

**T.C.
AKDENİZ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**FOTOVOLTAİK UYGULAMALAR İÇİN GERMANİYUM GÜNEŞ
PİLLERİNİN VE GERMANİYUM İNCE FİLMLEİN ÜRETİLMESİ VE
KARAKTERİZASYONU**

İsmail KABAÇELİK

**DOKTORA TEZİ
FİZİK ANABİLİM DALI**

2015

**T.C.
AKDENİZ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**FOTOVOLTAİK UYGULAMALAR İÇİN GERMANİYUM GÜNEŞ
PİLLERİNİN VE GERMANİYUM İNCE FİLMLEİN ÜRETİLMESİ VE
KARAKTERİZASYONU**

İsmail KABAÇELİK

**DOKTORA TEZİ
FİZİK ANABİLİM DALI**

Bu tez 17/03/2015 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından Oybirliği/Oyçokluğu ile kabul edilmiştir.

Prof. Dr. Nuri ÜNAL (Danışman)

Doç. Dr. Şükrü ÖZEN

Doç. Dr. Numan HODA

Yrd. Doç. Dr. Şerafettin YALTKAYA

Yrd. Doç. Dr. Mustafa KULAKCI

ÖZET

FOTOVOLTAİK UYGULAMALAR İÇİN GERMANİYUM GÜNEŞ PİLLERİNİN VE GERMANİYUM İNCE FİLMLEİN ÜRETİLMESİ VE KARAKTERİZASYONU

İsmail KABAÇELİK

Doktora Tezi, Fizik Anabilim Dalı

1. Danışman: Prof. Dr. Nuri ÜNAL

2. Danışman: Prof. Dr. Raşit TURAN

Mart 2015, 129 sayfa

Bu çalışma, iyon ekme yöntemi aracılığıyla p-n eklemi oluşturulan ve III-V çok eklemli güneş pilleri için alttaş olarak kullanılan Ge güneş pillerinin hazırlanmasını amaçlamaktadır. Güneş pillerinden maksimum verim elde edebilmek için Ge farklı P konsantrasyonlarında katkılanmıştır. $^{31}\text{P}^+$ konsantrasyonunun, tavlama sıcaklığının ve tavlama süresinin I-V eğrisi üzerine etkisi incelenmiştir. Farklı konsantrasyonlarda ekilmiş Ge güneş pillerinde konsantrasyon arttıkça, güneş pili parametreleri olan I_{sc} ve V_{oc} değerlerinde artmanın olduğu gözlenmiştir. Sıcaklığa bağlı yapılan I-V ölçümlerinde en iyi sonuç $650\text{ }^\circ\text{C}$ de 120 s tavlama yapılan örneklerde elde edilmiştir.

Ayrıca, güneş pili uygulamaları için farklı alttaşlar üzerine büyütülen poli-kristal Ge ince filmlerin yapısal özellikleri tavlama sıcaklığının fonksiyonu olarak Raman ve XRD ölçümleri ile incelenmiştir. Farklı alttaşlar üzerine büyütülen Ge ince filmlerde sıcaklık arttıkça kristallenmede artmaktadır. Metal-indüklü kristallenmede $300\text{ }^\circ\text{C}$ 'de 60 dakika yapılan tavlama kristallenmenin olduğu görülmektedir.

ANAHTAR KELİMELEER: Germaniyum, iyon ekme, p-n eklemi, ince film, katı faz kristallenme, metal indüklü kristallenme, poli-kristal

JÜRİ: Prof. Dr. Nuri ÜNAL (Danışman)
Doç. Dr. Şükrü ÖZEN
Doç. Dr. Numan HODA
Yrd. Doç. Dr. Şerafettin YALTKAYA
Yrd. Doç. Dr. Mustafa KULAKCI

ABSTRACT

PRODUCTION AND CHARACTERIZATION OF GERMANIUM SOLAR CELLS AND GERMANIUM THIN FILMS FOR PHOTOVOLTAIC APPLICATIONS

İsmail KABAÇELİK

PhD Thesis in Physics

1st Supervisor: Prof. Dr. Nuri ÜNAL

2st Supervisor: Prof. Dr. Raşit TURAN

March 2015, 129 pages

This work aims preparation of Ge solar cells used as substrates for III-V multi-junction solar cells by forming the p-n junction through ion implantation. Ge was doped with different P concentrations in order to achieve maximum efficiency for solar cells. The influence of $^{31}\text{P}^+$ concentration, annealing temperatures and annealing times on the I-V curves of the Ge solar cells were investigated. Solar cells parameters I_{sc} and V_{oc} values are increased with increasing $^{31}\text{P}^+$ concentration in different concentration implanted Ge solar cells. Best results were obtained in the I-V measurement from the sample annealed at 650 °C for 120 s depending on the annealing temperatures.

Besides for photovoltaic applications structural, properties of poly-crystalline Ge thin films deposited on different substrates were investigated as a function of annealing temperatures through Raman and XRD measurements. Crystallization of Ge thin films deposited on different substrates is increased with increasing annealing temperatures. The crystallization is observed at annealing temperatures of 300 °C for 60 minutes in the metal induced crystallization.

KEYWORDS: Germanium, ion implantation, p-n junction, thin film, solid phase crystallization, metal induced crystallization, poly-crystal

COMMITTEE: Prof. Dr. Nuri ÜNAL (Supervisor)

Assoc. Prof. Dr. Şükrü ÖZEN

Assoc. Prof. Dr. Numan HODA

Asst. Prof. Dr. Şerafettin YALTKAYA

Asst. Prof. Dr. Mustafa KULAKCI

ÖNSÖZ

Son yıllarda, enerjiye olan gereksinim ile birlikte, yenilenebilir enerji kaynaklarına olan ihtiyaçta hızla artmaktadır. Yenilenebilir enerji kaynakları içinde yer alan fotovoltaik piller her geçen gün daha çok önem kazanmaya başlamıştır. Dünyaya ulaşan fotovoltaik enerjinin yalnızca bir yıl verimli kullanılması bile tüm dünya enerji ihtiyacını uzunca yıllar karşılayabilecek düzeydedir. Bu durum, fotovoltaik enerjinin öneminin anlaşılmasına ve buna paralel olarak yapılan çalışmalar ile de fotovoltaik teknolojisinin gelişimine büyük katkı sağlamıştır. Bu nedenle yapılan çalışmalar, yüksek verimli, maliyeti düşük ve uzun ömürlü güneş pilleri elde etmek üzerine yoğunlaşmıştır.

Çok eklemli ve yüksek verimli güneş pillerinde alttaş olarak kullanılan Germanyum (Ge) güneş pillerinin epitaksiyel olarak üretimi için MOCVD ve MBE gibi hem pahalı hem de karmaşık sistemler gerekmektedir. Bu teknolojilere ilaveten, katkılama konsantrasyonunun ve derinlik profilinin iyi kontrol edilebilmesinden dolayı, iyon ekme yöntemi yarıiletken teknolojisinde çok yaygın olarak kullanılmaktadır. Çalışmada, iyon ekme yöntemi ile farklı $^{31}\text{P}^+$ konsantrasyonlarda hazırlanan Ge güneş pilleri, tavlama sıcaklığının ve tavlama süresinin fonksiyonu olarak incelendi. Ayrıca, saçırma, PECVD ve e-demet yöntemi ile oluşturulan Ge/Ge, Si/Ge, CdTe/Ge ve CdS/Ge hetero-eklemli güneş pillerinin karanlık ve ışık altındaki I-V karakteristikleri çıkartıldı. Diğer taraftan, yığın Ge'un pahalı olması nedeniyle, c-Si, AZO ve cam gibi alttaşlar üzerine büyütülen Ge ince filmler SPC ve MIC yöntemleri ile poli-kristal Ge filmler elde edildi. Düşük sıcaklıklarda gözlenen kristallenmenin, ucuz maliyetli ve erime sıcaklığı düşük malzemeler üzerinde büyütülür olması fotovoltaik pil uygulamaları açısından büyük önem taşımaktadır.

Çalışmada emek ve destekleri bulunan danışmanlarım Prof. Dr. Nuri ÜNAL ve Prof. Dr. Raşit TURAN'a, manevi desteklerini hiç eksik etmeyen saygıdeğer ve fedakâr annem, babam, kızım Gül, kardeşlerim Senem, Damla ve kalbimde sonsuza dek var olacak Ferat'a, hayatımızda var oldukları için Murat, yeğenlerim Öykü ve Çağan Ferhat Erişkin'e, güzel dostlukları için Mustafa Kulakcı, Hande Çiftçınar, Fırat Es ve Ganim Geçim'e ve çalışmalarımı gerçekleştirdiğim GÜNAM ailesine çok teşekkür ederim.

Sevgili ailem

Annem, Babam, kardeşlerim Senem ve Damla

Eksikliğini her zaman hissettiğim ve hiçbir zaman

unutamadığım kardeşim Ferat

Gül Yüzlü, Güler Yüzlü, Güzel Gözlü, Güllerin Gülü,

Babasının Gülü Canım Kızım

GÜLKIZIM

İÇİNDEKİLER

ÖZET	i
ABSTRACT	ii
ÖNSÖZ	iii
İÇİNDEKİLER	v
SİMGELER ve KISALTMALAR DİZİNİ	vii
ŞEKİLLER DİZİNİ	x
ÇİZELGELER DİZİNİ	xviii
1. GİRİŞ	1
2. KURAMSAL BİLGİLER VE KAYNAK TARAMALARI	4
2.1. Yarıiletkenler ve p-n Eklemleri	4
2.1.1. Giriş	4
2.1.2. Katkısız yarıiletkenler	8
2.1.3. Katkılı yarıiletkenler	9
2.1.3.1. n-tipi katkılama	9
2.1.3.2. p-tipi katkılama	10
2.1.4. p-n eklemi oluşumu	11
2.1.5. Metal-yarıiletken eklemler	18
2.1.5.1. Doğrultucu kontak	18
2.1.5.2. Omik kontak	20
2.1.6. Hetero-eklemler	21
2.2. Fotovoltaik Teknolojisi	22
2.2.1. Güneş ışığının spektral dağılımı	22
2.2.2. Güneş pillerinin tarihsel gelişimi	23
2.2.3. Güneş pilinin yapısı ve çalışması	25
2.2.4. Güneş pilleri için materyal seçimi	30
2.3. Güneş Pillerinin Sınıflandırılması	33
2.3.1. Birinci nesil güneş pilleri	33
2.3.2. İkinci nesil güneş pilleri	34
2.3.3. Üçüncü nesil güneş pilleri	34
2.4. Ge İnce Filmler	35

3. MATERYAL VE YÖNTEM	37
3.1. Ge Pul ve Temizleme Prosedürü	37
3.2. Güneş Pillerinin Yapılması	37
3.2.1. Homo-eklemlı güneş pilleri	37
3.2.1.1. İyon ekme yöntemi	37
3.2.2. Hetero-eklemlı güneş pilleri	45
3.2.2.1. Magnetron saçtırma yöntemi	45
3.2.2.2. E-demeti ile buharlaştırma yöntemi	48
3.2.2.3. Plazma destekli kimyasal buhar biriktirme yöntemi	49
3.2.3. Termal buharlaştırma yöntemi	51
3.3. Ge İnce Filmlerin Üretimi	53
3.3.1. Katı faz kristallenme	53
3.3.2. Metal-indüklü kristallenme	54
3.4. Aygıt Karakterizasyonu	55
3.4.1. Direnç ölçümü	55
3.4.2. I-V ölçümleri	56
3.4.3. Kuantum verimlilik ölçümleri	56
3.4.4. Raman ölçümleri	57
3.4.5. X-ışını kırınım ölçümleri	59
4. BULGULAR ve TARTIŞMA	62
4.1. Homo-Eklemlı Ge Güneş Pili	62
4.1.1. İyon ekme yöntemi ile yapılan güneş pilleri	62
4.2. Hetero-Eklemlı Ge Güneş Pili	74
4.2.1. Magnetron saçtırma yöntemi ile yapılan güneş pilleri	74
4.2.2. PECVD yöntemi ile yapılan güneş pilleri	79
4.2.3. E-beam yöntemi ile yapılan güneş pilleri	82
4.3. Ge İnce Filmlerin Üretimi	86
4.3.1. Katı faz kristallenme	86
4.3.2. Metal indüklü kristallenme	94
5. SONUÇ	118
6. KAYNAKLAR	121
ÖZGEÇMİŞ	

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

Simgeler

Å	Angstrom
A	Akım
Aa	Amorf fazın alanı
Ac	Kristallenen fazın alanı
B	Manyetik alan
β	Yarı yükseklikteki tam genişlik
d	Düzlemler arası mesafe
D	Tanecik boyutu
ΔE	Enerji düzeyleri arasındaki fark
e	Elektron
Eg	Band aralığı
η	Verim
F	Kuvvet
h	boşluk (hole)
Hz	Hertz
I	Akım
I _L	Fotovoltaik akım
I _M	Maksimum akım
I _{MPP}	Maksimum güç noktasındaki akım
I _{sh}	Kaçak akım
I _o	Sızıntı akımı
I _{sc}	Kısa devre akımı
k	Boltzmann sabiti
K	Mutlak sıcaklık
K	Scherrer sabiti
χ	Elektron ilgisi
λ	Dalgaboyu
M	Kütle
n	İdeallik çarpanı

nm	Nanometre
Ω	Ohm
q	Elektronun yükü
P_M	Maksimum güç
ρ	Öz-direnç
ρ_c	Kristallenme hacim kesri
R_s	Seri direnç
R_{sh}	Paralel direnç
s	Saniye
σ	İletkenlik
σ_c	Foton soğurum düzeltme faktörü
v	Hız
V	Volt
V_d	İleri ve ters beslemedeki gerilim
V_M	Maksimum gerilim
P_{MPP}	Maksimum güç noktasındaki gerilim
V_{oc}	Açık devre voltajı
θ	Bragg açısı
W	Güç
Φ_m	Metalin iş fonksiyonu
Φ_s	Yarıiletkenin iş fonksiyonu

Kısaltmalar

AM	Hava-kütle (Air-mass)
ARC	Yansıma önleyici katman (Anti reflective coating)
AZO	Alüminyum katkılı çinko oksit (Aluminium doped zinc oxide)
CVD	Kimyasal buhar biriktirme (Chemical vapour deposition)
DI	Deiyonize
dk	dakika
DSSC	Boya duyarlı güneş pilleri
EDAX	Enerji dağıtılmış X-ışını spektroskopisi (Energy dispersive X-ray spectroscopy)
EQE	Dış kuantum verimliliği (External quantum efficiency)
eV	Elektron-Volt
FA	Fırın tavlama (Furnace annealing)
FF	Dolum çarpanı (Fill factor)
GÜNAM	Güneş enerjisi araştırma ve uygulama merkezi
ITO	İndiyum kalay oksit (Indium tin oxide)
MIC	Metal indüklü kristallenme (Metal induced crystallization)
PECVD	Plazma destekli kimyasal buhar biriktirme (Plazma enhanced chemical vapour deposition)
PVD	Fiziksel buhar biriktirme (Physical vapour deposition)
RF	Radyo frekansı (Radio frequency)
RTA	Hızlı termal tavlama (Rapid thermal annealing)
SEM	Taramalı elektron mikroskobu (Scanning electron microscopy)
SPC	Katı faz kristallenme (Solid phase crystallization)
SRIM	The Stopping and Range of Ions in Matter
STK	Standart test koşulları
TCO	Saydam iletken oksit (Transparent conductive oxide)
TOF-SIMS	Uçuş zamanlı ikincil iyon kütle spektrometresi
XRD	X-ışını kırınımı

ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil 2.1. Tek kristal (a), poli-kristal (b) ve amorf (c) malzemeler	4
Şekil 2.2. Katıların band yapılarına göre sınıflandırılması	5
Şekil 2.3. Çeşitli malzemeler için direnç değerleri	6
Şekil 2.4. Daraltılmış periyodik tablo	7
Şekil 2.5. Ge'un atomik ve kristal yapısı	7
Şekil 2.6. Ge kristalinde atomlar arası bağların gösterimi (a) ve yarıiletken malzemedeki e-h çifti oluşumu (b)	8
Şekil 2.7. n-tipi katkılanmış yarıiletken (a) ve enerji band diyagramı (b)	10
Şekil 2.8. p-tipi katkılanmış yarıiletken (a) ve enerji band diyagramı (b)	11
Şekil 2.9. p- ve n-tipi katkılanmış yarıiletkenler ve enerji-band diyagramları (a) ve denge durumunda p-n eklemi (b)	13
Şekil 2.9. Denge durumunda enerji-band diyagramı (c)	14
Şekil 2.10. İleri beslemedeki bir p-n ekleminin şematik gösterimi (a) ve enerji band diyagramı (b)	15
Şekil 2.11. Ters beslemedeki bir p-n ekleminin şematik gösterimi (a) ve enerji band diyagramı (b)	16
Şekil 2.12. Bir p-n eklemin akım-voltaj (I-V) karakteristiği	17
Şekil 2.13. Metal ve n-tipi yarıiletkenin (a), metal ve p-tipi yarıiletkenin (b) kontak oluşmadan önceki enerji band diyagramları ve metal / n-tipi yarıiletkenin (c), metal / p-tipi yarıiletkenin (d) kontak oluştuktan sonraki enerji band diyagramları	19
Şekil 2.14. İdeal bir omik kontakın enerji band diyagramları (a)	20
Şekil 2.14. İdeal bir omik kontakın I-V karakteristiği (b)	21

Şekil 2.15. Farklı band aralıklı yarıiletkenlerin p-n eklemi oluşmadan (a) ve p-n eklemi oluşuktan sonraki (b) band profili	22
Şekil 2.16. Güneşten gelen ışınım enerjisinin, hava-kütle (AM) koşullarına göre spektral dağılım	23
Şekil 2.17. Güneş ışınları altındaki basit bir güneş pili yapısı	26
Şekil 2.18. Bir güneş pilinin karanlık ve aydınlıktaki I-V karakteristiği	27
Şekil 2.19. Bir güneş pilinin eş değer devresi	30
Şekil 2.20. Çeşitli yarıiletken materyallerin verimlerinin band aralığı ile değişimi	31
Şekil 2.21. Doğrudan band aralığına sahip bazı yarıiletkenler için foton enerjisinin fonksiyonu olarak soğurma katsayısı	32
Şekil 2.22. Birinci nesil güneş pilleri; mono-kristal (a) ve poli-kristal (b) güneş pilleri	33
Şekil 2.23. İkinci nesil güneş pilleri; α -Si (a), CdS / CdTe (b) ve CIGS (c) güneş pilleri	34
Şekil 2.24. Üçüncü nesil güneş pilleri; DSSC (a) ve üç eklemlili güneş pili (b)	35
Şekil 3.1. Ge içerisindeki safsızlıkların iyonlaşma enerjileri (eV)	38
Şekil 3.2. İyon ekme cihazı bileşenlerinin yer aldığı şematik görünümü	40
Şekil 3.3. SRIM ile hesaplanan 60 keV enerjili $^{31}\text{P}^+$ iyonlarının derinlik dağılımı	41
Şekil 3.4. İyon ekilmeden önce (a), iyon ekildikten sonra (b) ve tavlama yapıldıktan sonra (c) kristal yapıdaki değişimler	42
Şekil 3.5. İyon ekme yöntemi ile oluşturulan Ge güneş pillerinin yansıma önleyici katman yokken (a) ve yansıma önleyici katman varken (b) kesit görünümü	44
Şekil 3.6. İyon ekme yöntemi ile oluşturulan Ge güneş pillerinin ITO varken (a) ve ITO üzerinde Ag kontak varken (b) kesit görünümü	44
Şekil 3.7. Magnetron saçtırma yönteminin çalışma şeması	46

Şekil 3.8. Saçtırma yöntemi ile c-Ge üzerinde oluşturulan hetero-eklem güneş pilinin kesit yapısı	47
Şekil 3.9. Çalışmada kullanılan Nano D100 magnetron saçtırma sistemi	47
Şekil 3.10. E-demet buharlaştırma sisteminin şematik görünümü	48
Şekil 3.11. n-CdS / p-Ge (a) ve p-CdTe / n-Ge (b) hetero-eklem yapısının şematik görünümü	49
Şekil 3.12. PECVD sisteminin şematik gösterimi	50
Şekil 3.13. n-Si / p-Ge (a) ve p-Si / n-Ge (b) heteroeklem yapısının şematik görünümü	51
Şekil 3.14. Termal buharlaşma sisteminin şematik görüntüsü	52
Şekil 3.15. Ge ince filmlerin katı faz kristallenmesi	53
Şekil 3.16. Ge ince filmlerin metal-indüklü kristallenmesi	54
Şekil 3.17. Dört nokta uç sistemi	55
Şekil 3.18. I-V ölçümleri için deneysel düzenek	56
Şekil 3.19. Kuantum verimlilik ölçüm deney düzeneği	57
Şekil 3.20. Rayleigh ve Raman saçılmasının moleküler enerji diyagramı ile gösterimi (Wartewig 2003)	58
Şekil 3.21. X-ışınlarının kristalden yansıması	60
Şekil 4.1. SRIM (Ziegler vd 1985) ile hesaplanan $^{31}\text{P}^+$ konsantrasyonunun derinlik ile değişimi	62
Şekil 4.2. TOF-SIMS ile göreceli olarak belirlenen $^{31}\text{P}^+$ konsantrasyondaki değişim ...	63
Şekil 4.3. Isıl işlem sonrası W54 Ge örneğinin yüzeyinde oluşan çatlakların SEM (a) ve profilometre (b) görüntüsü	64

Şekil 4.4. Hızlı termal tavlama ile Ar ortamında 650 °C’de 60 s tavlama yapılan Ge güneş pillerinin yansıma önleyici katman yokken (a), yansıma önleyici katman varken (b) ölçülen I-V karakteristikleri ve yansıma önleyici katman olan örneklerin kuantum verimlilik ölçümleri (c)	65
Şekil 4.5. Hızlı termal tavlama ile Ar ortamında 650 °C’de 120 s tavlama yapılan Ge güneş pillerinin yansıma önleyici katman yokken (a), yansıma önleyici katman varken (b) ölçülen I-V karakteristikleri	66
Şekil 4.5. Hızlı termal tavlama ile Ar ortamında 650 °C’de 120 s tavlama yapılan Ge güneş pillerinde yansıma önleyici katman olan örneklerin kuantum verimlilik ölçümleri (c)	67
Şekil 4.6. Hızlı termal tavlama ile Ar ortamında 700 °C’de 60 s tavlama yapılan Ge güneş pillerinin yansıma önleyici katman yokken ölçülen I-V eğrileri (a) ve kuantum verimlilik ölçümleri (b)	68
Şekil 4.7. Yatay tüp fırın ile N ₂ ortamında 700 °C’de 30 dk tavlama yapılan Ge güneş pillerinin yansıma önleyici katman yokken ölçülen I-V (a) ve kuantum verimlilik ölçümleri (b)	69
Şekil 4.8. Hızlı termal tavlama ile Ar ortamında 650 °C’de 60 s tavlama yapılan güneş pillerinin iletken saydam oksit (a), Ag kontak üzerinden elde edilen I-V karakteristikleri (b) ve kuantum verimlilik ölçümleri (c)	70
Şekil 4.9. Hızlı termal tavlama ile Ar ortamında 650 °C’de 120 s tavlama yapılan güneş pillerinin iletken saydam oksit (a), Ag kontak üzerinden elde edilen I-V karakteristikleri (b) ve kuantum verimlilik ölçümleri (c)	71
Şekil 4.10. Hızlı termal tavlama ile Ar ortamında 650 °C’de 300 s tavlama yapılan güneş pillerinin iletken saydam oksit (a) ve Ag kontak üzerinden elde edilen I-V karakteristikleri (b)	71
Şekil 4.10. Hızlı termal tavlama ile Ar ortamında 650 °C’de 300 s tavlama yapılan güneş pillerinin kuantum verimlilik ölçümleri (c)	72
Şekil 4.11. Hızlı termal tavlama ile Ar ortamında 700 °C’de 60 s tavlama yapılan güneş pillerinin iletken saydam oksit (a) Ag kontak üzerinden elde edilen I-V karakteristikleri (b)	72
Şekil 4.11. Hızlı termal tavlama ile Ar ortamında 700 °C’de 60 s tavlama yapılan güneş pillerinin kuantum verimlilik ölçümleri (c)	73

Şekil 4.12. Hızlı termal tavlama ile Ar ortamında 700 °C 'de 120 s tavlama yapılan güneş pillerinin iletken saydam oksit (a), Ag kontak üzerinden elde edilen I-V karakteristikleri (b) ve kuantum verimlilik ölçümleri (c)	73
Şekil 4.13. Al / c-Ge(p) / ITO ve Al / c-Ge(p) / ITO / Ag yapısının I-V eğrisi	74
Şekil 4.14. Farklı rf gücü için Al / c-Ge(p) / α -Ge(n) / ITO yapısının I-V eğrisi	75
Şekil 4.15. Farklı rf gücü için Al / c-Ge(p) / α -Ge(n) / ITO / Ag yapısının I-V eğrisi ...	76
Şekil 4.16. Al / c-Ge(p) / α -Ge(n) / ITO / Ag güneş pili yapısının EQE ölçümleri	76
Şekil 4.17. Al / c-Si(p) / α -Ge(n) / ITO ve Al / c-Si(p) / α -Ge(n) / ITO / Ag hetero-eklem yapısının I-V karakteristiği	77
Şekil 4.18. Al / c-Si(p) / α -Ge(n) / ITO ve Al / c-Si(p) / α -Ge(n) / ITO / Ag hetero-eklem yapısının EQE ölçümleri	78
Şekil 4.19. n-Ge / p-Si hetero-eklem güneş pili yapısının I-V eğrisi	79
Şekil 4.20. n-Ge / p-Si hetero-eklem güneş pili yapısının EQE ölçümleri	80
Şekil 4.21. PECVD ile p-Ge / n-Si hetero-eklem yapısının I-V ölçümleri	81
Şekil 4.22. PECVD ile oluşturulan p-Ge / n-Si hetero-eklem yapısının EQE ölçümleri	81
Şekil 4.23. c-Ge(p) / α -CdS(n) güneş pili yapısının aydınlatma altındaki I-V karakteristiği	82
Şekil 4.24. c-Ge(p) / α -CdS(n) güneş pili yapısının karanlık I-V karakteristiği	83
Şekil 4.25. c-Ge(n) / α -CdTe(p) güneş pili yapısının aydınlatma altındaki I-V karakteristiği	83
Şekil 4.26. c-Ge(n) / α -CdTe(p) güneş pili yapısının karanlık I-V karakteristiği	84
Şekil 4.27. c-Ge(p) / α -CdTe(p) / α -CdS(n) güneş pili yapısının aydınlatma altındaki I-V karakteristiği	84

Şekil 4.28. c-Ge(p) / α -CdTe(p) / α -CdS(n) güneş pili yapısının karanlık I-V karakteristiği	85
Şekil 4.29. Ge ince filmlerin katı faz kristallenme sonrası amorf fazdan kristal faza geçiş süreci	86
Şekil 4.30. Katı faz kristallenmede farklı sıcaklıklarda 60 dk (a) ve 300 dk (b) tavlama yapılmış Ge ince filmlerin Raman spektrumları. c-Ge'un Raman spektrumu karşılaştırma için verilmiştir	87
Şekil 4.31. 200-500 °C arası sıcaklıklarda 60 dk tavlama yapılmış Ge filmlerin pik konumu (a), FWHM (b) ve kristallenme hacim kesrindeki değişim (c). c-Ge'un pik konumu ve FWHM referans olarak verilmiştir	88
Şekil 4.32. 400-500 °C arası sıcaklıklarda 60 ve 300 dk tavlama yapılmış Ge filmlerin pik konumu (a), FWHM (b) ve kristallenme hacim kesrindeki değişim (c)	89
Şekil 4.33. 60 dk tavlama yapılmış Ge örneklerin XRD spektrumu (a)	90
Şekil 4.33. 300 dk tavlama yapılmış Ge örneklerin XRD spektrumu (b)	91
Şekil 4.34. 60 ve 300 dk tavlama yapılmış örneklerin pik şiddetindeki değişim	91
Şekil 4.35. p-Si / Ge hetero-eklem yapısının I-V ölçüm düzeneği	92
Şekil 4.36. Farklı sıcaklıklarda 60 dk tavlama yapılmış p-Si / Ge hetero yapıların I-V karakteristikleri.....	93
Şekil 4.37. Ge ince filmlerin metal-indüklü kristallenmesi	94
Şekil 4.38. c-Si (a), AZO (b) ve cam (c) alttaşlar üzerine büyütülmüş ve farklı sıcaklıklarda 60 dk tavlama yapılmış Ge filmlerin Raman spektrumları	96
Şekil 4.39. c-Si üzerine büyütülmüş Ge örneklerin Ag-indüklü kristallenmelerinin XRD spektrumu (a). Tavlama işlemi 300-500 °C arası 60 dk yapılmıştır ...	97
Şekil 4.39. AZO (b) ve cam (c) üzerine büyütülmüş Ge örneklerin Ag-indüklü kristallenmelerinin XRD spektrumu. Tavlama işlemi 300-500 °C arası 60 dk yapılmıştır	98

Şekil 4.40. Farklı alttaşlar üzerine büyütülen Ge filmlerin pik konumu (a) ve FWHM (b) değerlerinin sıcaklıkla değişimi. Kesikli çizgi ile gösterilen c-Ge'un pik konumu ve FWHM değerleri karşılaştırma için verilmiştir	99
Şekil 4.41. c-Si alttaş üzerine büyütülen Ge filmin SEM (a), EDAX (b) ve AZO alttaş üzerine büyütülen Ge filmin SEM (c), EDAX (d) analizi. Filmlere 500 °C'de 60 dk tavlama yapılmıştır	100
Şekil 4.42. c-Si üzerine büyütülmüş Ge ince filmlerin Raman spektrumları (a). Tavlama işlemi 300, 400 ve 500 °C'de 60 dk yapılmıştır	101
Şekil 4.42. AZO (b) ve cam (c) üzerine büyütülmüş Ge ince filmlerin Raman spektrumları. Tavlama işlemi 300, 400 ve 500 °C'de 60 dk yapılmıştır ..	102
Şekil 4.43. c-Si (a), AZO (b) ve cam (c) üzerine büyütülmüş Ge ince filmlerin XRD spektrumu. Tavlama işlemi 300-500 °C arasında 60 dk yapılmıştır	103
Şekil 4.44. c-Si alttaş üzerine büyütülen Ge filmin SEM (a), EDAX (b) ve AZO alttaş üzerine büyütülen Ge filmin SEM (c), EDAX (d) analizi. Filmler 500 °C'de 60 dk tavlama yapılmıştır	104
Şekil 4.45. c-Si üzerine büyütülmüş Ge ince filmlerin Raman spektrumları (a). Tavlama işlemi 300, 400 ve 500 °C'de 60 dakika yapılmıştır	105
Şekil 4.45. AZO (b) ve cam (c) üzerine büyütülmüş Ge ince filmlerin Raman spektrumları. Tavlama işlemi 300, 400 ve 500 °C'de 60 dakika yapılmıştır	106
Şekil 4.46. c-Si (a), AZO (b) ve cam (c) üzerine büyütülmüş Ge ince filmlerin XRD spektrumu. Tavlama işlemi 300-500 °C arası 60 dk yapılmıştır	107
Şekil 4.47. c-Si alttaş üzerine büyütülen Ge filmin SEM (a), EDAX (b) ve AZO alttaş üzerine büyütülen Ge filmin SEM (c), EDAX (d) analizi. Filmler 500 °C'de 60 dk tavlama yapılmıştır	108
Şekil 4.48. c-Si üzerine büyütülmüş Ge ince filmlerin Raman spektrumları (a). Tavlama işlemi 300, 400 ve 500 °C'de 60 dk yapılmıştır	109
Şekil 4.48. AZO (b) ve cam (c) üzerine büyütülmüş Ge ince filmlerin Raman spektrumları. Tavlama işlemi 300, 400 ve 500 °C'de 60 dk yapılmıştır ...	110

Şekil 4.49. c-Si (a), AZO (b) ve cam (c) üzerine büyütülmüş Ge ince filmlerin XRD spektrumu. Tavlama işlemi 300-500 °C arası 60 dk yapılmıştır	111
Şekil 4.50. c-Si alttaş üzerine büyütülen Ge filmin SEM (a), EDAX (b) ve AZO alttaş üzerine büyütülen Ge filmin SEM (c), EDAX (d) analizi. Filmler 500 °C’de 60 dk tavlama yapılmıştır	112
Şekil 4.51. c-Si üzerine büyütülmüş Ge ince filmlerin Raman spektrumları (a). Tavlama işlemi 300, 400 ve 500 °C’de 60 dk yapılmıştır	113
Şekil 4.51. AZO (b) ve cam (c) üzerine büyütülmüş Ge ince filmlerin Raman spektrumları. Tavlama işlemi 300, 400 ve 500 °C’de 60 dk yapılmıştır ...	114
Şekil 4.52. c-Si (a) ve AZO (b) üzerine büyütülmüş Ge ince filmlerin XRD spektrumu. Tavlama işlemi 300-500 °C arası 60 dk yapılmıştır	115
Şekil 4.52. Cam üzerine büyütülmüş Ge ince filmlerin XRD spektrumu (c). Tavlama işlemi 300-500 °C arası 60 dk yapılmıştır	116
Şekil 4.53. c-Si alttaş üzerine büyütülen Ge filmin SEM (a), EDAX (b) ve AZO alttaş üzerine büyütülen Ge filmin SEM (c), EDAX (d) analizi. Filmler 500 °C’de 60 dk tavlama yapılmıştır	117

ÇİZELGELER DİZİNİ

Çizelge 3.1. Ge'a katkılanan grup-III ve grup-V safsızlıklarının maksimum denge katı çözünürlükleri (Simoen ve Claeys 2007)	39
Çizelge 3.2. İyon ekme işleminin gerçekleştiği koşullar	42
Çizelge 3.3. İyon ekilmiş Ge örneklerin tavlama koşulları	43
Çizelge 4.1. Profilometre ile belirlenen derinlik profili	63
Çizelge 4.2. Dört farklı dozdaki Ge örneklerin tavlama sonrası beş farklı yerinden ölçülen tabaka dirençleri (650 °C - 60 s)	64
Çizelge 4.3. Dört farklı dozdaki Ge örneklerin tavlama sonrası beş farklı yerinden ölçülen tabaka dirençleri (650 °C - 120 s)	66
Çizelge 4.4. Dört farklı dozdaki Ge örneklerin tavlama sonrası beş farklı yerinden ölçülen tabaka dirençleri (700 °C - 60 s)	67
Çizelge 4.5. Dört farklı dozdaki Ge örneklerin tavlama sonrası ölçülen tabaka dirençleri (700 °C - 30 dk)	68

1. GİRİŞ

Son yıllarda enerjiye olan gereksinim ile birlikte, çeşitli enerji kaynaklarına olan ihtiyaçta hızla artmaktadır. Fosil enerji kaynaklarının tükenmeye başlaması ve nükleer santrallerin çevreye vermiş olduğu olumsuz etkiler nedeniyle yenilenebilir enerji kaynaklarına duyulan gereksinim giderek artmıştır. Yenilenebilir enerji kaynakları içinde sayabileceğimiz güneş, rüzgâr, hidrojen, jeotermal, biokütle ve biyogaz teknolojileri gün geçtikçe daha çok önem kazanmaya başlamıştır. Bu kaynakların en büyük avantajı çevreye zarar vermemeleridir. Buna karşılık yenilenebilir enerjinin de dezavantajları bulunmaktadır. Coğrafi olarak her yerde bol bulunmazlar; ayrıca yoğun enerji formları olmamaları nedeniyle büyük miktarlarda elde etmek için geniş sahalara ihtiyaç duyulmaktadır. Yenilenebilir enerji türleri arasında en önemlisi fotovoltaik enerjidir.

Her yıl dünya enerji tüketiminin yaklaşık 20.000 katına eşit ve dünyanın bilinen kömür, gaz ve petrol rezervlerinin 100 katından fazla miktarda enerji güneşten dünyaya ulaşmaktadır. Bu rakam, Türkiye gibi gelişmekte olan ülkelerin enerji ihtiyacının 5-10 katına eşittir. Dünyaya ulaşan güneş enerjisinin fotovoltaik teknolojilerle yalnızca bir yıl verimli kullanılması bile tüm dünya enerji ihtiyacını uzunca yıllar karşılayabilecek düzeydedir. Bu durum, güneş enerjisinin öneminin anlaşılmasına ve buna paralel olarak yapılan çalışmalar ile de fotovoltaik teknolojisinin gelişimine büyük katkı sağlamıştır.

Güneş pilleri (fotovoltaik piller), yüzeyine gelen ışığı doğrudan elektrik enerjisine dönüştüren yarıiletken maddelerdir (Bube 1998). Güneş pilleri fotovoltaik ilkeye göre çalışırlar, yani üzerlerine ışık düştüğü zaman uçlarında elektrik gerilimi oluşur. Fotovoltaik güneş pili yapımında en çok kullanılan materyaller ise Silisyum (Si), Galyum Arsenik (GaAs), Kadmiyum Sülfür (CdS) ve Kadmiyum Tellür (CdTe)'dür.

İlk nokta kontak transistör ve eklem transistörün 1947 yılında icat edilmesi ile yarıiletken teknolojisinin gelişmesinde önemli rol oynayan Germanyum (Ge), daha sonra yerini yarıiletken teknolojisinin son 50 yılına damga vuran Si'ye bırakmıştır (Haller 2006, Simoen ve Claeys 2007). Son zamanlarda, Ge'un çok eklemli güneş pili uygulamalarında alttaş olarak kullanılması (Dimroth 2006) ve elektron-deşik mobilitesinin Si'dan yüksek

olması nedeniyle (Simoen ve Claeys 2007), Ge'ü yüksek hızlı elektronik aygıtlarda Si'un yerine uygun bir aday olarak tekrar ilgi odağı haline getirmiştir.

Ge, oda sıcaklığında (300 K) 0.67 eV (Luque ve Andreev 2007) band aralığına sahip yarıiletken malzeme olup, güneş enerjisini etkin olarak elektrik enerjisine dönüştürmesi düşük olduğundan tek başına güneş pili olarak kullanılmamaktadır (Posthuma vd 2003). Ge'un, GaAs ile örgü uyumlu olması ve GaAs'e göre mekanik olarak daha sağlam olmasından dolayı, termo-fotovoltaik (Nagashima vd 2003) ve çok eklemli güneş pilleri (Bosi ve Pelosi 2007, Yamaguchi vd 2008) gibi fotovoltaik uygulamalarda yaygın olarak kullanılmaktadır.

Çok eklemli güneş pillerinde yüksek pil performansının elde edilmesi, pahalı yığın (bulk) Ge'un kullanılmasını zorunlu kılmaktadır. Son zamanlarda, malzemenin kaynaklanan maliyeti düşürmek için, poli-kristal Ge (poly-Ge) ince filmler yoğun bir şekilde çalışılmaktadır (Suzuki ve Isomura 2011, Peng vd 2012). Altaş güneş pili malzemesi olarak, Ge filmler Si üzerine epitaksiyel olarak büyütülmektedir. Epitaksiyel büyütme, genellikle CVD veya MBE gibi yöntemler kullanılarak yapılmaktadır (Halbwax vd 2005, Liu vd 2004), ancak, bu yöntemler güneş pilleri gibi büyük ölçekli aygıtların yapımı için uygun değildir. Diğer taraftan, düşük sıcaklıklarda amorf fazdan kristal faza geçişin gözlenmesi, büyük ölçekli aygıtların yapılması ve ucuz maliyet sağlaması açısından umut vericidir (Nakahata vd 2003). Çeşitli kristallenme teknikleri arasında katı faz kristallenme (solid phase crystallization, SPC), metal indüklü kristallenme (metal induced crystallization, MIC) ve lazer tavlama yaygın kullanılmaktadır (Tsunoda vd 2004, Kanno vd 2004, Watakabe vd 2004).

Bu tez çalışmasında, güneş pillerinin kalbi olan p-n eklemi, yarıiletken teknolojisinde yaygın bir şekilde kullanılan iyon ekme yöntemi ile oluşturulmuştur. Farklı fosfor (P) konsantrasyonlarında ekilen Ge örneklerde, tavlama sıcaklığının ve tavlama süresinin homo-eklem güneş pili üzerine etkisi incelenmiştir. Ayrıca, Ge güneş pili üzerine büyütülen saydam iletken oksit (Transparent Conductive Oxide, TCO) ve yansıma önleyici katmanın (Antireflective Coating, ARC) etkisi de incelenerek karşılaştırma yapılmıştır. Ayrıca, magnetron saçırma (sputtering) yöntemi ile c-Ge / α -

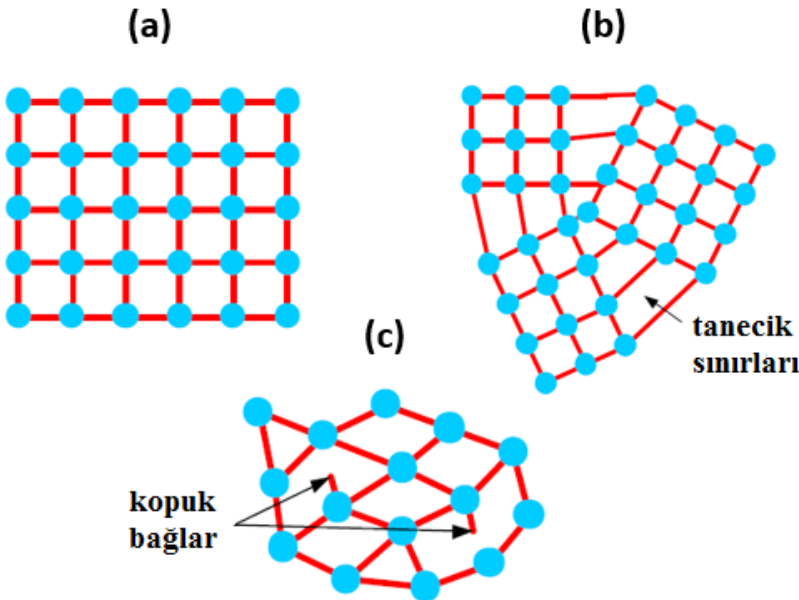
Ge, plazma destekli kimyasal buhar çökmesi yöntemi ile c-Ge / α -Si ve e-demet yöntemi ile oluşturulan c-Ge / CdTe ve c-Ge / CdS hetero-eklem güneş pili yapılarının fotovoltaj özellikleri incelenip, birbirleriyle karşılaştırılmıştır. Diğer bir çalışma olan güneş pili uygulamaları için Ge ince filmlerin üretilmesi, katı faz kristallenme ve metal-indüklü kristallenme teknikleri ile gerçekleştirilmiştir. Ge ince filmlerin katı faz kristallenmesi tavlama sıcaklığının ve süresinin fonksiyonu olarak incelenmiştir. Metal-indüklü kristallenmede (Ag, Au, Fe, Ni, Co), Ge ince filmler farklı alttaşlar (c-Si, AZO, cam) üzerine büyütülerek, alttaş etkisi ile birlikte, tavlama sıcaklığı ve süresinin fonksiyonu olarak incelenmiş, katı faz kristallenme ile elde edilen sonuçlarla karşılaştırılmıştır.

2. KURAMSAL BİLGİLER VE KAYNAK TARAMALARI

2.1. Yarıiletkenler ve p-n Eklemleri

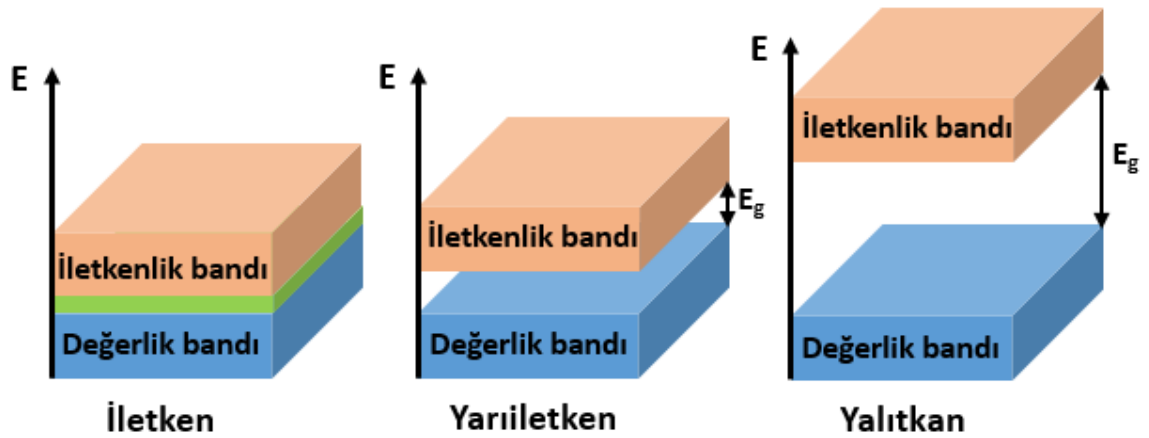
2.1.1. Giriş

Katılar atomlarının dizilişlerine göre amorf yapı ve kristal yapı olmak üzere iki grupta toplanırlar. Bazı katılarda, katıyı oluşturan atom, atom grupları ve moleküller, o katıya özgü belirli bir düzen içinde bir araya gelirler. Bu katılara kristal denir ve oluşturdukları yapıya da kristal yapı adı verilir, Şekil 2.1(a) (Streetman ve Banerjee 2009). Büyük ölçekli kristal malzemelerin yapılması oldukça maliyetlidir. Çok küçük kristal veya taneciklerden oluşan malzemeler de mevcut olup, bu tür malzemeler polikristal olarak bilinirler, Şekil 2.1(b) (Streetman ve Banerjee 2009). Bu malzemeler tek kristal malzemelere göre daha düşük özellik sergilemelerine rağmen üretimi çok daha ucuzdur ve birçok uygulamada alternatif malzeme olarak kullanılmaktadırlar. Bazı katıların ise atomları gelişigüzel dizilmiş olup, belirli bir düzene sahip değildirler. Bunlara amorf katılar denir ve oluşturdukları yapıya da amorf yapı adı verilir, Şekil 2.1(c) (Streetman ve Banerjee 2009).



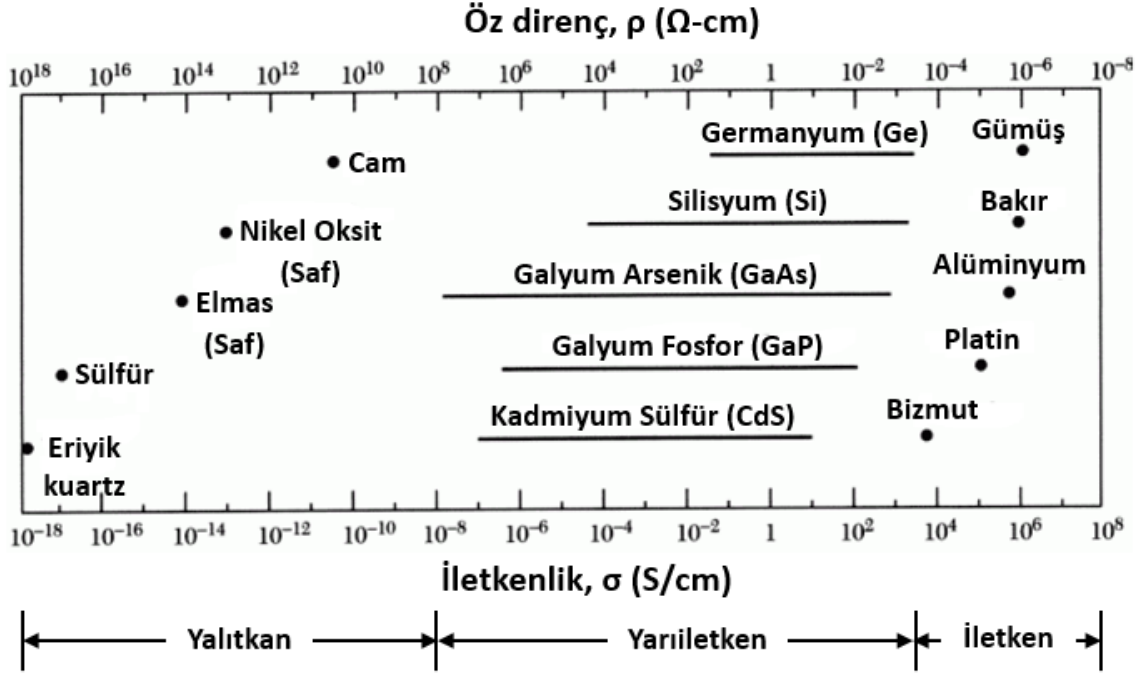
Şekil 2.1. Tek kristal (a), poli-kristal (b) ve amorf (c) malzemeler (Streetman ve Banerjee 2009)

Katılar band yapılarına göre iletken, yarıiletken ve yalıtkan olmak üzere üç gruba ayrılırlar, Şekil 2.2. Şekil 2.2’de görüldüğü gibi iletkenlerde değerlik bandı ile iletkenlik bandı iç içe geçmiş durumdadır, yani band aralığı (E_g) yoktur. İletkenlerde elektronların birçoğu küçük bir enerjiyle değerlik bandından iletkenlik bandına geçerler. Bundan dolayı, metaller elektrik akımını kolaylıkla iletirler. Yarıiletkenlerde değerlik elektronlarının bulunduğu enerji bandına değerlik bandı ve elektronların bulunamayacağı yasak enerji aralığından sonra elektronların yer alabileceği ilk enerji seviyelerinden başlayan enerji bandına da iletkenlik bandı adı verilir. Yarıiletkenlerde mutlak sıcaklıkta ($T=0$ °K’de) elektronlarının hepsi değerlik bandındadır ve yarıiletken bu durumda yalıtkan özelliği gösterir. Ancak, değerlik bandında bulunan elektronlara band aralığını geçecek kadar enerji verilirse elektronların birçoğu iletkenlik bandına geçerler. Bu durumda yarıiletken iletken özelliği sergiler. Elektronlar ya değerlik bandında ya da iletkenlik bandında bulunurlar. Band aralığı içerisinde elektronlar bulunmaz. Band aralığının büyüklüğü maddenin yarıiletken ya da yalıtkan olarak sınıflandırılmasının ölçüsüdür. Band aralığı 3 eV’den daha büyük olan maddeler genellikle yalıtkan olarak sınıflandırılır. Yalıtkanlarda band aralığı büyük olduğu için, değerlik bandındaki elektronları iletkenlik bandına çıkarmak çok zordur. Bu nedenle, yalıtkanlar elektrik akımını iletmezler.



Şekil 2.2. Katıların band yapılarına göre sınıflandırılması (Sze ve Lee 2012)

Katılar elektriksel özelliklerine göre iletkenler, yarıiletkenler ve yalıtkanlar olarak sınıflandırılmıştır. Öz direnç (ρ) ve tersi olarak iletkenlik (σ) en önemli elektriksel özelliklerin ikisidir. Şekil 2.3'te çeşitli malzemelerin öz direnç ve iletkenlik değerleri yer almaktadır.



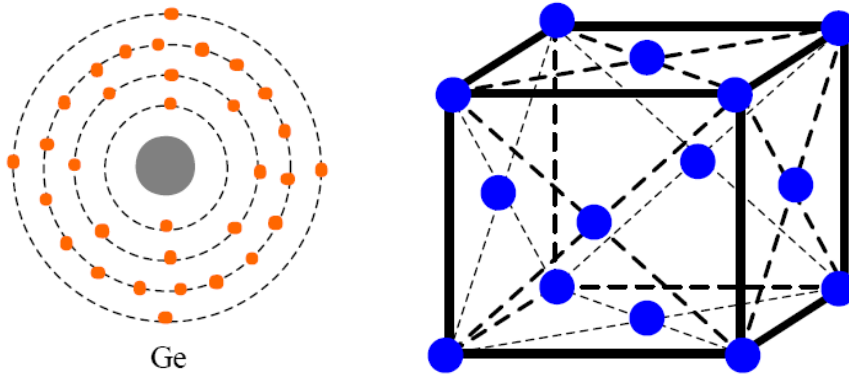
Şekil 2.3. Çeşitli malzemeler için öz direnç (ρ) ve iletkenlik (σ) değerleri (Sze 2001)

Elektriksel sistemlerde iletkenler ve yalıtkanlar kullanılırken, elektronik sistemler de ise yarıiletken malzemeler kullanılmaktadır. Diyotlar, transistörler, tristörler, dedektörler ve güneş pilleri yarıiletken malzemelerden yapılmıştır. En yaygın yarıiletkenler grup-IV elemanı olan Silisyum (Si) ve Germanyum (Ge)'dur. Ayrıca, Galyum Arsenik (GaAs) ve İndiyum Fosfat (InP) grup III-V, Kadmiyum Sülfür (CdS) ve Çinko Oksit (ZnO) grup II-VI gibi yarıiletkenler ise bileşik yarıiletkenler olarak bilinmektedir. Bu yarıiletkenlerin çoğu Şekil 2.4'te verilen periyodik tabloda görülmektedir.

