

T.C.
MUĞLA SITKI KOÇMAN ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

FİZİK ANABİLİM DALI

**GÜNEŞ PİLLERİ UYGULAMALARI İÇİN KALIN
($>1\mu\text{m}$) MİKROKRİSTAL SİLİSYUM FİLMLEİN VHF-
PECVD TEKNİĞİ İLE PÜRÜZSÜZ CAM TABAN
MALZEME ÜZERİNE BÜYÜTÜLMESİ VE İKİ
DEMETLİ FOTOİLETKENLİK YÖNTEMİ İLE
METASTABİLİTE ETKİLERİNİN İNCELENMESİ**

DOKTORA TEZİ

GÖKHAN YILMAZ

KASIM 2015

MUĞLA

MUGLA SITKI KOÇMAN ÜNİVERSİTESİ

Fen Bilimleri Enstitüsü

TEZ ONAYI

GÖKHAN YILMAZ tarafından hazırlanan GÜNEŞ PİLLERİ UYGULAMALARI İÇİN KALIN ($>1\mu\text{m}$) MİKROKRİSTAL SİLİSYUM FİMLERİN VHF-PECVD TEKNİĞİ İLE PÜRÜZSÜZ CAM TABAN MALZEME ÜZERİNE BÜYÜTÜLMESİ VE İKİ DEMETLİ FOTOİLETKENLİK YÖNTEMİ İLE METASTABİLİTE ETKİLERİNİN İNCELENMESİ başlıklı tezinin, 18/11/2015 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından Fizik Anabilim Dalı'nda doktora derecesi için gerekli şartları sağladığı oybirliği/oyçokluğu ile kabul edilmiştir.

TEZ SINAV JURİSİ

Prof. Dr. Raşit TURAN (Üye)
Fizik Anabilim Dalı,
Orta Doğu Teknik Üniversitesi, Ankara

İmza:



Prof. Dr. Mehmet GÜNEŞ (Danışman)
Fizik Anabilim Dalı,
Muğla Sıtkı Koçman Üniversitesi, Muğla

İmza:



Prof. Dr. Rifat ÇAPAN (Üye)
Fizik Anabilim Dalı,
Balıkesir Üniversitesi, Balıkesir

İmza:



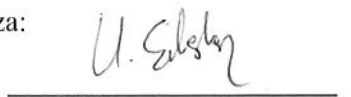
Yrd. Doç. Dr. Ali Kemal OKYAY (Üye)
Elektrik Elektronik Mühendisliği Anabilim Dalı,
Bilkent Üniversitesi, Ankara

İmza:



Yrd. Doç. Dr. Uğur ERKARSLAN (Üye)
Fizik Anabilim Dalı,
Muğla Sıtkı Koçman Üniversitesi, Muğla

İmza:



ANA BİLİM DALI BAŞKANLIĞI ONAYI

Prof. Dr. Arif NESRULLAZADE
Fizik Anabilim Dalı,
Muğla Sıtkı Koçman Üniversitesi, Muğla

İmza:



Prof. Dr. Mehmet GÜNEŞ
Fizik Anabilim Dalı,
Muğla Sıtkı Koçman Üniversitesi, Muğla

İmza:



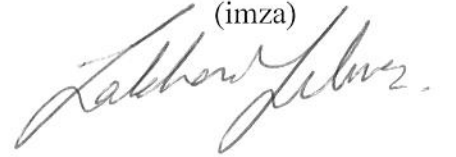
Savunma Tarihi: 18/11/2015

Tez çalışmalarım sırasında elde ettiğim ve sunduğum tüm sonuç, doküman, bilgi ve belgelerin tarafımdan bizzat ve bu tez çalışması kapsamında elde edildiğini; akademik ve bilimsel etik kurallarına uygun olduğunu beyan ederim. Ayrıca, akademik ve bilimsel etik kuralları gereği bu tez çalışması sırasında elde edilmemiş başkalarına ait tüm orijinal bilgi ve sonuçlara atıf yaptığımı da beyan ederim.

Gökhan YILMAZ

18/11/2015

(imza)



ÖZET

GÜNEŞ PİLLERİ UYGULAMALARI İÇİN KALIN (>1 μ m) MİKROKRİSTAL SİLİSYUM FİMLERİN VHF-PECVD TEKNİĞİ İLE PÜRÜZSÜZ CAM TABAN MALZEME ÜZERİNE BÜYÜTÜLMESİ VE İKİ DEMETLİ FOTOİLETKENLİK YÖNTEMİ İLE METASTABİLİTE ETKİLERİNİN İNCELENMESİ

Gökhan YILMAZ

Doktora Tezi

Fen Bilimleri Enstitüsü

Fizik Anabilim Dalı

Danışman: Prof. Dr. Mehmet GÜNEŞ

Kasım 2015, 261 sayfa

Bu çalışmada eşsiz elektronik özelliklerinden dolayı çok katmanlı güneş gözesi uygulamalarında potansiyeli yüksek bir malzeme olan hidrojenlendirilmiş mikrokristal silisyum (μ c-Si:H) malzemeler VHF-PECVD yöntemi ile güneş gözesi soğurucu tabaka kalınlığında ($\sim 1 \mu$ m) pürüzsüz cam taban üzerine başarı ile büyütülmüş ve bu malzemelerde farklı atmosferik koşullardan kaynaklı olarak oluşan metastabilite etkileri karanlık iletkenlik, fotoiletkenlik ve iki demetli fotoiletkenlik (DBP) yöntemleri ile incelenmiştir. Metastabilite etkileri sonucu oluşan karanlık ve foto iletkenlik bulgularındaki değişimler ile DBP yönteminden elde edilen optik soğurma katsayısı spektrumundaki değişimler ilişkilendirilerek malzemenin yasak enerji aralığında mevcut elektronik kusurlar hakkında bilgi edinilmiştir.

Elde edilen bulgular doğrultusunda uzun süre laboratuvar atmosferine maruz bırakılan kalın mikrokristal silisyum malzemelerde laboratuvar atmosferinden kaynaklı olarak kayda değer metastabilite etkisinin oluşmadığı belirlenmiştir. Fakat, kontrollü oksijen gazı atmosferinde yaratılan metastabilite etkilerinin kalın malzemelerde birkaç katlık karanlık ve foto iletkenlik artışlarına neden olurken DBP yöntemi ile elde edilen optik soğurma katsayısı spektrumunda düşük enerji bölgesinde kayda

değer bir azalma olmaktadır. Oksijen gazından sonra gerçekleştirilen ısı işlem sonrasında oksijen gazının hem geri dönüşümlü metastabilite etkisi hem de geri dönüşümsüz instabilite etkisi yarattığı anlaşılmıştır. Elde edilen değişimlerin literatürde rapor edilen iletkenlik değişimlerinden çok daha az olduğu görülmüştür. Bu amaç ile, aynı özelliklerde büyütülen ince (250-300nm) mikrokristal silisyum malzemeler oksijen gazında aynı koşullarda bekletilmesi sonucu yaratılan metastabilite etkileri sonucu, karanlık ve foto iletkenlik değerlerinde bir kaç mertebelere varan artışlar gözlenirken DBP yönteminden elde edilen optik soğurma katsayısı spektrumunda bir kaç katlık azalmalara neden olmaktadır. Bir başka ifade ile malzemelerin yasak enerji aralığındaki elektronik kusur yoğunluğunun oksijen gazının etkisi ile azaldığını göstermektedir. İnce malzemelerin oksijen sonrası gerçekleştirilen ısı işlem sonrasında ise genellikle geri dönüşümsüz instabilite etkisi sonucu malzemelerin aktivasyon enerji değerleri ciddi miktarda azalmıştır. Kalın mikrokristal silisyum malzemelerin aktivasyon enerjilerinde kayda değer bir azalma gözlenmezken ince malzemelerde kalıcı olarak malzemelerin n-tipi iletkenlik kazandığı bulunmuştur. Elde edilen bulgular ışığında oksijen gazının sadece malzeme yüzeyinde çok ince bir tabaka içine nüfuz edebildiği, bu nüfuz mesafesinin ince malzemelerin büyük bir kısmı oksijen gazına maruz kalırken kalın malzemelerin ise sadece yüzeyin çok ince bir tabakasına oksijen moleküllerinin nüfuz edebildiğini belirtmektedir. Sonuç olarak, atmosfer gazları ve/veya oksijen gazından kaynaklı metastabilite etkilerinin bir yüzey etkisi olduğu, yani yüzeye fiziksel ve/veya kimyasal olarak tutunan oksijen moleküllerinin yarattığı yüzey yük tabakalarının ciddi iletkenlik artmasına neden olurken aynı zamanda mevcut elektronik kusur yoğunluğunun kayda değer azalmasına neden olduğu elde edilen bulgulardan teyit edilmiştir.

Anahtar Kelimeler: $\mu\text{c-Si:H}$, a-Si:H , VHF-PECVD, DBP, Karanlık Öziletkenlik, Foto Öziletkenlik, Metastabilite, İnstabilite Muğla Sıtkı Koçman Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Muğla

ABSTRACT

DEPOSITION OF THICK ($>1\mu\text{m}$) MICROCRYSTALLINE SILICON FILMS FOR SOLAR CELL APPLICATION ON SMOOTH GLASS SUBSTRATE BY USING VHF-PECVD TECHNIQUE AND INVESTIGATION OF METASTABILITY EFFECT BY DUAL BEAM PHOTOCONDUCTIVITY METHOD

Gökhan YILMAZ

Doctor of Philosophy (Ph.D.)

Graduate School of Natural and Applied Sciences

Department of Physics

Supervisor: Prof. Dr. Mehmet GÜNEŞ

November 2015, 261 pages

In this thesis, thick ($>1\mu\text{m}$) hydrogenated microcrystalline silicon thin films used for the multi junction solar cell applications were successfully deposited by the high frequency plasma enhanced chemical vapor deposition method on smooth glass substrates coated with very thin adhesion layer of SiO_x prior to the deposition of films. Metastability effects in these thick films due to atmospheric gasses and high purity oxygen gas was investigated by using the dark conductivity, photoconductivity and dual beam photoconductivity (DBP) methods. Optical absorption coefficient spectrum obtained from the raw DBP and optical transmission spectra were used to detect the changes in the density of defect states in the bandgap of microcrystalline silicon. The changes in the dark conductivity and photoconductivity results due to metastability effect were finally correlated with those obtained from the optical absorption coefficient spectra of the samples in order to understand the changes in the density of defect states present in the bandgap of the microcrystalline silicon.

It was found that thick microcrystalline silicon thin films exposed to long term air exposure of two years do not exhibit any significant changes in the measured conductivities as well as optical absorption coefficient spectra. However, high purity oxygen exposure carried out in a cryostat caused an increase in both dark conductivity and photoconductivity by several factors and a significant decrease in the optical

absorption coefficient taken at 0.9eV. Heat treatment carried out at 430 K after oxygen exposure indicate that changes in conductivities and optical absorption coefficient values were partially reversible. A partial irreversible instability effect also caused by the oxygen exposure. However, these changes in thick microcrystalline silicon films were rather found to be small as compared to those reported in thin (100nm- 400nm) microcrystalline samples. In order to compare the effects of oxygen gas in thinner samples, microcrystalline films deposited under the similar deposition condition with thickness about 250nm- 300nm were exposed to oxygen gas in similar time periods. In contrast to thick samples, dark conductivity and photoconductivity of thin samples increased by several orders of magnitude, similar to the reported results in the literature. Correspondingly, optical absorption coefficient at lower energy decreased by several factors indicating a decrease in the density of electron occupied midgap states below the dark Fermi level. Heat treatment carried out at 430 K after the oxygen exposure indicated that dark conductivity and photoconductivity changes are mostly irreversible. Activation energy of dark conductivity for the samples decreased significantly representing n-type conductivity after oxygen gas treatment. It can be concluded from the results that oxygen molecules can penetrate in thick samples in such a small distance from the surface causing small changes in measured properties. However, such penetration distance in thin samples covers larger portion of the bulk of the sample and cause substantial increase in conductivities as well as significant decrease in the occupied density of states in the bandgap of microcrystalline silicon. For reversible effect, oxygen molecules attach physically to the surface of crystalline grains, which was removed by heat treatment. However, oxygen molecules make chemical bonds to the defects on the surface of crystalline grains and cause irreversible increase in conductivities as well as passivate the defect states as determined from the changes in optical absorption spectrum.

Keywords: $\mu\text{c-Si:H}$, a-Si:H , VHF-PECVD, DBP, Dark Conductivity, Photo Conductivity, Metastability, Instability, Muğla Sıtkı Koçman University, Graduate School of Natural and Applied Sciences, Muğla

Sevgili Eşime,
Canım Aileme
ve
Mavi gözlü Pars'a

ÖNSÖZ

Bu tez çalışması sırasında bilgi birikimi, deneyimi ile sadece doktora tezime değil aynı zamanda hayatıma da danışmanlık eden, yol gösteren, üzerimdeki emeğini asla unutmayacağım ve emeğinin karşılığını asla ödeyemeyeceğim saygıdeğer hocam Prof.Dr. Mehmet GÜNEŞ'e teşekkürü bir borç bilirim.

Tez çalışmasının deneysel kısmının oluşması sırasında avrupanın en büyük araştırma merkezi olan Jülich Araştırma Merkezinin (Forschungszentrum Jülich (FZJ)) kapılarını açan laboratuvar ve akademik imkanlarını kullanmamı sağlayan Dr. Friedhelm FINGER'a teşekkürlerimi sunarım. Ayrıca başta enstitü müdürü Prof. Dr. Uwe RAU, Prof. Dr. Reinhard CARIUS, Dipl.-Ing. Josef KLOMFAß, Dr. Tsvetelina MERDZHANOVA, Dr. Kaining DING, Dr. Emilio MARINS ve Joachim KIRCHHOFF olmak üzere FZJ Photovoltaic Institute (IEK-5) bütün çalışanlarına teşekkür ederim.

IEK-5 bünyesindeki benimde içerisinde bulunduğum Materials and Solar Cell grubuna başta Dr. Vladimir SMIRNOV ve Dr. Oleksandr ASTAKHOV olmak üzere bütün üyelerine beraber çalışma imkanı verdikleri için teşekkür ederim. Uluslararası projemiz kapsamında beraber çalıştığımız Dr. Rudolf BRÜGGEMAN ve Prof. Dr. Gottfried Heinrich BAUER'e teşekkürlerimi sunarım.

Tez önerisinden son savunmasına kadar olan her 6 aylık zaman diliminde beni sıkılmadan dinleyen, yapıcı eleştirileri ile teze yön veren tez izleme komitesi üyelerimiz Doç.Dr. Yusuf SELAMET, Doç.Dr. Cahit KARANFİL ve Yrd.Doç.Dr. Uğur ERKARSLAN'a teşekkürü bir borç bilirim. Programlarının yoğun olmalarına rağmen beni kırmayarak savunmama gelerek beni onurlandıran ve tezime katkı sağlayan saygıdeğer hocalarım Prof.Dr.Raşit TURAN, Prof.Dr. Rifat ÇAPAN ve Yrd.Doç.Dr. Ali Kemal OKYAY'a teşekkür ederim.

Bu tez çalışmasında kullanılan laboratuvar ekipmanları 108T218 numaralı uluslar arası işbirliği projesinden alınmıştır. 108T218 numaralı proje desteklerinden dolayı TÜBİTAK ve Almanya'nın BMBF kurumlarına teşekkür ederim. Yine bu tez çalışması, Muğla Sıtkı Koçman Üniversitesi Bilimsel Araştırmalar Koordinasyonu Birimi tarafından 12/75 kod numaralı "İnce Film Silisyum Malzemelerin Farklı Taban Malzemeler Üzerine Yüksek Frekanslı Plazma Yardımlı Kimyasal Buhar Fazdan Büyütme Tekniği (VHF-PECVD) ile Büyütülmesi ve İki Demetli Fotoiletkenlik Yöntemi ile Optiksel Karakterizasyonu" başlıklı proje ile desteklenmiştir.

Finansal olarak yüksek lisans ve doktora süresince 50/d maddesine göre Araştırma Görevlisi kadrosu ile destek veren Muğla Sıtkı Koçman Üniversitesine teşekkür ederim. Doktora araştırma sürecinde TÜBİTAK ve HELMHOLTZ Association vermiş olduğu 12 aylık bütünlük doktora araştırma bursuna teşekkür ederim.

Dokuz yıl boyunca acısıyla tatlısıyla bana çalışma imkanı sunan Muğla Sıtkı Koçman Üniversitesi Fizik Bölümünün bütün öğretim üyeleri ve öğretim elemanlarına teşekkür ederim. Tez yazımı sırasında fikir alışverişinde bulunduğum arkadaşlarım Uzm.Dr. Şadan ÖZDEN, Araş.Gör Atilla Eren MAMUK ve Hüzeyin Muzeffer ŞAĞBAN'e teşekkür ederim. Tezin format kısmında usanmadan bana yardımcı olan Doç.Dr. Reşat ÜNAL, Doç.Dr. Özge TÜZÜN ÖZMEN ve Araş.Gör. Çağdaş KOÇAK'a teşekkür ederim.

Tez süresince sürekli yanımda olan, bir hocadan çok bir abi gibi yaklaşan en zor durumlarımızda yanımda olup elini uzatarak bulunduğumuz sıkıntılardan bizi kurtaran saygıdeğer hocam Yrd.Doç.Dr. Uğur ERKARSLAN'a teşekkürlerimi sunarım. Tez boyunca gerek kimyasal içerikli konularda bana destek veren gerekse övgüleri ile beni motive eden değerli hocam Prof.Dr. Ülkü ANIK'a teşekkürlerimi sunarım.

Tez çalışması kapsamında Almanya'nın Aachen şehrindeki geçirdiğimiz zaman diliminde bize evini açan, bize ikinci bir aile olan Gülsüm AĞIL ve ailesine teşekkürlerimi sunarım. Aachen'daki dostlarımız Leyla-Fazıl GÜÇLÜ, Duisburg'daki dostlarımız Funda-Erkan AYDOĞDU, Ümit-Elif DAĞKALDIRAN ve Almanya'daki bütün dostlarımız hepimize yürek dolusu teşekkürler.

Bu tez çalışmasında bana sabırla katlanan, iki yanlışın bazen bir doğru ettiğini bana var oluşu ile ispatlayan, en zor zamanlarımda omzunda huzur bulduğum, en az benim kadar bu çalışmada emeği olan, hayat arkadaşım, yol arkadaşım, eşim sana sonsuz teşekkürler.

Hayatımın her anında yanımda olan, nezaman yardıma ihtiyacım olsa geri çevirmeyen, zor koşullarda bile var olan her şeylerini biz evlatlarına sunan, bizleri bu günümüze gelirken dişini tırnağına katarak, çabalayarak büyüten annem ve babam sizlerin hakkına asla ödeyemem. Bana ikinci bir anne olan ablam, destekcim abim, eniştem, yengem ve canımdan çok sevdiğim ancak yeteri kadar ilgilenemediğim yeğenlerim, sizler benim bu hayatta ayakta ve dik durmamı sağlayan görünmez eller ve güçlersiniz hepimize sonsuz teşekkürler.

