

**AMORF SİLİSYUMUN ALÜMİNYUM VE ALTIN  
ETKİLEŞİMLİ KRİSTALLEŞTİRİLMESİ, ELEKTRİKSEL  
VE SOĞURMA ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ**

**ALUMINUM AND GOLD INDUCED CRYSTALLIZATION  
OF AMORPHOUS SILICON, INVESTIGATION OF  
ELECTRICAL AND ABSORPTION PROPERTIES**

**ADNAN MÜSLİM MENEVŞE**

**DOÇ. DR AKIN BACIOĞLU**

**Tez Danışmanı**

Hacettepe Üniversitesi

Lisansüstü Eğitim-Öğretim ve Sınav Yönetmeliğinin

Fizik Mühendisliği Anabilim Dalı için Öngördüğü

YÜKSEK LİSANS TEZİ olarak hazırlanmıştır.

## ÖZET

### AMORF SİLİSYUMUN ALÜMİNYUM VE ALTIN ETKİLEŞİMLİ KRİSTALLEŞTİRİLMESİ, ELEKTRİKSEL VE SOĞURMA ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ

**Adnan Müslim MENEVŞE**

**Yüksek Lisans, Fizik Mühendisliği Ana Bilim Dalı**

**Tez Danışmanı: Doç. Dr. Akın BACIOĞLU**

**Temmuz 2021, 65 sayfa**

Isıl buharlaştırma sistemi ile 65 nm alüminyum ve 20 nm altın kaplanmış alttaş üzerine plazma destekli kimyasal buhar biriktirme (PECVD) sisteminde 100 nm hidrojenlendirilmiş amorf silisyum (a-Si:H) büyütülerek cam / Al / a-Si:H ve cam / Au / a-Si:H yapısında örnekler üretildi. Örnekler 250 ile 430 °C sıcaklıklar arasında ve 1 ile 12 saat süreleri arasında tavlansarak metal etkileşimli kristalleşme (MIC) yöntemi ile amorf silisyum kristalleştirildi. Örneklerin yapısal analizi için Raman Spektroskopisi, optik özelliklerinin analizi için optik geçirgenlik ve optik yansıtıcılık ölçümleri ve elektriksel özellikleri için dört nokta yöntemi ile özdirenç ve Hall etkisi ölçümleri yapıldı. Yapısal analiz ile nanokristal silisyum yapılarının olduğu, optik geçirgenlik ve yansıtıcılık ölçümleri ile hesaplanan optik soğurma spektrumunda iki fazlı soğurmanın olduğu, elektriksel ölçümler ile mobilite değerlerinin 1 – 800 cm<sup>2</sup>/V·s arasında olduğu gözlemlendi.

**Anahtar Kelimeler:** Metal Etkileşimli kristalleşme (MIC), Optik Geçirgenlik, Optik Yansıtıcılık, Optik Soğurma Katsayısı, Hall Etkisi

## **ABSTRACT**

### **ALUMINUM AND GOLD INDUCED CRYSTALLIZATION OF AMORPHOUS SILICON, INVESTIGATION OF ELECTRICAL AND ABSORPTION PROPERTIES**

**Adnan Müslim MENEVŞE**

**Master of Science, Department of Physics Engineering**

**Supervisor: Assoc. Prof. Dr. Akin BACIOĞLU**

**July 2021, 65 pages**

Samples in structures of glass / Al / a-Si:H and glass / Au / a-Si:H were produced. The deposition of 100 nm a-Si:H layer was done in a PECVD system on glass substrates coated with 65 nm aluminum and 20 nm gold. Metal coatings on glass substrates were done in a thermal evaporation system. Crystallization of amorphous silicon was performed by metal induced crystallization (MIC) method by annealing the samples at temperatures between 250 and 430 °C and for the intervals between 1 and 12 hours. Raman spectroscopy was used for the structural analysis of the samples. Optical transmittivity and reflectivity measurements were performed for the analysis of the optical properties. Resistivity and Hall effect measurements were done with the four-point probe method for the electrical properties. The formation of nanocrystalline silicon structures was observed by structural analysis, two-phase absorption in the optical absorption spectrum calculated with optical transmittance and reflectivity measurements, and mobility values between 1 – 800 cm<sup>2</sup>/V·s with electrical measurements.

**Keywords:** Metal Induced Crystallization (MIC), optical transmittance, optical reflectivity, optical absorption coefficient, Hall Effect

## TEŞEKKÜR

Bu tezin oluşmasında ve tamamlanmasında her zaman sabırla bana destek olan ve yardımlarını esirgemeyen tez danışmanım Sayın Doç. Dr. Akın Bacıoğlu'na

Atın kaplanmış cam örnekleri sağlayan Timuçin Eren'e,

Alüminyum kaplı cam örnekleri sağlayan Kemal Rüzgar'a

Alüminyum filmin kalınlığını ölçmede yardımcı olan Levent Özkarayel'e

Desteklerini hiçbir zaman esirgemeyen, bugünlere ulaşmamda büyük emekleri olan annem, babam ve ablama

Bana her zaman güvenen, daima cesaret veren ve desteğini her zaman hissettiğim canım nişanlım ve hayat arkadaşım olacak Yađmur'a

İçtenlikle teşekkür ederim

# İÇİNDEKİLER

ÖZET.....	i
ABSTRACT .....	ii
TEŞEKKÜR .....	iii
İÇİNDEKİLER.....	iv
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	vi
ÇİZELGELER DİZİNİ .....	ix
SİMGELER VE KISALTMALAR.....	x
1. GİRİŞ .....	1
2. TEMEL BİLGİLER .....	4
2.1. Hidrojenlendirilmiş Amorf Silisyum (a-Si:H) .....	4
2.2. Polikristal Silisyum (pc-Si) .....	5
2.3. İnce Film pc-Si .....	6
2.4. Katı Fazlı Kristalleşme (SPC) .....	6
2.5. Sıvı Fazlı Kristalleşme (LPC) .....	6
2.6. Metal Etkileşimli Kristalleşme (MIC).....	7
3. DENEYSEL TEKNİKLER ve KARAKTERİZASYON YÖNTEMLERİ.....	10
3.1. Isıl Buharlaştırma Sistemi .....	10
3.2. Plazma Destekli Kimyasal Buhar Biriktirme Sistemi (PECVD) .....	11
3.3. Tavlama Fırını .....	13
3.4. Raman Spektroskopisi.....	13
3.5. Optik Geçirgenlik ve Yansıtıcılık Ölçümü ve Soğurma Spektrumunun Hesaplanması.....	15
3.6. 4 Nokta Direnç ve Özdirenç Ölçüm tekniği .....	17
3.7. 4. Nokta Hall Etkisi Ölçüm Tekniği ile Taşıyıcı ve Mobilite Ölçümü .....	18
4. ÖRNEK ÜRETİMİ .....	21
4.1. Cam Üzerine Alüminyum ve Altın Kaplama .....	21
4.2. a-Si:H Filmin Büyütülmesi .....	21
4.3. Örneklerin Tavllanması .....	21

5. ÖRNEKLERİN KARAKTERİZASYONU .....	23
5.1. Raman Spektroskopisi ile Kristal Oranının Bulunması .....	23
5.2. Optik Geçirgenlik ve Yansıtıcılık Ölçümleri ve Optik Soğurmanın Hesaplanması .....	31
5.3. 4 Nokta Ölçüm Tekniği ile Tabaka Direnci ve Özdirencin Bulunması.....	42
5.4. 4 Nokta Hall Etkisi Ölçüm Tekniği ile Taşıyıcı Yoğunluğu ve Mobilite Ölçümü .....	44
6. SONUÇLAR VE TARTIŞMA .....	50
KAYNAKLAR .....	52
EKLER.....	64
EK 1 - Tez Çalışması Orijinallik Raporu.....	64
ÖZGEÇMİŞ .....	65

## ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil 2.1 Kristal ve amorf silisyum örgüsü [48] .....	4
Şekil 2.2 a-Si durum yoğunluğu grafiği [49] .....	5
Şekil 2.3 Hidrojenlendirilmiş amorf silisyum yapısı [41].....	5
Şekil 2.4 pc-Si'un (a) tanecik sınırları ve (b) farklı kristal yönelimine sahip tanecikleri (altta) [54].....	6
Şekil 2.5 Nikel ile silisit oluşturarak a-Si'un kristalleşme mekanizması [69] .....	8
Şekil 2.6 Alüminyum ile ötektik faz oluşturarak a-Si'un kristalleşme mekanizması [69]	8
Şekil 2.7 pc-Si kaplama oranının tavlama süresi ile değişiminde alüminyum oksit katmanının kalınlığının etkisi.....	9
Şekil 2.8 Yüzey kaplama oranının Si/Al oranı ve Al kalınlığına bağlılığı (a), ve farklı Si/Al oranları için yüzey kaplama oranının tavlama sıcaklığı ile değişimi (b) [77] .	9
Şekil 3.1 Isıl buharlaştırma sistemi [78].....	10
Şekil 3.2 PECVD ile a-Si:H üretimi esnasında plazmada bulunan moleküllerin ve radikallerin yoğunlukları [84] .....	11
Şekil 3.3 PECVD sistemi genel yapısı [48] .....	12
Şekil 3.4 Tavlama fırını şematik gösterimi [85] .....	13
Şekil 3.5 Raman saçılması oluşumunun enerji seviyeleri ile ilgisi [90] .....	14
Şekil 3.6 Optik geçirgenlik ölçüm düzeneği [49] .....	16
Şekil 3.7 Optik yansıtıcılık ölçüm düzeneği [98].....	17
Şekil 3.8 Dört nokta kontak ölçüm konfigürasyonu [95].....	18
Şekil 3.9 Hall etkisi ölçümü bağlantı konfigürasyonu .....	19
Şekil 5.1 3 saat süre ile farklı sıcaklıklarda tavllanmış örnekler için çoklu Gauss fonksiyonunun uygulanması .....	23
Şekil 5.2 Al (5 dk atmosfer) + a-Si:H örneklerin kristal oranlarının (a) tavlama sıcaklığı ve (b) tavlama süresi ile değişimi grafikleri. Eğriler izleme kolaylığı için eklenmiştir. ....	25
Şekil 5.3 Al (1 gün atmosfer) + a-Si:H örneklerinin kristal oranlarının (a) tavlama sıcaklığı ve (b) tavlama süresi ile değişimi grafikleri. Kesikli çizgiler izleme kolaylığı için.....	26
Şekil 5.4 Au+a-Si:H örneklerin kristal oranlarının (a) tavlama sıcaklığı ve (b) tavlama süresi ile değişimi grafikleri. Kesikli çizgiler izleme kolaylığı için. ....	27

Şekil 5.5 Al (5 dk atmosfer) +a-Si:H örneklerin kristal pik konumlarının (a) tavlama sıcaklığı ve (b) tavlama süresi ile değişimi grafikleri. Kesikli çizgiler izleme kolaylığı içindir.....	28
Şekil 5.6 Al (1 gün atmosfer) +a-Si:H örneklerin kristal pik konumlarının (a) tavlama sıcaklığı ve (b) tavlama süresi ile değişimi grafikleri. Kesikli çizgiler izleme kolaylığı için. ....	29
Şekil 5.7 Au + a-Si:H örneklerin kristal pik konumlarının (a) tavlama sıcaklığı ve (b) tavlama süresi ile değişimi grafikleri. Kesikli çizgiler izleme kolaylığı için. ....	29
Şekil 5.8 Al (5 dk atmosfer) +a-Si:H örneklerin kristal pikinin maksimum yarısı tam genişliğinin (a) tavlama sıcaklığı ve (b) tavlama süresi ile değişimi. Kesikli çizgiler izleme kolaylığı için.....	30
Şekil 5.9 Al (1 gün atmosfer) +a-Si:H örneklerin kristal pikinin maksimum yarısı tam genişliğinin (a) tavlama sıcaklığı ve (b) tavlama süresi ile değişimi. Kesikli çizgiler izleme kolaylığı için.....	30
Şekil 5.10 Au+a-Si:H örneklerin kristal pikinin maksimum yarısı tam genişliğinin (a) tavlama sıcaklığı ve (b) tavlama süresi ile değişimi. Kesikli çizgiler izleme kolaylığı için. ....	31
Şekil 5.11 Al (5 dakika atmosfer) + a-Si:H örneklerin optik geçirgenlik grafikleri.....	33
Şekil 5.12 Al (1 gün atmosfer)+ a-Si:H örneklerinin optik geçirgenlik grafikleri .....	34
Şekil 5.13 Au + a-Si:H örneklerin optik geçirgenlik grafikleri .....	35
Şekil 5.14 Al (5 dakika atmosfer) + a-Si:H örneklerin optik yansıtıcılık grafikleri.....	36
Şekil 5.15 Au + a-Si:H örneklerin optik yansıtıcılık grafikleri .....	36
Şekil 5.16 Al (5 dakika atmosfer) + a-Si:H örneklerin optik soğurma grafikleri.....	37
Şekil 5.17 Au + a-Si:H örneklerin optik soğurma grafikleri .....	37
Şekil 5.18 Al (5 dakika atmosfer) + a-Si:H örnekleri için çizilen $(\alpha \cdot hv)^{1/2}$ vs. $(hv)$ grafikleri.....	38
Şekil 5.19 Au + a-Si:H örnekler için çizilen $(\alpha \cdot hv)^{1/2}$ vs. $(hv)$ grafikleri .....	38
Şekil 5.20 Gerçek veriler ve verilere uydurulan fonksiyonun grafiği .....	39
Şekil 5.21 AM03 örneklerin $E_{01}$ ve $E_{02}$ enerjilerinin sıcaklık (a), $E_{01}$ enerjisinin kristal pik konumuna (b) ve kristal pik yarı genişliğine (c) bağlı grafikleri. Oklar izleme kolaylığı için verilmiştir.....	40



Şekil 5.22 AM05 örneklerin $E_{01}$ ve $E_{02}$ enerjilerinin sıcaklık (a), $E_{01}$ enerjisinin kristal pik konumuna (b) ve kristal pik yarı genişliğine (c) bağlı grafikleri. Oklar izleme kolaylığı için verilmiştir. ....	41
Şekil 5.23 Al (5 dakika atmosfer) + a-Si:H ve Al (1 gün atmosfer) + a-Si:H örneklerin özdirencinin kristal oranına (a), kristal pik konumuna (b) ve kristal pik yarı genişliğine (c) bağlı grafikleri. Oklar izleme kolaylığı için verilmiştir. ....	43
Şekil 5.24 Au + a-Si:H örneklerin özdirencinin kristal oranına (a), kristal pik konumuna (b) ve kristal pik yarı genişliğine (c) bağlı grafikleri. Oklar izleme kolaylığı için verilmiştir. ....	44
Şekil 5.25 Al (5 dakika atmosfer) + a-Si:H ve Al (1 gün atmosfer) + a-Si:H örneklerin taşıyıcı yoğunluklarının kristal oranına (a), kristal pik konumuna (b) ve kristal piki yarı genişliğine (c) bağlı grafikleri. Oklar izleme kolaylığı için verilmiştir. ....	45
Şekil 5.26 Al (5 dakika atmosfer) + a-Si:H ve Al (1 gün atmosfer) + a-Si:H örneklerde taşıyıcı mobilitesinin kristal oranına (a), kristal pik konumuna (b) ve kristal piki yarı genişliğine (c) bağlı grafikleri. Oklar izleme kolaylığı için verilmiştir. ....	46
Şekil 5.27 Au + a-Si:H örneklerin Taşıyıcı yoğunluklarının kristal oranına (a), kristal pik konumuna (b) ve kristal pik yarı genişliğine (c) bağlı grafikleri. Oklar izleme kolaylığı için verilmiştir. ....	47
Şekil 5.28 Au + a-Si:H örneklerde taşıyıcı mobilitesinin kristal oranına (a), kristal pik konumuna (b) ve kristal pik yarı genişliğine (c) bağlı grafikleri. Oklar izleme kolaylığı için verilmiştir. ....	48

## ÇİZELGELER DİZİNİ

Çizelge 4.1 Üretilen örneklerin tavlama sıcaklıkları ve tavlama süreleri çizelgesi.....	22
Çizelge 5.1 Al(5 dakika atmosfer)+a-Si:H örnekler için bulunan kristal oranları.....	24
Çizelge 5.2 Al(1 gün atmosfer)+a-Si:H örnekler için bulunan kristal oranları .....	24
Çizelge 5.3 Au + a-Si:H örnekler için bulunan kristal oranları .....	24
Çizelge 5.4 AM03 serisi örneklerin uydurulan fonksiyon parametreleri .....	38
Çizelge 5.5 AM05 serisi örneklerin uydurulan fonksiyon parametreleri .....	39

## SİMGELER VE KISALTMALAR

### Simgeler

Si	Silisyum
c-Si	Kristal silisyum (Crystalline Silicon)
mc-Si	Çok kristalli silisyum (Multi-crystalline Silicon)
CdTe	Kadmiyum tellür
SiH <sub>4</sub>	Silan
a-Si	Amorf silisyum
TFT	İnce film transistör (Thin Film Transistor)
pc-Si	Polikristal silisyum (Poly-crystalline Silicon)
a-Si:H	Hydrojenlendirilmiş amorf silisyum
SPC	Katı fazlı kristalleşme (Solid Phase Crystallization)
LPC	Sıvı fazlı kristalleşme (Liquid Phase Crystallization)
CW	Sürekli dalga (Continuous Wave)
PL	Atımlı lazer (Pulsed Laser)
EBIC	Elektron demeti etkileşimli kristalleşme (Electron Beam Induced Crystallization)
MIC	Metal etkileşimli kristalleşme (Metal Induced Crystallization)
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Alüminyum oksit
PECVD	Plazma destekli kimyasal buhar biriktirme
PH <sub>3</sub>	Fosfin
B <sub>2</sub> H <sub>6</sub>	Diboran
RTA	Hızlı ısı tavlama
Ge	Germanyum
a-Ge	Amorf germanyum
HRTEM	Yüksek çözünürlüklü geçirimli elektron mikroskobu

PVD	Fiziksel buhar biriktirme
RF	Radyo frekansı
SiH <sub>3</sub> , SiH <sub>2</sub> ve SiH	Silil, sililin ve sililidin
$h\nu$	Foton enerjisi
$E_g$	Bant aralığı enerjisi
$\alpha$	Soğurma katsayısı
nc-Si	Nanokristal silisyum (Nano-crystalline Silicon)
T	Optik geçirgenlik
R	Optik yansıtıcılık
$\rho$	Özdirenç
$R_{\text{tabaka}}$	Tabaka direnci
$R_H$	Hall katsayısı
$\mu$	Mobilite
AM03	Atmosferde 5 dakika beklemiş alüminyum + hidrojenlendirilmiş silisyum örnek seti
AM04	Atmosferde 1 gün beklemiş alüminyum + hidrojenlendirilmiş silisyum örnek seti
AM05	Altın + hidrojenlendirilmiş silisyum örnek seti
$X_c$	Kristal oranı



# 1. GİRİŞ

Dünyada fosil yakıt tabanlı enerji kaynaklarının artması, gelecekte kullanılacak enerji kaynaklarını tüketmesine ve çevresel kirliliğin artmasına sebep olmaktadır[1]. 2017 yılında yapılan çalışmalarla 2014 yılında yakılan fosil yakıtlar tarafından salınan yıllık sera gazının küresel sera gazının %75,1'ini oluşturduğu [2] ve bunun 2030 yılında iki katına çıkacağı ön görülmüştür [3]. Küresel olarak artan enerji talepleri ve çevresel kaygılardan ve yenilenebilir enerji teknolojilerinin artmasından dolayı yenilenebilir enerji kaynaklarını kullanmak için fırsatlar artmıştır [4].

Mevcut küresel enerji tüketiminin kat kat fazlası olan, güneşin dünyaya ulaşan ışımasının gücü yaklaşık  $1,8 \times 10^{11} MW$ 'tır [5]. Bu durum güneşten gelen ışıma enerjisini elektrik enerjisine dönüştüren fotovoltaik güneş gözelerinin önemli bir yenilenebilir enerji kaynaklarından biri olduğunu gösterir [6].

Silisyum dünya üzerinde en fazla bulunan ikinci elementtir [7] ve 1,14 eV dolaylı enerji bant aralığına (300 K'de) sahip olduğu için [8] güneş spektrumunun büyük bir kısmını soğurabilen [9], yarıiletken bir malzemedir. İlk fotovoltaik aygıt 1954 yılında Bell Laboratuvarlarında kristal silisyumdan üretildi [10]. Üretilen bu ilk gözelerin çevrim verimliliği %6 kadar olsa da [10], silisyum tabanlı güneş gözeleri için teorik olarak maksimum %29 verime ulaşabileceği ön görülmüştür [11].

Tek kristal silisyumun (c-Si) ve silisyum kristal tanecik boyutlarının santimetre boyutlarında olduğu çok kristalli silisyumun (mc-Si) kararlılığı ve iyi dengelenmiş elektronik, fiziksel ve kimyasal özelliklere sahip olmasından dolayı birinci nesil güneş gözeleri bu malzemelere bağlı kalmıştır [12]. Birinci nesil güneş gözelerinde c-Si tabanlı güneş gözesinde %26,1 [13] ve mc-Si tabanlı güneş gözesinde %23,2 [14] verim elde edilmiştir.

c-Si ve mc-Si üretiminin yüksek maliyetli olmasından ve üretim esnasında oluşan hasarlardan dolayı ince film tabanlı ikinci nesil güneş gözeleri ortaya çıkmıştır [15]. İkinci nesil güneş gözeleri kadmiyum tellür (CdTe) ve amorf silisyum (a-Si) tabanlı güneş gözeleri oluşturmaktadır. CdTe tabanlı güneş gözeleri %22,1 verime ulaşmış olsa da kullanılan malzemelerin zehirli olması [16] ve az bulunurluğundan [17] dolayı etkili olamamıştır. Silisyum tabanlı ince film güneş gözeleri silan (SiH<sub>4</sub>) gazından cam, çelik,

plastik gibi ucuz malzemelerin üzerine biriktirilerek üretilmiştir [18]. İkinci nesil güneş gözeleri maliyeti düşürmüş olsa da verimi birinci nesil kadar olamamıştır. Günümüzde artık birinci nesil kadar verimli ve ikinci nesil kadar düşük maliyetli güneş gözesi üretme vizyonuna sahip yeni nesil güneş gözeleri üretilmek istenmektedir [19].

İnce film güneş gözesi üretiminde başlarda düşük maliyetli olan silisyumun kısa erimli düzenlenim formunda olan amorf silisyum (a-Si) kullanılsa da a-Si'un zayıf elektriksel özellikleri ve aydınlatma altında Staebler - Wronski etkisi ile veriminin düşmesi sebebiyle çok yaygınlaşmamıştır [20].

a-Si'un kristalleştirilmesi ile elde edilen polikristal silisyum (pc-Si), ince film transistörler (TFT) ve ince film güneş gözeleri gibi aygıtlar için giderek daha fazla ilgi çekmektedir [21]. Güneş gözeleri ile ilgili olarak, düşük sıcaklıkta a-Si'un kristalleşmesinden dolayı güneş gözelerinin toplam maliyetlerinin azaltılması için hayati önem taşıyan düşük maliyetli altyapı kullanma fırsatı sunar. Düşük sıcaklıklı pc-Si, geniş alanlı elektronik cihazlarda, hidrojenlendirilmiş amorf silisyum (a-Si:H) ile karşılaştırıldığında yüksek mobilitesi nedeniyle kullanım için umut verici bir malzemedir. [22].

Cam gibi ucuz alttaşlar üzerine az miktarda malzeme kullanarak, geniş alanlara güneş gözesi üretilmesi amacıyla son zamanlarda yapılan çalışmalar vardır [23]. Kalınlıkları azaltılmış tek kristal silisyum dilimler [24] ya da farklı yöntemlerle kristalleştirilmiş amorf silisyum [25] kullanılarak, küçük kalınlıklarda yüksek kaliteli malzeme ile göze üretmek mümkündür. Cam üzerinde amorf silisyumdan kristal silisyum elde edilmesi, cam üzerinde kristal silisyum (crystalline silicon on glass) olarak adlandırılmıştır [25]. Cam üzerinde c-Si üretim teknikleri arasında katı faz kristalleşme (SPC) [26] sıvı faz kristalleşme (LPC) [27] ve metal etkileşimli kristalleşme (MIC) teknikleri yaygın olarak kullanılanlardır. SPC ile pc-Si üretimi için 600 °C üzerinde ve 24 saat üzerinde tavlama gerektirmektedir [28]. LPC tekniği sürekli dalga (CW) [29] lazer, atımlı lazer (PL) [30] veya elektron demeti (EBIC) [31] ile silisyumun sıvı faza geçirilip, geri katı faza geçerken kristalleşmesinin sağlanmasıdır. LPC tekniği ile pürüzlü yüzey oluşması ve düzeltilmesi için tavlama yapılması işleri zorlaştırmaktadır [32].

Düşük sıcaklıklarda silisyumun kristalleştirilebilmesi ve homojen bir yapı elde edilebilmesi açısından metal etkileşimli kristalleşme (MIC) pc-Si üretimi için önem kazanmaktadır [33]. Silisyumun altın (Au), alüminyum (Al) ve gümüş (Ag) metallerle

ötektik faz veya bakır (Cu), nikel (Ni) ve platin (Pt) gibi metallerle silisit form oluşturarak normal kristalleşme sıcaklığından daha düşük sıcaklıklarda kristalleşmesi MIC tekniğini oluşturur. Alüminyum (Al) [34], altın (Au) [35] ve gümüş (Ag) [36] gibi silisyum ile ötektik faz oluşturabilen metal filmler üzerine büyütülen a-Si' un düşük sıcaklıklarda (175 °C) tavlama ile kristalleşmenin gözlenmesi, metal etkileşimli kristalleşmenin (MIC), pc-Si üretimi için bir alternatif teknik olduğunu göstermektedir [37]. Alüminyum etkileşimli kristalleşme tekniği ile 175 °C tavlama sıcaklığında pc-Si' un oluşmaya başladığı [38], 6 saat 475 °C' de azot ortamında tavlama yapıldığında ortalama 7,6 µm tanecik boyutuna sahip pc-Si üretiminin yapılabildiği gözlenmiştir [39]. Altın etkileşimli kristalleşme ile 130 °C tavlama sıcaklığında pc-Si' un oluşmaya başladığı gözlenmiştir [40].

Yapılan bu tez kapsamında MIC tekniği ile Al ve Au metalleri kullanılarak cam üzerinde büyütülmüş a-Si:H ince filmin kristalleştirilmesi ve karakterizasyonunun yapılması amaçlanmıştır. İki adet mikroskop camı üzerine ısıl buharlaştırma tekniği ile  $65 \pm 10$  nm Al ince film büyütülmüştür. Üretilen Al film üzerinde, oluşan alüminyum oksit ( $Al_2O_3$ ) katmanının kristalleşmeye olan etkisini görmek için, Al filmlerden biri 5 dakika diğeri 1 gün atmosfer ortamında bekletilmiştir. Bekletilen filmler ve BK7 cam üzerinde büyütülen Au ( $20 \pm 5$  nm) film üzerine plazma destekli kimyasal buhar biriktirme sisteminde 100 nm a-Si:H film büyütülmüştür. Üretilen film örnekler 250 – 430 °C arasında değişen tavlama sıcaklıklarında ve 1 saat ile 12 saat arasında değişen tavlama sürelerinde tavlama metal etkileşimli kristalleşme tekniği çalışılmıştır.

Yapısal karakterizasyon için Raman saçılması deneyleri yapılmıştır. Raman ölçümü ile kristal oranları, kristal pik konumu ve kristal pikinin maksimum yarısı tam genişlikleri belirlenerek tavlama sıcaklıkları ve tavlama süreleri ile karşılaştırılmıştır. Tavlama örneklerin temel olarak soğurma özelliklerinin belirlenmesi için optik geçirgenlik ve yansıtıcılık ölçümleri yapılmıştır. Geçirgenlik ve yansıtıcılık verileri kullanılarak, soğurma katsayısı grafikleri elde edilmiştir. Soğurma katsayısı spektrumundaki kaymaların tavlama sıcaklıkları ile değişimi kristalleşme temelinde değerlendirilmiştir. Elektriksel özelliklerin belirlenmesi için van der Pauw tekniği ile örneklerin tabaka direnci, öz direnci, taşıyıcı yoğunlukları ve Hall mobilitesi ölçümü yapılmıştır. Sonuçlar ile kristalleşme arasındaki ilişki yorumlanmıştır.