							VIIIA	
							2	He 4.003
		III A	IV A	V A	VIA	VII A		
		5	6	7	8	9	10	
		B 10.811	C 12.011	N 14.007	O 15.999	F 18.998	Ne 20.183	
		13	14	15	16	17	18	
		Al 26.982	Si 28.086	P 30.974	S 32.064	Cl 35.453	Ar 39.948	
IB	IIB							
29	30	31	32	33	34	35	36	
Cu 63.54	Zn 65.37	Ga 69.72	Ge 72.59	As 74.922	Se 78.96	Br 79.909	Kr 83.80	
47	48	49	50	51	52	53	54	
Ag 107.870	Cd 112.40	In 114.82	Sn 118.69	Sb 121.75	Te 127.60	I 126.904	Xe 131.30	
79	80	81	82	83	84	85	86	
Au 196.967	Hg 200.59	Tl 204.37	Pb 207.19	Bi 208.980	Po (210)	At (210)	Rn (222)	

Şekil 2.4. Daraltılmış periyodik tablo (Honsberg ve Bowden 2013)

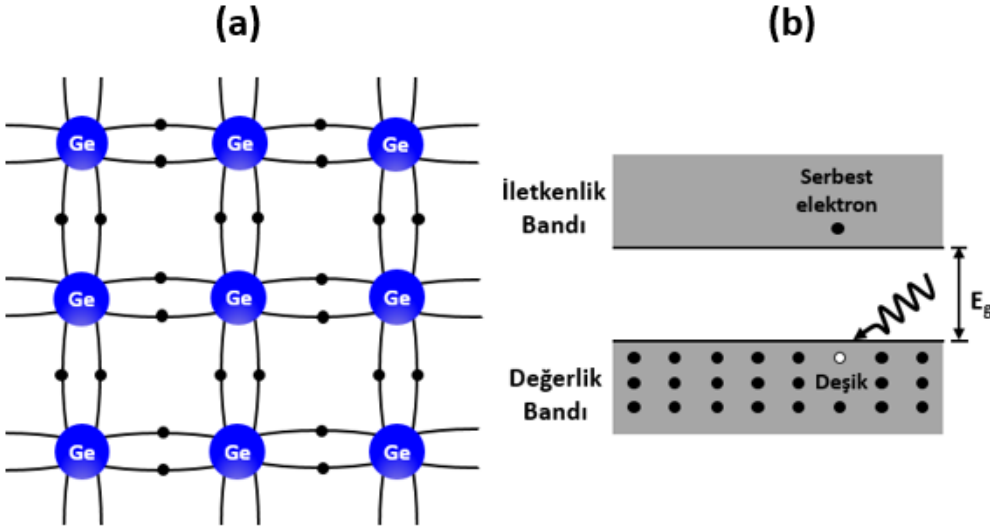
Saf Ge kristalinde her atom 32 elektrona sahip olmakla birlikte, en dış yörüngesindeki dört elektron, komşu atomlarla olan ilişkileri belirler. Değerlik elektronları adını verdiğimiz bu dört elektronun her biri, en yakınındaki dört Ge atomu ile bağ yaparak Ge kristalindeki ana yapı taşını oluşturur. Ana yapı taşı, kübün merkezindeki bir Ge atomu ve küpün birbirine komşu olmayan köşelerinde birer Ge atomu yerleşmesi ile kurulur. Ge kristali bu yapı taşlarının yinelenerek uzayı doldurması ile oluşur.



Şekil 2.5. Ge'un atomik ve kristal yapısı

2.1.2. Katkısız yarıiletkenler

Hiçbir safsızlık veya örgü kusuru içermeyen mükemmel bir yarıiletken, özgün (*intrinsic*) yarıiletken olarak adlandırılır (Colinge ve Colinge 2002). Özgün yarıiletkenlerde mutlak sıfırda (0 °K) kovalent bağlarda hiçbir elektron eksikliği söz konusu değildir, Şekil 2.6(a). Mutlak sıfırda özgün yarıiletkenlerde serbest yük taşıyıcıları bulunmamaktadır, yani değerlik bandı elektronlarla tam olarak doldurulmuştur ve iletkenlik bandında serbest elektronlar yer almamaktadır. Yarıiletken üzerine enerjisi band aralığına eşit ya da ondan büyük foton düşürüldüğünde, değerlik bandındaki bir elektrona enerjisini aktararak onu iletkenlik bandına çıkarır, Şekil 2.6(b). Elektron, ait olduğu atomu terk etmiş olacağından, geride dengelenmemiş bir artı yük kalacaktır. Değerlik bandında kalan bu pozitif yüke boşluk, delik veya deşik (*hole*) adı verilir (Wenham vd 2007). Sonuç olarak, yarıiletken üzerine düşen fotonun enerjisi, band aralığına eşit ya da büyük ise, bir elektron-boşluk (*electron-hole*, *e-h*) çifti oluşturulur. Band aralığından daha küçük enerjiye sahip fotonlar e-h çifti oluşturamazlar ve fotovoltaik dönüşüme katkıları yoktur.



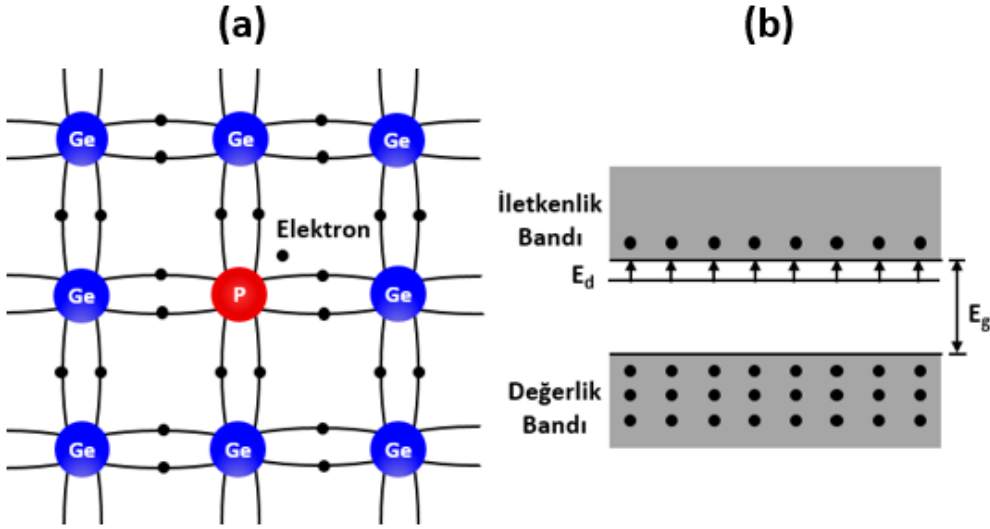
Şekil 2.6. Ge kristalinde atomlar arası bağların gösterimi (a) ve yarıiletken malzemede e-h çifti oluşumu (b)

2.1.3. Katkılı yarıiletkenler

Özgün yarıiletkenlerde iki tip yük taşıyıcısıda, elektron ve boşluklar, eşit sayıda bulunur. Birçok uygulamada ise örnek içerisinde sadece tek bir tip yük taşıyıcısının olması istenir. Yarıiletken uygun safsızlıklarla katkılanarak elektron veya boşluklardan sadece birisinin bulunduğu malzemeler elde edilebilir. Bu şekilde elde edilen yarıiletken malzemelere katkılı yarıiletken denir.

2.1.3.1. n-tipi katkılama

Ge 'un örgü atomlarından bir fazla değerlik elektronuna sahip safsızlıklarla örneğin grup-V elementi olan fosfor (P) ile katkılandığında, P atomları daha önce Ge atomlarının bulunduğu örgü noktalarını işgal ederler. Safsızlıkların örgü içerisindeki dağılımları rasgeledir. Ancak, mevcudiyetleri katıyı önemli şekilde etkilemektedir. P 'un beş elektronundan dördü, Şekil 2.7(a)'da gösterildiği gibi, komşu Ge atomlarıyla tetrahedral bağların oluşturulmasında kullanılır. Beşinci elektron, doymuş bağlara katılmayıp safsızlıktan kolayca ayrılarak kristal içerisinde iletim elektronu gibi serbestçe dolaşır, yani iletim bandına geçer (Streetman ve Banerjee 2009). Safsızlık atomu, elektronlarından birisini kaybettiği için şimdi pozitif iyon olup, P^+ , serbest bir elektronu yakalama eğilimindedir. Ancak, çok zayıf bir çekim kuvvetine sahip olduğundan birçok durumda elektronu yakalamakta yetersizdir. Bu durumda çoğunluk taşıyıcıları elektronlar olduğundan bu tip yarıiletkenlere, n-tipi yarıiletken malzemeler denir. n-tipi yarıiletkenlerde elektronlar çoğunluk taşıyıcıları, boşluklar ise azınlık taşıyıcılarıdır.



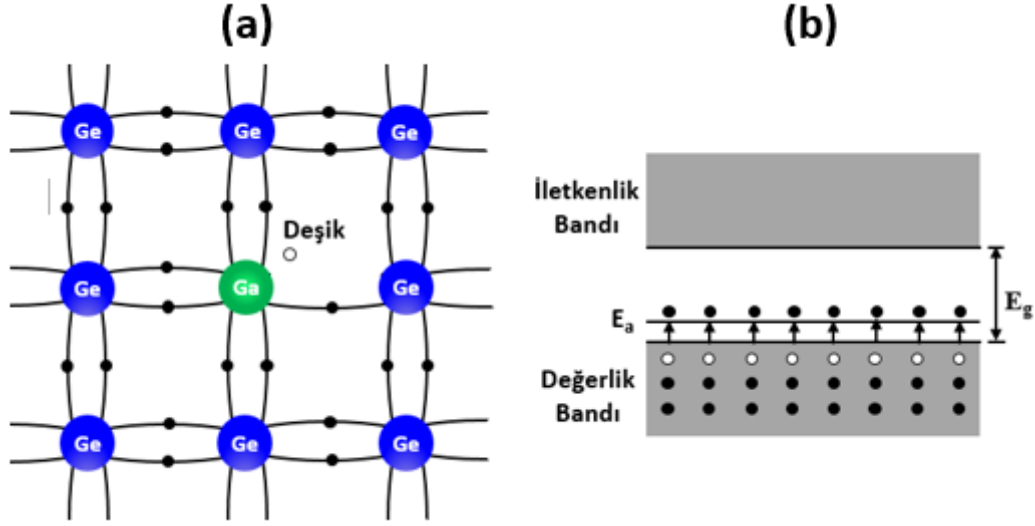
Şekil 2.7. n-tipi katkılanmış yarıiletken (a) ve enerji band diyagramı (b)

Sonuç olarak, P safsızlığı yarıiletkenin iletim bandına elektron katkısında bulunur ve bu nedenle verici (*donor*) olarak isimlendirilir. Verici enerji düzeyleri, Şekil 2.7(b)'de gösterildiği gibi, band aralığında iletim bandının hemen altında bulunur. Bu düzeyler iletim bandına çok yakın oldukları için, hemen hemen tüm vericiler oda sıcaklığında (25 meV) iyonlaşmış ve elektronlarını iletim bandına aktarmış durumdadırlar.

2.1.3.2. p-tipi katkılama

Kristal örgü, kendi atomlarından bir eksik değerlik elektronlarına sahip atomlarla katkılanarak örgüde boşluklar oluşturulabilir. Örneğin, Ge 'un grup-III elementi olan galyum (Ga) atomları ile katkılandığında, Ga atomu daha önce Ge atomunun bulunduğu bir örgü noktasına yerleşecektir. Ancak, Ga üç değerlik elektronuna sahip olduğundan bağlardan birisi boş kalacaktır, Şekil 2.8(a). Bu boşluk, başka bir bağdan gelen elektron tarafından doldurulduğunda, elektronun geldiği bağda bir boşluk oluşacaktır. Böylece, oluşan boşluk kristal içerisinde serbestçe dolaşmaktadır (Streetman ve Banerjee 2009). Örgü üç değerlikli safsızlıklarla katkılanarak, ortamda serbest elektron bulunmadan, önemli boyutta boşluk yoğunluğu oluşturulabilir. Bu durumda, çoğunluk taşıyıcıları

boşluk olduğundan bu tür malzemelere p-tipi yarıiletkenler denir. p-tipi yarıiletkenlerde çoğunluk taşıyıcıları boşluk, azınlık taşıyıcıları ise elektronlardır.



Şekil 2.8. p-tipi katkılanmış yarıiletken (a) ve enerji band diyagramı (b)

Üç değerlik elektronuna sahip safsızlık, tetrahedral bağı tamamlamak için örgüden elektron alacağından alıcı (*acceptor*) olarak isimlendirilir. Boşluk pozitif yüklü olduğundan elektron tarafından çekilir. Alıcı enerji düzeyleri, Şekil 2.8(b)'de gösterildiği gibi, band aralığında değerlik bandının çok az üzerindedir. Bu düzey, boşluğun alıcı tarafından yakalanmasına karşılık gelir. Alıcı iyonize olduğunda, boşluğu doldurmak için değerlik bandından bir elektron uyarılır. Böylece, boşluğun değerlik bandına geçmesiyle serbest yük taşıyıcısı oluşur. Yani, enerji ekseninde elektronun yukarı geçişi ile gösterilen iyonizasyon işlemi, aynı eksende boşluğun aşağı geçişi ile de temsil edilebilir.

2.1.4. p-n eklemi oluşumu

Çoğunluk yük taşıyıcısı elektron olan n-tipi yarıiletken ile çoğunluk yük taşıyıcısı boşluk olan p-tipi yarıiletkenin fiziksel olarak bir araya getirilmesi sonucu oluşan p-n eklemleri, homo-eklem (homo-junction) ve hetero-eklem (hetero-junction) olmak üzere iki gruba ayrılır. Aynı tür yarıiletken malzemelerin bir araya getirilmesi ile oluşan yapıya

homo-eklem, farklı türdeki yarıiletken malzemelerin bir araya getirilmesi ile oluşan yapıya hetero-eklem adı verilir (Würfel 2005).

Şekil 2.9(a)'da p-n eklemi oluşmadan önce p- ve n-tipi yarıiletken malzemeler ve bu malzemelerin enerji-band diyagramları görülmektedir. Farklı elektriksel özellik taşıyan bu yarıiletken malzemelerin fiziksel olarak bir araya getirilmesi sonucunda p-tipi yarıiletkendeki serbest boşluklar n-tipi bölgeye doğru, n-tipi yarıiletkendeki serbest elektronlar da p-tipi bölgeye doğru geçiş (difüzyon) yaparlar (Mishra ve Singh 2008). Boşlukların ve elektronların difüzyonları denge kuruluncaya kadar yani, p-tipi ve n-tipi yarıiletkenlerin Fermi enerjileri eşit oluncaya kadar devam eder. Eklem her iki tarafındaki yük taşıyıcılarının bu hareketi, Şekil 2.9(b)'de görüldüğü gibi eklem her iki tarafında da serbest yük taşıyıcılarından arınmış katmanlar oluşturur.

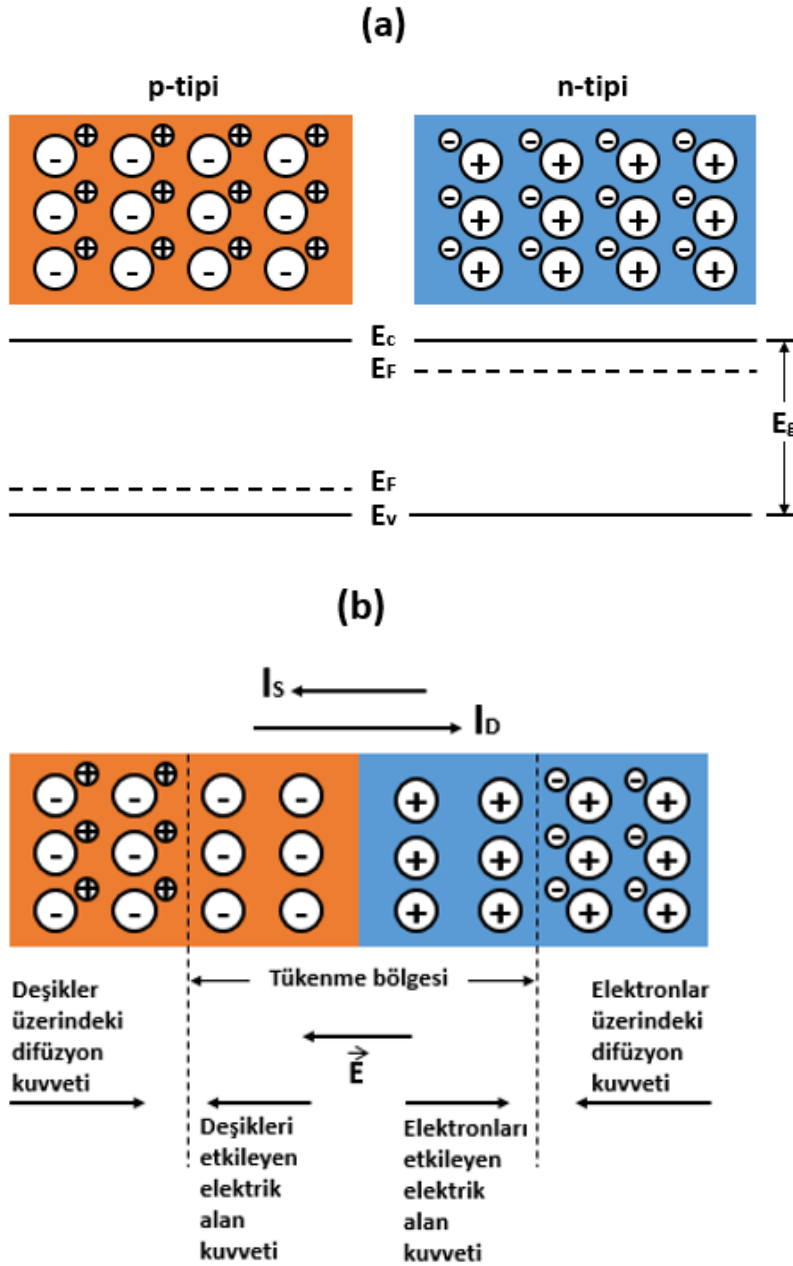
Eklem n-tipi bölgesinde elektronlardan arınmış olarak oluşan katmanda iyonize olmuş vericiler hala mevcut olduğundan katman net bir pozitif (+) yüke sahiptir. Yine eklem p-tipi bölgesinde serbest yüklerden arınmış negatif (-) yüklü başka bir katman mevcuttur. Dolayısıyla, eklem yakın komşuluğu yüklü bir çift katmandan oluşmaktadır. Eklem bu bölgesi, *tükenme bölgesi (depletion region)* ya da *uzay-yükü bölgesi (space charge region)* olarak adlandırılır (Mishra ve Singh 2008). Bu bölgede denge durumunda, yük geçişlerini engelleyecek, yönü n-tipinden p-tipine doğru olan kuvvetli bir elektriksel alan oluşur. Bu elektrik alanın büyüklüğü, kullanılan yarıiletkenlere ve yarıiletkenlerin katkılanmalarına bağlıdır. Kavşaktaki bu potansiyel farkı, p'den n'ye geçecek boşluklar ve n'den p'ye geçecek elektronlar için bir potansiyel duvarı teşkil eder.

Elektrik alan, taşıyıcıların her bir tipi için difüzyon akımına zıt yöndedir. Bu nedenle elektrik alan n-tipi yarıiletkenden p-tipi yarıiletkene doğru, difüzyon akımına zıt yönde sürüklenme akımı yaratır. Dengede, eklem boyunca hiçbir net akım akamayacağından, elektrik alanındaki taşıyıcıların sürüklenmesinden kaynaklanan sürüklenme akımı difüzyon akımını nötrleştirmektedir (Markvart ve Castafier 2003).

$$J_p(\text{sürüklenme}) + J_p(\text{difüzyon}) = 0 \quad (2.1)$$

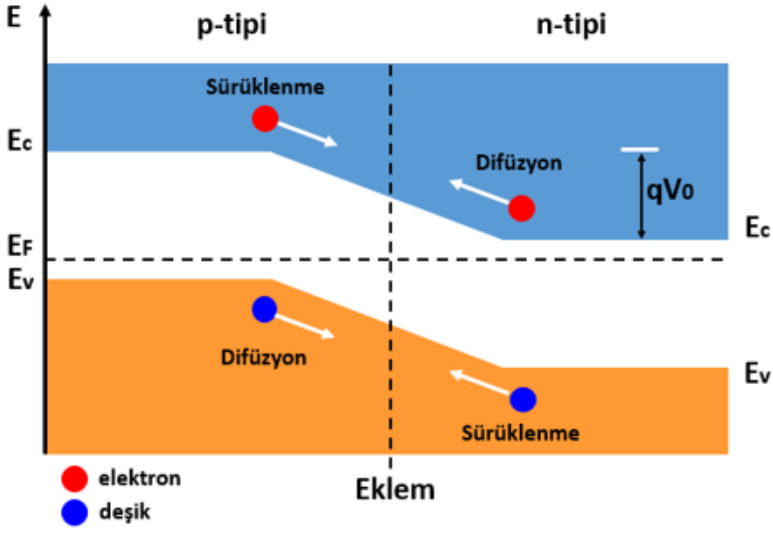
$$J_n(\text{sürüklenme}) + J_n(\text{difüzyon}) = 0 \quad (2.2)$$

Eklem en ilginç elektriksel özelliği, eklem dengede olduğunda eklem boyunca V_0 potansiyel farkının oluşmasıdır. V_0 potansiyel farkına eklem potansiyeli denir. Eklem potansiyeli bir denge niceliğidir ve hiçbir net akım bundan meydana gelmez. Şekil 2.9(c), eklem yakınında iletkenlik ve değerlik bandlarının konumlarını göstermektedir. n- ve p-tipi yarıiletken malzemelerin Fermi enerji seviyeleri arasındaki farktan dolayı eklem bölgesinde bandlar, Şekil 2.9(c)'de gösterildiği gibi qV_0 enerji miktarı kadar bükülürler.



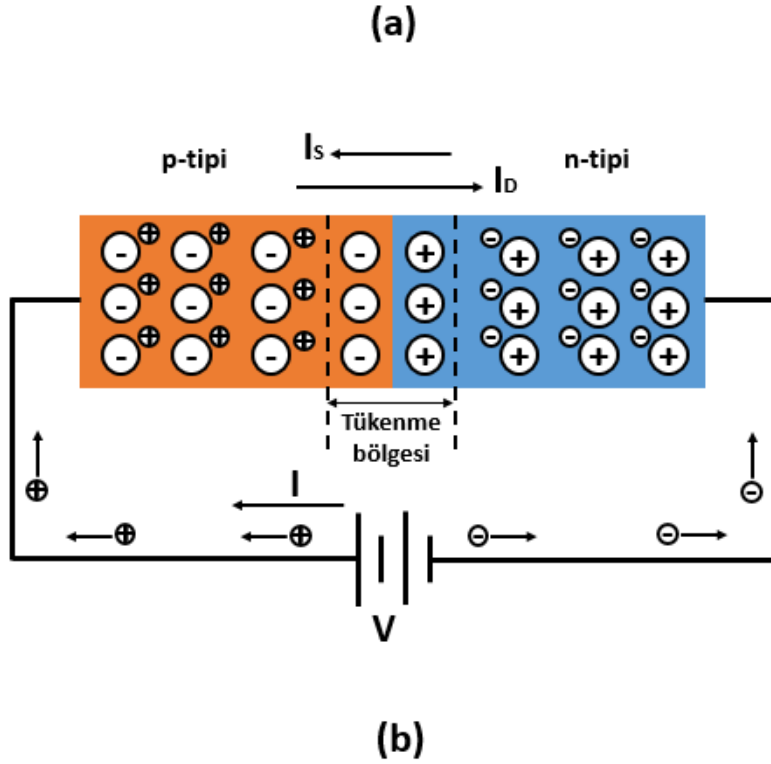
Şekil 2.9. p- ve n-tipi katkılanmış yarıiletkenler ve enerji-band diyagramları (a) ve denge durumunda p-n eklemi (b)

(c)



Şekil 2.9. Denge durumunda enerji-band diyagramı (c)

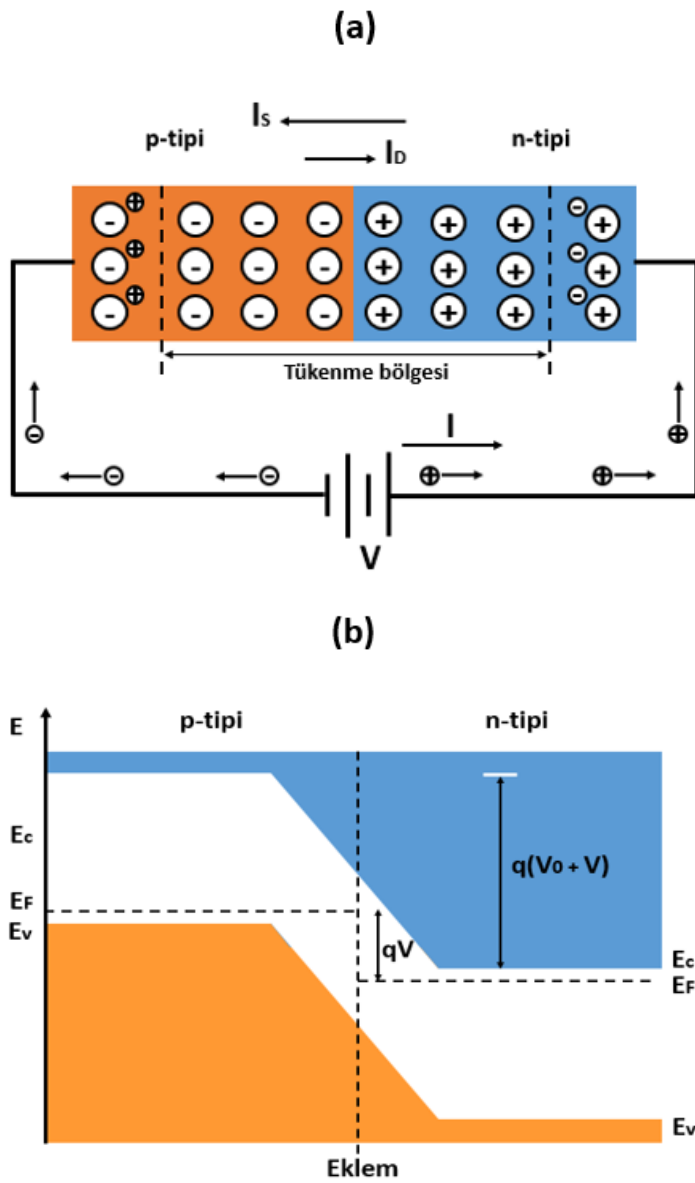
İleri Besleme; pozitif gerilimin p-tipi bölgeye, negatif gerilimin n-tipi bölgeye uygulanması durumunda potansiyel engeli uygulanan gerilim (V) kadar azalır. Şekil 10(a), ileri besleme olarak bilinen bu gerilim altındaki bir p-n eklemine göstermektedir (Mishra ve Singh 2008, Pierret ve Neudeck 1989). İleri besleme durumunda dış gerilim kaynağı p-tipi bölgeye boşluk, n-tipi bölgeye elektron sağlamaktadır. Kaynak tarafından sağlanan bu yükler ile eklem bölgesinde net elektrik alan denge durumundaki değerinin altında bir değere ulaşır ve çoğunluk taşıyıcıların tükenme bölgesi üzerinden karşıya geçmesini engelleyen elektrik alan kuvveti azalır. Bunun sonucu olarak da, n-tipi yarıiletkeninde çoğunluk taşıyıcı olan elektronların p-tipi bölgeye ve p-tipi bölgedeki çoğunluk taşıyıcı olan boşlukların n-tipi bölgeye difüzyonları kolaylaşır. Böylece, difüzyon akımıyla sürüklenme akım arasındaki denge bozulur. İleri besleme durumunda p-n eklemının enerji band diyagramı Şekil 2.10(b)'de görüldüğü gibidir. p-n eklemının ileri beslenmesi durumunda geçiş bölgesindeki potansiyel engeli, qV kadar azalır. Burada q elektronun yükü, V ise p-n eklemine bağlanan dış gerilim kaynağının uçları arasındaki potansiyel farkıdır.



Şekil 2.10. İleri beslemedeki bir p-n ekleminin şematik gösterimi (a) ve enerji band diyagramı (b)

Ters besleme; n-tipi bölgeye pozitif, p-tipi bölgeye negatif gerilimin uygulanması durumunda geçiş bölgesindeki potansiyel engeli uygulanan gerilim qV kadar artar. Ters besleme olarak bilinen bu gerilim altındaki p-n eklemi Şekil 2.11(a)'da görülmektedir.

Ters besleme durumunda dış gerilim kaynağı, p-tipi bölgeden boşluk, n-tipi bölgeden elektron çekmektedir. Bunun sonucu olarak, çoğunluk yük taşıyıcılarının p-n ekleminden geçişi zorlaşırken, azınlık yük taşıyıcılarının geçişi kolaylaşır. Difüzyon akımıyla sürüklenme akımı arasındaki denge bozulur. Yarıiletken içindeki azınlık yük taşıyıcılarından dolayı, mikroamper seviyelerinde de olsa, bir akım geçer. Bu akıma ters akım ya da sızıntı akımı (leakage current) denir. I_0 ile gösterilir ve ters akım, p-n eklemine uygulanan ters besleme gerilimiyle ve sıcaklıkla doğru orantılı olarak değişir. Ters yönde beslenen bir p-n eklemine enerji band diyagramı Şekil 2.11(b)'de görüldüğü gibidir.

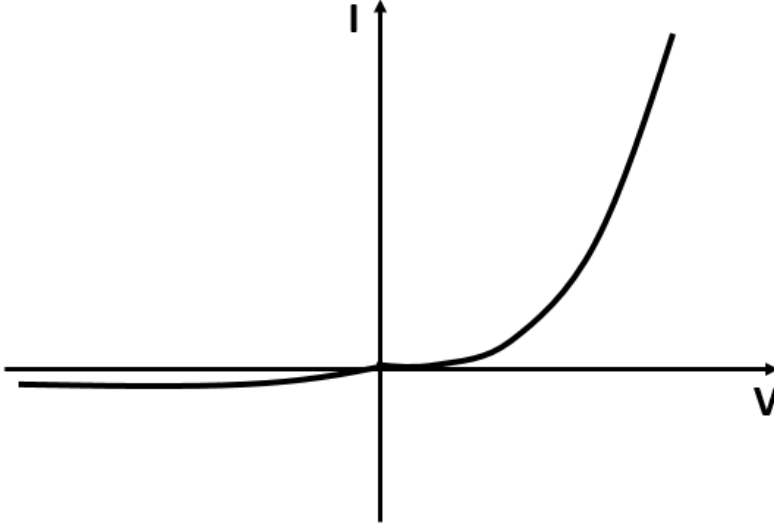


Şekil 2.11. Ters beslemedeki bir p-n eklemine şematik gösterimi (a) ve enerji band diyagramı (b)

p-n eklemdeki potansiyel engeli, ters besleme durumunda çok yüksek, ileri besleme durumunda ise çok küçüktür. Böyle bir sistemin akımı bir yöne doğru iletmesi daha kolay olur. Bu halde p-n eklemi bir diyod gibi davranır (Singh 2001). Bir p-n eklemının akım-gerilim (I-V) karakteristiği Şekil 2.12’de görüldüğü gibidir. İdeal bir p-n ekleminde toplam akım eklem bölgesi boyunca sabit olan elektron ve boşluk akımlarının toplamıdır. p-n ekleminde toplam akım;

$$I = I_0(e^{qV_D/kT} - 1) \quad (2.3)$$

ifadesi ile verilir (Singh 2001). Burada V_D uygulanan ters veya ileri besleme durumundaki gerilim değeriştir. I_0 ise sızıntı akımı, q elektron yükü, k Boltzmann sabiti, T mutlak sıcaklıktır.



Şekil 2.12. Bir p-n eklemının akım-voltaj (I-V) karakteristiği

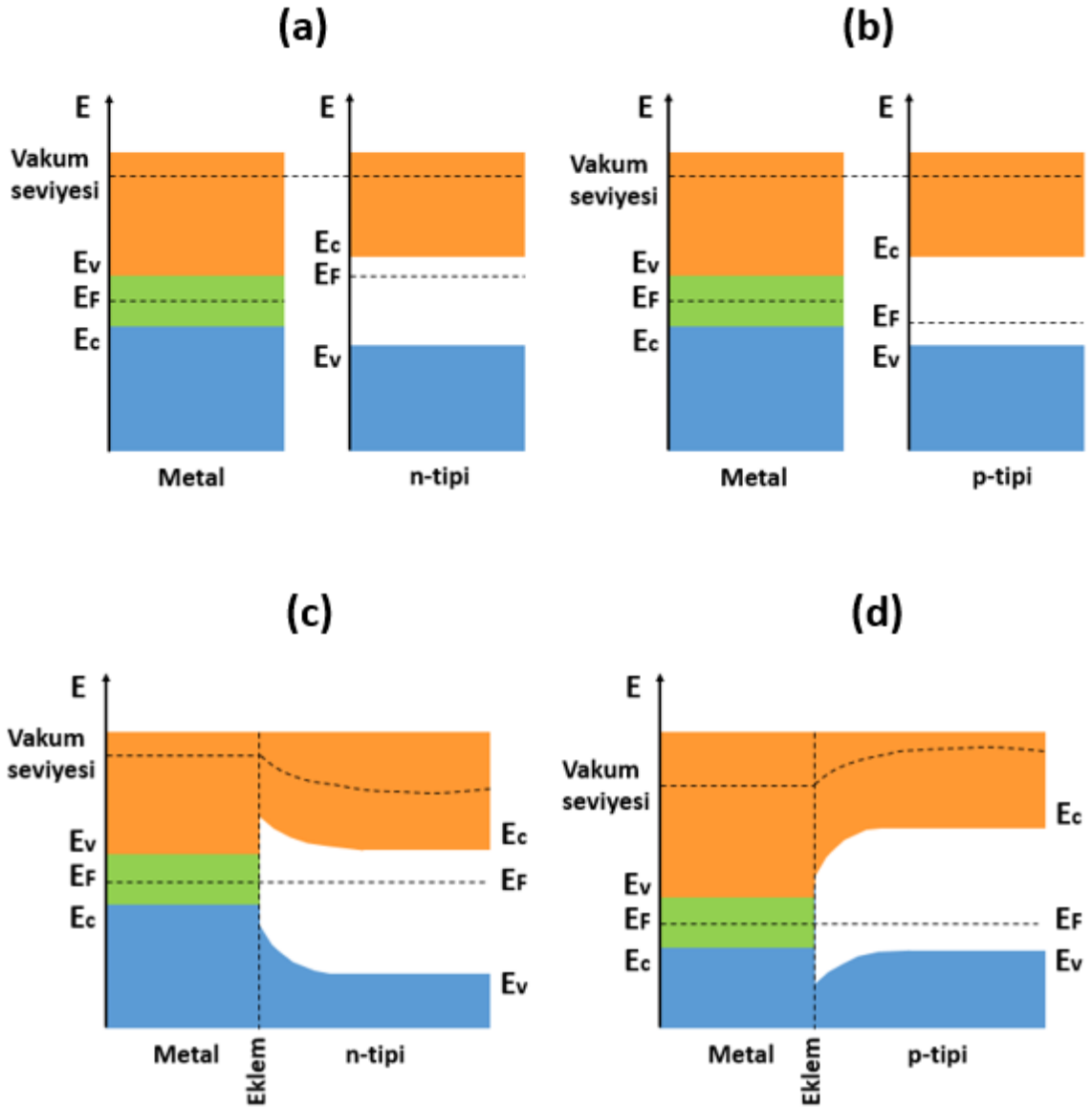
2.1.5. Metal-yarıiletken eklemler

Bir metal ve yarıiletken birbirleriyle temas ettirilip kontak oluşturdıklarında, metalin ve yarıiletkenin iş fonksiyonuna (Φ) göre kontak, doğrultucu (Schottky) ve omik olmak üzere iki farklı elektriksel davranış sergilerler.

2.1.5.1. Doğrultucu kontak

Bir metal, yarıiletken ile kontak edildiğinde, metal-yarıiletken arayüzeyinde bir potansiyel engeli oluşur. Potansiyel engeli yüksek dirençli bir bölge olup, iki malzemenin iş fonksiyonları arasındaki fark sebebiyle oluşmaktadır. Eğer Φ_m metalin, Φ_s 'de yarıiletkenin iş fonksiyonu olarak ifade edilirse, metal / n-tipi yarıiletken kontaklar için $\Phi_s < \Phi_m$ olması durumunda doğrultucu kontak veya diğer bir deyişle Schottky kontağı oluşur (Nelson 2003). Metal / p-tipi yarıiletken kontaklar için ise $\Phi_s > \Phi_m$ olması durumunda doğrultucu kontak oluşur. Bu engel yüksekliği yapıya uygulanan gerilimin kutuplarına bağlı olarak akımın bir yönde geçmesine izin verir. Şekil 2.13, metal / n-tipi ve metal / p-tipi yarıiletken yapıların kontak oluşmadan ve kontak oluştuktan sonraki enerji band diyagramlarını göstermektedir. Vakum seviyesi, metalin tam dışındaki sıfır kinetik enerjili bir elektronun enerji seviyesi referans olarak alınmıştır. Şekil 2.13'te görülen metalin iş fonksiyonu (Φ); bir elektronu Fermi seviyesinden vakum seviyesine çıkarmak için gerekli enerji, elektron ilgisi (χ); iletkenlik bandından bir elektronu vakum seviyesine çıkarmak için gerekli enerji olarak tanımlanır. Şekil 2.13(a) ve (c) metal ve n-tipi yarıiletkenin kontak oluşturulmadan ve kontak oluşturulup dengeye ulaşıldıktan sonraki enerji band diyagramlarını göstermektedir. Metal ile n-tipi yarıiletken kontak oluşturduğunda, metaldeki elektronlardan daha yüksek enerjide olan yarıiletkenin iletkenlik bandındaki elektronlar, yarıiletken ile metalin Fermi seviyeleri eşit oluncaya kadar metale doğru akarlar. Bu nedenle, yarıiletkenin sınıra yakın bölgesinde serbest elektron konsantrasyonunda bir azalma gözlenir. Yarıiletken tarafındaki elektron sayısının azalması, yarıiletken tarafında Fermi enerjisinin aşağıya doğru kaymasına neden olur. Bunun sonucu olarak, Şekil 2.13(c)'de görüldüğü gibi bir potansiyel engeli oluşur. Metale geçen iletkenlik bandı elektronları arkalarında pozitif yüklü verici iyonları bırakırlar, böylece yarıiletkenin metale yakın kısmında hareketli yükler tüketilir.

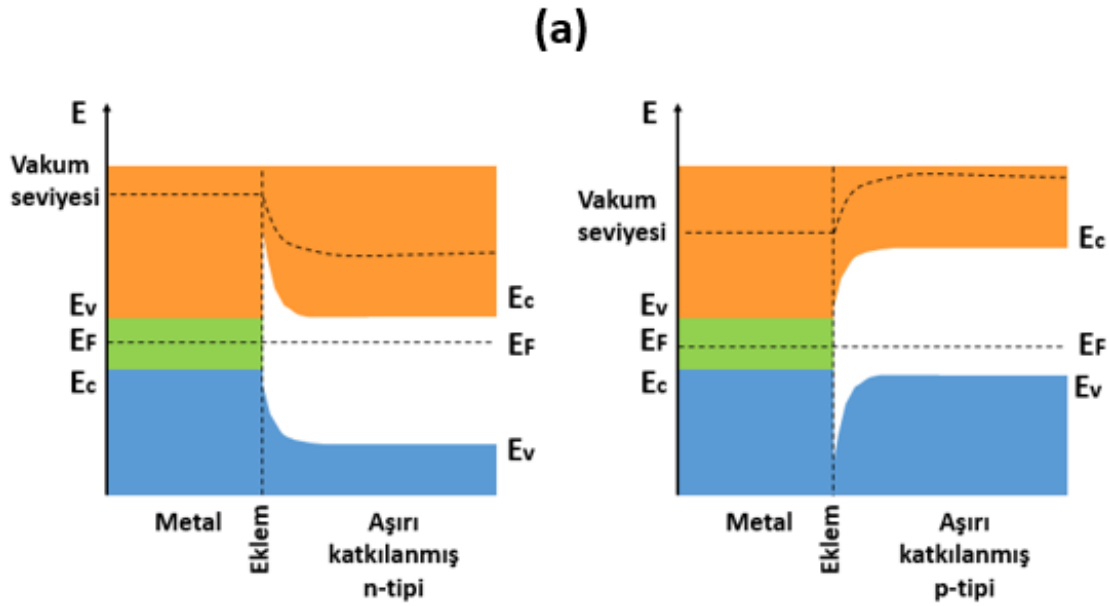
Şekil 2.13(b) ve (d), metal ve p-tipi yarıiletkenin kontak öncesi ve kontak sonrası enerji band diyagramlarını göstermektedir. Metal ve p-tipi yarıiletken temas ettirildiğinde elektronlar, metal ve yarıiletkenin Fermi seviyeleri eşitleninceye kadar metalden yarıiletken içerisine doğru akarlar. Bu sebeple kontağın yarıiletken tarafında engel bölgesi oluşur. Böylece engel bölgesi iyonize olmuş alıcı atomları ile doldurulmuş olur.



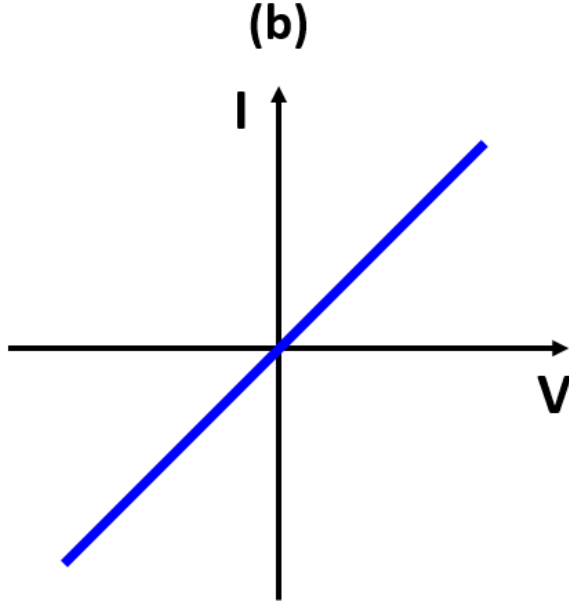
Şekil 2.13. Metal ve n-tipi yarıiletkenin (a), metal ve p-tipi yarıiletkenin (b) kontak oluşmadan önceki enerji band diyagramları ve metal / n-tipi yarıiletkenin (c), metal / p-tipi yarıiletkenin (d) kontak oluşuktan sonraki enerji band diyagramları

2.1.5.2. Omik kontak

Metalin iş fonksiyonu (Φ_m), yarıiletkenin iş fonksiyonundan (Φ_s) küçük ise ($\Phi_m < \Phi_s$), her iki yönde de akımın iletildiği kontaklara omik kontak denir (Nelson 2003). Yarıiletken yüzeyde omik kontakın oluşması için yarıiletkenin yüksek katkılı olması gerekir. Şekil 2.14(a)'daki gibi metal ile yarıiletken birbiri ile temas ettirildiğinde, metaldeki elektronların yarıiletken yüzeye difüzyon etmesi için ısıl tavlama işlemi yapılır. Metaldeki elektronların ısıl tavlama sonucu yarıiletken yüzeye geçmesi ile yarıiletken yüzeydeki katkı konsantrasyonu artar. Yarıiletkende katkı konsantrasyonu arttıkça da bariyer yüksekliği azalır ve elektronlar tünelleme yolu ile yarıiletken yüzeye kolaylıkla geçerler. Kontak oluşturacak metalin yarıiletkene iyi difüzyon etmesi, metal-yarıiletken engelini daraltır. Böylece taşıyıcıların transferi tünelleme ile olabileceğinden, kontak seri direnci azalır ve akım iletimi iyileşir. Şekil 2.14(b), ideal bir omik kontakın I-V karakteristiğini göstermektedir.



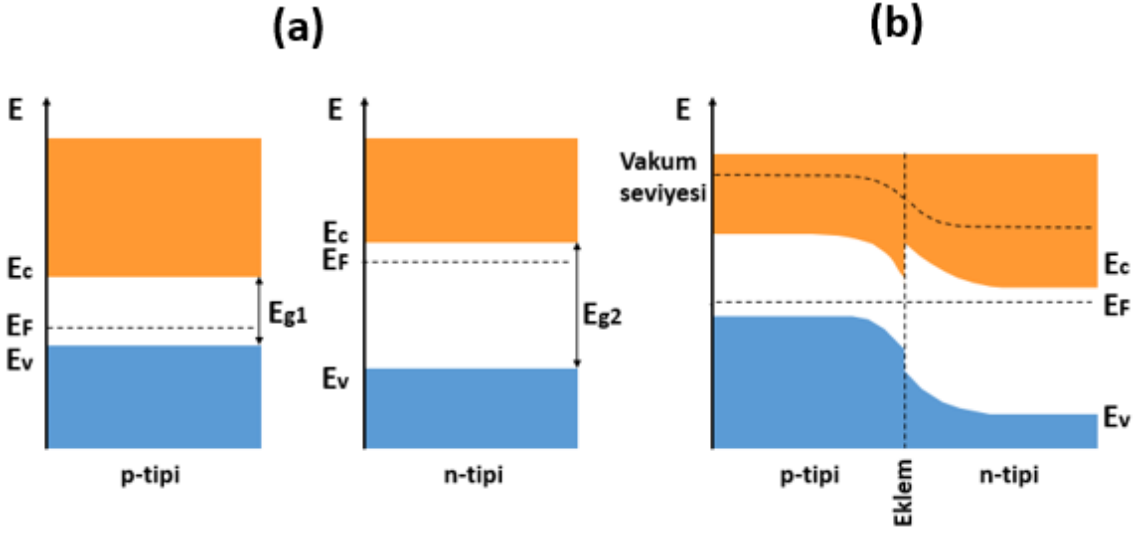
Şekil 2.14. İdeal bir omik kontakın enerji band diyagramları (a)



Şekil 2.14. İdeal bir omik kontağın I-V karakteristiği (b)

2.1.6. Hetero-eklemler

Farklı türdeki yarıiletken malzemelerin bir araya getirilmesi ile oluşan yapıya hetero-eklem adı verilir. p-n eklemının her iki tarafının iş fonksiyonları, elektron ilgileri ve band aralıkları farklıdır. Termal dengede olan iki yarıiletken bir araya getirildiklerinde, her iki yarıiletkenin Fermi enerjileri birbirine eşitlenir. Bu sırada yarıiletkenilerin iş fonksiyonlarının farkına eşit olan bir potansiyel engeli ortaya çıkar. Aynı zamanda p-n eklemının iletkenlik bandı kenarında, kullanılan yarıiletken malzemelerin elektron ilgileri farkına eşit olan ve değerlik bandı kenarında, band aralıkları farkına bağlı süreksizlikler oluşur. Hetero-eklemlerin band aralığı içerisinde izinli enerji düzeylerinin ortaya çıkması, geçiş bölgesinde birleşme merkezlerinin oluşmasına sebep olur. Bu tuzak enerji düzeyleri aynı zamanda, p-n ekleminde tünelleme olayının olmasını da sağlar. Bu durumlar güneş pilinin performansını olumsuz yönde etkiler. Homo-eklem yapılarında bu süreksizlikler, aynı tür yarıiletken malzemelerin kullanılmasından dolayı meydana gelmez. Şekil 2.15, band aralığı birbirinden farklı iki yarıiletkenin p-n eklemi oluşmadan ve p-n eklemi oluşuktan sonraki band profilini göstermektedir.



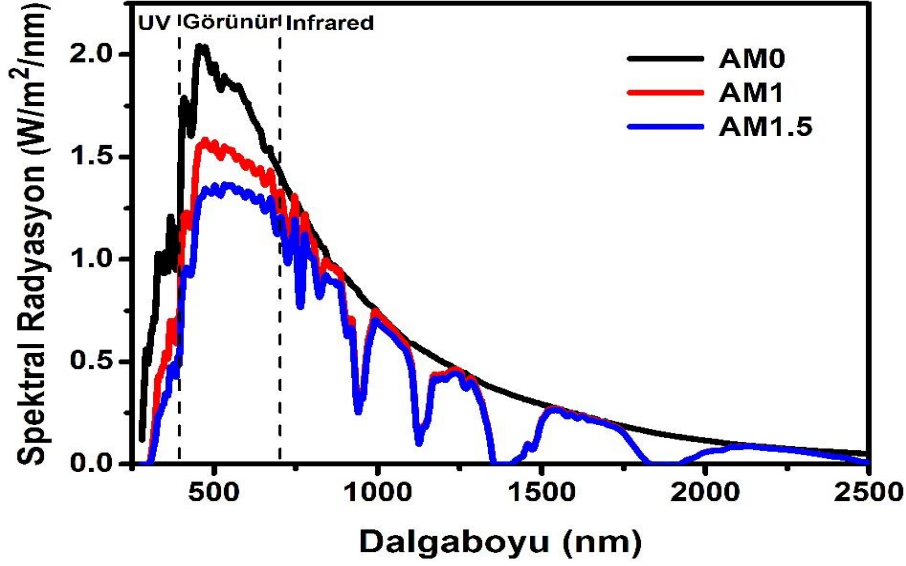
Şekil 2.15. Farklı band aralıklı yarıiletkenlerin p-n eklemi oluşmadan (a) ve p-n eklemi oluşuktan sonraki (b) band profili

2.2. Fotovoltaik Teknolojisi

2.2.1. Güneş ışığının spektral dağılımı

En önemli enerji kaynağı olan güneş ısı ve ışık yayan yüksek sıcaklıktaki bir plazma kütesidir. Güneş çekirdeğinde yer alan Hidrojen'in Helyum'a dönüşmesiyle oluşan füzyon süreci sonunda açığa çıkan enerji elektromagnetik ışınım (radyasyon) şeklinde dünyaya ulaşmaktadır. Dünya yüzeyinin aldığı güneş enerjisinin miktarını atmosferik koşullar belirler. Güneşten gelen enerjinin atmosfer içinde zayıflaması, atmosferdeki CO_2 , su buharı ve ozon gibi gazların güneş ışınımını soğurması ve ışınların atmosfer içinde aldığı yolun uzunluğuna bağlıdır. Atmosferik koşulların dünya yüzeyine ulaşan güneş ışığını etkileme oranı, Hava-Kütle (Air-Mass, AM) koşulu ile tanımlanır ve $AM = 1/\cos(\theta)$ ile ifade edilir (Wenham vd 2007). Farklı AM koşullarında güneşten yayınlanan enerjinin spektral dağılımını (birim yüzeye, birim dalgaboyunda güneşten ulaşan güç) gösteren eğriler Şekil 2.16'da görülmektedir (Honsberg ve Bowden 2013). Dünya atmosferi dışındaki güneş ışığının spektral dağılımını gösteren eğri AM0 koşulu olarak adlandırılır. Güneş tam tepede iken dünya atmosferinden geçerek, yeryüzüne ulaşan güneş ışığının spektral dağılımını veren koşul AM1 ve güneşin dünyanın başucu (tepesi) ile 48° 'lik açı yaptığı durumda yeryüzüne ulaşan güneş ışığının spektral dağılımı

ise AM1.5 koşulu olarak bilinir. Güneş pilleri, 25 °C ortam sıcaklığı, 1000 W/m² ışık şiddeti ve AM1.5 olan standart test koşulları (STK) altında karakterize edilirler (Wenham vd 2007).



Şekil 2.16. Güneşten gelen ışınım enerjisinin, hava-kütle (AM) koşullarına göre spektral dağılımı

2.2.2. Güneş pillerinin tarihsel gelişimi

Güneş pilleri (fotovoltaik piller), yüzeylerine gelen ışığı doğrudan elektrik enerjisine dönüştüren yarıiletken maddelerdir (Bube 1998). Fotovoltaik etki ilk olarak 1839 yılında Fransız fizikçi Alexandre-Edmond Becquerel tarafından gözlenmiştir (Becquerel 1839). 1883'te Charles Fritts Selenyum'u çok ince bir altın tabakasıyla kaplayarak eklem oluşturdu ve verimi $\eta = \%1$ olan ilk güneş pilini üretti (Nelson 2003). Russell Ohl, 1939'da p-n eklemine keşfetti ve güneş pillerinde kullanarak patent aldı (Ohl 1941). Ge'un fotovoltaik özelliği 1946'da Benzer (Benzer 1947) ve 1952'de Pantchechnikoff (Pantchechnikoff 1952) tarafından bildirilmiştir. p-n eklem diyotların teorisi Shockley tarafından geliştirildi ve bipolar eklem transistörlerin icat edilmesinde etkili oldu (Shockley 1949).