İÇİNDEKİLER

ÖNSÖZ.....	ix
İÇİNDEKİLER	xi
ÇİZELGELER DİZİNİ	xiii
ŞEKİLLER DİZİNİ	xiv
SEMBOLLER VE KISALTMALAR DİZİNİ	xxiii
1.GİRİŞ	1
1.1. Kaynak Özeti.....	2
1.2. Tezin Amaçları	22
2. MALZEMELER VE DENEYSSEL YÖNTEMLER	24
2.1. Giriş.....	24
2.2. Kalın (>1µm) Mikrokristal Silisyum Malzemenin Tutunabileceği Taban Malzeme Üzerine Araştırma Çalışmaları	24
2.2.1. Pürüzsüz cam yüzeyler üzerine nano-pürüzlü yüzey oluşturulması	26
2.2.1.1. Hidroflorik (HF) asit ile pürüzsüz cam yüzeylerin aşındırılması	28
2.2.1.2. KOH çözeltisi ile pürüzsüz cam yüzeylerin aşındırılması.....	30
2.2.1.3. Ca(OH) ₂ çözeltisi ile pürüzsüz cam yüzeylerin aşındırılması.....	31
2.2.2. Saydam ve yalıtkan SiO _x ara tutucu tabakanın geliştirilmesi	32
2.3. Kalın (>1µm) Mikrokristal Silisyum Malzemelerin VHF-PECVD Yöntemi ile Büyütülmesi	39
2.3.1 VHF-PECVD sisteminin yapısı	39
2.3.2. VHF-PECVD sisteminin optimum çalışma koşullarının belirlenmesi	44
2.3.3. Kalın (>1 µm) ve ince (~300 nm) µc-Si:H malzemelerin büyütülmesi.....	50
2.4. µc-Si:H Malzemelerin Optoelektronik Karakterizasyon Yöntemleri	54
2.4.1. Karanlık öziletkenlik mekanizması.....	55
2.4.2. Kararlı durum foto öziletkenlik mekanizması	56
2.4.3. Karanlık İletkenlik ve Fotoiletkenlik Ölçüm Sistemi	62
2.4.4. İki Demetli Fotoiletkenlik Spektroskopisi (DBP).....	73
2.4.5. Mutlak optik soğurma katsayısı spektrumunun hesaplanması-Ritter- Weisser yöntemi	86

2.5. İnce Film Silisyum Malzemelerde Metastabilite/İnstabilite Etkilerinin Yaratılması İşlemi	90
2.5.1. Laboratuvar Atmosferine Yaratılan Metastabilite/İnstabilite Etkileri	91
2.5.2. Yüksek Safılıkta Oksijen Gazı Atmosferinde Yaratılan Metastabilite/İnstabilite Etkileri	92
2.5.3. Isıl İşlem Yöntemi.....	93
3. DENEYSEL BULGULAR	95
3.1. Giriş.....	95
3.2. Kalın Malzemelerde Laboratuvar Atmosferinde Oluşan Elektronik Değişimler Sonucu Elde Edilen Deneysel Bulgular	95
3.2.1. Karanlık öziletkenlik bulguları	96
3.2.2. Foto öziletkenlik bulguları	108
3.2.3. İki demetli foto iletkenlik (DBP) bulguları	114
3.3. Kalın Malzemelerde Yüksek Safılıktaki Oksijen Atmosferinde yaratılan Elektronik Değişimler Sonucu Elde Edilen Deneysel Bulgular.....	127
3.3.1. Karanlık öziletkenlik bulguları	127
3.3.2. Foto öziletkenlik bulguları	141
3.3.3. İki demetli foto iletkenlik (DBP) bulguları	148
3.4. İnce Malzemelerde Yüksek Safılıktaki Oksijen Atmosferinde yaratılan Elektronik Değişimler Sonucu Elde Edilen Deneysel Bulgular.....	158
3.4.1. Karanlık öziletkenlik bulguları	158
3.4.2. Foto öziletkenlik bulguları	170
3.4.3. İki demetli foto iletkenlik (DBP) bulguları	176
4. TARTIŞMA VE SONUÇLAR	191
4.1. Gelecekte Yapılması Planlanan Çalışmalar	220
KAYNAKÇA	222
EKLER.....	228
EK A. İki Demetli Fotoiletkenlik Ölçüm Programı	228
EK B . I-V Ölçüm Programı	239
EK C. Zamana Bağlı Karanlık Akım Ölçüm Programı	244
EK D. Sıcaklığa Bağlı Karanlık Akım Ölçüm Programı	248
ÖZGEÇMİŞ.....	259

ÇİZELGELER DİZİNİ

Çizelge 2.1. Tezde incelenen kalın ($>1 \mu\text{m}$) a-Si:H ve $\mu\text{c-Si:H}$ filmlerin üretim koşulları ve listesi.....	53
Çizelge 2.2. Tezde incelenen ince ($\sim 300\text{nm}$) a-Si:H ve $\mu\text{c-Si:H}$ filmlerin üretim koşulları ve listesi.....	53

ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil 1.1. Hidrojenlendirilmiş mikrokristal silisyum [$\mu\text{c-Si:H}$] ince filmin mikro yapısal özelliklerinin şematik gösterimi. (Vetterl ve diğerleri, 2000).....	5
Şekil 1.2. Raman grafiği [Vetterl 2001, Doktora tez].....	7
Şekil 2.1. Çok katmanlı güneş gözeleri teknolojisinde kullanılan taban malzemelerin optiksel geçirgenlik spektrumları.....	25
Şekil 2.2. Pürüzsüz Corning cam taban malzeme yüzeyinin aşındırma öncesi AKM ile elde edilen yüzey topografyası.....	27
Şekil 2.3. HF uygulamalarına maruz kalmış pürüzsüz camların AKM ile elde edilen rms pürüzlülük bulguları.....	29
Şekil 2.4. Aşındırılmamış pürüzsüz cam yüzeyin ve %5 konsantrasyona sahip HF çözeltisi ile 600s aşındırılmış cam yüzeye ait UV-VIS-NIR spektro fotometre ile ölçülen optiksel geçirgenlik spektrumların dalgaboyuna göre değişimi	29
Şekil 2.5. 4 saat süre ile 1 Molar derişim değerindeki KOH çözeltisinde aşındırılmış olan cam taban malzemenin AKM ile elde edilen yüzey topografyası.....	31
Şekil 2.6. 4 saat süre ile 2 Molar derişim değerindeki Ca(OH)_2 çözeltisinde aşındırılmış olan cam taban malzemenin AKM ile elde edilen yüzey topografyası.....	32
Şekil 2.7. SiO_x tabakası kaplanmış olan cam taban malzemenin AKM ile elde edilen yüzey topografyası.....	34
Şekil 2.8. Çok katmanlı güneş gözelerininin geliştirilmesinde kullanılan taban malzemelerin Rms pürüzlülükleri.....	35
Şekil 2.9. Pürüzsüz cam ve SiO_x kaplı pürüzsüz cam tabakanın optiksel geçirgenlik spektrumları	35
Şekil 2.10. Dört farklı taban malzeme üzerine aynı anda VHF-PECVD sistemi ile SC %5 oranında büyütülen 540nm kalınlığındaki $\mu\text{c-Si:H}$ ince film malzemelerin büyütme işleminden 1 ay sonraki resimleri.	37
Şekil 2.11. Dört farklı taban malzeme üzerine aynı anda VHF-PECVD sistemi ile SC %5 oranında büyütülen 1600nm kalınlığındaki $\mu\text{c-Si:H}$ ince film malzemelerin büyütme işleminden 1 ay sonraki resimleri.	37
Şekil 2.12. Pürüzsüz cam taban malzemesi üzerine kaplanmış SiO_x ara katman üzerine büyütülmüş 11C402 kodlu $\mu\text{c-Si:H}$ malzemenin SEM kesit görüntüsü.	39

Şekil 2.13. VHF-PECVD sisteminin şematik gösterimi.	40
Şekil 2.14. Bu tezde incelenen kalın mikrokristal silisyummalzemelerin büyütüldüğü çok odalı VHF-PECVD sisteminin şematik tasarımı (Julich Araştırma Merkezi, Fotovoltaik Enstitüsü (IPV-5) Julich, Almanya).	43
Şekil 2.15. Bu tezde incelenen kalın mikrokristal silisyum malzemelerin büyütüldüğü çok odalı VHF-PECVD sisteminin resmi (Julich Araştırma Merkezi, Fotovoltaik Enstitüsü (IPV-5) Julich, Almanya)	43
Şekil 2.16. Teorik olarak elde edilen Pachen eğrisinin grafiği	45
Şekil 2.17. Teorik olarak elde edilen Pachen eğrisinin her kısmına ait üretilen ince film şekilleri.....	46
Şekil 2.18. Bu tezde incelenen mikrokristal silisyum malzemelerin büyütüldüğü VHF-PECVD sistemi ile deneysel olarak elde edilmiş Paschen eğrisi.	47
Şekil 2.19. VHF-PECVD sisteminde yüksek kristal hacim oranına sahip ince film silisyum malzeme üretimi için elde edilen film büyütme hızı belirleme grafiği.	48
Şekil 2.20. VHF-PECVD sisteminde düşük kristal hacim oranına sahip ince film silisyum malzeme üretimi için elde edilen film büyütme hızı grafiği.....	48
Şekil 2.21. Tezde incelenen a-Si:H ve μ c-Si:H film malzemelerin (a) üstten, (b) yan kesit görünümü	54
Şekil 2.22. Tuzak ve yeniden birleşme merkezlerinin yarı iletken yasak enerji aralığındaki buldukları bölgeler.	59
Şekil 2.23. Sabit sıcaklıkta ışıltı yaratma hızına bağlı olarak kuazi-Fermi seviyeleri ve Fermi-Dirac dağılım fonksiyonundaki değişim.	60
Şekil 2.24. Kararlı durum karanlık iletkenlik ve fotoiletkenlik ölçüm sistemi.....	64
Şekil 2.25. Bakırdan yapılmış malzeme tutucunun üstten görünümü.....	64
Şekil 2.26. I-V ölçüm yazılımının akış diagramı	66
Şekil 2.27. Tezde incelenen bir mikrokristal silisyum malzemeye ait karanlık ve ışık altında ölçülen log-log çizilmiş a) akım-gerilim ve b) iletkenlik-gerilim bulguları	67
Şekil 2.28. Zamana bağlı karanlık akım ölçüm programının akış diagramı	68
Şekil 2.29. Bu tezde incelenen bir mikrokristal silisyum malzemenin zamana bağlı karanlık öziletkenlik değişim grafiği.....	69
Şekil 2.30. Sıcaklığa bağlı karanlık akım ölçüm programının akış diagramı	72
Şekil 2.31. Silisyum film malzemelerin optiksel özellikleri için kullanılan İki Demetli Fotoiletkenlik(DBP) ölçüm sisteminin şematik tasarımı	75

Şekil 2.32. Silisyum film malzemelerin optiksel özelliklerinin incelendiği İki Demetli Fotoiletkenlik sisteminin resmi (Muğla Sıtkı Koçman Üniversitesi)	75
Şekil 2.33. DBP sistemi ile elde edilen ışık akısı spektrumu.....	80
Şekil 2.34. DBP sistemi ile elde edilen DBP kazanç spektrumu	80
Şekil 2.35. DBP sistemi ile elde edilen optik geçirgenlik spektrumu	81
Şekil 2.36. Silisyum film malzemelerin optiksel özellikleri için kullanılan İki Demetli Fotoiletkenlik ölçüm sisteminin akış diyagramı	83
Şekil 2.37. Bu tezde incelenen bir malzemeye ait Ritter-Weisser denklemi ile hesaplanan enerjiye bağlı mutlak soğurma katsayısı spektrumu	90
Şekil 3.1. Turbo moleküler pompanın laboratuvar atmosferinden yüksek vakum ortamına geçerken zamana bağlı basınç değişim grafiği.....	97
Şekil 3.2. Laboratuvar atmosferinde beklemiş yüksek kristalli, a) $I_C^{RS} = 0,86$ b) $I_C^{RS} = 0,69$, kristal hacim oranına sahip mikrokristal silisyum malzemelerin ısıl işlem öncesi ve sonrası zamana bağlı karanlık iletkenlik bulguları. İçteki grafikte metal kontakların karanlık ve ışık altında Ohmik özelliğini belirten dc gerilimine karşılık iletkenlik değerleri gösterilmiştir.....	99
Şekil 3.3. Laboratuvar atmosferinde beklemiş orta kristalli, a) $I_C^{RS} = 0,52$ b) $I_C^{RS} = 0,40$ kristal hacim oranına sahip mikrokristal silisyum malzemelerin ısıl işlem öncesi ve sonrası zamana bağlı karanlık iletkenlik bulguları. İçteki grafikte metal kontakların karanlık ve ışık altında Ohmik özelliğini belirten dc gerilimine karşılık iletkenlik değerleri gösterilmiştir.	100
Şekil 3.4. Laboratuvar atmosferinde beklemiş düşük kristalli, a) $I_C^{RS} = 0,22$ b) $I_C^{RS} = 0$ kristal hacim oranına sahip mikrokristal ve amorf silisyum malzemelerin ısıl işlem öncesi ve sonrası zamana bağlı karanlık iletkenlik bulguları. İçteki grafikte metal kontakların karanlık ve ışık altında Ohmik özelliğini belirten dc gerilimine karşılık iletkenlik değerleri gösterilmiştir.	101
Şekil 3.5. a) $I_C^{RS} = 0,86$, b) $I_C^{RS} = 0,69$ kristal hacim oranına sahip kalın mikrokristal silisyum malzemelerin uzun süreli laboratuvar atmosferinde bekletildikten sonra sıcaklığa bağlı öziletkenlik bulguları	104
Şekil 3.6. a) $I_C^{RS} = 0,52$, b) $I_C^{RS} = 0,40$ kristal hacim oranına sahip kalın mikrokristal silisyum malzemelerin uzun süreli laboratuvar atmosferinde bekletildikten sonra sıcaklığa bağlı öziletkenlik bulguları	105
Şekil 3.7. a) $I_C^{RS} = 0,22$, b) $I_C^{RS} = 0$ kristal hacim oranına sahip kalın mikrokristal ve amorf silisyum malzemelerin uzun süreli laboratuvar	

atmosferinde bekletildikten sonra sıcaklığa bağlı öziletkenlik bulguları	107
Şekil 3.8. a) $I_C^{RS} = 0,86$ ve b) $I_C^{RS} = 0,69$ kristal hacim oranına sahip kalın mikrokristal silisyum malzemelerin uzun süreli laboratuvar atmosferinde bekletildikten sonra ısı işlem öncesi ve sonrası elde edilen ışık şiddetine bağlı foto öziletkenlik bulguları	110
Şekil 3.9. a) $I_C^{RS} = 0,52$ ve b) $I_C^{RS} = 0,40$ kristal hacim oranına sahip kalın mikrokristal silisyum malzemelerin uzun süreli laboratuvar atmosferinde bekletildikten sonra ısı işlem öncesi ve sonrası elde edilen ışık şiddetine bağlı foto öziletkenlik bulguları	111
Şekil 3.10. a) $I_C^{RS} = 0,22$ ve b) $I_C^{RS} = 0$ kristal hacim oranına sahip kalın mikrokristal ve amorf silisyum malzemelerin uzun süreli laboratuvar atmosferinde bekletildikten sonra ısı işlem öncesi ve sonrası elde edilen ışık şiddetine bağlı foto öziletkenlik bulguları	113
Şekil 3.11. Uzun süre laboratuvar atmosferine maruz kalmış yüksek kristalli $I_C^{RS} = 0,86$ kristal hacim oranına sahip kalın mikrokristal silisyum malzemenin a) ısı işlem öncesi b) ısı işlem sonrasında dört farklı dc ışık şiddetinde ölçülen enerjiye bağlı DBP kazanç spektrumları . İç kısımlarda ise aynı elektronik durumda ölçülen optik geçirgenlik spektrumları gösterilmiştir.	116
Şekil 3.12. Uzun süre laboratuvar atmosferine maruz kalmış yüksek kristalli $I_C^{RS} = 0,86$ kristal hacim oranına sahip kalın mikrokristal silisyum malzemenin a) ısı işlem öncesi, ve b) ısı işlem sonrasında dört farklı dc ışık şiddetinde ölçülen DBP spektrumları ve optik geçirgenlik spektrumlarından hesaplanan mutlak optik soğurma katsayısı spektrumları	117
Şekil 3.13. Uzun süre laboratuvar atmosferine maruz kalmış yüksek kristalli $I_C^{RS} = 0,86$ kristal hacim oranına sahip kalın mikrokristal silisyum malzemenin ısı işlem öncesi ve ısı işlem sonrasında en düşük dc ışık şiddetinde ölçülen DBP spektrumlarından hesaplanan optik soğurma katsayısı spektrumları	118
Şekil 3.14. Uzun süre laboratuvar atmosferinde beklemiş $I_C^{RS} = 0,69$ kristal hacim oranına sahip kalın mikrokristal silisyum malzemenin ısı işlem önce ve sonrasında en düşük dc ışık şiddetinde elde edilen a) ham DBP ve optik geçirgenlik spektrumları, b) bu spektrumlardan hesaplanan mutlak optik soğurma katsayısı spektrumları	120
Şekil 3.15. Uzun süre laboratuvar atmosferinde beklemiş $I_C^{RS} = 0,52$ kristal hacim oranına sahip kalın mikrokristal silisyum malzemenin ısı işlem önce ve sonrasında en düşük dc ışık şiddetinde elde edilen a) ham DBP ve optik geçirgenlik spektrumları, b) bu spektrumlardan hesaplanan mutlak optik soğurma katsayısı spektrumları	123
Şekil 3.16. Uzun süre laboratuvar atmosferinde beklemiş $I_C^{RS} = 0,40$ kristal hacim oranına sahip kalın mikrokristal silisyum malzemenin ısı	

- işlem önce ve sonrasında en düşük dc ışık şiddetinde elde edilen a) ham DBP ve optik geçirgenlik spektrumları, b) bu spektrumlardan hesaplanan mutlak optik soğurma katsayısı spektrumları..... 124
- Şekil 3.17. Uzun süre laboratuvar atmosferinde beklemiş $I_C^{RS} = 0,22$ kristal hacim oranına sahip kalın mikrokristal silisyum malzemenin ısı işlem önce ve sonrasında en düşük dc ışık şiddetinde elde edilen a) ham DBP ve optik geçirgenlik spektrumları, b) bu spektrumlardan hesaplanan mutlak optik soğurma katsayısı spektrumları..... 125
- Şekil 3.18. Uzun süre laboratuvar atmosferinde beklemiş $I_C^{RS} = 0$ kristal hacim oranına sahip kalın amorf silisyum malzemenin ısı işlem önce ve sonrasında en düşük dc ışık şiddetinde elde edilen a) ham DBP ve optik geçirgenlik spektrumları, b) bu spektrumlardan hesaplanan mutlak optik soğurma katsayısı spektrumları..... 126
- Şekil 3.19. Yüksek kristalli kalın, a) $I_C^{RS} = 0,86$, b) $I_C^{RS} = 0,69$ kristal hacim oranına sahip mikrokristal silisyum malzemelerin ısı işlem-1 sonrası(300 K), oksijen gazı içerisinde(353 K), oksijen gazı içerisinde(300 K), oksijen gazı uygulaması sonrası yüksek vakum ortamında(300 K) ve ısı işlem-2 sonrası(300 K), zamana bağlı karanlık öziletkenlik bulguları. 130
- Şekil 3.20. Geçiş kristalli kalın, a) $I_C^{RS} = 0,52$, b) $I_C^{RS} = 0,40$ kristal hacim oranına sahip mikrokristal silisyum malzemelerin ısı işlem-1 sonrası(300 K), oksijen gazı içerisinde(353 K), oksijen gazı içerisinde(300 K), oksijen gazı uygulaması sonrası yüksek vakum ortamında(300 K) ve ısı işlem-2 sonrası(300 K), zamana bağlı karanlık öziletkenlik bulguları. 133
- Şekil 3.21. Düşük kristalli ve amorf kalın, a) $I_C^{RS} = 0,22$, b) $I_C^{RS} = 0$ kristal hacim oranına sahip mikrokristal silisyum malzemelerin ısı işlem-1 sonrası(300 K), oksijen gazı içerisinde (353 K), oksijen gazı içerisinde (300 K), oksijen gazı uygulaması sonrası yüksek vakum ortamında (300 K) ve ısı işlem-2 sonrası (300 K), zamana bağlı karanlık öziletkenlik bulguları. 135
- Şekil 3.22. Yüksek kristalli a) $I_C^{RS} = 0,86$ ve b) $I_C^{RS} = 0,69$ kristal hacim oranına sahip kalın mikrokristal silisyum malzemelerin ısı işlem-1 sonrası soğurken, oksijen gazı sonrası ısınırken ve ısı işlem-2 sonrası soğurken kayıt edilen yarı logoritmik sıcaklığa bağlı karanlık öziletkenlik bulguları. 138
- Şekil 3.23. Geçiş kristalli a) $I_C^{RS} = 0,52$ ve b) $I_C^{RS} = 0,40$ kristal hacim oranına sahip kalın mikrokristal silisyum malzemelerin ısı işlem-1 sonrası soğurken, oksijen gazı sonrası ısınırken ve ısı işlem-2 sonrası soğurken kayıt edilen yarı logoritmik sıcaklığa bağlı karanlık öziletkenlik bulguları..... 139
- Şekil 3.24. Düşük kristalli ve amorf a) $I_C^{RS} = 0,22$ ve b) $I_C^{RS} = 0$ kristal hacim oranına sahip kalın mikrokristal silisyum malzemelerin ısı işlem-1

