchea, M. P., Antohe, V.-A., 2022. Effect of the cadmium telluride deposition

technique on the covering degree of electrodes based on copper nanowire arrays. **Applied Science, 12**: 7808.

180. De Moure-Flores, F., Quiñones-Galván, J. G., Guillén-Cervantes, A., Arias-Cerón, J. S., Hernández-Hernández, A., Santoyo-Salazar, J., Santos-Cruz, J., Mayén-Hernández, S. A., De la L Olvera, M., Mendoza-Álvarez, J. G., Meléndez-Lira, M., Contreras-Puente, G., 2014. CdTe thin films grown by pulsed laser deposition using powder as target: Effect of substrate temperature. **Journal of Crystal Growth, 386**: 27–31.

181. Camacho-Espinosa, E., Mis-Fernández, R., Loeza-Poot, M., Bartolo-Pérez, P., Peña, J. L., 2024. Band gap analysis for nanometric sputtered CdTe and CdS films. **Material Science and Engineering B, 303**: 1-9.

182. Onodera, C., Ekawa, M., Taguti, T., 1990. Effect of H_2 heat-treatment of excitonic emission in MOCVD-grown CdTe films on (100) GaAs substrates. **Journal of Crystal Growth, 99** (1-4): 459-463.

183. Takahashi, M., Todorobaru, M., Wakita, K., Uosaki, K., 2002. Heteroepitaxial growth of CdTe on a p-Si(111) substrate by pulsed-light-assisted electrodeposition. **Applied Physics Letters, 80** (12): 2117-2119.

184. Tetyorkin, V. V., Sukach, A. V., Stariy, S. V., Boiko, V. A., 2012. Photoluminescence studies of CdTe polycrystalline films. J. Semicond. Phys. Quantum Electron. **Optoelectronics, 15** (4): 340.

185. Spalatu, N., Hiie, J., Mikli, V., Krunks, M., Valdna, V., Maticiuc, N., Raadik, T., Caraman, M., 2015. Effect of $CdCl_2$ annealing treatment on structural and optoelectronic properties of close spaced sublimation CdTe/CdS thin film solar cells vs deposition conditions. **Thin Solid Films, 582**: 128–133.

186. Çiriş, A., Atasoy, Y., Tomakin, M., Karaca, A., Küçükömeroğlu, T., Bacaksız, E., 2024. Impact of CdSeTe and CdSe film deposition parameter on the properties of CdSeTe/CdTe absorber structure for solar cell applications. **Semiconductor Science and Technology, 39** (2): 1-13.

187. Song, S. H., Wang, J. F., Isshiki, M., 2003. Cd-vacancy-related excitonic emission in CdTe. **Journal of Crystal Growth, 257** (3): 231-236.

188. Van Gheluwe, J., Versluys, J., Poelman, D., Clauws, P., 2005. Photoluminescence study of polycrystalline CdS/CdTe thin film solar cells. **Thin Solid Films, 480-481**: 264-268.

189. Grecu, D., Compaan, A. D., Young, D., Jayamaha, U., Rose, D. H., 2000. Photoluminescence of Cu-doped CdTe and related stability issues in CdS/CdTe solar cells. **Journal of Applied Physics, 88** (5): 2490-2496.

190. Hernández-Fenollosa, M. A., Halliday, D. P., Durose, K., Campo, M. D., Beier, J., 2003. Photoluminescence studies of CdS/CdTe solar cells treated with oxygen. **Thin Solid Films, 431-432**: 176-180.

191. Pal, U., Samanta, D., Ghorai, S., Chaudhuri, A. K., 1993. Optical constants of vacuum evaporated polycrystalline cadmium selenide thin films. **Journal of Applied Physics, 74:** 6368-6374.

192. Ren, A., Liu, C., Gao, W., Wang, F., Liu, Y., Wu, L., Wang, W., Li, W., Zhang, J., Feng, L., 2015. Characterization and annealing of CdTe thin film prepared by vapor transport deposition. **Chalcogenide Letters, 12**: 555–567.

193. Grover, R., Srivastava, R., Saxena, K., 2022. Luminescence studies in cadmium telluride nanocrystals grown on glass substrates. **RSC Advances, 12**: 26596.

194. Sathyamoorthy, R., Chandramohan, S., Sudhagar, P., Kanjilal, D., Kabiraj, D., Asokan, K., 2006. Structural and photoluminescence properties of swift heavy ion irradiated CdS thin films. **Solar Energy Materials and Solar Cells, 90**: 2297-2304.