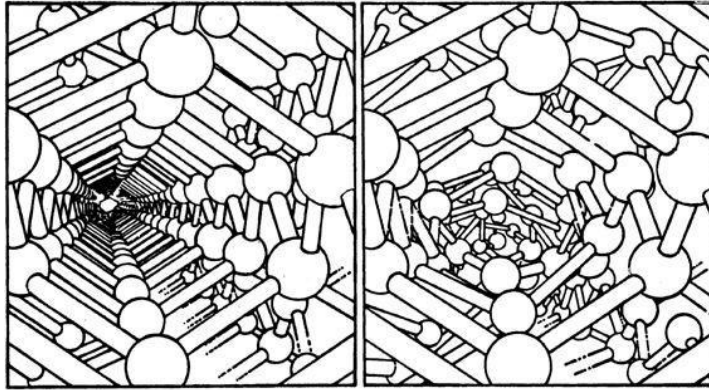


## 2. TEMEL BİLGİLER

Bu başlık altında hidrojenlendirilmiş amorf silisyum, polikristal silisyum, ince film polikristal silisyum, katı fazlı kristalleşme, metal etkileşimli kristalleşme, alüminyum etkileşimli kristalleşme ve altın etkileşimli kristalleşme konuları hakkında literatürdeki bilgiler verilecektir.

### 2.1. Hidrojenlendirilmiş Amorf Silisyum (a-Si:H)

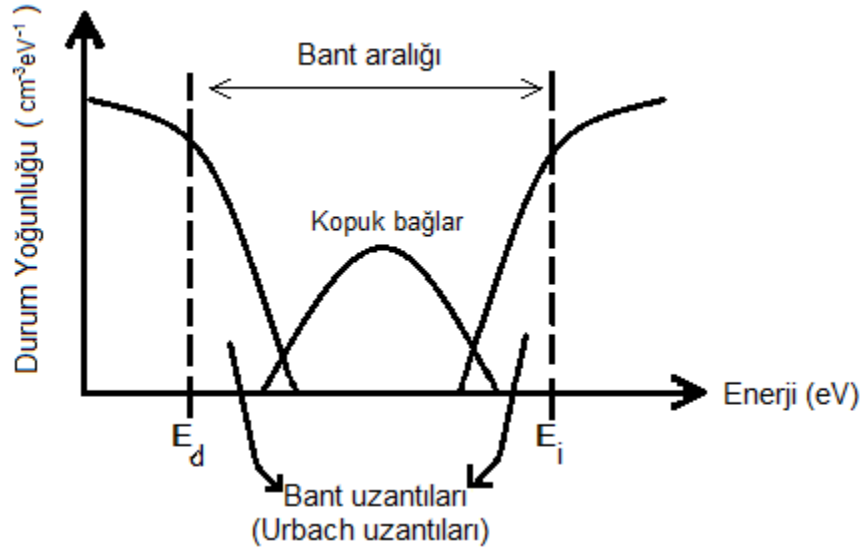
Hidrojenlendirilmiş amorf silisyum (a-Si:H) 1960'larda bulunmadan önce, amorf silisyum (a-Si), katılamayı, fotoiletkenliği ve yarıiletkenler için istenilen birçok özelliği etkileyecek şekilde püskürtme ve termal buharlaştırma sistemlerinde yüksek kusur yoğunlukları ile üretiliyordu [41]. 1969 yılında silan ( $\text{SiH}_4$ ) gazının plazması elde edilerek bir alt taban üzerine biriktirilmesi ile ilk kez a-Si:H üretildi [42]. 1970'lerdeki araştırmaların sonucunda a-Si:H' un oldukça yüksek mobilitesi ile birlikte iyi elektriksel özelliklerinin [43], düşük kusur yoğunlukları sebebiyle yüksek foto iletkenliğinin [44] ve üretim esnasında  $\text{SiH}_4$  gazı ile fosfin ( $\text{PH}_3$ ) veya diboran ( $\text{B}_2\text{H}_6$ ) gazı verilerek katkılama yapılabilir olduğunu göstermiştir [45]. 1976'da fotovoltaik aygıt geliştirilmesi ile a-Si:H aygıt araştırmaları başlamıştır ve ilk güneş hücresi %2-3 [46] verimle üretilmesine rağmen 1989 yılında %10 verime ulaşmıştır [47].



Şekil 2.1 Kristal ve amorf silisyum örgüsü [48]

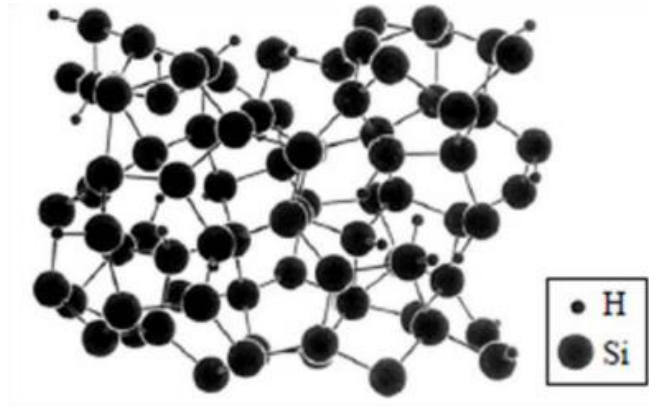
Amorf silisyum, kristal silisyumun (c-Si) sahip olduğu uzun erimli düzene kıyasla kısa erimli düzene ve kopuk bağlara sahiptir (Şekil 2.1). Bağ arasındaki uzunlukları ve bağlar arasındaki açı c-Si'unkine göre çok az farklılık göstermektedir [41]. Kopuk bağlara ve kısa erimli düzenlenime sahip olmasından dolayı a-Si'un yasak enerji aralığında girilebilir enerji durumları oluşur (Şekil 2.2). Bu sebeple a-Si için yasak enerji bant aralığı

tanımı yapılamaz. Değerlik enerji bandı ile iletkenlik enerji bandı arası geçişlerde taşıyıcıların sahip olduğu mobilite değerleri merteye olarak değişime uğrar. Bu sebep ile enerji bant aralığı yerine mobilite aralığı tanımı yapılır. Bu kusurlar elektriksel ve optik özelliklerini etkilemektedir [47].



Şekil 2.2 a-Si durum yoğunluğu grafiği [49]

Tipik olarak plazma destekli kimyasal buhar biriktirme sisteminde (PECVD) üretilen a-Si:H' da hidrojen atomları kopuk bağlara yerleşerek (Şekil 2.3) kusur yoğunluğunu ve bant aralığı içindeki girilebilir enerji durumlarını azaltmaktadır [50].

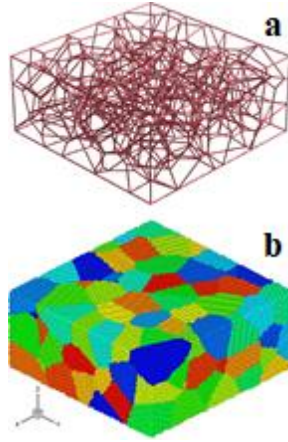


Şekil 2.3 Hidrojenlendirilmiş amorf silisyum yapısı [41]

## 2.2. Polikristal Silisyum (pc-Si)

Silisyumun kristal tanecik boyutlarının 1 mm'den küçük olduğu yapılara polikristal silisyum (pc-Si) (Şekil 2.4) denir [51]. pc-Si'un elektriksel özellikleri tanecik sınırlarında kopuk bağlar bulunduğu ve taşıyıcıların buralarda tuzaklanmasından dolayı kısıtlıdır

[52]. Bu sorunu ortadan kaldırmak için tanecik boyutları artırılır veya kopuk bağların doyurulması işlemi yapılır [53].



Şekil 2.4 pc-Si'un (a) tanecik sınırları ve (b) farklı kristal yönelimine sahip tanecikleri (altta) [54]

### 2.3. İnce Film pc-Si

İnce film kristal silisyum, kararlı ve düşük maliyetli bir güneş pili teknolojisi için önemli bir potansiyel sunar [55]. 10  $\mu\text{m}$  kalınlığındaki pc-Si üzerine gelen ışığın %90'ını tuzaklama ile soğurabilir [56]. İnce film pc-Si üretimi için katı fazlı kristalleşme (SPC), lazer etkileşimli kristalleşme (LIC), elektron demeti etkileşimli kristalleşme (EBIC) ve metal etkileşimli kristalleşme (MIC) yöntemleri kullanılmaktadır.

### 2.4. Katı Fazlı Kristalleşme (SPC)

Katı fazlı kristalleşme (SPC) a-Si ince filmlerinin tavlama fırınının da 600  $^{\circ}\text{C}$  ve 24 saat gibi sürelerde tavllanması yada 1000  $^{\circ}\text{C}$ 'de hızlı ısı tavlama (RTA) ile filmin katı fazda kalarak kristalleşmesidir [57] [58]. SPC tekniğinde film içinde önce çekirdekler oluşur sonrasında kristal büyümesi gerçekleşir [59]. Uzun sürelerde ve yüksek sıcaklıklarda tavlama gerektirmesi teknik için dezavantaj oluşturmaktadır [26].

### 2.5. Sıvı Fazlı Kristalleşme (LPC)

Sıvı fazlı kristalleşme (LPC) kaliteli pc-Si film büyütme için bölgesel eritme teknolojisi olarak ortaya çıkmıştır[60]. Başlarda bu teknik için grafit çubuk ısıtıcılar [61] veya odaklanmış halojen lambalar [62] kullanılmıştır. Yüksek tarama hızları ve yüksek enerji yoğunlukları sebebiyle lazerler ve elektron demetleri kullanılmak zorunda kalmıştır [60]. Lazer demeti veya elektron demeti önceden ısıtılmış a-Si film üzerini tarayacak şekilde düşürülerek demetin vurduğu bölge eritilir ve devam eden süreçte demetin

taradığı yerlerde pc-Si oluşur [63]. Yapılan çalışmalar sonucu pc-Si'un demetin tarama hızına ve alttaş sıcaklığına bağlı olarak belirli bir yönelime sahip pc-Si üretilebilmiştir [64]. LPC tekniği ile pürüzlü yüzey oluşması, düzeltilmesi için tavlama yapılması ve işlem sırasında 600 °C gibi sıcaklıklarda tutulması işleri zorlaştırmaktadır [31].

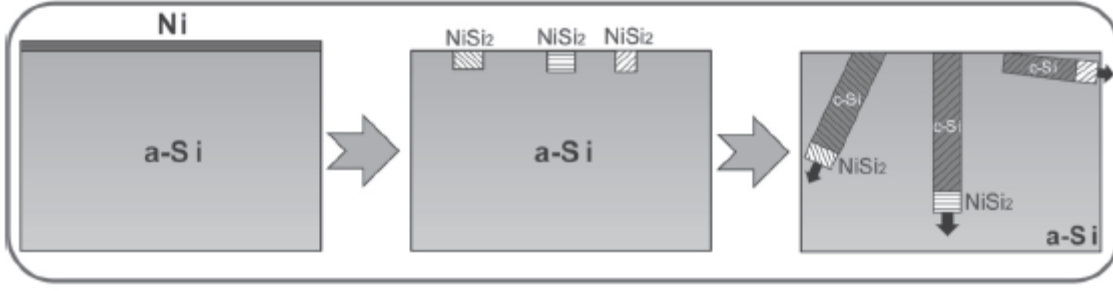
## **2.6. Metal Etkileşimli Kristalleşme (MIC)**

Metal etkileşimli kristalleşme (MIC) yöntemi düşük maliyetli fotovoltaik aygıt ve ince film transistor (TFT) ekran üretiminde yaygın olarak kullanılan bir yöntemdir [65]. MIC ile pc-Si üretiminde tavlama maliyetini ve süresini azaltmak için alüminyum gibi bol ve düşük maliyetli metal elementler kullanılmaktadır [65].

Oki ve arkadaşları amorf germanyumun (a-Ge) altın, gümüş, alüminyum, bakır veya kalay gibi metaller ile etkileştikten sonra düşük sıcaklıklarda kristalleşmelerin olabildiğini görmüştür [66]. Bosnell ve Voisey daha sonra bu etkileşimi a-Si ile deneyerek kristalleşmenin olduğunu göstermiştir [67]. Herd yaptığı çalışmalar sonucu bu etkileşimi metal kontak etkileşimli kristalleşme olarak adlandırmıştır [68]. Brodsky ve Turnbull MIC'nin iki bileşenden birinin amorf yapıda olması halinde ötektik faz oluşacağını ve bundan dolayı düşük sıcaklıklarda erime olacağını açıklamıştır [69].

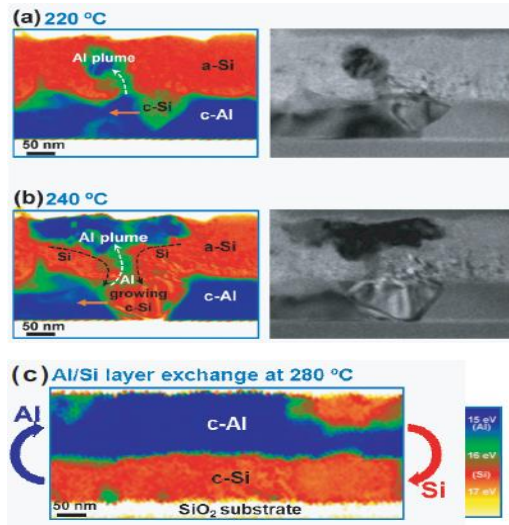
MIC yöntemi ile pc-Si film büyütme için ara geçiş metalleri ve geçiş metallerinin etkili olduğu bilinmektedir. Ara geçiş metalleri (Al, In, Sn, Pb, Sb ve Bi) ile yapı içinde herhangi bir bileşik formu oluşmadan ötektik alaşım fazı oluşturarak kristalleşme sağlamaktadır. Geçiş metallerinden Ag ve Au ile ötektik faz oluşturarak kristalleşme sağlanır iken diğer metaller (Ni, Pd, Pt, Cu, Zn, Mn, Rh, V, Co, Fe, Hf, Cr, Ti, Ir, Ru, Zr, Nb, Mo, W, Ta ve Re) silisit oluşturarak kristalleşme sağlar.

Yüksek çözünürlüklü geçirimli elektron mikroskobu (HRTEM) ile yapılan çalışmalarla basit ötektik metal yarıiletken sisteminde kristalleşme esnasında herhangi bir sıvı faz geçişin olmadığı, kristalleşmenin tamamen katı hal fazında olduğu belirlenmiştir [70]. Nikel gibi metallerin silisit oluşturarak gerçekleştiği MIC işleminde başlangıç olarak silisit fazın oluştuğu, oluşan bu silisit a-Si film içine doğru hareket ettiği ve arkasında pc-Si fazını bıraktığı yine HRTEM çalışmaları ile gözlenmiştir (Şekil 2.5) [71][72].



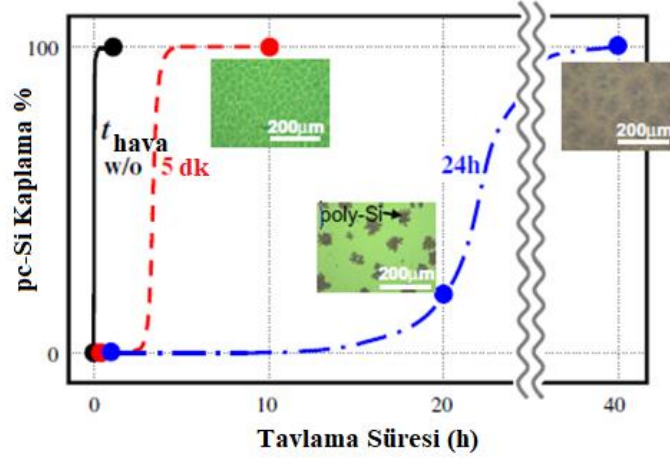
Şekil 2.5 Nikel ile silisit oluşturarak a-Si'un kristalleşme mekanizması [69]

Ötektik faz oluşturarak a-Si'un kristalleşme mekanizması a-Si ve metal ara yüzeyinde veya metalin tanecik sınırlarında gerçekleşir. Metal katmanı ile a-Si katmanı ara yüzeyindeki silisyum kovalent bağları, komşu metal katmandaki serbest elektronların gölgeleme etkisi (screening) ile zayıflar [73]. Bağları zayıflayan ara yüzeydeki silisyum atomlarının difüzyon için gerekli olan aktivasyon enerjisi düşer ve hareketliliği artar [74]. Bu hareketliliği artan silisyum atomları difüzyon yaparak düşük sıcaklıklarda kristalleşmeyi sağlar [74]. Kristalleşmenin devamında metal katmanın sıkıştırma stresi, a-Si katmanında çekme stresi oluşur ve bu durum bir stres gradyent oluşturur [75]. Bu stres gradyent ile metal atomları yüksek serbest hacme sahip a-Si katmanına hareket ederek baştaki metal katmanı çözünmeye başlar ve a-Si katmanında metal bulutu (plume) formuna gelir (Şekil 2.6-a) [75]. İşlem devam ettiği sürece metal bulutları aşağıya doğru kaymaya başlar ve üst katmandan daha gelmeye devam eden metal atomları ile birleşerek metal katmanını oluşturur (Şekil 2.6-b) [75]. Böylece baştaki metal katmanına pc-Si, baştaki a-Si katmanına metal katmanı yerleşir ve katman değiş tokuşu (layer exchange) oluşur (Şekil 2.6-c)[75].



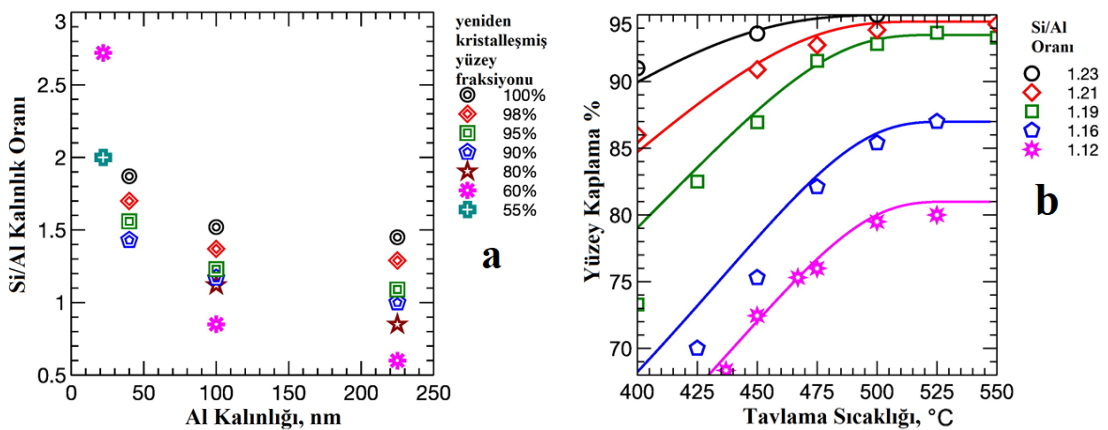
Şekil 2.6 Alüminyum ile ötektik faz oluşturarak a-Si'un kristalleşme mekanizması [69]

MIC yöntemi ile kristalleşmede katmanlar arasındaki oksit tabakalarının kristalleşmeyi olumsuz yönde etkileyen bir bariyer gibi davranmaktadır [76]. Oksit tabakası artıkça kristalleşme için gerekli olan tavlama sıcaklığı ve süresi artmaktadır Şekil 2.7[76].



Şekil 2.7 pc-Si kaplama oranının tavlama süresi ile değişiminde alüminyum oksit katmanının kalınlığının etkisi

MIC yöntemi ile kristalleşme için kaplanan a-Si ve metal film kalınlıklarının oranları pc-Si'un yüzeyi kaplama yüzdesini de etkilediği görülmüştür. kristalleşmeyi etkilediği görülmüştür [77]. Şekil 2.8(a)'da Tutashkonko ve Usami yaptığı çalışmalar doğrultusunda alüminyum kalınlığı arttıkça tam yüzey kaplaması için gereken Si/Al oranı azalmaktadır. Farklı Si/Al oraları için tavlama sıcaklığı ile yüzey kaplama yüzdesinin değişimi Şekil 2.8(b)'deki gibi gözlenmiştir [77].



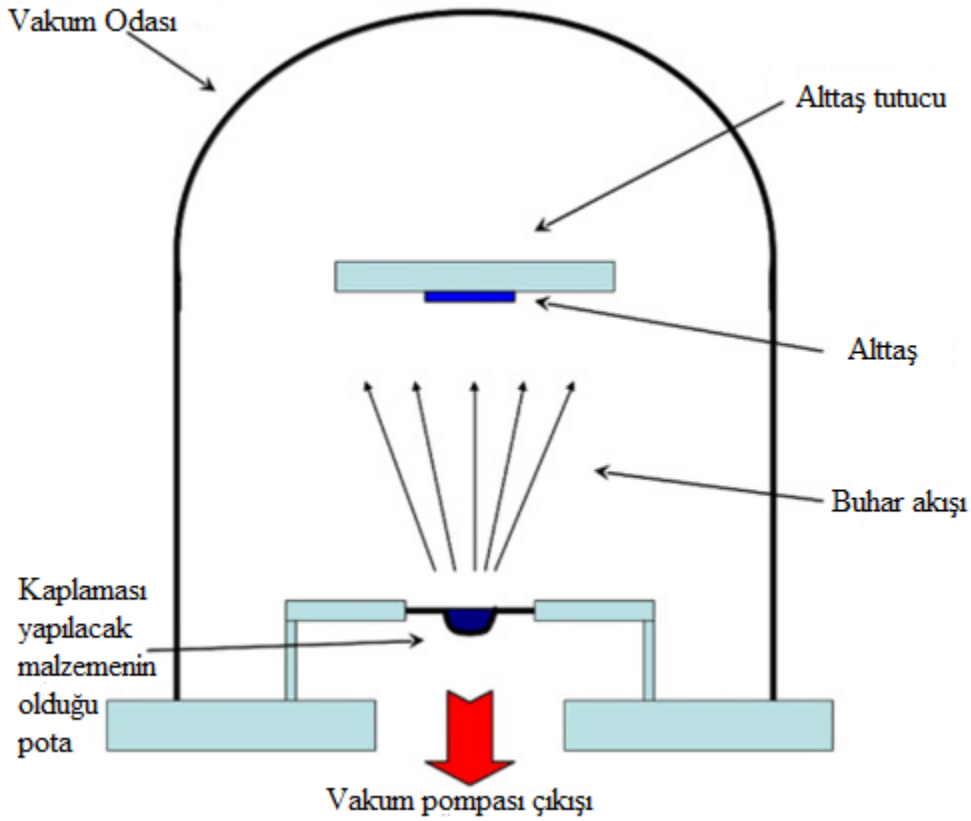
Şekil 2.8 Yüzey kaplama oranının Si/Al oranı ve Al kalınlığına bağlılığı (a), ve farklı Si/Al oranları için yüzey kaplama oranının tavlama sıcaklığı ile değişimi (b) [77]

### 3. DENEYSEL TEKNİKLER ve KARAKTERİZASYON YÖNTEMLERİ

Tezin bu bölümünde, tez kapsamında örnek üretmek için kullandığımız sistemleri ve örnekleri karakterize etmek için kullandığımız ölçüm tekniklerinden bahsedilecektir.

#### 3.1. Isıl Buharlaştırma Sistemi

Isıl buharlaştırma sistemi, vakum odası içinde yüksek sıcaklığa çıkartılabilen bir potadaki malzemenin buharlaştırılıp, buharın bir alttaş üzerinde biriktirilip katılaştığı, iyi bilinen bir fiziksel buhar biriktirme (PVD) sistemidir [78]. Bu sistemde kaplaması yapılacak malzeme toz veya parçacık şeklinde potaya konur. Pota indüksiyon bobini ya da tungsten teli ile ısıtılır. Vakum ve yüksek sıcaklık ile potada bulunan malzeme buharlaştırılır. Vakum altında buharlaştırma yapılması sebebiyle buharlaşan malzeme alttaş üzerine doğrudan gidebilir ve alttaş üzerinde saf bir film kaplaması yapılabilir. Şekil 3.1'de standart bir ısıl buharlaştırma sisteminin şekli verilmiştir.

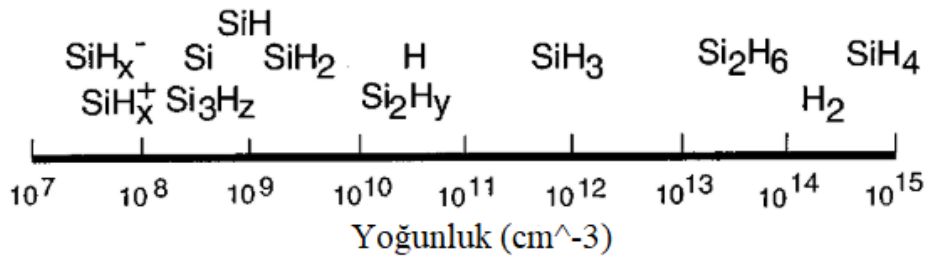


Şekil 3.1 Isıl buharlaştırma sistemi [78].

### 3.2. Plazma Destekli Kimyasal Buhar Biriktirme Sistemi (PECVD)

Plazma, içinde moleküller, iyonlar, serbest radikaller ve elektronlar içeren maddenin dört hâlden biri olarak tanımlanır [79]. İnce film biriktirilmesi için plazma destekli kimyasal buhar biriktirme (PECVD) yöntemi en yaygın kullanılan yöntemdir. Üretim esnasında plazmanın gözle görülebilir ışığa yapmasından dolayı ışımalı deşarj (Glow Discharge) olarak da adlandırılır [80]. PECVD yöntemi için görece olarak düşük sıcaklıklarda çeşitli alttaban üzerine örnek biriktirilebilmesi avantaj sağlar [80]. PECVD yöntemi vakum odası içinde anot ile katot arasına radyo frekans (RF) uygulanarak plazma oluşturup, plazma içindeki elektronlar ve iyonların reaktif gazları çarpışmalar sonucu parçalayıp alttaş üzerine biriktirilmesine dayalı bir yöntemdir.

PECVD yöntemi ile a-Si:H üretimi  $\text{SiH}_4$  molekülleri ile elektronlar esnek olmayan çarpışmalar yaparak nötr ve radikal yapıları oluşturup, alttaş üzerinde taşıma süreci ve yüzey reaksiyon süreci ile biriktirme yapılarak üretilir [81]. Yani a-Si:H biriktirme işlemi üç aşamada gerçekleşir; birincisi radikallerin oluşumu işlemi, ikincisi film büyüme yüzeyine radikallerin taşınması işlemi ve üçüncü olarak a-Si:H yüzeyde radikal reaksiyon işlemidir [82]. Yüzeyde radikal reaksiyon işleminde PECVD ile a-Si üretiminde silan ve radikalleri kullanıldığından üretilen filmler içerisinde hidrojen bulundurur (%10 civarı [83]). Bundan dolayı üretilen filmler a-Si:H' dur.