Güneş pillerine olan ilgi, Chapin vd. tarafından difüzyon yöntemi ile oluşturulmuş tek kristal Silisyum (c-Si) pillerinin (Chapin vd 1954) ve Reynolds vd. tarafından Kadmiyum Sülfür (CdS) pillerinin (Reynolds 1954) üretilmesinden sonra artmıştır. Si temelli güneş pillerindeki gelişmelerin yanı sıra GaAs gibi diğer p-n tek eklemlili güneş pilleri içinde çalışmalar başlatılmış ve ilk GaAs p-n eklemlili güneş pili 1956'da yapılmıştır (Jenny vd 1956, Luque ve Andreev 2007). GaAs güneş pilleri daha çok uzay uygulamaları için üretilen optik yoğunlaştırıcı sistemlerde kullanılmaktadır (Bube 1998).

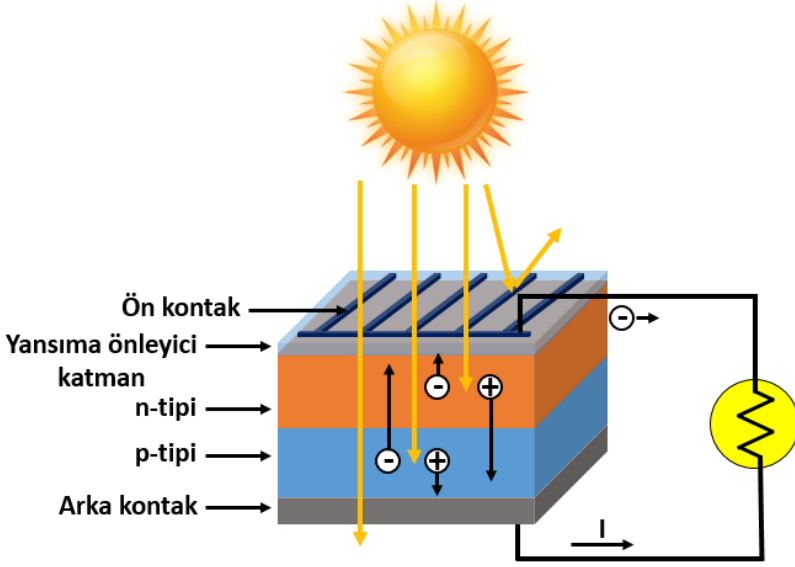
Kristal yapısı ve örgü sabiti yaklaşık aynı olan Ge ve GaAs yarıiletkenlerinin R.L. Anderson tarafından ilk örgü uyumlu çok eklemlili epitaksiyel büyütülmesi, yarıiletken teknolojisinde öncü çalışmalardan birisi olmuştur (Anderson 1960). Çok kristalli Bakır İndiyum Disülfür (CuInS_2) (Kazmerski ve Sanborn 1977), çok kristalli Bakır İndiyum Diselenür (CuInSe_2) (Kazmerski 1977) ve hidrojenlendirilmiş amorf Silisyum (a-Si:H) (Carlson ve Wronski 1976, Spear vd 1976) gibi ince film p-n tek eklemlili güneş pilleri, daha geniş yüzeylerde çalışılıyor olması ve tek kristal Si ve GaAs'e göre daha düşük maliyetlerin olmasından dolayı ilgi odağı haline gelmiştir.

İlerleyen yıllarda güneşten gelen enerjinin etkin bir şekilde kullanılmasını sağlamak amacıyla bazı sistemler geliştirilmiştir (Ludowise vd 1983, Fetzer vd 2005). Örneğin 1983'te, metamorfik iki eklemlili $\text{Ga}_{0.75}\text{In}_{0.25}\text{As}/\text{GaAs}$ güneş pillerinden %21.4 verim (Ludowise vd 1983), 2007 yılında metamorfik üç eklemlili $\text{Ga}_{0.44}\text{In}_{0.56}\text{P}/\text{Ga}_{0.92}\text{In}_{0.08}\text{As}/\text{Ge}$ güneş pillerinden ise %40.7 verim elde edilmiştir (King vd 2007). Ardışık (tandem) güneş pillerinin yapımları daha karmaşık ve pahalı olduğundan, odaklayıcı sistemlerde kullanılmaktadır (Luque ve Andreev 2007).

Ge, oda sıcaklığında (300 K) 0.67 eV (Luque ve Andreev 2007) band aralığına sahip yarıiletken malzeme olup, güneş enerjisini etkin olarak elektrik enerjisine dönüştürmesi düşük olduğundan tek başına güneş pili olarak kullanılmamaktadır (Posthuma vd 2003). Son zamanlarda, Ge temelli güneş pilleri, Ge'un GaAs ile örgü uyumlu olması ve GaAs'e göre mekanik olarak daha sağlam olmasından dolayı yoğun bir şekilde çalışılmaktadır (Yamaguchi vd 2005, Bosi ve Pelosi 2007).

2.2.3. Güneş pilinin yapısı ve çalışması

Güneş pillerinin çalışma ilkesi, fotovoltaik dönüşüm olayına dayanır (Bube 1998). En basit bir güneş pili, fiziksel olarak n-tipi bir yarıiletken ile p-tipi bir yarıiletkenin birleştirilmesiyle oluşturulur. n-tipi ve p-tipi yarıiletkenlerin birleştirilmesiyle oluşturulan p-n eklemi bölgesinde, doğal bir elektrik alan meydana gelir (Mishra ve Singh 2008). Eklem bölgesinde oluşan elektrik alan, yapısal elektrik alan olarak adlandırılır. Yarıiletken eklemine güneş pili olarak çalışması için eklem bölgesinde fotovoltaik dönüşümün sağlanması gerekir. Bu dönüşüm iki aşamada gerçekleşir. Önce eklem bölgesine ışık düşürülerek, e-h çiftlerinin oluşturulması. Sonra, bunların bölgedeki elektrik alan yardımıyla birbirlerinden ayrılmasıdır. Bu p-n eklemi üzerine güneş ışığı düşürüldüğünde, p-tipi yarıiletkende iletkenlik bandına çıkarılmış azınlık taşıyıcısı olan elektronlar, tükenme bölgesindeki yüksek elektrik alan nedeniyle hızla çoğunluk yük taşıyıcısı olduğu n-tipi bölgeye sürüklenirler. Benzer şekilde, n-tipi bölgede elektronların iletkenlik bandına geçmesi ile değerlik bandında kalan azınlık taşıyıcısı olan boşluklarda, yine elektrik alan nedeniyle çoğunluk yük taşıyıcısı olduğu p-tipi bölgeye sürüklenir. Burada azınlık yük taşıyıcısı konsantrasyonundaki değişim, çoğunluk yük taşıyıcılarına göre daha fazla olduğundan fotoakımı, baskın olan azınlık yük taşıyıcıları oluşturur. Dolayısı ile tükenme bölgesi civarında bir azınlık yük taşıyıcısı geçişi söz konusu olur. Bu şekilde güneş pili, elektronları n-tipi bölgeye, boşlukları da p-tipi bölgeye iten bir pompa gibi çalışır (Streetman ve Banerjee 2009). Oluşturulan e-h çiftleri bir dış devre üzerinden birleştirildiğinde, dış devre elemanlarından akan elektriksel yükler, doğrudan güneş enerjisinden elde edilen elektrik enerjisinin kaynağıdır. Bu arada p-n eklemesindeki potansiyel engelinde de bir düşme olur. Potansiyel engelindeki düşme miktarı kadar da p-n eklemesinde bir gerilim üretilir. Bu süreç, bir fotonun yeniden pil yüzeyine çarpmasıyla aynı şekilde devam eder. Yarıiletkenin iç kısımlarında da, gelen fotonlar tarafından e-h çiftleri oluşturulmaktadır. Ancak bunlar, gerekli elektrik alan olmadığı için tekrar birleşerek fotovoltaik dönüşüme katkıda bulunmazlar. Bir güneş pilinin temel çalışma prensibi Şekil 2.17’de verilmiştir.



Şekil 2.17. Güneş ışınları altındaki basit bir güneş pili yapısı

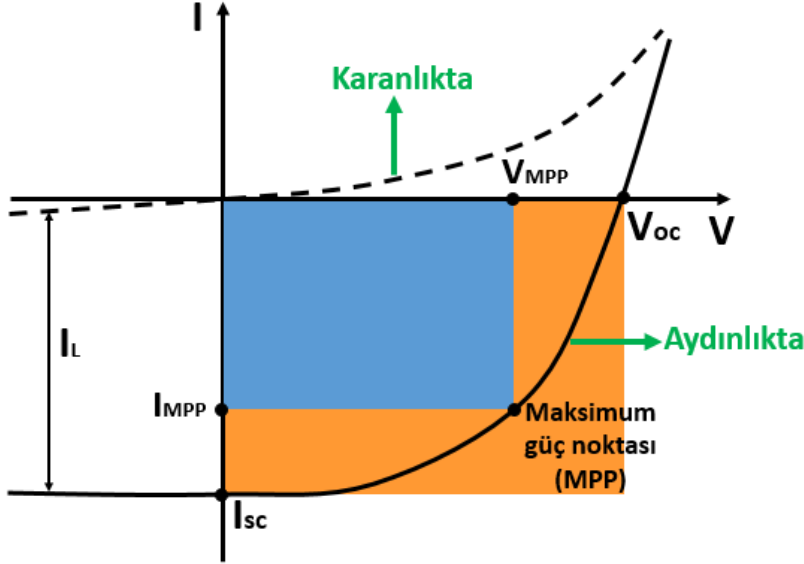
Güneş pilinin verimliliği, üzerine düşen güneş ışınımı ile orantılıdır. Güneş pili üzerine düşen ışığın yansımalarının en aza indirilmesi gerekmektedir. Bunun için yüzey, yansıtıcı olmayan tabaka (*antireflection coating, ARC*) ile kaplanmıştır (Pierret ve Neudeck 1989).

Güneş pilinin üzerine ışık düştüğü zaman oluşacak fotovoltajik akım, I_L ile gösterilir ve diyodun karanlıktaki I-V eğrisinden akım I_L kadar aşağıya iner, yani devreye bir akım kaynağı ilave edilmiş olur. Böylece devrenin toplam akımı diyod akımı ile fotovoltajik akım arasındaki farka eşit olur ve

$$I = I_L - I_0 \left[\exp\left(\frac{qV}{nkT}\right) - 1 \right] \quad (2.4)$$

ifadesi ile verilir (Lindholm vd 1979). Burada; V uygulanan gerilim değerini, I_0 karanlık doyma akımını e elektronun yükünü, k Boltzman sabitini, T Kelvin cinsinden güneş pilinin çalışma sıcaklığını ve n ideallik çarpanını temsil etmektedir.

Güneş pilinin karanlık ve aydınlıktaki akım-gerilim karakteristiği Şekil 2.18’de gösterilmektedir.



Şekil 2.18. Bir güneş pilinin karanlık ve aydınlıktaki I-V karakteristiği

Şekil 2.18’de görülen akım-gerilim eğrisinde aşağıda açıklanacak olan dört önemli parametre vardır. Bunlar, kısa devre akımı (I_{sc}), açık devre gerilimi (V_{oc}), dolun çarpanı (FF) ve güneş pilinin enerji çevrim verimi (η) dir. (Kosyachenko 2011).

Kısa devre akımı (I_{sc}); güneş pilinin uçları arasında uygulanan gerilim sıfır ($V=0$) olduğunda, aydınlatma altında devreden geçen akımdır. Kısa devre akımı fotovoltaik akıma yaklaşık eşittir ($I_{sc} \approx I_L$) ve yüzeye gelen ışığı ile orantılıdır.

Açık devre voltajı (V_{oc}); pilden geçen akımın sıfır ($I=0$) olduğu durumda, devrenin uçları arasında ölçülen gerilimdir. Açık devre gerilimi,

$$V_{oc} = \frac{kT}{q} \ln \left(\frac{I_L}{I_0} + 1 \right) \quad (2.5)$$

formülü ile hesaplanır.

Bir güneş pilinden elde edilecek güç, akım ve gerilim değerlerinin çarpımına eşittir. Aydınlıktaki güneş pilinin Şekil 2.18’de gösterildiği gibi maksimum güç (P_{mpp}) noktasında $I \times V$ en büyük değerini alır ve grafikteki taralı alan da P_m değerine eşittir. Şekildeki I_{MPP} ve V_{MPP} ifadeleri maksimum güç noktasındaki en yüksek akım ve en yüksek gerilim değerlerini göstermektedir. V_{oc} ve I_{sc} değerlerinde sistemden herhangi bir şekilde güç elde edilemez.

Dolum çarpanı (FF); pilin maksimum çıkış gücünün, açık devre voltajı (V_{oc}) ve kısa devre akımı (I_{sc}) çarpımına oranına eşittir ve

$$FF = \frac{V_m I_m}{V_{oc} I_{sc}} \quad (2.6)$$

ile tanımlanır. Dolum çarpanının değeri, güneş pilinin idealliğinin bir ölçüsüdür. İdeal bir güneş pilinde dolum çarpanı 1’e eşittir. Bu yüzden herhangi bir güneş pilinde dolum çarpanınının 1’e yakın olması istenir. Dolum çarpanınının yüksek olması, güneş pilinin veriminin yüksek olduğunu gösterir.

Verimlilik (η); güneşten gelen enerjinin elektrik enerjisine hangi oranda dönüştürüldüğünü gösterir. Güneş pilinin verimliliği maksimum güç noktasındaki gücün güneş pili üzerine düşen ışığın gücüne oranı olarak tanımlanır ve

$$\eta = \frac{V_{mp} I_{mp}}{P_{in}} = \frac{FF V_{oc} I_{sc}}{P_{in}} \quad (2.7)$$

şeklinde ifade edilir. Burada, P_{in} güneş pili üzerine düşen güneş ışığının gücünü göstermektedir.

Dış kuantum verimliliği (EQE); belirli bir dalga boyunda, güneş pilinin aktif yüzeyi üzerine gelen foton sayısına (n_{foton}) karşılık, oluşan e-h çifti sayısı ($n_{elektron}$) oranı olarak tanımlanmaktadır.

$$EQE(\lambda) = \frac{n_{elektron}(\lambda)}{n_{foton}(\lambda)} \quad (2.8)$$

Seri direnç (R_s); yarıiletkenin bulk direnci ve kontaktların direncinden kaynaklanmaktadır.

$$R_s = \left(\frac{1}{\frac{dI}{dV}} \right)_{V=V_{oc}} \quad (2.9)$$

Paralel direnç (R_{sh}); boşaltılmış bölgedeki örgü kusurları tarafından oluşturulmaktadır.

$$R_{sh} = \left(\frac{1}{\frac{dI}{dV}} \right)_{V=0} \quad (2.10)$$

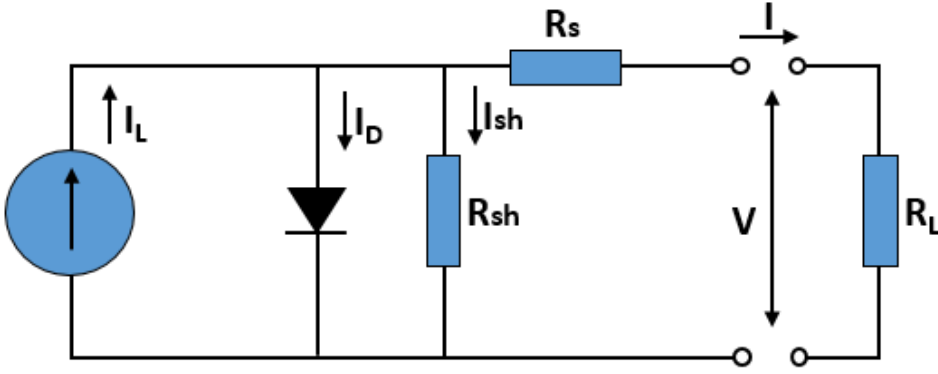
Güneş pilleri için ideal eş değer devre Şekil 2.19’da verilmiştir. Kirchhoff’un akım kuralına göre devreden geçen akım;

$$I = I_L - I_D - I_{sh} \quad (2.11)$$

şeklinde yazılmaktadır. I_D diyot akımı ve paralel direnç üzerinden geçen I_{sh} kaçak akımı Eş. 8’de yerine koyularak devreden geçen akım için;

$$I = I_L - I_0 \left\{ \exp \left[\frac{q(V + IR_s)}{nkT} \right] - 1 \right\} - \frac{V + IR_s}{R_{sh}} \quad (2.12)$$

denklemini elde edilir (Wenham vd 2007). Burada I_L ışıkla oluşan akım (fotovoltaik akım), I_0 karanlık doyma akımı, R_s seri direnç, R_{sh} paralel direnç, n idealite faktörü, k Boltzmann sabiti, T mutlak sıcaklık ve V uygulanan gerilimdir. Gerçek bir pilde $R_s > 0$ ve $R_{sh} < \infty$ dur. Bu dirençler güç kayıplarına neden olurlar.



Şekil 2.19. Bir güneş pilinin eş değer devresi

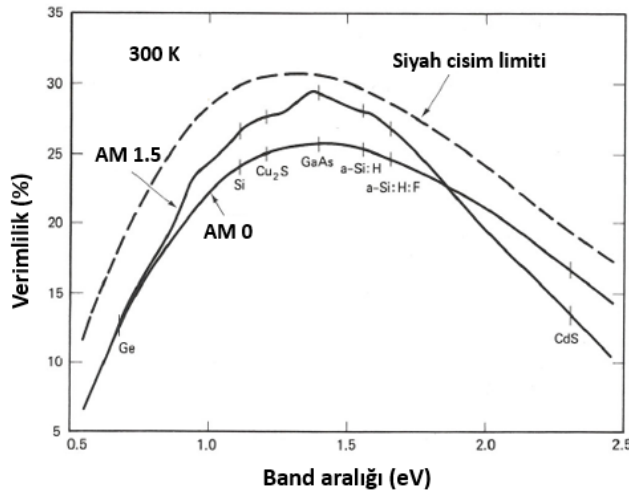
Güneş pillerinin verimi önemli bir parametre olup, verimi etkileyen birçok fiziksel neden şunlardır (Conibeer 2007);

- Yarıiletkenin band aralığından büyük enerjili fotonların ($h\nu > E_g$) oluşturduğu enerjik yük taşıyıcıların enerjilerini çoklu çarpışmalar ile kaybederek elektriksel iletme katkıda bulunamayıp, enerjilerinin ısı enerjisine dönüşmesi,
- Band aralığından küçük enerjili fotonların ($h\nu < E_g$) e-h çifti oluşturamamaları,
- R_s ve R_{sh} direçlerinden kaynaklanan güç kayıpları,
- Yüzeye gelen fotonların yüzeyden yansması sonucu e-h çifti oluşturamamaları.
- Yüzeye gelen fotonların, kontakların perdeleme etkisinden dolayı soğurulamamaları,

2.2.4. Güneş pilleri için materyal seçimi

Güneş pilleri, pek çok farklı yarıiletken madde kullanılarak üretilebilir. Materyal seçimi, üretilen güneş pillerinin hem ekonomik, hem de yüksek verimli olması açısından büyük önem taşımaktadır. Güneş pili olarak en çok kullanılan yarıiletkenlerin başında Si, Ge, GaAs, CdS ve CdTe gelmektedir. Güneş pilinde kullanılacak yarıiletken malzemelerin band aralıkları güneş spektrumu ile uyumlu olmalıdır. Şekil 2.20’de çeşitli materyaller için ölçülen maksimum verim değerlerinin, band aralığı ile değişimi gösterilmiştir. Güneş pillerinde kullanılan yarıiletken materyalin band aralığı (E_g)

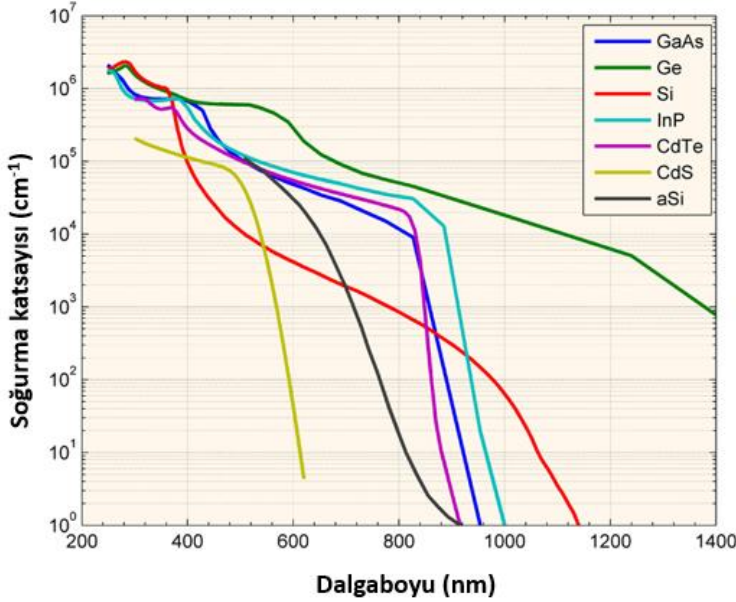
arttıkça; I_0 karanlık doyum akımı azalır, V_{oc} açık devre voltajı artar. Çünkü pil tarafından soğurulan, band aralığından daha büyük enerjili ($h\nu > E_g$) fotonların sayısı azalır. Band aralığı E_g azaldıkça; I_0 karanlık doyum akımı artarken, V_{oc} açık devre voltajı azalır. Bu nedenle, güneş pilinin yüksek verimli olabilmesi için kullanılacak yarıiletken malzemenin uygun band aralığına sahip olması gerekir. Güneş spektrumuna bağlı olarak fotovoltaiik çevrim için 1.1 – 1.6 eV arasındaki band aralığına sahip yarıiletkenler güneş pili için uygun malzeme olarak görülmektedirler.



Şekil 2.20. Çeşitli yarıiletken materyallerin verimlerinin band aralığı ile değişimi (Goetzberger ve Hoffmann 2005)

Güneş pili yapımında kullanılacak yarıiletken malzemenin seçiminde, optik özellikleri de dikkat alınmalıdır. Yarıiletken malzeme içerisine nüfuz eden fotonların birim uzunluk başına soğurulma miktarı olarak tanımlanan soğurulma katsayısının, $\alpha(\nu)$, büyük olması güneş ışınlarının malzeme içerisinde küçük bir uzaklıkta soğurulmasına neden olur. Soğurulma katsayısı yarıiletkenin band yapısına göre değişmektedir. Şekil 2.21'de çeşitli yarıiletken malzemelerin soğurma katsayılarını foton enerjisinin fonksiyonu olarak gösterilmiştir (Honsberg ve Bowden 2013). Yarıiletkenin soğurma katsayısı büyük ise, güneş ışınları daha küçük bir uzaklıkta soğurulacaktır. Böylece, daha az malzeme kullanılarak fotovoltaiik dönüşümüne olanak sağlanacaktır. Doğrudan (direct) band geçişine sahip malzemelerde gelen ışınlar daha kısa mesafelerde soğurulmalarına

karşın, dolaylı (indirect) band geçişli malzemelerde daha derinlerde soğurulmaktadır. Bu nedenle, doğrudan band geçişli malzeme kullanılarak yapılan güneş pilleri, dolaylı band geçişli malzemeler kullanılarak yapılanlara göre daha ince ve daha az malzeme kullanılarak üretilirler.



Şekil 2.21. Doğrudan band aralığına sahip bazı yarıiletkenler için foton enerjisinin fonksiyonu olarak soğurma katsayısı (Honsberg ve Bowden 2013)

Güneş pili üzerine yeterli enerjiye sahip foton düşürüldüğünde, elektronun değerlik bandından iletkenlik bandına geçmesiyle e-h çifti elde edilmiş olur. Ancak, değerlik bandından ayrılan elektronlar geri dönme eğilimindedirler. Elektronların bir üst enerji seviyesinde kalma sürelerine ömür süresi denir. Güneş pili yapımında kullanılan yarıiletken malzemede elektron ve boşlukların ömür süresinin uzun olması istenir.

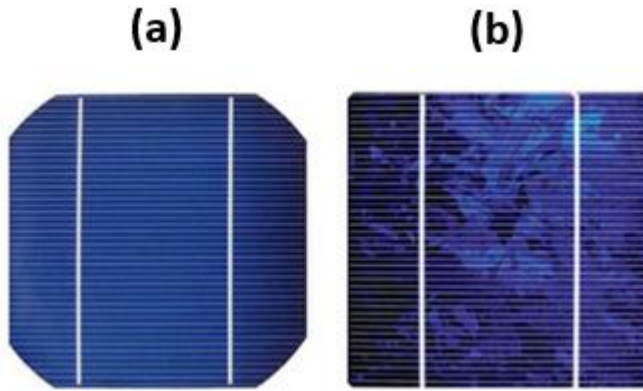
Güneş pili yapımında kullanılacak yarıiletken malzemedeki kusurlar, taşıyıcıların iletilmesini önemli ölçüde etkileyecektir. Tek kristalli malzemelerde yapısal özellikler tüm maddede aynıdır. Ancak çok kristalli malzemede, yapısal özellikleri birbirlerinden farklı olan ve damar adı verilen bölgeler mevcuttur. Bir damardan diğerine geçerken karşılaşılan süreksizlik ve buna bağlı olarak mikro yapıda oluşan kusurlar, elektriksel iletkenliği olumsuz yönde etkiler. Sonuçta tek kristalli malzemedan çok kristalli

malzemeye geçildiğinde; elde edilebilecek enerji dönüşüm verimi düşerken, çok kristalli malzemede damar büyüklükleri verimle doğru orantılıdır.

2.3. Güneş Pillerinin Sınıflandırılması

2.3.1. Birinci nesil güneş pilleri

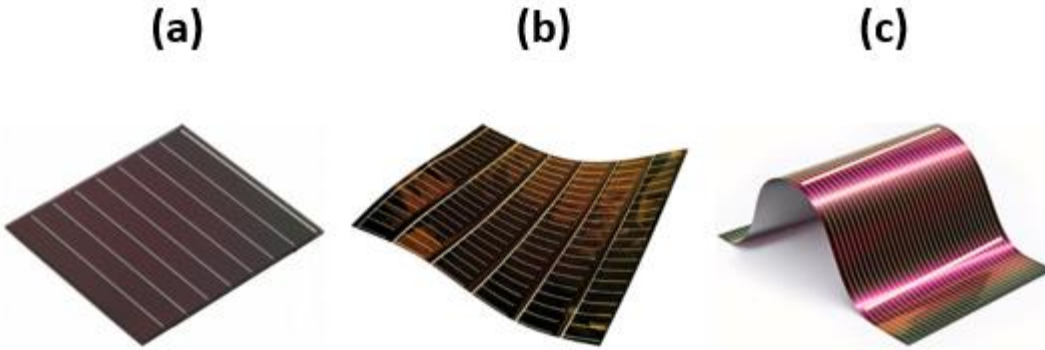
Birinci nesil güneş pilleri deyimi, en eski güneş pili teknolojisine sahip ve hala en popüler olan c-Si güneş pilleri için kullanılmaktadır. Si, güneş pili yapımında en çok kullanılan materyaldir. Bu güneş pilleri Si pul üzerinde üretilirler. Birinci nesil güneş pillerinin iki türü olup, bunlar kristallenme düzeylerine göre farklılık gösterirler. Tüm pul tek kristalden oluşuyorsa mono-kristal güneş pili, eğer pul kristal taneciklerinden oluşuyorsa poli-kristal güneş pili adını alırlar. Mono-kristal güneş pillerinin verimi poli-kristal güneş pillerine göre daha yüksektir, ancak, poli-kristal pulların ise üretimi daha kolay ve daha ucuzdur. Şekil 2.22’de birinci nesil güneş pilleri olan mono-kristal ve poli-kristal güneş pilleri görülmektedir. Günümüzde fotovoltaik pazara hâkim olan mono-kristal ve poli-kristal güneş pillerinin verimlilikleri sırasıyla %24 ve %19 düzeyindedir.



Şekil 2.22. Birinci nesil güneş pilleri; mono-kristal (a) ve poli-kristal (b) güneş pilleri

2.3.2. İkinci nesil güneş pilleri

İkinci nesil güneş pilleri, amorf Silisyum (α -Si), Kadmiyum Sülfür / Kadmiyum Tellür (CdS / CdTe) ve Bakır İndiyum Galyum Diselenür (CIGS) gibi ince film güneş pilleridir, Şekil 2.23. Bu güneş pillerinin verimleri birinci nesil güneş pillerine göre düşük olmasına karşın, bu güneş pillerinin maliyetinin çok daha düşüktür. Ayrıca, ince film yarıiletken malzemeler Si'ye göre daha yüksek soğurma katsayısına sahip olduklarından birkaç μm kalınlığında yarıiletken film yeterli olmaktadır. Böylece, yaklaşık 200 μm kalınlığındaki Si pul ile karşılaştırıldığında pahalı yarıiletken malzeme kullanımı da azaltılmış olmaktadır. Daha az malzeme kullanılması ve üretim maliyetinin düşük olması, bu tür güneş pillerini ön plana çıkarmaktadır. Pul tabanlı güneş pilleri sadece pul boyutları ile sınırlanırken, ikinci nesil güneş pilleri düşük maliyetli cam, metal gibi geniş ölçekli alanlar üzerine kolaylıkla büyütülebilirler. Ayrıca, bu güneş pilleri esnek alttaşlar üzerine de büyütülebilir. Böylece bu güneş pilleri tekstil ürünleri ve katlanabilir aygıtlar üzerine de uygulanabilir. Bu güneş pillerinin verimleri yaklaşık % 13-16 civarındadır.

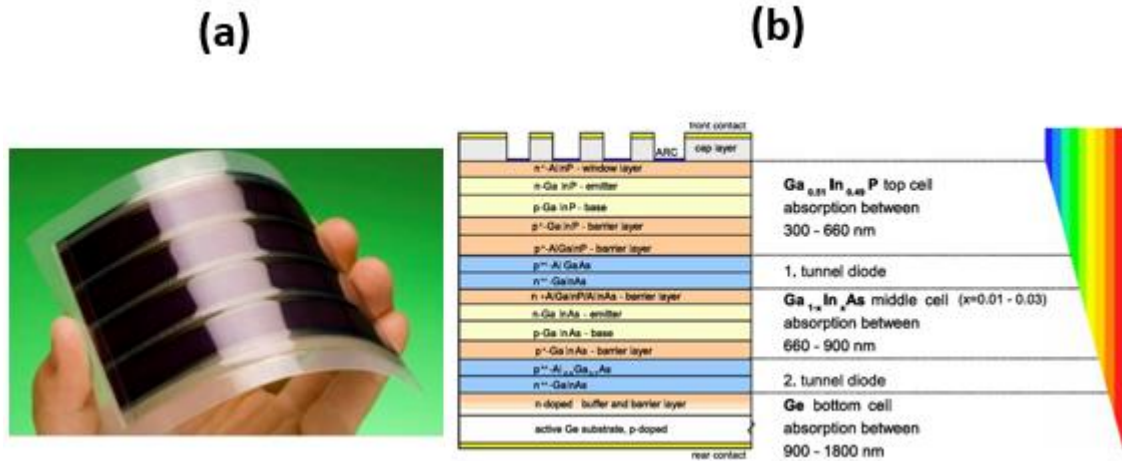


Şekil 2.23. İkinci nesil güneş pilleri; α -Si (a), CdS / CdTe (b) ve CIGS (c) güneş pilleri

2.3.3. Üçüncü nesil güneş pilleri

Üçüncü nesil güneş pilleri umut verici yeni bir teknoloji olmasına karşın, henüz ticari olarak kendisini ispatlayamamıştır. Üçüncü nesil güneş pilleri arasında en gelişmiş olanları, boya duyarlı güneş pilleri (dye sensitized solar cells, DSSC), ve çok eklemli

(ardışık, tandem) güneş pilleri gelmektedir. Şekil 2.24'te, DSSC ve çok eklemli ve yüksek verimli güneş pilleri görülmektedir. Boya duyarlı güneş pillerinin verimleri daha düşük, %11 civarındadır, ama maliyetleri oldukça düşüktür. Ayrıca, üretimleri de diğer teknolojilere göre oldukça kolaydır. Hem üretiminin çok zor, hem de maliyetinin çok pahalı olduğu bir diğer üçüncü nesil güneş pili teknolojisi, çok eklemli güneş pilleridir. Bu güneş pilleri ile güneş spektrumundan etkin bir şekilde faydalanmak mümkündür. Yüksek enerjili fotonlar geniş band aralıklı yarıiletken üzerine, düşük enerjili fotonlar da dar band aralıklı yarıiletken üzerine düşürüldüğünde, yüksek verimli güneş pilleri oluşturulabilir. Böylece hem düşük enerjili fotonların, hem de yüksek enerjili fotonların e-h çiftleri oluşturması sağlanabilir. Çok eklemli güneş pillerinde en geniş band aralığına sahip güneş pili en üste gelecek şekilde, gittikçe daha küçük band aralığına sahip güneş pilleri seri halinde art arda getirilirler. Çok eklemli güneş pilleri için 297 kez yoğunlaştırılmış ışık altında ölçülen en yüksek verim değeri %44.7'dir (Dimroth 2014).



Şekil 2.24. Üçüncü nesil güneş pilleri; DSSC (a) ve üç eklemli güneş pili (b)

2.4. Ge İnce Filmler

İlk transistör, Ge kullanılarak 1948 yılında Shockley, Bardeen and Brattain tarafından Bell laboratuvarlarında icat edilmiştir (Claeys ve Simoen 2007). Ancak, Si oksitin kararlı olması nedeniyle, Si yüzeyinde pasivasyon tabakası, transistörlerde kapı (gate) yalıtkanı, bitişik aygıtlar arasında ayırıcı vb. şekilde kullanılması, Si 'un hızlı bir

şekilde Ge 'un yerini almasında büyük bir etken olmuştur (Claeys ve Simoen 2007). Si'un aksine Ge'un kararlı bir oksite sahip olamaması ve bu nedenle de kendi yüzeyinde pasivasyon tabakası olarak kullanılmamasına neden olmaktadır.

Son yıllarda, çok eklemli güneş pillerinde alttaş olarak kullanılması ve e-h mobilitesinin Si'dan büyük olması, Ge'un yarıiletken uygulamalarda tekrar büyük ilgi kazanmasına neden olmuştur. Bu nedenle Ge, gelecekte yüksek hızlı tümleşik devrelerin (ICs) yapılmasında önemli bir malzeme olarak görülmektedir (Claeys ve Simoen 2007). Ancak, tek-kristal Ge'un yüksek maliyetli olması, poli-kristal Ge (poli-Ge) ince filmlerin yoğun bir şekilde çalışılmasına neden olmuştur. Poli-kristal Ge ince filmlerin düşük sıcaklıklarda elde edilmesi ve bu poli-kristal malzemelerin ince film transistör (Shahrjerdi vd 2004, Park vd 2007) ve ince film güneş pili (Toko vd 2012, Miyazaki vd 2012) uygulamaları için uygun aday haline getirmektedir. Bu nedenle, amorf Ge (α -Ge) ince filminden poli-Ge ince film elde etmek için katı faz kristallenmesi (Tsunoda vd 2004), lazerle tavlama (Watakabe vd 2004) ve metal-indüklü kristallenme (Zanatta ve Chambouleyron 2005) gibi yöntemler geniş çaplı bir şekilde araştırılmaktadır. Ge ince filmler, e-h mobilitelerinin yüksek olması ve kristallenme sıcaklığının düşük olması nedeniyle, ince film transistör uygulamalarında Si'un yerini alması açısından da büyük öneme sahiptir (Peng vd 2012).

3. MATERYAL VE YÖNTEM

3.1. Ge Pul ve Temizleme Prosedürü

Çalışmada, direnci 1-30 Ω .cm olan p-tipi Ge pul (wafer) (100) kullanılmıştır. Ge pul temizliği için aşağıda verilen temizlik prosedürü izlenmiştir (Sun 2007). Ge sırasıyla;

- 30 saniye Deiyonize (DI) su içerisinde,
- 30 saniye %10'luk Hidrojen peroksit (H_2O_2) çözeltisinde,
- 10 dakika %10'luk Hidroklorik asit (HCl) çözeltisi içerisinde

bekletilmiştir. Son olarak, DI su ($R = 16.4 M\Omega$) ile yıkandıktan sonra N_2 ile kurutulmuştur.

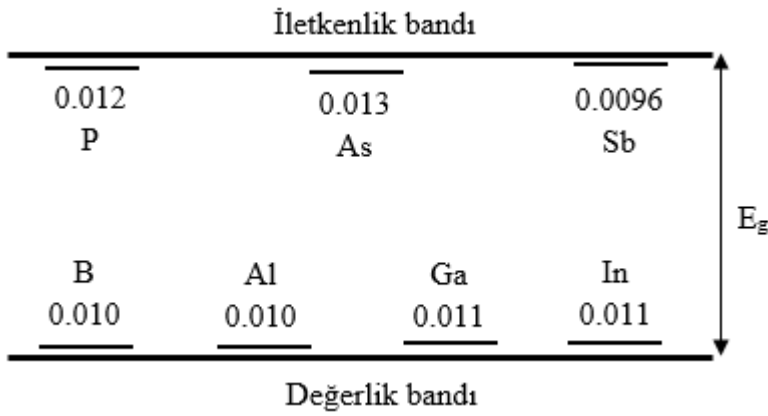
3.2. Güneş Pillerinin Yapılması

3.2.1. Homo-eklemlili güneş pilleri

3.2.1.1. İyon ekme yöntemi

Güneş pillerinin kalbi olan p-n eklemi (p-n junction) difüzyon ve iyon ekme gibi yöntemler kullanılarak oluşturulmaktadır (Simoen ve Claeys 2007). Ge güneş pili için en yaygın eklem oluşumu, grup-III veya grup-V elementlerinin (Ga, In, P, As, Sb) Ge altaşa difüzyon ile katkılanmasıyla gerçekleşir (Luque ve Hegedus 2003). Ancak, katkılama konsantrasyonunun ve derinlik profilinin iyi kontrol edilmesinden dolayı, iyon ekme yöntemi yarıiletken teknolojisinde çok yaygın kullanılan bir katkılama yöntemidir (Townsend vd 1994). Bu yöntemin en önemli eksikliği, enerjik iyon türleri ile hedef malzemenin atomları arasındaki etkileşmeden dolayı ekilmiş bölgede hasar oluşturmalarıdır. Bu hasarlar, yarıiletkenin band aralığı içerisinde elektronik düzeylerin oluşmasına neden olup yarıiletken aygıtın performansını olumsuz yönde etkilerler. Malzemenin fiziksel özelliklerini değiştirmesinden başka, iyon ekme işlemi günümüz tümleşik devre (IC) teknolojisinde anahtar rol oynamaktadır.

Grup-IV yarıiletkenlere elektriksel olarak katkılanan safsızlıklar grup-III ve grup-V elementleridir. Grup-III elementleri (B, Al, Ga ve In) Ge'a göre bir değerlik elektronu eksik olup, alıcı (acceptor) veya p-tipi katkılayıcı, grup V elementleri (P, As, Sb) ise bir fazla değerlik elektronuna sahip olup verici (donor) veya n-tipi katkılayıcı olarak adlandırılırlar. Alıcı ve verici enerji düzeyleri katkılanmış yarıiletkenin band aralığı içerisinde olup, yarıiletken aygıtın çalışma prensibinde çok önemlidir. Şekil 3.1'de alıcı ve verici safsızlıkların Ge band aralığı içerisindeki enerji düzeyleri görülmektedir (Burton 1954).



Şekil 3.1. Ge içerisindeki safsızlıkların iyonlaşma enerjileri (eV) (Burton 1954)

Şekil 3.1'de gösterilen iyonlaşma enerjileri göreceli olarak birbirine çok yakın ve sonuç olarak hangi safsızlığın Ge için en uygun olduğunu belirlemek için diğer özelliklere bakmak gerekmektedir. Böyle iki özellik ise, Ge'a katkılanan safsızlıkların difüzyon mekanizmaları ve katı çözünürlükleridir (Simoen ve Claeys 2007). Katı çözünürlük, sıvı fazı ile termodinamik dengede olan safsızlığın maksimum konsantrasyonu olarak tanımlanır. Çizelge 3.1'de Ge'a yaygın olarak katkılanan bazı safsızlıkların katı çözünürlükleri gösterilmektedir. p-tipi katılama için Al ve Ga, n-tipi katılama için ise P ve As en yüksek katı çözünürlüğe sahip görünmektedir.

Çizelge 3.1. Ge'a katkılanan grup-III ve grup-V safsızlıklarının maksimum denge katı çözünürlükleri (Simoen ve Claeys 2007)

	Safsızlık	Katı çözünürlük (at / cm ²)
p-tipi	B	5.5 x 10 ¹⁸
	Al	~ 4 x 10 ²⁰
	Ga	4.9 x 10 ²⁰
	In	~ 4 x 10 ¹⁸
n-tipi	P	2.0 x 10 ²⁰
	As	8.1 x 10 ¹⁹
	Sb	1.2 x 10 ¹⁹

Sığ eklem (shallow junction) (düşük difüzyondan dolayı) ve yüksek elektriksel aktivasyonundan dolayı Ge için en uygun p-tipi katkılama Bor (B) olarak görülmektedir (Satta vd 2005, Mirabella vd 2008). Ancak B, diğer p-tipi katkılayıcılara göre düşük katı çözünürlüğe sahiptir. n-tipi katkılama için en iyi sonuç, yüksek difüzyona ve katı çözünürlüğe sahip olması nedeniyle fosfor (P) görünmektedir (Simoen ve Claeys 2007).

Çalışmada, p-n eklem oluşumu iyon ekici (ion implanter) ile yapılmıştır. Şekil 3.2, iyon ekme cihazının temel bileşenlerini göstermektedir. İyon ekme sistemi dört kısma ayrılabilir: İyon kaynağı, hızlandırıcı sistem, kütle ayırıcı ve iyonları hedefe dağıtan tarama sistemi. İyon kaynağında istenilen elementin iyonları üretildikten sonra, iyon demeti birkaç keV'den birkaç MeV enerjiye kadar hızlandırılırlar. Bu, genelde yüklü parçacıkların elektrostatik potansiyele maruz bırakılması ile elde edilmektedir. Demet, manyetik alan içerisinde geçerken yüklerine ve kütlelerine göre ayrılırlar. Manyetik alanda (B) hareket eden yüklü parçacığa (q) etkiyen kuvvet (F);

$$F = qV \times B = \frac{Mv^2}{r} \quad (3.1)$$

şeklinindedir. M, r ve v sırasıyla kütle, eğrilik yarıçapı ve demet içindeki türlerin hızıdır. Enerji (E) ve uygulanan potansiyel (V_{uyg}) arasındaki ilişki yazılacak olursa hız;

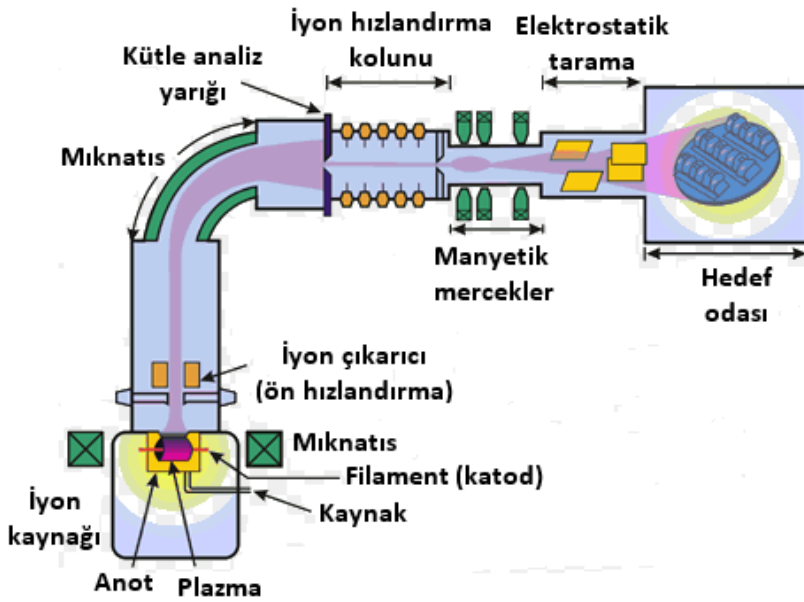
$$v = \sqrt{\frac{2E}{M}} = \sqrt{\frac{2qV_{uyg}}{M}} \quad (3.2)$$

bulunur. Eş.3.1 ve Eş. 3.2 birleştirildiğinde;

$$r = \frac{Mv}{qB} = \frac{1}{B} \sqrt{\frac{2MV_{uyg}}{q}} \quad (3.3)$$

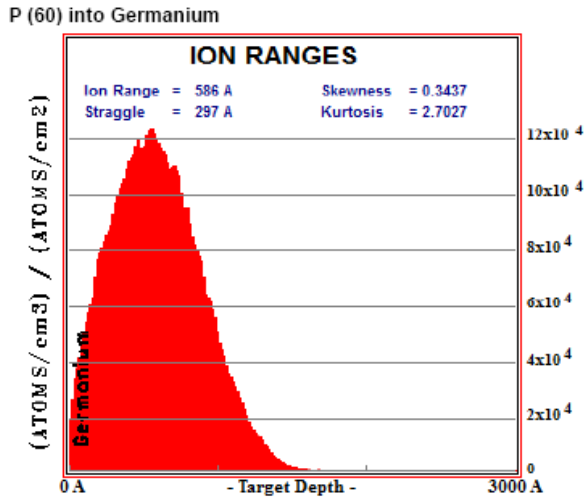
bulunur. Manyetik alanı değiştirerek sadece istenilen parçacık kütle ayırıcından seçilerek, manyetik mercekler ve elektrostatik tarayıcılar yardımı ile hedef malzeme ile etkileşmeleri sağlanır.

Enerjik iyonlar katı içerisine nüfuz ettiği zaman, hedef malzemedeki elektronlar ve çekirdek ile bir dizi çarpışmalar ve etkileşmelere uğrar. Bu etkileşmeler sırasında gelen parçacık; kütlesine, çekirdek yüküne ve gelme enerjisine, aynı zamanda, hedef malzemenin atomik yoğunluğu ve çekirdek yüküne bağlı olarak enerjisini kaybeder (Decoster 2009).



Şekil 3.2. İyon ekme cihazı bileşenlerinin yer aldığı şematik görünümü

Ge pula iyon ekimi yapılmadan önce, enerjik iyonlar ile hedef malzemenin atomları arasındaki etkileşme ücretsiz bir yazılım olan SRIM (Ziegler vd 1985) (The Stopping and Range of Ions in Matter) ile incelenmiştir. SRIM, Monte Carlo algoritmasını kullanarak iyon dağılımını ve iyonların enerji kaybetme mekanizmaları olan: hedef hasarı, saçırma, iyonlaşma ve fonon oluşumunu hesaplar. SRIM yazılımı kullanılarak ekilecek iyonların derinlik dağılımları hakkında bilgi elde edilmiştir. Şekil 3.3'te Ge'a 60 keV enerji ve hedef malzemenin yüzey normali ile 7° açı yapacak şekilde gönderilen $^{31}\text{P}^+$ iyonlarının derinlik dağılımı görülmektedir.



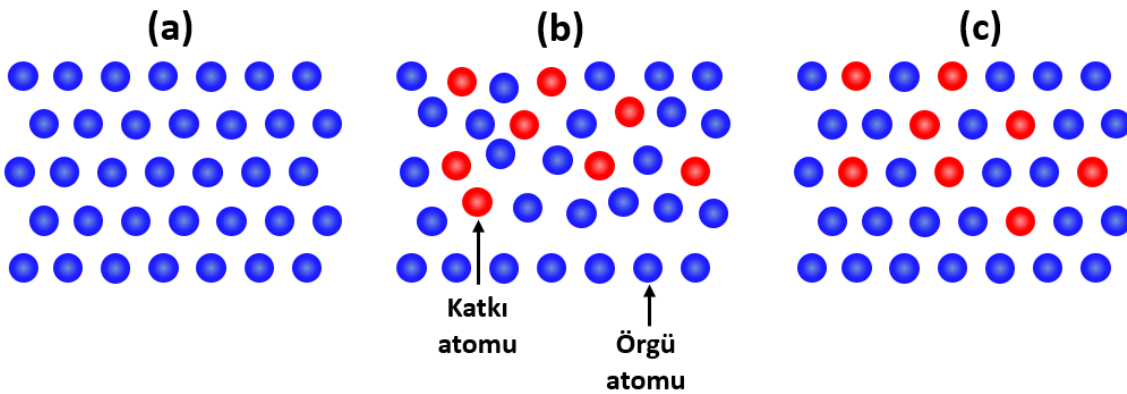
Şekil 3.3. SRIM ile hesaplanan 60 keV enerjili $^{31}\text{P}^+$ iyonlarının derinlik dağılımı

Ge örnekler, Çizelge 3.2'de belirtilen koşullar altında oda sıcaklığında $^{31}\text{P}^+$ iyonları ile katkılandılar. İyon demeti, kanallaşma etkilerini minimize etmek için hedef malzemenin yüzey normali ile 7° açı yapacak şekilde eğik tutuldu (Chui vd 2003, Brotzmann ve Bracht 2008). p-n eklemi oluşturmak için iyon ekle işlemi, Almanya'nın Dresden şehrinde bulunan Rosendorf Araştırma Merkezinde, AB destekli "Support of Public and Industrial Research Using Ion Beam Technology (SPIRIT)" projesi kanalı ile yapıldı.

Çizelge 3.2. İyon ekme işleminin gerçekleştiği koşullar

Örnek Adı	İyon Adı	İyon Enerjisi (keV)	Doz (iyon/cm ²)	Açı
W51	³¹ P ⁺	60	1x10 ¹³	7°
W52	³¹ P ⁺	60	1x10 ¹⁴	7°
W53	³¹ P ⁺	60	1x10 ¹⁵	7°
W54	³¹ P ⁺	60	1x10 ¹⁶	7°

Yüksek enerjili iyonlar ile hedef malzemenin atomları arasındaki etkileşimlerden dolayı kristal örgü içerisinde örgü atomlarının yer değiştirmesine bağlı olarak zararlar oluşabilmektedir. Bu nedenle, iyon ekme işleminden sonra hedef malzemeye tavlama işlemi uygulanır. Şekil 3.4(a)'da, iyon ekilmenden önce hedef malzemenin kristal örgüsü görülmektedir. İyon ekildikten sonra enerjik iyonların, enerji kaybetmeleri sonucu kristal örgüde oluşturdukları zarar Şekil 3.4(b)'de verilmiştir. Şekil 3.4(c) ise, tavlama yapıldıktan sonra ekilmiş iyonların kristal örgü içerisindeki elektriksel olarak aktif olan yerlerine gitmesini göstermektedir. İyon ekme yönteminde, iyon ekme dozu, iyon ekme enerjisi, tavlama sıcaklığı, tavlama süresi ve tavlama atmosferi önemli parametrelerdir (Hollaway ve Mcguire 1995).



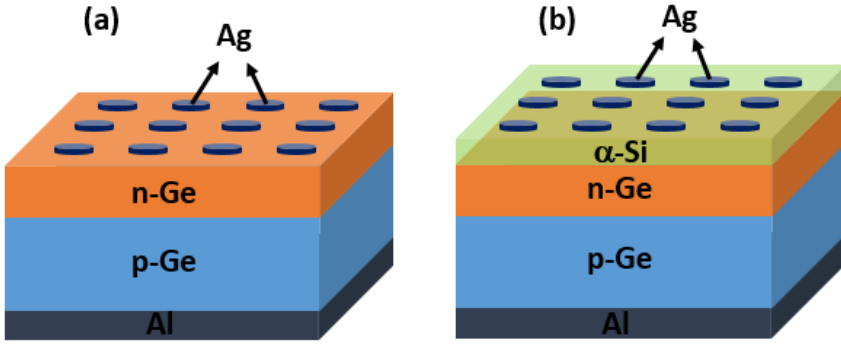
Şekil 3.4. İyon ekilmenden önce (a), iyon ekildikten sonra (b) ve tavlama yapıldıktan sonra (c) kristal yapıdaki değişimler

İyon ekme işleminden sonra örnekler, manyetik saçırma (magnetic sputtering) yöntemi ile 30 nm kalınlığında silikon nitrat (Si_3N_4) ile kaplandı. Kaplama işlemi, tavlama yapılırken ekilmiş iyonların malzeme içerisinden dışarı çıkmasını önlemek amacıyla yapılmaktadır (Chui vd 2003, Brotzmann ve Bracht 2008). Yüzey, Si_3N_4 ile kaplanmadan önce %10 hidroflorik asit (HF) çözeltisi içerisinde 10 s tutularak temizlendi. Si_3N_4 film büyütüldükten sonra örnekler, hızlı termal tavlama (Rapid Thermal Annealing, RTA) ile Argon (Ar) ortamında ve kuartz tüplü yatay fırın (Furnace Annealing, FA) ile N_2 ortamında ısı işleme maruz bırakıldılar. Ge örneklerin hangi şartlar altında tavlama işleminin yapıldığı Çizelge 3.3'te verilmektedir. Tavlama işleminden sonra Ge örneklerin tabaka direnci (sheet resistance) ölçümleri için yüzeydeki Si_3N_4 %10 HF çözeltisi ile temizlendi.