sonrası soğurken, oksijen gazı sonrası ısınırken ve ısı işlem-2 sonrası soğurken kayıt edilen yarı logaritmik sıcaklığa bağlı karanlık öziletkenlik bulguları.	140
Şekil 3.25. Yüksek kristalli a) $I_C^{RS} = 0,86$ ve b) $I_C^{RS} = 0,69$ kristal hacim oranına sahip kalın mikrokristal silisyum malzemelerin oksijen gazında bekletilmesinden sonra, oksijen gazı öncesi ve sonrasında gerçekleştirilen ısı işlemlere ait 300 K'de elde edilen ışık şiddetine bağlı foto öziletkenlik bulguları.....	143
Şekil 3.26. Yüksek kristalli a) $I_C^{RS} = 0,52$ ve b) $I_C^{RS} = 0,40$ kristal hacim oranına sahip kalın mikrokristal silisyum malzemelerin oksijen gazında bekletilmesinden sonra, oksijen gazı öncesi ve sonrasında gerçekleştirilen ısı işlemlere ait 300 K'de elde edilen ışık şiddetine bağlı foto öziletkenlik bulguları.....	145
Şekil 3.27. Yüksek kristalli a) $I_C^{RS} = 0,22$ ve b) $I_C^{RS} = 0$ kristal hacim oranına sahip kalın mikrokristal ve amorf silisyum malzemelerin oksijen gazında bekletilmesinden sonra, oksijen gazı öncesi ve sonrasında gerçekleştirilen ısı işlemlere ait 300 K'de elde edilen ışık şiddetine bağlı foto öziletkenlik bulguları.....	147
Şekil 3.28. $I_C^{RS} = 0,86$ kristal hacim oranına sahip kalın mikrokristal silisyum malzemenin oksijen gazı öncesi ve sonrası gerçekleştirilen ısı işlemler ve oksijen gazından sonra ölçülen a) DC1 ışık şiddetinde elde edilen ham Y_{DBP} spektrumları, b) Y_{DBP} ve iç grafikte gösterilen optik geçirgenlik spektrumlarından hesaplanan $\alpha(hv)$ optik soğurma katsayısı spektrumları.....	150
Şekil 3.29. $I_C^{RS} = 0,69$ kristal hacim oranına sahip kalın mikrokristal silisyum malzemenin oksijen gazı öncesi ve sonrası gerçekleştirilen ısı işlemler ve oksijen gazından sonra ölçülen a) DC1 ışık şiddetinde elde edilen ham Y_{DBP} spektrumları, b) Y_{DBP} ve iç grafikte gösterilen optik geçirgenlik spektrumlarından hesaplanan $\alpha(hv)$ optik soğurma katsayısı spektrumları.....	151
Şekil 3.30. $I_C^{RS} = 0,52$ kristal hacim oranına sahip kalın mikrokristal silisyum malzemenin oksijen gazı öncesi ve sonrası gerçekleştirilen ısı işlemler ve oksijen gazından sonra ölçülen a) DC1 ışık şiddetinde elde edilen ham Y_{DBP} spektrumları, b) Y_{DBP} ve iç grafikte gösterilen optik geçirgenlik spektrumlarından hesaplanan $\alpha(hv)$ optik soğurma katsayısı spektrumları.....	153
Şekil 3.31. $I_C^{RS} = 0,40$ kristal hacim oranına sahip kalın mikrokristal silisyum malzemenin oksijen gazı öncesi ve sonrası gerçekleştirilen ısı işlemler ve oksijen gazından sonra ölçülen a) DC1 ışık şiddetinde elde edilen ham Y_{DBP} spektrumları, b) Y_{DBP} ve iç grafikte gösterilen optik geçirgenlik spektrumlarından hesaplanan $\alpha(hv)$ optik soğurma katsayısı spektrumları.....	154

- Şekil 3.32. $I_C^{RS} = 0,22$ kristal hacim oranına sahip kalın mikrokristal silisyum malzemenin oksijen gazı öncesi ve sonrası gerçekleştirilen ısıt işlemler ve oksijen gazından sonra ölçülen a) DC1 ışık şiddetinde elde edilen ham Y_{DBP} spektrumları, b) Y_{DBP} ve iç grafikte gösterilen optik geçirgenlik spektrumlarından hesaplanan $\alpha(h\nu)$ optik soğurma katsayısı spektrumları..... 156
- Şekil 3.33. $I_C^{RS} = 0$ kristal hacim oranına sahip kalın amorf silisyum malzemenin oksijen gazı öncesi ve sonrası gerçekleştirilen ısıt işlemler ve oksijen gazından sonra ölçülen a) DC1 ışık şiddetinde elde edilen ham Y_{DBP} spektrumları, b) Y_{DBP} ve iç grafikte gösterilen optik geçirgenlik spektrumlarından hesaplanan $\alpha(h\nu)$ optik soğurma katsayısı spektrumları..... 157
- Şekil 3.34. a) Yüksek kristalli $I_C^{RS} = 0,69$, b) Orta kristalli $I_C^{RS} = 0,44$ kristal hacim oranına sahip ince mikrokristal silisyum malzemelerin ısıt işlem-1 sonrası (300 K), oksijen gazı içerisinde (353 K), oksijen gazı içerisinde (300 K), oksijen gazı uygulaması sonrası yüksek vakum ortamında (300 K) ve ısıt işlem-2 sonrası(300 K), zamana bağlı karanlık öziletkenlik bulguları. 160
- Şekil 3.35. a) Orta kristalli $I_C^{RS} = 0,30$, b) Düşük kristalli $I_C^{RS} = 0,21$ kristal hacim oranına sahip ince mikrokristal silisyum malzemelerin ısıt işlem-1 sonrası (300 K), oksijen gazı içerisinde (353 K), oksijen gazı içerisinde (300 K), oksijen gazı uygulaması sonrası yüksek vakum ortamında 300 K) ve ısıt işlem-2 sonrası (300 K), zamana bağlı karanlık öziletkenlik bulguları. 163
- Şekil 3.36. $I_C^{RS} = 0$ kristal hacim oranına sahip ince amorf silisyum malzemenin ısıt işlem-1 sonrası (300 K), oksijen gazı içerisinde (353 K), oksijen gazı içerisinde (300 K), oksijen gazı uygulaması sonrası yüksek vakum ortamında (300 K) ve ısıt işlem-2 sonrası (300 K), zamana bağlı karanlık öziletkenlik bulguları..... 165
- Şekil 3.37. a) Yüksek kristalli $I_C^{RS} = 0,69$ ve b) orta kristalli $I_C^{RS} = 0,44$ kristal hacim oranına sahip ince mikrokristal silisyum malzemelerin ısıt işlem-1 sonrası soğurken, oksijen gazı sonrası ısınırken ve ısıt işlem-2 sonrası soğurken kayıt edilen yarı logaritmik sıcaklığa bağlı karanlık öziletkenlik bulguları. 167
- Şekil 3.38. a) Orta kristalli $I_C^{RS} = 0,30$ ve b) Düşük kristalli $I_C^{RS} = 0,21$ kristal hacim oranına sahip ince mikrokristal silisyum malzemelerin ısıt işlem-1 sonrası soğurken, oksijen gazı sonrası ısınırken ve ısıt işlem-2 sonrası soğurken kayıt edilen yarı logaritmik sıcaklığa bağlı karanlık öziletkenlik bulguları. 168
- Şekil 3.39. Sıfır kristalli ($I_C^{RS} = 0$ amorf silisyum ince malzemenin ısıt işlem-1 sonrası soğurken, oksijen gazı sonrası ısınırken ve ısıt işlem-2 sonrası soğurken kayıt edilen yarı logaritmik sıcaklığa bağlı karanlık öziletkenlik bulguları. 170

Şekil 3.40. a) Yüksek kristalli $I_C^{RS} = 0,69$ ve b) Geçiş kristalli $I_C^{RS} = 0,44$ kristal hacim oranına sahip ince mikrokristal silisyum malzemelerin oksijen gazında bekletilmesinden sonra, oksijen gazı öncesi ve sonrasında gerçekleştirilen ısı işlemlere ait 300 K'de elde edilen ışık şiddetine bağlı foto öziletkenlik bulguları	173
Şekil 3.41. a) Geçiş kristalli $I_C^{RS} = 0,30$ ve b) Düşük kristalli $I_C^{RS} = 0,21$ kristal hacim oranına sahip ince mikrokristal silisyum malzemelerin oksijen gazında bekletilmesinden sonra, oksijen gazı öncesi ve sonrasında gerçekleştirilen ısı işlemlere ait 300 K'de elde edilen ışık şiddetine bağlı foto öziletkenlik bulguları.....	174
Şekil 3.42. $I_C^{RS} = 0$ kristal hacim oranına sahip ince amorf silisyum malzemelerin oksijen gazında bekletilmesinden sonra, oksijen gazı öncesi ve sonrasında gerçekleştirilen ısı işlemlere ait 300 K'de elde edilen ışık şiddetine bağlı foto öziletkenlik bulguları	176
Şekil 3.43. a) $I_C^{RS} = 0,69$ ve b) $I_C^{RS} = 0,44$ kristal hacim oranına sahip ince mikrokristal silisyum malzemelerin oksijen gazı öncesi ve sonrası gerçekleştirilen ısı işlemler ve oksijen gazından sonra hesaplanan $\alpha(h\nu)$ optik soğurma katsayısı spektrumları	178
Şekil 3.44. a) $I_C^{RS} = 0,30$ ve b) $I_C^{RS} = 0,21$ kristal hacim oranına sahip ince mikrokristal silisyum malzemelerin oksijen gazı öncesi ve sonrası gerçekleştirilen ısı işlemler ve oksijen gazından sonra hesaplanan $\alpha(h\nu)$ optik soğurma katsayısı spektrumları	179
Şekil 3.45. $I_C^{RS} = 0$ kristal hacim oranına sahip ince amorf silisyum malzemelerin oksijen gazı öncesi ve sonrası gerçekleştirilen ısı işlemler ve oksijen gazından sonra hesaplanan $\alpha(h\nu)$ optik soğurma katsayısı spektrumları.....	181
Şekil 3.46. a) 1000 nm kalınlığındaki b) 300 nm kalınlığındaki malzeme gruplarının oksijen gazı uygulaması öncesi ve sonrası aktivasyon enerjileri değişim grafiği	182
Şekil 3.47. a) 1000 nm kalınlığındaki b) 300 nm kalınlığındaki malzeme gruplarının ısı işlem-2 ve oksijen gazı uygulaması sonrası oda sıcaklığında elde edilen karanlık öziletkenlik değerlerinin ısı işlem-1 sonrası oda sıcaklığında elde edilen karanlık öziletkenlik değerine oranı.....	185
Şekil 3.48. a) 1000 nm kalınlığındaki b) 300 nm kalınlığındaki malzeme gruplarının ısı işlem-2 ve oksijen gazı uygulaması sonrası oda sıcaklığında elde edilen foto öziletkenlik değerlerinin ısı işlem-1 sonrası oda sıcaklığında elde edilen foto öziletkenlik değerine oranı...	186
Şekil 3.49. a) 1000 nm kalınlığındaki b) 300 nm kalınlığındaki malzeme gruplarının ısı işlem-2 ve oksijen gazı uygulaması sonrası 0,9eV'da elde edilen optik soğurma katsayılarının ısı işlem-1 sonrası 0,9eV'da elde edilen optik soğurma katsayılarına oranı.....	190

Şekil 4.1. Mikrokristal silisyum malzemelerin yasak enerji aralığındaki ön görülen durum yoğunluğu	208
Şekil 4.2. Mikrokristal silisyum malzemenin DBP sonuçları ile hesaplanan optik soğurma katsayısı spektrumu	210
Şekil 4.3. ~300 nm $\mu\text{c-Si:H}$ film a) üretimden hemen sonra, b) oksijen gazı uygulamasından sonra, c) ısıtım işlem uygulamasından sonra.....	218
Şekil 4.4. ~1000 nm $\mu\text{c-Si:H}$ film a) üretimden hemen sonra, b) oksijen gazı uygulamasından sonra, c) ısıtım işlem uygulamasından sonra.....	220

SEMBOLLER VE KISALTMALAR DİZİNİ

σ_d	Karanlıkta iletkenlik, S/cm
σ_0	İletkenlik ön çarpanı, S/cm
σ_{ph}	Fotoiletkenlik, S/cm
I_d	Karanlıkta akım, A
I_{ph}	Işık altında akım, A
t	Kalınlık, nm
p	Serbest deşik yoğunluğu, cm^{-3}
n	Serbest elektron yoğunluğu, cm^{-3}
d	Kontaklar arasındaki genişlik, mm
V	Gerilim, V
q	Elektron yükü, c
l	Kontakların uzunluğu, cm
$\mu\tau$	Mobilite yaşam süresi çarpımı, $cm^2 V^{-1}$
G	Işıl yaratma hızı, $cm^{-3}s^{-1}$
F	Işık akısı, $cm^{-2}s^{-1}$
QE	Kuantum verimliliği, birimsiz
α	Optik soğurma katsayısı, cm^{-1}
R	Yansıma katsayısı, birimsiz
A	Alan, cm^2
T	Sıcaklık, K
γ	Fotoiletkenlik üstel parametresi, birimsiz
E_a	Aktivasyon enerjisi, eV
E_f	Karanlıkta Fermi enerjisi, eV
E_{f_n}	Elektronlar için kuazi Fermi seviyesi, eV
E_{f_p}	Deşikler için kuazi Fermi seviyesi, eV
E_c	İletkenlik bandı enerjisi, eV
E_v	Değerlik bandı enerjisi, eV
k	Boltzman sabiti, $ev K^{-1}$

h	Plank sabiti, J s
DBP	İki demetli fotoiletkenlik
ESR	Elektron spin rezonansı
CPM	Sabit fotoakımlar ölçümü
PDS	Isıl ışın saptırma spektroskopisi
PECVD	Plazma yardımcı kimyasal buhar fazdan büyütme
RF-PECVD	Radyo frekanslı frekanslı plazma yardımcı kimyasal buhar fazdan büyütme
VHF-PECVD	Çok yüksek frekanslı plazma yardımcı kimyasal buhar fazdan büyütme
HWCVD	Kızgın tel yardımcı kimyasal buhar fazdan büyütme
DOS	Durum yoğunluğu

1.GİRİŞ

Hidrojenlendirilmiş mikrokristal silisyum ($\mu\text{c-Si:H}$) ince film malzemeler kızıl ötesi bölgede amorf silisyumdan, görünür bölgede tek kristal silisyumdan, daha yüksek optik soğurma katsayısına sahip olması ve buna ek olarak belirli süre ışığa maruz bırakıldığında ışık altında elektronik bozunuma uğramaması özelliklerinden dolayı çok katmanlı ince film silisyum fotovoltaik uygulamalarında düşük yasak enerji aralığına sahip soğurucu katman için günümüz ve geleceğin en ideal malzemelerden biri haline gelmiştir. Fotovoltaik araştırmalarda çok katmanlı ince film silisyum güneş pillerinin en önemli tabakası ışığı soğuran tabakadır. Soğurucu tabakanın geliştirilmesi fotovoltaik sistemlerin verimliliği üzerine yapılan araştırmalardaki en önemli konudur. Bu kapsamda üretilen güneş pilleri güneş spektrumundan en fazla şekilde yararlanabilmek için tasarlanmaktadır. Fotovoltaik uygulamalarda soğurucu tabaka olarak $\mu\text{c-Si:H}$ ince film malzemeler potansiyeli yüksek bir malzeme olmasına karşın $\mu\text{c-Si:H}$ malzemelerin elektronik yapısı ve optik soğurma özellikleri ayrıntılı bir şekilde bilinmemektedir. Bu nedenle sadece tek katman $\mu\text{c-Si:H}$ soğurucu tabaka üretmek ve bu katman üzerine çalışmalar yapıp bu katmanın özelliklerini anlamak önemlidir. Hidrojenlendirilmiş mikrokristal silisyum malzemelerin özelliklerini daha iyi anlayabilmek için taban malzemeden kaynaklı etkilerin minimum olması gerekmektedir. Yüksek pürüzlülüğe sahip taban malzemeler $\mu\text{c-Si:H}$ ince film üretiminde ince filmin taban malzemeye tutunması daha kolay olsa da optoelektronik karakterizasyon içeren araştırmalarında kullanılmaları mümkün değildir. Bu nedenle ince film silisyum soğurucu tabakalar üzerine yapılan çalışmalarda pürüzlülüğü en az olan ve geçirgenliği en yüksek olan cam taban malzemeler tercih edilmektedir. Güneş pillerindeki soğurucu tabakalarla karşılaştırılma yapılabilmesi için soğurucu tabakanın kalınlığının güneş pilinde bulunan kalınlığı ile aynı mertebede olması gerekmektedir. Fakat bu durumda karşılaşılan en önemli sorun malzeme üretimi sonrasında $\mu\text{c-Si:H}$ ince film

malzemenin pürüzsüz taban malzemeye tutunamaması veya üretilen $\mu\text{-Si:H}$ ince film malzemenin içerisinde oluşan içsel streslerden dolayı taban malzemedan soyulmasıdır. Bu denkle literatürdeki $\mu\text{-Si:H}$ ince film malzemeler üzerine yapılmış olan bütün çalışmalar 100 nm ile 250 nm kalınlıkları arasında sınırlı kalmıştır. Ancak yüksek verimliliğe sahip güneş pillerinde soğurucu tabakaların kalınlıkları 1 mikron mertebelerindedir. Hidrojenlendirilmiş mikrokristal silisyum malzemelerin uzun süre ışığa maruz kalmasına karşın elektronik özelliklerinde değişim olmaması $\mu\text{-Si:H}$ malzemeyi tercih edilen bir malzeme haline getirse de atmosferik gazlardan kaynaklı olan iletkenlik değerlerindeki ve optik soğurma katsayılarındaki değişimler ve sebepleri belirsizliğini korumaktadır.

Bu çalışmanın amacı; Çok Yüksek Frekanslı Plazma Yardımlı Kimyasal Buhar Fazdan Büyütme” (VHF-PECVD) tekniği ile büyütölmüş farklı kalınlıklardaki ve değişen kristal hacim oranlarındaki $\mu\text{-Si:H}$ film malzemelerin soyulma problemlerinin anlaşılmasına, laboratuvar atmosferi ve yüksek saflıktaki oksijen gazından kaynaklı olarak malzemede oluşan kararsızlık probleminin iletkenlik yöntemleri kullanılarak anlaşılmasına ve bu kararsızlık probleminin optik soğurma katsayındaki optoelektronik özelliklerinin değişimine olan etkilerini “İki Demetli Fotoiletkenlik Spektroskopisi” (Dual Beam Photoconductivity (DBP)) yöntemi ile belirleyerek, var olan problemleri anlamak ve bu konularda literatüre katkıda bulunmaktır.

1.1. Kaynak Özeti

İlk hidrojenlendirilmiş mikrokristal silisyum ($\mu\text{-Si:H}$) ince film malzeme Veprek ve Marecek tarafından 1968 yılında 600 °C de hidrojen plazma ve kimyasal iletim metodu kullanılarak silan (SiH_4) ve hidrojen (H_2) gazlarından elde edilmiştir (Vepřek ve Mareček, 1968). Bu çalışmanın ardından yaklaşık 10 yıl sonra Usui ve Kikuchi hidrojenlendirilmiş mikrokristal silisyum malzemeyi “Plazma Yardımlı Kimyasal Buhar Fazdan Büyütme” (Plasma Enhanced Chemical Vapour Deposition (PECVD)) yöntemini kullanarak üretmişlerdir (Usui ve Kikuchi, 1979).