195. Kumar, S., Sharma, J., 2016. Stable phase CdS nanoparticles for optoelectronics: A study on surface morphology, structural and optical characterization. **Materials Science-Poland, 34** (2): 368-373.

196. Kim, J., Sekiya, T., Miyokawa, N., Watanabe, N., Kimoto, K., Ide, K., Toda, Y., Ueda, S., Ohashi, N., Hiramatsu, H., Hosono, H., Kamiya, T., 2017. Conversion of an ultra-wide bandgap amorphous oxide insulator to a semiconductor. **NPG Asia Materials, 9**: 359.

197. Meena, V. S., Saini, A. K., Rana, D. K., Mehat, M. S., 2022. Synthesis and characterization of thermally-evaporated CdS thin-films. **Materials Today: Proceedings, 67**: 643-647.

198. Kale, S. M., Bagad, K. N., Pathak, S. P., Bhavsar, D. S., 2018. Growth and characterizations of CdS thin films grown by thermal evaporation technique. **International Journal of Research and Scientific Innovation (IJRSI), 3** (2016): 2321-2705.

199. Kulkarni, R., Pawbake, A., Waykar, R., Jadhawar, A., Borate, H., Aher, R., Bhorde, A., Nair, S., Sharma, P., Jadkar, S., 2022. Single crystal, high band gap CdS thin films grown by RF magnetron sputtering in argon atmosphere for solar cell applications. **Journal of Nano- and Electronic Physics, 10** (3): 03005.

200. Novruzov, V. D., Fathi, N. M., Gorur, O., Tomakin, M., Bayramov, A. I., Schorr, S., Mamedov, N., 2010. CdTe thin film solar cells prepared by a low-temperature deposition method. **Physica Status Solidi (A), 207**: 730-733.

201. Lakmal, A. A. I., Kumarasinghe, R. K. K. G. R. G., Seneviratne, V. A., 2022. Effect of CdS layer thickness on thermally evaporated-CdS/CdTe solar cell efficiency. **Journal of Materials Science: Materials in Electronics, 33**: 15627-15637.

202. Tomakin, M., Altunbas, M., Bacaksız, E., Polat, İ., 2011. Preparation and characterization of new window material CdS thin films at low substrate temperature (<300 K) with vacuum deposition. **Materials Science in Semiconductor Processing, 14:** 120-127.

203. Paudel, N. R., Yan, Y., 2013. High-efficiency CdS/CdTe solar cells on commercial SnO_2:F coated soda-lime glass substrates. *2013 IEEE 39th Photovoltaic Specialists Conference (PVSC) PART 2*, Tampa, FL, USA, pp. 055-060.

204. Moualkia, H., Hariech, S., Aida, M. S., 2009. Structural and optical properties of CdS thin films grown by chemical bath deposition. **Thin Solid Films, 518** (4): 1259-1262.

205. Lo, Y. S., Choubey, R. K., Yu, W. C., Hsu, W. T., Lan, C. W., 2011. Shallow bath chemical deposition of CdS thin film. **Thin Solid Films, 520** (1): 217-223.

206. Lo, Y. S., Choubey, R. K., Yu, W. C., Hsu, W. T., Lan, C. W., 2011. Shallow bath chemical deposition of CdS thin film**. Thin Solid Films, 520** (1): 217-223.

207. Khatter, J., Chauhan, R. P., 2020. Effect of temperature on properties of cadmium sulfide nanostructures synthesized by solvothermal method. **Journal of Materials Science: Materials in Electronics, 31**: 2676-2685.

208. Makhdoumi-Kakhaki, Z., Youzbashi, A., Sangpour, P., Naderi, N., Kazemzadeh, A., 2016. Effects of film thickness and stoichiometry on the electrical, optical and photodetector properties of CdS quantum dots thin films deposited by chemical bath deposition method at different bath temperatures. **Journal of Materials Science: Materials in Electronics, 27**: 12931-12939.

209. Rondiya, S., Rokade, B., Gabhale, S., Pandharkar, M., Chaudhari, A., Date, M., Chaudhary, M., Pathan c, H., Jadkar, S., 2017. Effect of bath temperature on optical and morphology properties of CdS thin films grown by chemical bath deposition. **Energy Procedia, 110**: 202-209.

210. Dasa, N. K., Chakrabartty, J., Farhad, S. F. U., Sen Gupta, A. K., Ikball Ahmed, E. M. K., Rahman, K. S., Wafie, A., Alkahtanie, A. A., Matin, M. A., Amine, N., 2020. Effect of substrate temperature on the properties of RF sputtered CdS thin films for solar cell applications. **Results Physicys, 17**: 103132.