Çizelge 3.3. İyon ekilmiş Ge örneklerin tavlama koşulları

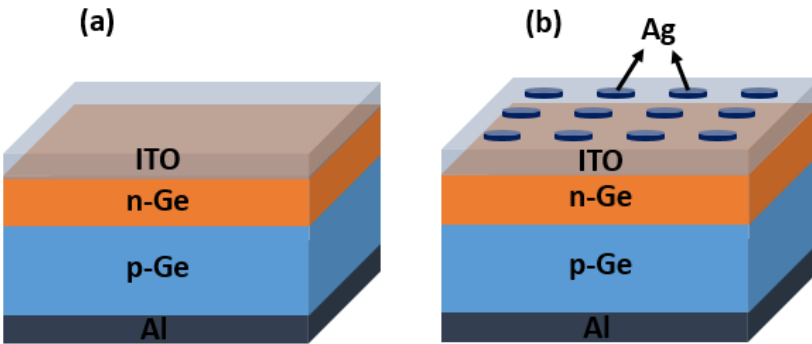
Tavlama Türü	Sıcaklık (°C)	Tavlama Süresi	Atmosfer
RTA	650	60 s	Ar
	650	120 s	Ar
	650	300 s	Ar
	700	60 s	Ar
	700	120 s	Ar
FA	700	30 dk	N_2

Elektriksel ölçümler için termal buharlaştırma yöntemi ile P ekilmiş Ge örneklere, ön ve arka kontaklar oluşturularak basit bir güneş pili yapısı oluşturuldu, Şekil 3.5(a). Termal buharlaştırma yöntemi ile arka yüzeye Al katman biriktirildikten sonra 420 °C'de 30 dakika (dk), ön yüzeye ise Ag biriktirilip 250 °C'de 30 dk tavlama yapılmıştır. Tavlama işlemi N_2 ortamında gerçekleştirilmiştir. Ayrıca, yüzeyden yansıyan foton sayısını azaltmak için güneş pillerinin yüzeyi yansıma önleyici katman (Anti-Reflective Coating, ARC) ile kaplandı. Magnetron saçırma yöntemi ile Ge örneklerin yüzeyine yansıma önleyici katman olarak 80 nm kalınlığında α -Si ince film kaplanmıştır, Şekil 3.5(b).



Şekil 3.5. İyon ekme yöntemi ile oluşturulan Ge güneş pillerinin yansıma önleyici katman yokken (a) ve yansıma önleyici katman varken (b) kesit görünümü

p-n eklemi üzerine ışık düştüğü zaman oluşan yük taşıyıcılarını daha iyi toplayabilmek için ön yüzeye saydam iletken oksit (Transparent Conductive Oxide, TCO) kaplanmıştır. Elektron demeti (e-beam) ile buharlaştırma yöntemi kullanılarak saydam iletken oksit olarak yaklaşık 80 nm kalınlığında indiyum kalay oksit (ITO) kaplandı. Arka yüzeye Al kontak yapıldıktan sonra Al ve ITO 400 °C’de 30 dk N₂ ortamında tavlantı yapıldı. Oluşan güneş pili yapısı Şekil 3.6(a)’da verilmektedir. ITO tarafından kaynaklanan seri direnci azaltmak için ITO üzerine Ag kontak büyütüldü, Şekil 3.6(b). Ag kontak, N₂ ortamında 250 °C’de 30 dk tavlantı yapıldı.



Şekil 3.6. İyon ekme yöntemi ile oluşturulan Ge güneş pillerinin ITO varken (a) ve ITO üzerinde Ag kontak varken (b) kesit görünümü

3.2.2. Hetero-eklemlı güneş pilleri

İnce filmler, yarı iletken teknolojisinde, elektronik materyal yapımında, yüzeyi korozif etkilerden korumak ve yüzey özelliklerini değiştirmek amacıyla yaygın olarak kullanılmaktadır. İnce film hazırlamak için kullanılan yöntemler, filmlerin optiksel, elektriksel ve yapısal özelliklerini etkiledikleri için çok önemlidir. İnce film üretmek için genelde iki yöntem mevcuttur (Wasa ve Hayakawa 1992). Film büyütmek için, kaynak olarak katı fazlı hedef kullanan fiziksel buhar biriktirme (Physical Vapor Deposition, PVD) yöntemi ve gaz fazlı kaynak kullanan kimyasal buhar biriktirme (Chemical Vapor Deposition, CVD) yöntemidir. PVD yöntemine, termal buharlaştırma, elektron-demet (e-demet) buharlaştırma, magnetron saçtırma ve iyon-demet saçtırma örnek verilebilir. Plazma destekli-CVD, düşük basınçlı-CVD, sıcak tel-CVD, atmosferik basınç-CVD ise en yaygın kullanılan CVD yöntemleridir. Tez kapsamında, c-Ge üzerine magnetron saçtırma, elektron-demet buharlaştırma ve plazma destekli-CVD yöntemleriyle heteroeklem yapılar oluşturulup, bu yapıların güneş pili özelliklerine bakıldı.

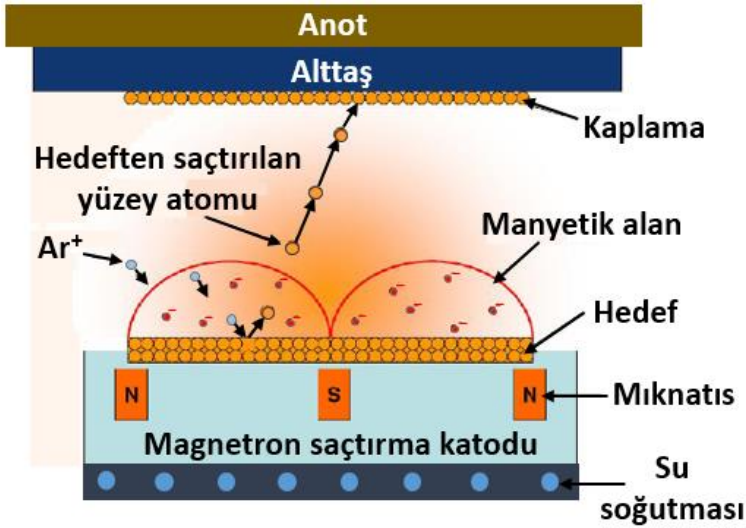
3.2.2.1. Magnetron saçtırma yöntemi

Saçtırma (sputtering) yöntemi, fiziksel buhar biriktirme yöntemi olup, ince film büyütülmesinde yaygın olarak kullanılmaktadır. Saçtırma yönteminde, yüksek enerjili iyonlar (genelde Ar^+) katod hedef ile anot arasına uygulanan yüksek gerilim ile hedefe doğru ivmelendirilir. Katı hedefe çarpan Ar^+ iyonları momentum aktarımı ile hedef atomlarını sökmeye başlarlar. Hedeften sökülen atomlar anot üzerine yerleştirilmiş alttaş üzerinde birikmeye başlarlar (Geng 2004).

Magnetron saçtırma (magnetron sputtering) yönteminde, Ar^+ iyonlarının hızlandırmak için kullanılan elektriksel alana ek olarak bu alana dik doğrultuda bir de manyetik alan uygulanır, Şekil 3.7. Manyetik alan, kutuplardan bir tanesi hedefin merkezine, diğer kutup ise hedefin kenarlarına halkalar şeklinde yerleştirilen mıknatıslar aracılığıyla oluşturulur. Manyetik alan sayesinde elektronlar sarmal yörünge boyunca hareket ederek hedef üzerinde iyon konsantrasyonunu artırmak suretiyle plazmanın daha yoğun olmasına neden olmaktadır. Böylece, daha yüksek saçtırma oranları ile hedefin

iyon bombardımanı artmakta ve alttaş üzerinde daha yüksek biriktirme oranlarının elde edilmesi sağlanmaktadır.

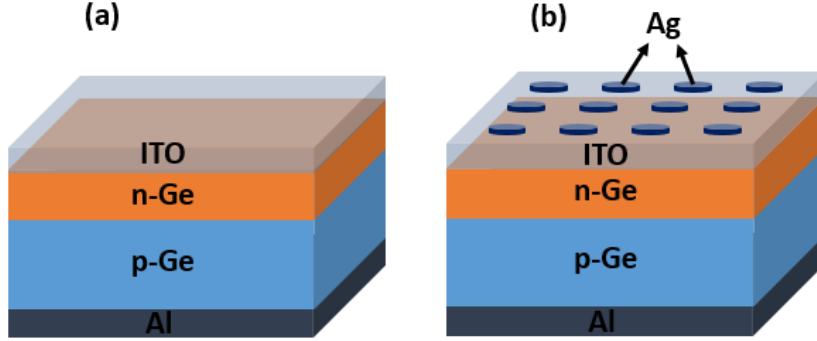
Magnetron saçtırma yönteminde, ya doğru akım (DC) ya da radyo frekanslı (RF) kaynak kullanılır. DC kaynak iletken hedefler için kullanılır. Yalıtkan bir hedef kullanılması durumunda, iyonlar tek bir yolu izleyecekleri için pozitif yükler hedef malzemenin ön yüzeyinde birikerek plazmayı bloke ederler. RF kaynak kullanılarak, anot ve katodun işaretini yüksek bir hızla değiştirerek (genelde 13.56 MHz) yük birikmesinin önüne geçilir (Ohring 1992). RF saçtırma sisteminde, güç kaynağı ile elektrotlar arasında empedans eşleştirmesinin yapılması gerekmektedir. RF kaynak, iletken ve yalıtkan her iki hedef içinde kullanılmaktadır.



Şekil 3.7. Magnetron saçtırma yönteminin çalışma şeması

Bu çalışmada, magnetron saçtırma yöntemi ile p-Ge (c-Ge) ve p-Si (c-Si) üzerine n-Ge büyütülerek hetero-elem güneş pili yapısı oluşturuldu, Şekil 3.8. Vaksis isimli yerli bir firma tarafından üretilen ve Şekil 3.9'da görülen Nano D100 magnetron saçtırma sistemi kullanılmıştır. Ge filmler, %99.999 saflıkta n-Ge hedef ve %99.99 saflıkta Ar gazı kullanılarak büyütülmüştür. Saçtırma işlemi başlamadan önce odacık (chamber) basıncının $< 5 \times 10^{-6}$ Torr'a düşmesi beklenilmiştir. Rf kaynağın gücü 50, 100 ve 120 W

olarak örnek büyüme süresi ise 60 dk olarak ayarlanıp, Rf kaynak gücünün hetero-eklem güneş pili I-V eğrisi üzerine etkisi incelenmiştir.



Şekil 3.8. Saçırma yöntemi ile c-Ge üzerinde oluşturulan hetero-eklem güneş pilinin kesit yapısı

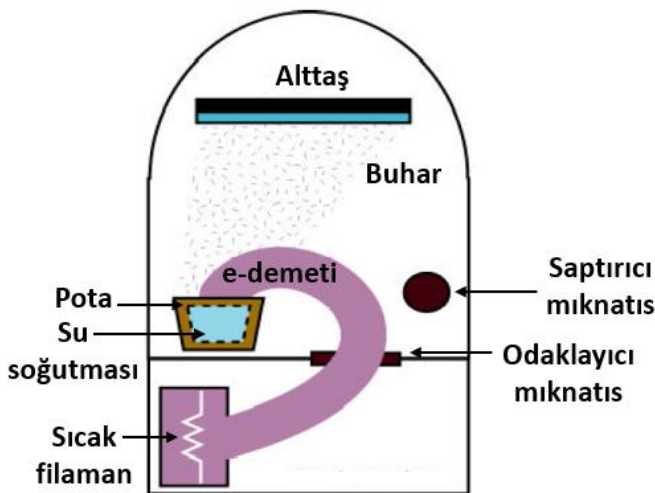


Şekil 3.9. Çalışmada kullanılan Nano D100 magnetron saçırma sistemi

3.2.2.2. E-demeti ile buharlaştırma yöntemi

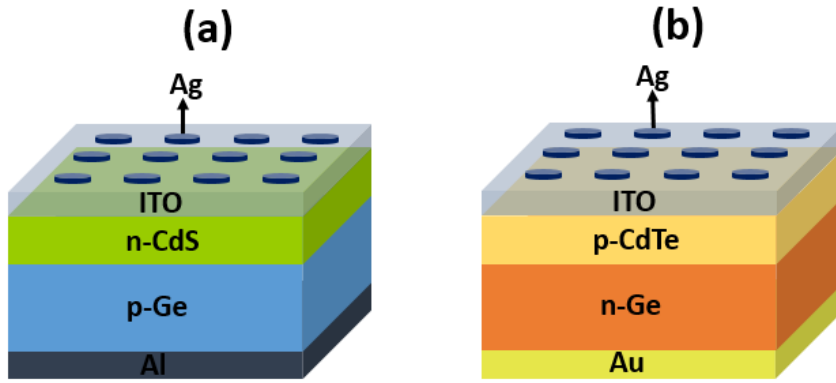
Elektron demeti (e-demeti) ile buharlaştırma, bir elektron kaynağından çıkan yüksek enerjili elektron demetinin hedef malzemeye yönlendirilmesi sonucu açığa çıkan ısı enerjinin hedef malzemeyi buharlaştırması prensibine dayanmaktadır. Buharlaştırılan bu atomlar, vakum odacığı içindeki alttaş üzerine yapışarak ince bir film oluşmasını sağlarlar (Jaeger 2002).

Şekil 3.10'da e-demet buharlaştırma sisteminin şematik görüntüsü yer almaktadır. E-demet yönteminde, buharlaştırılacak malzeme pota (crucible) içerisine yerleştirilir. Elektron kaynağı olarak, plazma tabancaları ve termoiyonik tabancalar olmak üzere iki farklı kaynak kullanılmaktadır. Çalışmada kaynak olarak termoiyonik tabanca kullanılmıştır. Tungsten filamanın ısıtılması ile üretilen e-demeti yüksek kinetik enerjilere çıkartılıp, buharlaştırılacak malzeme üzerine odaklandırılır. Tungsten filamandan akım geçmesi ile üretilen e-demetinin yoğunluğu ve büyütme hızı, geçen akımın değiştirilmesi ile kontrol edilmektedir. Manyetik alan e-demetini hedef malzeme üzerine odaklamak ve yönlendirmek için kullanılmaktadır. Aktarılan e-demet enerjisi, pota içerisindeki sıcaklığı artırıp hedef malzemenin buharlaşarak alttaş üzerinde birikmesini sağlamaktadır.



Şekil 3.10. E-demet buharlaştırma sisteminin şematik görünümü

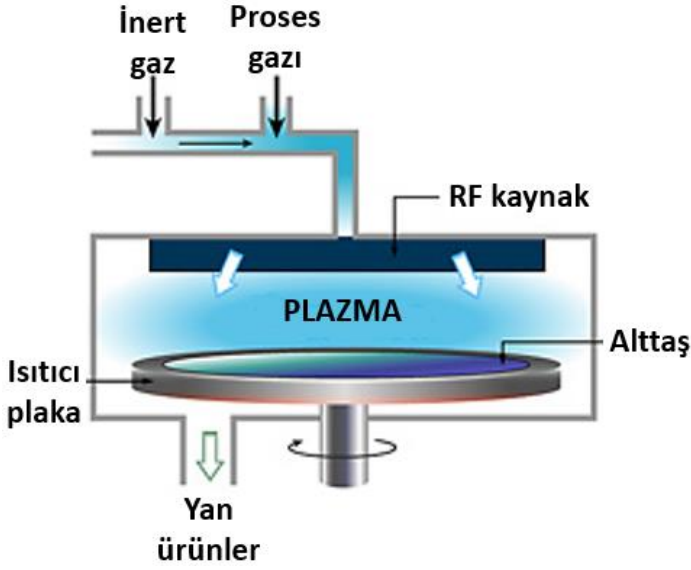
Çalışmada, e-demet buharlaştırma yöntemi ile p-Ge üzerine kadmiyum sülfür (CdS) ve n-Ge üzerine de kadmiyum tellür (CdTe) büyütülerek hetero-eklem yapılar elde edildi. Bu yapıların ışık aydınlatması altında I-V ölçümleri yapılarak güneş pili özellikleri incelenmiştir. Şekil 3.11(a)'da Ag/ITO/n-CdS/p-Ge/Al yapısının şematik görüntüsü görülmektedir. CdS kalınlığı 120 nm'dir. n-Ge üzerine de 2000 nm kalınlığında CdTe büyütülerek, Ag/ITO/p-CdTe/n-Ge/Al yapısı oluşturuldu, Şekil 3.11(b). Bu yapılarında ışık altında I-V ölçümleri alınarak güneş pili özelliği incelenmiştir. Metal kontaklar (Al, Ag, Au) ve saydam iletken oksit (ITO) termal buharlaştırma yöntemi ile büyütülmüştür.



Şekil 3.11. n-CdS / p-Ge (a) ve p-CdTe / n-Ge (b) hetero-eklem yapısının şematik görünümü

3.2.2.3. Plazma destekli kimyasal buhar biriktirme yöntemi

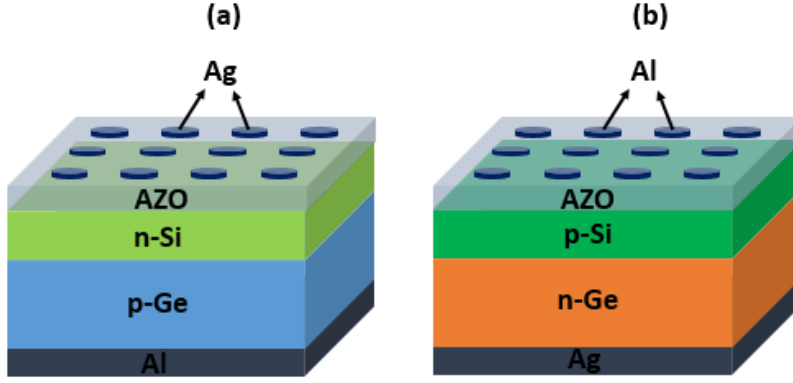
Plazma destekli kimyasal buhar biriktirme (Plasma-enhanced chemical vapor deposition, PECVD) yöntemi düşük sıcaklık (150 °C - 350 °C) büyütme yöntemidir. PECVD yöntemi, az maliyetli alttaşların kullanılması, yüksek büyütme hızına sahip olması ve yüksek saflıkta düzgün kaplamaların yapılması nedeniyle ince film üretiminde yaygın olarak kullanılmaktadır. PECVD sistemi ana hatlarıyla Şekil 3.12'de görüldüğü gibidir.



Şekil 3.12. PECVD sisteminin şematik gösterimi

PECVD sistemi, içerisinde plazmanın elde edildiği reaktör, birbirine paralel iki elektrot, gazları bileşenlerine ayrılması için AC gerilim uygulayan RF kaynağı, reaktöre kontrollü bir şekilde gaz akışını sağlayan: vana, akış ölçer ve düzenleyicilerin olduğu gaz girişleri, alttaş ısıtıcı ve vakum pompasından oluşmaktadır. Alttaş üzerinde biriken film, reaktör içine gönderilen gazların kimyasal reaksiyonunun bir ürünüdür. Kimyasal reaksiyonun gerçekleşmesini sağlamak için reaktör içinde RF ya da DC boşalımı ile plazma oluşturulur. PECVD yöntemi, genellikle yarıiletken aygıt üretiminde, cam alttaş üzerine ince film güneş pili yapımında ve pasivasyon, dielektrik ve saydam iletken oksit (TCO) gibi ince film kaplamaların yapılmasında kullanılır (Geng 2004, Jaeger 2002).

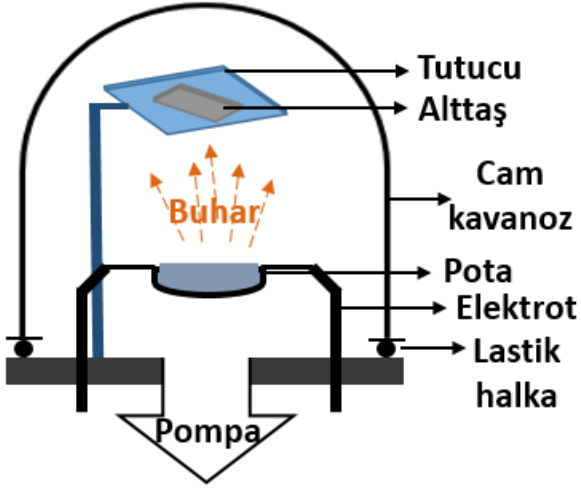
Çalışmada GünEr PECVD sistemi kullanılarak tek kristal p-Ge ve n-Ge pul üzerine α -Si büyütülerek n-Si / p-Ge ve p-Si / n-Ge heteroeklem yapıları oluşturuldu. p-Ge alttaş üzerine 20 nm kalınlığında n-Si büyütüldükten sonra 80 nm kalınlığında alüminyum katkılı çinko oksit (AZO) saydam iletken oksit olarak büyütüldü, Şekil 3.13(a). n-Ge alttaş üzerine de 15 ve 30 nm kalınlığında p-Si büyütüldükten sonra yine 80 nm kalınlığında AZO büyütüldü, Şekil 3.13(b). I-V ölçümleri için AZO / n-Si / p-Ge yapısına termal buharlaştırma ile arka yüzeye Al, ön yüzeye Ag nokta kontak büyütüldü. AZO / p-Si / n-Ge yapısı için arka yüzeye Ag, ön yüzeye Al nokta kontak büyütüldü.



Şekil 3.13. n-Si / p-Ge (a) ve p-Si / n-Ge (b) hetero-ekelem yapısının şematik görünümü

3.2.3. Termal buharlaştırma yöntemi

PVD kaplama teknikleri arasında en basit olanıdır. Kaplanacak malzeme, herhangi bir şekilde ısı etkisi ile buharlaştırılır ve buharlaşan atomlar, alttaş üzerinde giderek yoğunlaşırlar. İşlem, $10^{-5} - 10^{-6}$ Torr basınçlı vakum ortamında yapılır. Kaplanacak olan malzemeler, tungsten (W), molibden (Mo) ve tantal (Ta) gibi ısıya dayanıklı, erime noktası çok yüksek olan metallere imal edilmiş potaların içerisinde veya direkt olarak ısıtılmış rezistans üzerinden buharlaştırılır (Geng 2004). Termal buharlaştırma ile alüminyum (Al), gümüş (Ag), altın (Au), indiyum (In) gibi düşük erime sıcaklığına sahip malzemelerin buharlaştırılmasında yararlanır. Şekil 3.14'te termal buharlaştırma sisteminin şematik görüntüsü yer almaktadır. Termal buharlaştırmada, buharlaşan atomların kinetik enerjileri düşük olduğu için, kaplamaların ana malzemeye yapışma yetenekleri düşüktür. Bunun yanında, sistemin oldukça basit olması ve buhar veriminin yüksek, kaplama malzemesi seçiminde geniş olanaklar sunması, termal buharlaşma tekniğinin avantajlarıdır.



Şekil 3.14. Termal buharlaşma sisteminin şematik görüntüsü

Kontaklar, güneş pilinin seri direncini belirledikleri gibi, yansıma ve gölgeleme gibi etkileriyle de optiksel özelliğini değiştirirler. Güneş pillerinin I-V karakteristikleri incelemek için kontaklar termal buharlaştırma yöntemi ile oluşturulmuştur. p-tipi bölgeye alüminyum (Al) kontak yapıldıktan sonra 420 °C’de 30 dk N₂ ortamında, n-tipi bölgeye gümüş (Ag) kontak yapıldıktan sonra 350 °C’de 20 dk N₂ ortamında tavlama işlemi yapıldı. Tavlama işlemi kontakların yüzey ile etkileşimlerini artırmak için yapılmaktadır.

3.3. Ge İnce Filmlerin Üretimi

Bulk Ge'un pahalı olması nedeniyle Ge ince filmler yoğun bir şekilde çalışılmaktadır. Poli-kristal Ge elde etmek için kullanılan yöntemler arasında katı faz kristallenme (solid phase crystallization, SPC) ve metal indüklü kristallenme (metal induced crystallization, MIC) dikkat çekmektedir (Tsunoda vd 2004, Zanatta ve Chambouleyron 2005).

3.3.1. Katı faz kristallenme

Ge ince filmler e-demet buharlaştırma yöntemi ile c-Si üzerinde oda sıcaklığında büyütüldü. Hedef malzemesi olarak Ge parçacıkları (%99.999) kullanılmıştır. Ge film büyütmeden önce c-Si üzerindeki doğal oksit HF (%5) çözeltisi ile temizlendi. Büyütme hızı 5.0 Å/s olup, film kalınlığı yaklaşık 300 nm olarak ayarlandı. Tavlama sıcaklığının ve tavlama süresinin Ge ince filmlerin kristallenmesi üzerine etkisi incelendi. Filmler, kuantz tüplü fırında 200 – 500 °C arasında 60 dk, 400 – 500 °C arasında 300 dk N₂ ortamında fırımlandı. Şekil 3.15'de Ge ince filmlerin kristallenme süreci görülmektedir. Amorf fazdan kristal faza geçmek için kullanılan bu yöntem, katı faz kristallenme olarak bilinmektedir (Tsunoda vd 2004).



Şekil 3.15. Ge ince filmlerin katı faz kristallenmesi

3.3.2. Metal indüklü kristallenme

Amorf fazdan kristal faz elde etmek için kullanılan bir diğer yöntem ise metal indüklü kristallenmedir (Zanatta ve Chambouleyron 2005). Termal buharlaştırma yöntemi ile c-Si, cam ve alüminyum katkılı çinko oksit (aluminium doped zinc oxide, AZO) alttaş üzerine 15 nm kalınlığında ayrı ayrı Ag, Au, Fe, Ni ve Co metal filmler büyütüldü. Daha sonra, e-demet yöntemi ile metal filmler üzerine 300 nm kalınlığında α -Ge film büyütüldü. Filmler oda sıcaklığında büyütüldü. Çalışmada, termal buharlaştırma ile büyütülen metal katalizlerin Ge ince filmlerin kristallenmesi üzerine etkisi incelendi. Filmler, kuartz tüplü fırında 300, 400 ve 500 °C sıcaklıklarında 60 dakika N₂ ortamında fırımlandı. Şekil 3.16'da Ge ince filmlerin metal-indüklü kristallenme süreci görülmektedir.



Şekil 3.16. Ge ince filmlerin metal-indüklü kristallenmesi

3.4. Aygıt Karakterizasyonu

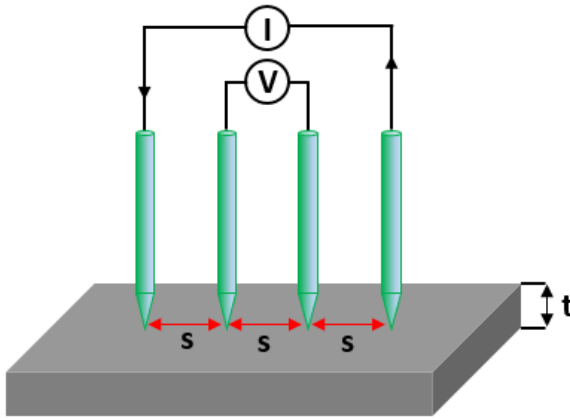
3.4.1. Direnç ölçümü

Dört nokta uç metodu, genellikle ince film malzemelerin veya yarıiletken maddelerin iletkenlik ve öz dirençlerinin ölçülmesinde kullanılır. Şekil 3.17’de de görüldüğü gibi, dıştaki iki uç akım uygulamak, içteki iki uç ise potansiyel fark okumak için kullanılır. Birbirinden eşit uzaklıkta (s) bulunan dört nokta uç sistemi ile ölçülen örneğin tabaka direnci (Smits 1958);

$$\rho \left(\frac{\Omega}{\square} \right) = \frac{\pi}{\ln(2)} \frac{V}{I} \quad (3.4)$$

ile verilir. Yığın direnci ise tabaka direnci ile kalınlık (t) çarpımına eşittir;

$$\rho (\Omega \cdot cm) = \frac{\pi}{\ln(2)} \frac{V}{I} t \quad (3.5)$$



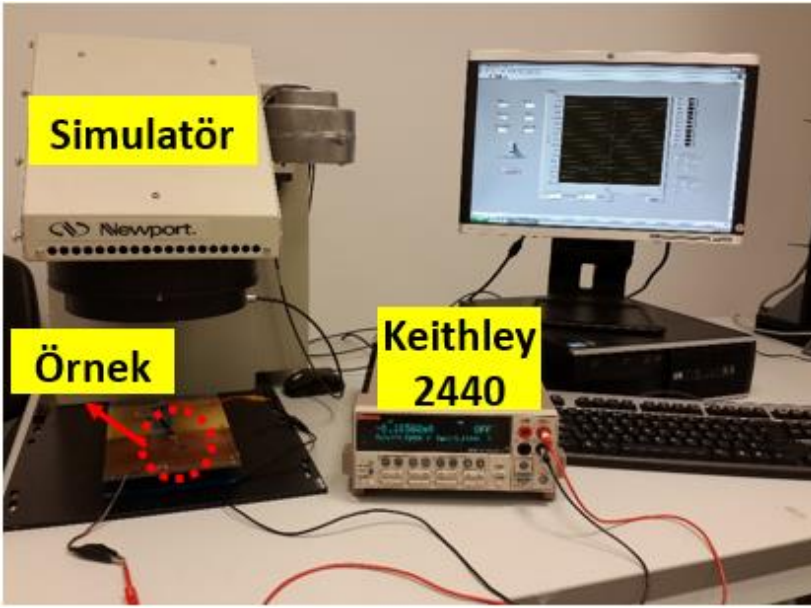
Şekil 3.17. Dört nokta uç sistemi

Farklı konsantrasyonlarda ve farklı sıcaklıklarda tavlama yapılmış iyon ekilmiş örneklerin, dört nokta ucu ile tabaka dirençleri (sheet resistance) beş farklı yerinden

ölçülerek kaydedildi. Örneklerin tabaka direnci, Jandel Model RM3-AR dört nokta uç sistemi ile ölçüldü.

3.4.2. I-V ölçümleri

Örneklerin karanlık ve aydınlık I-V karakteristikleri Şekil 3.18’de verilen düzenek ile elde edilmiştir. Akım kaynağı olarak bilgisayar kontrollü Labview arayüzlü Keithley 2440 akım-gerilim kaynağı kullanılmıştır. Işık altında yapılan I-V ölçümleri için Newport güneş simülatöründen faydalanılmıştır. I-V ölçümleri oda sıcaklığında alınmıştır. I-V ölçümlerinden, güneş pili parametreleri olan açık devre voltajı (V_{oc}) ve kısa devre akımı (I_{sc}) belirlenmiştir.

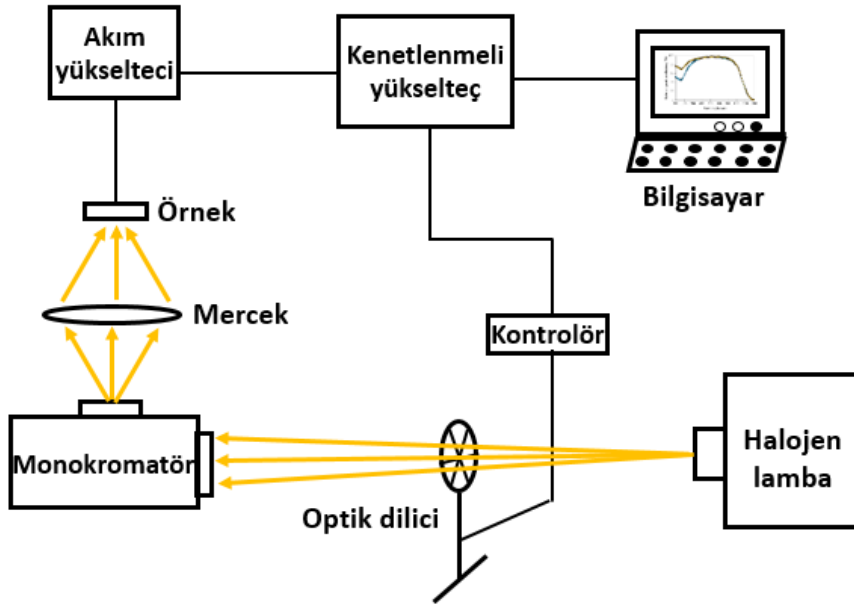


Şekil 3.18. I-V ölçümleri için deneysel düzenek

3.4.3. Kuantum verimlilik ölçümleri

Kuantum verimlilik deney düzeneği temelde, halojen ışık kaynağı, dilici (chopper), monokromatör, akım yükselteci ve kenetlenmeli yükselteçten oluşmaktadır, Şekil 3.19. Işık, dilici ile modüle edilerek monokromatör aracılığıyla dalgaboylarına

ayrılarak mercek yardımıyla örnek üzerine odaklanır. Örnek üzerine düşen ışık, fotoakım oluşturur. Fotoakımın (A), dilici frekansı ile aynı modülasyon frekansına sahip olan kısmı, her dalgaboyu için kenetlenmeli yükselteç tarafından ölçülür. Yük taşıyıcıların sayısı, bir tek elektronun yüküne bölünmesi ile bu fotoakımdan belirlenir. Benzer olarak, gelen foton sayısı bilinen dedektiviteye (A/W) sahip fotodedektör tarafından ölçülür. Dedektörün fotoakımı (A), bu dedektiviteye ve bir tek fotonun o dalgaboyundaki enerjisine bölünerek gelen foton sayısı bulunur. Elektron sayısının foton sayısına oranı dışsal kuantum verimliliği (External Quantum Efficiency, EQE) verir (Abou-Ras vd 2011).



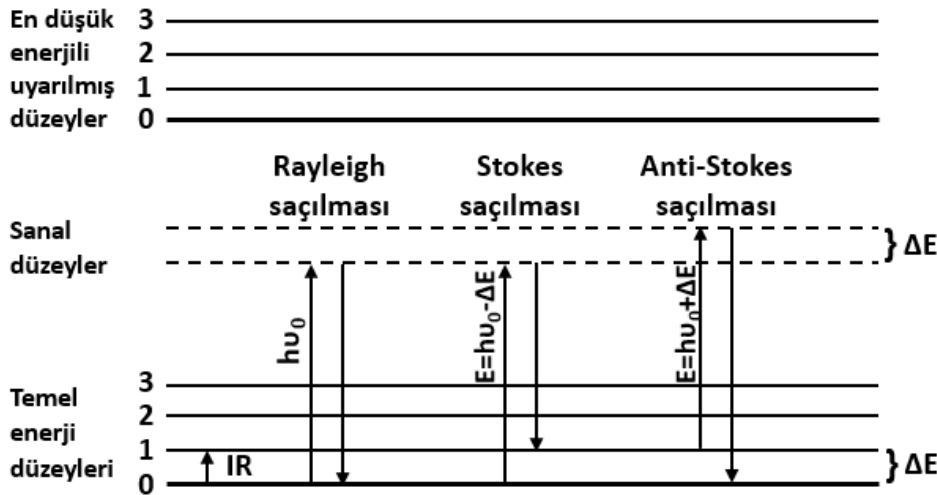
Şekil 3.19. Kuantum verimlilik ölçüm deney düzeneği

3.4.4. Raman ölçümleri

Işık ile moleküllerin etkileşimi sonucu saçılan fotonun dalgaboyunun büyük bir kısmının gelen ışık ile aynı dalgaboyunda olduğu çok az bir kısmının ise farklı dalgaboylarına kaydığı ve bu kaymanın saçılmaya neden olan moleküllerin kimyasal yapısına bağlı olduğu bulunmuştur. Işığın farklı dalgaboylarına kayması Raman saçılması olarak bilinmektedir. Raman saçılmasının fiziksel temeli, ışık demetini oluşturan

tanecikler ile ortamdaki moleküllerin çarpışması sonucu oluşan elastik olmayan çarpışmadır. Saçılan ışığın enerjisi ile etkileşen ışığın enerjisi eşit ise bu tür saçılmaya elastik saçılma denir ve Rayleigh saçılması olarak adlandırılır. Rayleigh saçılması, Raman saçılmasına göre 10^4 - 10^5 kez daha şiddetli ışık saçılmış olur. Raman saçılmasında toplam enerji korunacağı için fotonun kaybettiği ya da kazandığı enerji, molekülün titreşim enerji düzeyleri arasındaki enerjiye eşit olmaktadır. Böylece, fotonun kaybettiği veya kazandığı enerji miktarının belirlenmesi ile molekülün titreşim enerji düzeyleri hakkında bilgi edinilebilir.

Raman spektroskopisinde, bir numune $h\nu_0$ enerjili monokromatik ışıktan oluşan bir lazer kaynağı ile ışınlandığında fotonların enerjisinin bir kısmı moleküllere aktarılır ya da moleküllerden çok az sayıda fotona bir miktar enerji aktarılır. Şekil 3.20’de, uyarılmış bir molekülden yayılan üç ışın türü görülmektedir. Birincisi, uyarılma enerjisine eşit enerjide ışın yayılması ile sonuçlanan ve Rayleigh saçılması olarak bilinen elastik saçılmadır. Diğer iki saçılma ise Raman saçılması olarak bilinen Stokes saçılması ve Anti-Stokes saçılmasıdır. Stokes ve anti-Stokes saçılmalarında enerji değişimleri, titreşim enerji düzeyleri arasındaki fark (ΔE) kadardır. Stokes saçılmasında yayılan ışının enerjisi uyarılma enerjisinden küçük, Anti-Stokes saçılmasında ise daha büyüktür.



Şekil 3.20. Rayleigh ve Raman saçılmasının moleküler enerji diyagramı ile gösterimi (Wartewig 2003)

Raman spektroskopisi ve infrared spektroskopisi genel olarak titreşim enerji düzeyleri arasındaki geçişlerle ilgili olması nedeniyle benzerdir. Bir molekülün infrared soğurumu yapabilmesi için molekülün dipol momentinde bir değişiklik olması veya bununla ilişkili olarak bir yük dağılımı olması gerekir. Böylece, molekül infrared fotonunu soğurabilir ve titreşim düzeyine uyarabilir. Raman spektroskopisinde ise moleküldeki bağın etrafındaki elektronların dağılımında anlık bir bozulma olması ve bağ normal haline geri dönerken ışık salınımı meydana getirmesi gerekir. Yani, bir molekülün Raman aktif olabilmesi için molekülün titreşimi sırasında etkileştiği fotonun frekansına eşit frekanslı olarak polarlanabilmesi, periyodik ve geçici bir dipol momentin oluşması gereklidir.

Çalışmada, Raman spektroskopisi farklı sıcaklık ve sürelerde tavlama yapılan Ge ince filmlerin amorf fazdan kristal faza geçişleri hakkında bilgi edinmek için kullanılmıştır. Raman spektrumları, HR800 Jobin Yvon mikro-Raman spektrometresi ile alınmıştır. Işın kaynağı olarak 532 nm dalgaboyuna sahip Nd:YAG lazerinin ikinci harmoniği kullanılmıştır. Ayrıca, Raman spektrumlarına yapılan pik analizi ile filmlerin sıcaklığa bağlı kristallenme miktarları aşağıda verilen Eş. 3.6 yardımıyla hesaplanmıştır (Peng vd 2012).

$$\rho_c = \frac{A_c}{A_c + \sigma_R A_a} \quad (3.6)$$

ρ_c : örneğin kristallenmesi

A_c : kristallenen fazın alanı

A_a : amorf fazın alanı

σ_R : foton soğurum düzeltme faktörü ($\sigma_R = 0.8$)

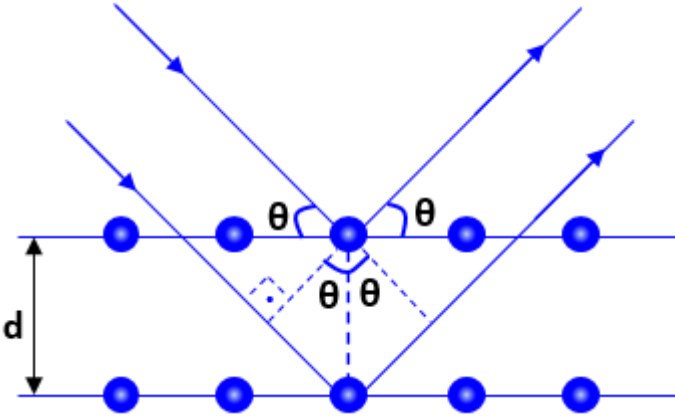
3.4.5. X-ışını kırınım ölçümleri

X-ışını kırınımı (X-ray diffraction, XRD), katıdaki atomik ve moleküller düzen hakkında bilgi vererek kristal yapı tayini belirlemede kullanılan bir yöntemdir. X-ışınlarının dalgaboyu (λ) örgü sabiti ile aynı mertebede olduğu için kristal yüzeyine

çarptığı zaman kırınımına uğrar. Ancak, bu kırınım gelme açısının belirli değerlerinde oluşur. Kırınım sırasında bazı X-ışınları yıkıcı girişim yaparak birbirini sönmömlerken, bazıları ise yapıcı girişim yaparak birbirini kuvvetlendirir. Kristal yüzeyine θ açısı ile gelen ışın demetinin yapıcı girişim yapma şartı;

$$n\lambda = 2d\sin(\theta) \quad (3.7)$$

eşitliği ile verilir ve bu eşitlik Bragg denklemi olarak bilinmektedir. Şekil 3.21'den de görüldüğü gibi d düzlemler arasındaki mesafe, θ gelen ve yansıyan ışınlarla düzlem arasındaki açı, λ X-ışınının dalgaboyu ve n yansımanın kaçınıcı düzlemler arasında olduğunu belirten yansıma mertebesidir. Eş. 3.7'da belirtilen θ açısı, verilen bir d ve λ için yansımanın olabileceği tek açıdır. Diğer açılarda yansıyan ışınlar birbirleriyle yıkıcı girişimde bulunurlar. Yapıcı girişimin olduğu θ açıları X-ışını kırınımı deseninde pikler olarak görülür.



Şekil 3.21. X-ışınlarının kristalden yansıması

X-ışını kırınım ölçümleri, farklı sıcaklık ve sürelerde tavlama yapılan Ge ince filmlerdeki olası kristal doğrultularını belirlemek için kullanılmıştır. Ölçümler, dalgaboyu 1.542 Å olan Rigaku MiniFlex X-ışını kırınım metresi ile yapıldı.

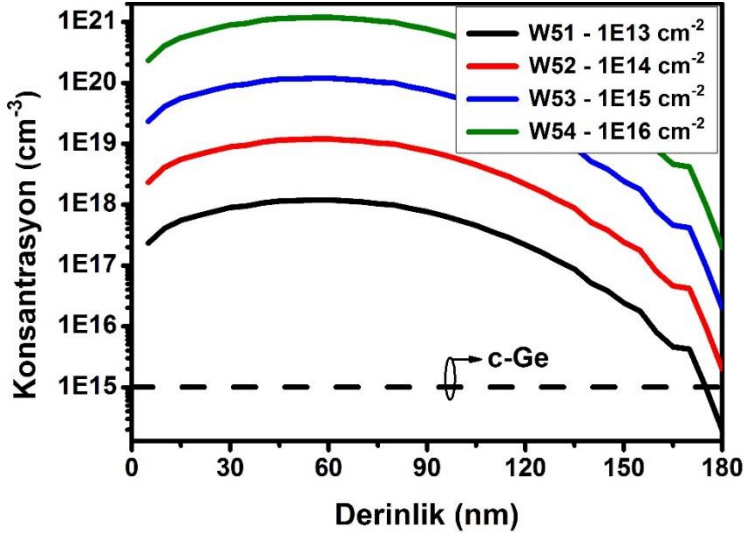
İyon ekme işlemi hariç diğer üretim ve karakterizasyon işlemleri Orta Doğu Teknik Üniversitesi (ODTÜ) Fizik Bölümü bünyesinde yer alan *Güneş Enerjisi Araştırma ve Uygulama Merkezi (GÜNAM)* laboratuvarlarında yapılmıştır.

4. BULGULAR VE TARTIŞMA

4.1. Homo-Eklemlı Ge Güneş Pili

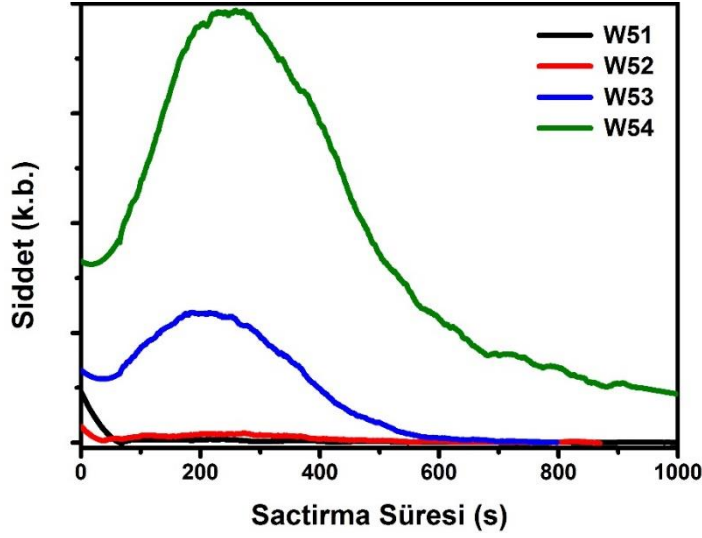
4.1.1. İyon ekme yöntemi ile yapılan güneş pilleri

Ge üzerinde p-n eklemi iyon ekme yöntemi ile oluşturuldu. Ekilen iyonların derinlik profili ücretsiz bir yazılım olan SRIM ile hesaplandı. Program yardımı ile ekilecek iyonların gönderileceği enerjiye karşın p-n eklemi derinliğinin ne olacağı belirlenmiştir. Şekil 4.1’de dört farklı dozda (iyon/cm²) 60 keV enerji ile gönderilen ³¹P⁺ iyonlarının Ge içerisinde konsantrasyona karşın derinlik profilindeki değişim görülmektedir. W51 örneği için eklem derinliği yaklaşık 180 nm olurken, W52, W53 ve W54 örnekleri için 180 nm’den büyüktür.



Şekil 4.1. SRIM ile hesaplanan ³¹P⁺ konsantrasyonunun derinlik ile değişimi

Şekil 4.2’de, uçuş zamanlı ikincil iyon kütle spektroskopisi (TOF-SIMS) yöntemi ile belirlenen dört farklı dozdaki P konsantrasyonu göreceli olarak karşılaştırılmaktadır. TOF-SIMS analizinden önce iyon ekilmiş Ge örneklerine tavlama işlemi uygulanmamıştır. P konsantrasyonunu belirlemek için TOF-SIMS analizi sırasında Ge yüzeyinde açılan oyukların profilometre ile ölçülen derinlikler Çizelge 4.1’de verilmiştir.



Şekil 4.2. TOF-SIMS ile göreceli olarak belirlenen $^{31}\text{P}^+$ konsantrasyondaki değişim

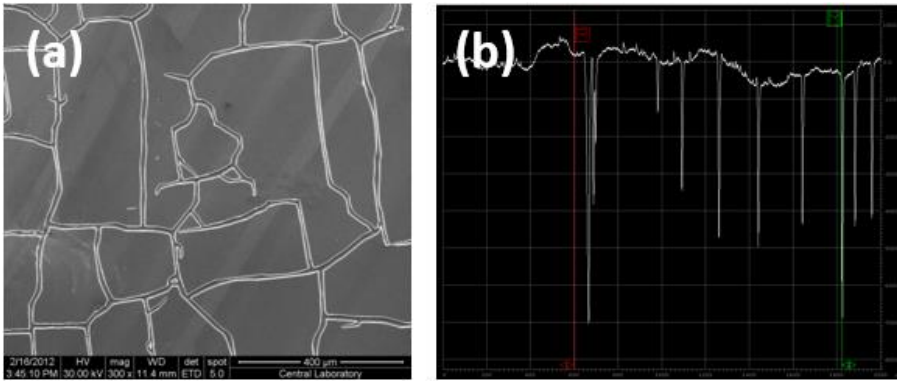
Çizelge 4.1. Profilometre ile belirlenen derinlik profili

Örnek adı	Doz (iyon/cm ²)	Derinlik (nm)
W51	1×10^{13}	85
W52	1×10^{14}	108
W53	1×10^{15}	177
W54	1×10^{16}	220

P iyonların elektriksel olarak aktif hale gelmesi için, hızlı termal tavlama ile Ar ortamında 650 °C'de 60 s ısıl işlem uygulanan Ge örneklerin 4-nokta ucu ile beş farklı yerinden ölçülen tabaka dirençleri Çizelge 4.2'de verilmiştir. W54 Ge örneği hariç diğer örneklerin, konsantrasyon arttıkça tabaka dirençlerinin düştüğü görülmektedir. W54 örneğinin yüzeyinde tavlama sonrası Şekil 4.3'te de görüldüğü gibi çatlaklar oluşmuştur. Bu çatlakların aşırı katkılanmadan dolayı oluştuğu düşünülmektedir. W54 örneğinin farklı yerlerinden ölçülen direnç değerlerinde büyük dalgalanmalar olduğu görülmektedir.

Çizelge 4.2. Dört farklı dozdaki Ge örneklerin tavlama sonrası beş farklı yerinden ölçülen tabaka dirençleri ($650\text{ }^{\circ}\text{C} - 60\text{ s}$)

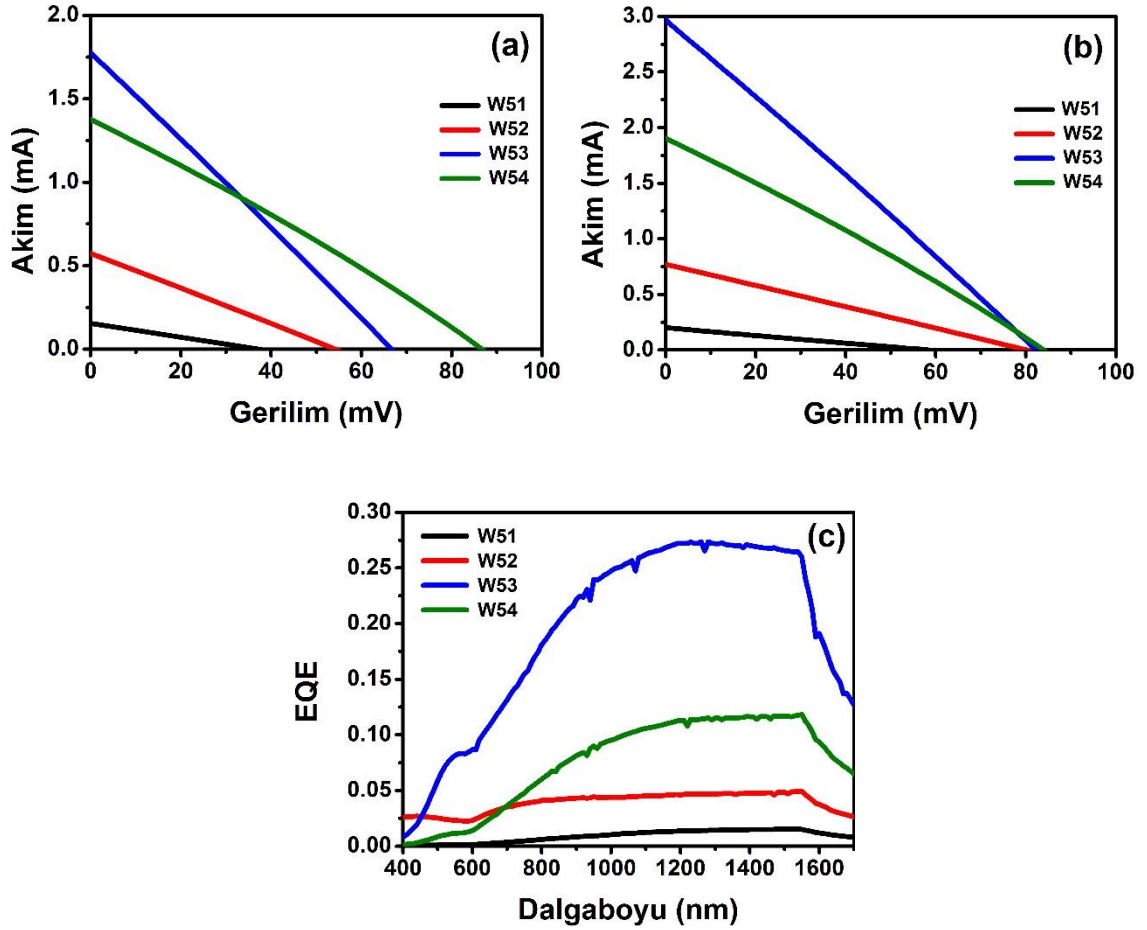
W51 (Ω/\square) (1×10^{13} iyon/ cm^2)	W52 (Ω/\square) (1×10^{14} iyon/ cm^2)	W53 (Ω/\square) (1×10^{15} iyon/ cm^2)	W54 (Ω/\square) (1×10^{16} iyon/ cm^2)
242,94	159,34	46,99	236,33
254,80	168,05	48,31	466,16
252,94	171,64	49,80	139,11
249,30	159,47	47,33	270,73
245,34	164,04	47,79	429,03



Şekil 4.3. Isıl işlem sonrası W54 Ge örneğinin yüzeyinde oluşan çatlakların SEM (a) ve profilometre (b) görüntüsü

Hızlı termal tavlama ile $650\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de 60 s tavlanan Ge örneklerden, iki set güneş pili yapılmıştır. Birinci sette ön ve arka yüzeye sadece kontak atılarak, diğer sette ise ön yüzeye yansıma önleyici katman olarak α -Si büyütüldükten sonra ön ve arka kontaktlar oluşturularak I-V karakteristikleri incelenmiştir. Bu örneklerin I-V eğrileri ve kuantum verimlilik ölçümleri Şekil 4.4'te verilmiştir (Kabacelik ve Turan 2013). Şekil 4.4(a) 'da yansıma önleyici katman yokken aydınlatma altında alınan I-V eğrileri görülmektedir. Örnekler küçük olduğu için ön yüzeye ızgara kontak yerine nokta kontak büyütülmüştür. P konsantrasyonu arttıkça güneş pillerinin Voc ve Isc değerlerinde artış gözlenmektedir. Şekil 4.4(b)'de ise yansıma önleyici katmanın etkisi görülmektedir. Şekil 4.4(a)'da olduğu gibi yine P konsantrasyonu arttıkça güneş pillerinin Voc ve Isc değerleri artmaktadır. Şekil 4.4(c)'de ise yansıma önleyici katman olan örneklerin kuantum

verimlilik ölçümleri yer almaktadır. W53 örneği farklı P konsantrasyonlarına sahip diğer örnekler ile karşılaştırıldığında ışığa en iyi tepki veren örnek olarak görülmektedir. Yansıma önleyici katmanın etkisinden dolayı, güneş pili üzerine düşen fotonlar daha çok elektron deşik çifti yaratarak I_{sc} değerlerinde yansıma önleyici katman olmayan duruma göre artmanın olduğu görülmüştür.