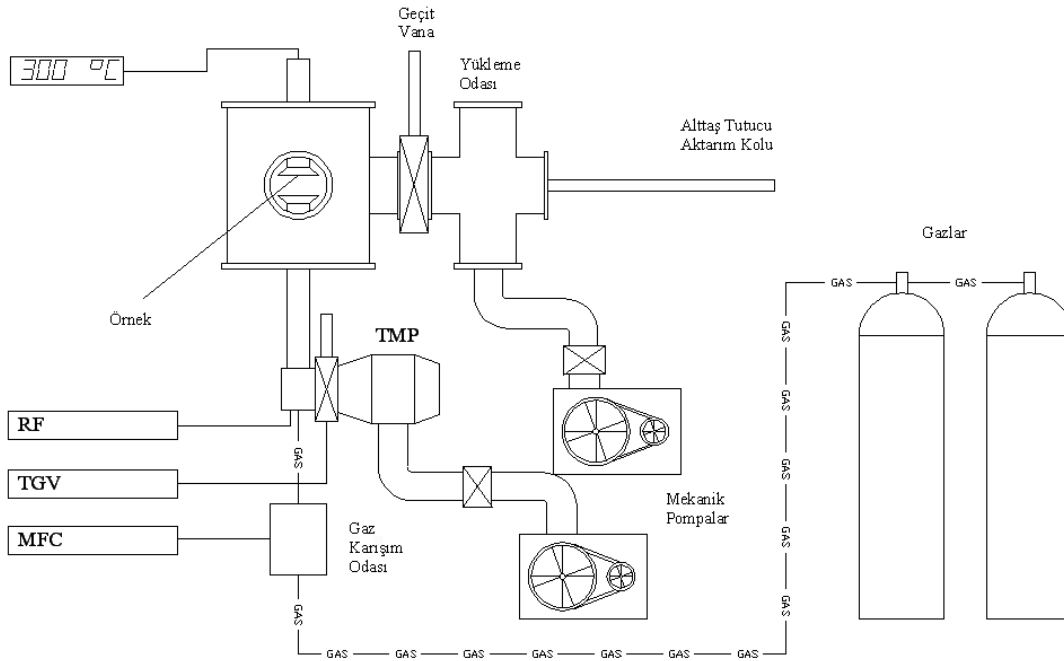


Şekil 3.2 PECVD ile a-Si:H üretimi esnasında plazmada bulunan moleküllerin ve radikallerin yoğunlukları [84]

Plazma içinde birincil olarak  $\text{SiH}_4$  gazının RF plazmasıyla parçalanması sonucunda  $\text{SiH}_3$ ,  $\text{SiH}_2$  ve  $\text{SiH}$  radikalleri (sırasıyla silil, sililin ve sililidin) oluşturulur (Şekil 3.2). İkincil olarak iyon-molekül, nötr radikal-molekül, iyon-radikal ve radikal-radikal şeklindeki iyon değiş tokuşları gerçekleşir [84]. Nötr radikallerin yoğunluğunun yüksek olması sebebiyle klasik silan plazmalarında üçüncü tür ikincil reaksiyonlar baskındır ve bu reaksiyonlar orantısızlık reaksiyonu (disproportionation reaction), sokma reaksiyonu



(insertion reaction), geri birleşme reaksiyonu (recombination reaction) ve ayırma reaksiyonu (abstraction reaction) olarak tanımlanır [84]. Radikaller örnek yüzeyine geldiğinde radikallerin türüne göre farklı film büyüme durumu gözlenir. Birinci olarak radikaller reaktif ise örnek yüzeyinde sokma reaksiyonlarına girer, ikinci olarak radikaller baskın ise sütunlu büyüme gerçekleşir ve gözenekli bir mikro yapı oluşturur ve üçüncü olarak düşük reaktif radikaller yüzey üzerinde bağ yapmadan fiziksel soğurularak yüzey üzerinde tepkimeye girene kadar yüzeyde hareket eder [84]. Üçüncü yüzey reaksiyonunda yüzey difüzyonu olmasından dolayı yoğun ve pürüzsüz yüzeye sahip filmler elde edilir [84]. Üretim esnasında ortama sağlanan silan gaz akış miktarı, uygulanan RF gücü miktarı ve biriktirme yapılacak alttaban sıcaklığı film büyüme hızını ve yapısını etkilemektedir [84].

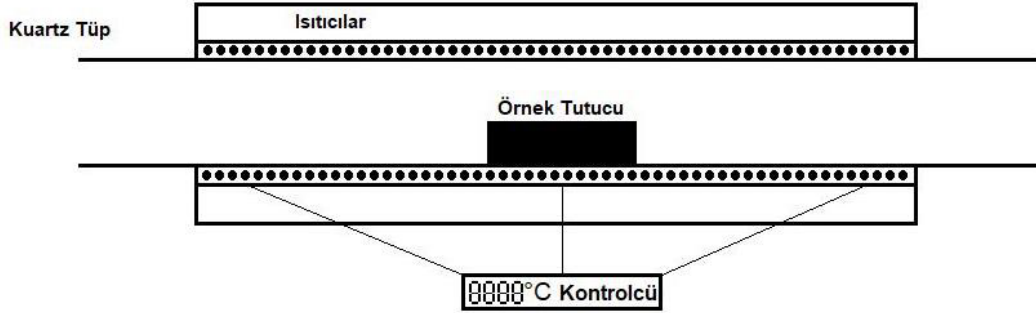


Şekil 3.3 PECVD sistemi genel yapısı [48]

Amorf Yarıiletkenler Laboratuvarında kurulu bulunan Plazma Destekli Kimyasal Buhar Biriktirme Sistemi'nin (PECVD) basitleştirilmiş genel yapısı şematik olarak Şekil 3.3'te verilmiştir. PECVD sistemi vakum odası içinde anot ve katot olmak üzere iki elektrot, giren gaz miktarını kontrol etmek için kütle akış kontrolcülerini, basıncın kontrol edilebilmesi için vakum pompaları ve bilgisayar kontrollü kelebek vana (TGV), plazma üretimi için RF güç kaynağı ve alttaşın sıcaklığını kontrol edebilmek için sıcaklık kontrolcüsünden oluşur (Şekil 3.3). Alttaş tutucu, yükleme odacığından reaktöre vakum ortamında taşınır.

### 3.3. Tavlama Fırını

Tez kapsamında kullanılan tavlama fırınının ısıtılması için 1,25 kW güçte çalışabilen, fırın içine helezonik sarılmış kantal tel (38  $\Omega$ 'luk 1 mm çapında) kullanılmıştır. Sıcaklığı kontrol edebilmek için OMEGA CN8200 serisi sıcaklık kontrolcüsü kullanılmıştır. Örneklerin vakum içinde tavlabilmesi için helezonik kantal tel ile eş merkezli konumlandırılmış mekanik vakum pompasına bağlanmış kuvars boru kullanılmıştır (Şekil 3.4)



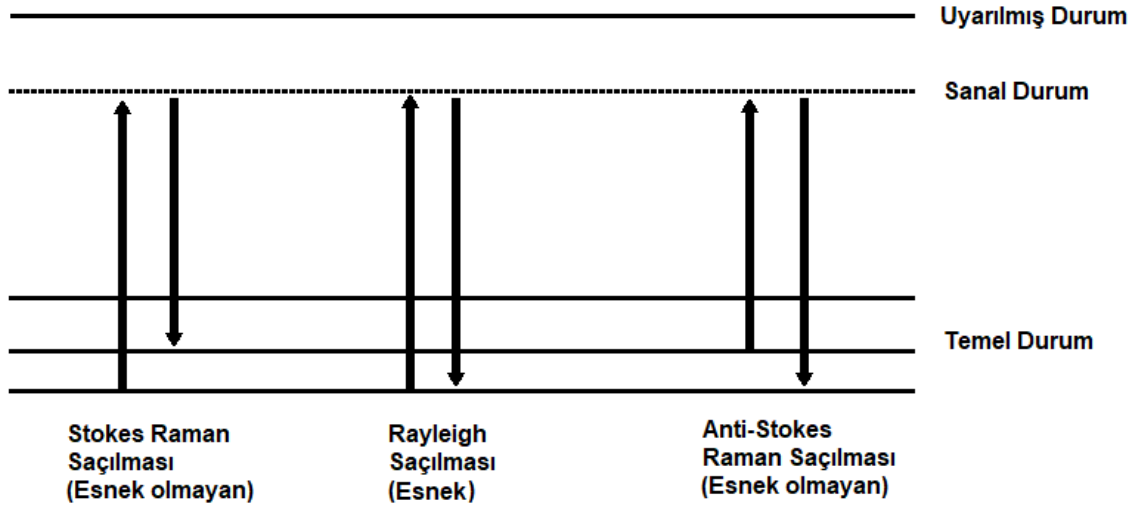
Şekil 3.4 Tavlama fırını şematik gösterimi [85]

### 3.4. Raman Spektroskopisi

Spektroskopi elektromanyetik ışığa ile maddenin etkileşerek ışığa, soğurma veya saçılma yapmasının incelenmesidir [86]. Raman spektroskopisi, monokromatik lazer fotonlarının, malzemede optik fononlar tarafından esnek olmayan saçılması sonucu, saçılan ışığın frekansındaki kaymaya dayalı bir tekniktir [87]. 1928 yılında Hindistanlı fizikçi Chandrashekhara Venkata Raman'ın esnek olmayan bu saçılmaları keşfetmesinden dolayı Raman etkisi olarak adlandırılmıştır [88]. Raman tekniği ile örneklerin yapısı, simetrisi, elektronik özelliği ve molekül bağlanması ile ilgili nitel veya nicel bilgi verir [89].

Madde üzerine düşürülen lazer demeti fotonlarının, yüzey tarafından esnek saçılmaları Rayleigh saçılması olarak adlandırılır ve gerçekleşme olasılığı oldukça yüksektir. Daha düşük olasılıkla da olsa, ışık madde üzerine düşürüldüğünde, esnek olmayan saçılmaya uğrayan fotonların enerjisi, gelen fotonlarla kıyaslandığında kayar. Raman saçılmasında esnek olmayan saçılmalar optik fononlar tarafından gerçekleşir. Foton enerjisindeki bu kayma, eğer azalma yönünde ise Stokes, artma yönünde ise Anti-Stokes kayması olarak adlandırılır. [89].

Gönderilen ışındaki fotonlar temel enerji durumundaki moleküler titreşimleri uyarır ve sanal enerji durumuna çıkarır. Şekil 3.5'te görüldüğü gibi titreşim kipi tekrar eski titreşim enerjisine dönerse Rayleigh saçılması, uyarılmadan önceki enerji seviyesinin üstündeki bir enerji seviyesine dönerse Stokes saçılması veya alttaki bir enerji seviyesine dönerse Anti-Stokes saçılması yapar.



Şekil 3.5 Raman saçılması oluşumunun enerji seviyeleri ile ilgisi [90]

Rayleigh saçılmasında enerji değişimi olmadığından gelen foton ile saçılan foton aynı enerjidedir. Stokes saçılmasında titreşim enerjisi üst enerji seviyesine döndüğünden negatif enerji farkı vardır. Anti-Stokes saçılmasında ise alt enerji seviyesine geldiğinden pozitif enerji farkı vardır. Sonuç olarak  $E_0$  gönderilen foton enerjisi,  $E_v$  iki temel durum enerjisi arasındaki fark ve  $E$  saçılan foton enerjisi olmak üzere;

$$\text{Rayleigh Saçılması} \rightarrow E = E_0 \quad (1)$$

$$\text{Stokes} \rightarrow E = E_0 - E_v \quad (2)$$

$$\text{Anti-Stokes} \rightarrow E = E_0 + E_v \quad (3)$$

şeklindedir[88].

Raman ölçümleri yapıldığında c-Si'un enine ve boyuna optik titreşimlerinin  $520 \text{ cm}^{-1}$  de keskin bir pikinin olduğu, a-Si'un ise tepesi  $480 \text{ cm}^{-1}$  de olmak üzere geniş bir bandının olduğu gözlenmiştir.  $520$  ile  $500 \text{ cm}^{-1}$  arasında gözlenen pikler ise ara faz kristal durumlarını göstermektedir [91]. Gözlenen bu pikler ve bantların altında kalan alanlar ile silisyumun kristal oranı arasında ilişki olduğu ve kristal oranlarının hesaplanabileceği önerilmiştir [92]. Buna göre Raman spektrumunda a-Si bandına, ara faz kristal pikine ve

c-Si pikine gauss fonksiyonu uydurulduktan sonra bu Gauss fonksiyonlarının altında kalan alanlar ile aşağıdaki Eş.4 kullanılarak kristal oranları hesaplanabilir [92].

$$X_c = \frac{I_m + I_c}{I_a + I_m + I_c} \quad (4)$$

Burada  $I_m$  ara faz piki için,  $I_c$  kristal piki için ve  $I_a$  amorf bandı için uyarlanan Gauss fonksiyonlarının altında kalan alanların büyüklükleridir.

### **3.5. Optik Geçirgenlik ve Yansıtıcılık Ölçümü ve Soğurma Spektrumunun Hesaplanması**

Optik ölçümler, örneklere fiziksel temas gerektirmeden yapılabildiği için, her zaman ilgi çekici bulunmuştur. Işık malzeme tarafından yansıtılabilir, soğurulabilir, yayabilir veya geçirebilir. Optik ölçümler denildiğinde genel olarak uzak kızıl ötesi ile x-ışınları arasındaki spektrum bölgesi anlaşılmaktadır [93][94]. Optik geçirgenlik ve soğurma ölçümleri yapmak malzeme içindeki kusurlardan dolayı enerji bandı içindeki enerji seviyeleri hakkında bilgi verir [95].

Optik geçirgenlik ve yansıtıcılık, dalga boyuna bağlı olarak ölçüldüğünde, soğurma katsayısı, karmaşık kırma indisi ve eğer optik geçirgenlik ve yansıtıcılık spektrumları, girişim saçakları da sergiliyorsa film kalınlığı gibi nicelikler hesaplanabilir [93]. Soğurma katsayısı dalga boyuna (veya foton enerjisine) göre hesaplandıktan sonra yarıiletkenin bant aralığı hesaplanabilir [96]. Soğurma, gelen foton enerjisi bant aralığına eşit ya da daha büyükse gerçekleşir. Öte yandan dolaylı yasak enerji aralığına sahip yarıiletkenlerde, gelen foton enerjisinin, bant aralığından daha küçük olması durumunda da fonon destekli soğurma gerçekleşebilir [93].

Dolaylı bant aralığına sahip yarıiletkenin hesaplanan soğurma katsayısının karekökünün enerjiye bağlı grafiği çizilip düşük enerji kısmında doğrusal fonksiyon uydurulması ile bant aralığı hesaplanabilir. Bu doğrusal fonksiyonun enerji ekseninde kestiği enerji değeri bant aralığını verir. Bu şekilde çizilen grafikler, Tauc çizimi olarak adlandırılır [96][93].

Örneğin optik geçirgenlik ölçümü Şekil 3.6'daki, optik yansıtıcılık ölçümü Şekil 3.7'deki ölçüm düzenekleri ile yapılabilir. Alınan optik geçirgenlik ve yansıtıcılık ölçümleri ile optik yansıtıcılık değerinin çok küçük olması durumunda, T optik geçirgenlik, R optik yansıtıcılık ve d film kalınlığı olmak üzere, soğurma katsayısı ( $\alpha$ ) Eş.5 [97] kullanılarak hesaplanabilir.

$$\alpha = -\frac{2,303}{d} (1 - T - R) \quad (5)$$

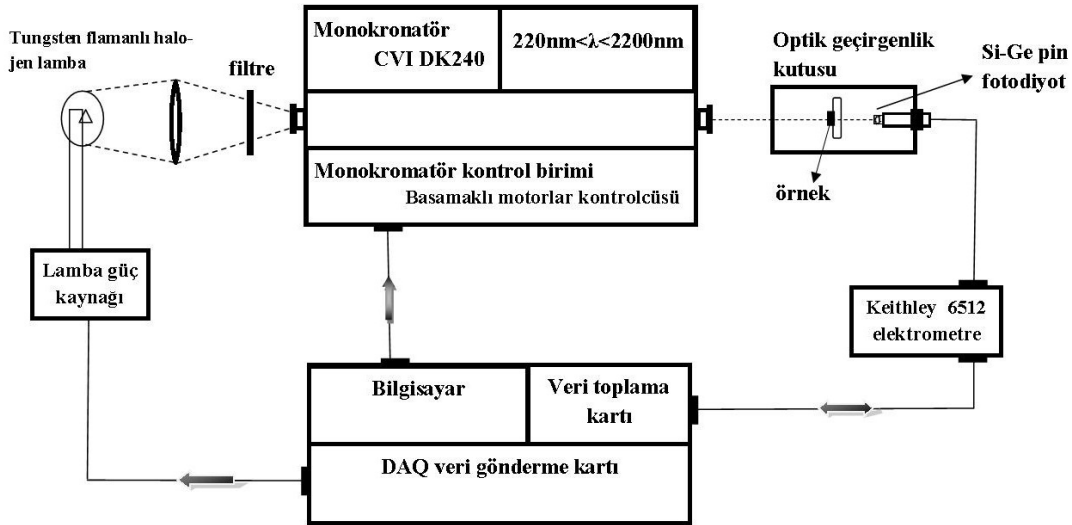
Soğurma katsayısı ile bant aralığı arasında dolaylı bant aralığına sahip yarıiletkenler için Eş. 6 [96] şeklinde bağıntı vardır. Burada  $h\nu$  foton enerjisi,  $E_g$  bant aralığı ve  $\beta$  bir katsayıdır.

$$(\alpha \cdot h\nu)^{1/2} = \beta(h\nu - E_g) \quad (6)$$

Soğurma katsayısı hesaplandıktan sonra  $(\alpha \cdot h\nu)^{1/2}$  vs.  $f(h\nu)$  grafiği çizilir ve doğrusal fonksiyon uydurma işlemi yapılır. Uydurulan bu doğrunun foton enerjisi eksenini kestiği nokta hesaplanarak  $E_g$  hesaplanır.

Örnek yapısında farklı fazların bulunması durumu Tauc çiziminde iki farklı değişim gözlenebileceği için bant aralığını hesaplamak daha zor olabilir. Bu sebeple  $(\alpha \cdot h\nu)^{1/2}$  vs.  $(h\nu)$  grafiğinde Eş.7 gibi bir fonksiyon uydurma işlemi yapılabilir. Burada  $E_{01}$  tez kapsamında nc-Si için bant aralığına,  $E_{02}$  daha geniş bir yasak enerji aralığına sahip olduğu düşünülen a-Si:H fazı için mobilite aralığına karşılık gelmektedir.

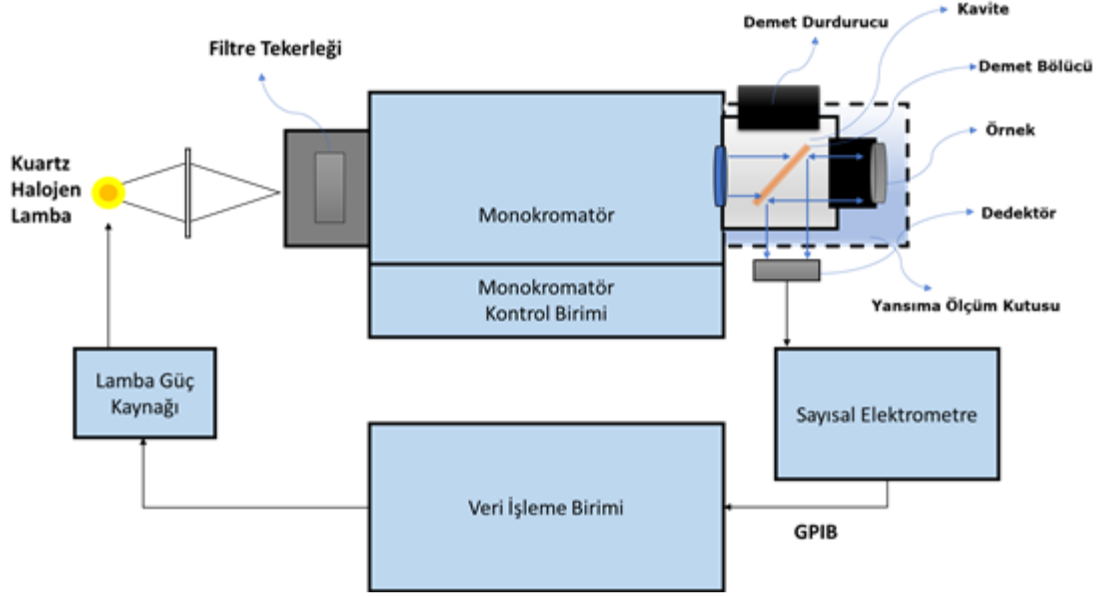
$$(\alpha \cdot h\nu)^{1/2} = A(h\nu - E_{01})^{n_1} + B(h\nu - E_{02})^{n_2}, \quad 0 < n_1, n_2 < 1 \quad (7)$$



Şekil 3.6 Optik geçirgenlik ölçüm düzeneği [49]

Optik geçirgenlik ölçümü için Şekil 3.6'daki ölçüm düzeneği kullanılmıştır. Ölçüm için önce monokromatörden gelen ışık dedektör üzerine düşürülerek dedektör akımı ( $I_0$ ) dalga boyuna bağlı olarak ölçülür. Dedektörün oluşturduğu akım gelen ışığın şiddeti ile orantılıdır. Sonrasında dedektör ile monokromatör arasına örnek yerleştirilerek

dedektörün ürettiği akım ( $I_0$ ) dalga boyuna bağlı olarak ölçülür. Her bir dalga boyu için  $I_0/I_0$  değerleri hesaplanarak optik geçirgenlik (T) değeri bulunur.

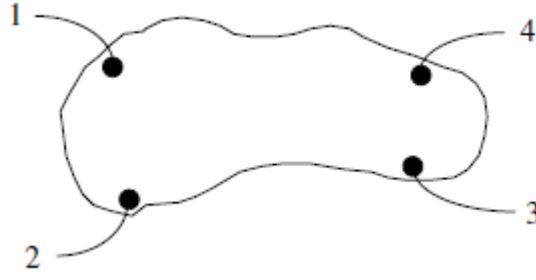


Şekil 3.7 Optik yansıtıcılık ölçüm düzeneği [98]

Optik yansıtıcılık ölçüm düzeneğinde Şekil 3.7'deki ölçüm düzeneği kurulmuştur. Ölçümde monokromatörden gelen ışık, demet bölücü üzerinden geçerek Al kaplı ayna üzerine düşer ve yansır. Yansıyan ışık, demet bölücü ile dedektöre yönlendirilir ve dedektör akımı ( $I_A$ ) dalga boyuna bağlı olarak ölçülür. Al kaplanmış ayna yerine örnek yerleştirilerek ışık demeti örnek yüzeyinden yansıtılır. Dedektörün ürettiği kısa devre akımı ( $I_0$ ) dalga boyuna bağlı olarak ölçülür. Burada optik yansıtıcılığı hesaplamak için örneğe gelen ışık şiddetinin bulunması gerekir. Bunun için de  $I_A$  değerleri Al aynanın optik yansıtıcılık değerlerine ( $R_A$ ) bölünür ( $I_0=I_A/R_A$ ). Örneğin optik yansıtıcılığı  $I_0/I_0$  oranı hesaplayarak bulunur.

### 3.6. 4 Nokta Direnç ve Özdirenç Ölçüm tekniği

Dört nokta kontak ilk defa Wenner tarafından dünyanın direncini ölçmek için 1916'da önerilmiştir [99]. Bu sebeple jeofizikte Wenner metodu olarak bilinir. 1954 yılında bu tekniği yarı iletkenlerin direncini ölçmek için Valdes tarafından uyarlanmıştır[100]. Düzensiz şekilli örnekler üzerindeki ölçümlerin temeli Van der Pauw tarafından geliştirilen konformal haritalandırmaya dayanmaktadır [101]. Kenarları rastgele şekle sahip yüzeyi düz, herhangi bir delik gibi kusurun olmadığı ve kalınlığı homojen olan bir örneğin özdirencinin çok küçük olan kontaklar örnek üzerinde Şekil 3.8'deki gibi konumlandığında ölçülebileceğini göstermiştir [101].



Şekil 3.8 Dört nokta kontak ölçüm konfigürasyonu [95]

Bu ölçüm tekniğinde Şekil 3.8'deki kontak konfigürasyonunda 1 ve 2 kontaklarından akım ( $I_{12}$ ) uygulanır ve 3 ve 4 kontakları arasından gerilim farkı ( $V_{34}$ ) ölçülür. Gerilimin farkının uygulanan akıma oranı ile direnç bulunur. Daha sonra kontaklar değiştirilir. Bu şekilde  $R_{12,34}$ ,  $R_{23,41}$ ,  $R_{34,12}$  ve  $R_{41,23}$  dirençleri ölçülür.

$$R_{12,34} = \frac{V_{34}}{I_{12}} \quad (8)$$

Tabaka direnci Eş. 8 şeklinde verilmektedir.

$$\rho_{\square}^A = \frac{\pi f (R_{12,34} + R_{23,41})}{2 \ln(2)}, \quad \rho_{\square}^B = \frac{\pi f (R_{34,12} + R_{41,23})}{2 \ln(2)} \quad (9)$$

Burada  $f$  düzeltme çarpanıdır.  $q$  değeri,  $R_{12,34}$  ve  $R_{23,41}$  dirençlerinin oranı olmak üzere  $f$  düzeltme çarpanı Eş.9'daki formülden bulunur.

$$\frac{q-1}{q+1} = \frac{f \cosh^{-1} \left( \frac{\ln(2)}{e \frac{f}{2}} \right)}{\ln(2)} \quad (10)$$

$f$  düzeltme çarpanı kontak geometrisinden gelebilecek hataları gidermek içindir. Burada iki direncin oranı olan  $q$  değeri 1'den büyük olmalıdır.

Bu şekilde bulunan iki tabaka direncinin ( $\rho_{\square}^A$  ve  $\rho_{\square}^B$ ) ortalaması alınarak örneğin tabaka direnci hesaplanır.

Bulunan tabaka direnci ile örnek kalınlığı ( $d$ ) çarpılarak öz direnç bulunur.

$$\rho = \rho_{\square} \cdot d \quad (11)$$

### 3.7. 4. Nokta Hall Etkisi Ölçüm Tekniği ile Taşıyıcı ve Mobilite Ölçümü

Taşıyıcı yoğunluğu aygıtın tepki frekansını ve süresini iki şekilde etkilemektedir. Birincisi düşük elektrik alanda yüksek mobiliteye sahip malzeme yüksek frekans tepkisine sahiptir. İkincisi yüksek mobiliteye sahip malzeme yüksek akım geçirebilir [95].

Hall etkisi 1879 yılında Hall'ün manyetik alan içinde akım taşıyan iletkenler üzerine etkiyen kuvvetleri incelerken keşfetmiştir [95]. Hall etkisi manyetik alan altında dikdörtgen şeklindeki bir malzemenin karşılıklı iki kenarı arasında akım geçirildiğinde yüklerin sapması ve diğer iki kenar arasında gerilim farkı oluşmasıdır [95].

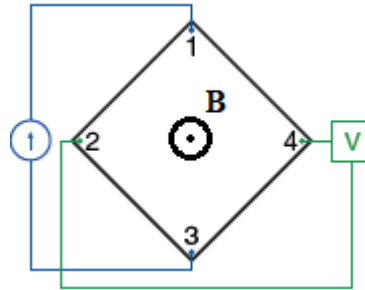
Hall etkisi ölçümleri taşıyıcı yoğunluğu ve mobilitiyi vermesinden dolayı yarı iletken malzemelerin karakterizasyonu için geniş uygulama alanı bulmuştur [95]. Hall etkisi ölçümlerinde Hall katsayısı tanımı yapılır ve bu katsayı hem teorik olarak malzemenin taşıyıcı yoğunluğu ile hem de deneysel olarak malzeme kalınlığı ( $d$ ), Hall gerilimi ( $V_H$ ), uygulanan manyetik alan ( $B$ ) ve geçirilen akım ile ilişkilidir. Hall katsayısı için Eş. 12 tanımı yapılır.

$$R_H = \frac{t \cdot V_H}{B \cdot I} = \frac{1}{q \cdot n} \quad (12)$$

Hall katsayısının pozitif olması taşıyıcıların elektronlar, pozitif olması taşıyıcıların holler olduğunu gösterir. Hall ölçümleri yapılarak taşıyıcı yoğunluğu ve türü belirlenebilir.