211. Thambidurai, M., Muthukumarasamy, N., Agilan, S., Murugan, N., Vasantha, S., Balasundaraprabhu, R., Senthil, T. S., 2010. Strong quantum confinement effect in nanocrystalline CdS. **Journal of Material Science, 45**: 3254–3258.

212. Ortuño-López, M. B., Sotelo-Lerma, M., Mendoza-Galván, A., Ramírez-Bon, R., 2004. Optical band gap tuning and study of strain in CdS thin films. **Vacuum, 76**: 181-184.

213. Jinesh, K. B., Wilson, K. C., Thampi, S. V., Kartha, C. Sudha, Vijayakumar, K. P., Abe, T., Kashiwaba, Y., 2003. How quantum confinement comes in chemically deposited CdS?-A detailed XPS investigation. **Physica E: Low-dimensional Systems and Nanostructures, 19:** 303-308.

214. Petrov, D., Santos, B. S., Pereira, G. A. L., De Mello Donega, C., 2002. Size and Band-Gap Dependences of the First Hyperpolarizability of CdxZn1-xS Nanocrystals. **Journal of Physical Chemistry B, 106** (21): 5325-5334.

215. Lee, S., Lee, E. S., Kim, T. Y., Cho, J. S., Eo, Y. J., Yun, J. H., Cho, A., 2015. Effect of annealing treatment on CdS/CIGS thin film solar cells depending on different CdS deposition temperatures. **Solar Energy Materials and Solar Cells, 141**, 299-308.

216. Bertman, E., Morenza, J. L., Esteve, J., 1985. Dependence of transport parameters on thickness in polycrystalline CdS thin films. **Thin Solid Films, 123**, 297.

217. Singh, V., Singh, B. P., Sharma, T. P., Tyagi, R. C., 2002. Effect of ambient hydrogen sulphide on the optical properties of evaporated cadmium sulphide films. **Optical Materials, 20**, 171-175.

218. Shkir, M., Alshahrani, T., 2023. Engineering the physical properties of CdS thin films through incorporation of Fe dopant for photodetector applications. **Journal of Physics and Chemistry of Solids, 177**, 111282.

219. Palafox, A., Romero-Paredes, G., Maldonado, A., Asomoza, R., Acosta, D. R., Palacios-Gomez, J., 1998. Physical properties of CdS and CdS:In thin films obtained by chemical spray over different substrates. **Solar Energy Materials and Solar Cells, 55**, 31–41.

220. Shkir, M., Ashraf, I. M., Khan, A., Khan, M. T., El-Toni, A. M., Al-Faify, S., 2020. A facile spray pyrolysis fabrication of Sm:CdS thin films for high-performance photodetector applications. **Sensors and Actuators A: Physical, 306**, 111952.

221. Çiriş, A., Başol, B. M., Yılmaz, S., Atasoy, Y., Tomakin, M., Küçükömeroğlu, T., Bacaksız, E., 2019. Alloying and phase transformation in CdS/CdSe bilayers annealed with or without $CdCl_2$. **Materials Science in Semiconductor Processing, 91**, 90-96.

222. Yılmaz, S., Tomakin, M., Polat, İ., Bacaksız, E., 2023. Facile synthesis and characterization of CdS thin films doped by yttrium atoms. **Applied Physics A, 129**, 579.

223. Dulkeith, E., Niedereichholz, T., Klar, T. A., Feldmann, J., von Plessen, G., Gittins, D. I., Mayya, K. S., Caruso, F., 2004. Plasmon emission in photoexcited gold nanoparticles. **Physical Review B, 70**, 205424.

224. Amran, T. S. T., Hashim, M. R., Al-Obaidi, N. K. A., et al., 2013. Optical absorption and photoluminescence studies of gold nanoparticles deposited on porous silicon. **Nanoscale Research Letters, 8**, 35.

225. Yorulmaz, M., Khatua, S., Zijlstra, P., Gaiduk, A., Orrit, M., 2012. Luminescence quantum yield of single gold nanorods. **Nano Letters, 12**, 4385–4391.

226. Noginov, M. A., Zhu, G., Gavrilenko, V. I., 2007. Sensitized nonlinear emission of gold nanoparticles. **Optics Express, 15**, 15648–15655.

227. Alluhaybi, H. A., Ghoshal, S. K., Alsobhi, B. O., Wan Shamsuri, W. N., 2019. Visible photoluminescence from gold nanoparticles: A basic insight. **Optik, 192**, 162936.

228. Desarkar, H. S., Kumbhakar, P., Mitra, A. K., 2012. Linear optical absorption and photoluminescence emission properties of gold nanoparticles prepared by laser ablation technique. **Applied Physics A, 108**, 81-89.