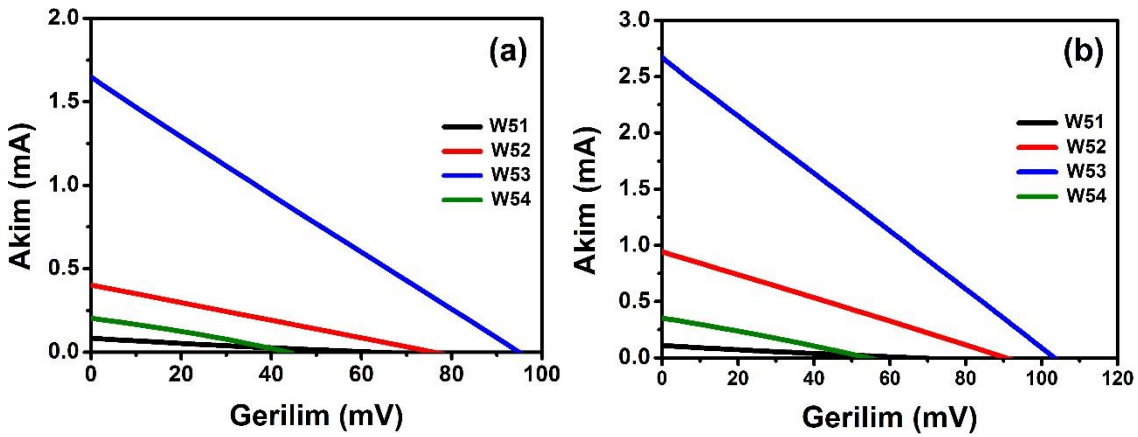
Şekil 4.4. Hızlı termal tavlama ile Ar ortamında 650 °C’de 60 s tavlama yapılan Ge güneş pillerinin yansıma önleyici katman yokken (a), yansıma önleyici katman varken (b) ölçülen I-V karakteristikleri ve yansıma önleyici katman olan örneklerin kuantum verimlilik ölçümleri (c)

Tavlama süresinin etkisini görmek için hızlı termal tavlama ile Ar ortamında 650 °C ’de 120 s ısıtma işlemi uygulandı. Her bir örneğin farklı yerlerinden 4-nokta ucu ile ölçülen tabaka dirençleri Çizelge 4.3’te verilmiştir. 650 °C ’de 120 s tavlama yapılan

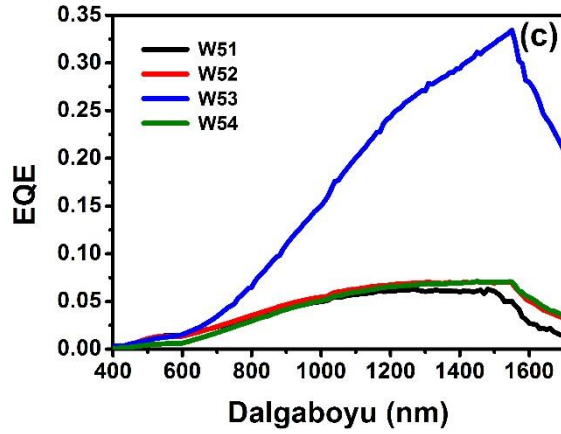
örneklerin tabaka dirençleri ile 650 °C’de 60 s tavlama yapılan örneklerin tabaka dirençleri birbirine yakın çıkmaktadır. 650 °C ’de 120 s ısıtım işlemi uygulanan Ge güneş pillerinden de iki set hazırlandı. Şekil 4.5(a) yansımaya önleyici katman yokken, Şekil 4.5(b) yansımaya önleyici katman varken I-V karakteristiklerini Şekil 4.5(c) ise kuantum verimlilik ölçümlerini göstermektedir. 650 °C’de 60 s tavlama yapılan örnekler ile karşılaştırıldığında, bu örneklerin I_{sc} değerleri birbirine yakın çıkarken, V_{oc} değerleri ise artan tavlama süresi ile birlikte arttığı görülmektedir. Bunun nedeni aktive olan P konsantrasyonundaki artış olabilir.

Çizelge 4.3. Dört farklı dozdaki Ge örneklerin tavlama sonrası beş farklı yerinden ölçülen tabaka dirençleri (650 °C - 120 s)

W51 (Ω/\square) (1×10^{13} iyon/cm ²)	W52 (Ω/\square) (1×10^{14} iyon/cm ²)	W53 (Ω/\square) (1×10^{15} iyon/cm ²)	W54 (Ω/\square) (1×10^{16} iyon/cm ²)
232,86	147,59	50,36	448,66
229,43	155,26	46,73	494,16
233,79	150,51	47,97	361,74
236,97	149,09	51,02	403,08
222,64	148,42	47,15	421,10



Şekil 4.5. Hızlı termal tavlama ile Ar ortamında 650 °C’de 120 s tavlama yapılan Ge güneş pillerinin yansımaya önleyici katman yokken (a), yansımaya önleyici katman varken (b) ölçülen I-V karakteristikleri

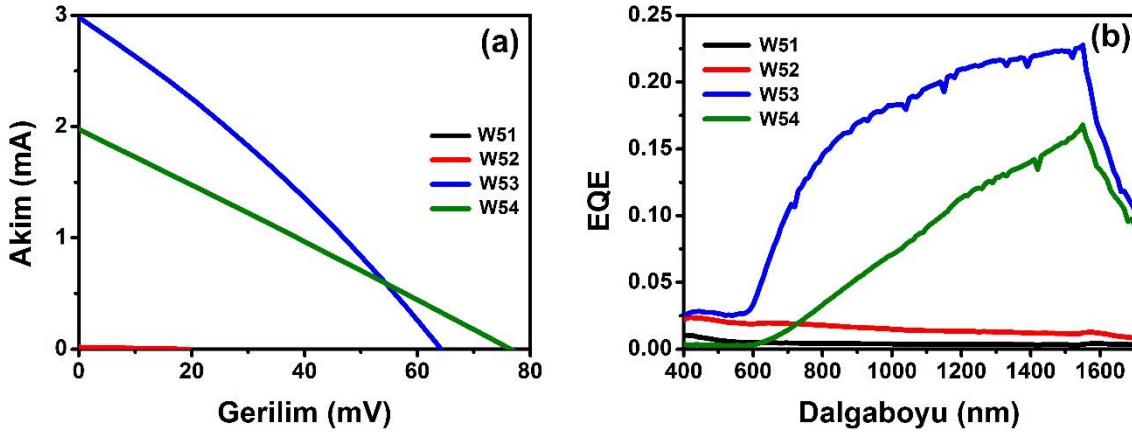


Şekil 4.5. Hızlı termal tavlama ile Ar ortamında 650 °C’de 120 s tavlama yapılan Ge güneş pillerinde yansımaya önleyici katman olan örneklerin kuantum verimlilik ölçümleri (c)

Sıcaklığın etkisini görmek için örnekler hızlı termal tavlama ile 700 °C ’de 60 s ısıl işlem uygulandı. Isıl işlem görmüş örneklerin tabaka dirençleri ve I-V ölçümleri ile birlikte kuantum verimlilik ölçümleri sırasıyla Çizelge 4.4 ve Şekil 4.6’da verilmiştir. Sıcaklık arttıkça I_{sc} değerleri yaklaşık aynı kalırken, V_{oc} değerlerinde ise azalma olmuştur. Bu durum, kuantum verimlilik ölçümlerinde de görülmektedir.

Çizelge 4.4. Dört farklı dozdaki Ge örneklerin tavlama sonrası beş farklı yerinden ölçülen tabaka dirençleri (700 °C - 60 s)

W51 (Ω/\square) (1×10^{13} iyon/ cm^2)	W52 (Ω/\square) (1×10^{14} iyon/ cm^2)	W53 (Ω/\square) (1×10^{15} iyon/ cm^2)	W54 (Ω/\square) (1×10^{16} iyon/ cm^2)
198.72	138.38	51.98	11.50
199.77	139.83	52.92	11.28
176.80	142.35	52.51	11.01
181.49	139.75	56.04	15.93
196.96	140.50	55.57	14.25

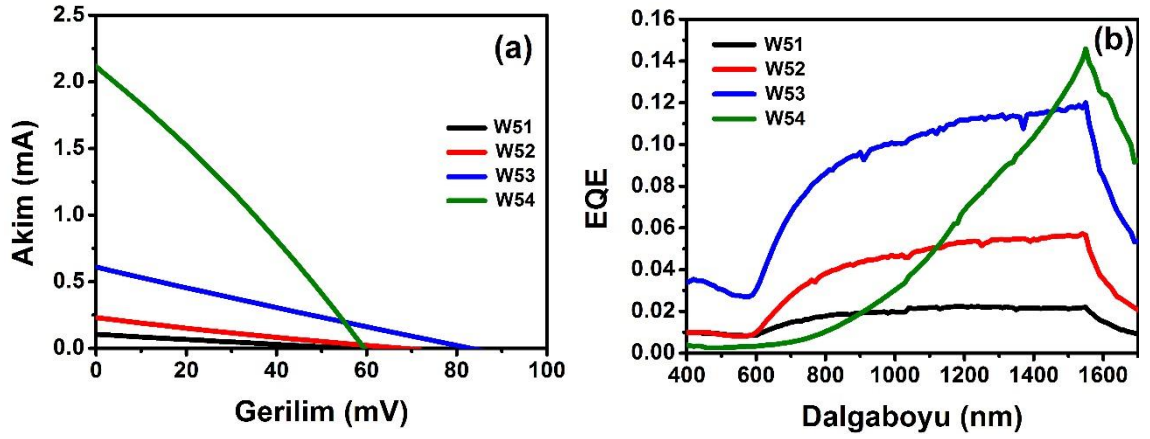


Şekil 4.6. Hızlı termal tavlama ile Ar ortamında 700 °C’de 60 s tavlama yapılan Ge güneş pillerinin yansıma önleyici katman yokken ölçülen I-V eğrileri (a) ve kuantum verimlilik ölçümleri (b)

Fırınlama şeklinin etkisini görmek için, Ge örnekler kuvars yatay tüp fırında 700 °C’de 30 dk N₂ ortamında tavlandı. Bu pillerin tabaka dirençleri ve I-V sonuçları ile birlikte kuantum verimlilik ölçümleri sırasıyla Çizelge 4.5 ve Şekil 4.7’de verilmiştir. Hızlı termal tavlama olduğu gibi bu fırınlama türünde de elde edilen sonuçlar, P konsantrasyonuna göre değişmektedir. P konsantrasyonu arttıkça I_{sc} ve V_{oc} değerleri de artmaktadır. Hızlı termal tavlama yönteminden farklı olarak kuvars tüplü fırında yapılan tavlama sonunda, W54 örneği yüzeyinde çatlakların oluşmadığı gözlemlendi.

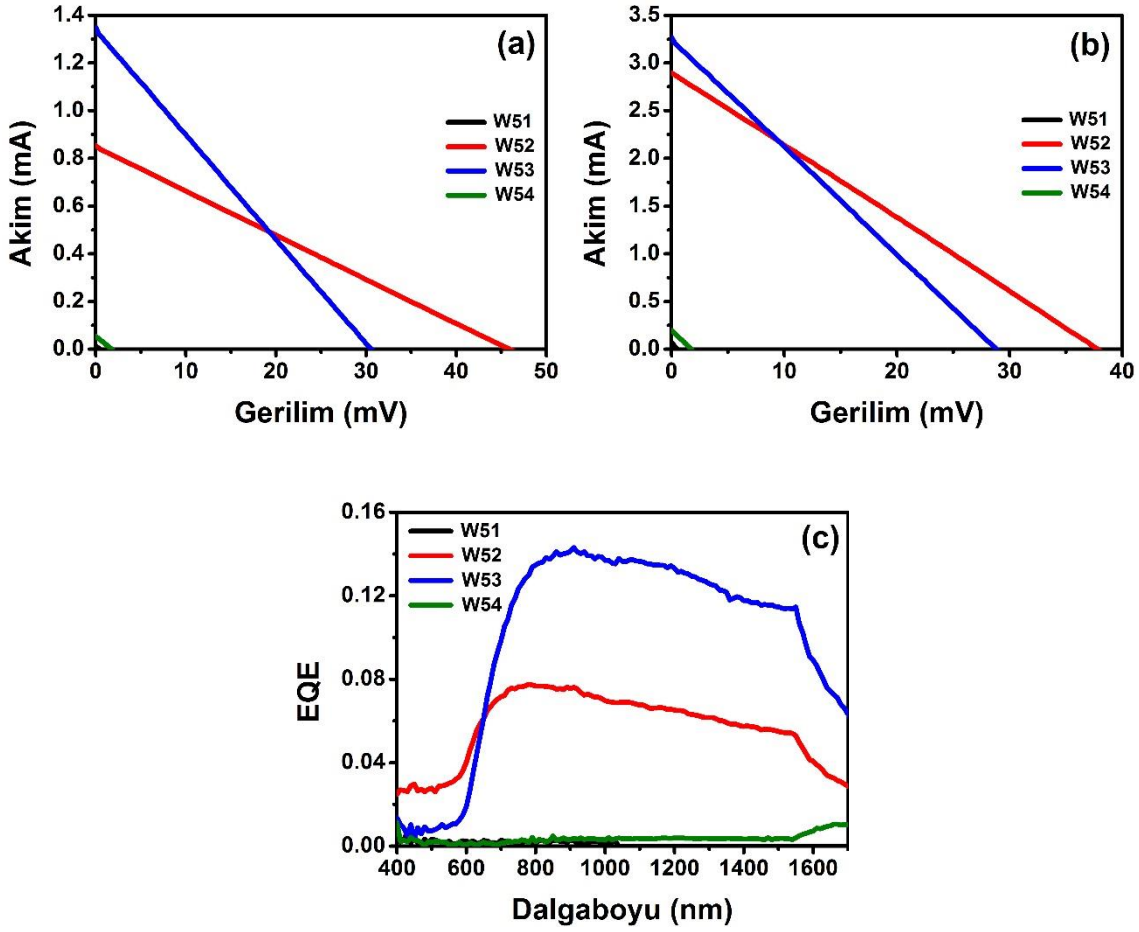
Çizelge 4.5. Dört farklı dozdaki Ge örneklerin tavlama sonrası ölçülen tabaka dirençleri (700 °C - 30 dk)

W51 (Ω/□) (1x10 ¹³ iyon/cm ²)	W52 (Ω/□) (1x10 ¹⁴ iyon/cm ²)	W53 (Ω/□) (1x10 ¹⁵ iyon/cm ²)	W54 (Ω/□) (1x10 ¹⁶ iyon/cm ²)
285.46	192.83	94.58	5.72
293.85	191.05	96.30	11.98
283.09	188.91	85.40	9.09
300.96	194.98	88.70	9.37
335.18	197.37	88.42	8.99



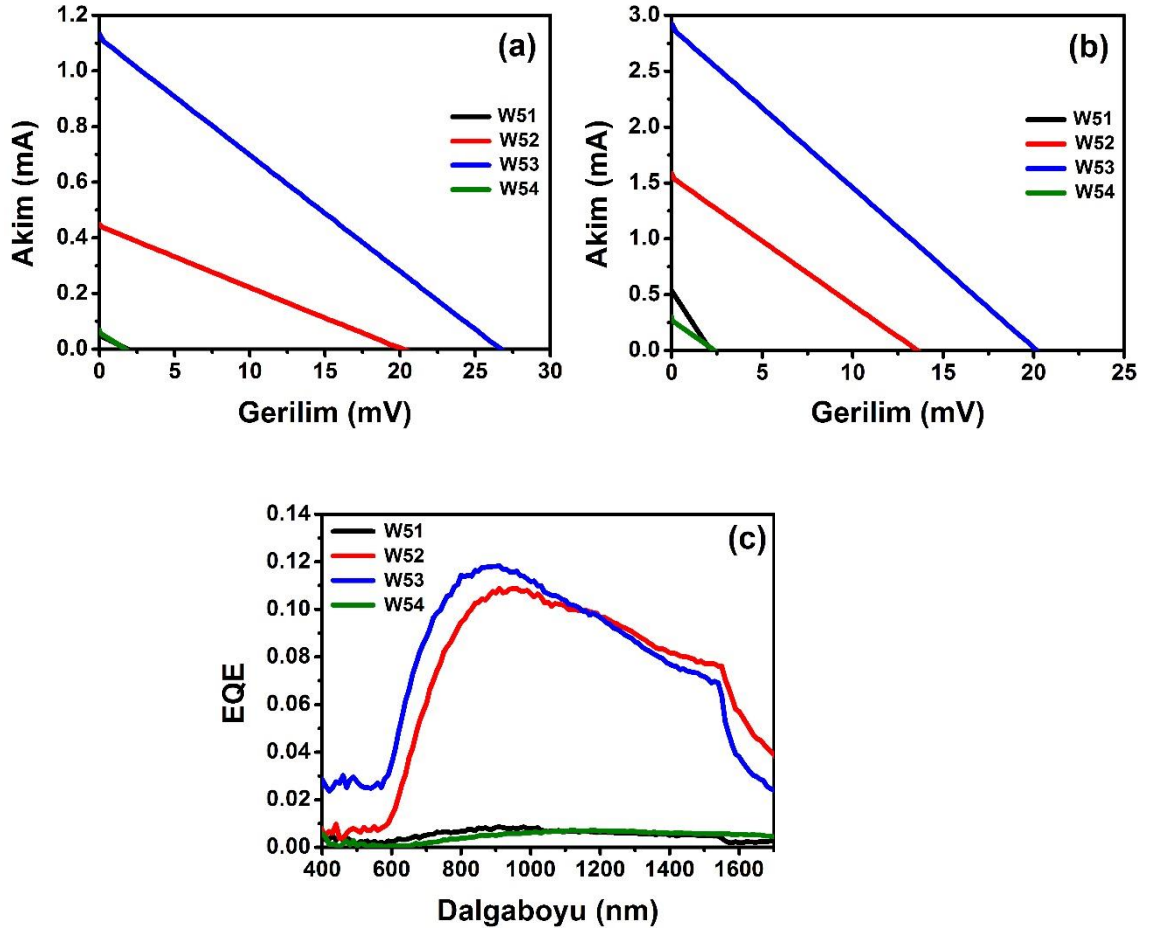
Şekil 4.7. Yatay tüp fırın ile N₂ ortamında 700 °C’de 30 dk tavlama yapılan Ge güneş pillerinin yansıma önleyici katman yokken ölçülen I-V (a) ve kuantum verimlilik ölçümleri (b)

Ge güneş pilleri üzerine ışık düştüğü zaman oluşan yük taşıyıcılarını daha etkin toplayabilmek için, p-n eklemi üzerine saydam iletken oksit olarak indiyum kalay oksit (ITO) büyütülerek etkisi incelendi. Ge örnekler, hızlı termal tavlama ile Ar ortamında 650 °C’de 60 s süreyle tavlama yapıldı. Şekil 4.8(a) ve Şekil 4.8(b)’de verilen I-V sonuçları, ITO ve Ag kontak üzerinden ölçüm yapılarak elde edilmiştir. Şekil 4.8(c) ise ITO üzerinde Ag kontak varken ölçülen kuantum verimlilik sonuçlarını göstermektedir. Şekil 4.8(b)’den görüldüğü gibi Ag kontak üzerinden ölçüm yapılan pillerde I_{sc}’lerin etkin bir şekilde arttığı görülmektedir. Voc’lerde ise küçük bir düşüş gözlenmiştir. Ag, ITO’ya göre daha iyi bir iletken olduğu için, ITO’dan kaynaklanan seri direnci azalttığından I_{sc}’lerde belirgin bir artış olmuştur. Kuantum verimlilik ölçümleri ise I-V sonuçları ile uyumlu görünmektedir.

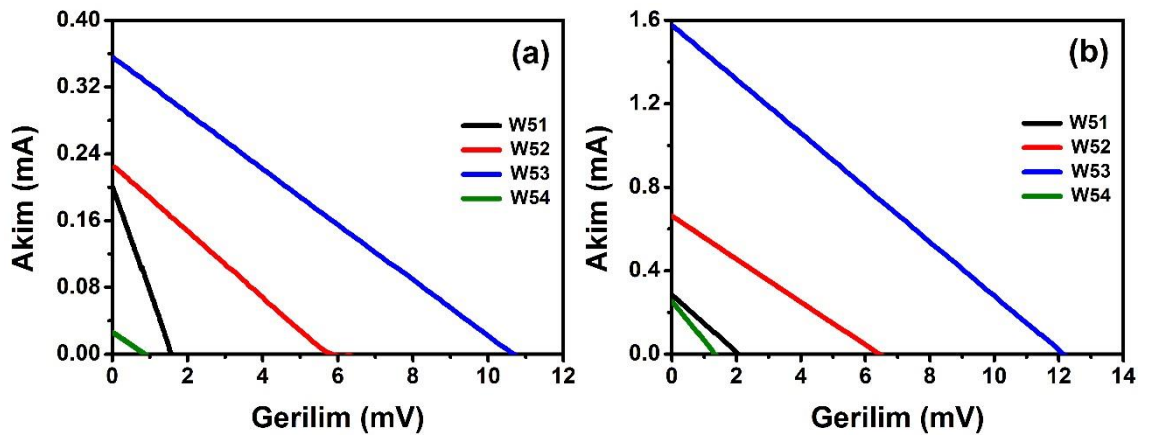


Şekil 4.8. Hızlı termal tavlama ile Ar ortamında 650 °C’de 60 s tavlama yapılan güneş pillerinin iletken saydam oksit (a), Ag kontak üzerinden elde edilen I-V karakteristikleri (b) ve kuantum verimlilik ölçümleri (c)

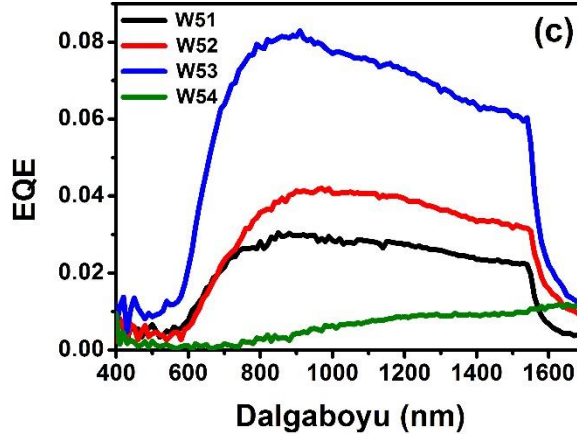
ITO kaplı Ge güneş pillerinde tavlama süresinin etkisini görmek için, örnekler 650 °C’de 120 s ve 300 s süreyle fırınladılar. Sonuçlar sırasıyla Şekil 4.9 ve Şekil 4.10’da verilmiştir. 120 s ve 300 s tavlama yapılan ve Ag kontak üzerinden ölçüm yapılan örneklerde, I_{sc} değerlerinin sadece ITO üzerinden ölçüm yapılan örneklere göre arttığı görülmektedir. Ancak, aynı sıcaklık ve sürelerde tavlama yapılmış ve α -Si kaplanmış örnekler (Şekil 4.4 ve Şekil 4.5) ile karşılaştırıldıklarında ise V_{oc} değerleri oldukça düşük çıkmaktadır. Aynı zamanda, kuantum verimlilik sonuçları da I-V sonuçları gibi azalmanın olduğunu göstermektedir.



Şekil 4.9. Hızlı termal tavlama ile Ar ortamında 650 °C’de 120 s tavlama yapılan güneş pillerinin iletken saydam oksit (a), Ag kontak üzerinden elde edilen I-V karakteristikleri (b) ve kuantum verimlilik ölçümleri (c)

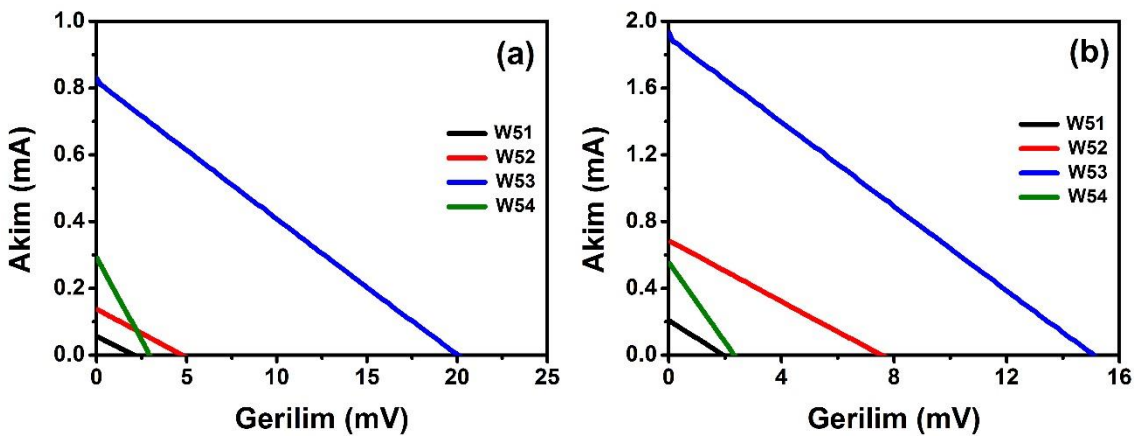


Şekil 4.10. Hızlı termal tavlama ile Ar ortamında 650 °C’de 300 s tavlama yapılan güneş pillerinin iletken saydam oksit (a) ve Ag kontak üzerinden elde edilen I-V karakteristikleri (b)

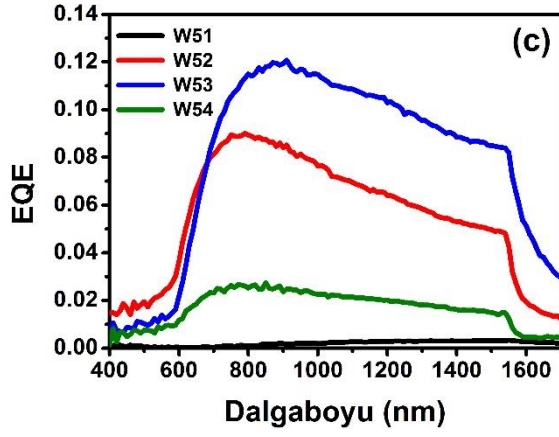


Şekil 4.10. Hızlı termal tavlama ile Ar ortamında 650 °C’de 300 s tavlama yapılan güneş pillerinin kuantum verimlilik ölçümleri (c)

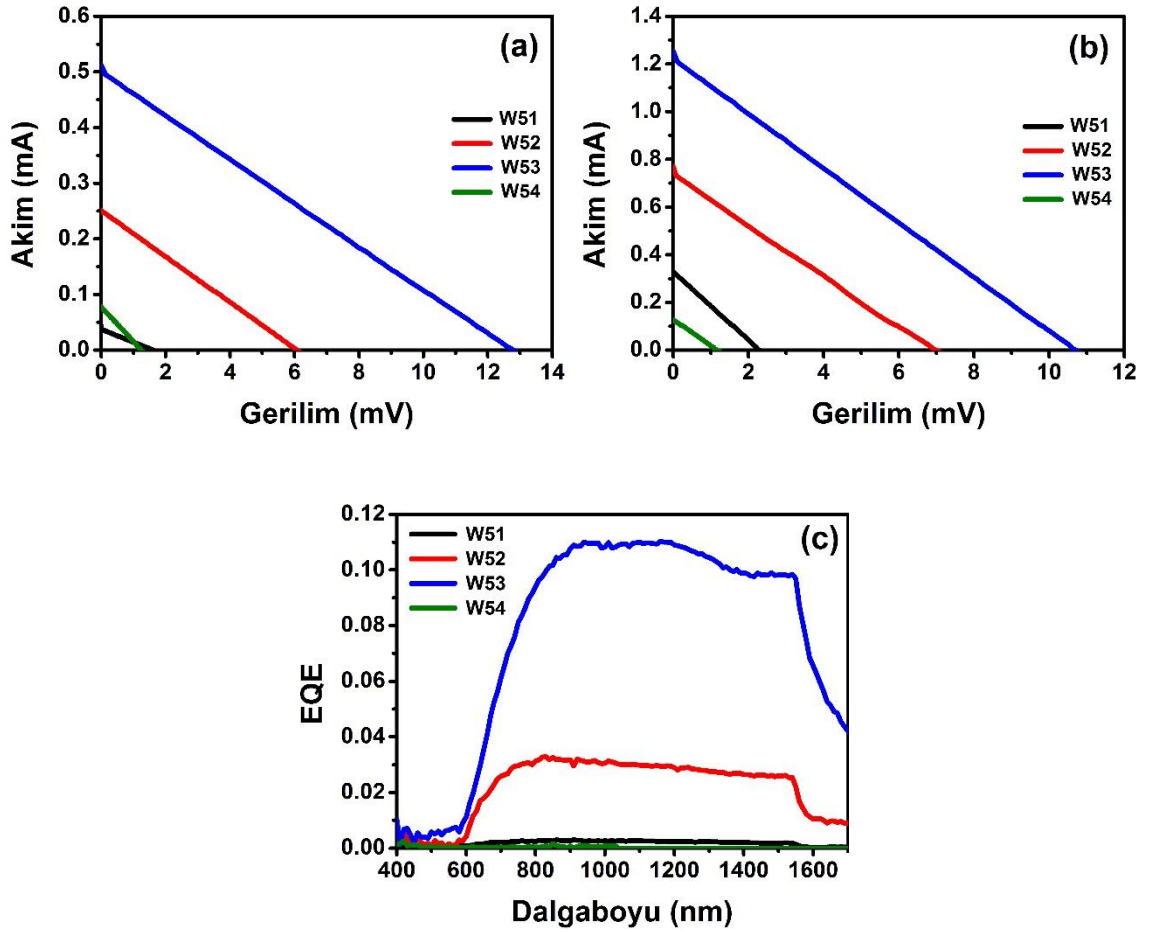
Tavlama süresinin yanı sıra tavlama sıcaklığının da etkisi incelenmiştir. Ge örnekler, 700 °C’de 60 s ve 120 s tavlansarak, I_{sc} ve V_{oc} ’ler üzerine etkisine bakılmıştır, Şekil 4.11 ve Şekil 4.12. Sıcaklık 650 °C’den 700 °C’ye çıktığında aynı sürelerde tavlama yapılan örneklerin hem I_{sc} hem de V_{oc} değerlerinde düşmenin olduğu gözlenmiştir. 700 °C’de tavlama yapılan örneklerde ise, artan tavlama süresi ile I_{sc} ve V_{oc} değerleri düşmektedir. Tavlama sıcaklığı arttıkça, güneş pili parametreleri olan I_{sc} ve V_{oc} değerleri olumsuz yönde etkilenmektedir. Ayrıca, aynı sıcaklıkta tavlama yapılan örneklerde tavlama süresi arttıkça da I_{sc} ve V_{oc} değerlerinde azalmalar gözlenmiştir.



Şekil 4.11. Hızlı termal tavlama ile Ar ortamında 700 °C’de 60 s tavlama yapılan güneş pillerinin iletken saydam oksit (a) Ag kontak üzerinden elde edilen I-V karakteristikleri (b)



Şekil 4.11. Hızlı termal tavlama ile Ar ortamında 700 °C’de 60 s tavlama yapılan güneş pillerinin kuantum verimlilik ölçümleri (c)

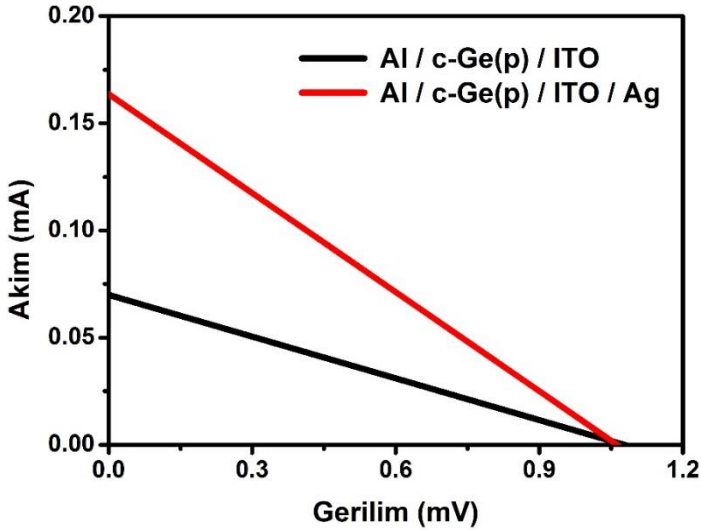


Şekil 4.12. Hızlı termal tavlama ile Ar ortamında 700 °C’de 120 s tavlama yapılan güneş pillerinin iletken saydam oksit (a), Ag kontak üzerinden elde edilen I-V karakteristikleri (b) ve kuantum verimlilik ölçümleri (c)

4.2. Hetero-Eklemlı Ge Güneş Pili

4.2.1. Magnetron saçtırma yöntemi ile yapılan güneş pilleri

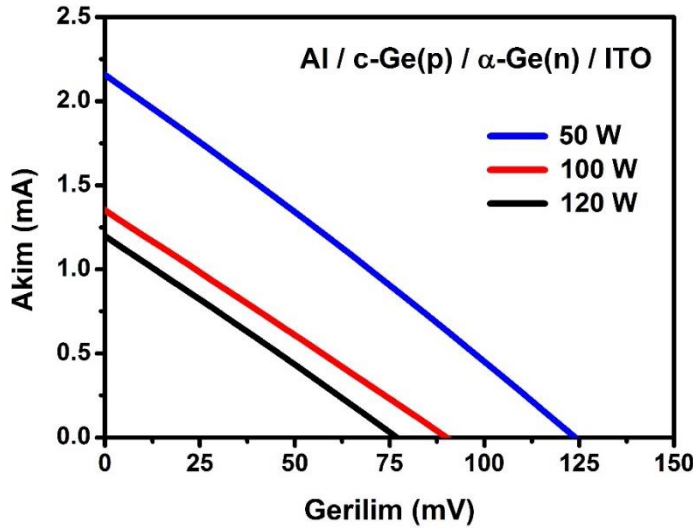
Saçtırma yöntemi ile c-Ge(p)/ α -Ge(n) hetero-ekelem güneş pili yapısı oluşturulmadan önce ITO film c-Ge(p) pul üzerine e-demet buharlaştırma ile büyütüldü. Al kontak termal buharlaştırma ile c-Ge'un arka yüzeyine büyütüldükten sonra I-V ölçümleri yapıldı. Yine, ITO üzerine Ag kontak termal buharlaştırma ile büyütülerek I-V ölçümleri tekrarlandı. Her iki yapının da ışık altında alınan I-V ölçüm sonuçları Şekil 4.13'te verilmiştir. ITO n-tipi özellik sergileyen saydam iletken oksit olup, c-Ge(p)/ α -Ge(n)/ITO hetero-ekelem güneş pili oluşturulmadan önce, c-Ge/ITO yapısının I-V eğrisi elde edilmiştir. c-Ge(p)/ α -Ge(n)/ITO yapısı büyütüldükten sonra, α -Ge(n) etkisini görmek için I-V eğrisi alınıp c-Ge/ITO yapısının I-V eğrisi ile karşılaştırılmıştır. Şekil 4.13'teki sonuçlara göre, I_{sc} değeri 200 μ A'in altında çıkarken, V_{oc} değeri ise yaklaşık 1 mV olarak ölçülmüştür. Sonuçlara göre, bu yapının ışığa tepkisi oldukça düşük görünmektedir.



Şekil 4.13. Al / c-Ge(p) / ITO ve Al / c-Ge(p) / ITO / Ag yapısının I-V eğrisi

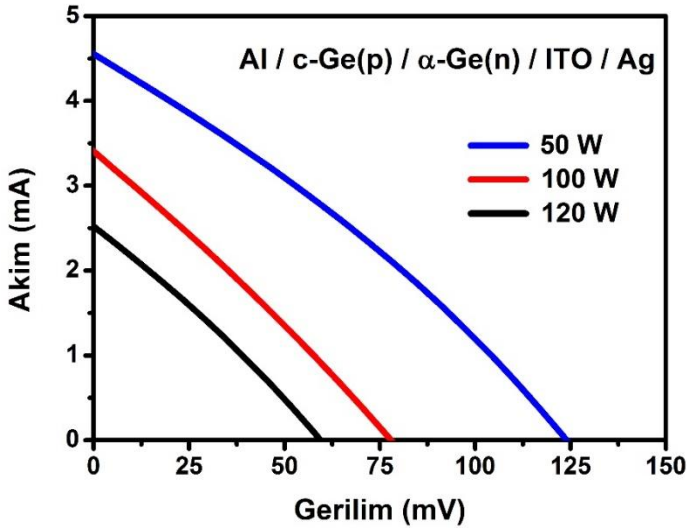
Saçtırma yöntemi ile farklı rf (radyo frekansı) güçlerinde ve aynı saçtırma süresinde c-Ge(p) üzerine α -Ge(n) film büyütülmüştür. α -Ge(n) üzerine ITO film, arka

yüzeye de Al kontak büyütülmüştür. Şekil 4.14'te Al/p-Ge/n-Ge/ITO yapısının I-V ölçüm sonuçları görülmektedir. Rf gücünün 50 W olduğu durumda, büyütülen hetero-eklem yapısında Isc değeri 2.2 mA, Voc değeri ise 125 mV ölçülmüştür. Rf gücü arttıkça diğer bir deyişle film kalınlığı arttıkça Ge güneş pilinin Isc ve Voc değerleri düşmektedir. Ge soğurma katsayısı büyük bir malzeme olduğu için yüzeye gelen fotonlar yüzeye çok yakın bir yerde soğurulurlar. Dolayısıyla α -Ge(n)'nin kalın olması oluşturulan e-h çiftinin kontaklara ulaşmadan kaybolmasına neden olabilmektedir. Şekil 4.13'te verilen sonuçlar ile karşılaştırıldığında, c-Ge(p)/ α -Ge(n) hetero-eklem yapısının ışığa tepki verdiği Isc ve Voc değerlerinden açıkça görülmektedir.



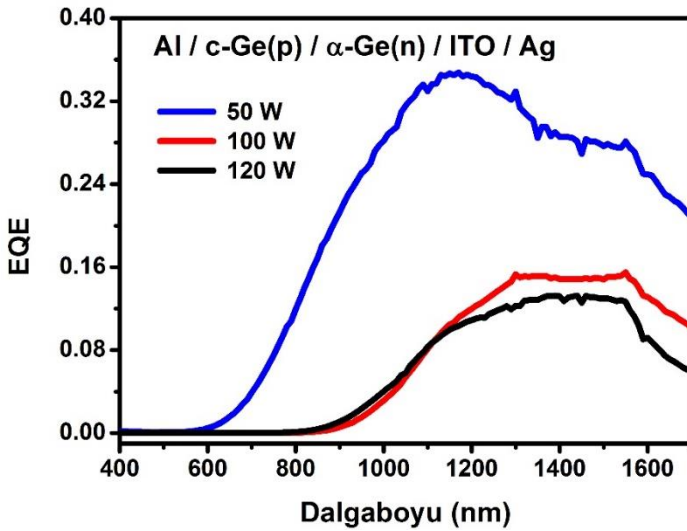
Şekil 4.14. Farklı rf gücü için Al / c-Ge(p) / α -Ge(n) / ITO yapısının I-V eğrisi

ITO, Ag'ye göre daha dirençli bir malzeme olup, ITO'dan kaynaklanan direnci azaltmak için üzerine Ag nokta kontak atılmıştır. Al/c-Ge(p)/ α -Ge(n)/ITO/Ag yapısının I-V ölçüm sonucu Şekil 4.15'te verilmiştir. Ag kontak atıldıktan sonra c-Ge(p)/ α -Ge(n) hetero-eklem yapısının 50 W büyütmedeki Voc değeri sabit kalırken Isc değeri 2 kat artmıştır. 100 ve 120 W'teki büyütmelerde ise Voc'ler azalırken, Isc değerleri artmıştır. Isc değerlerindeki bu artış, Ag kontak ITO'dan kaynaklanan direnci azalttığından, yani yük taşıyıcılarının aşması gereken bariyer yüksekliği azaldığı için, kontaklara ulaşan yük taşıyıcıların sayısındaki artmadan kaynaklanmaktadır.



Şekil 4.15. Farklı rf gücü için Al / c-Ge(p) / α-Ge(n) / ITO / Ag yapısının I-V eğrisi

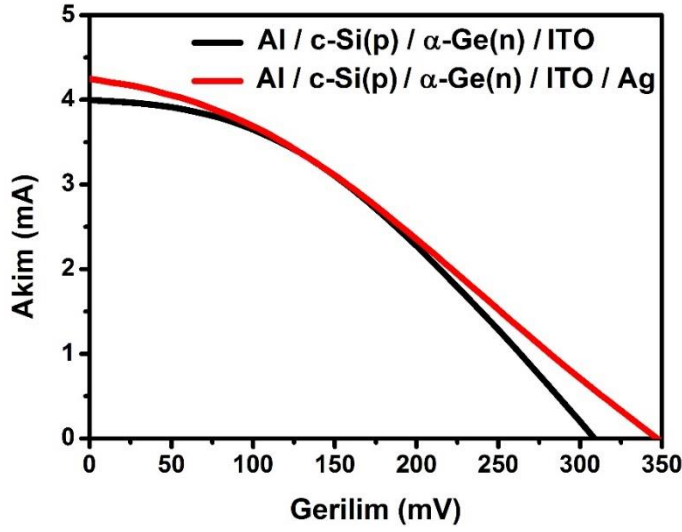
Al/c-Ge(p)/α-Ge(n)/ITO/Ag güneş pili yapısının EQE ölçümleri Şekil 4.16'da verilmiştir. Rf gücü arttıkça güneş pillerinin EQE'leri de azalmaktadır.



Şekil 4.16. Al / c-Ge(p) / α-Ge(n) / ITO / Ag güneş pili yapısının EQE ölçümleri

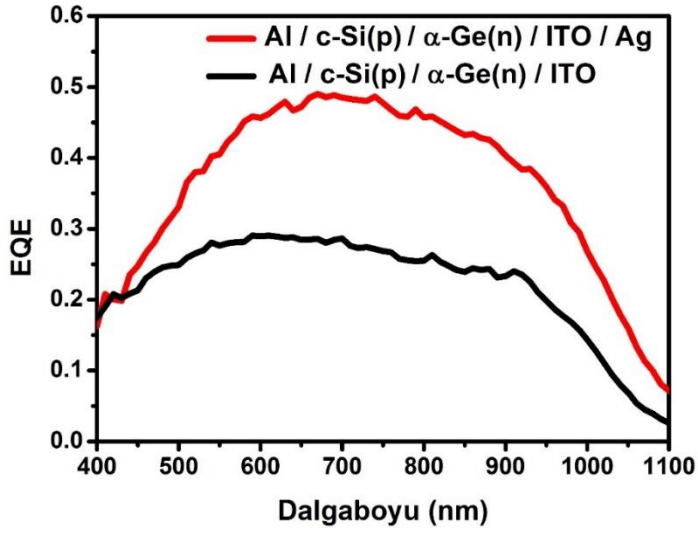
Saçtırma yöntemi ile oluşturulan bir başka yapı ise c-Si(p) üzerine α-Ge(n)'un büyütülmesidir. α-Ge(n) üzerine ITO büyütülerek Al/c-Si(p)/α-Ge(n)/ITO ve Al/c-Si(p)/α-Ge(n)/ITO/Ag hetero-elektron güneş pili yapıları oluşturuldu. Bu iki yapının I-V

ölçümleri Şekil 4.17’de verilmiştir. ITO üzerinden yapılan ölçümlerde $V_{oc} = 310$ mV, $I_{sc} = 4$ mA olarak ölçülmüştür. ITO üzerine Ag kontak büyütüp, Ag üzerinden yapılan ölçümlerde ise $V_{oc} = 350$ mV, $I_{sc} = 4.3$ mA değerine yükselmiştir. c-Ge(p)/ α -Ge(n) güneş pili yapısı ile karşılaştırıldığında, I_{sc} değerleri yaklaşık aynı görünürken, c-Si(p)/ α -Ge(p) yapısının V_{oc} değeri ise c-Ge(p)/ α -Ge(n) yapısına göre oldukça büyük olduğu görülmektedir.



Şekil 4.17. Al / c-Si(p) / α -Ge(n) / ITO ve Al / c-Si(p) / α -Ge(n) / ITO / Ag hetero-eklem yapısının I-V karakteristiği

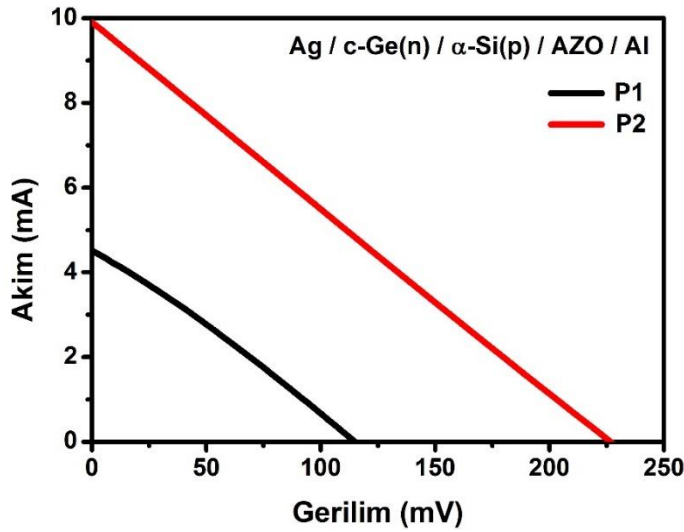
Şekil 4.17’de I-V ölçümleri verilen c-Si(p)/ α -Ge(n) güneş pili yapısının EQE ölçümleri Şekil 4.18’de görülmektedir. EQE ölçümleri sadece Si dedektörle alındığı için dalgaboyu 400 – 1100 nm aralığındadır. Ag kontak atılan örneğin EQE değeri yaklaşık %50 civarındadır.



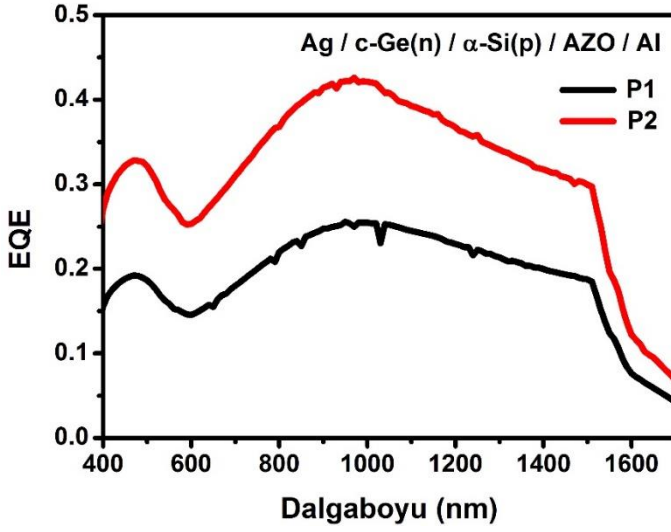
Şekil 4.18. Al / c-Si(p) / α-Ge(n) / ITO ve Al / c-Si(p) / α-Ge(n) / ITO / Ag hetero-eklem yapısının EQE ölçümleri

4.2.2. PECVD yöntemi ile yapılan güneş pilleri

Plazma destekli kimyasal buhar çökmesi (PECVD) yöntemi ile n-Ge üzerine p-Si büyütülerek hetero-eklem güneş pili oluşturuldu. α -Si(p) film kalınlığı P1 örneğinde 30 nm, P2 örneğinde ise 15 nm'dir. p-Si üzerine yine PECVD ile saydam iletken oksit olarak 80 nm kalınlığında AZO film büyütüldü. Ön ve arka kontaklar termal buharlaştırma yöntemi ile oluşturuldu. Ag/n-Ge/p-Si/AZO/Al hetero-eklem güneş pili yapısının aydınlatma altındaki I-V ve EQE ölçümleri sırasıyla Şekil 4.19 ve Şekil 4.20'de verilmiştir. P1 örneğinin Voc değeri 115 mV, Isc değeri ise 4.5 mA olarak belirlenmiştir. α -Si(p) kalınlığı 30 nm'den 15 nm'ye düşürüldüğünde P2 örneği için, Voc = 225 mV, Isc = 10 mA olarak ölçülmüştür. P2 örneğinin EQE değeri yaklaşık %45 olarak ölçülmüştür.