Mobilite ise Eş. 13'teki gibi Hall katsayısının öz dirence oranı olarak verilmektedir.

$$\mu = \frac{|R_H|}{\rho} \quad (13)$$



Şekil 3.9 Hall etkisi ölçümü bağlantı konfigürasyonu

Hall etkisi ölçümü için manyetik alan uygulanırken Şekil 3.9'daki gibi 1 ile 3 noktaları arasından akım geçirilip 2 ve 4 noktaları arasından gerilim farkı ( $V_{24}(+I_{13})(+B)$ ) ölçülür. Sonra akım yönü ters çevrilip tekrar gerilim farkı ( $V_{24}(-I_{13})(+B)$ ) ölçülür. Sonra manyetik alan yönü değiştirilerek aynı işlemler yapılarak  $V_{24}(+I_{13})(-B)$  ve  $V_{24}(-I_{13})(-B)$  gerilimleri ölçülür.  $V_{24}(+I_{13})(+B)$  gerilimi ile ( $V_{24}(-I_{13})(+B)$ ) geriliminin farkının yarısı alınarak  $V_{24}(+B)$ ,  $V_{24}(+I_{13})(-B)$  ve  $V_{24}(-I_{13})(-B)$  gerilim farkının yarısı alınarak  $V_{24}(-B)$  hesaplanır. Hall gerilimi  $V_{24}(+B)$  ve  $V_{24}(-B)$  gerilimlerinin farkının yarısı alınarak bulunur. Sonra bağlantı noktaları 2 ve 4 noktaları arasından akım geçecek, 1 ve 3 noktalarından gerilim



farkı ölçülecek şekilde değiştirilir ve aynı işlemler yapılarak ikinci Hall gerilimi ölçülür.  
Birinci ve ikinci Hall geriliminin ortalaması alınarak Hall gerilimi hesaplanır.

## 4. ÖRNEK ÜRETİMİ

### 4.1. Cam Üzerine Alüminyum ve Altın Kaplama

Tez kapsamında üretilen alüminyum ince film, mikroskop camı üzerine Amorf Yarı İletkenler Laboratuvarı bünyesinde bulunan Isıl Buharlaştırma Sisteminde üretilmiştir. Oda sıcaklığındaki cam alt taş üzerine vakum odası 5,00  $\mu$ Torr basınca düşürüldükten sonra alüminyum kaplama yapılmıştır. Kaplama yapımı esnasında kalınlık ölçümü alınamamıştır. Kaplama kalınlığı daha sonra NANOTAM bünyesinde bulunan profilometre yardımı ile  $65 \pm 10$  nm ölçülmüştür. Alüminyum ince film kaplı mikroskop canımından bir tanesi kaplama yapıldıktan sonra atmosfer ortamına 5 dakikalığına çıkartılmış ve plazma destekli kimyasal buhar biriktirme sistemine yerleştirilip vakuma alınmıştır. Alüminyum ince film kaplı mikroskop canımın diğeri ise atmosfer ortamında 1 gün bekletildikten sonra plazma destekli kimyasal buhar biriktirme sistemine yerleştirilip vakuma alınmıştır.

Cam alttaş üzerine yapılan altın kaplama Aselsan MGEO'da BK7 cam üzerine  $20 \pm 5$  nm kalınlıkta üretilmiştir.

### 4.2. a-Si:H Filmin Büyütülmesi

Atmosferde 5 dakika (AM03) ve 1 gün (AM04) beklemiş Alüminyum ve altın (AM05 ve AM06) kaplı örnekler üzerine a-Si:H ince film Amorf Yarıiletkenler Laboratuvarı bünyesinde bulunun Plazma Destekli Kimyasal Buhar Biriktirme sisteminde alttaş 300 °C'ta, 10 sccm SiH<sub>4</sub> akış hızında, 200 mTorr basınç altında 10 W RF gücü uygulanarak 3,5 dakikada kaplanmıştır. Yapılan a-Si:H kaplamanın kalınlığı  $100 \pm 5$  nm'dir.

### 4.3. Örneklerin Tavllanması

Üretilen AM03, AM04, AM05 ve AM06 örnekler bölündükten sonra Amorf Yarıiletkenler Laboratuvarı bünyesinde bulunan kuvars borulu fırında 3.00 mTorr basınç altında 250 – 430 °C arasında değişen farklı sıcaklıklarda ve 1 – 12 saat arasında değişen sürelerde tavlansmıştır. Tavlama işleminde AM03, AM04, AM05 ve AM06 örneklerinin parçalarından birer tane örnek tutucusuna konularak 4 örnek aynı sıcaklık ve aynı sürede tavlansmıştır. Tavlama yapıldıktan sonra fırın kapatılarak örnekler 60 °C'ye kadar vakum altında kendi kendine soğuduktan sonra çıkartılmıştır.

Tavlanan örneklerin tavlama süresi ve sıcaklığı Çizelge 4.1'de verilmiştir.

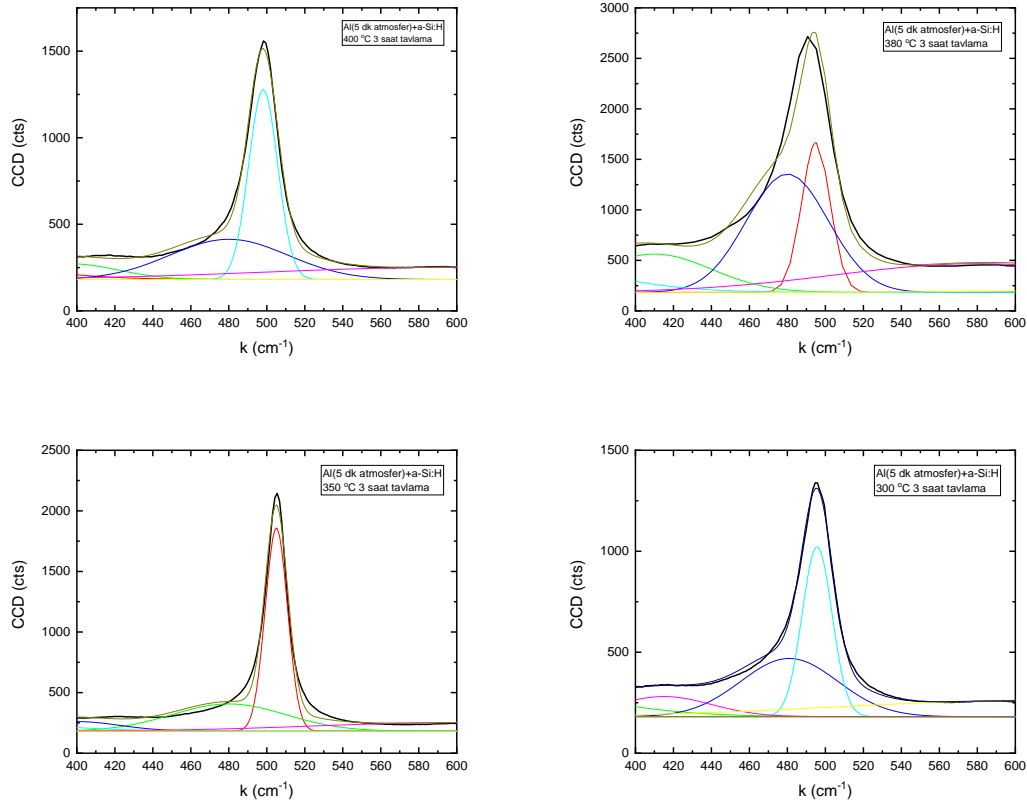
Çizelge 4.1 Üretilen örneklerin tavlama sıcaklıkları ve tavlama süreleri çizelgesi

Süre (Saat) Sıcaklık (°C)	1	3	5	9	12
430	X				
400	X	X			
380	X	X	X		
350	X	X	X		
300		X	X	X	X
250			X	X	X

## 5. ÖRNEKLERİN KARAKTERİZASYONU

### 5.1. Raman Spektroskopisi ile Kristal Oranının Bulunması

Tez kapsamında üretilen örneklerin yapısal analizi için yapılan Raman Spektroskopisi ölçümleri UNAM bünyesinde bulunan SNOM+Confocal Raman Microscope sisteminde yapılmıştır. Elde edilen Raman Spektroskopisi ölçüm verilerine çoklu gauss fonksiyonları uydurularak örneklerin kristal oranları belirlenmiştir. Uydurulan gauss fonksiyonu işlemlerinde determinasyon katsayıları,  $R^2$ , 0,88 ile 0,99 arasında bulunmuştur. Aynı zamanda Raman ölçüm verilerinde kristal silisyum pik konumları ve piklerin maksimum yarısı tam genişlikleri hesaplanarak kristal oranları ile karşılaştırılmıştır.



Şekil 5.1 3 saat süre ile farklı sıcaklıklarda tavllanmış örnekler için çoklu Gauss fonksiyonunun uygulanması

Şekil 5.1’de çoklu Gauss fonksiyonu uygulamasının örnekleri verilmiştir. Siyah çizgi ile verilen ham Raman verileri iken renkli çizgiler ile verilenler ise atanan Gauss eğrileridir.

Çoklu Gauss fonksiyonu uygulanarak belirlenen örneklerin kristal oranları Çizelge 5.1, Çizelge 5.2 ve Çizelge 5.3’de verildi.

Çizelge 5.1 Al(5 dakika atmosfer)+a-Si:H örnekler için bulunan kristal oranları

Süre (Saat) \ Sıcaklık (°C)	1	3	5	9	12
430	0,44				
400	0,57	0,54			
380	0,46	0,31	0,30		
350	0,43	0,59	0,49		
300		0,47	0,48	0,49	0,47
250			0,39	0,31	0,33

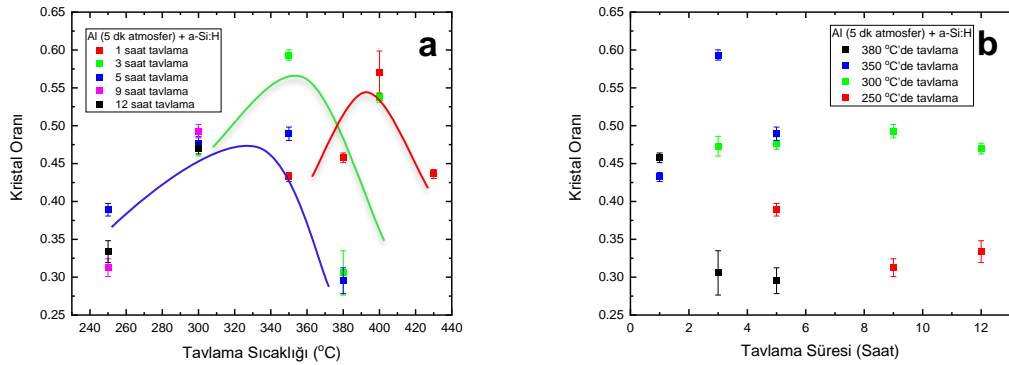
Çizelge 5.2 Al(1 gün atmosfer)+a-Si:H örnekler için bulunan kristal oranları

Süre (Saat) \ Sıcaklık (°C)	1	3	5	9	12
430	0,43				
400	0,35	0,48			
380	0,44	0,44	0,46		
350	0,47	0,45	0,40		
300		0,25	0,48	0,51	0,36
250			0,50	0,48	0,44

Çizelge 5.3 Au + a-Si:H örnekler için bulunan kristal oranları

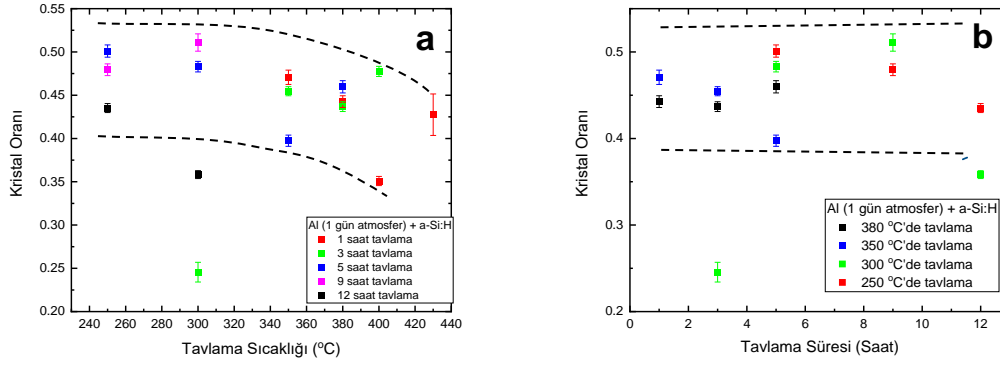
Süre (Saat) \ Sıcaklık (°C)	1	3	5	9	12
430	0,68				
400	0,43	0,95			
380	0,76	0,60	0,53		
350	0,56	0,58	0,61		
300		0,23	0,59	0,37	0,06
250			0,27	0,46	0,47

Elde edilen kristal oranlarının tavlama sıcaklıkları ve tavlama süreleri ile değişimleri Şekil 5.2, Şekil 5.3 ve Şekil 5.4'te verildi.



Şekil 5.2 Al (5 dk atmosfer) + a-Si:H örneklerin kristal oranlarının (a) tavlama sıcaklığı ve (b) tavlama süresi ile değişimi grafikleri. Eğriler izleme kolaylığı için eklenmiştir.

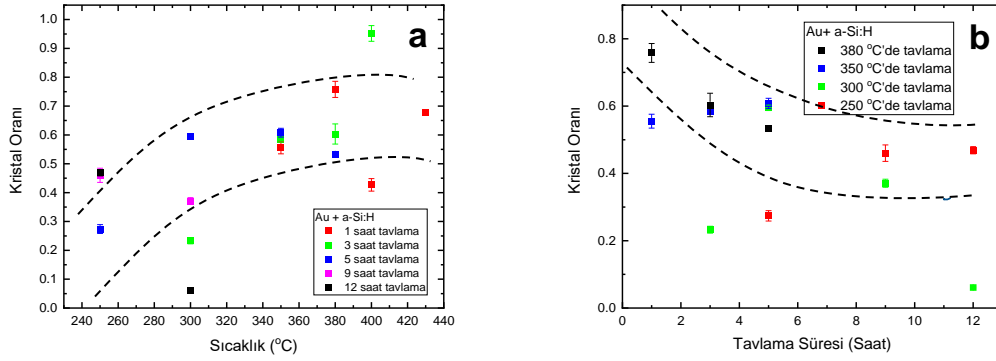
Al (5 dk atmosfer) + a-Si:H (AM03 serisi) örneklerin kristal oranlarının tavlama süresi ve tavlama sıcaklıkları ile değişimi, sırasıyla, Şekil 5.2(a) ve (b)'de verildi. Şekil 5.2(a)'da her tavlama süresi için kristal oranında artma ve azalmalar görüldü. Bu değişimlerin kolay izlenebilmesi için, 1, 3 ve 5 saatlik tavlama verilerinin üzerine eğriler çizilmiştir. Tavlama süresi 1 saat olan seri için kristalleşmenin en büyük olduğu tavlama sıcaklığı yaklaşık 400 °C'de gerçekleşmiştir. Tavlama süresi 3 ve 5 saat için ise, maksimum kristal oranının gözlemlendiği sıcaklığı sırasıyla 300 ve 350 °C'ye kaydırmıştır. Buradan çıkartılacak en önemli sonuç, kristal oranının uzayan tavlama sürelerinden olumsuz etkilendiğidir. Aynı zamanda yüksek kristal oranının daha yüksek tavlama sıcaklığı ve görece kısa süre tavlamalarda elde edildiği görüldü. AM03 serisi örneklerin 5 dk atmosfere maruz kalmış alüminyum içerdiğini düşünürsek, ara yüzdeki oksit tabakasının oldukça ince olduğunu söyleyebiliriz. Çok ince alüminyum oksit tabakasının, alüminyum etkileşimli kristalleşmeyi olumsuz etkilemediği sonucunu çıkartabiliriz. Şekil 5.2(b)'den ise çıkartılabilecek en belirgin değişim, 380 °C tavlama sıcaklığı için, tavlama süresi ile kristal oranının azalmasıdır. Bu grafikteki diğer tüm sıcaklıklar 380 °C'den daha düşüktür. Başka bir deyişle, özellikle düşük sıcaklık ve uzun süre koşullarında, kristal oranının çok değişmediği, kristalleşmenin büyük olasılıkla daha erken evrelerde doyuma ulaştığı yorumlanabilir.



Şekil 5.3 Al (1 gün atmosfer) + a-Si:H örneklerinin kristal oranlarının (a) tavlama sıcaklığı ve (b) tavlama süresi ile değişimi grafikleri. Kesikli çizgiler izleme kolaylığı için.

Al (1 gün atmosfer) + a-Si:H (AM04 Serisi) örneklerinin kristal oranlarının tavlama süresi ve tavlama sıcaklıkları ile değişimi, sırasıyla, Şekil 5.3(a) ve (b)'de verildi. Kristal oranının değişimi, bu örneklerde hem tavlama süresine hem de tavlama sıcaklığına bağlılık daha sınırlı çıkmıştır: Tüm örneklerin kristal oranı %50 ile 35 aralığında kalmış, hatta tavlama sıcaklığı ile hafifçe azaldığı söylenebilir. Fakat AM04 örneklerin AM03 örnekleri kadar yüksek kristal oranlarına ulaşmadıkları gözlemlendi. Benzer koşullarda deneyler gerçekleştirildiği halde bu farkın ortaya çıkması, farklı kalınlıklarda alüminyum oksit tabakasının varlığı ile açıklanabilir. Bu gözlem, literatürde, [76], alüminyum tabakasının atmosferde bekletilmesinin, metal etkileşimli kristallemeye olan etkisine benzerdir. [76]'te atmosferde uzun süre bekletilmiş alüminyumun üzerine yapılmış a-Si:H katmanındaki kristalleşmenin daha uzun süre ve daha yüksek sıcaklıklarda gerçekleştiği rapor edilmiştir. Tez çalışmasında yapılan deneylerde, sözü edildiği kadar belirgin bir polikristal üretilmesinin gözlenememesinin iki nedeni olabilir. Birincisi, kapladığımız a-Si:H kalınlığının kapladığımız alüminyumun kalınlığı ile aynı mertebelerde olması nedeniyle, difüze olan alüminyumun konsantrasyonu da çok büyüktür. Bu nedenle, yapıya katılan alüminyum kristalleşmenin olmasının kısıtlı kalması, hatta daha uzun sürelerde de yapıyı bozmaya başlaması olarak yorumlanabilir. Polikristal konsantrasyonunun literatürde belirtildiğinden daha az olmasındaki olası ikinci neden ise, buharlaştırılmış amorf silisyum (a-Si) yerine, kopuk bağların hidrojen atomları tarafından doyurulmuş olduğu hidrojenlendirilmiş amorf silisyum (a-Si:H) kullanılmış olmasıdır. a-Si:H ince filmlerde, yaklaşık 300 °C'den başlayan tavlama sıcaklıklarında yapıdan hidrojen gazı salınır [84]. Hidrojenlerden geri kalan kopuk

bağların yapıdaki stresi artırmasının, polikristal oluşması kısıtlayacağı sonucu çıkartılabilir.



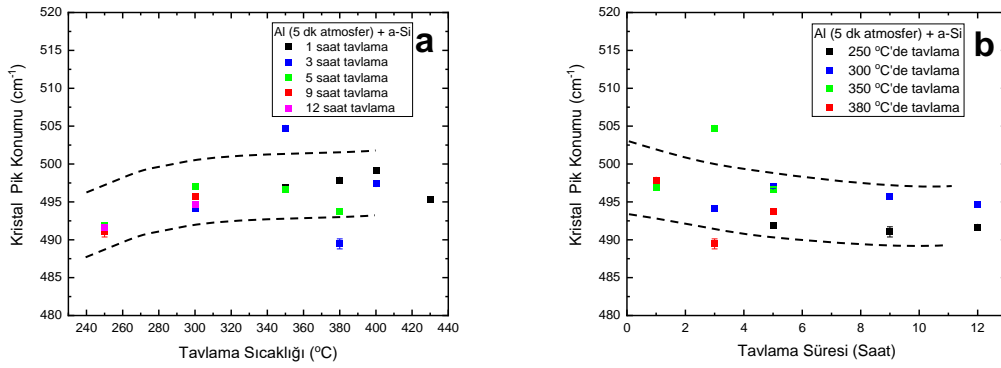
Şekil 5.4 Au+a-Si:H örneklerin kristal oranlarının (a) tavlama sıcaklığı ve (b) tavlama süresi ile değişimi grafikleri. Kesikli çizgiler izleme kolaylığı için.

Tez kapsamında, kristalleşmenin seçilen metale bağlılığının incelenmesi için, silisyum ile görece düşük ötektik faz sıcaklığı olan altın da değerlendirilmiştir. Bu amaçla üzerine altın ince film atılmış cam alttaşlar ile, Au+a-Si:H (AM05 serisi) örnekleri hazırlanmıştır. AM05 serisi örneklerinden elde edilen kristal oranlarının tavlama süresi ve tavlama sıcaklıkları ile değişimi Şekil 5.4(a) ve (b)'de verilmiştir. Şekil 5.4 ile Şekiller 5.2 ve 5.3 kıyaslandığında, genel olarak, AM05 örneklerinde kristal oranlarının daha yüksek olduğu gözlemlenmiştir. Altın atomlarının, alüminyum atomlarından daha büyük oldukları düşünüldüğünde, amorf silisyum içine difüzyonunun daha zor olduğu sonucu çıkartılabilir [33]. Altın etkileşimli kristalleşmenin incelendiği örneklerde (AM05 serisi), alüminyumun tersine, artan tavlama sıcaklığı ile kristal oranının arttığı gözlemlendi. Şekil 5.4(a)'da bu eğilim kesikli çizgiler ile gösterilmiştir. Daha yüksek tavlama sıcaklıklarında kristalleşmenin önce arttığı, yaklaşık 320 °C'den sonra ise neredeyse sıcaklıktan bağımsız olduğu görülmüştür. Öte yandan, tez kapsamında yüksek sıcaklık tavlama süreleri diğerlerine göre daha kısa sürelerde gerçekleştirildiğinden, yüksek kristal oranının tavlama süresi ile ilişkisi de önemlidir. Tavlama süresine bağlı değişimin daha iyi incelenebilmesi için, 5.4.(b)'de verilen, kristal oranı değişimi yorumlanabilir. Bu grafikte de kısa sürelerde yapılan yüksek sıcaklık tavlama süresinin daha büyük kristal oranı verdiği, artan sürelerde kristalleşmenin azaldığı görülmektedir.

AM03, AM04 ve AM05 örnek setlerinin hiçbirinde polikristal denilebilecek kadar yüksek kristal oranı ölçülmemiş olmasının, metal üzerindeki oksit tabakasının varlığına bağlı



olduğu değerlendirilse de, kristal boyutlarının a-Si:H kaplama kalınlığı ile ilgili olduğu söylenebilir. Başka bir deyişle, kristalleşmenin metal-a-Si:H ara yüzeyinden başlayarak a-Si:H içlerine doğru olduğu düşünüldüğünde, polikristal oluşumu için yeterli a-Si:H kalınlığının olmadığı yorumlanabilir. Üretilen tüm örneklerde a-Si:H kalınlığı 100 nm olarak ayarlanmıştır. O nedenle kristal oluşumların boyutları kısıtlı kaldığı söylenebilir. Kristal oluşumların nanometre boyutlarında olması, hem Raman kristal pikinin ( $520 \text{ cm}^{-1}$ ) daha küçük dalga sayılarına kayması ve pik yarı genişliğinde de artış olmasına neden olacaktır. Bu nedenle, kristal pik konumları ve yarı genişliklerinin tavlama işlemleri ile değişimi de incelenmiştir. Raman kristal pik konumlarının tavlama sıcaklığı ve tavlama süresi ile değişimleri Şekil 5.5, Şekil 5.6 ve Şekil 5.7’de verilmiştir.

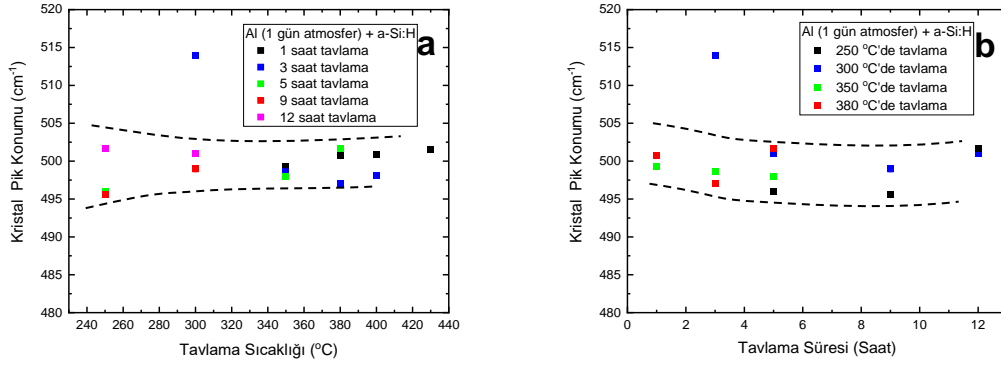


Şekil 5.5 Al (5 dk atmosfer) +a-Si:H örneklerin kristal pik konumlarının (a) tavlama sıcaklığı ve (b) tavlama süresi ile değişimi grafikleri. Kesikli çizgiler izleme kolaylığı içindir.

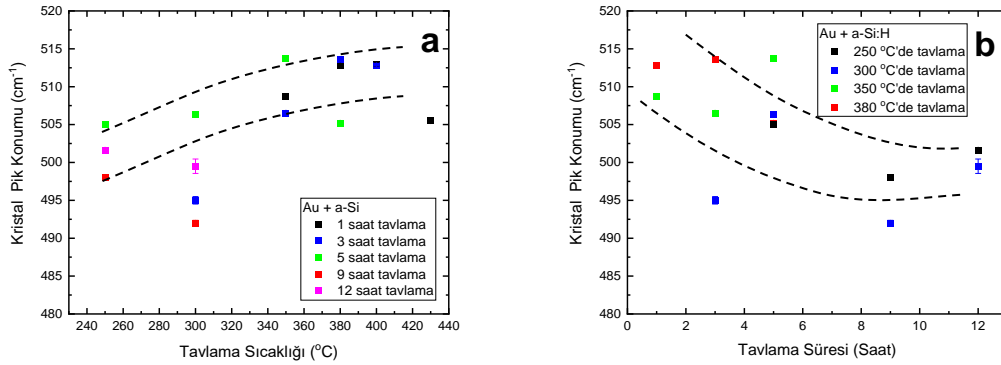
Şekil 5.5(a) ve (b)’de AM03 serisi örneklerinin kristal pik konumlarının tavlama sıcaklığı ve tavlama süresi ile değişimleri verilmiştir. AM04 serisi örneklerinin kristal pik konumlarının tavlama sıcaklığı ve süresi ile değişimi ise Şekil 5.6(a) ve (b)’de verilmiştir. Hem AM03 hem de AM04 serisi örneğinin büyük çoğunluğunda kristal pik konumunun  $490 - 500 \text{ cm}^{-1}$  arasında ortaya çıktığı görülmüştür. AM03 için (Bkz. Şekil 5.5) artan tavlama sıcaklığı ile pik konumunun  $490$ ’dan  $500 \text{ cm}^{-1}$  e kaydığı görülmektedir. Kristal pik konumunun  $500 \text{ cm}^{-1}$  civarında konumlanması, literatürde [102][103], nanometre boyutlu kristalleşme ile ilişkilendirilmektedir. Kristal boyutları büyüdükçe kristal Raman piki  $520 \text{ cm}^{-1}$  e doğru kayar. Yüksek tavlama sıcaklıklarının, bu tez için, aynı zamanda kısa tavlama sürelerine karşılık geldiği düşünüldüğünde, düşük sıcaklıklarda kristalleşmenin küçük boyutlarda başladığı, tavlama sıcaklığındaki artış ile nano-kristal

boyutlarının büyüdüğü ancak polikristal kadar büyük boyut oluşumun gerçekleşmediği yorumu yapılabilir.

AM04 serisi örnekleri için ise kristal pik konumu yine  $500 \text{ cm}^{-1}$  in altında kalmıştır. Ancak, AM03 serisinden farklı olarak, tavlama sıcaklığı ve süresine bağlılık daha dar bir bantta,  $495 - 500 \text{ cm}^{-1}$  aralığında kısıtlı kalmıştır. Başka bir deyişle, kristal boyutlarının alüminyumun atmosferde bekletilme süresine bağlılığın çok etkili olmadığı söylenebilir.



Şekil 5.6 Al (1 gün atmosfer) +a-Si:H örneklerin kristal pik konumlarının (a) tavlama sıcaklığı ve (b) tavlama süresi ile değişimi grafikleri. Kesikli çizgiler izleme kolaylığı için.