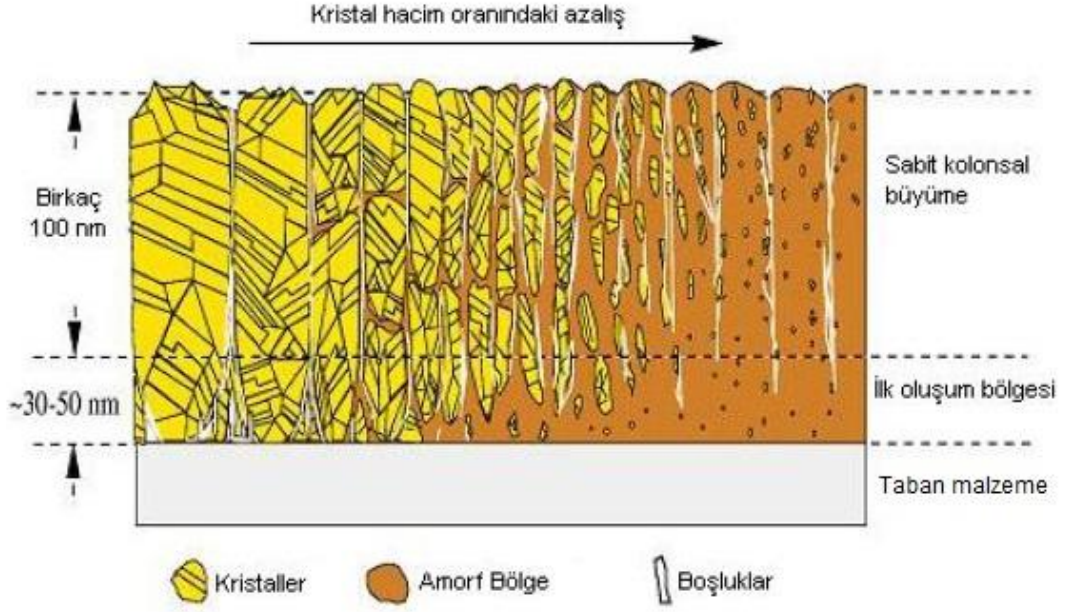
Hidrojenlendirilmiş amorf silisyum (a-Si:H) üretmek için oldukça gelişmiş olan 13,56 MHz RF-PECVD yöntemi, çok az sayıda sistem değişiklikleri yapıp, silan (SiH₄) ve hidrojen (H₂) gazları kullanılarak hidrojenlendirilmiş mikrokristal silisyum (µc-Si:H) ince film malzeme üretiminde de oldukça başarılı sonuçlar vermiştir. Fakat, mikrokristal silisyum ince film büyütme hızları amorf silisyum büyütme hızlarına göre çok düşüktür (~1-2 Å/s). Mikrokristal silisyum malzemenin temel özellikleri hakkındaki ilk çalışmalar Veprek ve çalışma arkadaşları tarafından 1980'lerin başlarında yayımlanmıştır (Veprek ve diğerleri, 1983). Ancak o dönemde üretilen mikrokristal silisyum malzemelerin elektronik kaliteleri çok düşük olmasından dolayı uzun bir süre bu malzeme hakkında yayımlanmış çalışma görülmemektedir. Ancak, 1990'da Wang ve Lucovsky, 1992'de Faraji ve arkadaşları tarafından mikrokristal silisyum ince film malzemelerin ilk olarak pin tipi güneş pillerinin soğurucu tabakası olarak kullanılabilceği gösterilmiştir (Faraji ve Gokhale, 1992; Wang ve Lucovsky, 1990). Bu çalışmalardan kısa bir süre sonra, Meier ve arkadaşları amorf silisyum pin ve mikrokristal silisyum pin tipi güneş pilleri ile yaptıkları çalışmalarda µc-Si:H pin tipi güneş pillerinin Steabler-Wronski etkisi göstermediğini yayımlamışlardır (Meier, Flückiger, Keppner ve Shah, 1994). Bu özellik mikrokristal silisyum ince film malzemelerin çok katmanlı ince film silisyum güneş pillerinin optik soğurucu tabakası olarak önemli bir malzeme haline getirmiştir. 1994'de Finger ve arkadaşları standart 13,56 MHz RF-PECVD tekniğini geliştirerek çok yüksek frekanslarda çalışan (70 MHz ve üstü) RF-PECVD tekniğini uygulayarak malzeme büyütme hızı ve elektronik kalitesini arttırmayı başarmışlardır (Finger ve diğerleri, 1994). Bu çalışmaların sonucunda, yeni tasarlanan bu sistem "çok yüksek frekanslı plazma yardımcı kimyasal buhar fazdan büyütme sistemi" (Very High Frequency Plasma Enhanced Chemical Vapour Deposition (VHF-PECVD) method) olarak mikrokristal silisyum ince film malzemenin üretiminde araştırma laboratuvarlarında kullanılmaya başlanmıştır.

Mikrokristal silisyum malzemelerin büyütülmesi RF-PECVD veya VHF-PECVD sistemleri ile büyütüldüğünde malzemenin mikro yapısı kristal adacıklar, adacıkları sarmalayan amorf tabakalar ve "void" olarak adlandırılan boşluk kısımlardan oluşmaktadır. Dolayısı ile mikrokristal silisyum ince film malzemenin standart

özelliğinde bir mikro yapısı mevcut değildir. Heterojen bir yapıdan oluşmaktadır (Finger, Carius, ve diğerleri, 2003). Yayımlanmış bilimsel çalışmalarda mikrokristal silisyum malzemenin kristal hacim oranları referans alınarak malzemenin özellikleri rapor edilmektedir. Kristal adacıkların boyutları birkaç nanometreden birkaç yüz nanometreye kadar değişebilmektedir.

Hidrojenlendirilmiş mikrokristal silisyum ($\mu\text{c-Si:H}$) ince film malzemenin mikro yapısal özelliklerinin anlaşılması malzemenin elektriksel ve optoelektronik özelliklerinin doğru bir şekilde anlaşılmasına olanak sağlayacaktır. Almanya'nın Jülich Araştırma Merkezi, Fotovoltaik Enstitüsü araştırmacıları tarafından yayımlanan mikrokristal silisyum malzemenin mikro yapısındaki değişim şematik olarak Şekil 1.1.'de gösterilmiştir (Vetterl ve diğerleri, 2000).

Üretim sırasında PECVD vakum odası içine gönderilen silan ve hidrojen gazlarının oranına bağlı olarak belirlenen silan konsantrasyonu, $SC = \text{SiH}_4 / (\text{SiH}_4 + \text{H}_2)$ denklemdeki gibi belirlenir. Şekil 1.1. incelendiğinde, sol taraftaki yüksek kristal hacim oranının sağa doğru gidildikçe azaldığı ve amorf fazın arttığı net bir şekilde görülmektedir. Bu fazların oluşumu üretim sırasında kullanılan SC oranının yüksek olması ya da düşük olması sonucu oluşmaktadır. İnce film silisyum malzeme üretimi sırasında yüksek oranda silan gazı kullanılması malzemeyi amorf yapı olarak oluştururken düşük silan gazı oranı kullanılması sonucunda malzemenin sahip olduğu kristal hacim oranı artmakta ve mikrokristal silisyum olarak adlandırılmaktadır.



Şekil 1.1. Hidrojenlendirilmiş mikrokristal silisyum [μc-Si:H] ince filmin mikro yapısal özelliklerinin şematik gösterimi. (Vetterl ve diğerleri, 2000)

μc-Si:H içerisindeki kristal adacıklar malzemenin büyüme ekseninde ilerlemekte ve birbirlerine paralel bir yönelimde bulunmaktadır (Finger, Müller, Malten ve Wagner, 1998; A. Shah ve diğerleri, 2003). μc-Si:H malzeme içerisindeki mikro adacıkların boyutu üretim esnasındaki SC'na bağlı olmakta ve bu adacıkların düzensiz bir şekilde damarsı yapılar tarafından sarıldığı bilinmektedir (Finger ve diğerleri, 1998). Malzeme üretimi esnasında geçiş fazı olarak adlandırılan bir faz vardır ve bu faz RF-PECVD veya VHF-PECVD sistemlerinde SC= %4 ile SC= %6 arasında değişirken "Kızgın tel yardımcı kimyasal buhar fazdan büyütme" (HWCVD) sistemlerinde SC %7 ile SC= %9 arasında gerçekleşir (Bronner, Brüggemann ve Mehring, 2000; a. Shah ve diğerleri, 2000; Vetterl ve diğerleri, 2000). Bu geçiş fazında malzeme ne tamamen amorf yapıdadır ne de çok yüksek kristal oranına sahiptir. Geçiş fazında iken malzeme içerisinde rastgele ve düzensiz birçok kristal adacıklar vardır ve bu adacıklar amorf matrisi içerisinde bulunur. Şekil 1.1.'deki gibi mikro yapıdaki kristal oranındaki değişimin silan gazı oranına göre değişimini belirten benzer bir çalışma Shah ve grubu tarafından yayımlanmıştır (a. Shah ve diğerleri, 2000).

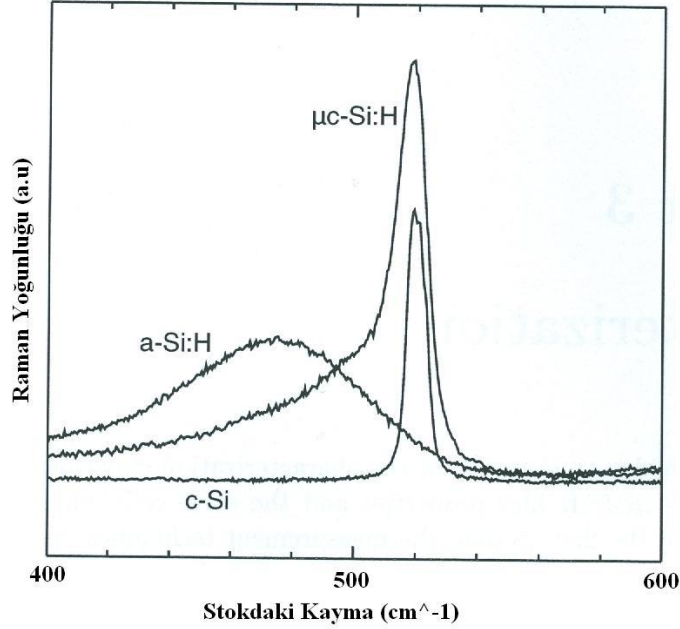
1997 de Luysberg ve çalışma arkadaşlarının yapmış olduğu çalışmada mikrokristal silisyum yapısı içerisinde iki tip boşluk olduğu anlaşılmıştır bunlar kolonsal boşluklar ve küresel boşluklardır (Luysberg, Hapke, Carius ve Finger, 1997). Kolonsal boşluklar üretim sırasında kristalin kolonsal büyüme ekseninde ve iki farklı ada arasında oluşan kolon şeklindeki boşluklardır. Bu tarz boşluklar kristal bölgelerde görülmektedir. Ancak malzeme büyütülmesi esnasında kristal adacıkları kolonsal büyüme yapmıyorsa kolonsal boşluklarda görülemez. Küresel boşluklar ise daha çok amorf bölgede gözlenmekte ve amorf bölgedeki bağ düzensizliklerinden kaynaklı boşluklardır. Ancak hala ne kolonsal ne de küresel boşlukların sebebi kesin olarak bilinmemektedir.

Mikrokristal silisyum ince film malzemenin mikro yapısının bilinmesi ve buna bağlı olarak elektriksel ve optoelektronik özelliklerin anlaşılması teknolojik aygıt uygulamaları için son derece önem kazanmaktadır. Değişik SC oranlarında büyütülen mikrokristal silisyum ince film malzemelerin mikro yapı analizleri yaygın olarak kullanılan Raman spektroskopisi, X-ışınları spektroskopisi ve Geçirimli Elektron Mikroskobu (TEM) yöntemleri ile yapılmaktadır (Houben ve diğerleri, 1998; Vetterl ve diğerleri, 2000).

Raman spektroskopisi $\mu\text{c-Si:H}$ ince film malzemelerin mikro yapısal özelliklerinin karakterize edilmesinde kullanılan en yaygın yöntemlerden biridir. Raman spektroskopisi malzemenin sahip olduğu kristal hacim oranı hakkında bilgi vermektedir. Deney geri saçılma geometrisini temel almaktadır. Gönderilen ışın demetleri (fotonlar) malzeme ile dik bir açıya sahiptir ve esnek olmayan saçılmaları sonucu fononlar (örgü titreşimleri) üretilir ya da soğurulur. Bu etkileşim sonucunda ise foton enerji kaybeder ya da kazanır. Bu değişim gelen ışının frekansında kaymalara sebep olur. Frekanstaki bu kaymalar bize malzeme içerisindeki kristal hacim oranı hakkında bilgi vermektedir. Örnek olarak, kristal silisyumdaki (c-Si) fononların (örgü titreşimleri) momentumunun korunması sonucu dalga sayısı $k= 520 \text{ cm}^{-1}$ de ve tepe değerinin yarı yüksekliğinde iken ölçülen maksimum genişlik $3,5 \text{ cm}^{-1}$ civarındadır. Hidrojenlendirilmiş amorf silisyum (a-Si:H) ince film malzeme içerisinde uzun mesafelerde sürekli bir düzen görülmediğinden momentumun korunumu ilkesi geçersizdir. Bunun sonucunda, amorf silisyumda $k= 480 \text{ cm}^{-1}$ dalga

sayısında ve tepe değerinin yarı yksekliginde iken llen maksimum genişlik 60 cm^{-1} civarında yayvan bir tepe gözlenmektedir. $\mu\text{-Si:H}$ ince film malzemeler sahip oldukları hem amorf hem de kristal bölgelerden dolayı heterojen bir yapıya sahiptir, bu nedenle yukarıda bahsedilen her iki dalga sayısına ait tepe değerleri i içe geçmiş bir şekilde gözlenmektedir. Buna ek olarak hidrojenlendirilmiş mikrokrystal silisyum ($\mu\text{-Si:H}$) ince film malzemelerde $k= 505 \text{ cm}^{-1}$ dalga sayısı değerinde bir tepe değeri daha gözlenmektedir (Houben ve diğerleri, 1998). şekil 1.2.'de silisyuma ait  farklı mikro yapı için elde edilen Raman spektrumları gösterilmiştir. Raman spektrumu 480 cm^{-1} , 520 cm^{-1} ve 505 cm^{-1} dalga sayılarına karşılık gelen eğrilere ayırıtılarak her eğrinin altında kalan alan hesaplanır. Bu hesaplanan alanlar kullanılarak malzeme içerisindeki kristal ve amorf fazın oranları yarı nicel olarak hesaplanmaktadır. Bu hesaplama sonucu I_C^{RS} kristal hacim oranı Denklem 1.1 yardımı ile bulunmaktadır.

$$I_C^{RS} = \frac{I_{520} + I_{505}}{I_{520} + I_{505} + I_{480}} \quad (1.1)$$



şekil 1.2. Raman grafiği [Vetterl 2001, Doktora tez]

Yüksek SC oranlarında büyütülen ince film silisyum malzeme tamamen amorf fazındadır. Hidrojenlendirilmiş amorf silisyum (a-Si:H) içinde silisyum atomları rast gele dizilmiş, atomlar arası bağ uzunlukları, bağ açıları belirli bir istatistiksel dağılım göstermemektedir. Silisyum atomunun tek kristal yapıda sahip olduğu dört kovalent bağı amorf yapıda tamamen oluşmamıştır. Bağların bazıları kırık ya da sallanan bağ özelliğindedir. Sallanan bu bağların bir kısmı hidrojen atomu ile pasif hale getirilmiştir. Bazıları ise tek elektronlu (yüksüz silisyum sallanan bağ), iki elektronlu (negatif yüklü silisyum sallanan bağ) ve hiç elektronu olmayan (pozitif yüklü silisyum sallanan bağ) olarak ortaya çıkmaktadır. Elektron Spin Resonans (ESR) yöntemi ile karanlık ve ışık altında yapılan ölçümler bu bağların karakteristik gyromanyetik (g) sabitlerini belirlemiştir (Müller, Finger, Carius ve Wagner, 1999). Fakat, büyütme işlemi sırasında SC oranı azaldığında oluşan malzeme mikrokristal silisyum malzeme olarak değişik kristal ve amorf oranlarında oluşmaktadır. Bunun sonucu mikrokristal silisyum yapısında oluşan elektronik kusurların çeşitleri ve doğaları da farklılık göstermektedir. Mikrokristal silisyum malzemelerin yapısında oluşan elektronik kusurlar hakkındaki en temel çalışmalar yine amorf silisyum malzemelerde olduğu gibi ESR tekniği kullanılarak yapılmıştır. İlk ESR çalışmaları Hasegawa ve çalışma arkadaşları ve Taniguchi ve çalışma arkadaşları tarafından mikrokristal silisyum ve poli-kristal silisyum malzemeler üzerine yapılmıştır (Hasegawa, Kasajima ve Shimizu, 1979; Taniguchi ve Aoshima, 1981). $\mu\text{c-Si:H}$ ince film malzemelerde yapılan ilk sıcaklığa bağlı ESR ölçümleri ise Finger ve çalışma arkadaşları tarafından yapılmıştır (Howling, 1992). $\mu\text{c-Si:H}$ ince film malzemelerde yapılan ESR ölçümleri gösteriyor ki $\mu\text{c-Si:H}$ ince film malzemelerde amorf silisyumda mevcut kusurlardan farklı gyromanyetik sabitler içeren kusurlar vardır (Finger, Carius, ve diğerleri, 2003). Sonuç olarak heterojen bir yapıya sahip $\mu\text{c-Si:H}$ ince film malzemelerin mikro yapılarında oluşan elektronik kusurlar malzemenin elektriksel, optik ve optoelektronik özelliklerini kontrol eden başlıca etmenler haline gelmektedir. Dolayısı ile mikrokristal silisyum malzemelerin mikro yapılarında oluşan elektronik kusurların üretim koşulları ve değişen mikro yapı ile nasıl etkilendikleri henüz çok iyi anlaşılmamıştır.

Mikrokristal silisyum malzemenin fotovoltaik soğurucu tabaka olarak kullanılmasında elektronik ve optoelektronik özelliklerinin ayrıntılı karakterizasyonunu gerektirmektedir. Bu özellikleri belirleyen en önemli etmen heterojen mikro yapı içinde mevcut elektronik kusurların çeşitlerinin ve özelliklerinin anlaşılmasıdır. $\mu\text{c-Si:H}$ ince film malzemelerde mevcut elektronik kusurlar hem karanlık ve ışık altında yük taşınım özelliklerini hem de ışığı soğurma yeteneğini belirleyen optik özelliklerini kontrol etmektedir. Mikro yapıda mevcut elektronik kusurları doğrudan algılayan ESR tekniğinde çok ince toz haline getirilmiş malzemeler kullanılmaktadır. Fakat çok sayıda elektronik ve optoelektronik aygıt uygulamalarında taban malzeme üzerine büyütülmüş ince film malzemeler kullanılmaktadır. ESR tekniğinde kullanılan toz malzemede mevcut kusurlar ile ince film malzemede bulunan kusurlar aynı olmayabilir. Dolayısı ile ince film silisyum malzemeler kullanılarak mikro yapıda mevcut elektronik kusurların incelendiği yöntemler çok katmanlı ince film silisyum pillerinin geliştirilmesinde daha gerçekçi bir yaklaşımdır. Amorf silisyum ince film malzemelerde mevcut elektronik kusurları incelemek için geliştirilen düşük enerjili ışık soğurma katsayısı spektroskopisi yöntemleri $\mu\text{c-Si:H}$ ince film malzemelerin araştırılmasında da kullanılmaya başlanmıştır. Bu yöntemler sırası ile “Isıl Işın Saptırma Spektroskopisi (Photothermal Deflection Spectroscopy (PDS))” (W B Jackson, Amer, Boccara ve Fournier, 1981), “Sabit Fotoakım Yöntemi (Constant Photocurrent Method (CPM))” (Vaněček, Kočka, Stuchlík ve Tříska, 1981) ve “İki Demetli Fotoiletkenlik Yöntemi (Dual Beam Photoconductivity (DBP))’dir (Wronski, Abeles, Tiedje ve Cody, 1982). Bu üç teknik ile elde edilen optik soğurma katsayısı, $\alpha(h\nu)$, spektrumu düşük enerji değerlerinde (yasak enerji aralığından küçük enerjiler) mikro yapıda mevcut elektronik kusurlardan kaynaklanan optik soğurma katsayısını ortaya koymaktadır.