229. Gao, N., Chen, Y., Li, L., Guan, Z., Zhao, T., Zhou, N., Yuan, P., Yao, Q. S., Xu, Q. H., 2014. Shape-dependent two-photon photoluminescence of single gold nanoparticles. **Journal of Physical Chemistry C, 118,** 13904–13911.

230. Lozada-Morales, R., Zelaya-Angel, O. (1996). Photoluminescence analysis of CdS thin films under phase transition. **Thin Solid Films, 386,** 281-282.

231. Hariech, S., Bougrida, J., Belmahi, M., Medjahdi, G., Aida, M. S., Zertal, A. (2022). Study of structural and optical properties of CdS thin films depending on chemical deposition time. **Bulletin of Materials Science, 45**, 78.

232. Narayanam, P. K., Soni, P., Mohanta, P., Srinivasa, R. S., Talwar, S. S., Major, S. S. (2013). Effect of heat treatment on the photoluminescence of CdS nanocrystallites in cadmium-rich organic Langmuir Blodgett matrix. **Materials Chemistry and Physics, 139**, 196.

233. Ramaiah, K. S., Pilkington, R. D., Hill, A. E., Tomlinson, R. D., Bhatnagar, A. K. (2001). Structural and optical investigations on CdS thin films grown by chemical bath technique. **Materials Chemistry and Physics, 68**, 22-30.

ÖZGEÇMİŞ

KİŞİSEL BİLGİLER

Adı Soyadı: Melih MANIR
Uyruğu: Türkiye (T.C)
Doğum Tarihi ve Yeri:
Medeni Durum:
e-mail:
Yazışma Adresi:

EĞİTİM

Derece	Kurum	Mezuniyet Tarihi
Yüksek Lisans	Recep Tayyip Erdoğan Üniversitesi, Enerji Sistemleri Mühendisliği	2020
Lisans (Çift anadal)	Süleyman Demirel Üniversitesi, Çevre Mühendisliği	2018
Lisans	Süleyman Demirel Üniversitesi, Enerji Sistemleri Mühendisliği	2017
Lise	Şehit Murat Tuzsuz Anadolu Teknik Lisesi, Eskişehir	2012

İŞ DENEYİMLERİ

Yıl	Kurum	Görev
2019-Halen	Recep Tayyip Erdoğan Üniversitesi, Mühendislik ve Mimarlık Fakültesi, Enerji Sistemleri Mühendisliği Bölümü	Araştırma Görevlisi

YABANCI DİL

İngilizce

YAYINLAR

SCI İndeksine Giren Dergilerde Yayınlanan Makaleler

1. **Manır, M.,** Genç, G., Nevruzoğlu, V., Tomakin, M., (2025). Optimizing CdS thin flms as optical windows in solar cells: A comparative study of cryogenic and classical techniques. *Applied Physics A: Materials Science and Processing*, 131, ss 1-17.

2. **Manır, M.,** Genç, G., Nevruzoğlu, V., Tomakin, M., Şensoy, M. G. (2025). Fabrication and Characterization of CdTe Thin Films: Insights intoClassical and Cryogenic Fabrication Techniques. *Acs Omega*, 10, ss 6567--6577.

3. **Manır, M.,** Genç, G., Nevruzoğlu, V., Tomakin, M., Çetin, A. E. (2025). Fabrication of Gold Thin Films on Cooled Glass Substrates. *Plasmonics*, *20*, ss 521-531.

4. Nevruzoglu, V., Tomakin, **M., Manir,** M., Demir, S., Beris, F., Cetin, A. (2023). Enhancing Label-Free Biosensing with Cryogenic Temperature-Induced Plasmonic Structures. *Plasmonics, 18*(6), ss 2437-2445.

5. **Manır, M.,** Nevruzoğlu, V., Tomakin, M. (2021). The investigation of stability of n-CdS/p-Cu2S solar cells prepared by cold substrate method. *Semiconductor Science and Technology, 36*(3).

6. Nevruzoglu, V., **Manir, M.,** Ozturk, G. (2020). Investigation of the electrical properties of Ag/n-Si schottky diode obtained by two different methods. *Journal of Ceramic Processing Research, 21*(2), ss 256-262.

Diğer Dergilerde Yayınlanan Makaleler

1. Kanmaz, İ., Tomakin, M., Aytemız, G., **Manır, M.,** Nevruzoğlu, V. (2024). Influence of Thermal Annealing on the Band-Gap of TiO_2 Thin Films Produced by the Sol-Gel Method. *Recep Tayyip Erdoğan Üniversitesi Fen ve Mühendislik Bilimleri Dergisi, 5*(1), ss 49-56.