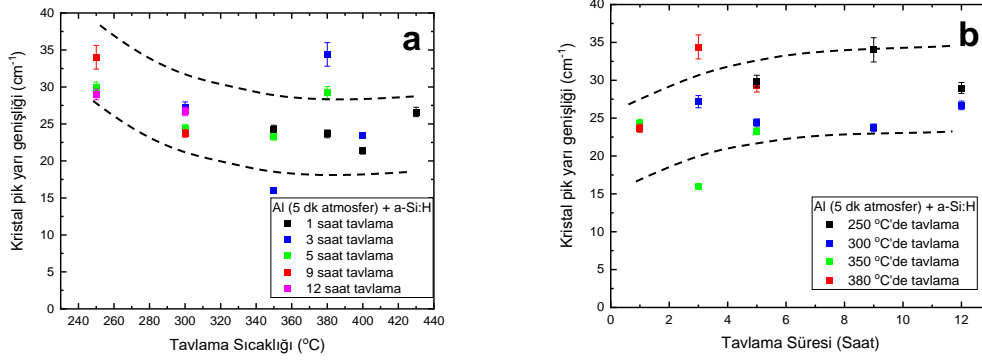


Şekil 5.7 Au + a-Si:H örneklerin kristal pik konumlarının (a) tavlama sıcaklığı ve (b) tavlama süresi ile değişimi grafikleri. Kesikli çizgiler izleme kolaylığı için.

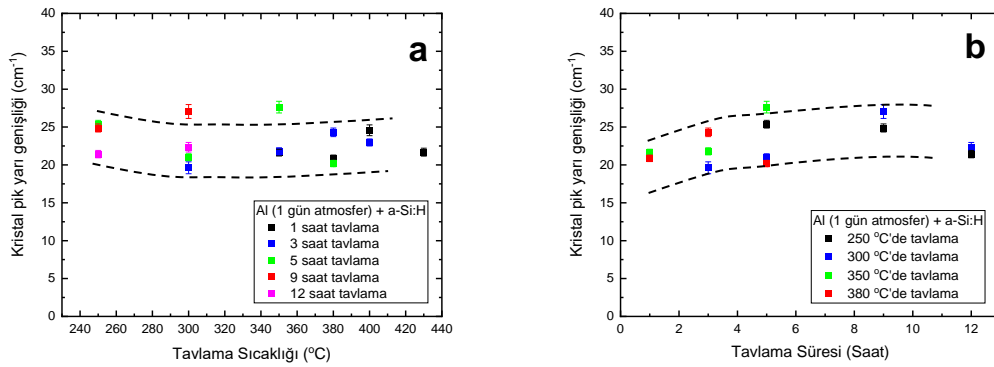
Altın katmanının, amorf silisyumun kristalleşmesine olan katkısının incelenmesi için hazırlanan AM05 serisi örneklerde, kristal pik konumlarının tavlama sıcaklığı ve tavlama süresi ile değişimleri, sırasıyla Şekil 5.7(a) ve (b)'de çizilmiştir. Kristal pik konumlarının düşük tavlama sıcaklıklarında  $495 - 505 \text{ cm}^{-1}$  aralığında olduğu, tavlama sıcaklığındaki artış ile kristal piki  $515 \text{ cm}^{-1}$  e doğru kararlı bir şekilde kaymıştır. Benzer biçimde, Şekil

5.7(b)'den, artan tavlama sürelerinde kristal pik konumunun  $500 \text{ cm}^{-1}$  in altına düştüğü görülmektedir. AM03 ve AM04 serisi örnekleri için yapılan yoruma benzer şekilde uzayan tavlama sürelerinde, AM05 serisi örneklerde de polikristal oluşumu yerine daha küçük boyutlu kristalleşen silisyum fazından söz edilebilir.

Raman saçılmasının, nanometre boyutlarında kristal silisyum fazdan kaynaklandığı yorumunu desteklemek için, pik yarı genişliklerinin tavlama koşullarına bağlılığı da değerlendirilmiştir. AM03, AM04 ve AM05 serisi örneklerin kristal piki yarı genişliğinin tavlama sıcaklığı ve tavlama süresine bağlı değişimi, sırasıyla, Şekil 5.8, Şekil 5.9 ve Şekil 5.10'da verilmiştir.

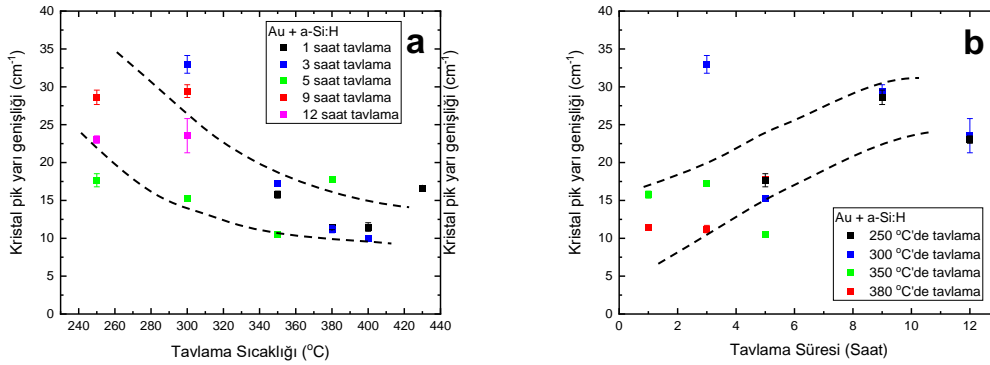


Şekil 5.8 Al (5 dk atmosfer) +a-Si:H örneklerin kristal pikinin maksimum yarı tam genişliğinin (a) tavlama sıcaklığı ve (b) tavlama süresi ile değişimi. Kesikli çizgiler izleme kolaylığı için.



Şekil 5.9 Al (1 gün atmosfer) +a-Si:H örneklerin kristal pikinin maksimum yarı tam genişliğinin (a) tavlama sıcaklığı ve (b) tavlama süresi ile değişimi. Kesikli çizgiler izleme kolaylığı için.

AM03 örneklerinde yarı genişlik düşük tavlama sıcaklıkları için 30 - 35  $\text{cm}^{-1}$  iken, tavlama sıcaklığı arttıkça yarı genişlik 20 - 25  $\text{cm}^{-1}$  aralığına daralmıştır. AM04 serisi örneklerde ise yarı genişlik tavlama sıcaklığından neredeyse bağımsız olarak yaklaşık 20 - 25  $\text{cm}^{-1}$  bandında kalmaktadır. Öte yandan, AM05 serisi örneklerinde ise, tavlama sıcaklığı ile yarı genişlik çok daha belirgin bir şekilde, 30 - 35  $\text{cm}^{-1}$  bandından, 10  $\text{cm}^{-1}$  e kadar daralmıştır. Buradan, kristal için Raman saçılması yarı genişliğindeki daralmanın kristal boyutlarındaki artıştan kaynaklandığı sonucu çıkartılabilir.



Şekil 5.10 Au+a-Si:H örneklerin kristal pikinin maksimum yarı tam genişliğinin (a) tavlama sıcaklığı ve (b) tavlama süresi ile değişimi. Kesikli çizgiler izleme kolaylığı için.

Tüm örnekler için tavlama sıcaklıkları artırıldığında kristal oranlarının yaklaşık %50 – 55'ten daha fazla artmamasının yanında, kristal pik konumları ve yarı genişliklerinden polikristal gibi büyük boyutta kristal oluşmasının gerçekleşmediği, ancak daha küçük boyutlarda nanokristal silisyum adacıklarının oluştuğu düşünülmektedir. Ayrıca, alüminyum etkileşimli kristalleşmenin, altın etkileşimli kristalleşmeye kıyasla daha küçük kristal silisyum adacıklarının oluştuğu düşünülmektedir. Yine tüm örneklerde yüksek tavlama sıcaklığı ve kısa tavlama sürelerinde en büyük kristal boyutlarının elde edilebildiği yorumlanmaktadır. Öte yandan ikinci bir deneysel teknik ile (yüksek çözünürlüklü elektron mikroskobu vb.) kristal fazın varlığı desteklenmelidir. Tez kapsamında bu görüntüler alınmamıştır.

## 5.2. Optik Geçirgenlik ve Yansıtıcılık Ölçümleri ve Optik Soğurmanın Hesaplanması

Optik geçirgenlik ölçümleri Hacettepe Üniversitesi Fizik Mühendisliği Bölümü Amorf Yarıiletkenler Laboratuvarı bünyesinde bulunan optik geçirgenlik ve yansıtıcılık ölçüm

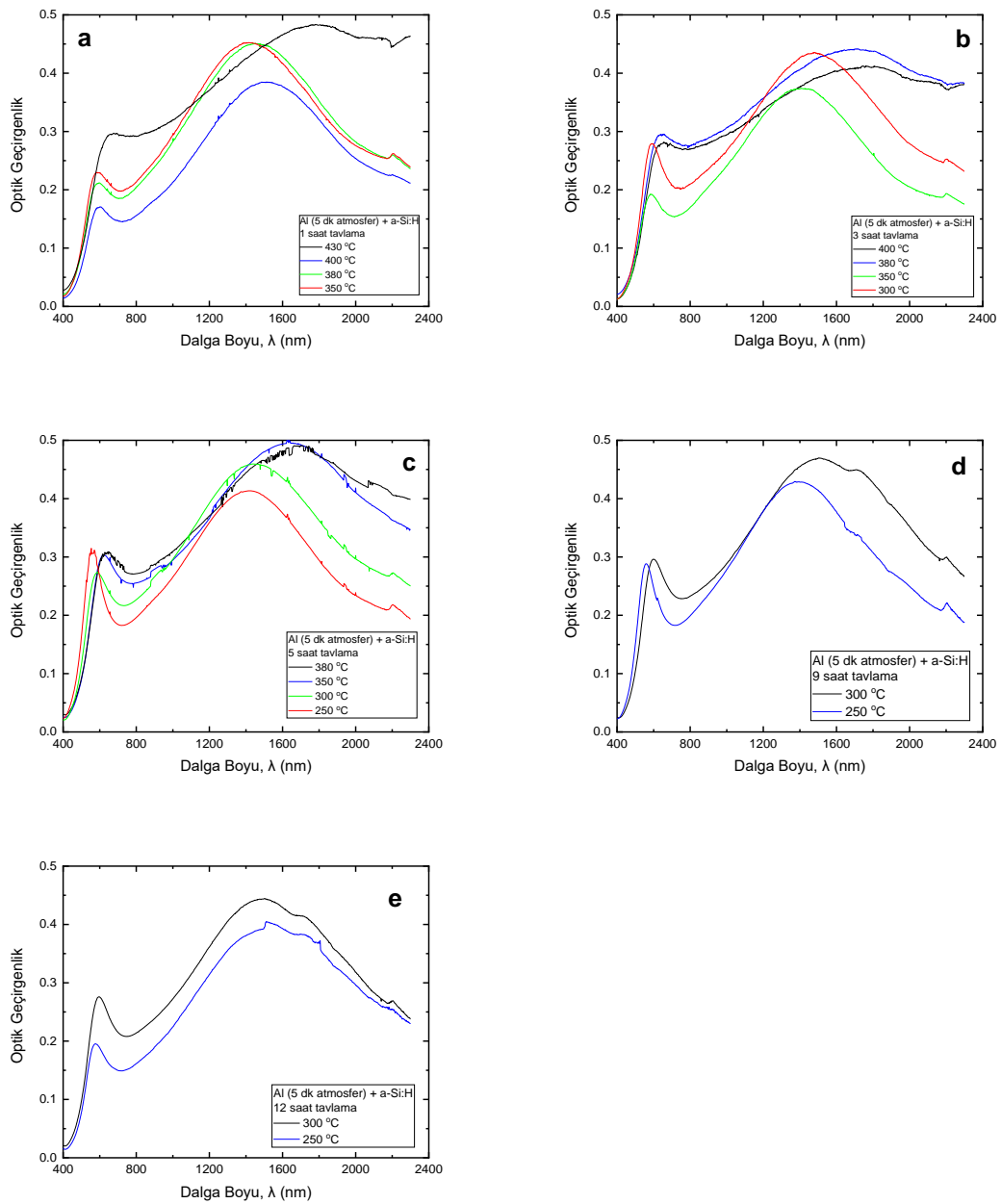
düzeninde yapılmıştır. Optik geçirgenlik ölçüm düzeninde Digikröm DK240 ¼ Metre monokromatör, Keithley 6512 elektrometre, 280 nm-1200 nm arasında BPW34 kodlu silisyum tabanlı bir fotoalgılayıcı ve 1200 oluk/mm optik ağ ve 750 - 2300 nm arası IG26 kodlu InGaAs tabanlı bir başka fotoalgılayıcı ve 600 oluk/mm optik ağ kullanılmıştır. Tüm ölçümler NI Labview 2009 programı kullanılarak alınmıştır. Önce 350 - 1200 nm arası ve daha sonra 750 - 2300 nm arası alınacak şekilde iki aşamada yapılmıştır. Deneyler tamamlandıktan sonra, veri kişisel bilgisayara taşınarak, iki geçirgenlik spektrumu birleştirilerek hesaplamalar yapılmıştır. AM03, AM04 ve AM05 serisi örneklerinin, optik geçirgenlik ölçümleri, sırasıyla, Şekil 5.11, Şekil 5.12 ve Şekil 5.13'te verilmiştir.

Standart koşullarda üretilmiş, iyi yüzey kalitesine sahip a-Si:H ince filmin ön ve arka yüzeylerinden gerçekleşecek yansımalar nedeniyle, optik geçirgenlik ve yansıma spektrumlarında girişim desenin oluşması normaldir. Ancak uzun dalga boylarında soğurmanın oldukça zayıf olması nedeniyle ışık şiddetinin, alttaş camının geçirgenliği olan ~ 0,92'ye ulaşması beklenir. Alttaş ve a-Si:H arasındaki metal (alüminyum ve altın) katmanın yansıtıcılığı oldukça yüksek olduğu için, özellikle düşük tavlama sıcaklıkları için optik yansıma ve geçirgenlik şiddetlerini değiştirecektir. Optik geçirgenliğin, uzun dalga boylarında da 0,50'nin üzerine çıkmaması bu nedenledir. Tavlama sıcaklığı artırıldıkça girişim saçaklarının genişlediği gözlenmiştir. Kristalleşmeye başlayan a-Si:H' un ara yüzeylerinin daha pürüzlü olması nedeniyle girişim saçaklarının daha belirsiz olmaktadır. Aynı zamanda, özellikle tavlama sürecinin orta evrelerinde, kristalleşmenin a-Si:H içinde homojen dağılmaması nedeniyle çok fazlı bir yapı oluşacaktır. İçinde nc-Si ve a-Si:H bölgelerin olduğu ara yüzey pürüzlülüğü nedeniyle ve optik geçirgenlik girişim deseni de genişleyecektir.

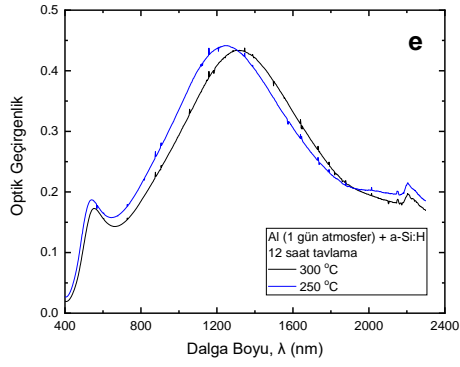
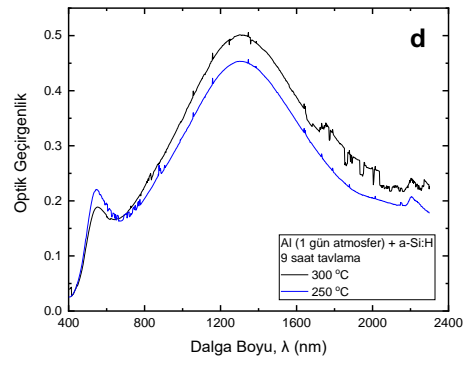
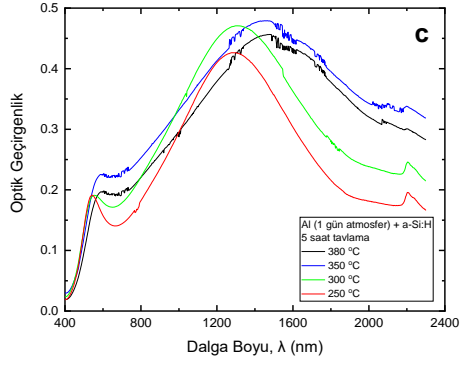
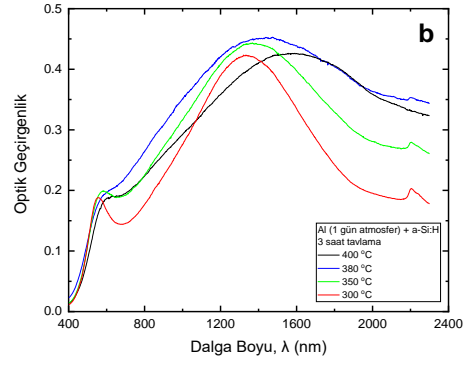
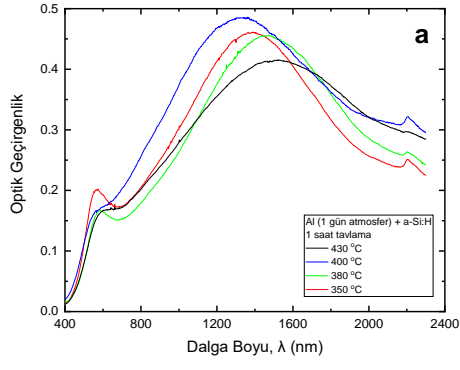
Şekil 5.11'de verilen optik geçirgenlik grafikleri, AM03 serisi örneklerin tavlama sürelerine göre sınıflandırılmıştır. Her tavlama süresi için, belirli bir tavlama sıcaklığını geçtikten sonra optik geçirgenlik spektrumunun şekli hızlıca değiştiği gözlenmiştir. Buna göre 1 saat tavlanan örneklerde, 430 °C; 3 saat tavlanan örneklerde 380 °C; 5 saat tavlanan örneklerde 350 °C' un üzerinde geçirgenlik spektrumları değişmiştir. Optik geçirgenlik grafikleri Şekil 5.12 ile verilen AM04 serisi örneklerde de benzer şekilde tavlama sıcaklığı değerleri verilebilir. 1 saat tavlanan örneklerde, 350 °C; 3 saat tavlanan örneklerde 300 °C; 5 saat tavlanan örneklerde 250 °C'un üzerinde geçirgenlik spektrumları değişmiştir. AM05 serisi örnekleri için; 3 saat tavlanan örneklerde 300 °C;

5 saat tavlanan örneklerde 250 °C' un üzerinde optik geçirgenlik spektrumları keskinçe değişirken, diğer tavlama sürelerinde ise, varsa tavlama sıcaklığındaki değişim değeri yapılan ölçüm aralıklarının dışında kalmıştır.

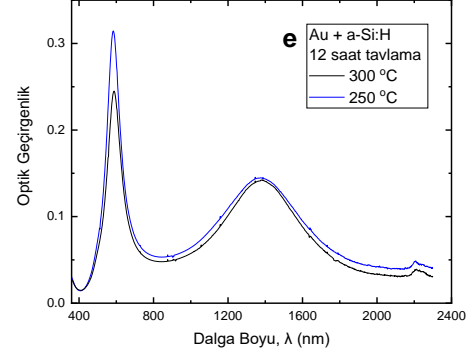
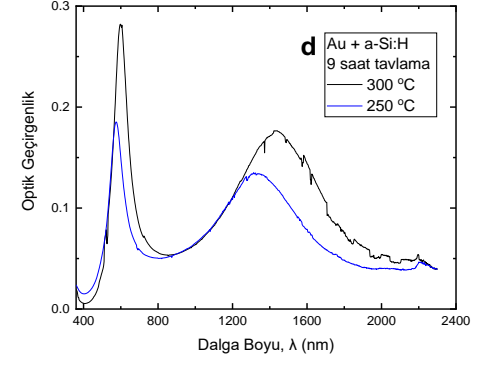
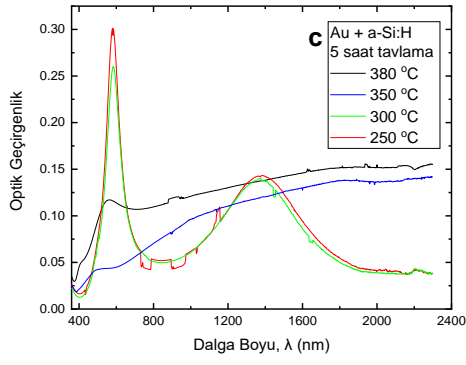
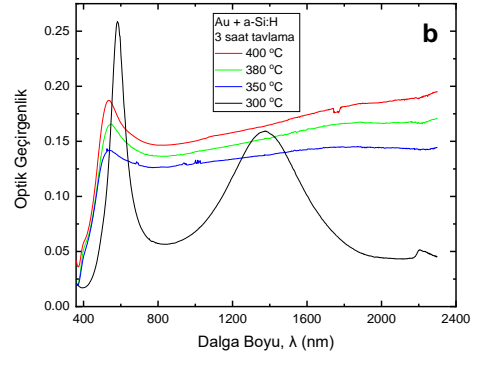
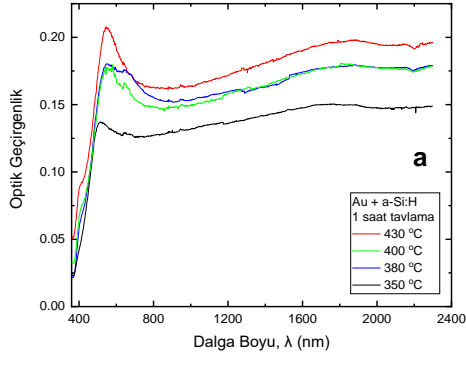
Raman saçılması deneylerinden elde edilen kristalleşme sonuçlarından bu kadar keskin değişimler belirlenememişti. Buradan, artan tavlama süresi ya da sıcaklığının yapıda değişikliklere neden olmaya başladığı, ancak bunun doğrudan kristalleşmeye neden olmadığı sonucu çıkarılabilir. Öte yandan, optik geçirgenlik verisi tek başına bir anlam taşımadığından optik yansımaya verisi de kullanılarak, soğurma katsayısı hesaplanacaktır.



Şekil 5.11 Al (5 dakika atmosfer) + a-Si:H örneklerin optik geçirgenlik grafikleri



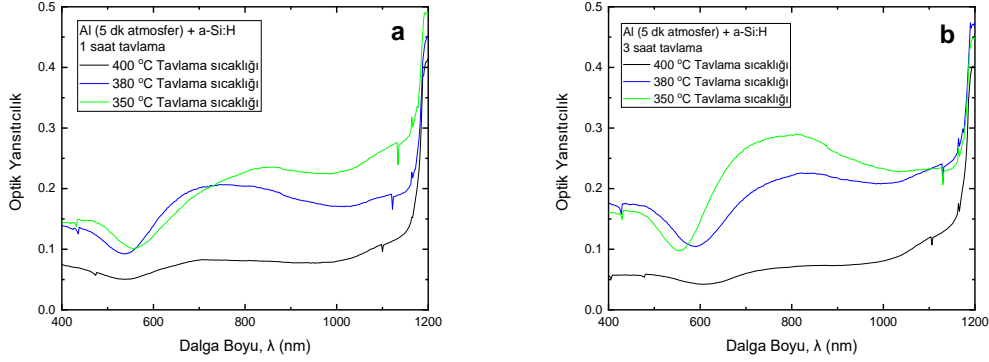
Şekil 5.12 Al (1 gün atmosfer)+ a-Si:H örneklerinin optik geçirgenlik grafikleri



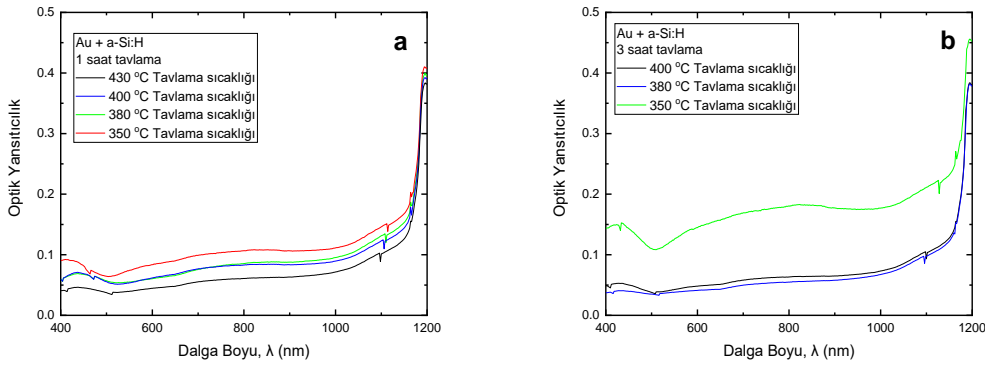
Şekil 5.13 Au + a-Si:H örneklerin optik geçirgenlik grafikleri



Soğurma katsayısı hesaplanmasında kullanılacak örneklerin optik yansıtıcılıkları 350 ile 1200 nm aralığında Şekil 3.7'deki deney düzeneği kurularak ölçülmüştür. Bu ölçümlerden bazıları Şekil 5.14 ve Şekil 5.15'te verilmiştir.

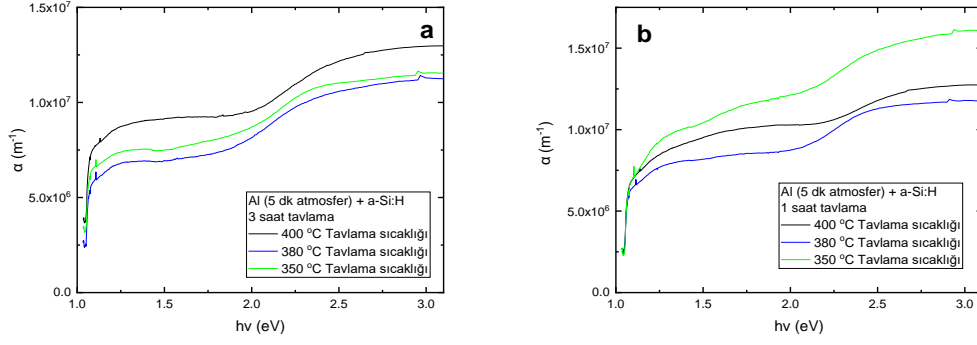


Şekil 5.14 Al (5 dakika atmosfer) + a-Si:H örneklerin optik yansıtıcılık grafikleri

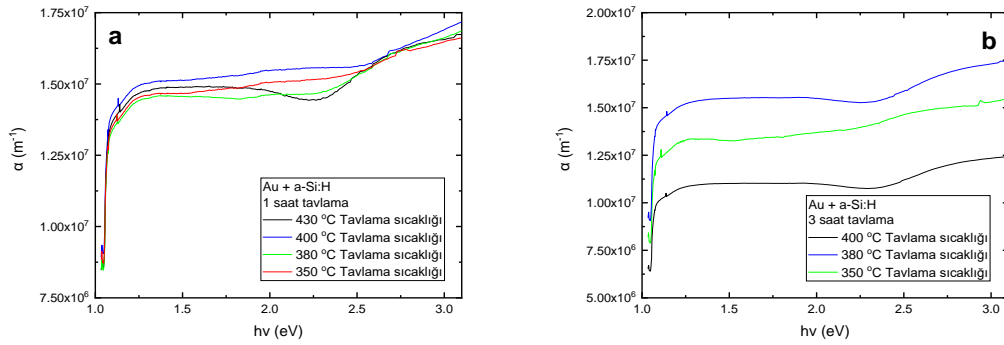


Şekil 5.15 Au + a-Si:H örneklerin optik yansıtıcılık grafikleri

Örneklerin optik geçirgenlik ve yansıtıcılık değerleri, Eş.5'te kullanılarak optik soğurma katsayıları hesaplanmıştır. Hesaplanan optik soğurma katsayıları, foton enerjisine bağlı olarak çizilmiş grafikleri Şekil 5.16 ve Şekil 5.17'de verilmiştir.