Şekil 4.19. n-Ge / p-Si hetero-eklem güneş pili yapısının I-V eğrisi

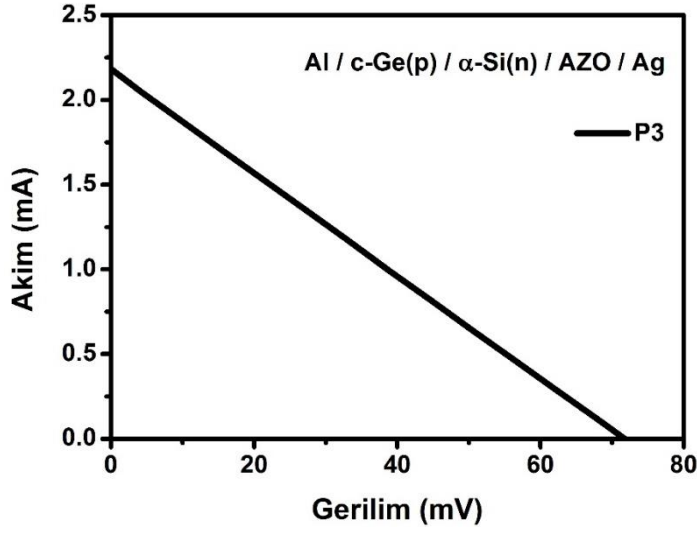


Şekil 4.20. n-Ge / p-Si hetero-e-klem güneş pili yapısının EQE ölçümleri

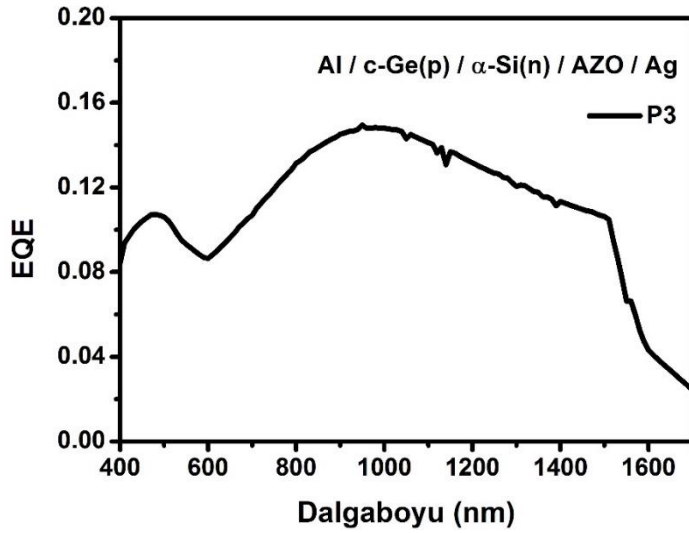
PECVD ile p-Ge üzerine 20 nm kalınlığında n-Si, onun üzerine de 80 nm kalınlığında AZO film büyütüldü. Termal buharlaştırma yöntemi ile ön ve arka kontaktlar büyütüldükten sonra Al/p-Ge/n-Si/AZO/Ag güneş pili yapısı elde edildi (P3 örneği). Bu hetero-e-klem güneş pilinin I-V ölçümleri Şekil 4.21’de verilmiştir. $V_{oc} = 72$ mV, $I_{sc} = 2.2$ mA olarak ölçülmüştür. Bu sonuçlar, n-Ge/p-Si güneş pillerine göre düşük çıkmıştır. P3 örneği için EQE ölçüm sonucu da Şekil 4.22’de verilmiştir. Şekil 4.22’de verilen EQE ölçümleri, Şekil 4.20’de verilen Ag/n-Ge/p-Si/AZO/Al yapısının EQE ölçümlerine göre düşmüştür.

p-Ge üzerine büyütülen α -Si(n) (20 nm) (P3 örneği) filmin katman kalınlığı n-Ge üzerine büyütülen α -Si(p) (30 ve 15 nm) (P1 ve P2 örneği) filmlerin katman kalınlığının arasında yer almasına rağmen, V_{oc} ve I_{sc} değerleri P1 ve P2 örneğinin oldukça altında çıkmıştır. Nakano vd. PECVD yöntemi ile oluşturdukları Ag/ITO (70 nm)/ α -Si:H(n) (8 nm)/ α -Si:H(i) (40 nm)/c-Ge(p)/Al hetero-e-klem güneş pili yapısı için V_{oc} ve I_{sc} sırasıyla 232 mV ve 9.8 mA olarak ölçmüşlerdir (Nakano vd 2014). Yüksek V_{oc} elde etmek için de p ve n-tipi malzemeler arasına içsel α -Si:H(i) katmanı büyütülmüştür. P3 örneğinde α -Si(n) film kalınlığının fazla olması içsel katmanın olmayışı düşük V_{oc} ve I_{sc} ’nin

çıkmasına neden olmaktadır. Ayrıca, n-Ge üzerine büyütülen hetero-eklem güneş pili I-V karakteristiği, p-Ge üzerine büyütülene göre daha iyi sonuç vermiştir.



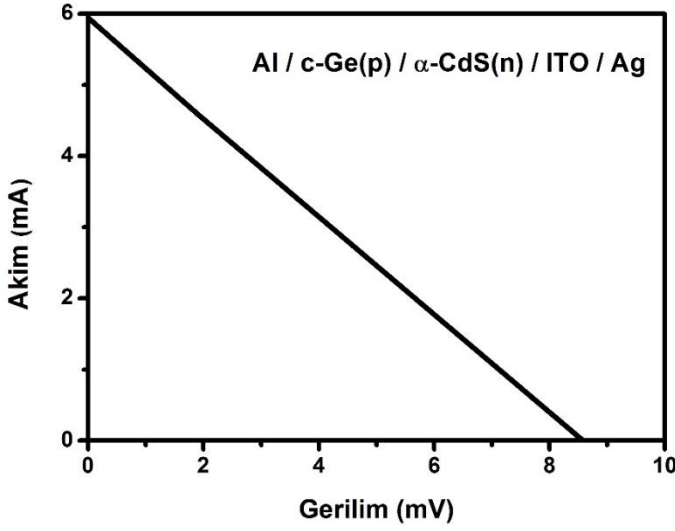
Şekil 4.21. PECVD ile p-Ge / n-Si hetero-eklem yapısının I-V ölçümleri



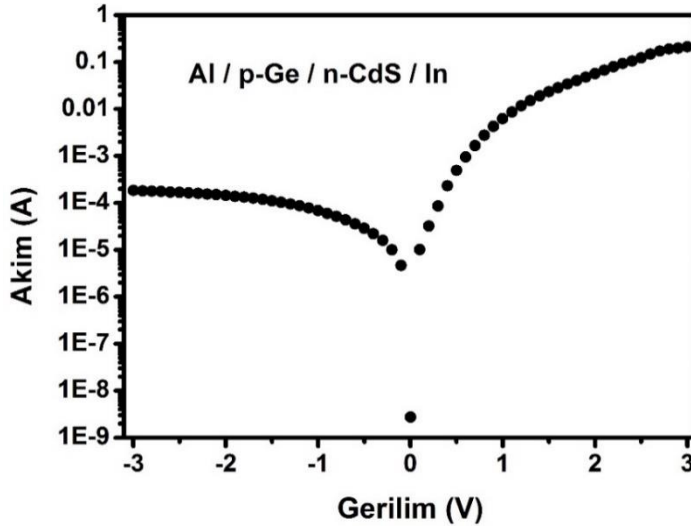
Şekil 4.22. PECVD ile oluşturulan p-Ge / n-Si hetero-eklem yapısının EQE ölçümleri

4.2.3. E-beam yöntemi ile yapılan güneş pilleri

E-demet buharlaştırma yöntemi ile c-Ge(p) ($E_g = 0.67$ eV, $a = 5.658$ Å) (Bube 1998) pul üzerine 120 nm kalınlığında α -CdS(n) ($E_g = 2.42$ eV, $a = 5.832$ Å) (Bube 1998) büyütüldü. α -CdS(n) üzerine de ITO film büyütüldükten sonra ön ve arka kontaklar oluşturularak Al/c-Ge(p)/ α -CdS(n)/ITO/Ag güneş pili yapısı oluşturuldu. Şekil 4.23'de c-Ge(p)/ α -CdS(n) güneş pili yapısının I-V ölçüm sonucu görülmektedir. I-V ölçümlerine göre, $V_{oc} = 8.5$ mV, $I_{sc} = 6$ mA olarak belirlenmiştir. Ayrıca, c-Ge(p)/ α -CdS(n) yapısının karanlıkta yapılan I-V ölçümü de Şekil 4.24'de verilmiştir.

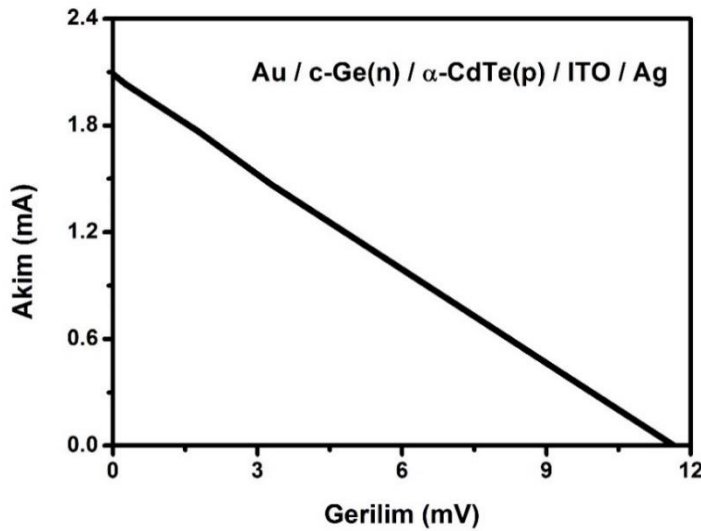


Şekil 4.23. c-Ge(p) / α -CdS(n) güneş pili yapısının aydınlatma altındaki I-V karakteristiği

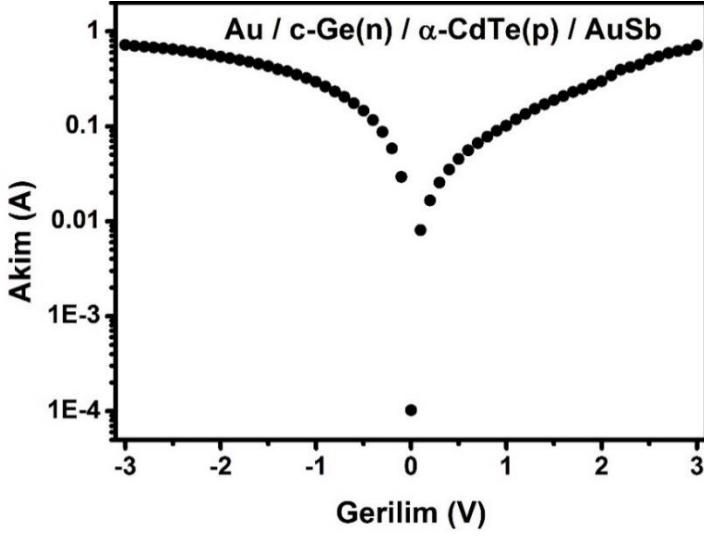


Şekil 4.24. c-Ge(p) / α -CdS(n) güneş pili yapısının karanlık I-V karakteristiği

E-demet yöntemi ile c-Ge(n) pul üzerine 2 μ m kalınlığında α -CdTe(p) ($E_g = 1.44$ eV, $a = 6.483$ Å) (Bube 1998) büyütüldü. α -CdTe(p) üzerine ITO film, daha sonra ön ve arka kontaklar büyütülerek Au/c-Ge(n)/ α -CdTe(p)/ITO/Ag güneş pili yapısı oluşturuldu, Şekil 4.25. Bu güneş pili yapısı için $V_{oc} = 11.5$ mV, $I_{sc} = 2.1$ mA olarak ölçülmüştür. Aynı yapı için ise karanlıkta yapılan I-V ölçümü de Şekil 4.26'de görülmektedir.

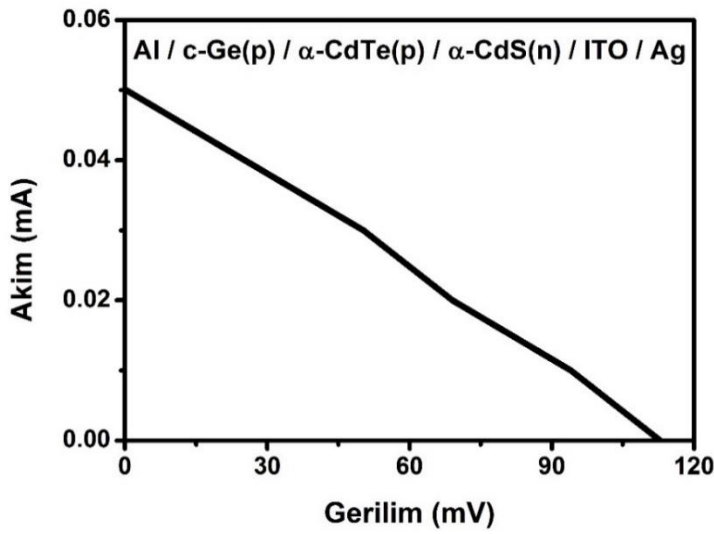


Şekil 4.25. c-Ge(n)/ α -CdTe(p) güneş pili yapısının aydınlatma altındaki I-V karakteristiği

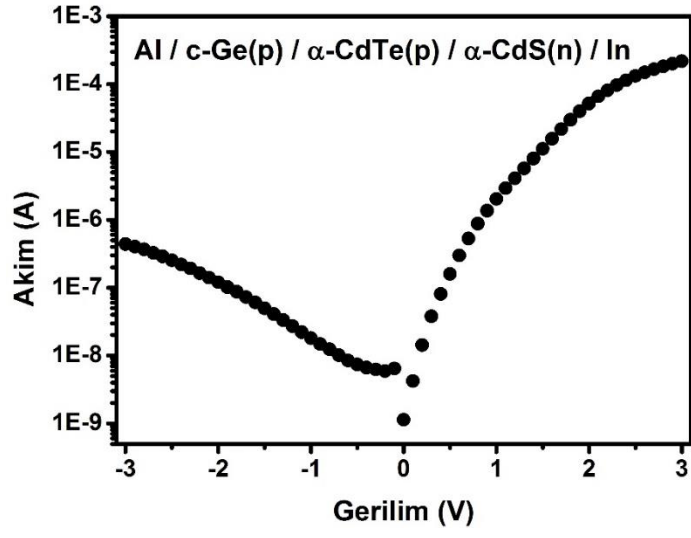


Şekil 4.26. c-Ge(n)/ α -CdTe(p) güneş pili yapısının karanlık I-V karakteristiği

E-demet buharlaştırma ile yapılan bir başka güneş pili yapısı Al/c-Ge(p)/ α -CdTe(p)/ α -CdS(n)/ITO/Ag olup I-V karakteristiği Şekil 4.27’te verilmiştir. Işık altında yapılan I-V ölçümlerine göre, Voc değeri yaklaşık 115 mV olup Isc değeri ise 0.05 mA ölçülmüştür. Isc değerine bakıldığında, bu yapının ışığa tepkisi çok düşük görünmektedir. Şekil 4.28’de, aynı yapının karanlık I-V ölçümlerinde ise diyot özelliği sergilediği görülmektedir.



Şekil 4.27. c-Ge(p) / α -CdTe(p) / α -CdS(n) güneş pili yapısının aydınlatma altındaki I-V karakteristiği



Şekil 4.28. c-Ge(p) / α -CdTe(p) / α -CdS(n) güneş pili yapısının karanlık I-V karakteristiği

4.3. Ge İnce Filmlerin Üretimi

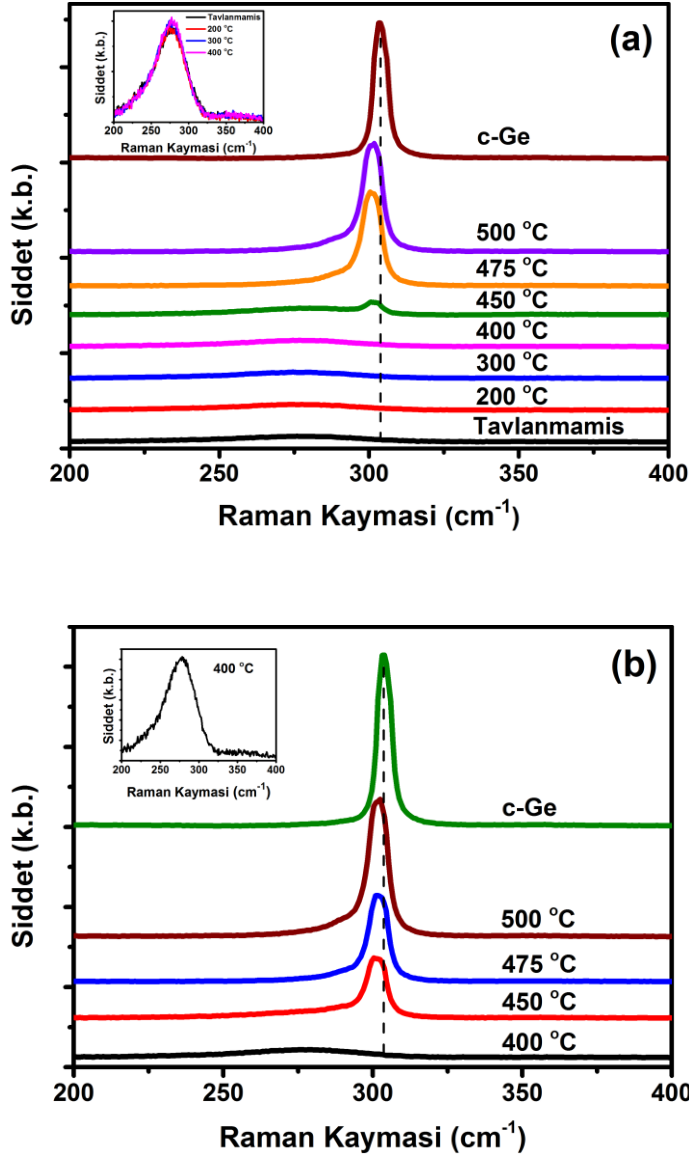
4.3.1. Katı faz kristallenme

Ge ince filmler, p-Si pul üzerine e-beam yöntemi ile oda sıcaklığında büyütüldü. 300 nm kalınlığında büyütülen Ge ince filmlerin amorf fazdan kristal faza geçiş süreci, farklı tavlama sıcaklıklarında ve farklı tavlama sürelerinde gerçekleşmiştir. Şekil 4.29'da Ge ince filmlerin kristallenme süreci görülmektedir.



Şekil 4.29. Ge ince filmlerin katı faz kristallenme sonrası amorf fazdan kristal faza geçiş süreci

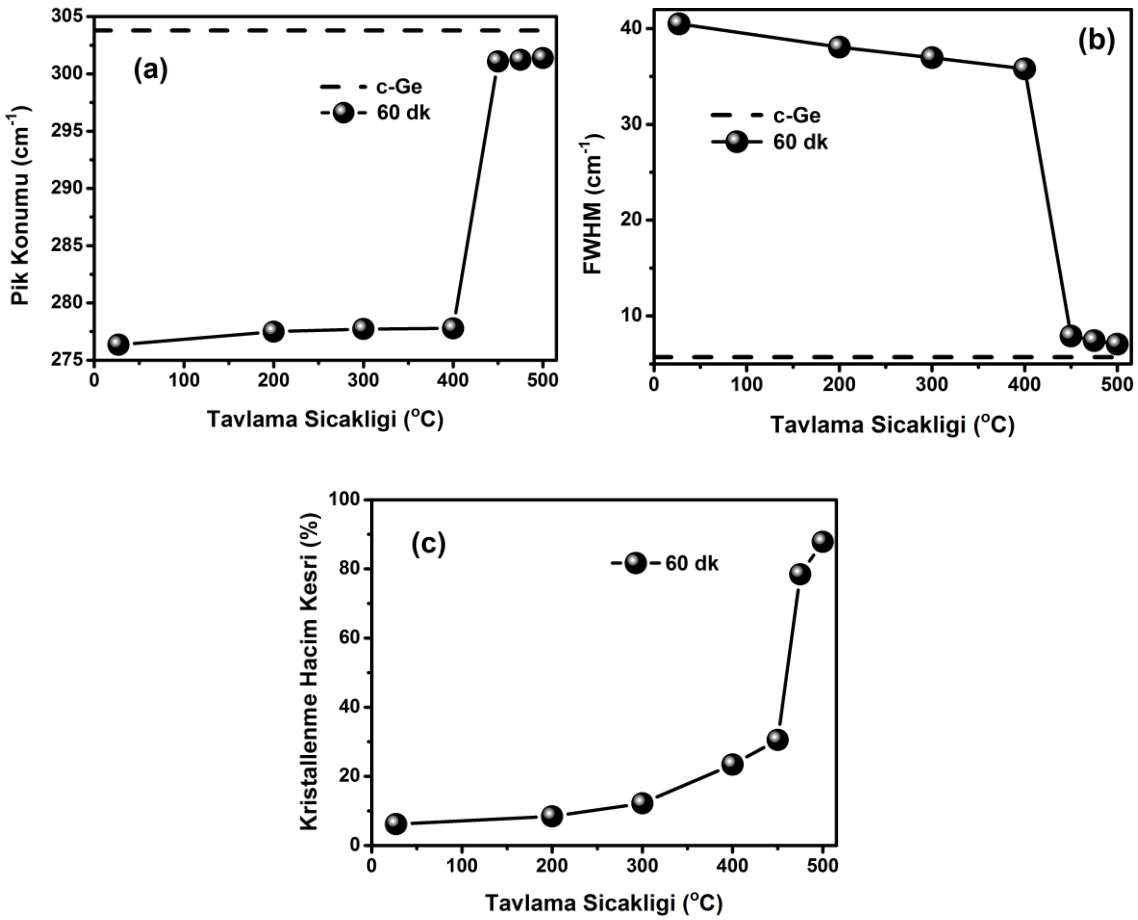
Katı faz kristallenme yöntemiyle, sıcaklığın fonksiyonu olarak 60 ve 300 dk tavlama yapılmış Ge ince filmlerin Raman spektrumları sırasıyla Şekil 4.30(a) ve Şekil 4.30(b)'de verilmiştir. c-Ge'un Raman spektrumu karşılaştırma için verilmiştir. Şekil 4.30(a)'ya bakıldığında, 60 dk tavlama yapılmış filmlerde 400 °C ve altındaki sıcaklıklarda kristallenme görülmemektedir. Bu durum Şekil 4.30(a) içerisinde yer alan ek grafikten de açıkça görülmektedir. Ek grafikte yer alan ve 277 cm⁻¹'deki Raman piki, Ge filmlerin amorf fazda olduğunu işaret etmektedir. 450 °C'de amorf ve kristal faz birlikte yer alırken, 450 °C üzeri sıcaklıklarda ise kristal fazın baskın hale geldiği görülmektedir. Tavlama süresinin etkisini görmek için aynı şartlarda üretilen filmler 400, 450 ve 475 °C'de 300 dk tavlansmıştır. Bu filmlerin Raman spektrumları da Şekil 4.30(b)'de verilmiştir. 400 °C'de kristallenme görülmezken, 450 ve 475 °C sıcaklıklarda 300 dk tavlansmış örneklerin Raman spektrumları 60 dk tavlama yapılmış örneklerin Raman spektrumları ile karşılaştırıldığında kristallenmenin arttığı görülmektedir.



Şekil 4.30. Katı faz kristallenmede farklı sıcaklıklarda 60 dk (a) ve 300 dk (b) tavlama yapılmış Ge ince filmlerin Raman spektrumları. c-Ge'un Raman spektrumu karşılaştırma için verilmiştir

Filmlerin, her bir sıcaklıktaki Raman spektrumlarına pik analizi yapılmıştır. Pik analizi ile amorf ve kristal fazın pik konumu, yarı yükseklikteki tam genişliği (FWHM) ve amorf fazdan kristal faza geçişi hakkında bilgiler elde edilmiştir. Sonuçlar, Şekil 4.31'de verilmiştir. Şekil 4.31(a)'da pik konumunun tavlama sıcaklığı ile değişimi görülmektedir. Sıcaklık arttıkça amorf fazdan kristal faza geçişin arttığı ve filmlerin pik konumlarının kesikli çizgi ile gösterilen c-Ge'un pik konumuna yaklaştığı görülmektedir.

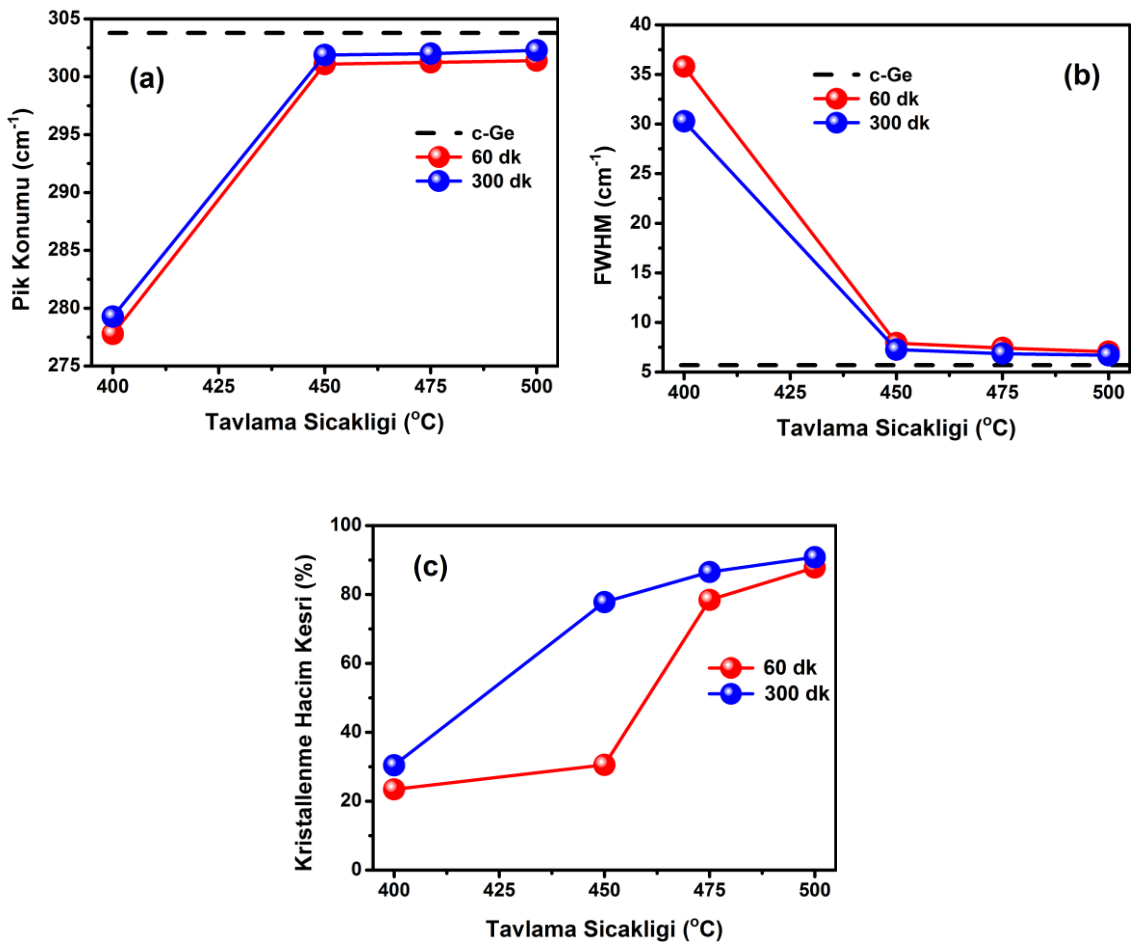
Benzer olarak ta artan sıcaklık ile filmlerin FWHM'ları azalarak c-Ge'un FWHM değerine yaklaşmaktadır, Şekil 4.31(b). Şekil 4.31(c)'de ise Ge filmlerin tavlama sıcaklığının fonksiyonu olarak kristallenme düzeyi görülmektedir. Sıcaklık arttıkça kristallenmede artmaktadır. Kristallenme oranı %88 düzeyindedir. Kristallenmedeki bu artış, sıcaklığın etkisi sonucu artan stress ile birlikte Ge atomlarının kendini yeniden düzenlemeleri sonucu yapısal düzendeki iyileşmeden kaynaklanmaktadır (Zanatta ve Chambouleyron 2005).



Şekil 4.31. 200-500 °C arası sıcaklıklarda 60 dk tavlama yapılmış Ge filmlerin pik konumu (a), FWHM (b) ve kristallenme hacim kesrindeki değişim (c). c-Ge'un pik konumu ve FWHM referans olarak verilmiştir

60 ve 300 dk tavlama yapılan örneklerin pik konumları, FWHM'ları ve kristallenme düzeyleri Şekil 4.32'de verilmiştir. Şekil 4.32(a)'da pik konumunun tavlama

sıcaklığı ile değişimi görülmektedir. Aynı sıcaklıkta tavlama yapılan örneklerde, tavlama süresi arttıkça pik konumu c-Ge'un pik konumuna daha da yaklaşmaktadır. Bu durum, tavlama süresi ile filmlerin kristallenmesinin arttığını açıkça göstermektedir. Şekil 4.32(b)'de görülen FWHM değerleri, tavlama süresi arttıkça 6.7 cm^{-1} değerine kadar düşmektedir. Kesikli çizgi ile gösterilen c-Ge ait FWHM değeri ise 5.7 cm^{-1} 'dir. Şekil 4.32(c)'de ise filmlerin kristallenme oranları karşılaştırılmaktadır. $500 \text{ }^\circ\text{C}$ 'de 300 dk tavllanmış örneğin kristallenmesi yaklaşık %91 oranındadır. Hem tavlama sıcaklığının hem de tavlama süresinin artması, filmlerin kristallenme oranlarını artırmaktadır.

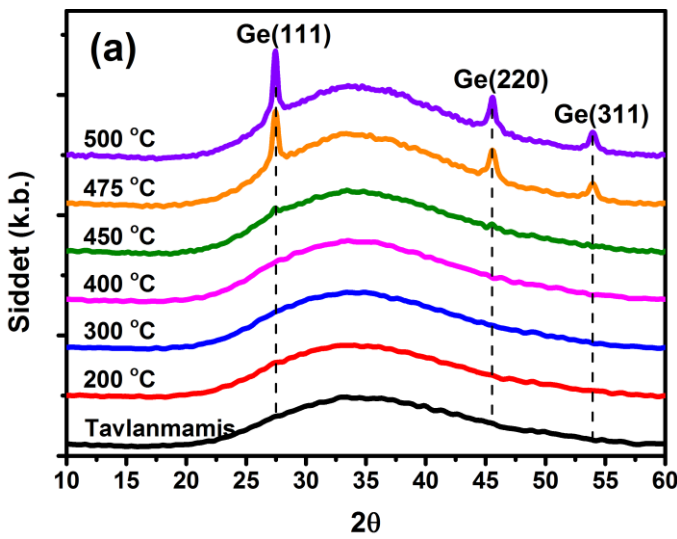


Şekil 4.32. 400-500 °C arası sıcaklıklarda 60 ve 300 dk tavlama yapılmış Ge filmlerin pik konumu (a), FWHM (b) ve kristallenme hacim kesrindeki değişim (c)

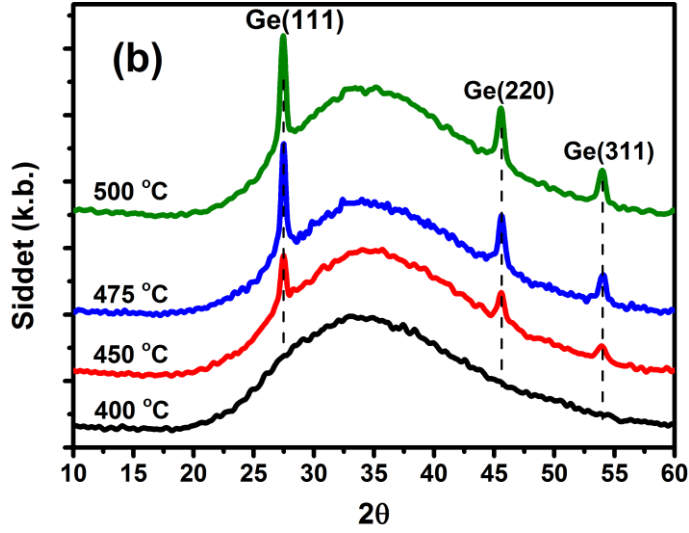
Katı faz kristallenme sonrası, sıcaklığın fonksiyonu olarak 60 ve 300 dk tavlama yapılmış Ge filmlerin X-ışını kırınım (XRD) spektrumları sırasıyla Şekil 4.33(a) ve Şekil

4.33(b)'de verilmiştir. Şekil 4.33(a)'da, 400 °C ve altı sıcaklıklarda Ge'a ait hiçbir pik gözlenmemiştir. 450 °C'de (111) ve (220) kırınım düzlemlerine ait pikler belirmeye başlamıştır. 475 ve 500 °C'de ise (111) ve (220) piklerine ilaveten (311) kırınım piki de ortaya çıkmaktadır. Şekil 4.33(b)'de ise 300 dk tavlama yapılmış örneklerin XRD spektrumları yer almaktadır. 400 °C'de 300 dk tavlama yapılmış örneklerde de hiçbir kırınım piki gözlenmez iken, 450 °C'de ise (111), (220) kırınım piklerinin yanı sıra 60 dk tavlama süresinde görünmeyen (311) kırınım piki de açığa çıkmıştır. XRD sonuçları Raman spektrumları ile uyumlu görülmektedir. Farklı sıcaklık ve sürelerde tavlama yapılmış Ge ince filmler poli-kristal yapıya sahip olup, (111) kırınım piki baskın pik olarak dikkat çekmektedir. Mikro-kristal Ge ($\mu\text{c-Ge}$) filmlerde tercih edilen kırınım piki (220) iken, görece olarak daha büyük kristal taneciklerine sahip olan poli-kristal Ge filmlerde ise (111) kırınım piki tercih edilen piktir (Tsao vd 2009). (111) kırınım pikinin, diğer (220) ve (311) kırınım piklerine göre daha düşük serbest enerjiye sahip olduğu için tercih edilen pik olmaktadır (Hu vd 2010).

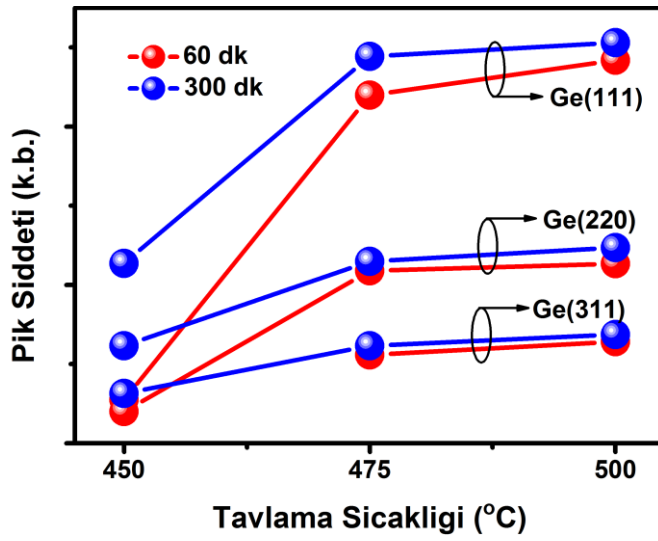
Şekil 4.33(a) ve (b)'de verilen XRD spektrumlarında 400 ile 500 °C arasında tavllanmış örneklerin kırınım pik şiddetlerindeki değişim Şekil 4.34'de verilmiştir. Grafikten de görüleceği üzere, 300 dk tavllanmış örneklerin kırınım pik şiddeti 60 dk tavllanmış örneklerin pik şiddetinden büyüktür. Her iki tavlama süresinde de baskın pik (111) kırınım pikidir.



Şekil 4.33. 60 dk tavlama yapılmış Ge örneklerin XRD spektrumu (a)



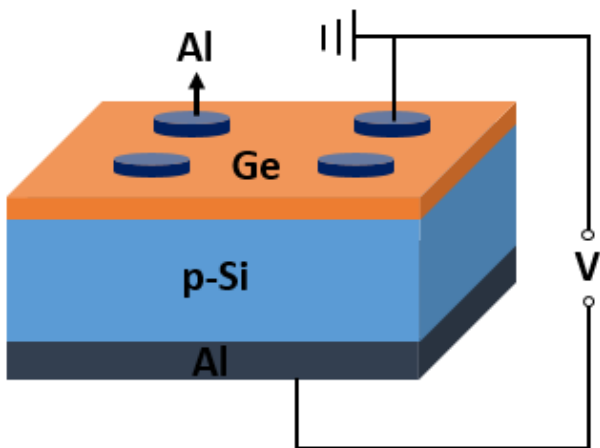
Şekil 4.33. 300 dk tavlama yapılmış Ge örneklerin XRD spektrumu (b)



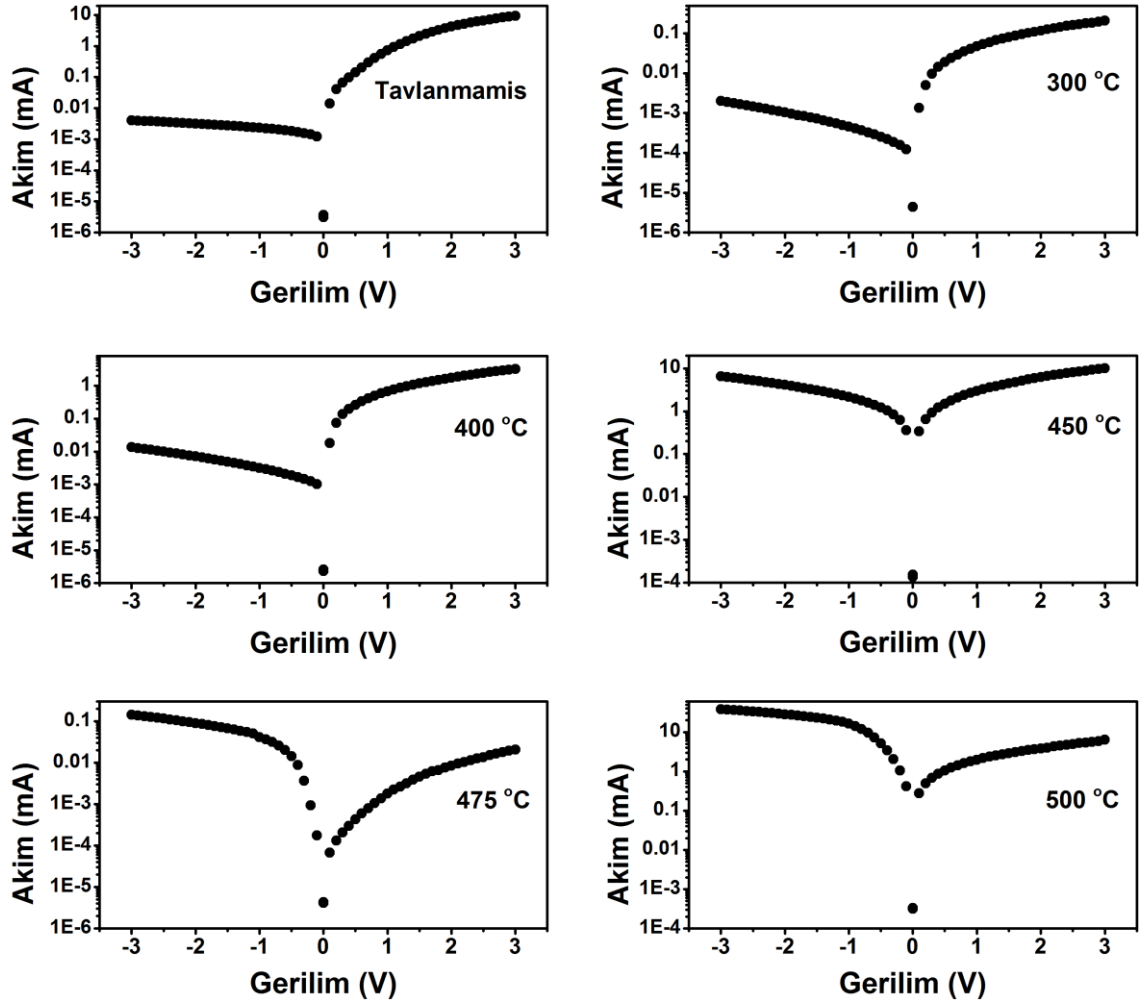
Şekil 4.34. 60 ve 300 dk tavlama yapılmış örneklerin pik şiddetindeki değişim

Ge ince filmlerin hangi tip iletkenlik özellik sergilediği, elektriksel ölçümler yapılarak belirlenmiştir. p-Si/Ge hetero-eklem yapısının I-V ölçüm taslağı ve I-V karakteristikleri sırasıyla Şekil 4.35 ve Şekil 4.36'da verilmiştir. Bu hetero-eklem yapısının I-V karakteristiği tavlama sıcaklığına sıkıca bağlı görünmektedir. Alttaş olarak kullanılan p-tipi Si pulun direnci 1-5 Ω -cm olup katkılanma düzeyi 3×10^{15} - 1.3×10^{16} cm^{-3} aralığındadır. Kesin olmamakla birlikte büyütülen filmlerin kusurlu doğası gereği

deşik üretiminden dolayı Ge filmler daha çok p-tipi özellik sergilemekte ve katkılanma konsantrasyonu da yaklaşık 10^{18} - 10^{19} cm^{-3} aralığındadır (Toko vd 2009, Lee vd 2015, Watakabe vd 2006, Kobayashi vd 1997). I-V grafiklerine bakıldığında, tavlama yapılmamış aygıtın p-p⁺ hetero-eklem diyod özelliği sergilediği görülmektedir. Dolayısıyla, tavlama yapılmamış Ge filmindeşik konsantrasyonu Si alttaştan daha yüksek olduğu için p-tipi özellik sergilediğini sonucu çıkmaktadır. Tavlama sıcaklığı arttıkça, Ge atomlarının kendini yeniden düzenlenmesinden dolayıdeşik konsantrasyonu azalarak diyod davranışı gittikçe azalmaktadır. Tavlama sıcaklığı 450 °C olduğunda, diyod davranışı değişmektedir. İlk önce p-p⁺ olan durum, daha sonra 450 °C tavlama sıcaklığında p-p durumuna dönüşmektedir. Tavlama sıcaklığı daha da arttığında, diyod yapısına tersine dönerek, p⁺-p hetero-eklem yapısının oluştuğu görülmektedir. I-V eğrisindeki bu tersine davranış, daha önce verilen Raman ve XRD ölçümleri ile uyum içerisindedir. Tavlama sıcaklığı arttıkça ince filmin kristal kalitesi arttığandan,deşik üreten kusurların konsantrasyonunda önemli derecede azalma olmaktadır. Amorf fazdan poli-kristal faza geçişin olduğu yüksek sıcaklık bölgesinde, tanecik sınırlarında ve kristalize olmamış amorf yapı içerisindeki kusurlar geriye büyük birdeşik kaynağı bırakırlar. Kristalline hacim oranındaki artış, eklem Ge tarafındakideşik konsantrasyonunu Si alttaştan katkılanma düzeyine göre daha da düşürmekte, böylece diyod davranışı p-p⁺ yapısından p⁺-p yapısına terslenmektedir.



Şekil 4.35. p-Si / Ge hetero-eklem yapısının I-V ölçüm düzeneği



Şekil 4.36. Farklı sıcaklıklarda 60 dk tavlama yapılmış p-Si / Ge hetero yapıların I-V karakteristikleri

4.3.2. Metal indüklü kristallenme

Metal indüklü kristallenme (MIC), metal katalizler kullanılarak Ge ince filmlerin kristallenmesinde kullanılan bir yöntemidir (Jung vd 2013, Knaepen vd 2009, Peng vd 2009). α -Ge belirli metallere kontak halinde olması durumunda, kristallenme sıcaklığı SPC ile elde edilene göre büyük ölçüde düşmektedir. E-beam yöntemi ile c-Si (100), alüminyum katkılı çinko oksit (AZO) ve cam üzerine 15 nm kalınlığında metal (Ag, Au, Fe, Ni ve Co) film büyütülmüştür. Metal film üzerine de 300 nm kalınlığında α -Ge büyütülmüştür. Bu metal filmler, α -Ge ile ötektik alaşımlar (Al, Au ve Ag) veya bileşikler (Ni, Co ve Fe) oluştururlar (Peng vd 2008, Jang vd 1998, Jung vd 2013 ve Ahn vd 2013). MIC prosesinin arkasında yatan itici kuvvet, amorf ve kristallize fazlar arasındaki serbest enerji farkıdır (Knaepen vd 2009 ve Wang vd 2008). α -Ge, metallere ile kontak halinde iken Ge'un kovalent bağları perdeleme etkisinden dolayı zayıflatılmaktadır (Hiraki 1980). Zayıf bağlanmış Ge atomları Gibbs serbest enerjilerini düşürmek için hızlı bir şekilde metalin tanecik sınırlarına doğru nüfuz ederler veya metal filmdeki tanecik sınırlarındaki diğer tercih edilen konumlara nüfuz ederler. Büyütülen metal filmlerin Ge filmlerin kristallenmesi üzerine etkisi, farklı sıcaklıklarda tavlama yapılarak incelenmiştir. Ayrıca, Ge filmlerin kristallenmesinde alttaş etkisi de araştırılmıştır. Filmlerin kesit görüntüsü Şekil 4.37'de verilmiştir.

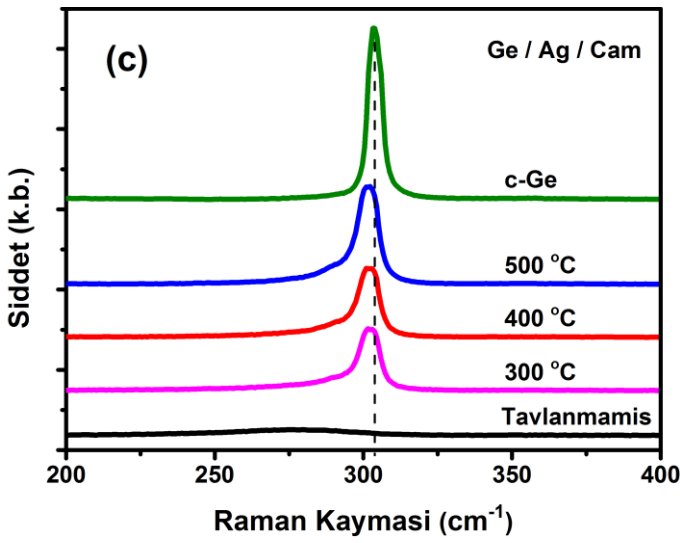
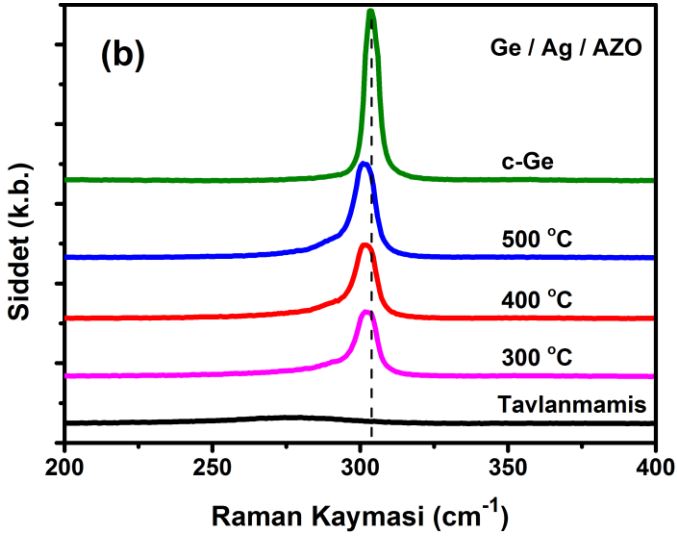
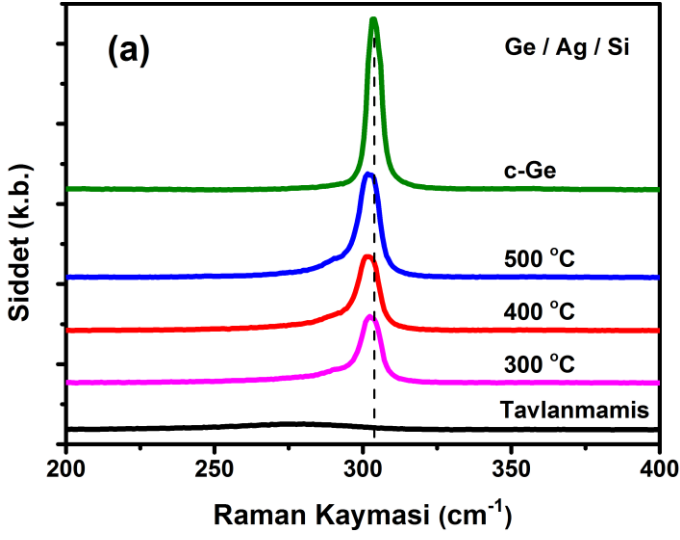


Şekil 4.37. Ge ince filmlerin metal-indüklü kristallenmesi

i. Ag-İndüklü Kristallenme

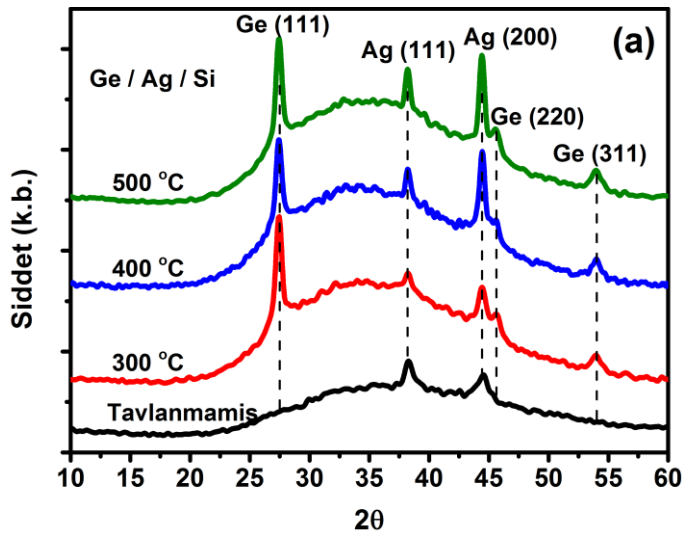
c-Si, AZO ve cam alttaş üzerine büyütülmüş Ge filmler, 300, 400 ve 500 °C’de 60 dk N₂ ortamında tavlansmıştır. Ag-indüklü kristallenmenin filmlerin yapısal özellikleri üzerine etkisi Raman spektrumu ile incelenmiştir. Şekil 4.38’de c-Si, AZO ve cam üzerine büyütülmüş ve farklı sıcaklıklarda tavlansmış filmlerin Raman spektrumları görülmektedir. Tavlanmamış filmin ve c-Ge’un Raman spektrumu karşılaştırma için verilmiştir. Şekil 4.38’de görülen pikler Ge-Ge TO modu olup, kristallenmenin 300 °C’de 60 dk tavlama bile olduğu görülmektedir. 300 °C’deki kristallenme her üç alttaş için de mevcuttur. Katı faz kristallenmede aynı tavlama süresi için 300 ve 400 °C’de kristallenme gözlenmezken (Şekil 4.30(a)), Ag-indüklü kristallenmede ise kristallenmenin 300 °C’de bile olduğu görülmektedir, Şekil 4.38 (Kabacelik vd 2015). Sıcaklık arttıkça kristallenmenin de arttığı görülmektedir. Ge/Ag sisteminin ötektik sıcaklığı 651 °C olup (Oki vd 1969), Ag-indüklü kristallenmede elde edilen kristallenme sıcaklığı (300 °C) ötektik sıcaklığın oldukça altına düşmektedir. Ayrıca, SPC prosesi ile elde edilen kristallenme sıcaklığının da (500 °C) oldukça altındadır. Bir diğer sonuç ise, Ag-indüklü kristallenmede alttaş etkisinin de önemsiz olduğu görülmektedir. Böylece, amorf fazdan kristal faza geçişin düşük sıcaklıklarda gerçekleşmesi, Ge filmlerin düşük erime sıcaklığına sahip ve esnek malzemeler üzerine de büyütülebileceğini göstermektedir.

α -Ge/Al sisteminde, kovalent bağlı Ge atomları Al içerisindeki serbest elektronların perdeleme etkisinden dolayı zayıflatılır (Hiraki 1980). Hareketli Ge atomları, Al’nin tanecik sınırındaki arayüz enerjisini azaltmak için hızlı bir şekilde Al’nin tanecik sınırına doğru hareket ederler (Hou vd 1990). α -Si ve α -Ge, Al, Au ve Ag gibi metallerle ötektik bir sistem oluşturduklarında katman değiş tokuşu meydana gelir ve hem deneysel sonuçları hem de termodinamik hesaplamaları anlamak için tanecik sınır aracılı kristallenme modeli önerildi (Hou vd 1990, Nast vd 2000, Hu vd 2010, Knaepen vd 2009 ve Wang vd 2012). Ancak, Al/ α -Si sisteminin aksine Ge’un kristallenmesinin hem Al tanecik sınırında hem de Al katmanının arayüzünde olduğu bildirilmiştir (Zhao vd 2004, Jang vd 1998 ve Jung vd 2013). Ag’de Al gibi Ge ile ötektik bir sistem oluşturması nedeniyle, α -Ge/Ag sisteminde de tanecik sınır aracılı ve arayüz aracılı kristallenmenin gerçekleştiği düşünülmektedir.