PDS yöntemi kullanılarak hidrojenlendirilmiş amorf silisyum ince film malzemeleri soğurma katsayıları ilk olarak Jackson ve çalışma arkadaşı Amer tarafından ölçmüştür (W B Jackson ve diğerleri, 1981). Ölçümleri sırasında $1\ \mu\text{m}$ kalınlığında a-Si:H ince film kullanılmıştır. Ölçümlerinde kullandıkları a-Si:H nasıl üretildiğinden bahsedilmezken a-Si:H ince filmin taban malzemedan kaynaklı olarak optiksel geçirgenliğinde sorun olduğunu bu nedenle PDS yöntemi kullanıldığı

anlatılmaktadır. Ancak PDS ölçümünde taban malzemenin soğurumu da filmin soğurma katsayısına katkı sağladığından dolayı özellikle düşük enerjili bölgelerde elde edilen soğurma katsayısı sonuçlarının taban malzemeden kaynaklı olarak sorunlu olduğu bilinmektedir.

CPM yöntemini keşfedenler Grimmeiss ve Ledebö olmasına rağmen amorf silisyum ince film üzerinde ilk uygulayan Vanacek ve çalışma arkadaşlarıdır (Grimmeiss ve Ledebö, 1975; Vaněček ve diğerleri, 1981). Vanacek ve çalışma arkadaşları 1981 yılında amorf silisyum ince film malzemeler üzerinde yasak enerji aralığındaki durumları ve bant uçlarındaki soğurumları belirlemek için CPM kullanmışlardır. Çalışmada kullanılan amorf silisyum malzemeler RF-PECVD yöntemi ile argon ve silan gaz karışımından üretilmiştir. Kullanılan malzemenin kalınlığı 3.2 μm 'dir ve ölçümlerin hepsi oda sıcaklığında gerçekleştirilmiştir. Çalışmada CPM yöntemi tanımlanmış ve kullanılan yaklaşımlar ayrıntılı bir şekilde anlatılmıştır (Vaněček ve diğerleri, 1981). Çalışmadaki en önemli tanımlama malzeme tarafından yayımlanan elektronun malzemeye gönderilen foton enerjiden bağımsız bir şekilde sadece foton akısını değiştirerek her enerjide sabit tutulmasıdır. Bu şekilde yayımlanan elektronların foto spektral bağımlılığı kalmayacak ve foto akım hep sabit kalacaktır. Bu da kusur sevilerinin hepsinin dolu ve sabit olmasını sağlarken, elektronların yaşam sürelerini de sabit tutacaktır. Çalışmada elde edilen sonuçların yardımı ve yapılan matematiksel normalizasyonlar ile soğurma katsayısı hesaplanmıştır. Vanacek ve çalışma arkadaşları bu çalışmasının ardından CPM yöntemi ile birçok çalışma yapmış ve 1995 yılında yayımladığı çalışmasında ışıl geçirgenliği ve yansımaya da hesaplamalarına ekleyerek daha ayrıntılı soğurma katsayısı ölçümleri yapmaya başlamışlardır (Nesladek, Vaneek ve Quaeys, 1995).

Wronski ve çalışma arkadaşlarının yapmış oldukları çalışmada katkılı ve katkısız hidrojenlendirilmiş amorf silisyum ince film malzemeler 1 μm kalınlığında RF-PECVD yöntemi ile üretmişlerdir. Yapılan çalışmada ince film malzemeler üzerine ilk defa DBP yöntemi tanımlanmıştır. Tanımlamaya göre sistem; iki farklı ışık kaynağının (bunlardan biri 7 ile 70 Hz ışık kesiciden geçirilen monokromatik ışık kaynağı (ışık akısı $\sim 10^{14}$ foton $\text{cm}^{-2} \text{s}^{-1}$) diğeri ise kırmızı ışık kaynağı 1 güneş şiddeti mertebesine yakın (d.c. bias ışık kaynağı ışık akısı $\sim 10^{17}$ foton $\text{cm}^{-2} \text{s}^{-1}$)) üst üste

binmesi (süperposition) ilkesi kullanılarak bilgisayar yardımı ile soğurma katsayısı ölçümleri yapılmıştır. Bu koşullar altında fotoiletkenliğin monokromatik bileşeni $\sigma_{ph}(E)$ monokromatik ışık kaynağının ışık akısı ile doğrusal ilişkili $F(E)$ ve soğurma katsayısı bu zayıf soğurulmuş ışıkla direk olarak orantılıdır $\alpha(E)$ (Wronski ve diğerleri, 1982).

$$\sigma_{ph}(E) = e \cdot \xi \cdot \alpha(E) \cdot F(E) \cdot \mu_n \tau_n \quad (1.2)$$

Denklemden verilen ξ kuantum verimliliği, μ_n ve τ_n çoğunluk serbest yük taşıyıcıları hareketlilik ve yaşam süreleridir. Kuantum verimliliği, ξ , çalışmada kullanılan malzeme için bire çok yakın bir değer alınmıştır. D.C. Bias ışığı uygulanarak çoğunluk serbest yük taşıyıcıları yaşam süreleri sabit tutulmuştur. Enerji değeri 1.72 eV seviyesinde iken optik geçirgenlik değeri kullanılarak $\alpha(E)$ normalize edilmiş ve Denklem 1.2 kullanılarak çoğunluk serbest yük taşıyıcıları yaşam süreleri hesaplanmıştır. Wronski, çalışma arkadaşları ve öğrencileri DBP yöntemini kullanarak birçok çalışma yapmışlardır. Bunların içinde en önemlilerinden bir tanesi; PDS yöntemine ek olarak, CPM ve DBP yöntemleri kullanılarak VHF-PECVD ve HWCVD yöntemleri ile büyütülen mikrokristal silisyum ince film malzemenin optik soğurma katsayısı spektrumundaki değişimlerin, malzemenin büyütülmesinde kullanılan silan gazı oranının değiştirilmesi ile amorf silisyumun optik soğurma katsayısı spektrumundan mikrokristal silisyumun optik soğurma katsayısı spektrumuna doğru kaydığı gözlemlenen çalışmadır (Goktas ve diğerleri, 2006).

Değişik SC gaz yoğunluklarında büyütülen malzemenin optik soğurma katsayısı spektrumlarını PDS ve DBP yöntemlerini aynı malzemeye uygulayarak en düşük elektronik kusur yoğunluğuna sahip mikrokristal malzemenin geçiş fazı bölgesindeki SC gazı oranlarında büyütülen mikrokristal malzemelerde olduğunu göstermişlerdir (Goktas ve diğerleri, 2006).

Mikrokristal silisyum malzemelerin amorf silisyuma üstün özelliği ışık altında uzun süre bekletildiğinde Steabler-Wronski etkisi göstermemesidir (Meier ve diğerleri, 1994). Fakat, üretilen malzemelerin mikro yapısının gözenekli ve geçirgen olmasından dolayı vakum ortamında büyütülen malzemeler hava ortamına

çıkarıldığında atmosfer gazları kolaylıkla malzeme içine difüzyon yolu ile girip karanlık ve fotoiletkenlik değerlerini aşırı miktarlarda değiştirmektedir (Veprek ve diğerleri, 1983). Atmosferik yaşlanma olarak adlandırılan bu etki malzemenin en önemli problemlerinden birisidir.

İlk atmosferik yaşlanma üzerine çalışma Tanielian ve arkadaşları tarafından 1978 yılında amorf silisyum ince filmlerde gözlenmiştir (Tanielian, Fritzsche, Tsai ve Symbalisky, 1978). Bu çalışmada yaklaşık 360 nm kalınlığındaki katkısız amorf silisyum ince filmler su buharı, amonya ve di-metil eter buharına maruz bırakıldıklarında karanlık iletkenlik değerlerinin birkaç merteye azaldığı ve bu etkinin malzemenin vakum ortamında 150 °C'de ısıtılmasına tabi tutulduğunda tamamen ortadan kalktığı bulunmuştur (Tanielian ve diğerleri, 1978).

$\mu\text{-Si:H}$ ince film malzeme üzerine yapılmış olan ilk atmosferik yaşlanma çalışması Veprek ve arkadaşları tarafından 1983 yılında yayımlanmıştır (Veprek ve diğerleri, 1983). Bu çalışmada karanlık iletkenlik, ESR ve Fourier Transform Kızıl Ötesi ışık soğurma spektroskopisi (FTIR) yöntemleri kullanılarak atmosferik yaşlanma incelenmiştir. 1983 yılında Veprek ve arkadaşlarının yapmış olduğu çalışmada oksijen gazına maruz kalan (kontrollü veya kontrol dışı bir şekilde) malzemelerde iki türlü atmosferik yaşlanma gözlenmiştir. Birincisinde, oda sıcaklığında ölçülen karanlık iletkenlik değerleri, $\sigma_D(300\text{K})$, beş merteye azalmıştır. Buna karşın aktivasyon enerjisi, E_a ve elektron spin yoğunluğunda artış gözlenmiştir. Bu etki geri dönüşümsüz bir etki olarak tanımlanmış ve düşük sıcaklıklarda (~ 230 °C) ısıtılmasına tabi tutulduğunda ortadan kaldırılamamıştır. İkinci tür atmosferik yaşlanma etkisi sonucu $\sigma_D(300\text{K})$ değeri aşırı miktarda artış göstermektedir. Buna karşın elektron spin yoğunluğu aşırı miktarda azalarak ESR tekniğinin algılama sınırı olan 10^{16} cm^{-3} değerinin de altına inmektedir. İkinci tür yaşlanma etkisinin ısıtılmasına tabi tutulduğunda tamamen geri dönüşümlü olduğu belirtilmiştir. Birinci tür geri dönüşümsüz (kalıcı) yaşlanma etkisinde oksijen atomlarının damar kenarlarındaki silisyum atomları ile sıkı bağ yaptığı ve bu bağların ancak 1050 °C'de ısıtılmasına tabi tutulduğunda kırılarak oksijen atomlarının dışarı atıldığı ve silisyum-oksijen bağlarının ortadan kalktığı FTIR ile ortaya konulmuştur. İkinci tür geri dönüşümlü yaşlanma etkisinde hem karanlık iletkenlik $\sigma_D(300\text{K})$ hem de elektron spin yoğunlukları oksijen gazına maruz kalmadan önceki

başlangıç değerlerine ulaşmıştır. Araştırmacılar bu etkinin gözenekli mikrokristal silisyum içine soğurulmuş ve silisyum atomları ile sıkı bağ yapmamış oksijen atomlarının 230 °C’de yüksek vakum altındaki ısıl işlem sonucunda dışarı atılması ile oluştuğunu yorumlamışlardır (Veprek ve diğerleri, 1983).

1983 yılında Veprek ve arkadaşlarının yaptığı ilk çalışmalarda kullanılan mikrokristal silisyum ince film malzemelerin elektronik kalitesinin çok düşük olmasından dolayı atmosferik yaşlanma probleminin anlaşılmasına yönelik çalışmalar literatürde görülmemektedir. Ancak 20 yıl sonra Finger ve arkadaşlarının yaptığı en ayrıntılı ilk çalışma 2003 yılında yayımlanmıştır. Bu çalışmada sıcaklığa bağlı karanlık iletkenlik, FTIR ve ESR yöntemleri kullanılarak incelenmiştir (Finger, Carius, ve diğerleri, 2003). Karanlık iletkenlik ve FTIR spektroskopisi ile incelenen malzemeler HWCVD sisteminde silan gazı oranı değiştirilerek büyütülmüştür. İncelenen iki adet mikrokristal silisyum malzemenin kristal hacim oranları $I_C^{RS} = 0,48$ ve $I_C^{RS} = 0,59$ değerlerine sahiptir. Karanlık iletkenlik ölçümünde kullanılan malzemeler pürüzsüz cam taban malzemeleri üzerine büyütülmüş ve paralel metal elektrotlar film üzerine buharlaştırma yöntemi ile oluşturulmuştur. FTIR ölçümleri için tek kristal silisyum pul taban malzeme üzerine büyütülen malzemeler kullanılmıştır. ESR ölçümlerinde kullanılan malzemeler Mo ve Al folyo taban malzeme üzerine VHF-PECVD sisteminde SC= %2, %4 ve %6 değerleri kullanılarak büyütülmüştür. Daha sonra ince film malzemeler folyolardan HCl asit ile soyularak saf su ile yıkanıp toz haline getirilerek kuartz cam tüp içine He gazı ile konulup ağzı mühürlenmiştir. Finger ve çalışma arkadaşları yaptıkları çalışmada malzemeleri kategorize edebilmek amacı ile malzemelerin mikro yapısına bağlı olarak bir sınıflandırma yapmışlardır. Bu sınıflandırmaya göre yüksek kristal hacim oranına sahip, yüzeyi daha gözenekli ve malzemenin hacimsel yapısındaki mikro çatlakların TEM ölçümleri ile gözlemlenebilen malzemelere “Tip I” türü malzemeler olarak tanımlamışlardır. İkinci tanımladıkları malzeme grubu ise genellikle amorf ve kristal fazların karışımından oluşan ve kristal fazdan amorf faza geçiş bölgesi olarak adlandırılan büyütme koşullarında büyütülmüş, yüzeyi daha sıkı (compact) bir yapıya sahip malzemelere “Tip II” türü malzemeler demişlerdir. Bu tanımlamaya ek olarak Tip I türü yapıya sahip malzemelerde oluşan kararsızlık probleminde,

malzeme yüksek vakum ortamından laboratuvar atmosferine çıkarıldığında oda sıcaklığında ölçülen karanlık iletkenlik, $\sigma_D(300K)$, değerleri zamanla aşırı miktarda azalmaktadır. Malzeme tekrar yüksek vakum altında $180\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de ısıtılınca tabii tutulduğunda karanlık iletkenlik bulguları başlangıç değerine geri dönmektedir. Tip I türü malzemelerde gözlemlenen kararsızlık probleminin yüksek kristal hacim oranına sahip malzemelerde olduğu belirtilmiştir. Tip II türü yapıya sahip mikrokristal silisyum malzemelerde ise karanlık iletkenlik, $\sigma_D(300K)$, bulguları malzeme vakum ortamından laboratuvar atmosferine çıkarıldığında zamanla aşırı miktarda artış göstermektedir. Tip II türü malzemelerde gözlemlenen kararsızlık problemi genellikle geçiş kristal hacim oranına sahip malzemelerde ya da düşük kristal hacim oranına sahip malzemelerde görüldüğü rapor edilmiştir. Tip II türü malzemelerin mikro yapılarının daha sıkı ve az gözenekli olduğu ve bu tür malzemelerden üretilen ince film silisyum güneş pillerinin daha yüksek enerji dönüşüm verimlerine sahip olduğu belirtilmiştir. Tip I türü malzemenin üretilen güneş pillerinin düşük enerji dönüşüm verimine neden olduğunu bulmuşlardır. FTIR ölçümleri ise Tip I türü malzemelerde Si-O bağlarına ait 1100 cm^{-1} ve 2100 cm^{-1} dalga sayılarında kuvvetli soğurma tepeleri oluşurken Tip II türü malzemelerde bu dalga sayılarındaki Si-O modlarına ait soğurma tepeleri gözlenmemiştir. ESR deney sonuçlarında ise kuartz tüp içinde toz halindeki Tip I türü malzeme He atmosferinde spin yoğunluğu değişmezken hava ortamına maruz kaldığında spin yoğunluğu artmaktadır. $80\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de Ar atmosferinde gerçekleştirilen ısıtılma işlemi ile artan spin yoğunluğu tamamen ortadan kalkıp başlangıç değerlerine ulaştığı belirtilmiştir. Tip II türü malzemelerde ise spin yoğunluklarında kayda değer bir değişim olmamıştır. Her iki tür malzeme oksijen gazı ortamında $80\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de uzun süre bekletildiğinde spin yoğunlukları geri dönüşümsüz bir şekilde artış göstermektedir. Bunun anlamı oksijen atomlarının silisyum atomları ile kalıcı bağ yaptığını ortaya koymaktadır. Finger ve arkadaşlarının yaptığı bu ilk çalışma ayrıntılı bir çalışma olmasına rağmen sınırlı sayıda malzeme kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Kullanılan malzemelerin kalınlıkları hakkında bir bilgi mevcut değildir (Finger, Carius, ve diğerleri, 2003).

Finger ve arkadaşlarının yapmış olduğu bu çalışmanın ardından Smirnov ve arkadaşları tarafından karanlık iletkenlik, kararlı durum fotoiletkenlik ve zamana

bağlı (tranzient) fotoiletkenlik yöntemleri kullanılarak çalışmalar yapılmıştır (Smirnov, Reynolds, Main, Finger ve Carius, 2004). Bu çalışmalarda üretilen $\mu\text{-Si:H}$ ince film malzemeler VHF-PECVD yöntemi ile 95MHz'de $SC= \%3$ ile $SC= \%7$ arasında değişen silan gazı oranlarında pürüzsüz borosilikat cam taban üzerine büyütülmüştür. İncelenen malzemelerin kalınlıkları 300 nm ile 400 nm arasındadır. İncelenen malzemelerde atmosferik yaşlandırma işlemi, malzemeler vakum ortamından laboratuvar atmosferine çıkarılarak 10 günlük zaman dilimi içinde değişimler incelenip tekrar vakum ortamında 160 $^{\circ}\text{C}$ 'ye kadar ısıtılıp ısıtıl işlem uygulanmıştır. Sıcaklığa bağlı karanlık iletkenlik ölçümleri sonunda oda sıcaklığında ölçülen $\sigma_D(300\text{K})$ değerleri karşılaştırıldığında $SC= \%3$ ve $SC= \%3,7$ ile büyütülen $\mu\text{-Si:H}$ ince film malzemeler Tip I türü malzemelerin kararsızlık problemine sahip iken $SC= \%7$ ile büyütülmüş malzeme Tip II türü malzeme çeşidinin sahip olduğu kararsızlık problemi göstermiştir. Işık şiddetine bağlı kararlı durum fotoiletkenlik ölçümleri ilk defa bu çalışmada kullanılmıştır. Karanlık iletkenlik değişimi Tip II olarak ölçülen malzemenin kararlı durum fotoiletkenlik bulguları 10 günlük atmosferik yaşlanma sonucu birkaç mertebe artarak Tip II türü bir değişim sergilemiştir. Bunun yanında fotoiletkenlik üstel parametresi γ (σ_{ph} vs Flux^{γ}) ısıtıl işlem sonunda 0,70 iken 10 günlük atmosferik yaşlanma sonucunda $0,47\pm 0,03$ değerine azalmıştır. Karanlık iletkenlik ve kararlı durum fotoiletkenlik değişimlerinin kısa zaman diliminde (1-2 ay) tamamen geri dönüşümlü bir etki olduğu, uzun zaman dilimlerinde ise (6 aydan fazla) geri dönüşümsüz etkilerin olduğunu gözlemlemişlerdir. Zamana bağlı (tranzient) foto iletkenlik ölçümleri sonucu elde edilen elektronik kusurların dağılımı, iletkenlik bant ucu E_c ile yasak enerji aralığı ortasına kadar enerjilerdeki elektronlarla doldurulmuş elektronik kusur dağılımlarını (DOS) vermektedir. Araştırmacılar ilk defa bu çalışma ile ısıtıl işlem sonrası elde edilen DOS profili ile 10 günlük laboratuvar atmosferinde yaşlanmış durumda elde edilen DOS profilleri arasında değişim olduğunu göstermişlerdir (Smirnov, Reynolds, Main, ve diğerleri, 2004). Yasak enerji aralığının üst kısmında oluşan DOS profilindeki değişimin gerçek elektronik kusur dağılımındaki değişimden ya da Fermi seviyesinin atmosferik yaşlanma ile kaymasından mı olduğu belirsizliğini korumaktadır. Araştırmacılar geri dönüşümlü iletkenlik değişimlerinin film

yüzeyinde soğurulan oksijen veya su buharından kaynaklandığı ve geri dönüşümsüz iletkenlik değişimlerinin ise mikro yapıdaki kristal damar duvarlarında silisyum atomu ile oksijenin kalıcı bağ yapması sonucu olabileceğini öne sürmüşlerdir (Smirnov, Reynolds, Main, ve diğerleri, 2004).