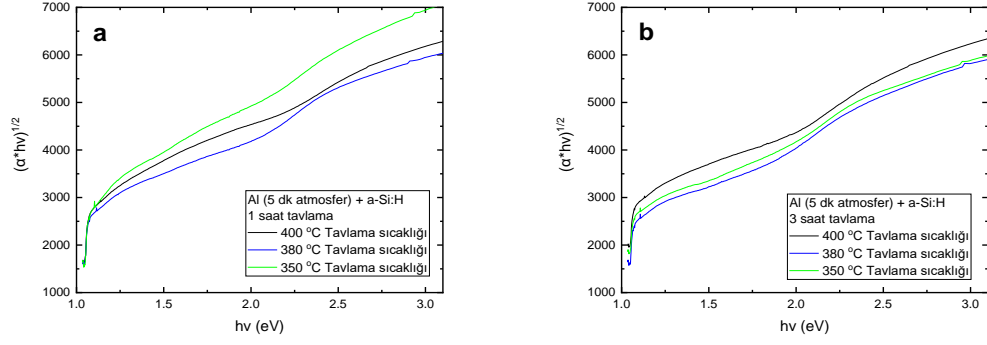
Şekil 5.16 Al (5 dakika atmosfer) + a-Si:H örneklerin optik soğurma grafikleri



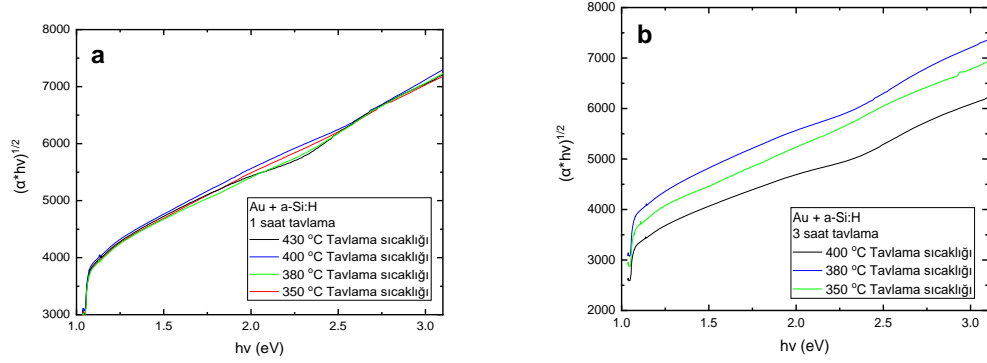
Şekil 5.17 Au + a-Si:H örneklerin optik soğurma grafikleri

Tüm soğurma katsayısı grafiklerinde, 1,0 eV foton enerjisi civarında hızlı bir artış ile 2,0 eV'ta omuz yapısında ikinci bir soğurma artışı olduğu görülmüştür. Raman saçılması grafikleri tartışılırken, metal etkileşimli kristalleşmenin sonucunda nanometre boyutlu kristal adacıklar ve amorf silisyum fazların bulunduğu, heterojen yapı olasılığından söz edilmişti. Eğer bu yapılar, kendi optik özelliklerini sergileyebilecek konsantrasyona sahiplerse, iki aşamalı soğurma katsayısı spektrumu, gözlenen ayrık fazlardan kaynaklanıyor olabilir. Homojen ince filmler için bant aralığının belirlenmesinde sıklıkla kullanılan Tauc yöntemi, iki fazlı bu yapı için kullanılamaz. Öte yandan, oluşan iki farklı fazın yasak enerji aralıklarının tavlama koşullarına bağlı olarak nasıl değiştiğini belirlemek için Eş.7'de verilen iki terimli bant aralığı yaklaşımı kullanılmıştır.

Şekil 5.16 ve 5.17'de verilen soğurma katsayıları kullanılarak  $(\alpha \cdot hv)^{1/2}$  vs.  $(hv)$  grafikleri Şekil 5.18 ve Şekil 5.19'da verilmiştir.



Şekil 5.18 Al (5 dakika atmosfer) + a-Si:H örnekleri için çizilen  $(\alpha \cdot hv)^{1/2}$  vs.  $(hv)$  grafikleri



Şekil 5.19 Au + a-Si:H örnekler için çizilen  $(\alpha \cdot hv)^{1/2}$  vs.  $(hv)$  grafikleri

Şekil 5.20'de, AM03\_400C\_3H örneğine ait gerçek veri ve ikili fonksiyon üst üste verilmiştir. Bu grafikten, iki farklı yapının neden olduğu, iki farklı soğurmanın gerçekleştiği yorumu yapılabilir. Fonksiyon uydurması sonucunda elde edilen iki eğrinin yatay eksenini kestiği enerji değerleri,  $E_{01}$  ve  $E_{02}$ , Çizelge 5.4 ve Çizelge 5.5'te özetlenmiştir.

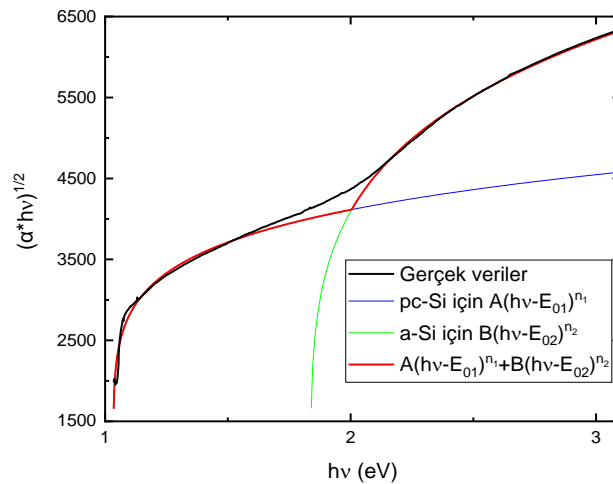
Çizelge 5.4 AM03 serisi örneklerin uydurulan fonksiyon parametreleri

T (°C)	Süre (h)	$E_{01}$ (eV)	$n_1$	$E_{02}$ (eV)	$n_2$
400	1	$1.030 \pm 2.28E-4$	$0.183 \pm 2.7E-3$	$1.812 \pm 18.9E-3$	$0.235 \pm 6.1E-3$
380	1	$1.033 \pm 1.95E-4$	$0.168 \pm 1.9E-3$	$1.941 \pm 5.4E-3$	$0.180 \pm 1.9E-3$
350	1	$1.028 \pm 5.82E-4$	$0.228 \pm 2.3E-3$	$1.823 \pm 14.9E-3$	$0.225 \pm 4.9E-3$
400	3	$1.034 \pm 1.33E-4$	$0.141 \pm 1.6E-3$	$1.837 \pm 7.2E-3$	$0.213 \pm 2.4E-3$
380	3	$1.032 \pm 1.80E-4$	$0.145 \pm 2.8E-3$	$1.708 \pm 6.3E-3$	$0.246 \pm 2.4E-3$
350	3	$1.031 \pm 1.58E-4$	$0.134 \pm 1.9E-3$	$1.720 \pm 8.9E-3$	$0.231 \pm 3.3E-3$

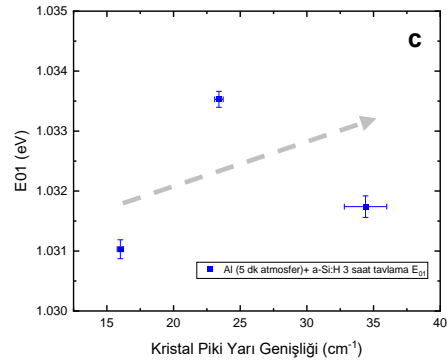
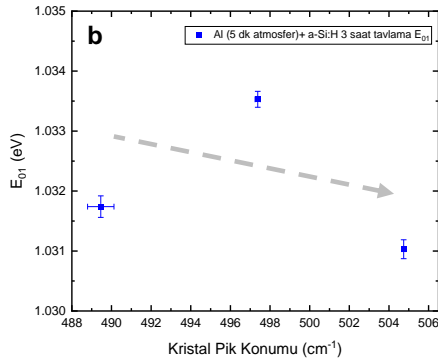
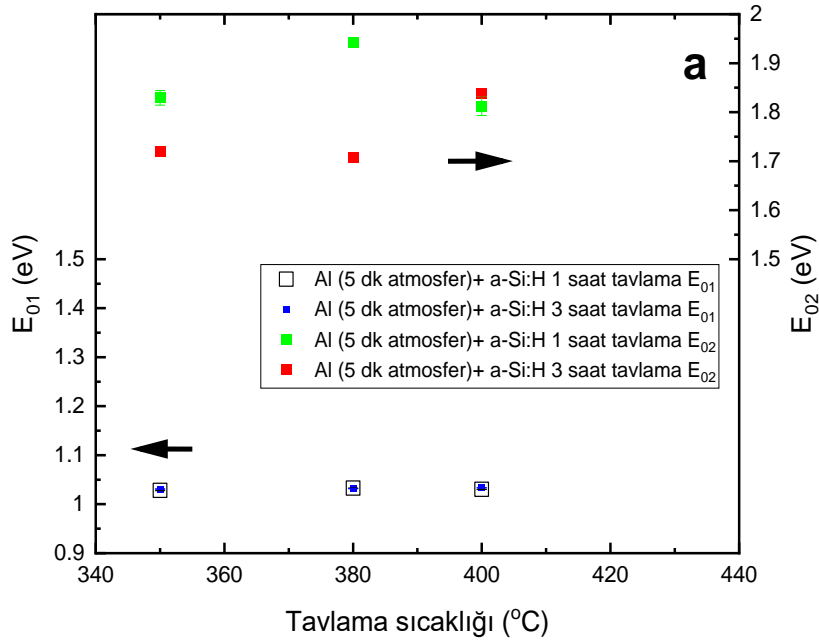
Çizelge 5.5 AM05 serisi örneklerin uydurulan fonksiyon parametreleri

T (°C)	Süre (h)	$E_{01}$ (eV)	$n_1$	$E_{02}$ (eV)	$n_2$
430	1	$1.029 \pm 1.30E-4$	$0.114 \pm 1.4E-3$	$1.728 \pm 35.9E-3$	$0.270 \pm 10.0E-3$
400	1	$1.030 \pm 1.20E-4$	$0.105 \pm 1.5E-3$	$1.770 \pm 70.4E-3$	$0.276 \pm 16.4E-3$
380	1	$1.038 \pm 1.01E-4$	$0.100 \pm 1.2E-3$	$1.733 \pm 73.8E-3$	$0.280 \pm 19.5E-3$
350	1	$1.028 \pm 27.0E-4$	$0.110 \pm 3.4E-3$	$1.765 \pm 14.6E-3$	$0.250 \pm 14.6E-3$
400	3	$1.004 \pm 68.4E-4$	$0.140 \pm 7.0E-3$	$1.713 \pm 18.8E-3$	$0.286 \pm 5.1E-3$
380	3	$1.035 \pm 15.0E-4$	$0.108 \pm 2.2E-3$	$1.804 \pm 38.6E-3$	$0.250 \pm 10.7E-3$
350	3	$1.037 \pm 13.0E-4$	$0.100 \pm 2.1E-3$	$1.725 \pm 39.8E-3$	$0.220 \pm 10.2E-3$

Tek kristal silisyumun, 300 K'de yasak enerji aralığı, yaklaşık 1,1 eV'tur [104]. Öte yandan hidrojenlendirilmiş amorf silisyumun Tauc optik aralığı, üretim koşullarına bağlı olmakla birlikte, 1,6 - 1,7 eV aralığındadır [41]. Bu çalışmada üretilen metal etkileşimli kristalleştirilmiş silisyum örneklerde, nc-Si ve a-Si:H yapılarının aynı anda yer aldığı iki fazlı bir yapı söz konusu ise,  $E_{01}$  ve  $E_{02}$ , enerjilerinin gözlenebilmesi gerekir. Tavlama koşullarına bağlı değişiminin nicel olarak incelenebilmesi için bulunan  $E_{01}$  ve  $E_{02}$  değerlerinin, tavlama sıcaklıkları, kristal pik konumları ve kristal piki yarı genişlikleri ile olan değişimleri, Şekil 5.21 ve Şekil 5.22'de çizilmiştir.

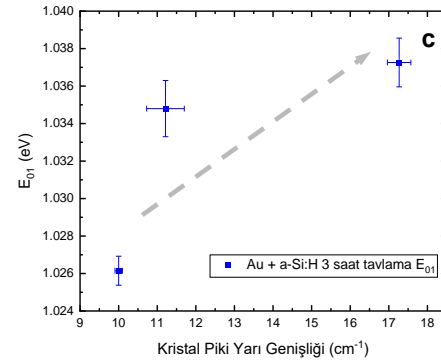
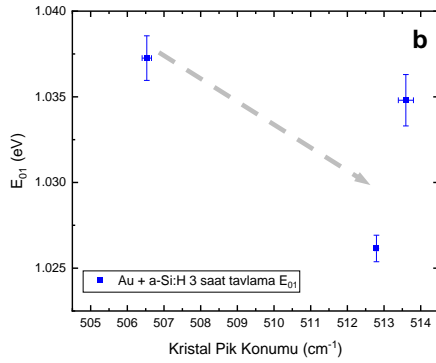
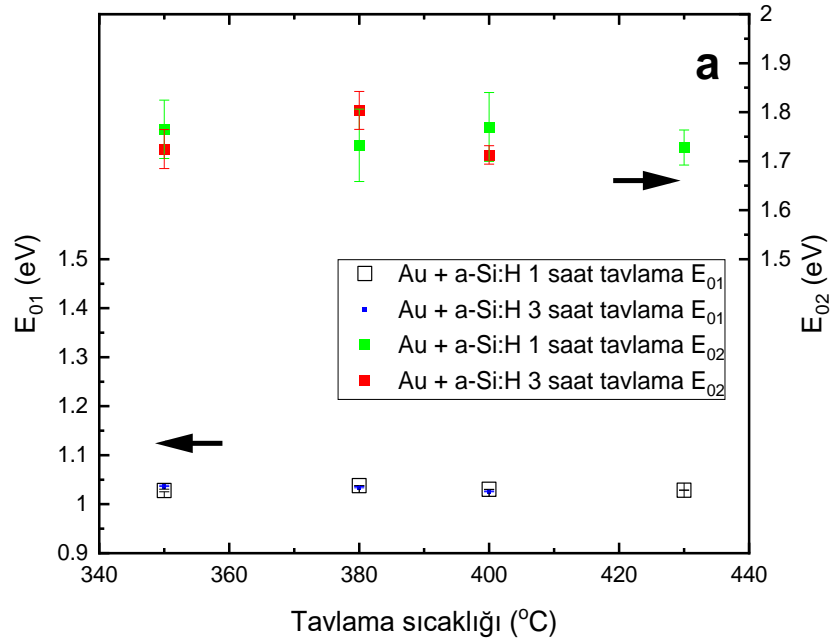


Şekil 5.20 Gerçek veriler ve verilere uydurulan fonksiyonun grafiği



Şekil 5.21 AM03 örneklerin  $E_{01}$  ve  $E_{02}$  enerjilerinin sıcaklık (a),  $E_{01}$  enerjisinin kristal pik konumuna (b) ve kristal pik yarı genişliğine (c) bağlı grafikleri. Oklar izleme kolaylığı için verilmiştir.

Bu şekillerden  $E_{01}$  ve  $E_{02}$ 'nin tüm tavlama koşullarında hesaplanabilir olduğu görülmektedir. Özellikle  $E_{01}$ , yaklaşık 1,0 eV foton enerjisi değerinde, oldukça dar bir aralıkta değiştiği, hatta neredeyse tavlama koşullarından tamamen bağımsız olduğu bulunmuştur. Buna karşılık  $E_{02}$ , yaklaşık 1,7 – 1,9 eV aralığında değişen değerler almaktadır.  $E_{01}$ 'den daha geniş bir enerji aralığında dağılmış olsa da  $E_{02}$  1,7 eV'un altına da düşmemektedir. Tez çalışması boyunca yapılan deney sonuçları,  $E_{01}$  ve  $E_{02}$ 'nin kesinlikle iki farklı fazdan kaynaklandığını söylemek için yetersiz kalsa da tavlama koşulları ile değişim hakkında bir fikir vermesi açısından ilgi çekicidir.



Şekil 5.22 AM05 örneklerin  $E_{01}$  ve  $E_{02}$  enerjilerinin sıcaklık (a),  $E_{01}$  enerjisinin kristal pik konumuna (b) ve kristal pik yarı genişliğine (c) bağlı grafikleri. Oklar izleme kolaylığı için verilmiştir.

Şekil 5.21 ve Şekil 5.22’de  $E_{01}$  enerjisinin kristal pik konumu ve kristal pik genişliği ile değişimi incelendiğinde  $E_{01}$  enerjisi kristal pik konumu ile azaldığı, kristal pik yarı genişliği ile orantılı arttığı görülmektedir. Bu durum tanecik boyutlarındaki değişimin  $E_{01}$  enerjisini etkilediği söylenebilir.

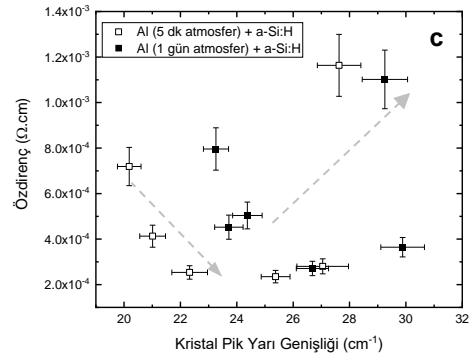
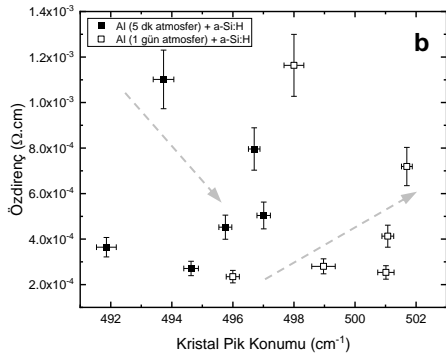
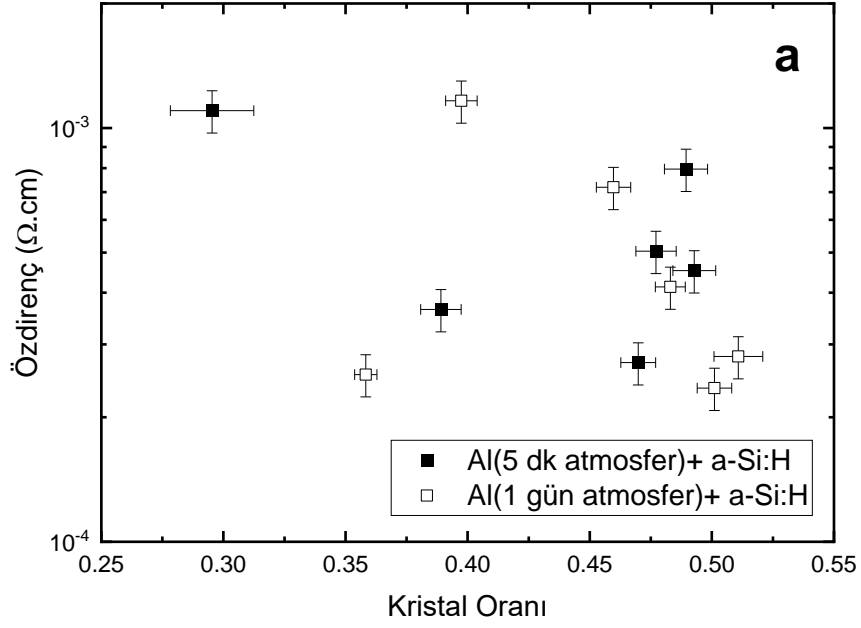
### 5.3. 4 Nokta Ölçüm Tekniği ile Tabaka Direnci ve Özdirencin Bulunması

4 nokta ölçüm tekniği ile tabaka direnci ölçümü ve özdirenç hesabı için Agilent 34420A Nano Volt/Micro Ohm Meter cihazı kullanılmıştır. Cihazın 4 bağlantı modunda kanal 1'den akım sürecek ve kanal 2'den gerilim ölçülecek şekilde bağlandı. AM03 ve AM04 serilerinin, ölçüm sonuçları ile tabaka direnci hesaplandı. Yapılan tabaka direnci hesaplarında düzeltme çarpanı,  $f$ , değerleri 1,00 – 0,55 arasında bulunmuştur. Hesaplanan tabaka direnci ve kalınlık değerleri kullanılarak özdirenç hesaplandı ve özdirencin kristal oranları, kristal pik konumları ve kristal pik yarı genişlikleri ile değişimi, Şekil 5.23'te verilmiştir.

AM03 ve AM04 serisi örneklerinin özdirençlerinin, her iki örnek seti için  $1,2 \times 10^{-3} \Omega \cdot \text{cm}$  'den  $2,0 \times 10^{-4}$  e düştüğü görülmüştür. Alüminyum, kristalleşmeye katkı sağlıyor olsa da 3A grubu elementi olduğu için, silisyumu p-türü safsızlık katkılama da mümkündür. Ayrıca, tavlama işlemleri sonucunda, alüminyum etkileşimli kristalleşme ile nc-Si yapıların oluşması, eğer iletkenliğe yeterince katkı verebilecek yoğunlukları varsa, özdirenç değeri de düşecektir.

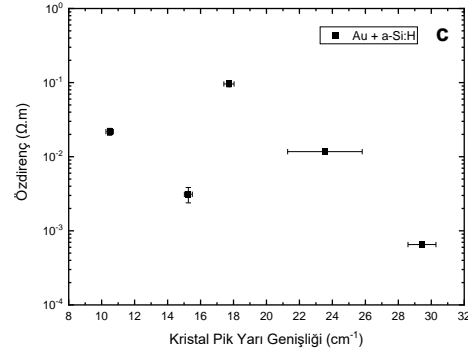
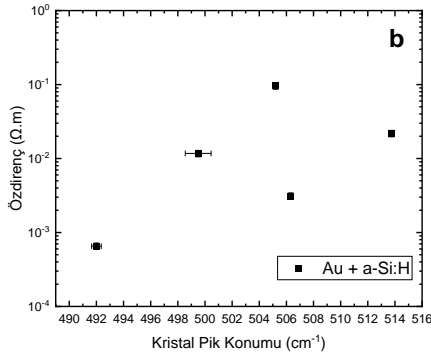
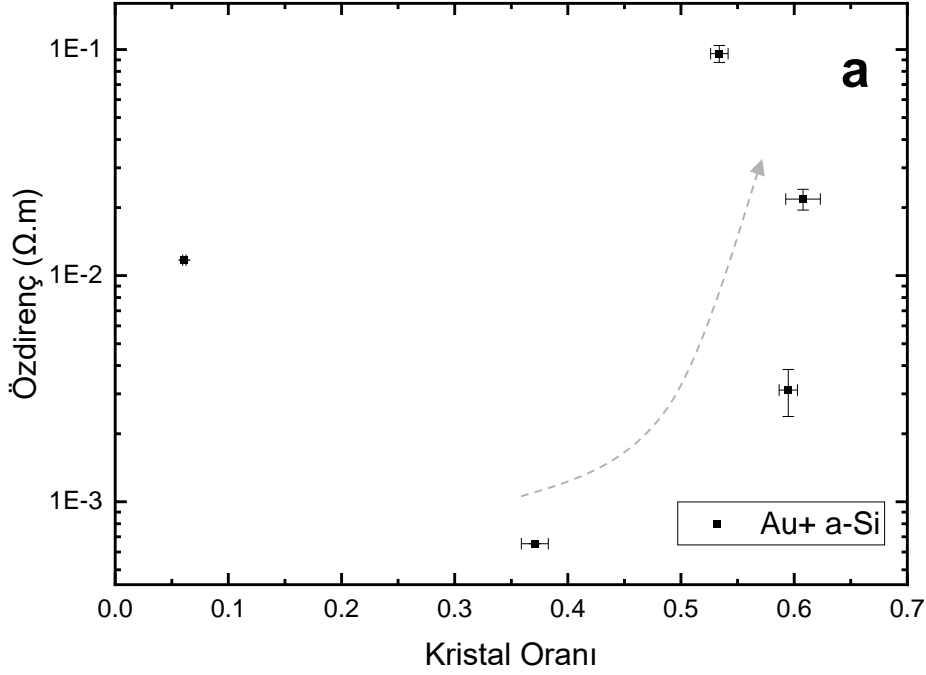
Öte yandan, a-Si:H 'un yaklaşık 300 °C'tan sonra kopuk bağları doyuran hidrojen atomlarını yapıdan atmaya başladığı bilinmektedir [41]. Hidrojen atomlarının yapıdan çıktıktan sonra geride bıraktıkları kopuk bağlar ışısız rekombinasyon merkezleridir. Bu merkezlere yakalanan yük taşıyıcıların ömür süresi önemli ölçüde azalacaktır. Dolayısıyla, kopuk bağ konsantrasyonundaki artış malzemenin özdirencini artıracaktır. Alüminyum etkileşimli kristalleşme sonucunda, artan kristal oranı ile malzeme özdirencinde azalmanın olması (Bkz. Şekil 5.23), alüminyumun katkılama özelliğinin baskın geldiği olarak yorumlanabilir.

Alüminyum etkileşimli kristalleşmenin gözlemlendiği örneklere kıyasla, altın etkileşimli örneklerde (AM05 serisi), kristal oranındaki belirgin değişimden, Raman saçılması değerlendirmesinde söz edilmişti. AM05 örneklerinin özdirencinin, kristal oranı, kristal pik konumu ve kristal pik genişliği ile değişimi Şekil 5.24'te çizilmiştir. AM03 ve AM04 örneklerinin tersine, AM05 örneklerinde özdirenç için  $1,0 \times 10^{-4} \Omega \cdot \text{cm}$  'den  $1,0 \times 10^{-1}$  e keskince arttığı görülmüştür.



Şekil 5.23 Al (5 dakika atmosfer) + a-Si:H ve Al (1 gün atmosfer) + a-Si:H örneklerin öz direncinin kristal oranına (a), kristal pik konumuna (b) ve kristal pik yarı genişliğine (c) bağlı grafikleri. Oklar izleme kolaylığı için verilmiştir.



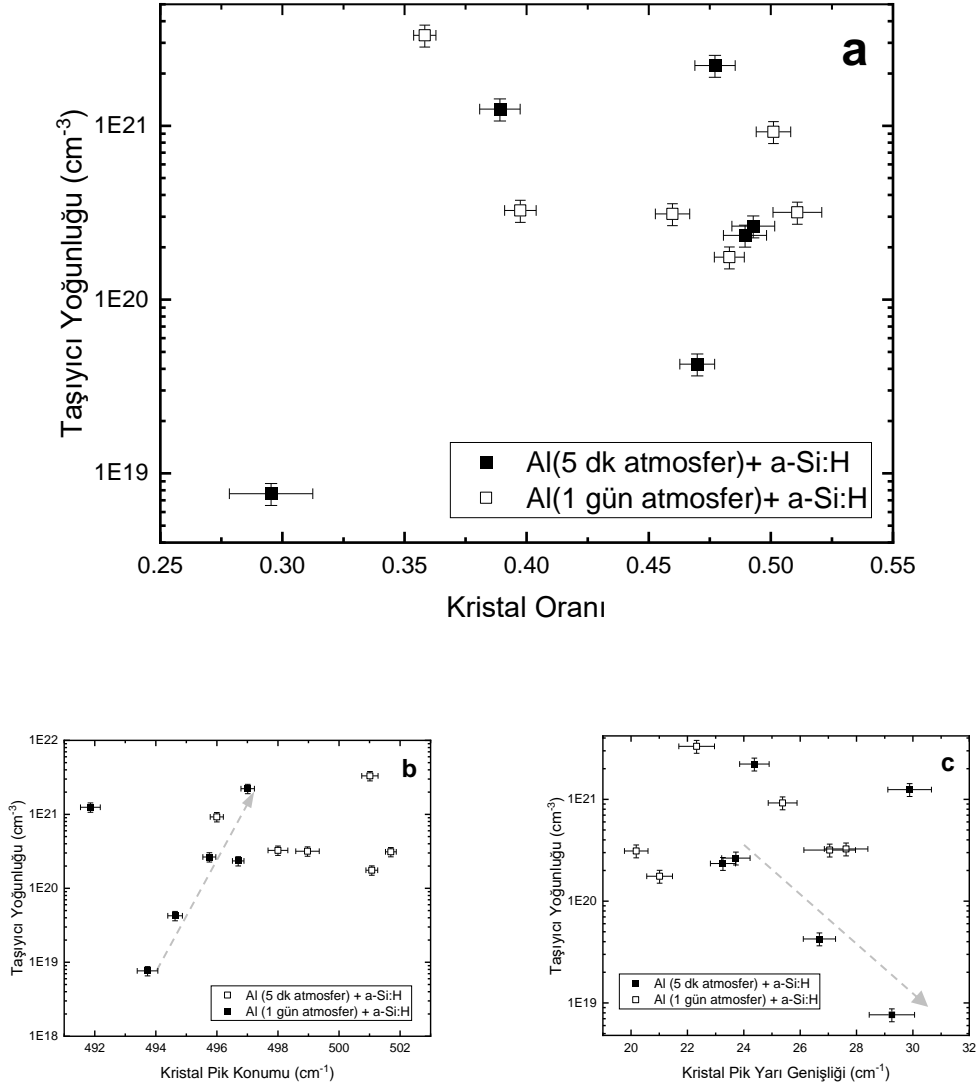


Şekil 5.24 Au + a-Si:H örneklerin özdirencinin kristal oranına (a), kristal pik konumuna (b) ve kristal pik yarı genişliğine (c) bağlı grafikleri. Oklar izleme kolaylığı için verilmiştir.