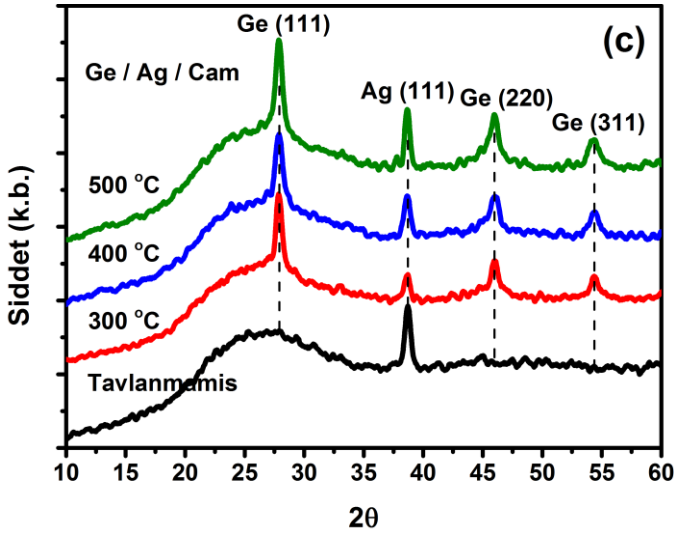
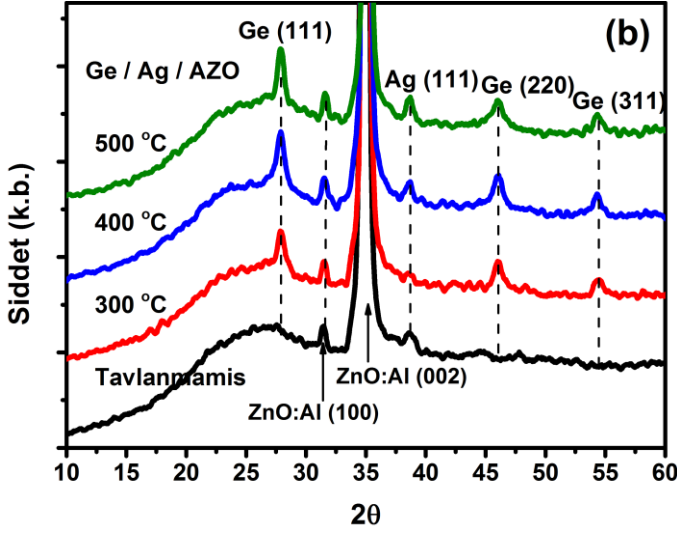


Şekil 4.38. c-Si (a), AZO (b) ve cam (c) alttaşlar üzerine büyütülmüş ve farklı sıcaklıklarda 60 dk tavlama yapılmış Ge filmlerin Raman spektrumları

Ag-indüklü kristallenme ile elde filmlerin X-ışını kırınım spektrumu Şekil 4.39'da verilmiştir. c-Si, AZO ve cam üzerine büyütülen Ge filmlerin XRD spektrumlarındaki 27°, 45° ve 53°'de görülen pikler sırasıyla (111), (220) ve (311) kırınım piklerine karşılık gelmektedir. Bu piklerin şiddetleri, film içerisindeki kristallize faz miktarı ile orantılıdır (Ashtikar vd 1995). Katı faz kristallenmede 500 °C'de görülen bu pikler, metal indüklü kristallenmede 300 °C'de açığa çıkmaktadır. XRD ile Raman sonuçları birbiri ile uyumlu görünmektedir. Şekil 4.39'daki Ge piklerine ilaveten Ag pikleri de yer almaktadır ve sıcaklık arttıkça pik şiddeti de artmaktadır. XRD sonuçlarına göre Ge film, diğer doğrultulara göre enerjik olarak daha kararlı ve uygun olan (111) doğrultusunda büyümektedir (Tsao vd 2009). (220) kırınım piki tercihli olarak µc-Ge filmlerde gözlenirken, görece olarak daha büyük kristallize taneciklere sahip olan poli-Ge filmlerde ise (111) kırınım piki tercihli olarak gözlenmektedir (Hu vd 2010).



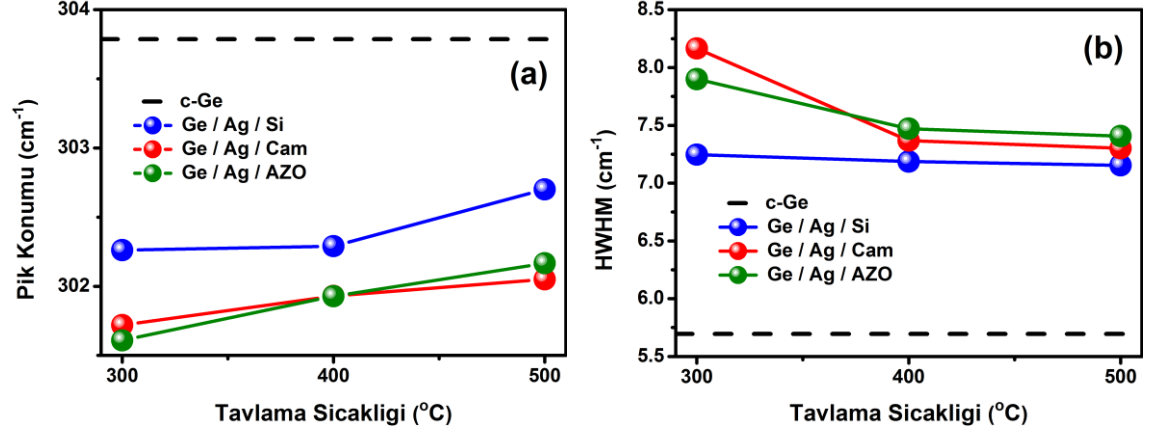
Şekil 4.39. c-Si üzerine büyütülmüş Ge örneklerin Ag-indüklü kristallenmelerinin XRD spektrumu (a). Tavlama işlemi 300-500 °C arası 60 dk yapılmıştır



Şekil 4.39. AZO (b) ve cam (c) üzerine büyütülmüş Ge örneklerin Ag-indüklü kristallenmelerinin XRD spektrumu. Tavlama işlemi 300-500 °C arası 60 dk yapılmıştır

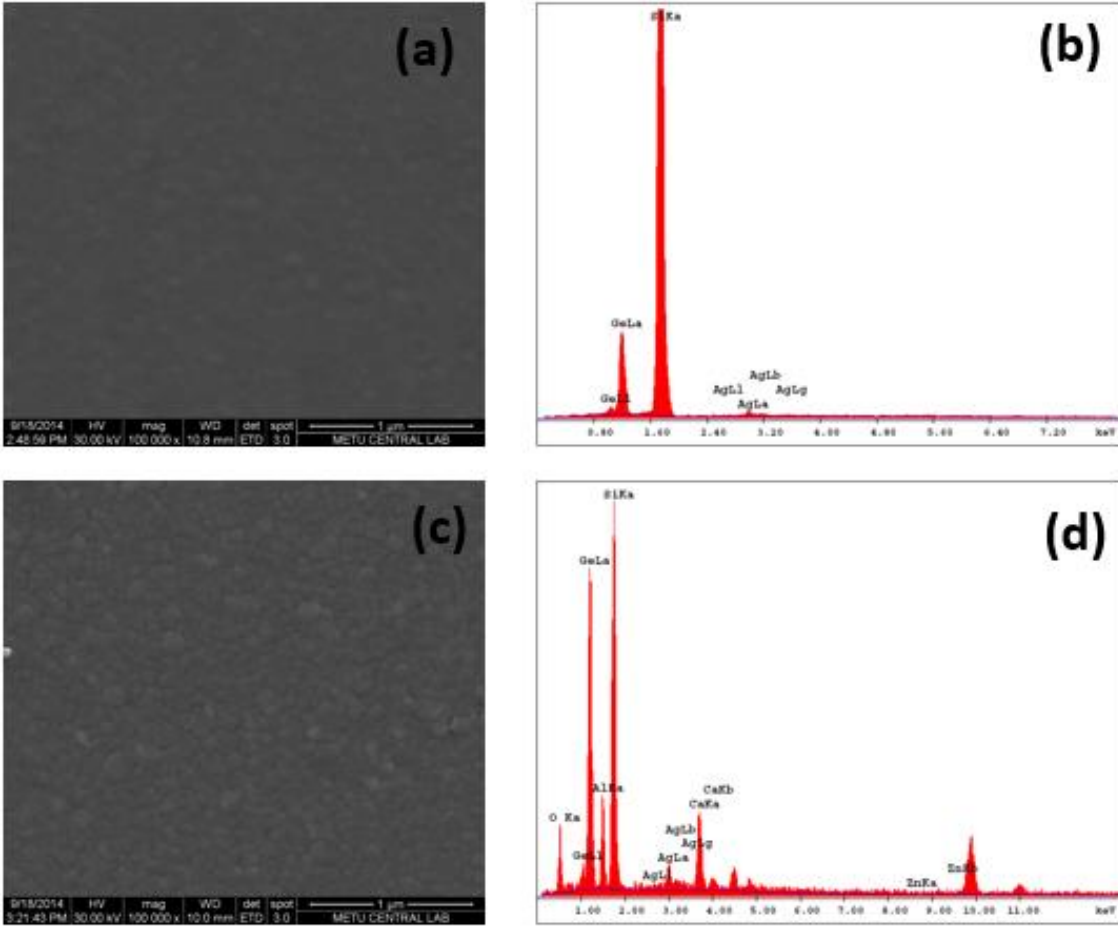
Şekil 4.40'ta Ge filmlerin pik konumlarının ve FWHM'lerinin tavlama sıcaklığı ile değişimi verilmiştir. Şekil 4.40(a)'da verilen grafikte, bütün alttaşlar için sıcaklık 300 °C'den 500 °C'ye arttıkça Ge-Ge TO piki c-Ge'un pik konumuna doğru yaklaşmaktadır. Şekil 4.40(a)'da görülen filmlerin pik konumlarındaki değişim tanecik boyutu ve stressten kaynaklanmaktadır (Muniz vd 2007). Filmlerin FWHM değerleri de sıcaklık arttıkça azalmaktadır, Şekil 4.40(b). Tavlama sıcaklığının 500 °C olduğu durumda c-Si,

AZO ve cam alttaşlar üzerine büyütölen filmler için FWHM değeri sırasıyla 7.1, 7.4 and 7.3 cm^{-1} 'dir. Sıcaklıkla birlikte pik konumundaki kayma ve FWHM değerindeki azalma, Ge film içerisindeki kristallize fazın arttığını göstermektedir (Jelenkovic vd 1997 ve Olivares vd 2000).



Şekil 4.40. Farklı alttaşlar üzerine büyütölen Ge filmlerin pik konumu (a) ve FWHM (b) değerlerinin sıcaklıkla değişimi. Kesikli izgi ile gösterilen c-Ge'un pik konumu ve FWHM değerleri karşılaştırma için verilmiştir

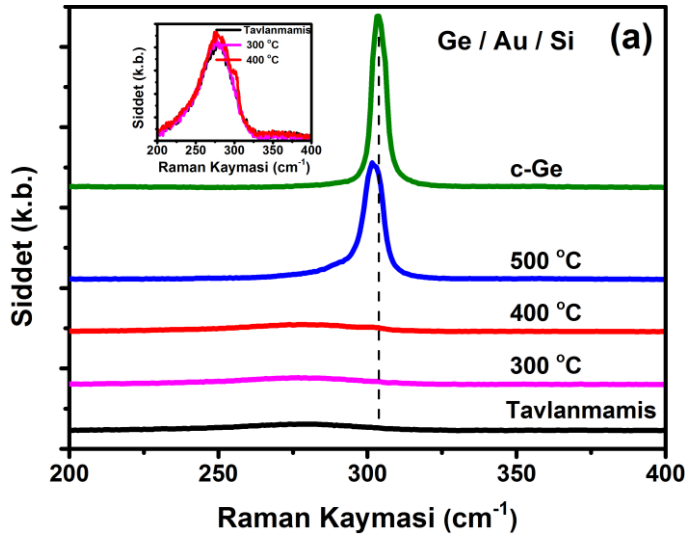
c-Si ve AZO alttaşlar üzerine büyütölmüŐ Ge ince filmlerin taramalı elektron mikroskobu (SEM) ve enerji dağılımlı X-ışını analiz (EDAX) sonuçları Şekil 4.41'de verilmiştir. SEM ve EDAX sonuçları 500 °C'de 60 dk tavlama yapılmış örnekler için alınmıştır. SEM sonucuna göre, filmlerin yüzeyi oldukça pürüzsüz görünmektedir. EDAX analizinde Ge ve Ag piklerine ilaveten alttaşlardan gelen piklerde yer almaktadır.



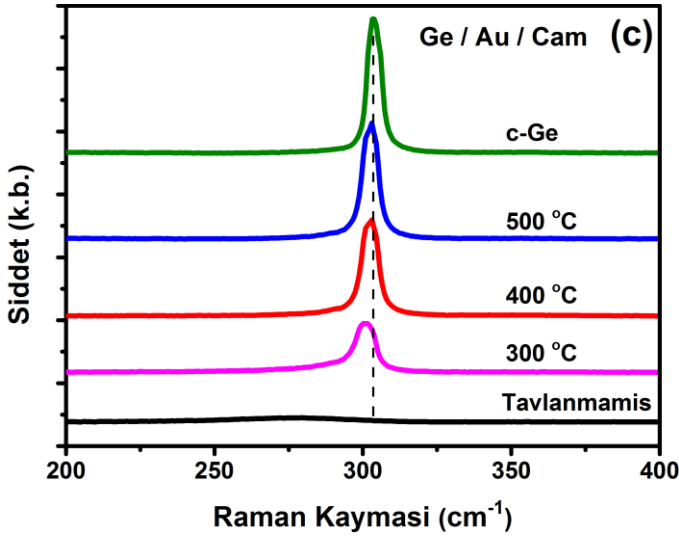
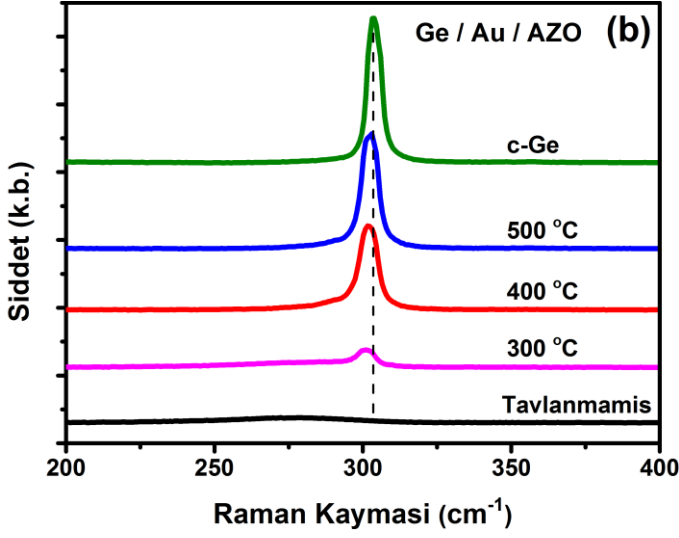
Şekil 4.41. c-Si alttaş üzerine büyütülen Ge filmin SEM (a), EDAX (b) ve AZO alttaş üzerine büyütülen Ge filmin SEM (c), EDAX (d) analizi. Filmlere 500 °C’de 60 dk tavlama yapılmıştır

ii. Au-İndüklü Kristallenme

c-Si, AZO ve cam üzerine Au film büyütülerek, kristallenme üzerine etkisi incelenmiştir. Au-İndüklü kristallenmenin Raman spektrumu Şekil 4.42’de verilmiştir. Şekil 4.42(a)’da verilen c-Si’un Raman spektrumundan görüleceği gibi 300 °C’de yapılan tavlama da kristallenme gözlenememiştir. 400 °C’de ise amorf fazın baskın olduğu ancak, Şekil 4.42(a)’da yer alan detaylı çizimden kristallenmenin de başladığı görülmektedir. Ag-İndüklü kristallenmede c-Si üzerine büyütülen filmlerde ise 300 ve 400 °C’de yapılan tavlamalarda kristal fazın amorf faza göre oldukça baskın olduğu gözlenmişti. Tavlama sıcaklığı 500 °C’ye yükseltildiğinde kristallenmede artmaktadır. Şekil 4.42(b) ve (c)’de sırasıyla AZO ve cam üzerine büyütülen filmlerin Raman spektrumları verilmiştir. Her iki alttaş için de 300 °C’de c-Si’un tersine kristallenmenin olduğu, sıcaklık arttıkça da filmlerin yapısal olarak iyileşerek kristallenmenin arttığı görülmektedir.

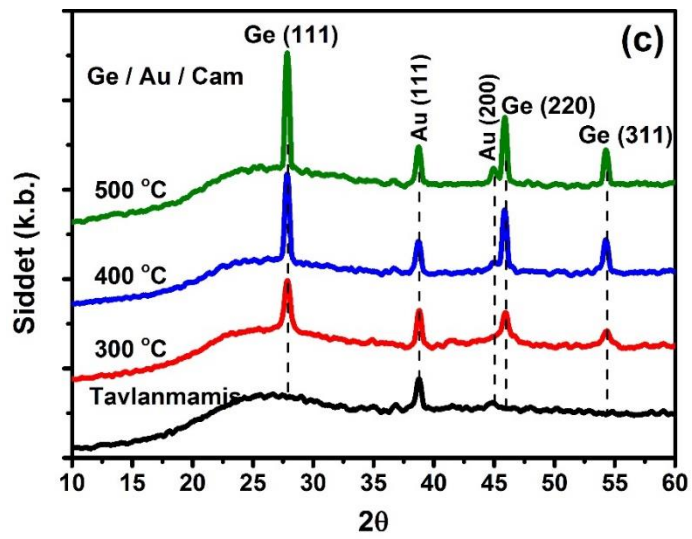
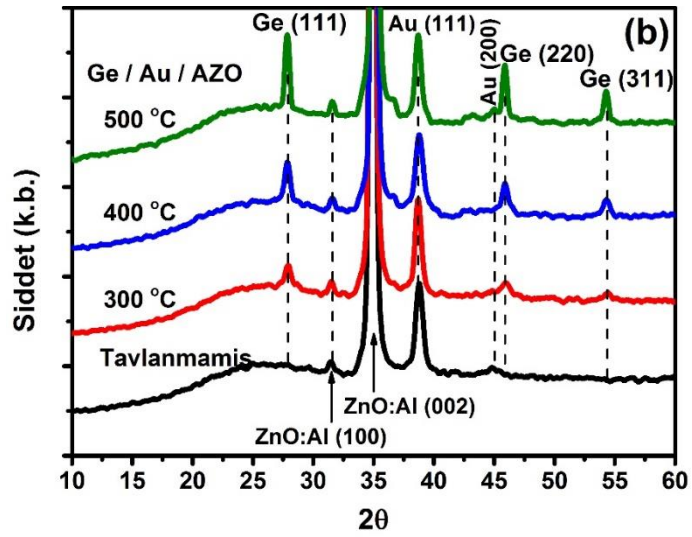
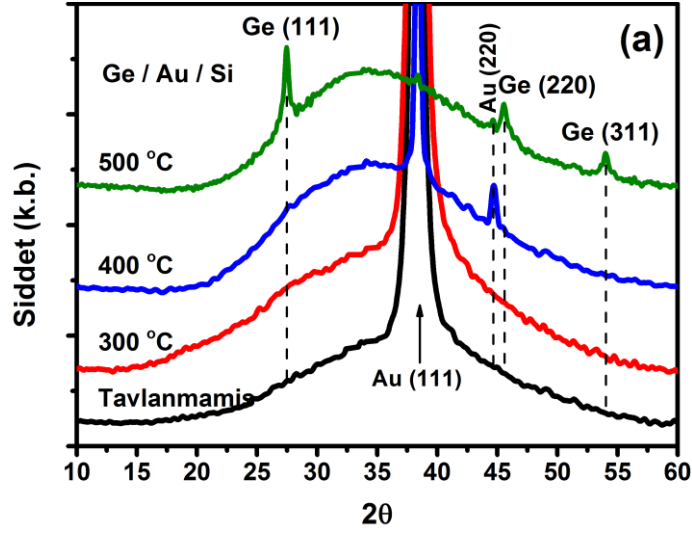


Şekil 4.42. c-Si üzerine büyütülmüş Ge ince filmlerin Raman spektrumları (a). Tavlama işlemi 300, 400 ve 500 °C’de 60 dk yapılmıştır



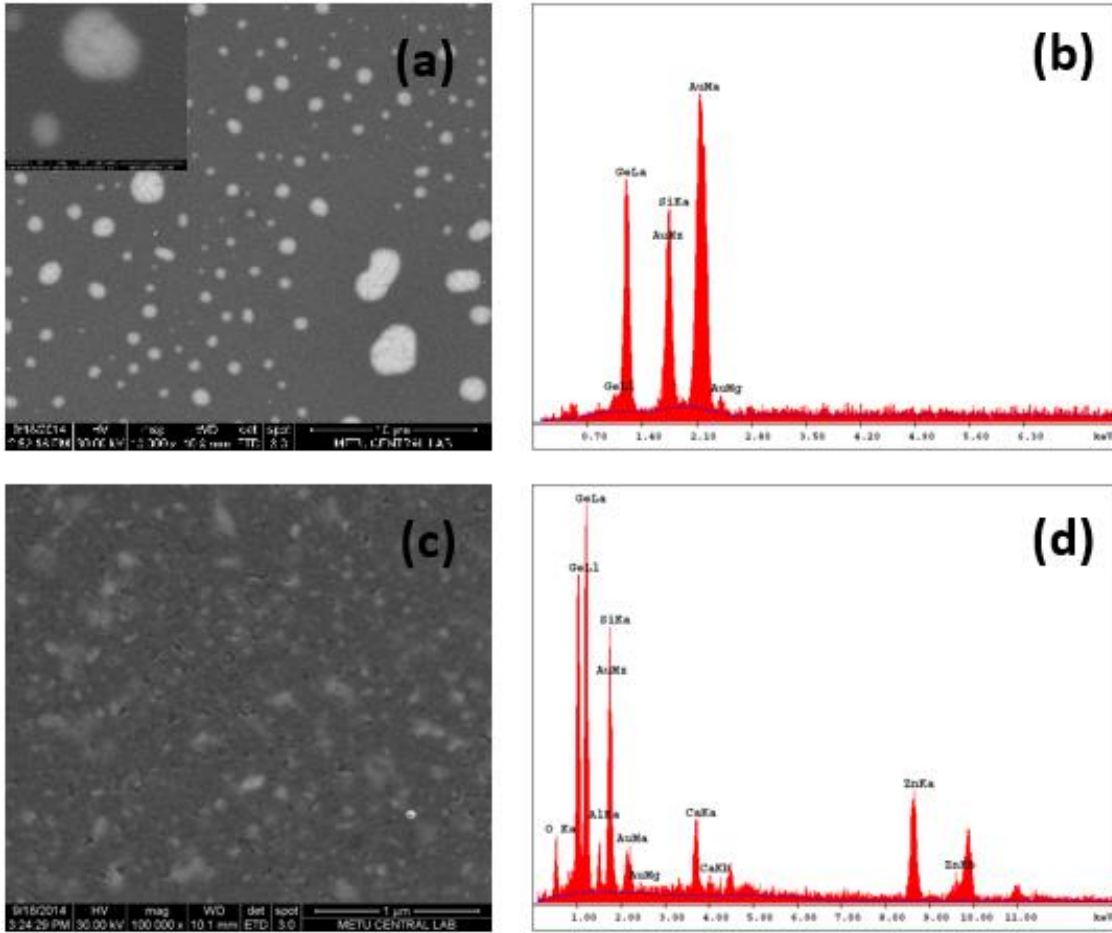
Şekil 4.42. AZO (b) ve cam (c) üzerine büyütülmüş Ge ince filmlerin Raman spektrumları. Tavlama işlemi 300, 400 ve 500 °C’de 60 dk yapılmıştır

Şekil 4.43’te c-Si, AZO ve cam üzerindeki filmlerin XRD sonuçları verilmiştir. Şekil 4.43(a)’da 300 °C ’de Ge ’a ait hiçbir kırınım piki görülmezken, 400 °C ’de 27° ’deki şiddeti çok küçük olan pik Ge (111) pikidir. Bu durum, 400 °C ’deki Raman spektrumu ile uyumlu görülmektedir. 500 °C tavlama sıcaklığında ise Ge’a ait (111), (220) ve (311) kırınım pikleri belirgin bir şekilde ortaya çıkmıştır. Ge piklerinin yanı sıra Au’ya ait (111) ve (200) pikleri de görülmektedir. AZO ve cam üzerine büyütülen filmlerin XRD sonuçlarına bakıldığında, (111), (220) ve (311) kırınım pikleri 300 °C’de ortaya çıkmaktadır. Sıcaklık arttıkça da bu piklerin şiddetleri de artmaktadır.



Şekil 4.43. c-Si (a), AZO (b) ve cam (c) üzerine büyütülmüş Ge ince filmlerin XRD spektrumu. Tavlama işlemi 300-500 °C arasında 60 dk yapılmıştır

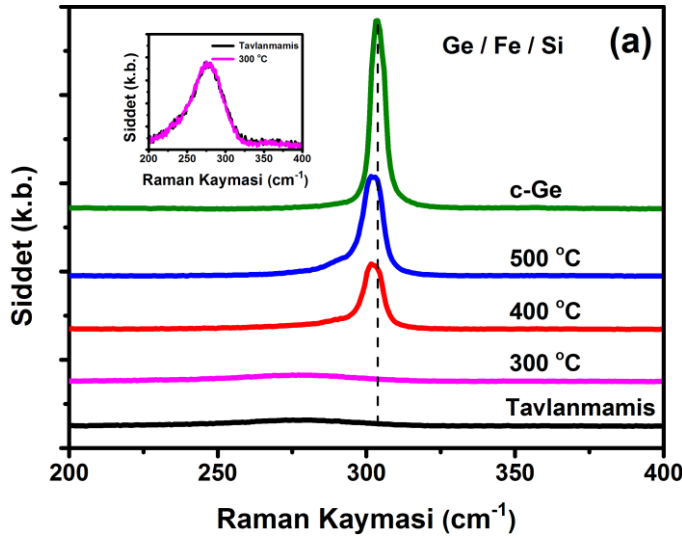
Şekil 4.44(a) ve (b)'de c-Si üzerine büyütülen filmin SEM ve EDAX sonuçları görülmektedir. SEM görüntülerine göre, Au sıcaklığın etkisi ile Ge içerisine nüfuz edip yüzeye kadar çıkarak kümecikler oluşturduğu görülmektedir. Şekil 4.44(a)'da verilen iç görüntüden de açıkça anlaşılmaktadır. Şekil 4.44(b)'deki EDAX sonucu Au üzerine odaklanarak alınmıştır. Au piki diğer pikler ile karşılaştırıldığında yüzde olarak daha baskın çıkmıştır. Şekil 4.44(c) ve (d)'de ise AZO üzerindeki Ge filmin SEM ve EDAX sonuçları verilmiştir. SEM görüntülerine göre Au nano parçacıklar, c-Si alttaşın kullanıldığı örnekte olduğu gibi sıcaklığın etkisi ile yüzeye kadar çıkmıştır. Ancak, Şekil 4.44(a)'da verilen SEM görüntüsünde olduğu gibi düzgün bir dağılım sergilememektedir.



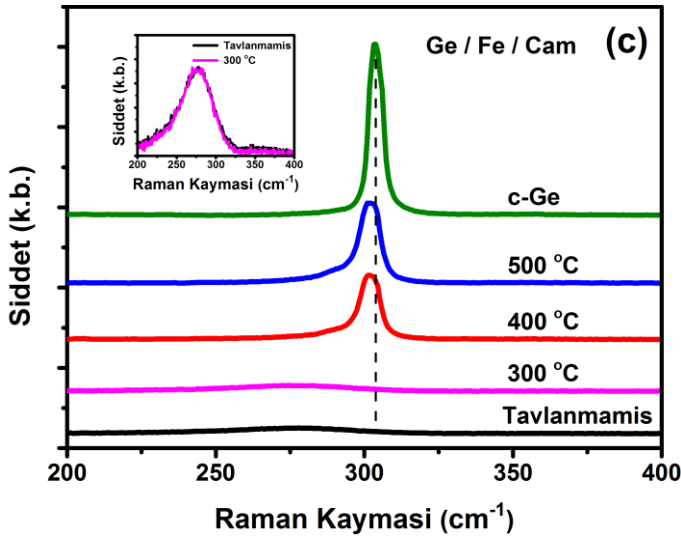
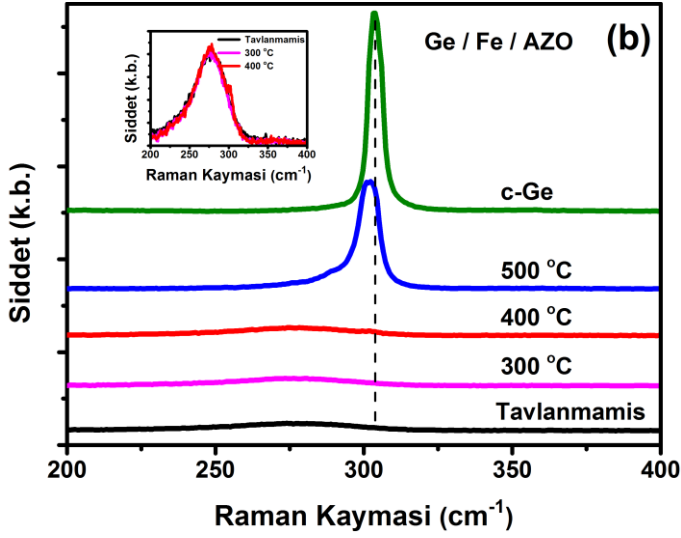
Şekil 4.44. c-Si alttaş üzerine büyütülen Ge filmin SEM (a), EDAX (b) ve AZO alttaş üzerine büyütülen Ge filmin SEM (c), EDAX (d) analizi. Filmler 500 °C'de 60 dk tavlama yapılmıştır

iii. Fe-İndüklü Kristallenme

Metal indüklü kristallenmede kullanılan metal filmlerden bir diğeri de Fe 'dir. Ag ve Au film kullanılarak Ge filmin kristallenmesi Raman ve XRD analizleri ile incelenmiştir. Ge filmlerin kristallenmesinde Fe filmin etkisi yine Raman spektrumu ile belirlenmiştir. Şekil 4.45'te, c-Si, AZO ve cam üzerine büyütülen filmlerin Raman sonuçları görülmektedir. Şekil 4.45(a) ve (c)'de verilen ve sırasıyla c-Si ve cam üzerine büyütülen filmlerin Raman spektrumlarını gösteren grafiklere göre, kristallenmenin 300 °C'de görülmeye başladığı, 400 °C ve üzeri sıcaklıklarda ise belirgin bir şekilde ortaya çıkmaktadır. Sıcaklık arttıkça kristallenme de artmaktadır. Şekil 4.45(b)'de ise benzer olarak 300 °C'de kristallenme görülmezken, 400 °C'de ise kristallenme yeni başlamaktadır. 500 °C tavlama sıcaklığında ise kristallenme artmaktadır.

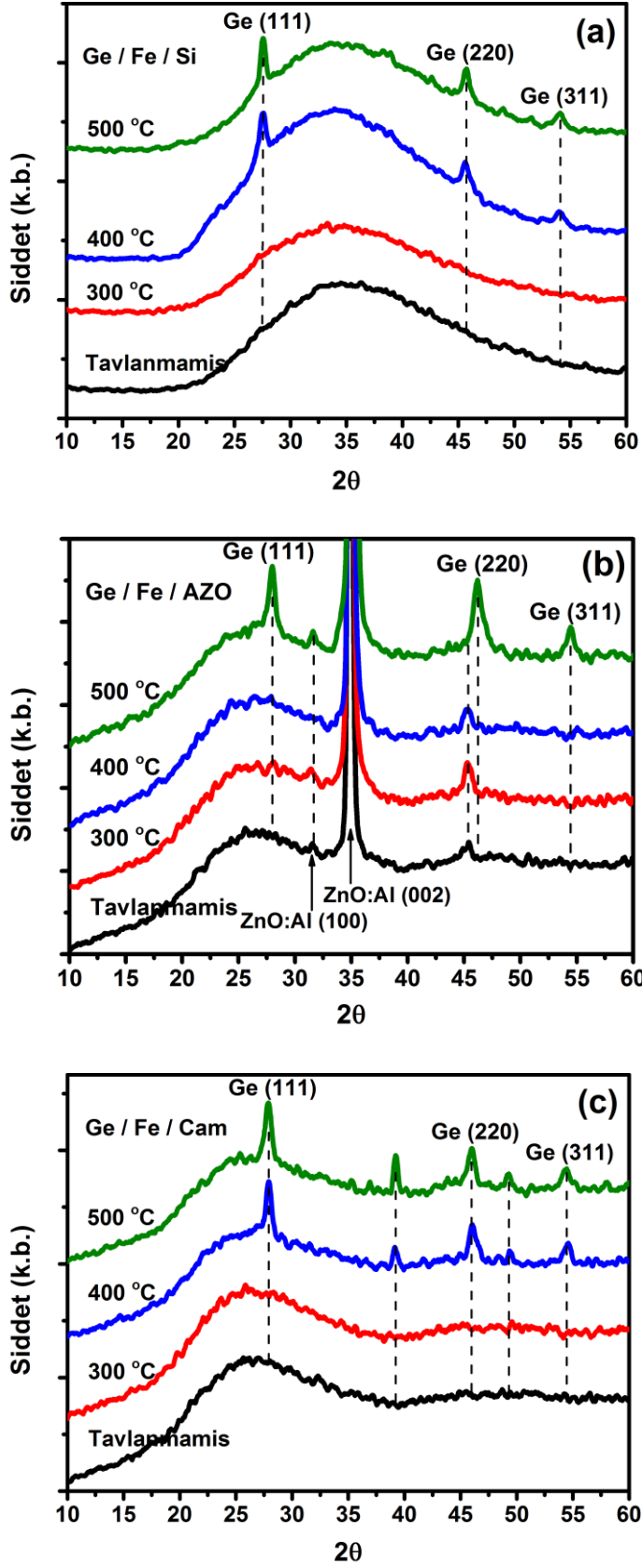


Şekil 4.45. c-Si üzerine büyütülmüş Ge ince filmlerin Raman spektrumları (a). Tavlama işlemi 300, 400 ve 500 °C'de 60 dakika yapılmıştır



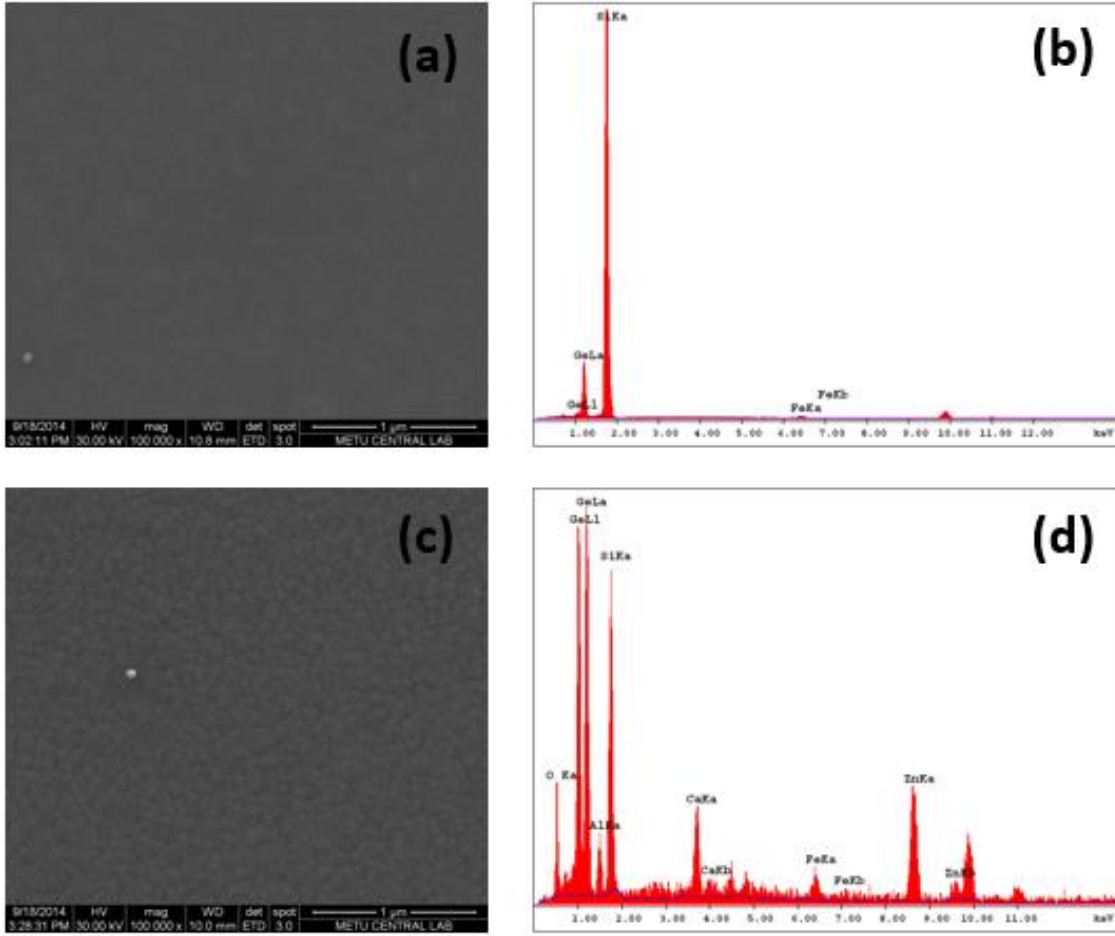
Şekil 4.45. AZO (b) ve cam (c) üzerine büyütülmüş Ge ince filmlerin Raman spektrumları. Tavlama işlemi 300, 400 ve 500 °C’de 60 dakika yapılmıştır

Fe-indüklü kristallenmenin XRD sonuçları Şekil 4.46’da verilmektedir. Şekil 4.46(a) ve (c)’deki sonuçlar Raman sonuçları ile uyumlu bir şekilde çıkarak, Ge (111), (220) ve (311) pikleri 400 °C ve üzeri sıcaklıkta açığa çıkarken, 300 °C’de hiçbir pik görülmemektedir. Şekil 4.46(b)’de ise 500 °C’nin altındaki sıcaklıklarda Ge kırınım piklerine rastlanmamıştır. Şekil 4.45(b)’deki Raman sonucuna göre 400 °C’de azda olsa kristallenmenin olduğu görülyordu. Ancak, Şekil 4.46(b)’deki pik gürültü mertebesinde olabileceğinden varlığı için net bir şey söylemek mümkün görünmemektedir.



Şekil 4.46. c-Si (a), AZO (b) ve cam (c) üzerine büyütülmüş Ge ince filmlerin XRD spektrumu. Tavlama işlemi 300-500 °C arası 60 dk yapılmıştır

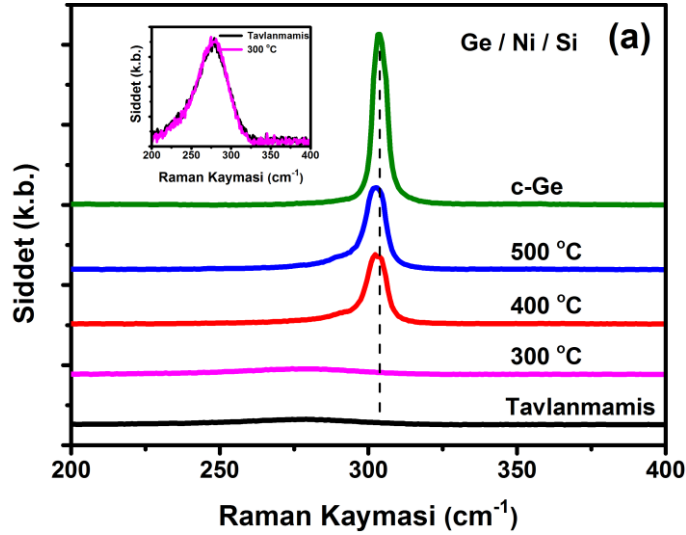
Şekil 4.47’de c-Si ve AZO üzerine büyütülen filmlerin SEM ve EDAX sonuçları verilmiştir. Şekil 4.47(a)’da c-Si alttaş için verilen SEM görüntüsü daha düz görünürken, Şekil 4.47(c)’de AZO alttaş için verilen SEM görüntüsünün ise daha tanecikli bir yapıda olduğu görülmektedir. Şekil 4.47(b) ve (d)’de verilen EDAX analizinde Ge ve Fe piklerinin yanı sıra alttaşlardan gelen bilgilerde görülmektedir.



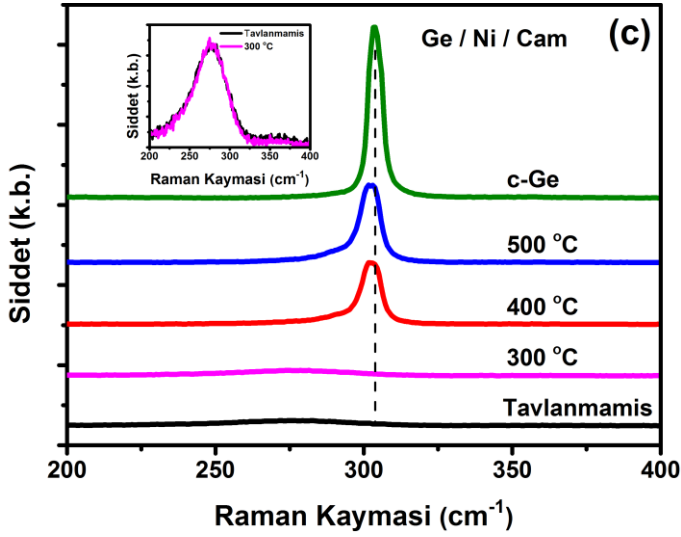
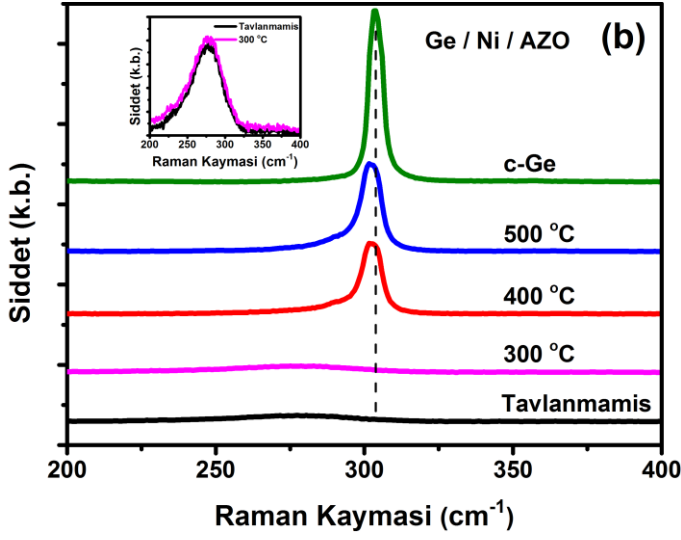
Şekil 4.47. c-Si alttaş üzerine büyütülen Ge filmin SEM (a), EDAX (b) ve AZO alttaş üzerine büyütülen Ge filmin SEM (c), EDAX (d) analizi. Filmler 500 °C’de 60 dk tavlama yapılmıştır

iv. Ni-İndüklü Kristallenme

Metal indüklü kristallenmede en çok çalışılan malzemelerden biriside Ni'dir (Park vd 2008, Uenuma vd 2012). Ni-indüklü kristallenmede, c-Si, AZO ve cam üzerine büyütülen Ge ince filmlerin kristallenmesinde hem alttaş hem de tavlama sıcaklığının etkisi incelenmiştir. Ni filmin Ge filmlerin kristallenmesi üzerine etkisi, farklı alttaşlar ve farklı tavlama sıcaklıkları için Şekil 4.48'de verilmiştir. Her üç alttaş için de 300 °C'de, detaylı çizimlerden de görülebileceği gibi kristallenmenin olmadığı, Ge'un hala amorf fazda olduğu görülmektedir. Ancak, sıcaklık 400 °C'ye yükseltildiğinde her üç alttaşta da kristallenmenin olduğu ve kristal fazın baskın hale geldiği görülmektedir.

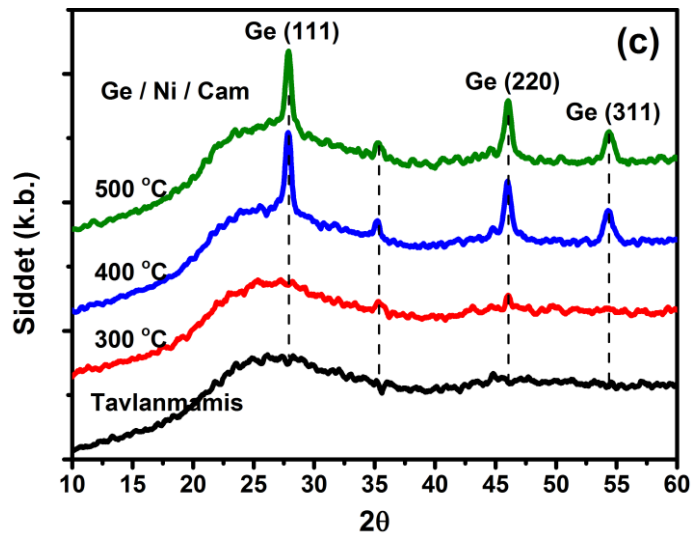
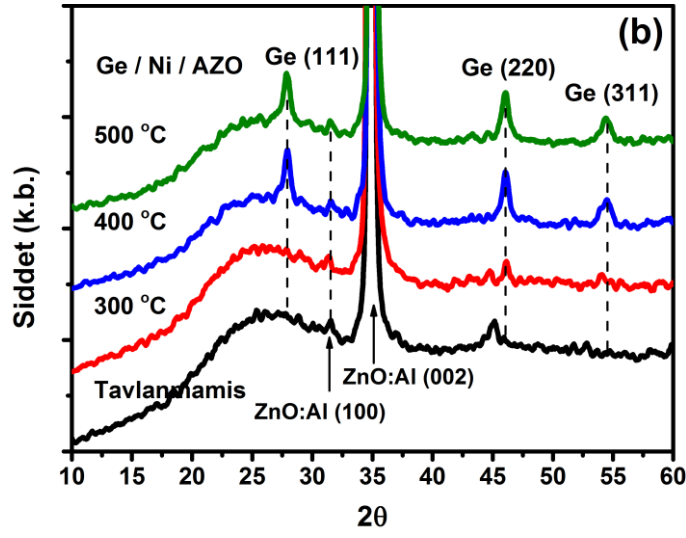
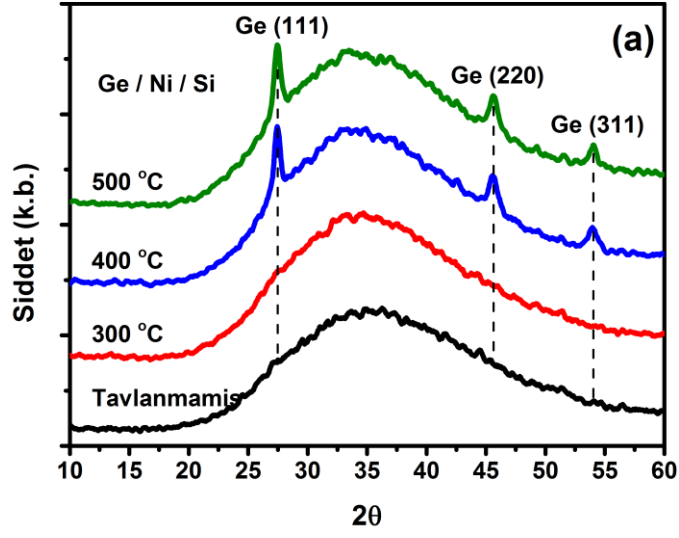


Şekil 4.48. c-Si üzerine büyütülmüş Ge ince filmlerin Raman spektrumları (a). Tavlama işlemi 300, 400 ve 500 °C'de 60 dk yapılmıştır



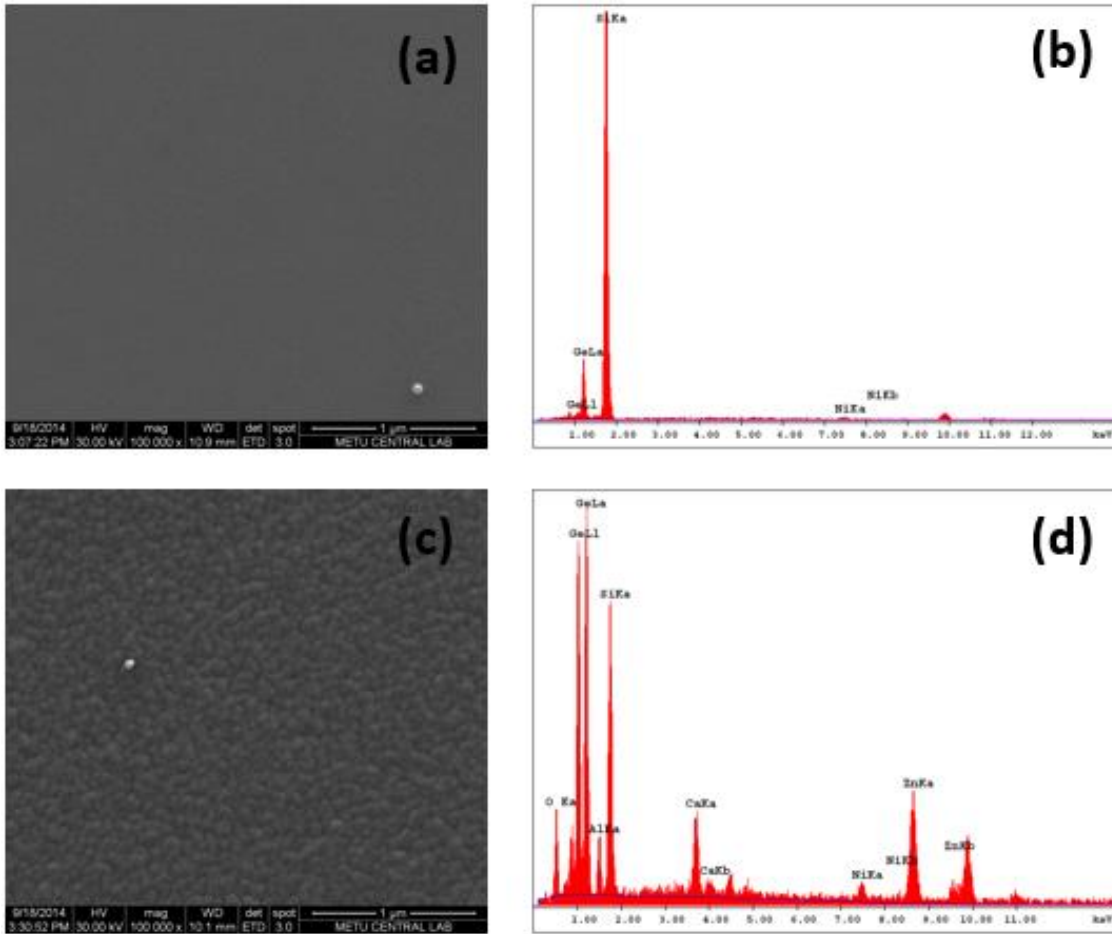
Şekil 4.48. AZO (b) ve cam (c) üzerine büyütülmüş Ge ince filmlerin Raman spektrumları. Tavlama işlemi 300, 400 ve 500 °C’de 60 dk yapılmıştır

Ni-indüklü kristallenmenin XRD analiz sonuçları Şekil 4.49’da verilmiştir. XRD sonuçlarına göre, Raman sonuçları ile uyumlu olacak şekilde, her üç alttaş üzerine büyütülen filmler için 300 °C’de hiçbir kırınım piki olmazken, 400 °C ve üzeri sıcaklıklarda ise Ge (111), (220) ve (311) pikleri görülmektedir. Şekil 4.49(c)’de $2\theta = 35^\circ$ ’deki pik belirlenememiştir.



Şekil 4.49. c-Si (a), AZO (b) ve cam (c) üzerine büyütülmüş Ge ince filmlerin XRD spektrumu. Tavlama işlemi 300-500 °C arası 60 dk yapılmıştır

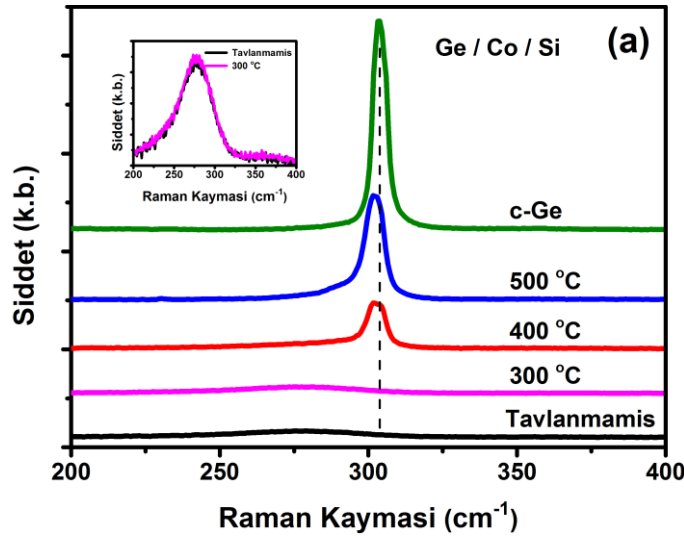
Şekil 4.50’de, Ni-indüklü kristallenme için c-Si ve AZO alttaşlar kullanılarak büyütülen Ge filmlerin SEM ve EDAX sonuçları verilmiştir. Şekil 4.50(a) ve (c)’deki görüntüler sırasıyla c-Si ve AZO alttaşların kullanıldığı Ge filmlere aittir. Şekil 4.50(a)’da verilen ve c-Si’un çekirdek olarak kullanıldığı Ge filmlerin 500 °C’de 60 dk tavlama sonucunda pürüzsüz bir yüzey oluşturduğu görülmektedir. Aynı büyütme oranında çekilen görüntülerde, AZO’nun alttaş olarak kullanıldığı filmin ise tanecikli bir yapıda olduğu Şekil 4.50(c)’den görülmektedir. Şekil 4.50(b) ve (d)’de verilen filmlerin EDAX sonucuna göre, Ge’un yanı sıra Ni ve alttaşlardan gelen pikler görülmektedir.