Bu çalışmadan hemen sonra aynı yıl içerisinde Smirnov ve arkadaşlarının yayınladığı benzer bir çalışmada SC= %3, SC= %6.3 ve SC= %7 silan gazı oranlarında pürüzsüz cam üzerine VHF-PECVD sistemi ile 300 nm ile 400 nm kalınlıklarında $\mu\text{-Si:H}$ ince film malzemeler üzerine aynı yöntemleri kullanarak yaptıkları araştırmada incelenen üç malzemenin de sadece Tip II türü kararsızlık problemi gösterdiğini rapor etmişlerdir (Smirnov, Reynolds, Finger, Main ve Carius, 2004). Bu çalışmada görüldüğü gibi SC= %3 ile büyütülen $\mu\text{-Si:H}$ ince film malzeme Tip II türü değişim gösterirken bir önceki çalışmalarında SC= %3 ile büyütülmüş başka bir malzemenin Tip I türü bir kararsızlık problemine sahip olduğu yayınlanmıştır (Smirnov, Reynolds, Finger, ve diğerleri, 2004). Dolayısı ile $\mu\text{-Si:H}$ ince film malzemelerde SC oranına bağlı sistematik bir kararsızlık problemi henüz mevcut değildir.

Yukarıda özetlenen çalışmalardan görüldüğü gibi genellikle pürüzsüz cam taban malzeme üzerine büyütülen malzemeler 100 nm ile 400 nm sınırlarında kalınlıklara sahiptir. Daha kalın ince film malzemeler pürüzsüz cam üzerine büyütme problemlidir. Genellikle malzemeler vakum ortamından çıkınca ve taban malzeme küçük örnek malzemelere ayrıldığında taban üzerindeki ince film soyulmaktadır. Dolayısıyla VHF-PECVD sistemi ile kalın ($\sim 1\mu\text{m}$) $\mu\text{-Si:H}$ malzemelerin pürüzsüz cam taban üzerine büyütülerek atmosferik yaşlanmanın incelendiği bir çalışma henüz yapılmamıştır. Fakat 2005 yılında Persheyev ve arkadaşları HWCVD sistemini kullanarak SC= %6 silan gazı oranında yaklaşık $1\mu\text{m}$ kalınlığında $\mu\text{-Si:H}$ malzemeleri büyütürken karanlık iletkenlik ve FTIR spektroskopisi yöntemlerini kullanarak kısa süreli (~ 1 ay) ve uzun süreli (1.5 yıl) laboratuvar atmosferinde yaşlanmış malzemeler üzerinde araştırma yapmışlardır (Persheyev, Smirnov, O'Neill, Reynolds ve Rose, 2005). Karanlık iletkenlik ölçümleri ilk defa $1\mu\text{m}$ kalınlığına sahip $\mu\text{-Si:H}$ malzeme kullanılarak elde edilmiş olmasına rağmen kullanılan cam taban malzemenin pürüzlü veya pürüzsüz olduğu konusunda makalede bir bilgi mevcut değildir. Araştırmada kullanılan yöntemler ışık altında

fotoiletkenlik yöntemi içermediğinden 1µm kalınlığına sahip µc-Si:H malzemelerin pürüzlü cam üzerine büyütülmüş olduğu bulgusuna varılabilir. Çünkü pürüzlü cam taban malzeme üzerine birkaç µm kalınlığında µc-Si:H malzemeler soyulma problemi olmadan büyütülebilmektedir. Araştırmacılar sadece SC= %6 silan gazı oranında büyütülen µc-Si:H malzemelerdeki atmosferik yaşlanma etkisini incelemişler ve karanlık iletkenlik $\sigma_D(300K)$ bulgularının Tip I türü bir değişim gösterdiğini ortaya koymuşlardır. σ_D değişimleri kısa zaman diliminde birkaç kez tekrarlandığında tamamen geri dönüşümlü bir etki iken, 1,5 yıl sonra elde edilen karanlık iletkenlik bulgularının geri dönüşümsüz bir etki gösterdiği yayınlanmıştır (Persheyev ve diğerleri, 2005). Ayrıca malzemelerin azot gazı altında bekletildiklerinde de karanlık iletkenlik bulgularının Tip I türü değişim gösterdiği ve miktarının atmosferik yaşlanmadan daha az olduğunu belirtmişlerdir.

2006 yılında Reynolds ve arkadaşları tarafından yapılan çalışmada VHF-PECVD ile Corning marka 1773 kodlu pürüzsüz cam taban malzeme üzerine 90 nm ve 260 nm kalınlıklarında SC= %5 silan gazı oranında büyütülen malzemeler incelenmiştir (S: Reynolds, V.Smirnov, F.Finger, C.Main, 2005). Üretilen malzemelerin kristal hacim oranları 90 nm lik malzeme için $I_C^{RS}=0,08$ iken 260 nm lik malzeme için $I_C^{RS}=0,48$ olduğu belirtilmiştir. Aynı silan gazı ortamında büyütülmesine rağmen ince film malzemenin kalınlığı arttıkça kristal hacim oranında da arttığı görülmektedir (S: Reynolds, V.Smirnov, F.Finger, C.Main, 2005). İncelenen her iki malzemenin (90 nm ve 260 nm kalınlıklarında) σ_D karanlık iletkenlik değerleri laboratuvar atmosferinde Tip II türü bir kararsızlık problemi göstermiştir. Bu değişimlerin birkaç günlük zamandan bir aylık zamana kadar ısıl işlem sonucu tamamen geri dönüşümlü olduğu, bir aydan uzun zaman süresinde geri dönüşümsüz etkinin olduğu ortaya konmuştur. Bunlara ek olarak, σ_D karanlık iletkenlik bulgularındaki birkaç mertebelik artışın nedeni olarak karanlık Fermi seviyesinin yasak enerji aralığı içine kaymalarından oluştuğu ve bu kaymaların Meyer-Neldel kuralına uygun olarak açıklandığı yayınlamışlardır. Değişik zaman dilimlerinde yaşlandırılmış malzemelerin E_σ aktivasyon enerjisi ile σ_0 ($\sigma_D=\sigma_0 e^{(-E_\sigma/kT)}$) karanlık iletkenlik ön çarpanı arasında Meyer-Neldel kuralı ile verilen ilişki gösterilmiştir. ($\sigma_0=\sigma_{00} e^{(E_\sigma/E_{MNR})}$). Benzer bir çalışma daha sonra Güneş ve arkadaşları tarafından

yapılmıştır (Güneş, Turan ve Yılmaz, 2010). Güneş ve arkadaşlarının çalışmalarında VHF-PECVD sisteminde SC= %5 silan gazı oranında pürüzsüz cam üzerine büyütülmüş $\mu\text{c-Si:H}$ ince film malzeme kullanılmıştır. $I_C^{\text{RS}} = 0,39$ kristal hacim oranına sahip malzeme laboratuvar ortamında birkaç gün yaşlandırılarak, değişik sıcaklıklarda ısıtma işlemine tabi tutulup ($55\text{ }^\circ\text{C}$ ile $160\text{ }^\circ\text{C}$ arasında) soğutularak karanlık Fermi seviyesinin E_c iletkenlik bant ucundan uzaklığı olan E_σ ve σ_0 karanlık iletkenlik ön çarpanını deneysel olarak elde edilmiştir. Burada incelenen malzeme düşük I_C^{RS} değerinde olmasına rağmen Tip I türü kararsızlık göstermiştir. E_σ ile σ_0 arasındaki ilişkinin bir önceki Reynolds ve arkadaşlarının çalışmalarındaki gibi Meyer-Neldel kuralına uyduğu gösterilmiştir. Smirnov'un çalışmasında kullanılan malzemeler Tip II türü kararsızlık probleminde sahip iken Güneş ve arkadaşlarının incelediği malzeme Tip I türü kararsızlık göstermesine rağmen her iki çalışmada Meyer-Neldel kuralına uymaktadır. Bunun anlamı karanlık Fermi seviyesinin atmosferik yaşlanma sonucu yasak enerji aralığı içinde E_c iletkenlik bant ucuna doğru veya bant ortasına doğru kayarak σ_D değişimine neden olduğu açıklanmaktadır.

2006 yılında benzer bir çalışma tekrar Smirnov ve arkadaşları tarafından pürüzsüz cam üzerine VHF-PECVD sistemi ile SC= %3 ile SC= %7 arasında değişen silan gazı oranlarında büyütülen malzemelerin karanlık iletkenlik ve foto iletkenlik yöntemleri kullanılarak incelenmiştir (Smirnov, Reynolds, Finger, Carius ve Main, 2006). İncelenen malzemelerin kalınlığı 90 nm ile 800 nm arasında ve kristal hacim oranları $I_C^{\text{RS}} = 0$ ile $I_C^{\text{RS}} = 0,80$ arasında değişmektedir. Bu çalışmada hem laboratuvar ortamından atmosferik yaşlanma etkisi hem de ışık altında "Steabler-Wronski etkisi" (Steabler-Wronski Effect (SWE)) incelenmiştir. Laboratuvar atmosferinden kaynaklanan karanlık iletkenlik değişimleri kristal hacim oranına göre grafiksel olarak sunulmuştur. $I_C^{\text{RS}} = 0$ ile $I_C^{\text{RS}} = 0,60$ arasında olan malzemelerin Tip II türü kararsızlık probleminde sahip iken $I_C^{\text{RS}} = 0,60$ dan yüksek kristal hacim oranına sahip $\mu\text{c-Si:H}$ ince film malzemeler Tip I türü kararsızlık gösterdiği belirtilmiştir. Laboratuvar ortamında gerçekleştirilen ışık altında bozunma deneylerinin (Steabler-Wronski etkisi) çok az bir etkisinin olduğu belirtilmiştir (Smirnov ve diğerleri, 2006). Kalınlığa bağlı σ_D değişimlerini "yaşlanma hassasiyeti" (ageing sensitivity)

grafiksel olarak sunulduğunda kalınlık arttıkça malzemelerde daha az atmosferik yaşlanma olduğu ince malzemelerin en fazla etkilendiği yayımlanmıştır.

Aynı yıl Brüggemann ve arkadaşları biri HWCVD diğeri PECVD sistemi ile pürüzsüz cam üzerine büyütülmüş $\mu\text{-Si:H}$ ince film malzemelerde atmosferik yaşlanma etkisini sıcaklığa bağlı karanlık iletkenlik, fotoiletkenlik ve ilk defa “Kararlı Durum Foto Yüktaşıyıcı Ağı (Steady State Photocarrier Grating (SSPG))” yöntemini kullanarak incelemiştirler (Brüggemann ve Souffi, 2006). Malzemelerin kalınlıkları belirtilmezken kristal hacim oranlarının $I_C^{RS} = 0,34$ ve $I_C^{RS} > 0,80$ olduğu verilmiştir. Laboratuvar atmosferinde yaşlanmış malzemelerin farklı sıcaklıklarda ısıl işleme tabi tutulması sonucunda elde edilen E_σ aktivasyon enerji değerleri ile σ_0 ön çarpanı Meyer-Neldel kuralına uyduğu gösterilmiştir. Malzemelerden biri Tip I türü karanlık ve fotoiletkenlik değişimi gösterirken diğeri Tip II türü değişim göstermiştir. İlk defa SSPG yöntemi kullanılarak atmosferik yaşlanmanın azınlık yük taşıyıcısı boşlukların taşınım özelliklerine etkisi incelenmiştir. Fotoiletkenlik bulgularından elde edilen çoğunluk yük taşıyıcısı elektronların $\mu_n\tau_n$ çarpımı atmosferik yaşlanma ile ciddi bir değişim gösterirken SSPG değerlerinden elde edilen azınlık yük taşıyıcısı boşlukların $\mu_p\tau_p$ çarpımının kayda değer bir değişim göstermediğini belirtmişlerdir (Brüggemann ve Souffi, 2006). Aynı araştırmacılar benzer bir çalışmayı aynı yöntemleri kullanarak HWCVD sistemi ile $SC = \%5$ ile $SC = \%12$ arasında silan gazı oranlarında pürüzsüz cam üzerine büyütülmüş $\mu\text{-Si:H}$ malzemeler kullanarak yapmışlardır. Malzemelerin kristal hacim oranları $I_C^{RS} = 0,34$ ile $I_C^{RS} = 0,79$ arasında değişmekte ve kalınlıklarının $1\mu\text{m}$ civarında olduğu belirtilmiş ve tam değerleri verilmemiştir. $I_C^{RS} = 0,34$ ile $I_C^{RS} = 0,79$ kristal hacim oranlarına sahip $\mu\text{-Si:H}$ malzemeler Tip I türü kararsızlık problemi gösterirken $I_C^{RS} = 0,52$ olan malzeme Tip II türü bir atmosferik yaşlanma göstermiştir. Aynı şekilde SSPG yöntemi ile belirlenen azınlık yük boşluklarının difüzyon uzunlukları, L_D , kayda değer değişimler göstermiştir. Fakat difüzyon uzunluğundaki değişim σ_D ve σ_{ph} değişimleri ile zıt yönlüdür, yani σ_D ve σ_{ph} atmosferik yaşlanmayla azalırken aynı malzemenin L_D difüzyon uzunluğu artmaktadır. Bu ölçümler literatürde henüz çok kısıtlı olduğundan L_D ile σ_D ve σ_{ph} bulguları arasındaki ilişkileri anlamak henüz mümkün değildir. Çalışmalarda çok az sayıda ve sınırlı deneysel yöntemler

kullanılarak araştırmalar gerçekleştirilmiş ve hatta deney koşulları arasında standart bir uyum henüz oluşmamıştır.

Yakın bir zamanda en kapsamlı malzemeler kullanılarak yapılan bir alışma Yılmaz ve arkadaşları tarafından gerçekleştirilmiştir. VHF-PECVD sistemi kullanılarak SC= %2'den SC= %6'ya kadar değişik silan gazı oranlarında üç farklı malzeme serisi üretilmiştir (G. Yılmaz ve diğerleri, 2010). Birinci ve ikinci malzeme serisi ~150nm kalınlıklarında hem pürüzlü hem de pürüzsüz cam taban malzeme üzerine büyütülmüştür. Üçüncü malzeme serisi yine SC= %2'den SC= %6'ya kadar değişen silan gazı oranlarında sadece pürüzlü cam taban malzeme 700 nm kalınlığında büyütülmüştür. Sıcaklığa bağlı (100 K – 450 K) karanlık iletkenlik, ışık şiddetine ve sıcaklığa bağlı fotoiletkenlik ölçümleri ile birkaç ay süre içerisinde laboratuvar atmosferinde ve azot gazı doldurulmuş plastik torbalarda özdeş ve kardeş malzemeler eş zamanlı yaşlandırılmıştır. Hem atmosferik yaşlandırmanın hem de azot gazı dolu torbalarda saklama işleminin karanlık ve foto iletkenlik ölçülerine etkileri malzemenin mikro yapısındaki değişime ve de malzemenin tutunduğu taban malzemenin özelliğine göre incelenmiştir. Ayrıca, malzemenin beyaz ışık altında yaşlanma (elektronik bozunum) etkisi, SWE, ilk defa yüksek vakum altında 5 güneş ışığı şiddetinde beyaz ışık kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Bu uygulamaya ile sadece SWE'nin malzemede yarattığı elektronik bozunum etkisi malzemeler laboratuvar atmosferine maruz kalmadan incelenmiştir. Bu çalışmadan elde edilen bulgulara göre, farklı taban malzemeler üzerine aynı silan gazı oranında büyütülen ince malzemeler (birinci ve ikinci grup) farklı kristal hacim oranlarına sahip olabilmektedir. Tip I ve Tip II türü kararsızlık probleminin kristal hacim oranına göre sistematik bir bağımlılığı bulunmamış, malzemeler rast gele Tip I ya da Tip II türü iletkenlik değişimi göstermiştir. Fakat her malzemenin σ_D ve σ_{ph} değişimleri aynı tür kararsızlık problemine sahiptir (ikiside Tip I ya da ikiside Tip II). Üçüncü serideki pürüzlü cam üzerine büyütülen 700 nm kalınlıktaki malzemelerin hepsi, $I_C^{RS} = 0$ 'dan $I_C^{RS} = 0,76$ 'ya kadar, Tip I türü kararsızlık problem göstermiştir. Aynı şekilde σ_D ve σ_{ph} değişimleri bir önceki malzemeler gibi birbiri ile aynı kararsızlık tipine sahiptir. Birbirine özdeş ve kardeş malzemeler kullanılarak Azot gazı dolu torbalarda ve laboratuvar atmosferinde eş zamanlı yaşlandırma işlemi sonucu her iki malzemenin de

aynı miktarda σ_D ve σ_{ph} değişimine sahip olduğu azot gazının hiçbir koruyucu etkisinin olmadığı bulunmuştur. Steabler-Wronski deneyleri sonucu yüksek kristal hacim oranlarına sahip bütün malzemelerin (kalınlık veya taban malzemesine bağımlı olmaksızın) karanlık ve fotoiletkenlik bulgularının kayda değer değişime uğramadığı gözlenmiştir. Sadece amorf fazın baskın olduğu yada tamamen amorf olan SC= %5 ve SC= %6 silan gazı oranında büyütülen malzemeler ciddi miktarda Steabler-Wronski etkisine sahip olduğu literatür bulguları ile uyumlu olarak rapor edilmiştir.