#### 5.4. 4 Nokta Hall Etkisi Ölçüm Tekniği ile Taşıyıcı Yoğunluğu ve Mobilite Ölçümü

4 nokta Hall etkisi ölçüm tekniği ile taşıyıcı yoğunluğu ve mobilite hesabı için örnek üzerinden akım sürüp için Keithley 6430 Sub-Femtoamp Remote SourceMeter, gerilim ölçmek için Agilent 34420A Digit Nano Volt/Micro Ohm Meter aygıtı ve örneğe manyetik alan uygulamak için Scientific Equipment & Services EMU-50V model çift sarımlı bobin kullanıldı. Uygulanan manyetik alanı ölçmek için LakeShore 450

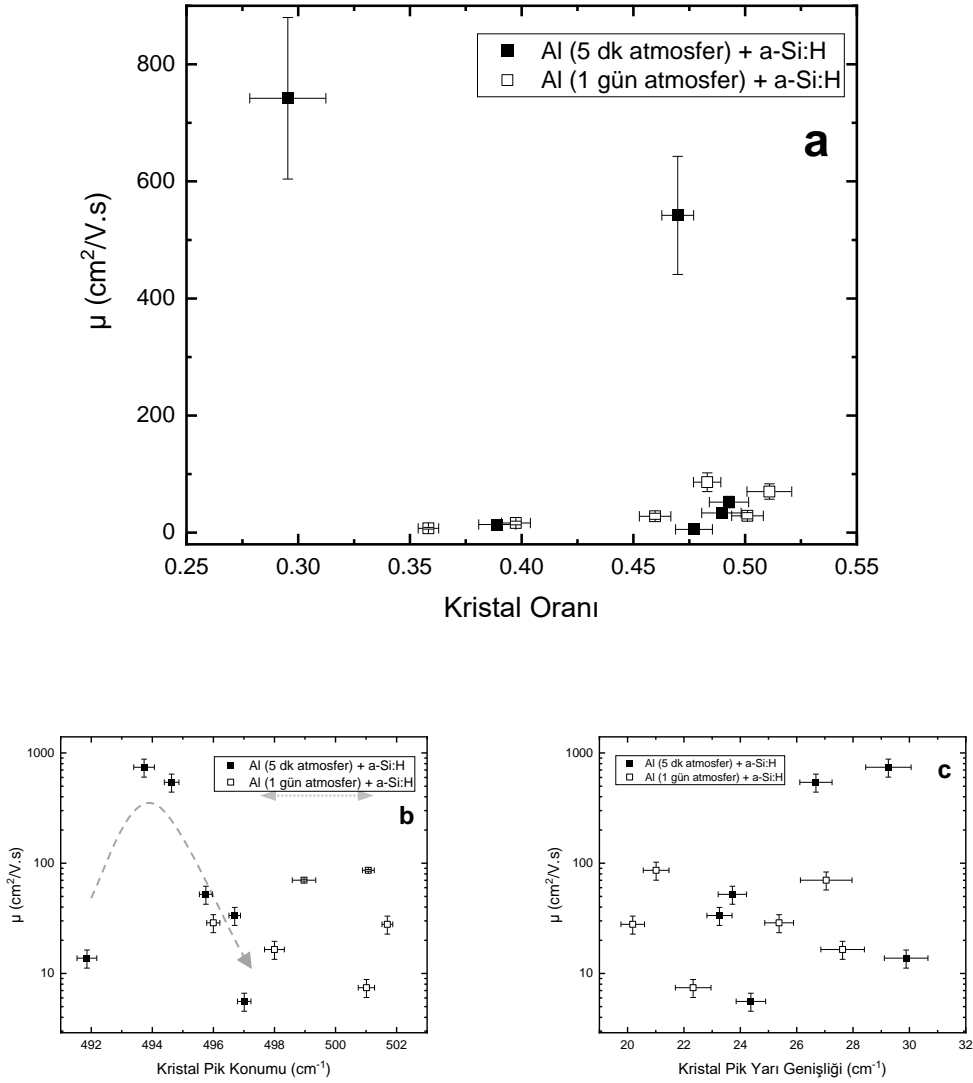
Gaussmetre kullanıldı. Ölçümler için örneklerden 8,00 mA ile 15,00  $\mu$ A arasında değişen akımlar geçirilip, 0,68 T manyetik alan uygulandı. AM03, AM04 ve AM05 örneklerinin ölçülen taşıyıcı yoğunlukları ve hesaplanan taşıyıcı mobilitesinin kristal oranına göre çizilen grafikleri Şekil 5.25, Şekil 5.26, Şekil 5.27 ve Şekil 5.28’de verilmiştir.



Şekil 5.25 Al (5 dakika atmosfer) + a-Si:H ve Al (1 gün atmosfer) + a-Si:H örneklerin taşıyıcı yoğunluklarının kristal oranına (a), kristal pik konumuna (b) ve kristal piki yarı genişliğine (c) bağlı grafikleri. Oklar izleme kolaylığı için verilmiştir.

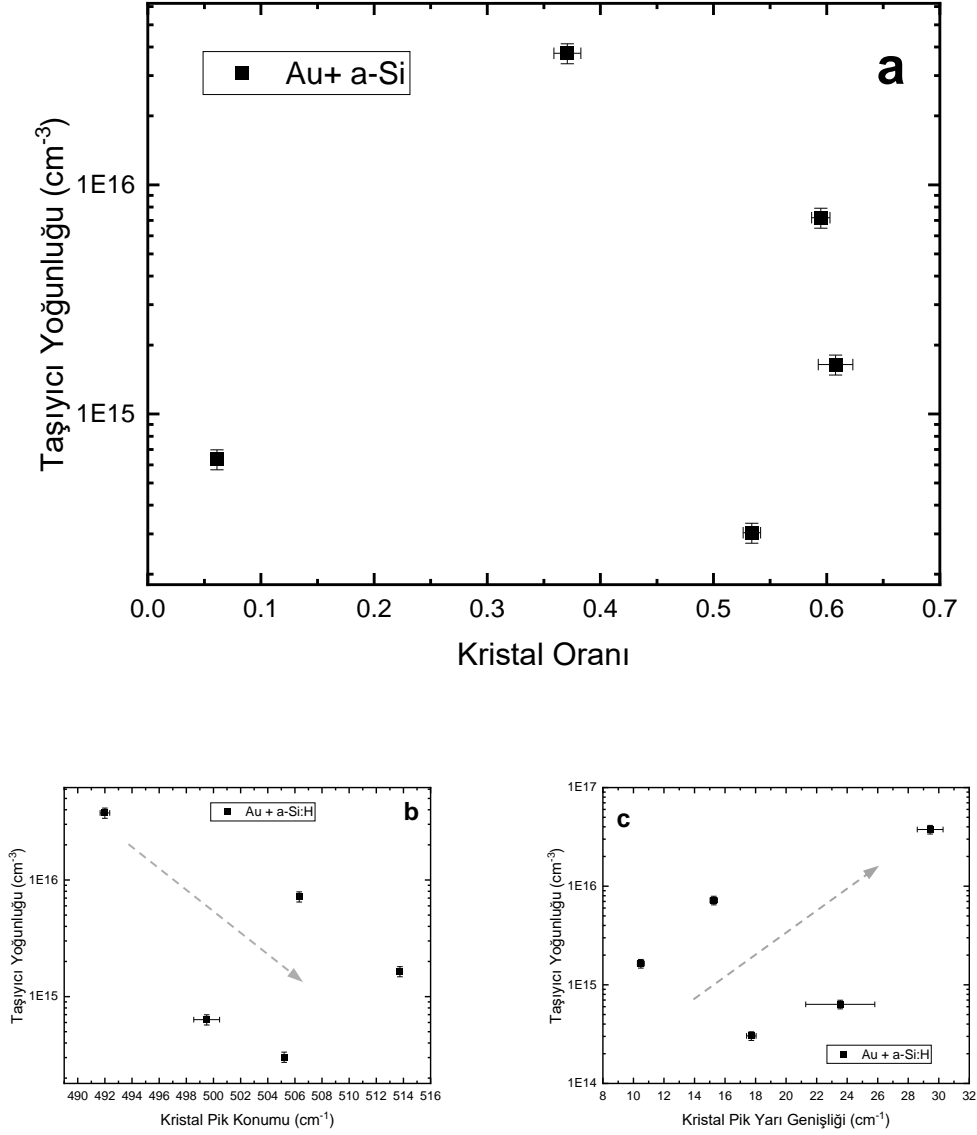
Şekil 5.25’te AM03 ve AM04 serisi örneklerin taşıyıcı yoğunluğunun, artan kristal oranı ile arttığı gözlenmiştir. Kristal oranındaki artış bu örneklerde tavlama işlemi ile ilişkilendirilebileceğinden, kristal oranındaki artış silisyum ince filmin içine daha fazla miktarda alüminyum atomunun girmesi anlamına da gelecektir. Başka bir deyişle taşıyıcı

yoğunluğundaki artış artan kristalleşmeden daha çok alüminyumun katkılama özelliğine bağlı olmasıdır.



Şekil 5.26 Al (5 dakika atmosfer) + a-Si:H ve Al (1 gün atmosfer) + a-Si:H örneklerde taşıyıcı mobilitesinin kristal oranına (a), kristal pik konumuna (b) ve kristal piki yarı genişliğine (c) bağlı grafikleri. Oklar izleme kolaylığı için verilmiştir.

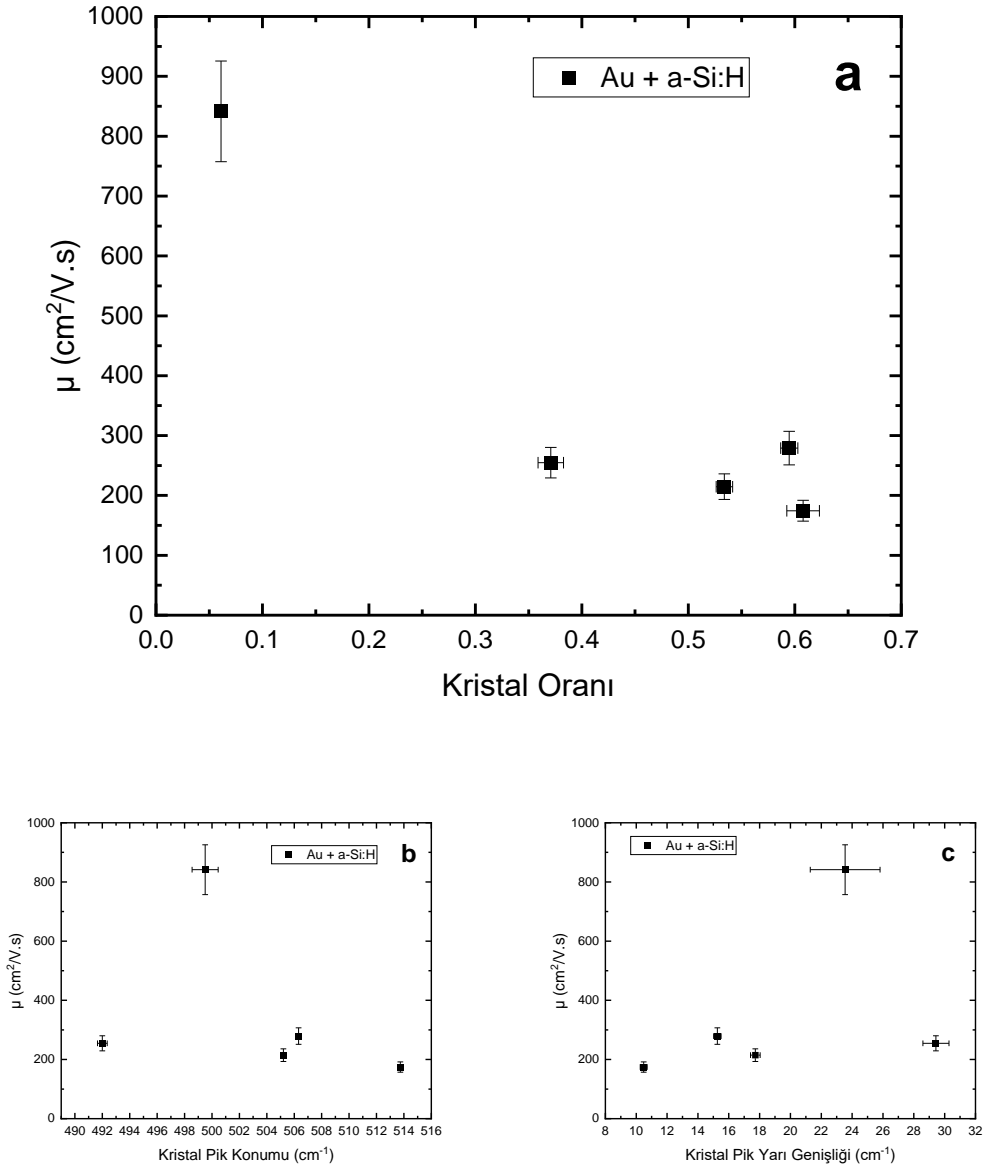
Hall deneylerinden elde edilen taşıyıcı mobilitesinin, kristal oranındaki artışla keskince azaldığı görülmektedir. Yapıdaki kristal silisyum oranı arttıkça taşıyıcıların daha yüksek mobilite ile hareket etmesi beklenirdi. Ancak alüminyum etkileşimli kristalleşmede önemli miktarda alüminyum safsızlığı yapıya dahil olacağından, yük taşıyıcıların safsızlık saçılmasına maruz kalması ve bunun sonucunda mobilitelerinin azalması söz konusudur.



Şekil 5.27 Au + a-Si:H örneklerin Taşıyıcı yoğunluklarının kristal oranına (a), kristal pik konumuna (b) ve kristal pik yarı genişliğine (c) bağlı grafikleri. Oklar izleme kolaylığı için verilmiştir.

Altın atomları, alüminyum atomlarına kıyasla daha büyük olması, aynı zamanda verici ya da alıcı katkılama özelliği göstermemesi bakımından daha farklı elektriksel özelliklere neden olacaktır. Raman saçılması değerlendirmesinden açıkça anlaşılmaktadır ki, altın etkileşimli kristalleşme gerçekleşmektedir. Öte yandan Şekil 5.27’ de kristal oranındaki artış ile taşıyıcı yoğunluğu önce  $10^{16} \text{ cm}^{-3}$  ün üzerine artıp daha sonra  $10^{15} \text{ cm}^{-3}$  ün altına kadar düşmektedir. Her ne kadar altın verici ya da alıcı özellik göstermese de boyutları nedeniyle yapı içinde gerilmeye neden olacaktır. Ayrıca, altına ait enerji düzeyleri, yığın

c-Si içinde bant ortasına yakındır. Başka bir deyişle, yenidenbirleşme-üretim merkezlerinde (R-G Merkezleri) yer alırlar. R-G merkezlerinin yoğunluğundaki artış, yük taşıyıcı ömür süresini önemli miktarda azaltacaktır.



Şekil 5.28 Au + a-Si:H örneklerde taşıyıcı mobilitesinin kristal oranına (a), kristal pik konumuna (b) ve kristal pik yarı genişliğine (c) bağlı grafikleri. Oklar izleme kolaylığı için verilmiştir.

AM05 serisi örneklerinde belirlenen yük taşıyıcı mobilitesinin kristal oranı ile değişimi Şekil 5.28'de verilmiştir. Taşıyıcı mobilitesinin a-Si'un mobilite değeri olan  $1 \text{ cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$  [105] ile c-Si'un mobilite değeri olan  $1000 \text{ cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$  [106] değerleri arasında değiştiği

görülmüştür. Bu da içinde hem nc-Si (ya da  $\mu$ c-Si) hem de a-Si:H 'un yer aldığı iki fazlı bir yapının oluştuğu izlenimini vermektedir.

Şekil 5.28'den çıkartılabilecek bir başka sonuç da Raman saçılması kristal pik konumunun yüksek dalgasayılarına kayması ile (ya da kristal pik konumunun yarı genişliği arttıkça) taşıyıcı mobilitesi artmaktadır. Altın etkileşimli kristalleşmede, alüminyumun tersine, taşıyıcı mobilitesinin artması, safsızlık saçılmasının azalmasındandır. Altın atomları, alüminyum atomları gibi yüklü verici ya da alıcı merkezler olmadığından, taşıyıcı saçılmasına etkisi de kısıtlı olur. Ancak, altın atomlarının yapıdaki gerilmeyi artırması sonucu kusur üretmesi ve bunun sonucunda taşıyıcıların ömür sürelerini azaltması mobilitenin azalmamasına neden olmuştur. Öte yandan yapıdaki kristal oranının artması ile de, taşıyıcı mobilitesine kristal fazdan gelen katkı artmaktadır.

## 6. SONUÇLAR VE TARTIŞMA

Bu tez kapsamında, cam üzerinde büyütülmüş a-Si:H ince filmin, metal ince film etkisiyle kristalleştirilmesi hedeflenmiştir. Bu amaçla, üzerine ısı buharlaştırma sisteminde  $65 \pm 10$  nm alüminyum ve  $20 \pm 5$  nm altın ince film tek katmanlar atılmış cam alttaşlar kullanıldı. Alüminyum tek katman atılmış alttaşlardan biri 5 dakika, diğeri 1 gün atmosfer ortamında bekletildi. PECVD sisteminde, sıcaklığı  $300$  °C'ta tutulan, Al ve Au kaplı cam alttaşlar üzerine, 10 sccm SiH<sub>4</sub> akış hızı, 200 mTorr kazan basıncı koşullarında, 10 W RF gücü uygulanarak a-Si:H ince film kaplandı. a-Si:H'un kaplanma hızı 30 nm/dk ve kalınlığı  $100 \pm 5$  nm olarak belirlenmiştir.

Tavlama deneyleri, 3 mTorr düzeyine vakumlanan, 25,4 mm çapında kuvars tüp içine yapıldı. Tavlama deneyleri,  $250 - 430$  °C aralığında değişen sıcaklıklarda ve 1 – 12 sa aralığında değişen sürelerde tamamlandı. Deney süresi sonunda, güç kesilerek tavlama sonlandırılmış, pompalamaya devam ederek  $60$  °C'ye soğutulduktan sonra, örnekler fırından çıkartıldı.

Örneklerin yapısal analizi için SNOM+Confocal Raman Microscope sisteminde Raman saçılması deneyleri yapıldı. Raman saçılması verisine çoklu Gauss eğrileri uydurularak, örneklerin kristal oranları hesaplandı. Kristal oranları alüminyum filmin atmosferde 5 dakika beklediği örneklerde (AM03 serisi) 0,29 ile 0,59 arasında, alüminyum filmin atmosferde 1 gün beklediği örneklerde (AM04 serisi) 0,24 ile 0,51 arasında değiştiği ve altın filmli örneklerde (AM05 serisi) 0,60 ile 0,95 arasında değiştiği görüldü.

Raman saçılması deneylerinden elde edilen sonuçlara göre, kristal pik konumlarının tavlama koşullarına bağlı olarak AM03 serisi örneklerinde  $490 - 505$  cm<sup>-1</sup> aralığında değiştiği ve  $495$  cm<sup>-1</sup>de doyuma ulaştığı; AM04 serisi örneklerinde  $495 - 514$  cm<sup>-1</sup> arasında değiştiği ve  $500$  cm<sup>-1</sup>de doyuma ulaştığı; AM05 serisi örneklerinde  $495 - 514$  cm<sup>-1</sup> arasında değiştiği ve  $513$  cm<sup>-1</sup>de doyuma ulaştığı gözlenmiştir. Kristal piki konumundaki azalma kristal boyutlarının küçülmesi ve yapıdaki stres ile ilişkilendirilmiştir.

Kristal yapıdan gerçekleşen Raman saçılması pikinin yarı genişliği, AM03 ve AM04 serisi örnekleri için  $15 - 35$  cm<sup>-1</sup> aralığında değiştiği bulunmuştur. AM03 örnekleri için artan tavlama sıcaklığı ile 35'ten  $25$  cm<sup>-1</sup> e, AM04 örnekleri için 25'ten  $20$  cm<sup>-1</sup>e azalmıştır. AM05 örneklerinde, tavlama sıcaklığı ile azalma 35'ten  $10$  cm<sup>-1</sup> e, daha geniş bir bantta gerçekleşmiştir. Raman saçılması kristal piki yarı genişliğindeki artış, kristal

boyutlarındaki küçülme ile ilişkilendirilmiştir. Yapı içindeki kristal tanecik boyutlarının, filmin çok kalın olmaması nedeniyle, daha fazla büyümediği, bir doyuma ulaştığı yorumu yapılmıştır. Metal etkileşimli kristalleşme sonucu elde edilen yapıların, içinde nanometre boyutlarında silisyum (nc-Si) taneciklerin yer aldığı amorf silisyum (a-Si) matris şeklinde olduğu söylenebilir [107].

Yapılan optik geçirgenlik ölçümlerinde Şekil 5.11, Şekil 5.12 ve Şekil 5.13'te görüldüğü üzere optik geçirgenlik alüminyum ile üretilen örneklerde 0,20 ile 0,50 değerleri arasında, altın örneklerde ise 0,05 ile 0,30 arasında girişim desenleri olduğu görüldü. Alüminyum örneklerde en fazla 0,50, altın örneklerde en fazla 0,30 değerine çıkması yapıda alüminyum ve altının bir kısmının kristalleşmeye girmeden kalması veya kristalleşmeye girenlerin yapı içinde yansıtıcılığı artırmasıdır.

Tavlama işlemlerinden sonra örneklerin, optik geçirgenlik ve yansıtıcılık değerleri kullanılarak, soğurma katsayısı spektrumları da hesaplanmıştır. Soğurma katsayısı spektrumlarının farklı foton enerjisi bölgelerinde görülen farklı soğurma davranışlarının değerlendirilebilmesi amacıyla, her spektrum için iki enerji değeri,  $E_{01}$  ve  $E_{02}$  hesaplanmıştır. Yapıdaki olası iki fazdan (nc-Si ve a-Si) kaynaklanıp kaynaklanmadıklarını belirlemek için,  $E_{01}$  ve  $E_{02}$  enerjilerinin, kristal oranı, kristal piki konumu ve yarı genişliğine bağlı değişimleri incelenmiştir. Neredeyse tüm örneklerde  $E_{01}$ 'in 1 eV civarında,  $E_{02}$ 'nin ise 1,7 – 1,9 eV aralığında değer aldığı bulunmuştur.

Elektriksel özelliklerinin belirlenmesi amacı ile 4 nokta özdirenç ve 4 nokta Hall etkisi ölçümleri de yapılmıştır. Tabaka özdirençleri AM03 ve AM04 örnekleri için 15 ile 80  $\Omega/\square$  arasında, AM05 örnekleri için ise 1 ile 1  $M\Omega/\square$  arasında değiştiği görülmüştür. AM03 ve AM04 örnekleri için özdirenç değerleri  $1,2 \times 10^{-3}$  ile  $2,0 \times 10^{-4} \Omega \cdot \text{cm}$  arasında, AM05 örnekleri için ise  $1,0 \times 10^{-5}$  ile  $1,0 \times 10^1 \Omega \cdot \text{cm}$  arasında değiştiği görüldü. Ayrıca, serbest yük taşıyıcı yoğunluklarının  $10^{16}$  ile  $10^{23} \text{ cm}^{-3}$  olduğu hesaplandı. Kullanılan metallerin yapıya safsızlık katkılama yapması sonucu, yük yoğunluğunun bu denli yüksek olduğu sonucu çıkartılabilir. Ancak kesin bir sonuca varabilmek için, ayrıntılı ve daha hassas ölçümler yapılmalıdır. Son olarak, özdirenç ölçümlerinden, taşıyıcı sürüklenme mobilitelerinin, 1 ile 800  $\text{cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$  arasında değerler aldığı bulunmuştur. Bulunan taşıyıcı mobilitelerinin, elektronun a-Si:H ile c-Si yapılarında sergilediği değerler arasında yer aldığı görülmüştür.