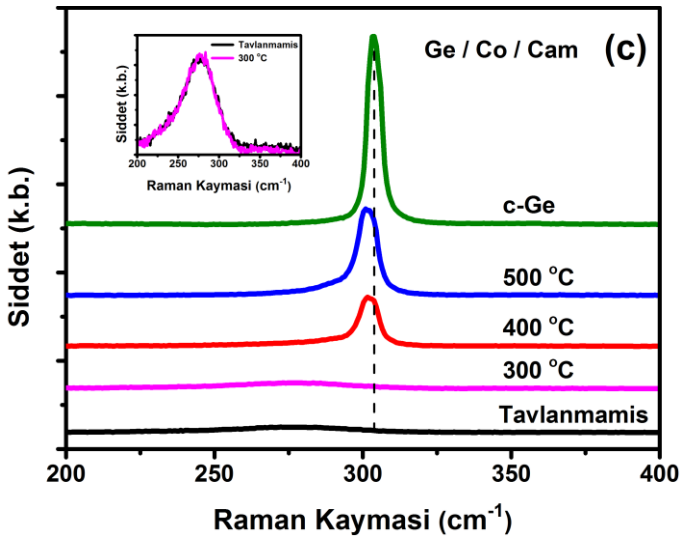
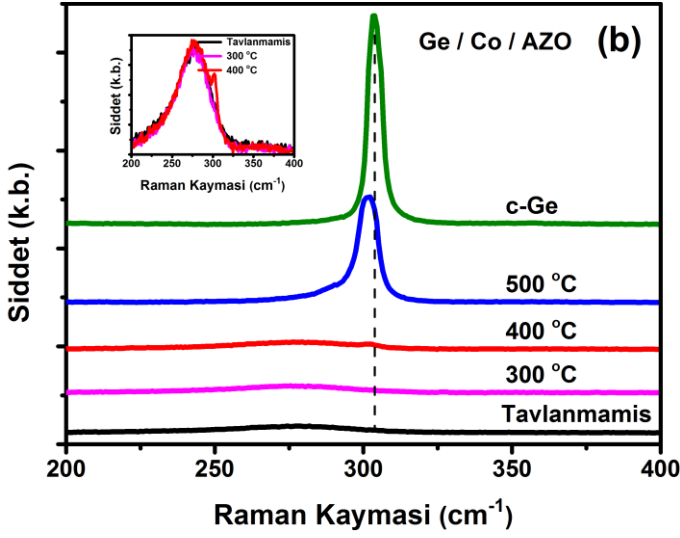
Şekil 4.50. c-Si alttaş üzerine büyütülen Ge filmin SEM (a), EDAX (b) ve AZO alttaş üzerine büyütülen Ge filmin SEM (c), EDAX (d) analizi. Filmler 500 °C’de 60 dk tavlama yapılmıştır

v. Co-İndüklü Kristallenme

İncelenen bir diğer metal kataliz de Co'dır. Ge filmlerin kristallenmesinde Co katalizin etkisi Şekil 4.51'de verilen Raman spektrumunda görülmektedir. c-Si, AZO ve cam alttaşlar üzerine büyütülmüş Ge filmlerin 300 °C'de yapılan tavlama kristallenmenin gerçekleşmediği detaylı çizilen grafiklerden de görülmektedir. Şekil 4.51(a) ve (c)'de 400 °C sıcaklıkta kristal fazın baskın olduğu, Şekil 4.51(b)'de ise kristallenmenin başladığı ancak amorf fazın daha baskın olduğu görülmektedir. Sıcaklık 500 °C'ye yükseltildiğinde her üç alttaş üzerindeki Ge örneklerin kristallenme oranları artmaktadır.



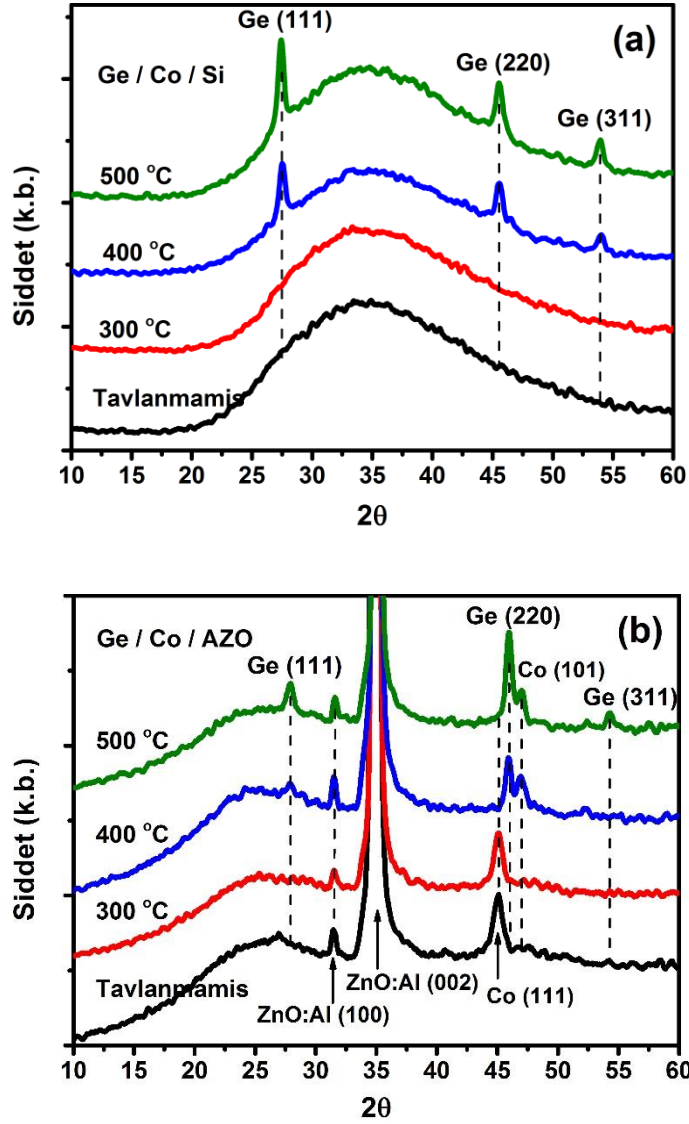
Şekil 4.51. c-Si üzerine büyütülmüş Ge ince filmlerin Raman spektrumları (a). Tavlama işlemi 300, 400 ve 500 °C'de 60 dk yapılmıştır



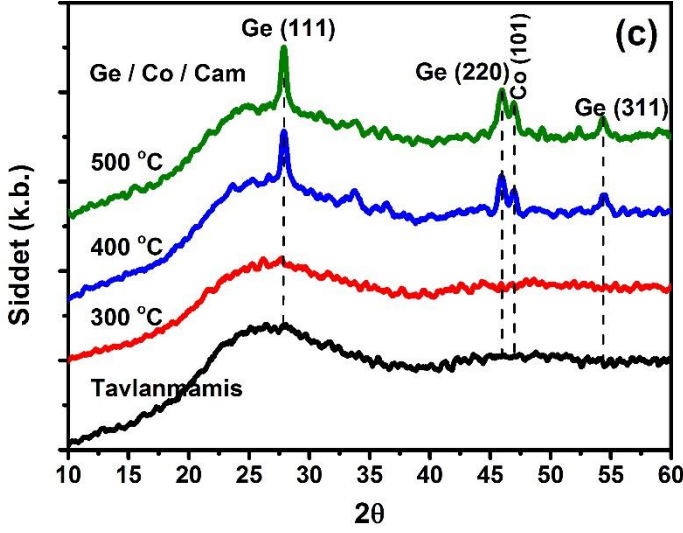
Şekil 4.51. AZO (b) ve cam (c) üzerine büyütülmüş Ge ince filmlerin Raman spektrumları. Tavlama işlemi 300, 400 ve 500 °C’de 60 dk yapılmıştır

Diğer metal katalizlerin kullanıldığı Ge örneklerde olduğu gibi, Co-indüklü kristallenmede Ge filmlerin yapısal özelliklerini incelemek için kullanılan bir diğer yöntem olan XRD ölçüm sonuçları Şekil 4.52’de verilmiştir. Şekil 4.52’de görüldüğü gibi, 300 °C’de her üç alttaş içinde Ge ile ilgili hiçbir kırınım piki görünmezken, Şekil 4.52(a) ve (c)’den de görüldüğü gibi, 400 °C’de Ge’a ait (111), (220) ve (311) kırınım piklerinin üçü de görünmektedir. Ancak, Şekil 4.52(b)’de AZO üzerine büyütülen filmin (311) piki hariç diğer (111) ve (220) pikleri oluşmuştur. Şekil 4.51(a)’daki Raman

sonucuna göre de kristallenmenin yeni başladığı ve hala amorf fazın baskın olduğu görünmekteydi. Şekil 4.52(b)'de $2\theta = 45^\circ$ ve 47° 'de görülen pikler sırasıyla Co (111) ve Co (101) piklerine ve Şekil 4.52(c)'de $2\theta = 47^\circ$ 'de görülen pikte Co (101) pikine karşılık gelmektedir.

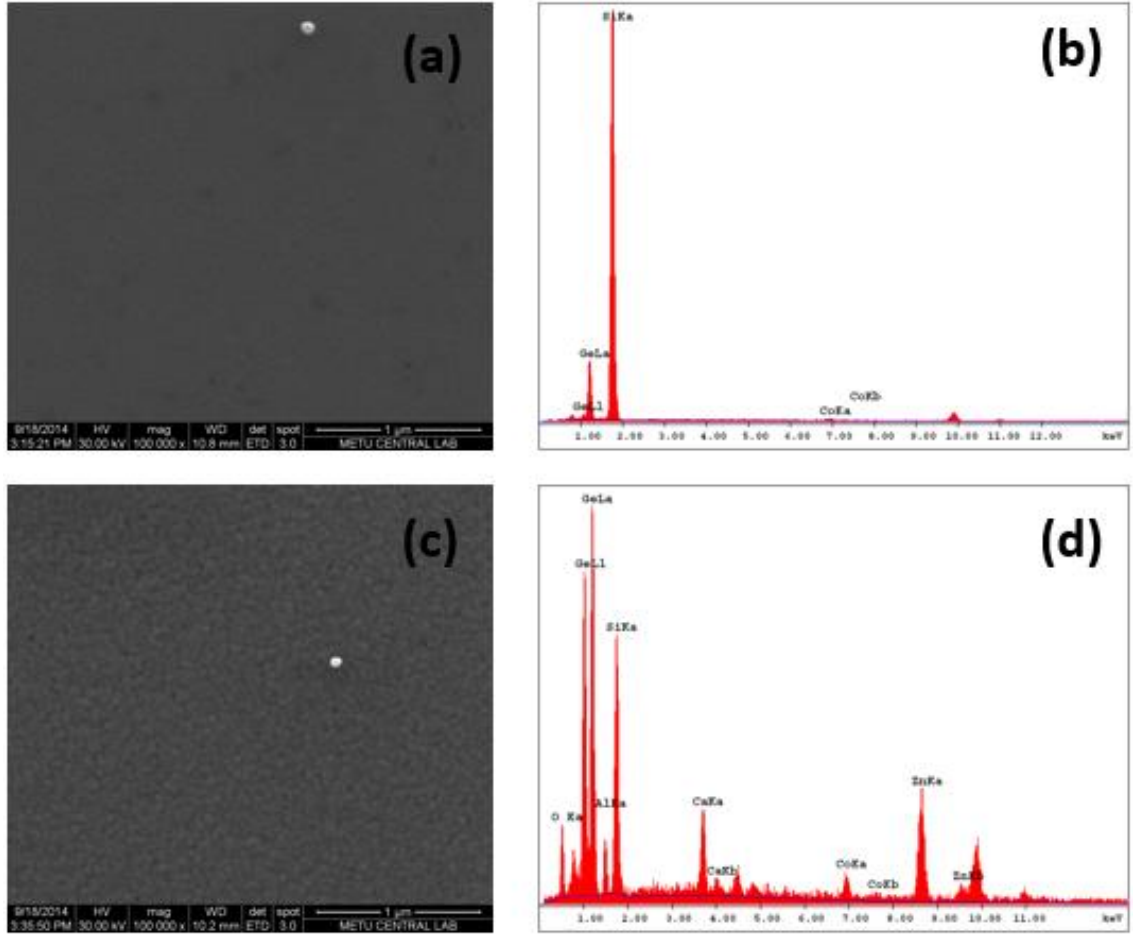


Şekil 4.52. c-Si (a) ve AZO (b) üzerine büyütülmüş Ge ince filmlerin XRD spektrumu. Tavlama işlemi 300-500 °C arası 60 dk yapılmıştır



Şekil 4.52 Cam üzerine büyütülmüş Ge ince filmlerin XRD spektrumu (c). Tavlama işlemi 300-500 °C arası 60 dk yapılmıştır

Co-indüklü kristallenmede Ge filmlerin yüzey analizleri SEM ve EDAX ile belirlenmiş olup sonuçlar Şekil 4.53'te verilmiştir. Diğer SEM görüntülerinde olduğu gibi, c-Si'un çekirdek olarak kullanıldığı örneklerde ve aynı ölçüm koşullarında alınan görüntülerde Ge yüzeyi pürüzsüz görünürken, Şekil 4.53(a)'da, AZO alttaşın kullanıldığı filmlerin ise tanecikli bir yapıya sahip olduğu görünmektedir, Şekil 4.53(c). Şekil 4.53(b) ve (d)'de görülen EDAX analizlerinde ise Ge, Co, Si, AZO ve camdan gelen sinyaller görülmektedir.



Şekil 4.53. c-Si altaş üzerine büyütülen Ge filmin SEM (a), EDAX (b) ve AZO altaş üzerine büyütülen Ge filmin SEM (c), EDAX (d) analizi. Filmler 500 °C’de 60 dk tavlama yapılmıştır

5. SONUÇ

İyon ekme yöntemi ile 1×10^{13} , 1×10^{14} , 1×10^{15} ve 1×10^{16} iyon/cm² doz değerlerinde 60 keV enerji ile ³¹P⁺ ekilmiş Ge örneklerin fotovoltaiik özellikleri, tavlama sıcaklığı ve tavlama süresinin fonksiyonu olarak incelenmiştir. Hızlı termal tavlama ile 650 °C’de 60 s yapılan ısıl işlem sonunda konsantrasyon arttıkça örneklerin tabaka dirençlerinin azaldığı gözlemlendi. Yalnız, konsantrasyonu 1×10^{16} iyon/cm² olan örneğin farklı yerlerinden ölçülen tabaka direncinde büyük dalgalanmalar görülmüştür. Bu durumun aşırı katkılanma sonucu olduğu düşünülmektedir. Bu tavlama sıcaklığında hazırlanan iki set örnekte yansıma önleyici katman olarak α -Si’nun etkisi incelendi. Buna göre, her iki sette de P konsantrasyonu arttıkça Voc ve Isc değerleri de artmaktadır. α -Si’nun etkisi Voc ve Isc değerlerinde artış yönünde olmuştur. 650 °C ve 120 s yapılan tavlama işleminde de yine α -Si etkisi incelendi. Yine, α -Si olan örneklerde Isc ve Voc değerleri, olmayan örneklere göre artış göstermiştir. Aynı sıcaklıkta, tavlama süresi 60 s’den 120 s’yeye artırıldığında, örneklerin Isc değerleri yaklaşık aynı kalırken Voc değerlerinde ise artmanın olduğu görülmüştür. Örneklerin kuantum verimlilik ölçümleri de Voc ve Isc değerlerine paralel olarak değişmektedir. Tavlama sıcaklığı ve süresi 700 °C ve 60 s iken, konsantrasyonu 1×10^{13} ve 1×10^{14} iyon/cm² olan örneklerin ışığa olan tepkilerinin kaybolduğu görülmektedir. 1×10^{15} iyon/cm² olan örneğin ise Isc değeri yaklaşık aynı kalırken Voc değeri azalmaktadır.

Farklı sıcaklık ve sürelerde tavlama yapılan iyon ekilmiş örneklerin üzerine saydam iletken oksit (ITO) kaplandıktan ve saydam iletken oksitten kaynaklanan direnci düşürmek için metal kontak atıldıktan sonra Ge güneş pillerinin ışığa olan tepkisi incelendi. 650 °C’de 60, 120 ve 300 s tavlama yapılan örneklerde metal kontak üzerinden yapılan ölçümlerde Isc değerleri artarken, Voc değerlerinin değişmediği görülmüştür. Ancak, tavlama süresi arttıkça hem Isc hem de Voc değerlerinin her ikisinde azalmaktadır. Tavlama sıcaklığı 650 °C’den 700 °C’ye yükseltildiğinde, 60 s ve 120 s yapılan tavlama sürelerinde elde edilen sonuçlar ile 650 °C ve 300 s tavlama yapılan örneklerin I-V eğrileri birbirleri ile benzerlik göstermektedir. α -Si olan örnekler ile ITO olan örnekler karşılaştırıldığında, aynı sıcaklık ve sürelerde yapılan tavlama işleminde α -Si olan örnekler daha iyi sonuç vermektedir.

$^{31}\text{P}^+$ iyonlarının farklı enerjilerde Ge örneklerine ekilmesi sonucu derinliği değişecek olan p-n eklemiminin I-V eğrisi üzerine etkisi incelenerek karşılaştırma yapılabilir.

Saçtırma yöntemi ile 50, 100 ve 120 W rf gücünde c-Ge(p)/ α -Ge(n) hetero-eklem güneş pili yapısı oluşturuldu. Her üç rf gücü için film kaplama süresi 60 dk'dır. Rf gücü arttıkça hetero-eklem güneş pillerinin Isc ve Voc değeri azalmaktadır. Rf gücü arttıkça film kalınlığı da artacağından, malzeme daha dirençli olacaktır. Ayrıca, Ge'un soğurma katsayısı yüksek olduğu için, foton soğurumu yüzeye daha yakın bölgede olacaktır. Bu nedenle, film kalınlığı arttıkça Isc ve Voc değerlerinin düşmesi beklenmektedir. Yine, saçtırma yöntemi ile rf gücü 100 W ve 60 dk saçtırma süresi boyunca c-Si(p)/ α -Ge(n) hetero-eklem güneş pili yapısı oluşturuldu. Aynı rf gücü ve saçtırma süresinde oluşturulan c-Ge(p)/ α -Ge(n) güneş pili yapısı ile karşılaştırıldığında, Isc değeri 3.5 mA'den 4.3 mA, Voc değeri de 77 mV'tan 350 mV'a yükselmiştir.

Plazma destekli kimyasal buhar çökmesi (PECVD) yöntemi ile c-Ge(n) üzerine 15 ve 30 nm kalınlığında α -Si(p), c-Ge(p) üzerine de 20 nm kalınlığında α -Si(n) büyütülerek c-Ge(n)/ α -Si(p) ve c-Ge(p)/ α -Si(n) hetero-eklem güneş pili yapıları oluşturuldu. c-Ge(n)/ α -Si(p) yapısında kalınlık 15 nm'den 30 nm'ye çıktığında Isc ve Voc değeri sırasıyla 10 mA'den 4.5 mA'e ve 225 mV'tan 115 mV'a düşmüştür. c-Ge(p)/ α -Si(n) yapısında ise Isc ve Voc sırasıyla 72 mV ve 2.2 mA olarak belirlenmiştir. Her üç yapıda da p ve n-tipi malzemeler arasına içsel α -Si:H(i) katmanı büyütülerek yüksek Voc değeri elde edilebilir.

E-demet buharlaştırma yöntemi ile c-Ge(p)/ α -CdS(n), c-Ge(n)/ α -CdTe(p) ve c-Ge(n)/ α -CdTe(p)/ α -CdS(n) yapıları oluşturularak fotovoltaiik özelliklerine bakıldı. c-Ge(p)/ α -CdS(n) yapısında Isc ve Voc değerleri sırasıyla 6 mA ve 8.5 mV, c-Ge(n)/ α -CdTe(p) yapısı için Isc 2.1 mA, Voc 11.5 mV ve Ge(n)/ α -CdTe(p)/ α -CdS(n) yapısında ise Isc 0.05 mA, Voc 120 mV olarak ölçülmüştür. İlk iki yapı ışığa karşı tepki verirken, üçüncü yapının ise çok dirençli olması nedeniyle ışığa tepkisinin olmadığı görüldü.

Fotovoltaik uygulamalar için poli-kristal Ge ince filmler, katı faz kristallenme (SPC) ve metal-indüklü kristallenme (MIC) yöntemleri ile üretildi. SPC yönteminde c-Si üzerine ve MIC’de c-Si, AZO ve cam üzerine büyütülen Ge filmler, Raman ve XRD ölçümleri ile tavlama sıcaklığının ve süresinin fonksiyonu olarak incelendiler. SPC ile elde edilen poli-Ge filmlerde 450 °C’nin altında yapılan tavlama sıcaklıklarında kristallenme görülmezken, 450 °C ve üzeri sıcaklıklarda ise kristallenmenin başladığı görülmektedir. 450 °C’de 60 dk yapılan tavlama Ge (111) ve (220) kırınım pikleri belli belirsiz görünürken, aynı sıcaklıkta 300 dk yapılan tavlama (111) ve (220) piklerine ilaveten (311) pikide görülmektedir. Tavlama sıcaklığı ve süresi arttıkça poli-Ge filmlerin pik konumu ve FWHM değerleri c-Ge’a ait değerlere yaklaşmaktadır. Ayrıca, tavlama sıcaklığı ve süresinin artması ile kristallenme hacim kesrinin arttığı ve yaklaşık %90’a ulaştığı görülmüştür.

Metal-indüklü kristallenmede metal katalizör olarak Ag, Au, Fe, Ni ve Co film kullanılmış ve bu metallerin Ge filmlerin kristallenmesi üzerine etkisi incelenerek karşılaştırma yapılmıştır. Ag-indüklü kristallenmede her üç alttaş üzerine büyütülen filmlerin 300 °C ve 60 dk’da yapılan tavlama Ge (111), (220) ve (311) kırınım pikleri açıkça görülmektedir. Sıcaklık arttıkça da Raman ve XRD pik şiddetleri gittikçe artmaktadır. Au-indüklü kristallenmede c-Si üzerine büyütülen Ge filmin 300 °C’de kristallenmediği görülürken, 400 °C’de ise Raman spektrumda kristal faza ait pikin yenice oluştuğu görülmektedir. 500 °C’de ise poli-Ge ait (111), (220) ve (311) kırınım piklerinin her üçüde oluşmuştur. AZO ve cam alttaşlar üzerine büyütülen filmlerde ise 300 °C’de kristallenmenin başladığı ve her üç kırınım pikide XRD sonuçlarında yer almaktadır. Fe, Ni ve Co-indüklü kristallenmede Ge filmlerde 300 °C’de kristallenme görülmezken, 400 °C sıcaklıkta ise kristallenmenin olduğu Raman ve XRD sonuçlarından görülmüştür 500 °C’de ise kristallenme gittikçe artmaktadır. Yalnız, Fe-indüklü kristallenmede AZO’nun alttaş olarak kullanıldığı örneklerde 400 °C’de kristallenme yeni başlamaktadır. Co-indüklü kristallenmede de AZO alttaşın kullanıldığı örnekte 400 °C tavlama sıcaklığında kristallenme yeni başlamaktadır. Hem Fe hem de Co-indüklü kristallenmede diğer alttaşlarda 400 °C’de kristallenme belirgin bir şekilde görülmektedir.

6. KAYNAKLAR

- ABOU-RAS D. KIRCHARTZ T. and RAU U. (Ed.) 2011. Advanced Characterization Techniques for Thin Film Solar Cells. Wiley-Vch Verlag, Weinheim, Germany, 78 p.
- ANDERSON R.L. 1960. Germanium-gallium arsenide heterojunctions. *IBM Journal of Research and Development*, 4: 283.
- AHN J.S. KIM D.K. and JOO S.K. 2013. Effect of electric field on amorphous silicon thin films during Ni induced lateral crystallization. *Journal of Applied Physics*, 113: 223509.
- ASHTIKAR M.S. and SHARMA G.L. 1995. Silicide mediated low temperature crystallization of hydrogenated amorphous silicon in contact with aluminum. *Journal of Applied Physics*, 78: 913.
- BECQUEREL E. 1839. On electric effects under the influence of solar radiation. *Comptes Rendus*, 9: 561-567.
- BENZER S. 1947. Excess-defect germanium contacts. *Physical Review*, 72: 1267.
- BOSI M. and PELOSI C. 2007. The Potential of III-V Semiconductors as Terrestrial Photovoltaic Devices. *Progress in Photovoltaics: Research and Applications*, 15: 51.
- BROTZMANN S. and BRACHT H. 2008. Intrinsic and extrinsic diffusion of phosphorus, arsenic and antimony in germanium. *Journal of Applied Physics*, 103: 033508.
- BUBE R.H. 1998. Photovoltaic Materials. Imperial College Press, pp. 1, 32, 112, 114, London.
- BURTON J.A. 1954. Impurity centers in Ge and Si. *Physica*, 20: 845.
- CARLSON D. E. and WRONSKI C.R. 1976. Amorphous silicon solar cell. *Applied Physics Letters*, 28: 671.
- CHAPIN D.M. FULLER C. S. and PEARSON G.L. 1954. A new silicon p-n junction photocell for converting solar radiation into electrical power. *Journal of Applied Physics*, 25: 676.

- CHUI C.O. GOPALAKRISHNAN K. GRIFFIN P.B. PLUMMER J.D. and SARASWAT K.C. 2003. Activation and diffusion studies of ion-implanted p and n dopants in germanium. *Applied Physics Letters*, 83: 3275.
- CLAEYS C. and SIMOEN E. 2007. Germanium - Based Technologies: From Materials to Devices. Elsevier, The Boulevard, Langford Lane, Kidlington, pp. 1-2, 23, 85, 86, 233-234, Oxford.
- COLINGE J.A. and COLINGE P.C. 2002. Physics of Semiconductor Devices. Springer, pp. 29-33, New York.
- CONIBEER G. 2007. Third-generation photovoltaics. *Materials Today*, 10: 42-50.
- DECOSTER S. 2009. Ion implantation in Ge: Structural and electrical investigation of the induced lattice damage & study of the lattice location of implanted impurities. Ph.D. Thesis, Katholieke Universiteit, Leuven, 11 p.
- DIMROTH F. 2006. High-efficiency solar cells from III-V compound semiconductors. *Physica Status Solidi (c)*, 3: 373–379.
- DIMROTH F. GRAVE M. BEUTEL P. FIEDELER U. KARCHER C. TIBBITS T.N.D. vd. 2014. Wafer bonded four-junction GaInP/GaAs//GaInAsP/GaInAs concentrator solar cells with 44.7% efficiency. *Progress in Photovoltaics: Research and Applications*, 22: 272.
- FETZER C.M. YOON H. KING R.R. LAW D.C. ISSHIKI T.D. and KARAM N.H. 2005. 1.6/1.1 eV metamorphic GaInP/GaInAs solar cells grown by MOVPE on Ge. *Journal of Crystal Growth*, 276: 48.
- GENG H. 2004. Semiconductor Manufacturing Handbook. McGraw-Hill, ss. 13.6, 13.8, 14.2-14.3, USA.
- GOETZBERGER A. HOFFMANN V.U. 2005. Photovoltaic Solar Energy Generation. Springer-Verlag Berlin, Germany, 58 p.
- HALBWAX M. ROUVIERE M. ZHENG Y. DEBARRE D. NGUYAN L.M. CERCUS J.L. CLERC C. vd. 2005. UHV-CVD growth and annealing of thin fully relaxed Ge films on (001) Si. *Optical Materials*, 27: 822.
- HALLER E.E. 2006. Germanium: From its discovery to SiGe devices. *Materials Science in Semiconductor Processing*, 9: 408.

- HIRAKI A. 1980. A Model on the Mechanism of Room Temperature Interfacial Intermixing Reaction in Various Metal-Semiconductor Couples: What Triggers the Reaction? *Journal of The Electrochemical Society*, 127: 2662.
- HOLLAWAY P.H. and McGUIRE G.E. 1995. Handbook of Compound Semiconductors: Growth, Processing, Characterization and Devices. Noyes Publications, New Jersey, USA, 285 p.
- HONSBURG C. and BOWDEN S. 2013. Photovoltaic Education Network.
<http://www.pveducation.org/pvcdrom/pn-junction/absorption-coefficient>
- HONSBURG C. and BOWDEN S. 2013. Photovoltaic Education Network.
<http://www.pveducation.org/pvcdrom/pn-junction/semiconductor-materials>.
- HONSBURG C. and BOWDEN S. 2013. Photovoltaic Education Network.
<http://www.pveducation.org/pvcdrom/properties-of-sunlight/atmospheric-effects>.
- HOU J.G. and WU Z.Q. 1990. Experimental demonstration of the role of local latent heat in Ge pattern formation. *Physical Review B*, 42: 3271
- HU S. MARSHALL A.F. and McINTYRE P.C. 2010. Interface-controlled layer exchange in metal-induced crystallization of germanium thin films. *Applied Physics Letters*, 97: 082104.
- JAEGER R.C. 2002. Introduction to the Microelectronic Fabrication. Prentice Hall, pp. 132, 138, New Jersey.
- JANG J. OH J.Y. KIM S.K. CHOI Y.J. YOON S.Y. KIM C.O. 1998. *Nature*, 395: 481.
- JELENKOVIC E.V. TONG K.Y. SUN Z. MAK C.L. and CHEUNG W.Y. 1997. Properties of crystallized Si_{1-x}Ge_x thin films deposited by sputtering. *Journal of Vacuum Science & Technology A*, 15: 2836.
- JENNY D.A. LOFERSKI J. J. and RAPPAPORT P. 1956. Photovoltaic effect in GaAs p-n junctions and solar energy conversion. *Physical Review*, 101: 1208.
- JUNG H.W. JUNG W.S. YU H.Y. PARK J.H. 2013. Electrical properties of phosphorus-doped polycrystalline germanium formed by solid-phase and metal-induced crystallization. *Journal of Alloys and Compounds*, 561: 231.
- KABACELIK I. and TURAN R. 2013. Germanium solar cells prepared by ion implantation. *Journal of Optoelectronics and Advanced Materials*, 15: 948-953.

- KABACELIK I. KULAKCI M. and TURAN R. 2015. Investigation of silver-induced crystallization of germanium thin films fabricated on different substrates. *Journal of Crystal Growth*, 419: 7-11.
- KANNO H. TOKO K. SADOH T. MIYAO M. 2004. Temperature dependent metal-induced lateral crystallization of amorphous SiGe on insulating substrate. *Applied Physics Letters*, 89: 182120.
- KAZMERSKI L.L. 1977. Ternary Compounds. *Institute of Physics*, 35: 217-228.
- KAZMERSKI L.L. and SANBORN G.A. 1977. CuInS₂ thin-film homojunction solar cells. *Journal of Applied Physics*, 48: 3178.
- KING R.R. LAW D.C. EDMONDSON K.M. FETZER C.M. KINSEY G.S. YOON H. SHERIF R.A. and KARAM. N.H. 2007. 40% efficient metamorphic GaInP/GaInAs/Ge multijunction solar cells. *Applied Physics Letters*, 90: 183516.
- KNAEPEN W. GAUDET S. DETAVERNIER C. Van Meirhaeghe R. L. SWEET J.J. and LAVOIE C. 2009. In situ x-ray diffraction study of metal induced crystallization of amorphous germanium. *Journal of Applied Physics*, 105: 083532.
- KOBAYASHI H. INOUE N. UCHIDA T. YASUODA Y. 1997. Electrical properties of evaporated polycrystalline Ge thin-films. *Thin Solid Films*, 300: 138–143.
- KOSYACHENKO L.A. (Ed.) 2011. Solar Cells – Silicon Wafer-Based Technologies. InTech, Croatia, 6 p.
- LEE W.J. SHARP J. UMANA-MEMBRENO G.A. DELL J. and FARAONE L. 2015. Investigation of crystallized germanium thin films and germanium/silicon heterojunction devices for optoelectronic applications. *Materials Science in Semiconductor Processing*, 30: 413–419.
- LINDHOLM F.A. FOSSUM J.G. BURGESS E.L. 1979. Application of the superposition principle to solar-cell analysis. *IEEE Transactions on Electron Devices*, 26: 165–171.
- LIU J. KIM H.J. HUL'KO O. XIE Y.H. 2004. Ge films grown on Si substrates by molecular-beam epitaxy below 450°C. *Journal of Applied Physics*, 96: 916.

- LUDOWISE M.J. DEITZE W.T. BOETTCHER R. and KAMINAR N. 1983. High efficiency (21.4%) Ga_{0.75}In_{0.25}As/GaAs ($E_g = 1.15$ eV) concentrator solar cells and the influence of lattice mismatch on performance. *Applied Physics Letters*, 43: 468.
- LUQUE A.L. and ANDREEV V.M. (Ed.) 2007. Concentrator Photovoltaics. Springer-Verlag, pp. 25, 68-69, Berlin.
- LUQUE A. and HEGEDUS S. (Ed.) 2003. Handbook of Photovoltaic Science and Engineering, John Wiley & Sons, pp. 394-395, West Sussex.
- MARKVART T. and CASTAFIER L. 2003. Practical Handbook of Photovoltaics: Fundamentals and Applications. Elsevier, pp. 78, 101, Oxford.
- MIRABELLA S. IMPELLIZZERI G. PIRO A. M. BRUNO E. and GRIMALDI M. G. 2008. Activation and carrier mobility in high fluence B implanted germanium. *Applied Physics Letters*, 92: 251909.
- MISHRA U. K. and SINGH J. 2008. Semiconductor Device Physics and Design. Springer, Dordrecht, pp. 146-148, 155-156, The Netherlands.
- MIYAZAKI H. TAKIGUCHI H. AONO M. OAMOTO Y. 2012. Influence of annealing temperature and Au concentration on the electrical properties of multilayered α -Ge/Au films. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 358: 2103.
- MUNIZ L.R. RIBEIRO C.T.M. ZANATTA A.R. and CHAMBOULEYRON I. 2007. Aluminium-induced nanocrystalline Ge formation at low temperatures. *Journal of Physics: Condensed Matter*, 19: 076206.
- NAKAHATA K. ISOMURA M. WAKISAKA K. 2003. Low-Temperature Crystallization of Poly-SiGe Thin-Films by Solid Phase Crystallization. *Solid State Phenomena*, 93: 231.
- NAKANO S. TAKEUCHI Y. KANEKO T. KONDO M. 2014. Evaluation of the junction interface of the crystalline germanium heterojunction solar cells. *Japanese Journal of Applied Physics*, 53: 04ER12.
- NAST O. HARTMANN A.J. 2000. Influence of interface and Al structure on layer exchange during aluminum-induced crystallization of amorphous silicon. *Journal of Applied Physics*, 88: 716.
- NELSON J. 2003. The Physics of Solar Cells. Imperial College Press, pp. 2, 125-127, 129-130, 133, London.

- OHRING M. 1992. *Materials Science of Thin Films*. Academic Press, San Diego, California, 215 p.
- OHL R.S. 1941. Light-sensitive electric device. Patent US2402662.
- OKI F. OGAWA Y. and FUJIKI Y. 1969. Effect of Deposited Metals on the Crystallization Temperature of Amorphous Germanium Film. *Japanese Journal of Applied Physics*, 8: 1056.
- OLIVARES J. MARTIN P. RODRIGUEZ A. SANGRADOR J. JIMENEZ J. RODRIGUEZ T. 2000. Raman spectroscopy study of amorphous SiGe films deposited by low pressure chemical vapor deposition and polycrystalline SiGe films obtained by solid-phase crystallization. *Thin Solid Films*, 358: 56.
- PANTCHECHNIKOFF J.I. 1952. A large area germanium photocell. *Review of Scientific Instruments*, 23: 135.
- PARK J.H. KAPUR P. SARASWAT K.C. and PENG H. 2007. A very low temperature single crystal germanium growth process on insulating substrate using Ni-induced lateral crystallization for three-dimensional integrated circuits. *Applied Physics Letters*, 91: 143107.
- PARK J.H. TADA M. KAPUR P. and SARASWAT K.C. 2008. Low temperature boron and phosphorus activation in amorphous germanium using Ni- and Co-induced crystallization and its application for three-dimensional integrated circuits. *Applied Physics Letters*, 93: 183512.
- PENG S. HU D. and HE D. 2012. Low-temperature preparation of polycrystalline germanium thin films by Al-induced crystallization. *Applied Surface Science*, 258: 6003.
- PENG S. SHEN X. TANG Z. and HE D. 2008. Au-induced crystallization of hydrogenated amorphous $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ ($0.2 \leq x \leq 1$) thin films with chemical source at low temperature. *Materials Chemistry and Physics* 107: 431.
- PIERRET R.F. and NEUDECK G.W. 1989. *The PN Junction Diode*. Addison-Wesley, pp. 49-52, United States of America.
- POSTHUMA N.E. FLAMAND G. and POORTMANS J. 2003. Development of Stand-Alone Germanium Solar Cells for Application in Space Using Spin-on Diffusants. in: *Proceedings of the Third World Conference on Photovoltaic Energy Conversion*, Osaka, pp. 777-780, Japan.

- REYNOLDS D.C. LETES G. ANTES L L. and MARBURGER R.E. 1954. Photovoltaic effect in cadmium sulfide. *Physical Review*, 96: 533.
- SATTA A. SIMOEN E. CLARYSSE T. JANSSENS T. BENEDETTI A. vd. 2005. Diffusion, activation, and recrystallization of boron implanted in preamorphized and crystalline germanium. *Applied Physics Letters*, 87: 172109.
- SHAHRJERDI D. HEKMATSHOAR B. MOHAJERZADEH S.S. KHAKIFIROOZ A. and ROBERTSON M. 2004. High mobility poly-Ge thin-film transistors fabricated on flexible plastic substrates at temperatures below 130°C. *Journal of Electronic Materials*, 33: 353.
- SHOCKLEY W. 1949. The theory of p-n junctions in semiconductors and p-n junction transistors. *Bell System Technical Journal*, 28: 435.
- SIMOEN E. and CLAEYS C. 2007. Germanium-Based Technologies: From Materials to Devices. Elsevier, pp. 233, 368, Amsterdam.
- SINGH J. 2001. Semiconductor Devices: Basic Principles. John Wiley & Sons, United State of America, 177 p.
- SMITS F.M. 1958. Measurement of sheet resistivities with the four-point probe. *Bell System Technical Journal*, 34: 711-718.
- SPEAR W.E. LECOMBER P.G. KINMOND S. and BRODSKY M.H. 1976. Amorphous silicon p-n junction. *Applied Physics Letters*, 28: 105.
- STREETMAN B.G. and BANERJEE S.K. 2009. Solid State Electronic Devices. PHI Learning Private Limited, pp. 3-4, 81-83, 165, New Delhi.
- SUN S. 2007. Germanium Surface Cleaning, Passivation and Initial Oxidation. Ph.D. Thesis, pp. 32-33, Stanford University.
- SUZUKI A. and ISOMURA M. 2011. Crystalline growth of germanium thin films on single crystal silicon substrates by solid phase crystallization. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 358: 2166.
- SZE S.M. and LEE M.K. 2012. Semiconductor Devices: Physics and Technology. John Wiley & Sons. pp. 28-29, United State of America.
- SZE S.M. 2001. Semiconductor Devices, 2nd Ed. John Wiley & Sons. United State of America, 16 p.

- TOKO K. KUROSAWA M. SAITOH N. YOSHIKAWA N. USAMI N. MIYAO M. and SUEMASU T. 2012. Highly (111)-oriented Ge thin films on insulators formed by Al-induced crystallization. *Applied Physics Letters*, 101: 072106.
- TOKO K. NAKAO I. SADOH T. NOGUCHI T. MIYAO M. 2009. Electrical properties of poly-Ge on glass substrate grown by two-step solid-phase crystallization. *Solid-State Electronics*, 53: 1159–1164.
- TOWNSEND P.D. CHANDLER P.J. and ZHENG L. 1994. Optical effects of ion implantation. Cambridge University Press, pp. 7-8, Cambridge.
- TSAO C.Y. WEBER J.W. CAMPBELL P. WIDENBORG P.I. SONG D. and GREEN M.A. 2009. Low-temperature growth of polycrystalline Ge thin film on glass by in situ deposition and ex situ solid-phase crystallization for photovoltaic applications. *Applied Surface Science*, 255: 7028.
- TSUNODA I. KENJO A. SADOH T. and MIYAO M. 2004. Enhanced crystal nucleation in a-SiGe/SiO₂ by ion-irradiation assisted annealing. *Applied Surface Science*, 224: 231-234.
- TSUNODA I. KENJO A. SADOH T. and MIYAO M. 2004. Selective epitaxial growth of SiGe:C for high speed HBTs. *Applied Surface Science*, 224: 18-23.
- UENUMA M. ZHENG B. IMAZAWA T. HORITA M. NISHIDA T. ISHIKAWA Y. WATANABE H. YAMASHITA I. and URAOKA Y. 2012. Metal-nanoparticle-induced crystallization of amorphous Ge film using ferritin. *Applied Surface Science*, 258: 3410.
- WANG Z.M. WANG J.Y. JEURGENS L.P. H. PHILLIPP F. and MITTEMEIJER E.J. 2008. Origins of stress development during metal-induced crystallization and layer exchange: Annealing amorphous Ge/crystalline Al bilayers. *Acta Materialia*, 56: 5047.
- WANG Z.M. WANG J.Y. JEURGENS L.P.H. and MITTEMEIJER E.J. 2008. Thermodynamics and mechanism of metal-induced crystallization in immiscible alloy systems: Experiments and calculations on Al/ α -Ge and Al/ α -Si bilayers. *Physical Review B*, 77: 045424.
- WANG Z.M. GU L. JEURGENS L.P.H. PHILLIPP F. and MITTEMEIJER E.J. 2012. Real-time visualization of convective transportation of solid materials at nanoscale. *Nano Letters*, 12: 6126.

- WARTEWIG S. 2003. IR and Raman Spectroscopy. Wiley-Vch Verlag Weinheim, Germany, 31 p.
- WASA K. and HAYAKAWA S. 1992. Handbook of Sputter Deposition Technology. Noyes publications, pp. 19-20, New Jersey.
- WATAKABE H. SAMEISHIMA T. KANNO H. SADOH T. and MIYAO M. 2004. Electrical and structural properties of poly-SiGe film formed by pulsed-laser annealing. *Journal of Applied Physics*, 95: 6457.
- WATAKABE H. SAMEISHIMA T. KANNO H. and MIYAO M. 2006. Electrical properties for poly-Ge films fabricated by pulsed laser annealing. *Thin Solid Films*, 508: 315–317.
- WENHAM S.R. GREEN M.A. WATT M.E. and CORKISH R. 2007. Applied Photovoltaics. Earthscan, James & James Ltd. Sterling, USA, 6-8, 36, 54 p.
- WÜRFEL P. 2005. Physics of Solar Cells: From Principles to New Concepts. Wiley-VCH, pp. 127-128, Weinheim.
- YAMAGUCHI M. NISHIMURA K. I. SASAKI T. SUZUKI H. ARAFUNE K. vd. 2008. Novel materials for high efficiency III-V multi-junction solar cells. *Solar Energy*, 82: 173.
- YAMAGUCHI M. TAKAMOTO T. ARAKI K. and DUAKES N.E. 2005. Multi-junction III-V solar cells: current status and future potential. *Solar Energy*, 79: 78.
- ZANATTA A.R. and CHAMBOULEYRON I. 2005. Low-temperature Al-induced crystallization of amorphous Ge. *Journal of Applied Physics*, 97: 094914.
- ZHAO Y.H. WANG J.Y. MITTEMEIJER E.J. 2004. Microstructural changes in amorphous Si/crystalline Al thin bilayer films upon annealing. *Applied Physics A*, 79: 681.
- ZIEGLER J.F. BIERSACK J.P. and LITTMARK U. 1985. The stopping and range of ions in solids. Pergamon Press, New York.

ÖZGEÇMİŞ

KİŞİSEL BİLGİLER

Ad, Soyad: İsmail KABAÇELİK

Doğum Yeri ve Tarihi: Sungurlu, 05.08.1978

Adres: Akdeniz Üniversitesi, Fen Fakültesi, Fizik Bölümü, Antalya/TÜRKİYE

Tel: 0242 3102283

E-mail: ikabacelik@gmail.com

ÖĞRENİM, İŞ ve AKADEMİK DURUM

Lisans: Akdeniz Üniversitesi, Fen Fakültesi, Fizik Bölümü, Antalya/TÜRKİYE, 1998-2002

Yüksek Lisans: Akdeniz Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Fizik ABD, Antalya/TÜRKİYE, 2003-2007

Konu: *Kuru Aşındırma Yöntemi İle Hazırlanan Silikon Yüzeylerin Yapısal ve Optik Özelliklerinin İncelenmesi*

Doktora: Akdeniz Üniversitesi, Fen Bilimleri Enst., Fizik ABD, Antalya/TÜRKİYE, 2008-2015

Konu: *Fotovoltaik Uygulamalar için Germanyum Güneş Pillerinin ve Germanyum İnce Filmlerin Üretilmesi ve Karakterizasyonu*

Meslek Yaşamı: Araştırma Görevlisi, Fen Bilimleri Enstitüsü, 20.09.2006 - 13.02.2015

Araştırma Alanı: Katıhal fiziği, Yarıiletkenler, Güneş pilleri, İnce filmler

GÖREV ALDIĞI PROJELER:

- 1) Production and Characterization of Nanosized Semiconductor Layers Produced by an Improved Sol-gel Technique Using Polymers as Structuring Additives, Joint Project of The Scientific and Technological Research Council of Turkey (TÜBİTAK) (Proje No: 107T277) and The Ministry of Ukraine for Education and Science, 1 Nisan 2008 – 1 Nisan 2010 (**Bursiyer**)

- 2) Si Plakanın Asit Buharında Aşındırılması ile Elde Edilen ASF Filmlerinin Fotoluminesans Özelliklerinin İncelenmesi, TÜBİTAK (Proje No:107T001), 1 Haziran 2007 - 1 Haziran 2008 (**Yardımcı Araştırmacı**)
- 3) Kuru Aşındırma Yöntemi İle Hazırlanan Silikon Yüzeylerin Yapısal ve Optik Özelliklerinin İncelenmesi, Akdeniz Üniversitesi Araştırma Fonu, (Proje No: 2006.02.0121.003), 24.04.2006 – 24.04.2007 (**Yardımcı Araştırmacı**)

YAYINLAR:

- 1) **I. Kabacelik**, M. Kulakci and R. Turan, “*Investigation of Silver-Induced Crystallization of Germanium Thin Films Fabricated on Different Substrates*” Journal of Crystal Growth, 419 (2015) 7-11.
- 2) **I. Kabacelik** and R. Turan, “*Germanium solar cells prepared by ion implantation*”, Journal of Optoelectronics and Advanced Materials, 15 (2013) 948-953.
- 3) M. Yilmaz, **I. Kabacelik**, A. Cicek, A. Ulug and B. Ulug, “*Luminescence Properties of Ammonium Silicon Fluoride Films Prepared by Vapour Etching Technique*”, Thin Solid Films, 518 (2009) 49-54 (Atıf: 1).
- 4) **I. Kabacelik** and B. Ulug, “*Further investigation on the formation mechanisms of $(NH_4)_2SiF_6$ synthesized by dry etching technique*”, Applied Surface Science, 254 (2008) 1870–1873 (Atıf: 7).
- 5) **I. Kabacelik**, M. Yilmaz and B. Ulug, “*Temperature Dependent PL Properties of ASF Structures Prepared by Vapour Etching Technique*”, Sixth International Conference of the Balkan Physical Union, AIP Conf. Proc. 899 (2007) 610.

BİLDİRİLER:

Uluslararası Kongrelerde Sunulan:

- 1) **I. Kabacelik**, R. Turan, “*Effect of Anti-reflective Coating and Transparent Conductive Oxide Thin Films on the Ge Solar Cells*”, SolarTR-3: 3rd Turkish Solar Electricity Conference and Exhibition, April 27-29, 2015 Ankara, TURKEY.

- 2) **I. Kabacelik**, M. Kulakci, R. Turan, “*Analysis of Au-Induced Crystallization of Ge Thin Films for Photovoltaic Applications*”, SolarTR-3: 3rd Turkish Solar Electricity Conference and Exhibition, April 27-29, 2015 Ankara, TURKEY.
- 3) **I. Kabacelik**, M. Kulakci, R. Turan, “*Effect of Au on the Crystallization of Germanium Thin Films for Photovoltaic Applications*”, NanoTR-10: 10th Nanoscience and Nanotechnology Conference, June 17-21, 2014, Istanbul, TURKEY.
- 4) **I. Kabacelik**, M. Kulakci, R. Turan, “*Investigation of Metal Induced Crystallization of Germanium Thin Films for Photovoltaic Applications*”, NanoTR-9: 9th Nanoscience and Nanotechnology Conference, June 24-28, 2013 Erzurum, TURKEY.
- 5) **I. Kabacelik**, M. Kulakci, R. Turan, “*Ge Thin Films on Si Substrate for Photovoltaic Applications*”, SolarTR-2: 2nd Turkish Solar Electricity Conference and Exhibition, November 7-9, 2012, Antalya, TURKEY.
- 6) **I. Kabacelik**, R. Turan, “*Germanium Solar Cells Prepared by Ion Implantation*”, SolarTR-2: 2nd Turkish Solar Electricity Conference and Exhibition, November 7-9, 2012, Antalya, TURKEY.
- 7) B. Ulug, A. Cicek, **I. Kabacelik**, M. Yilmaz, A. Ulug, V.A. Smyntyna, L.N. Filevskaya, V.S. Grinevich, “*Structural and Luminescence Properties of Tin Oxide Films Prepared by a Modified Sol-Gel Technique*”, 13th European Conference on Applications of Surface and Interface Analysis, (ECASIA’09), October 18-23, 2009, Antalya, TURKEY
- 8) A. Ulug, **I. Kabacelik**, A. Cicek, M. Yilmaz, B. Ulug, “*Particle Size Distribution in Ammonium Silicone Fluorine Films Prepared by Vapor Etching Technique*”, 13th European Conference on Applications of Surface and Interface Analysis, (ECASIA’09), October 18-23, 2009, Antalya, TURKEY
- 9) **İ. Kabaçelik**, M. Yılmaz, A. Çiçek, B. Uluğ ve A. Uluğ “*Buharla Aşındırma Yöntemi ile Sentezlenen $(NH_4)_2SiF_6$ Filmlerin Fotoluminesans Özelliğinin İncelenmesi*”, Turkish Physical Society 25th International Physical Congress, August 25-29, 2008, Bodrum, TURKEY.
- 10) **I. Kabacelik**, M. Yilmaz and B. Ulug, “*Temperature Dependent PL Properties of ASF Structures Prepared By Vapour Etching Technique*”, 6th International Conference of the Balkan Physical Union (BPU-6), August 22-26, 2006, İstanbul, TURKEY.

Katıldığı Kongre, Konferans, Sempozyum, Çalıştay, vs:

- 1) NanoTR-10: 10th Nanoscience and Nanotechnology Conference, June 17-21, 2014
Istanbul, TURKEY.
- 2) Dünya Enerji Konseyi - Türk Milli Komitesi VII. Gençlik ve Enerji Çalıştay, 19 Mayıs
2014, Ankara, TÜRKİYE.
- 3) Güneş Kentleri Sempozyumu ve Solar Kampüs Çalıştay, 15-16 Kasım 2013, Ankara,
TÜRKİYE.
- 4) NanoTR-9: 9th Nanoscience and Nanotechnology Conference, June 24-28, 2013
Erzurum, TURKEY.
- 5) SolarTR-2: *Solar Electricity Conference and Exhibition*, November 7-9, 2012, Antalya,
TURKEY.
- 6) Turkish Physical Society 25th International Physical Congress, August 25-29, 2008,
Bodrum, TURKEY.
- 7) 6th International Conference of the Balkan Physical Union (BPU-6), August 22-26,
2006, Istanbul, TURKEY.
- 8) International Conference on Superlattices, Nano-Structures and Nano-Devices,
July 30 – August 4, 2006, Istanbul, TURKEY.
- 9) Nano Ölçekli Optoelektronik Malzemeler Çalıştay, 25-26 Mayıs 2006, Antalya,
TÜRKİYE.

SEMİNERLER

- 1) *Germanyum tabanlı güneş pillerinin geliştirilmesi*, Akd. Ün. Fizik Bölümü, 18 Ocak
2013.
- 2) *Güneş pillerinin çalışma ilkesi ve çok eklemlili güneş pilleri*, Akd. Ün. Fizik Bölümü,
08 Nisan 2010.
- 3) *Kalay Oksit (SnO₂) İnce Filmlerin Sol-Jel Yöntemi ile Oluşturulması ve
Karakterizasyonu*, Akd. Ün. Fizik Bölümü, 21 Mayıs 2009
- 4) *Kenetlenmeli Yükselteç*, Akd. Ün. Fizik Bölümü, 23 Aralık 2005