Yukarıda özetlenen çalışmalarda $\mu\text{-Si:H}$ malzemelerin laboratuvar atmosferinde yaşlandırma işlemi tamamen kontrolsüz bir işlemdir. Laboratuvar atmosferinin bileşenleri, ortam sıcaklığı ve ortamın nem oranları dikkate alınmadan malzemeler elektronik bozunuma terk edilmiştir. Dolayısı ile önceki yayımlanmış çalışmaların sonuçları arasında karşılaştırılamayacak uyumsuzluklar mevcuttur. Problemin doğasının karmaşık olduğu düşünülürse farklı malzemelerin farklı yöntemlerle incelenmesinde bile standart ölçüm koşullarının tanımlanmasına ihtiyaç vardır. Çok yakın bir zamanda ilk defa Güneş ve arkadaşları VHF-PECVD sistemi ile pürüzsüz cam üzerine büyütülmüş 200 nm ile 300 nm arasında kalınlıklara ve $I_C^{RS} = 0$ 'dan $I_C^{RS} = 0,72$ 'ye kadar kristal hacim oranına sahip $\mu\text{-Si:H}$ malzemeleri vakumlu kriostat içinde kontrollü bir şekilde azot, argon, helyum, oksijen gazları altında ve saf su içinde belirli sürelerde yaşlandırarak karanlık iletkenlik ve fotoiletkenlik yöntemleri ile ilk defa "iki demetli fotoiletkenlik yöntemi" (Dual Beam Photoconductivity (DBP)) kullanmışlardır (Mehmet Günes ve diğerleri, 2012). DBP yöntemi ile elde edilen optik soğurma katsayısı spektrumu düşük enerji bölgesinde (bant altı bölgede) malzeme içinde mevcut elektronik kusurlardan kaynaklı değişimi diğer yöntemlere göre daha hassas belirleyebildiği için atmosferik yaşlanma ile ciddi bir değişim gösteren σ_D ve σ_{ph} mekanizmaları ile elektronik kusur yoğunlukları arasında bir ilişki kurulması hedeflenmiştir. Amorf silisyum malzeme kayda değer atmosferik yaşlanma etkisi göstermezken $I_C^{RS} = 0,52$ ve $I_C^{RS} = 0,72$ kristal hacim oranına sahip malzemelerin ikisi de Tip II türü kararsızlık problemi göstermiştir. Soy gazlar ve azot gazı altında bazı malzemeler geri dönüşümlü kararsızlık problemi gösterirken diğer incelenen malzemelerde σ_D ve σ_{ph} değişimleri göstermemiş ve

değerlerini korumuşlardır. Oksijen ve saf su içerisinde yaşlandırma ile aşırı σ_D ve σ_{ph} değerlerinde artışlar oluşmuş, bu değişimlerin kısmi olarak ısıtılma işlemiyle ortadan kaldırıldığı ve kısmi olarak geri dönüşümsüz kalıcı σ_D ve σ_{ph} artışı gözlenmiştir. Karanlık Fermi seviyesi bant ortasından E_c iletkenlik bant ucuna doğru kayda değer miktarda kaymıştır. Oksijen ve saf su ile oluşan ciddi σ_D ve σ_{ph} artışlarına karşılık DBP yöntemiyle elde edilen $\alpha(h\nu)$ optik soğurma katsayısı spektrumu düşük enerji bölgelerinde (yani elektronik kusur soğurma bölgesinde) kayda değer bir şekilde azaldığı ilk defa ortaya konmuştur. Bu sonuçlar $\mu c-Si:H$ ince film malzemelerde mevcut atmosferik yaşlanma problemi sonucu oluşan Tip I ve Tip II türü kararsızlık probleminde malzemenin yasak enerji aralığında yerleşmiş elektronik kusurların değişimine neden olduğu ortaya konmuştur. Heterojen bir yapıya sahip $\mu c-Si:H$ malzemelerin elektronik kusur dağılımlarının doğası ve çeşitleri henüz belirsizliğini korumasına rağmen, bunların atmosferik yaşlanma etkisindeki işlevleri konusunda literatürde başka bir çalışma henüz yayınlanmamıştır. Güneş ve arkadaşlarının saf su kullanarak gerçekleştirdiği tekrarlanabilir ve hızlı yaşlandırma işlemi ilk defa Turan ve arkadaşları tarafından geliştirilmiş ve $\mu c-Si:H$ malzemelerinin kontrollü, hızlı ve güvenilir şekilde yaşlandırılıp incelenmesine olanak sağlamaktadır (Turan, Yılmaz, Smirnov, Finger ve Güneş, 2012).

1.2. Tezin Amaçları

Mikrokristal silisyum ince film malzemelerde ortaya çıkan atmosfer gazları kaynaklı elektronik bozunum probleminin karmaşık doğasının anlaşılmasında şu ana kadar literatürde mevcut eksikleri tamamlayacak çalışmalar birkaç aşamalı olarak bu tezin amacını oluşturmaktadır.

Tezin ilk amacı, $\mu c-Si:H$ ince film malzemelerin mikro yapısında mevcut elektronik kusurlar hakkında dolaylı bilgi elde edilecek “İki Demetli Fotoiletkenlik Yöntemini (Dual Beam Photoconductivity (DBP))” vakumlu kriostat sistemli olarak geliştirmek, kalibrasyonunu yapmak ve tamamen bilgisayar kontrollü yazılım programını yazmaktır.

İkinci amacı, güneş pilleri uygulamalarında kullanılan kalınlıklarda (100 nm'den 1000 nm'ye kadar) ve tamamen amorf yapıdan yüksek kristal oranlarına sahip ince film silisyum malzemeleri pürüzsüz cam taban malzeme üzerine soyulmadan tutunabilecek şekilde VHF-PECVD yöntemi kullanılarak değişik silan gazı oranlarında büyütebilecek yeni yaklaşımları ortaya koymaktır.

Üçüncü amacı, VHF-PECVD yöntemi ile büyütülecek iki farklı kalınlık serisine sahip (ince malzemeler ve kalın malzemeler) $\mu\text{-Si:H}$ ince film malzemelerin mikro yapı analizlerini (I_C^{RS} kristal hacim oranı) Raman mikroskopisi ile belirlemektir.

Dördüncü amacı, iki farklı kalınlık serisinde pürüzsüz cam taban üzerine büyütülen malzemelerde uzun süre (yaklaşık 1 yıl) karanlık laboratuvar ortamında ve yüksek saflıktaki oksijen gazına maruz bırakarak oluşan doğal atmosferik yaşlanma (elektronik bozunum) etkisinin sıcaklığa bağlı karanlık iletkenlik $\sigma_D(T)$, ışık şiddetine bağlı fotoiletkenlik $\sigma_{ph}(F)$ ve "iki demetli fotoiletkenlik" DBP yöntemi ile hem havada hem de yüksek vakum ortamında ($2-3 \times 10^{-6}$ mbar) ısı işlem öncesi ve sonrası inceleyerek kararsızlık probleminin standart ölçüm koşullarını belirlemek ve bu malzemelerle ortaya çıkan kararsızlık probleminin malzemenin mikro yapısına göre haritasını ortaya çıkarmaktır. Her malzemedeki oluşan elektronik ve optoelektronik değişimleri aralarında karşılaştırmalar yaparak $\mu\text{-Si:H}$ ince film malzemelerdeki kararsızlık probleminin doğasını anlamaya çalışmaktır.

2. MALZEMELER VE DENEYSEL YÖNTEMLER

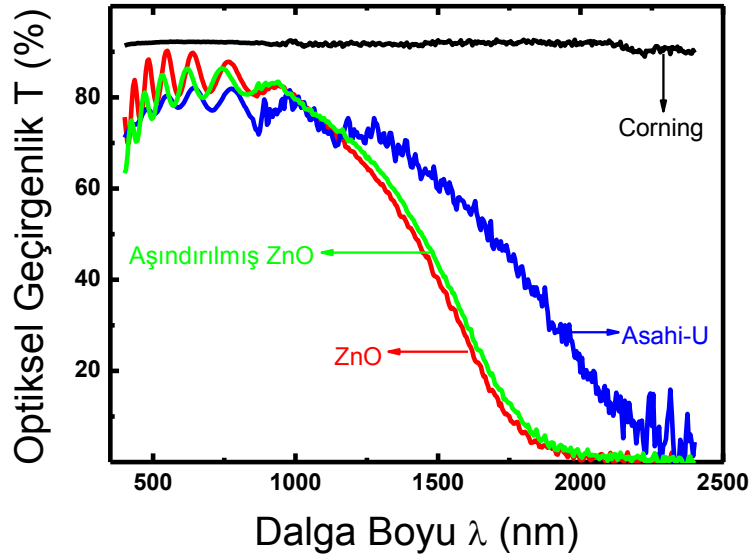
2.1. Giriş

Bu bölümde çok katmanlı ince film silisyum güneş pilleri uygulamalarında standart olarak kullanılan taban malzemeler incelenmiş ve tez çalışması için en uygun taban malzeme belirlenmiştir. Belirlenen taban malzeme üzerine kalın ($>1\mu\text{m}$) mikrokristal silisyum filmlerin tutunabilmeleri için taban malzemelerin yüzey morfoloji çalışmaları yapılmıştır. Geliştirilen taban malzemesi üzerine kalın malzemelerin ve karşılaştırma amacıyla ince ($<300\text{ nm}$) mikrokristal silisyum malzemelerin VHF-PECVD büyütme sistemi ile üretilmesinden sonra, bu her iki gruptaki malzemelerin deneysel incelenmesinde kullanılan yöntemlerin tanıtımı anlatılmıştır. Elektronik olarak yüksek kalitede ve sanat eseri değerinde üretilmiş olan mikrokristal silisyum malzemelerin temel optoelektronik özelliklerinin ve de laboratuvar atmosferi ile saf oksijen gazı altında ortaya çıkan metastabilite ve/veya instabilite özelliklerini incelemek için geliştirilen DBP yöntemi, zamana ve sıcaklığa bağlı karanlık iletkenlik ve ışık şiddetine bağlı fotoiletkenlik yöntemleri açıklanmıştır.

2.2. Kalın ($>1\mu\text{m}$) Mikrokristal Silisyum Malzemenin Tutunabileceği Taban Malzeme Üzerine Araştırma Çalışmaları

Çok katmanlı ince film fotovoltaik güneş gözesi araştırmalarında standart olarak kullanılan taban malzemeler sırası ile Corning cam, Asahi firmasının ürettiği yüzey morfolojisi U şeklinde olan cam (Asahi-U) ve bükülebilen esnek güneş gözeleri için kullanılan plastik taban malzeme (Polyamid) ve ince paslanmaz çelik levhalardır. Corning cam ve Polyamid taban malzeme üzerine katkılı çinko oksit (ZnO) kaplanarak arka taban kontak elde edilmektedir. ZnO tabakasının kimyasal yollarla

aşındırılması ile yüzey morfolojisinde değiştirilerek (daha pürüzlü hale getirilerek) ince filmin taban malzemeye daha kolay tutunması sağlanmasına ek olarak arka kontak tarafında gerçekleşen yansıma artırılmış ve aktif soğurucu tabakanın gelen güneş ışığını daha fazla soğurması sağlanmıştır. Asahi-U taban malzemesinde ise üretici firma tarafından sağlanan taban malzeme üzerinde özel bir kaplama bulunmakta ve bu kaplama sayesinde hem ince filmin taban malzemeye tutunması sağlanmakta hem de arka kontak tamamlanmaktadır. Güneş gözelerinde kullanılan bu kaplamalı taban malzemeler yaygın olarak kullanılmalarına karşın, ışığı soğuran fotovoltaik tabakanın optik ve optoelektronik karakterizasyonlarında taban malzeme olarak kullanılmaları oldukça zordur. Şekil 2.1.'de bu malzemelerin güneş gözelerinin çalıştığı enerji bölgesindeki optik geçirgenlik spektrumları gösterilmiştir.



Şekil 2.1. Çok katmanlı güneş gözeleri teknolojisinde kullanılan taban malzemelerin optiksel geçirgenlik spektrumları

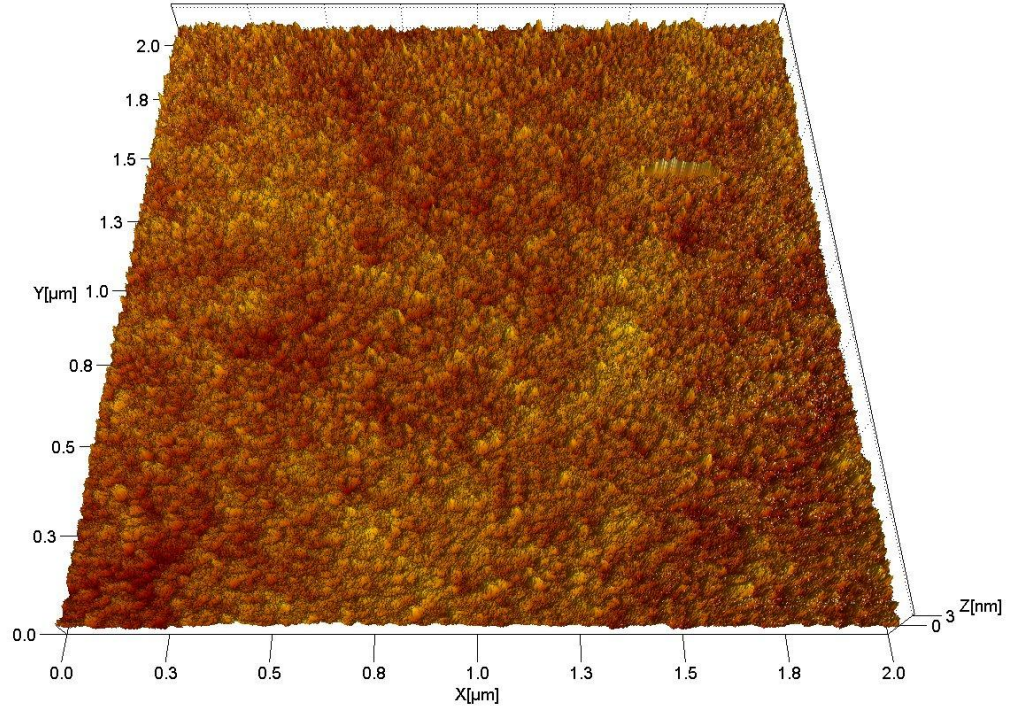
Buradan da anlaşılacağı üzere optik karakterizasyonda kullanılacak en uygun taban malzeme kaplama yapılmamış olan Corning firmasının ürettiği pürüzsüz cam malzemedir. Ancak pürüzsüz Corning cam taban malzeme üzerine büyütülen mikrokristal silisyum ince film malzemeler belirli bir kalınlığın üzerine (>400nm) çıktıklarında içsel streslerden dolayı taban malzemeye tutunamamakta ve soyulmaktadır. Güneş gözelerinde güneş ışığını en verimli soğurabilmek için

kullanılan katkısız mikrokristal silisyum ince filmler soğurucu tabakaların kalınlıkları 1-2 μm mertebesinde. Bu nedenle optiksel ve optoelektronik karakterizasyonları yapılacak kalın ($t > 1\mu\text{m}$) $\mu\text{c-Si:H}$ malzemelerin sadece saydam taban malzeme üzerine büyütülmesi gereklidir. İncelenecek optiksel ve optoelektronik yöntemlerle verimi yüksek güneş gözelerinin geliştirilmesinde en önemli adım ışığı soğuran kalın $\mu\text{c-Si:H}$ malzemelerin geliştirilmesidir. Belirtilen kalınlıklarda yüksek geçirgenlikteki pürüzsüz Corning cam taban üzerine mikrokristal silisyum malzemelerin tutunmasını sağlamak soyulma probleminden dolayı mümkün değildir. Bu nedenle Corning cam taban malzeme üzerinde hem ince filmin taban malzemeye uzun süreli tutunmasını sağlayacak hem de taban malzemenin optiksel geçirgenliğini değiştirmeyecek yeni yöntemlerin uygulanması zorunlu hale gelmiştir. Bu kapsamda Corning pürüzsüz cam taban malzeme yüzeyinin iki farklı şekilde değişimlere uğratarak optik geçirgenliğini etkilemeden üzerine kalın mikrokristal silisyum malzemeler büyütülmeye çalışılmıştır. Bu yaklaşımlar sırası ile kimyasal yöntemler kullanılarak nano-pürüzlülük elde edilmesi ve çok ince (10-30 nm) saydam yalıtkan bir tabakanın pürüzsüz cam üzerine ara tutucu tabaka olarak büyütülmesi işlemidir. Bu tez çalışması sırasında Almanya'nın Jülich Araştırma Merkezi, Fotovoltaik Enstitüsünde geliştirilen bu yöntemler sırası ile aşağıdaki kısımda açıklanmıştır.

2.2.1. Pürüzsüz cam yüzeyler üzerine nano-pürüzlü yüzey oluşturulması

Pürüzsüz cam üzerine büyütülen kalın mikrokristal silisyum malzemelerin soyulma probleminin çözülmesinde uygulanan ilk yaklaşım taban malzemenin optiksel geçirgenliğini değiştirmeden yüzeyi nanometre mertebesinde pürüzlü hale getirerek $\mu\text{c-Si:H}$ filmlerin VHF-PECVD sisteminde büyütülmesi sırasında oluşan iç stresin azaltılması yaklaşımıdır. Nano-pürüzlülük çalışmalarına başlamadan önce Corning marka pürüzsüz cam taban malzemelerin sahip olduğu yüzey pürüzlülük değerleri Atomik Kuvvet Mikroskobu (AKM) kullanılarak (Root Mean Squared (Rms)) pürüzlülük değerinin karesinin ortalama değerinin karekökü alınarak hesaplanmıştır. Elde edilen bulgulara göre pürüzsüz Corning cam taban malzemenin sahip olduğu

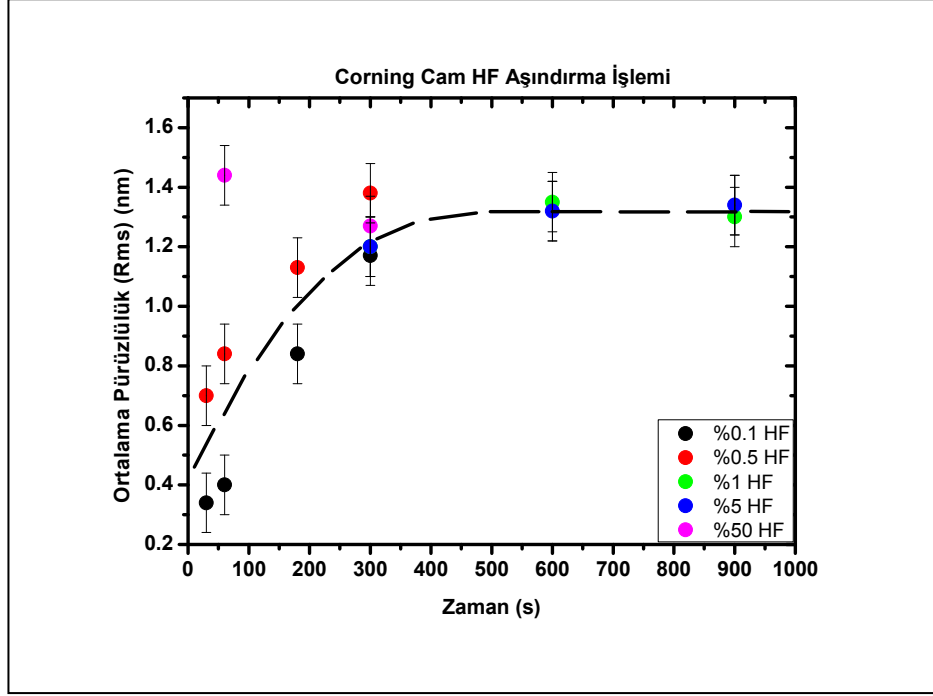
Rms pürüzlülük değerleri 0,2 nm hata payı ile 0,4 nm olarak hesaplanmıştır. Şekil 2.2.'de herhangi bir kimyasal aşındırmaya uğramamış pürüzsüz Corning cam taban malzemeye ait 2 µm x 2 µm tarama alanında gerçekleştirilmiş olan AKM görüntüsü bulunmaktadır. Hiçbir kimyasal işlem uygulanmadan yapılmış olan bu ölçümlerin ardından pürüzsüz Corning cam taban malzeme yüzeyinde etkili olabilecek aşındırıcı kimyasallar üretici firmanın sağladığı ürüne ait bilgi kitapçığı aracılığı ile belirlenmiştir. Bu kimyasallar sırası ile Hidroflorik asit (HF), Potasyum hidroksit (K(OH)) ve Kalsiyum hidroksit (Ca(OH)₂) olarak seçilmiştir. Aşındırıcı kimyasalların belirlenmesinin ardından aşındırıcıların yoğunlukları, derişimleri, uygulama süreleri ve uygulama sıcaklıkları değiştirilerek pürüzsüz cam taban malzemeler üzerine uygulanmıştır. Aşındırıcı kimyasal çözeltilerin uygulama ayrıntıları Bölüm 2.2.1.1.'de açıklanmıştır