## KAYNAKLAR

- [1] B.P. Jelle, C. Breivik, H. Drolsum Røkenes, Building integrated photovoltaic products: A state-of-the-art review and future research opportunities, *Sol. Energy Mater. Sol. Cells.* 100 (2012) 69–96. <https://doi.org/10.1016/j.solmat.2011.12.016>.
- [2] T.A. Boden, R.J. Andres, G. Marland, Global, Regional, and National Fossil-Fuel CO<sub>2</sub> Emissions (1751 - 2014) (V. 2017), (2017). [https://doi.org/10.3334/CDIAC/00001\\_V2017](https://doi.org/10.3334/CDIAC/00001_V2017).
- [3] T. Nauc ler, P.-A. Enkvist, Pathways to a low-carbon economy: Version 2 of the global greenhouse gas abatement cost curve, 2009. <https://www.mckinsey.com/business-functions/sustainability/our-insights/pathways-to-a-low-carbon-economy>.
- [4] C. Peng, Y. Huang, Z. Wu, Building-integrated photovoltaics (BIPV) in architectural design in China, *Energy Build.* 43 (2011) 3592–3598. <https://doi.org/10.1016/j.enbuild.2011.09.032>.
- [5] B. Parida, S. Iniyan, R. Goic, A review of solar photovoltaic technologies, *Renew. Sustain. Energy Rev.* 15 (2011) 1625–1636. <https://doi.org/10.1016/j.rser.2010.11.032>.
- [6] G. N stase, A. Œerban, G. Dragomir, A.I. Brezeanu, I. Bucur, Photovoltaic development in Romania. Reviewing what has been done, *Renew. Sustain. Energy Rev.* 94 (2018) 523–535. <https://doi.org/10.1016/j.rser.2018.06.056>.
- [7] E.M. Carlisle, Silicon BT - Biochemistry of the Essential Ultratrace Elements, in: E. Frieden (Ed.), Springer US, Boston, MA, 1984: pp. 257–291. [https://doi.org/10.1007/978-1-4684-4775-0\\_11](https://doi.org/10.1007/978-1-4684-4775-0_11).
- [8] B.G. Streetman, S. Banerjee, Solid state electronic devices, Prentice-Hall of India, 2001.
- [9] M.B. de la Mora, O. Amelines-Sarria, B.M. Monroy, C.D. Hern andez-P rez, J.E. Lugo, Materials for downconversion in solar cells: Perspectives and challenges, *Sol. Energy Mater. Sol. Cells.* 165 (2017) 59–71. <https://doi.org/10.1016/j.solmat.2017.02.016>.
- [10] D.M. Chapin, C.S. Fuller, G.L. Pearson, A New Silicon p-n Junction Photocell for

- Converting Solar Radiation into Electrical Power, *J. Appl. Phys.* 25 (1954) 676–677. <https://doi.org/10.1063/1.1721711>.
- [11] M.J. Kerr, A. Cuevas, P. Campbell, Limiting efficiency of crystalline silicon solar cells due to Coulomb-enhanced Auger recombination, *Prog. Photovoltaics Res. Appl.* 11 (2003) 97–104. <https://doi.org/10.1002/pip.464>.
- [12] M.A. Green, Developments in Crystalline Silicon Solar Cells, *Sol. Cell Mater.* (2014) 65–84. <https://doi.org/10.1002/9781118695784.ch4>.
- [13] C. Hollemann, F. Haase, S. Schäfer, J. Krügener, R. Brendel, R. Peibst, 26.1%-efficient POLO-IBC cells: Quantification of electrical and optical loss mechanisms, *Prog. Photovoltaics Res. Appl.* 27 (2019) 950–958. <https://doi.org/10.1002/pip.3098>.
- [14] C. Liu, D. Chen, Y. Chen, Y. Ling, Y. Zou, Y. Wang, J. Gong, Z. Feng, P.P. Altermatt, P.J. Verlinden, Industrial TOPCon solar cells on n-type quasi-mono Si wafers with efficiencies above 23%, *Sol. Energy Mater. Sol. Cells.* 215 (2020) 110690. <https://doi.org/10.1016/j.solmat.2020.110690>.
- [15] J.M. Schneider, Nucleation and growth during the formation of polycrystalline silicon thin films, *Fak. IV - Elektrotechnik Und Inform.* (2005).
- [16] V.M. Fthenakis, P.D. Moskowitz, Photovoltaics: environmental, health and safety issues and perspectives, *Prog. Photovoltaics Res. Appl.* 8 (2000) 27–38. [https://doi.org/10.1002/\(SICI\)1099-159X\(200001/02\)8:1<27::AID-PIP296>3.0.CO;2-8](https://doi.org/10.1002/(SICI)1099-159X(200001/02)8:1<27::AID-PIP296>3.0.CO;2-8).
- [17] B.A. Andersson, Materials availability for large-scale thin-film photovoltaics, *Prog. Photovoltaics Res. Appl.* 8 (2000) 61–76. [https://doi.org/10.1002/\(SICI\)1099-159X\(200001/02\)8:1<61::AID-PIP301>3.0.CO;2-6](https://doi.org/10.1002/(SICI)1099-159X(200001/02)8:1<61::AID-PIP301>3.0.CO;2-6).
- [18] R.E.I. Schropp, Amorphous and Microcrystalline Silicon Solar Cells, *Sol. Cell Mater.* (2014) 85–111. <https://doi.org/10.1002/9781118695784.ch5>.
- [19] G. Conibeer, A. Willoughby, Introduction, in: *Sol. Cell Mater.*, 2014: pp. 1–4. <https://doi.org/10.1002/9781118695784.ch1>.
- [20] D.L. Staebler, C.R. Wronski, Reversible conductivity changes in discharge-produced amorphous Si, *Appl. Phys. Lett.* 31 (1977) 292–294.

<https://doi.org/10.1063/1.89674>.

- [21] J.S. Im, R.S. Sposili, Crystalline Si Films for Integrated Active-Matrix Liquid-Crystal Displays, *MRS Bull.* 21 (1996) 39–48. <https://doi.org/10.1557/S0883769400036125>.
- [22] R.B. Iverson, R. Reif, Recrystallization of amorphized polycrystalline silicon films on SiO<sub>2</sub>: Temperature dependence of the crystallization parameters, *J. Appl. Phys.* 62 (1987) 1675–1681. <https://doi.org/10.1063/1.339591>.
- [23] A. Shah, P. Torres, R. Tscharnner, N. Wyrsch, H. Keppner, Photovoltaic Technology: The Case for Thin-Film Solar Cells, *Science* (80-. ). 285 (1999) 692 LP – 698. <https://doi.org/10.1126/science.285.5428.692>.
- [24] K. Joshi, A. Ananya, U. Bhandarkar, S.S. Joshi, Ultra thin silicon wafer slicing using wire-EDM for solar cell application, *Mater. Des.* 124 (2017) 158–170. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2017.03.059>.
- [25] M.A. Green, P.A. Basore, N. Chang, D. Clugston, R. Egan, R. Evans, D. Hogg, S. Jarnason, M. Keevers, P. Lasswell, J. O’Sullivan, U. Schubert, A. Turner, S.R. Wenham, T. Young, Crystalline silicon on glass (CSG) thin-film solar cell modules, *Sol. Energy.* 77 (2004) 857–863. <https://doi.org/10.1016/j.solener.2004.06.023>.
- [26] R.B. Bergmann, G. Oswald, M. Albrecht, V. Gross, Solid-phase crystallized Si films on glass substrates for thin film solar cells, *Sol. Energy Mater. Sol. Cells.* 46 (1997) 147–155. [https://doi.org/10.1016/S0927-0248\(97\)00006-8](https://doi.org/10.1016/S0927-0248(97)00006-8).
- [27] K. Ishikawa, M. Ozawa, C.-H. Oh, M. Matsumura, Excimer-Laser-Induced Lateral-Growth of Silicon Thin-Films, *Jpn. J. Appl. Phys.* 37 (1998) 731–736. <https://doi.org/10.1143/jjap.37.731>.
- [28] S. He, B. Hoex, D. Inns, I.C. Brazil, P.I. Widenborg, A.G. Aberle, Crystal quality improvement of solid-phase crystallized evaporated silicon films by in-situ densification anneal, *Sol. Energy Mater. Sol. Cells.* 93 (2009) 1116–1119. <https://doi.org/10.1016/j.solmat.2009.01.012>.
- [29] J. Dore, R. Evans, B.D. Eggleston, S. Varlamov, M.A. Green, Intermediate Layers for Thin-Film Polycrystalline Silicon Solar Cells on Glass Formed by Diode Laser Crystallization, *MRS Online Proc. Libr.* 1426 (2012) 63–68.

<https://doi.org/10.1557/opl.2012.866>.

- [30] H.S. Salman, A. Bacioğlu, S.K. Eken, Crystallization of hydrogenated amorphous silicon thin film on glass by using ns-pulsed fiber laser operating at 1064 nm, *Mater. Sci. Semicond. Process.* 95 (2019) 20–27. <https://doi.org/10.1016/J.MSSP.2019.02.006>.
- [31] W. Seifert, D. Amkreutz, T. Arguirov, H.M. Krause, M. Schmidt, Analysis of Electron-Beam Crystallized Large Grained Si Films on Glass Substrate by EBIC, EBSD and PL, *Solid State Phenom.* 178–179 (2011) 116–121. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.178-179.116>.
- [32] B. Hartiti, A. Slaoui, J.C. Muller, P. Siffert, Thermal annealing of excimer-laser-induced defects in virgin silicon, *Mater. Sci. Eng. B.* 4 (1989) 257–260. [https://doi.org/10.1016/0921-5107\(89\)90252-3](https://doi.org/10.1016/0921-5107(89)90252-3).
- [33] L. Pereira, H. águas, P. Vilarinho, E. Fortunato, R. Martins, Metal induced crystallization: Gold versus aluminium, *J. Mater. Sci.* 40 (2005) 1387–1391. <https://doi.org/10.1007/s10853-005-0571-5>.
- [34] F. Namavar, J.I. Budnick, F.A. Otter, Chemical Profiling and Structural Studies of Ion-beam-Mixed Aluminum on Silicon, *MRS Online Proc. Libr.* 18 (1982) 31–41. <https://doi.org/10.1557/PROC-18-31>.
- [35] B.Y. Tsaur, J.W. Mayer, Metastable Au-Si alloy formation induced by ion-beam interface mixing, *Philos. Mag. A Phys. Condens. Matter, Struct. Defects Mech. Prop.* 43 (1981) 345–361. <https://doi.org/10.1080/01418618108239414>.
- [36] T. Ito, W.M. Gibson, Noble metal/Si(111) interfaces studied by MeV ion scattering, *J. Vac. Sci. Technol. A.* 2 (1984) 561–565. <https://doi.org/10.1116/1.572445>.
- [37] A.E. Robertson, L.G. Hultman, H.T.G. Hentzell, S.-E. Hörnström, G. Shaofang, Metal induced crystallization of amorphous silicon, *J. Vac. Sci. Technol. A Vacuum, Surfaces Film.* 5 (1987) 1447–1450. <https://doi.org/10.1116/1.574618>.
- [38] T.J. Konno, R. Sinclair, Crystallization of silicon in aluminium/amorphous-silicon multilayers, *Philos. Mag. B.* 66 (1992) 749–765. <https://doi.org/10.1080/13642819208220126>.
- [39] Ö. Tüzün, Y. Qiu, A. Slaoui, I. Gordon, C. Maurice, S. Venkatachalam, S.

- Chatterjee, G. Beaucarne, J. Poortmans, Properties of n-type polycrystalline silicon solar cells formed by aluminium induced crystallization and CVD thickening, *Sol. Energy Mater. Sol. Cells.* 94 (2010) 1869–1874. <https://doi.org/10.1016/j.solmat.2010.06.031>.
- [40] L. Hultman, A. Robertsson, H.T.G. Hentzell, I. Engström, P.A. Psaras, s, *J. Appl. Phys.* 62 (1987) 3647–3655. <https://doi.org/10.1063/1.339244>.
- [41] R.A. Street, *Hydrogenated amorphous silicon*, Cambridge University Press, Cambridge, 1991. <https://doi.org/10.1017/CBO9780511525247>.
- [42] R.C. Chittick, J.H. Alexander, H.F. Sterling, *The Preparation and Properties of Amorphous Silicon*, *J. Electrochem. Soc.* 116 (1969) 77. <https://doi.org/10.1149/1.2411779>.
- [43] P.G. Le Comber, W.E. Spear, *Electronic Transport in Amorphous Silicon Films*, *Phys. Rev. Lett.* 25 (1970) 509–511. <https://doi.org/10.1103/PhysRevLett.25.509>.
- [44] W.E. Spear, R.J. Loveland, A.Al-Sharbaty, *The temperature dependence of photoconductivity in a-Si*, *J. Non. Cryst. Solids.* 15 (1974) 410–422. [https://doi.org/10.1016/0022-3093\(74\)90147-1](https://doi.org/10.1016/0022-3093(74)90147-1).
- [45] W.E. Spear, P.G. Le Comber, *Substitutional doping of amorphous silicon*, *Solid State Commun.* 17 (1975) 1193–1196. [https://doi.org/10.1016/0038-1098\(75\)90284-7](https://doi.org/10.1016/0038-1098(75)90284-7).
- [46] D.E. Carlson, C.R. Wronski, *Amorphous silicon solar cell*, *Appl. Phys. Lett.* 28 (1976) 671–673. <https://doi.org/10.1063/1.88617>.
- [47] S. Ishihara, M. Kitagawa, *a-Si:H solar cell with low-resistance series connection by metal diffusion*, *J. Appl. Phys.* 65 (1989) 4045–4047. <https://doi.org/10.1063/1.343329>.
- [48] A. Bacıoğlu, *PECVD-Silisyum-Altoksit (a-SiOX:H, x<2) İnce Filmlerde Fotolüminesans İşleyişleri*, Doktora Tezi, Hacettepe Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, 2006.
- [49] K. Rüzgar, *Hidrojenlendirilmiş Nanokristal Silisyum Alt- Oksit (nc-SiOx:H, x<1) İnce Filmlerin Üretimi ve Karakterizasyonu*, Yüksek Lisans Tezi, Hacettepe Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, 2015.

- [50] J.C. Sturm, Y. Huang, L. Han, T. Liu, B. Hekmatshoar, K. Cherenack, E. Lausecker, S. Wagner, Amorphous silicon: The other silicon, 2011 12th Int. Conf. Ultim. Integr. Silicon, ULIS 2011. 2 (2011) 34–37. <https://doi.org/10.1109/ULIS.2011.5758011>.
- [51] P.A. Basore, Defining terms for crystalline silicon solar cells, Prog. Photovoltaics Res. Appl. 2 (1994) 177–179. <https://doi.org/10.1002/pip.4670020213>.
- [52] I. Yamamoto, H. Kuwano, Determination of the Energy Distribution of Grain Boundary Traps in Polycrystalline Silicon Films, Jpn. J. Appl. Phys. 31 (1992) L1381–L1383. <https://doi.org/10.1143/jjap.31.l1381>.
- [53] C.A. Dimitriadis, Chapter 5 - Polycrystalline silicon-based thin film transistors for integrated active-matrix liquid-crystal displays, in: H.S.B.T.-S.-B.M. and D. Nalwa (Ed.), Academic Press, Burlington, 2001: pp. 193–223. <https://doi.org/10.1016/B978-012513909-0/50016-7>.
- [54] S. Ju, X. Liang, X. Xu, Out-of-plane thermal conductivity of polycrystalline silicon nanofilm by molecular dynamics simulation, J. Appl. Phys. 110 (2011) 54318. <https://doi.org/10.1063/1.3633232>.
- [55] Z. Shi, S.R. Wenham, Polycrystalline silicon thin-film solar cells: The future for photovoltaics?, Prog. Photovoltaics Res. Appl. 2 (1994) 153–162. <https://doi.org/10.1002/pip.4670020210>.
- [56] M. Stöger, P. Schattschneider, V. Schlosser, R. Schneider, H. Kirmse, W. Neumann, TEM and EELS microanalysis of pc-Si thin film solar cells deposited by means of HW CVD, Sol. Energy Mater. Sol. Cells. 70 (2001) 39–47. [https://doi.org/10.1016/S0927-0248\(00\)00410-4](https://doi.org/10.1016/S0927-0248(00)00410-4).
- [57] C. Becker, E. Conrad, P. Dogan, F. Fenske, B. Gorka, T. Hänel, K.Y. Lee, B. Rau, F. Ruske, T. Weber, M. Berginski, J. Hüpkes, S. Gall, B. Rech, Solid-phase crystallization of amorphous silicon on ZnO:Al for thin-film solar cells, Sol. Energy Mater. Sol. Cells. 93 (2009) 855–858. <https://doi.org/10.1016/j.solmat.2008.09.059>.
- [58] G. Farhi, M. Aoucher, T. Mohammed-Brahim, Study of the solid phase crystallization behavior of amorphous sputtered silicon by X-ray diffraction and electrical measurements, Sol. Energy Mater. Sol. Cells. 72 (2002) 551–558.

[https://doi.org/10.1016/S0927-0248\(01\)00204-5](https://doi.org/10.1016/S0927-0248(01)00204-5).

- [59] S. Kolli, Surface micro-/nano-texturing by aluminum-induced crystallization of amorphous silicon, University of Arkansas, 2007. <https://www.proquest.com/dissertations-theses/surface-micro-nano-texturing-aluminum-induced/docview/304896804/se-2?accountid=11248>.
- [60] J. Haschke, D. Amkreutz, B. Rech, Liquid phase crystallized silicon on glass: Technology, material quality and back contacted heterojunction solar cells, *Jpn. J. Appl. Phys.* 55 (2016). <https://doi.org/10.7567/JJAP.55.04EA04>.
- [61] J.C.C. Fan, M.W. Geis, B. Tsaur, Lateral epitaxy by seeded solidification for growth of single-crystal Si films on insulators, *Appl. Phys. Lett.* 38 (1981) 365–367. <https://doi.org/10.1063/1.92339>.
- [62] K. Schillinger, S. Janz, S. Reber, Recrystallized silicon thin-film solar cells on zircon ceramics, in: 2013 IEEE 39th Photovolt. Spec. Conf., 2013: pp. 1784–1787. <https://doi.org/10.1109/PVSC.2013.6744489>.
- [63] J. Yun, J. Huang, A. Teal, K. Kim, S. Varlamov, M.A. Green, Correlation of the crystal orientation and electrical properties of silicon thin films on glass crystallized by line focus diode laser, *Thin Solid Films.* 609 (2016) 12–18. <https://doi.org/10.1016/j.tsf.2016.01.048>.
- [64] J. Yun, S. Varlamov, J. Huang, K. Kim, M.A. Green, Effect of deposition temperature on electron-beam evaporated polycrystalline silicon thin-film and crystallized by diode laser, *Appl. Phys. Lett.* 104 (2014) 242102. <https://doi.org/10.1063/1.4883863>.
- [65] O. Shekoofa, J. Wang, D. Li, Y. Luo, C. Sun, Z. Hao, Y. Han, B. Xiong, L. Wang, H. Li, Nano-crystalline thin films fabricated by Si-Al co-sputtering and metal induced crystallization for photovoltaic applications, *Sol. Energy.* 173 (2018) 539–550. <https://doi.org/10.1016/j.solener.2018.07.077>.
- [66] F. Oki, Y. Ogawa, Y. Fujiki, Effect of Deposited Metals on the Crystallization Temperature of Amorphous Germanium Film, *Jpn. J. Appl. Phys.* 8 (1969) 1056. <https://doi.org/10.1143/jjap.8.1056>.
- [67] J.R. Bosnell, U.C. Voisey, The influence of contact materials on the conduction crystallization temperature and electrical properties of amorphous germanium,

- silicon and boron films, *Thin Solid Films*. 6 (1970) 161–166. [https://doi.org/10.1016/0040-6090\(70\)90036-2](https://doi.org/10.1016/0040-6090(70)90036-2).
- [68] S.R. Herd, P. Chaudhari, M.H. Brodsky, Metal contact induced crystallization in films of amorphous silicon and germanium, *J. Non. Cryst. Solids*. 7 (1972) 309–327. [https://doi.org/10.1016/0022-3093\(72\)90267-0](https://doi.org/10.1016/0022-3093(72)90267-0).
- [69] Z. Wang, L.P.H. Jeurgens, E.J. Mittemeijer, *Metal-Induced Crystallization: Fundamentals and Applications*, CRC Press, 2015.
- [70] R. Sinclair, T.J. Konno, In situ HREM: application to metal-mediated crystallization, *Ultramicroscopy*. 56 (1994) 225–232. [https://doi.org/10.1016/0304-3991\(94\)90162-7](https://doi.org/10.1016/0304-3991(94)90162-7).
- [71] C. Hayzelden, J.L. Batstone, R.C. Cammarata, In situ transmission electron microscopy studies of silicide-mediated crystallization of amorphous silicon, *Appl. Phys. Lett.* 60 (1992) 225–227. <https://doi.org/10.1063/1.106971>.
- [72] C. Hayzelden, J.L. Batstone, Silicide formation and silicide-mediated crystallization of nickel-implanted amorphous silicon thin films, *J. Appl. Phys.* 73 (1993) 8279–8289. <https://doi.org/10.1063/1.353446>.
- [73] A. Hiraki, Low temperature reactions at Si/metal interfaces; What is going on at the interfaces?, *Surf. Sci. Rep.* 3 (1983) 357–412. [https://doi.org/10.1016/0167-5729\(84\)90003-7](https://doi.org/10.1016/0167-5729(84)90003-7).
- [74] Z.M. Wang, J.Y. Wang, L.P.H. Jeurgens, E.J. Mittemeijer, Thermodynamics and mechanism of metal-induced crystallization in immiscible alloy systems: Experiments and calculations on Al/a-Ge and Al/a-Si bilayers, *Phys. Rev. B*. 77 (2008) 45424. <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.77.045424>.
- [75] Z. Wang, L. Gu, L.P.H. Jeurgens, F. Phillipp, E.J. Mittemeijer, Real-Time Visualization of Convective Transportation of Solid Materials at Nanoscale, *Nano Lett.* 12 (2012) 6126–6132. <https://doi.org/10.1021/nl303801u>.
- [76] M. Kurosawa, K. Toko, N. Kawabata, T. Sadoh, M. Miyao, Al-Induced oriented-crystallization of Si films on quartz and its application to epitaxial template for Ge growth, *Solid. State. Electron.* 60 (2011) 7–12. <https://doi.org/10.1016/j.sse.2011.01.033>.
- [77] S. Tutashkonko, N. Usami, Effects of the Si/Al layer thickness on the continuity,



- crystalline orientation and the growth kinetics of the poly-Si thin films formed by aluminum-induced crystallization, *Thin Solid Films*. 616 (2016) 213–219. <https://doi.org/10.1016/j.tsf.2016.08.016>.
- [78] A. Bashir, T.I. Awan, A. Tehseen, M.B. Tahir, M. Ijaz, Chapter 3 - Interfaces and surfaces, in: T.I. Awan, A. Bashir, A.B.T.-C. of N. Tehseen (Eds.), Elsevier, 2020: pp. 51–87. <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-818908-5.00003-2>.
- [79] H. Conrads, M. Schmidt, Plasma generation and plasma sources, *Plasma Sources Sci. Technol.* 9 (2000) 441–454. <https://doi.org/10.1088/0963-0252/9/4/301>.
- [80] J. Schauer, PECVD-deposition and characterisation of C-Si thin film systems on metals, Ruhr- Universität Bochum, 2007.
- [81] A. Matsuda, K. Tanaka, Investigation of the growth kinetics of glow-discharge hydrogenated amorphous silicon using a radical separation technique, *J. Appl. Phys.* 60 (1986) 2351–2356. <https://doi.org/10.1063/1.337144>.
- [82] Akihisa Matsuda, Katsuhiko Nomoto, Yoshiaki Takeuchi, Atsushi Suzuki, Akimasa Yuuki, J. Perrin, Temperature dependence of the sticking and loss probabilities of silyl radicals on hydrogenated amorphous silicon, *Surf. Sci.* 227 (1990) 50–56. [https://doi.org/10.1016/0039-6028\(90\)90390-T](https://doi.org/10.1016/0039-6028(90)90390-T).
- [83] Y. Toyoshima, K. Arai, A. Matsuda, K. Tanaka, Real time in situ observation of the film growth of hydrogenated amorphous silicon by infrared reflection absorption spectroscopy, *Appl. Phys. Lett.* 56 (1990) 1540–1542. <https://doi.org/10.1063/1.103168>.
- [84] A. Matsuda, Plasma and surface reactions for obtaining low defect density amorphous silicon at high growth rates, *J. Vac. Sci. Technol. A Vacuum, Surfaces, Film.* 16 (1998) 365–368. <https://doi.org/10.1116/1.581105>.
- [85] G. Salkım, Metal etkileşimli kristalleşme yöntemi ile polikristal silisyum ince film üretimi ve elektriksel özelliklerinin incelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Hacettepe Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, 2018.
- [86] F.A. Settle, *Handbook of instrumental techniques for analytical chemistry*. 1997, Natl. Sci. Found. Arlingt. (1997).
- [87] G.S. Bumbrah, R.M. Sharma, *Raman spectroscopy – Basic principle, instrumentation and selected applications for the characterization of drugs of*

- abuse, Egypt. J. Forensic Sci. 6 (2016) 209–215. <https://doi.org/10.1016/j.ejfs.2015.06.001>.
- [88] R.S. Das, Y.K. Agrawal, Raman spectroscopy: Recent advancements, techniques and applications, Vib. Spectrosc. 57 (2011) 163–176. <https://doi.org/10.1016/j.vibspec.2011.08.003>.
- [89] H.H. Willard, L.L.J. Merritt, J.A. Dean, F.A.J. Settle, Instrumental methods of analysis, 7th edition, Wadsworth Publishing Company, United States, 1988. [http://inis.iaea.org/search/search.aspx?orig\\_q=RN:21030409](http://inis.iaea.org/search/search.aspx?orig_q=RN:21030409).
- [90] C.C. Moura, R.S. Tare, R.O.C. Oreffo, S. Mahajan, Raman spectroscopy and coherent anti-Stokes Raman scattering imaging: prospective tools for monitoring skeletal cells and skeletal regeneration, J. R. Soc. Interface. 13 (2016) 20160182. <https://doi.org/10.1098/rsif.2016.0182>.
- [91] M. Ledinský, L. Fekete, J. Stuchlík, T. Mates, A. Fejfar, J. Kočka, Characterization of mixed phase silicon by Raman spectroscopy, J. Non. Cryst. Solids. 352 (2006) 1209–1212. <https://doi.org/10.1016/j.jnoncrysol.2005.10.072>.
- [92] R. Tsu, J. Gonzalez-Hernandez, S.S. Chao, S.C. Lee, K. Tanaka, Critical volume fraction of crystallinity for conductivity percolation in phosphorus-doped Si:F:H alloys, Appl. Phys. Lett. 40 (1982) 534–535. <https://doi.org/10.1063/1.93133>.
- [93] D.K. Schroder, Optical Characterization, in: Semicond. Mater. Device Charact., 2005: pp. 563–626. <https://doi.org/10.1002/0471749095.ch10>.
- [94] N.M. Ceglio, Revolution in X-Ray Optics, J. Xray. Sci. Technol. 1 (1989) 7–78. <https://doi.org/10.3233/XST-1989-1103>.
- [95] D.K. Schroder, Resistivity, in: Semicond. Mater. Device Charact., Third Edit, John Wiley & Sons, Ltd, 2005: pp. 1–59. <https://doi.org/10.1002/0471749095.ch1>.
- [96] J. Tauc, R. Grigorovici, A. Vancu, Optical Properties and Electronic Structure of Amorphous Germanium, Phys. Status Solidi. 15 (1966) 627–637. <https://doi.org/10.1002/pssb.19660150224>.
- [97] K.B. Sundaram, G.K. Bhagavat, Optical absorption studies on tin oxide films, J. Phys. D. Appl. Phys. 14 (1981) 921–925. <https://doi.org/10.1088/0022-3727/14/5/025>.

- [98] Volkan Türker, Nano saniye atımlı 1064 nm fiber lazer ile yüzey dokulandırmasının tek kristal silisyumun optik yansıma ve soğurmasına etkisi, Yüksek Lisans Tezi, Hacettepe Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, 2018.
- [99] F. Wenner, A Method of Measuring Earth Resistivity: October 11, 1915.(Reprinted from Bulletin of the Bureau of Standards, Vol. 12)., US Government Printing Office, 1915.
- [100] L.B. Valdes, Resistivity Measurements on Germanium for Transistors, Proc. IRE. 42 (1954) 420–427. <https://doi.org/10.1109/JRPROC.1954.274680>.
- [101] L.J. van der PAUW, A method of measuring specific resistivity and Hall effect of discs of arbitrary shape, in: Semicond. Devices Pioneer. Pap., World Scientific, 1991: pp. 174–182. [https://doi.org/10.1142/9789814503464\\_0017](https://doi.org/10.1142/9789814503464_0017).
- [102] Z. Iqbal, S. Veprek, Raman scattering from hydrogenated microcrystalline and amorphous silicon, J. Phys. C Solid State Phys. 15 (1982) 377–392. <https://doi.org/10.1088/0022-3719/15/2/019>.
- [103] Y. Zhu, C. Yao, J. Wang, H. Zhu, T. Shen, X. Gao, J. Sun, K. Wei, D. Wang, Y. Sheng, Z. Wang, Micro-Raman spectroscopy characterization of silicon with different structures irradiated with energetic Bi-ions, Nucl. Instruments Methods Phys. Res. Sect. B Beam Interact. with Mater. Atoms. 365 (2015) 123–127. <https://doi.org/10.1016/j.nimb.2015.08.041>.
- [104] C. Kittel, Semiconductor Crystals, in: Introduction to Solid State Phys., 8th ed, NY: John Wiley & Sons, New York, 2005: pp. 185–219.
- [105] P. Heremans, A.K. Tripathi, A. de Jamblinne de Meux, E.C.P. Smits, B. Hou, G. Pourtois, G.H. Gelinck, Mechanical and Electronic Properties of Thin-Film Transistors on Plastic, and Their Integration in Flexible Electronic Applications, Adv. Mater. 28 (2016) 4266–4282. <https://doi.org/10.1002/adma.201504360>.
- [106] G.A. Slack, M.A. Hussain, The maximum possible conversion efficiency of silicon-germanium thermoelectric generators, J. Appl. Phys. 70 (1991) 2694–2718. <https://doi.org/10.1063/1.349385>.
- [107] C. Patra, D. Das, Maintaining superior crystallinity and conductivity in boron-doped nc-Si ultra-thin films by hydrogen plasma treatment, J. Phys. Chem. Solids. 157 (2021) 110199. <https://doi.org/10.1016/j.jpcs.2021.110199>.