2. **Manır, M.,** Mando, M., Aytemız, G., Nevruzoğlu, V. (2023). Diode production and characterization by evaporation of silver on ZnO thin films by cold substrate method. *Turkish Journal of Electromechanics and Energy, 8*(1), ss 21-28.

3. Özgür, A. E., **Manır, M.** (2020). R32 Soğutkanlı bir ısı pompasının termodinamik analizi. *Uluslararası Teknolojik Bilimler Dergisi, 12*(2), ss 77-83.

Hakemli Bilimsel Toplantılarda Yayımlanmış Bildiriler

1. Kanmaz, İ., Tomakin, M., Aytemiz, G., **Manır, M.,** Nevruzoğlu, V., (2023). The Effect of Thermal Treatment Conditions on The Band-Gap Properties of TiO_2 Thin Films Deposited On Quartz Glass. 3 rd International World Energy Conference (pp.47). Kayseri, Turkey

2. **Manır, M.,** Genç, G., Tomakin, M., Nevruzoğlu, V., (2023). Investigation of Photovoltaic Properties of n-CdS/p-Cu2S Solar Cells Produced by Three Different Methods. 3 rd International World Energy Conference (pp.192-198). Kayseri, Turkey

3. Genç, G., **Manır, M.,** Nevruzoğlu, V., (2023). Investıgation Of Characteristic Properties Of Au Nanoparticles Produced By Cryogenic Method. XIV International Scientific Research Congress (pp.510-516). Napoli, Italy

4. Firat, N., **Manir, M.,** Aytemiz, G., Nevruzoğlu, V., (2023). Recycling Studies in Si-Based Solar Cells. 4. International Cappadocia Scientific Research Congress, Nevşehir, Turkey

5. **Manır, M.,** Genç, G., Aytemiz, G., Nevruzoğlu, V., (2023). CdS/CdTe Güneş Pili Üretiminde Kriyojenik Etki Uygulamaları. 2. Uluslararası Malzeme Mühendisliği ve İleri İmalat Teknolojileri Kongresi (IMEAMTC'23) (pp.217). İstanbul, Turkey

6. **Manir, M.,** Bal Altuntaş, D., Şeşen, Z. K., Aytemiz, G., Nevruzoğlu, V., Yildizbakan, Z., (2022). Double And Investigation of Tea Bush-Based Nanomaterials with Silver Atoms at Cryogenic Temperatures. 2. International World Energy Conference (pp.47-55). Kayseri, Turkey

7. **Manır, M.,** Nevruzoğlu, V., Aytemiz, G., Çetin, M., Şeşen, Z. K., (2022). Investigation of The Characteristic Properties of Boron Doped CdS Thin Films Produced by Chemical Spray Pyrolysis. International Symposium on Energy Management and Sustainability ISEMAS-2022 (pp.138). İstanbul, Turkey

8. **Manır, M.,** Genç, G., Bal Altuntaş, D., Tomakin, M., Nevruzoğlu, V., (2021). Recycling Applications in Si Based Solar Cell. International World Energy Conference (pp.183-188). Kayseri, Turkey

9. **Manır, M.,** Genç, G., Tomakin, M., Ilık, B., Nevruzoğlu, V., (2021). Production of p-CdTe Films Used in Solar Cell Production By Cryogenic Substrate Effect. International World Energy Conference (pp.176-182). Kayseri, Turkey

10. **Manır, M.,** Mando, M., Nevruzoğlu, V., (2019). Çinko Oksit İnce Filmlerine Soğuk Altlık Metodu ile Gümüş Buharlaştırılarak Diyot Üretimi ve Karakterizasyonu. IV. International Scientific and Vocational Studies Congress – Engineering (BILMES EN 2019) (pp.275-273). Ankara, Turkey

Patenler

1. Nevruzoğlu, V., Balık, M. S., Demir, S., **Manır, M.,** Beriş, F. Ş., Tomakin, M., Bal Altuntas, D., 2023 Gümüş içerikli metal organik kafes yapı destekli ortopedik kemik çimentosu. Türk Patent Tescil No: TR 2021 019518.

2. Şatıroğlu, Ö., Nevruzoğlu, V., **Manır M.**, Tümkaya L., Beriş F. Ş., Mercantepe T., 2023. İnfektif endokardit kaynaklı infeksiyonların önlenmesi için gümüş kaplı kardiyak cihazlar ve bunların elde edilmesi için bir yöntem. Türk Patent Tescil No: TR 2021 013570.