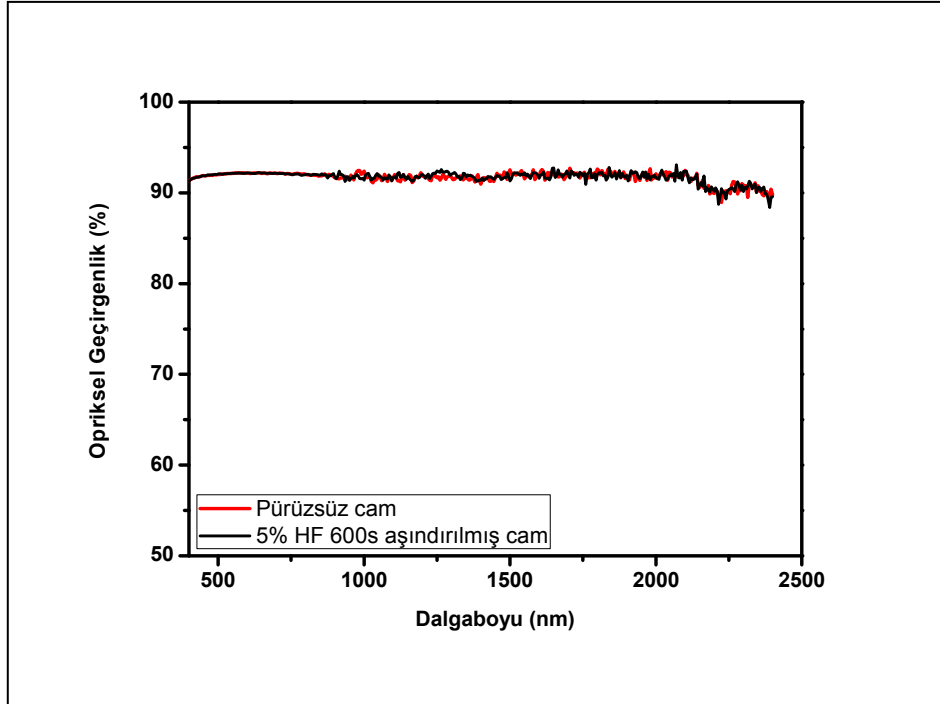
Şekil 2.2. Pürüzsüz Corning cam taban malzeme yüzeyinin aşındırma öncesi AKM ile elde edilen yüzey topografyası

2.2.1.1. Hidroflorik (HF) asit ile pürüzsüz cam yüzeylerin aşındırılması

HF asit kimyasal olarak çok aktif bir asit olmasından dolayı kullanılacak HF oranları çok dikkatli bir şekilde %5 konsantrasyona kadar çeker ocakta, %50 konsantrasyonda ise temiz odada belirlenerek kullanılmıştır. Kullanılan HF asitler %0,1, %0,5, %1, %5, %50 konsantrasyonlarında ve değişen zaman dilimlerinde (30 s, 60 s, 180 s, 300 s, 600 s, 900 s) Corning marka pürüzsüz cam taban malzeme asit içerisine daldırılarak uygulanmıştır. Aşındırma işlemi sonrası taban malzemeler dört defa saf su ile yıkanarak malzeme yüzeyindeki kimyasal aşındırıcılardan arındırılmıştır. Saf su ile yıkanan taban malzemeler azot gazı ile kurutulduktan sonra azot gazı dolu kutulara yerleştirilip rms pürüzlülük ölçümlerinin yapılması için AKM sistemine transfer edilmiştir. Her kimyasal aşındırma işleminin ardından taban malzemelerin rms pürüzlülük ölçümleri AKM kullanılarak ölçülmüş ve karşılaştırılmıştır. Şekil 2.3.'de pürüzsüz cam taban malzeme üzerine farklı zaman dilimlerinde ve farklı konsantrasyonlarda uygulanmış HF aşındırma işleminin ardından elde edilen rms pürüzlülük bulguları gösterilmiştir. Şekil 2.3.'den de görüleceği gibi yüksek (%50) konsantrasyonda uygulanan HF kısa bir süre içerisinde belirli (1,3 nm~1,4 nm) rms değerine gelip sabitlenmektedir. Aynı durum düşük (%1) konsantrasyon değerlerinde uygulanan HF aşındırma işleminde ise daha uzun sürede bu değerlere ulaşmaktadır. Bunun sebebi ise HF çözeltisinin yüksek aşındırıcılık özelliğinden dolayı seçimli (tek) boyut yerine üç boyutta aşındırma işlemi yapmasından kaynaklıdır. Düşük ya da yüksek konsantrasyonda uygulanan HF çözeltisi pürüzsüz cam taban malzemenin yüzeyinden tabaka halinde malzeme aşındırma yapmakta ve bu nedenle yüzey pürüzlülüğü belirli bir rms değerini geçememektedir. %5 konsantrasyona sahip HF çözeltisinde 600 s aşındırma işlemi uygulanmış pürüzsüz cam ile aşındırma işlemine maruz kalmamış pürüzsüz cam taban malzemenin elde edilen optiksel geçirgenlik değerleri Şekil 2.4.'de karşılaştırılmıştır.



Şekil 2.3. HF uygulamalarına maruz kalmış pürüzsüz camların AKM ile elde edilen rms pürüzlülük bulguları



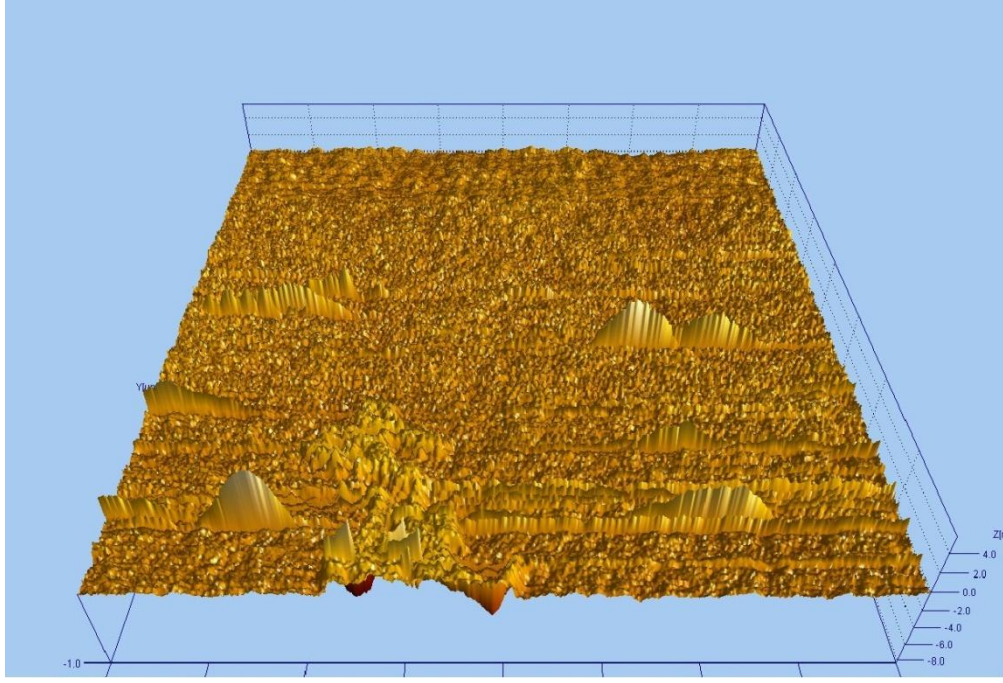
Şekil 2.4. Aşındırılmamış pürüzsüz cam yüzeyin ve %5 konsantrasyona sahip HF çözeltisi ile 600s aşındırılmış cam yüzeye ait UV-VIS-NIR spektrometre ile ölçülen optiksel geçirgenlik spektrumlarının dalgaboyuna göre değişimi

Şekil 2.4.'den de görüleceği gibi %5 konsantrasyona sahip HF çözeltisinde 600s aşındırılan pürüzsüz cam yüzeyin ve aşındırma işlemine maruz kalmamış pürüzsüz cam taban malzemenin optiksel geçirgenlik spektrumları mükemmel bir uyum göstermektedir. Bu nedenle %5 konsantrasyona sahip HF çözeltisinde aşındırılan pürüzsüz cam taban malzemeler üzerine kalın ($>1\mu\text{m}$) $\mu\text{c-Si:H}$ malzemelerin büyütülmesine karar verilmiştir. Bu bölümün ileriki kısımlarında ayrıntısı açıklanacak olan VHF-PECVD sistemi ile belirlenen nano-pürüzlü cam taban malzemeler üzerine tamamen amorf fazdan (sıfır kristalli) yüksek kristalli mikrokristal silisyum malzemelere kadar değişik mikro yapılara sahip kalın ($t>1\mu\text{m}$) malzemeler büyütülmüştür. Ancak VHF-PECVD sisteminden çıkarılan malzemelerin bazıları kısa süre içinde ve değişik zaman dilimlerinde taban malzemesinden soyulduğundan bu malzeme gurubu üzerinde sistematik bir sonuç elde edilememiştir. HF çözeltisinde aşındırma işleminden sonra büyütülen kalın malzemelerin uzun süreli taban malzemeye tutunamadıkları tespit edildiğinden bu yöntem başarıya ulaşmamıştır. Bu nedenle başka kimyasal çözeltilerde pürüzsüz cam yüzeylerin aşındırma işlemi denenmiştir.

2.2.1.2. KOH çözeltisi ile pürüzsüz cam yüzeylerin aşındırılması

Diğer bir aşındırıcı olan KOH oda sıcaklığında ($23\text{ }^{\circ}\text{C}$) ve $50\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de çeker ocak içerisinde 1 Molar derişim değerinde hazırlanmış ve Corning marka cam taban malzemeler hazırlanan çözeltiler içerisine farklı zaman dilimlerinde (1, 2 ve 4 saat) daldırılarak nano-aşındırma (pürüzlülük) çalışması yapılmıştır. Aşındırma işlemi sonrası taban malzemeler saf su ile malzemedeki kimyasal aşındırıcılardan arındırılması için 4 defa yıkanmıştır. Saf su ile yıkanan taban malzemeler azot gazı ile kurutulduktan sonra azot gazı dolu kutulara yerleştirilip rms pürüzlülük ölçümlerinin yapılması için AKM sistemine transfer edilmiştir. Şekil 2.5.'de 4 saat süre ile 1 Molar'lık KOH çözeltisinde aşındırma işlemine tabi tutulmuş olan Corning cam taban malzemenin AKM ile ölçülmesi sonucu elde edilen yüzey topografyası gösterilmiştir. Şekil 2.5.'den de gösterildiği gibi KOH aşındırıcısı uygulamasından sonra elde edilen rms değerleri ($\sim 0,5\text{ nm}$) aşındırma öncesinde ölçülen pürüzsüz cam taban malzemenin rms değerleri ile hemen hemen aynı olmasından dolayı KOH

çözültisi ile pürüzsüz cam yüzeylerin aşındırılması sonucu yüksek pürüzlülük elde edilmesinin olanaksız olduğu belirlenmiştir. Dolayısı ile diğer aşındırıcı kimyasal bileşiğin denenmesine karar verilmiştir.

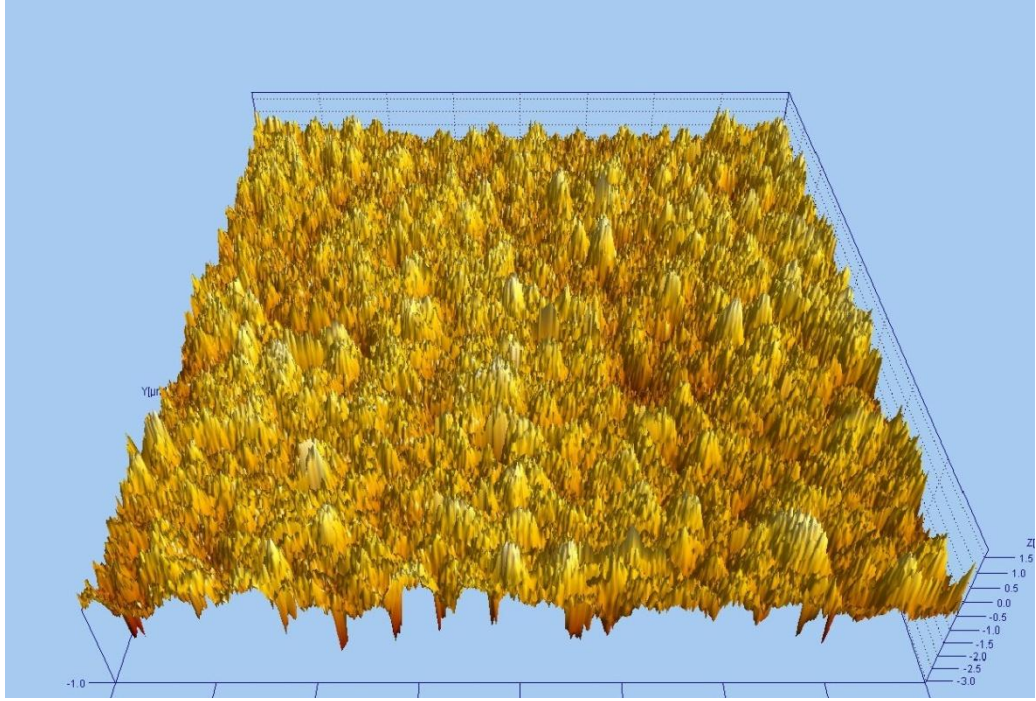


Şekil 2.5. 4 saat süre ile 1 Molar derişim değerindeki KOH çözültisinde aşındırılmış olan cam taban malzemenin AKM ile elde edilen yüzey topografyası

2.2.1.3. $Ca(OH)_2$ çözültisi ile pürüzsüz cam yüzeylerin aşındırılması

Pürüzsüz cam yüzeyinde nano-pürüzlülük oluşturmak için seçilen diğer aşındırıcı ise $Ca(OH)_2$ dir. Pürüzsüz cam taban malzemeler 2 Molar derişim değerine sahip $Ca(OH)_2$ çözültisi içerisine oda sıcaklığında farklı zaman dilimlerinde (2 ve 4 saat) taban malzemeler kimyasal aşındırıcıya daldırılarak aşındırma işlemleri gerçekleştirilmiştir. Aşındırma işlemleri ardından malzemeler saf su ile 4 defa yıkanarak taban malzeme aşındırıcı kimyasallardan arındırılmış, azot gazı ile kurutulmuş ve hemen ardından azot gazı dolu kutulara yerleştirilerek rms pürüzlülüklerinin ölçülmesi için AKM ölçüm sistemine transfer edilmiştir. Şekil 2.6.'da 4 saat süre ile 2 Molar'lık $Ca(OH)_2$ çözültisinde aşındırma işlemine tabi tutulmuş olan Corning cam taban malzemenin AKM ile ölçülmesi sonucu elde edilen yüzey topografyası gösterilmiştir. Şekil 2.6.'da gösterildiği gibi $Ca(OH)_2$ aşındırıcısı

uygulamasından sonra elde edilen rms değerleri (~0,5 nm) KOH ile benzer şekilde aşındırma öncesinde ölçülen rms değerleri ile hemen hemen aynı sonuçları vermiştir. Bu nedenle Ca(OH)₂ kimyasalı ile yapılan deneylerde sonlandırılmıştır.



Şekil 2.6. 4 saat süre ile 2 Molar derişim değerindeki Ca(OH)₂ çözeltisinde aşındırılmış olan cam taban malzemenin AKM ile elde edilen yüzey topografyası

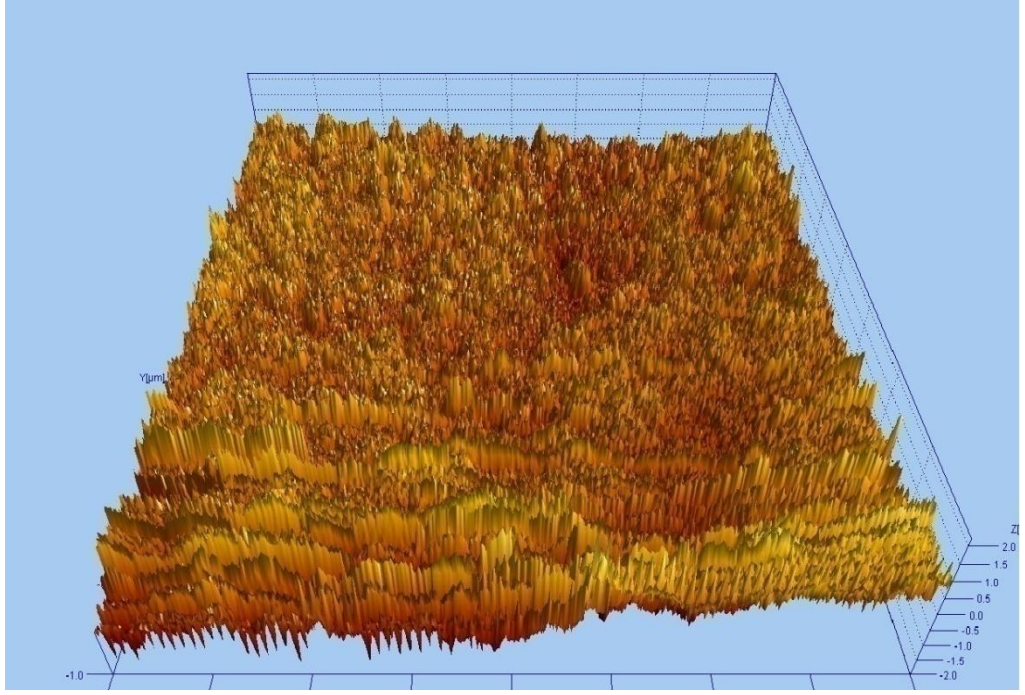
Üç farklı kimyasal aşındırıcı farklı konsantrasyonlarda, farklı zaman dilimlerinde ve farklı sıcaklıklarda kullanılmasına rağmen ince filmlerin taban malzemedden soyulma problemi nano-pürüzlülük çalışmaları ile çözülememiştir. Bu nedenle nano-pürüzlülük çalışmaları dışında ince film malzemelerin taban malzemeye tutunması için farklı bir yöntem uygulanmasına karar verilmiştir. Bu yöntem pürüzsüz taban malzeme ile ince film arasında tutunmayı arttıracak bir ara tabaka uygulamasıdır.

2.2.2. Saydam ve yalıtkan SiO_x ara tutucu tabakanın geliştirilmesi

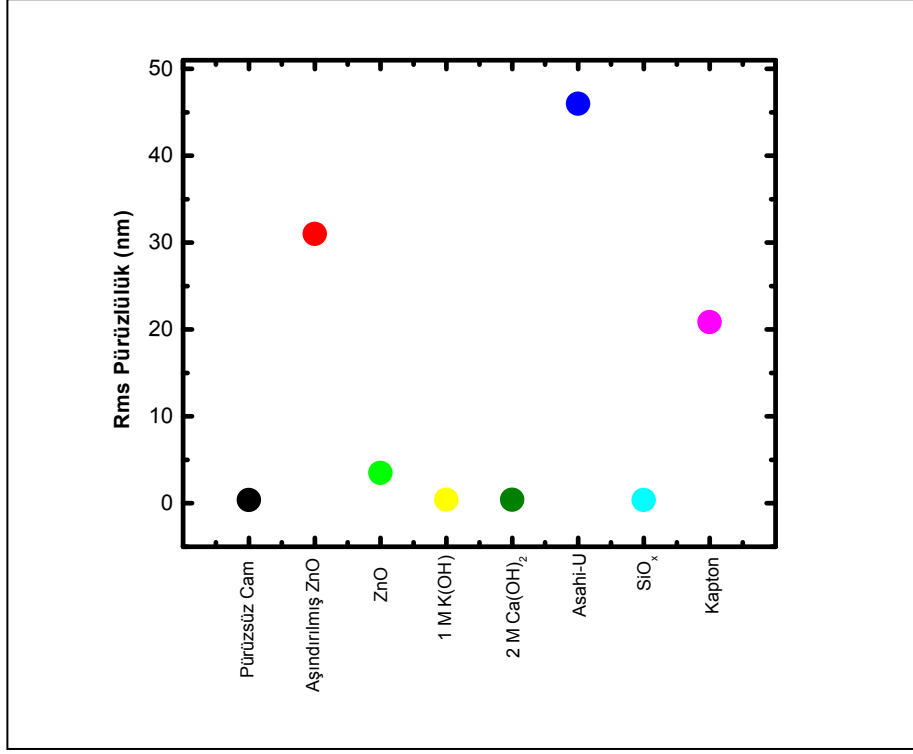
Silan ve hidrojen gaz karışımından oluşturulan plazma yardımı ile büyütülen ince film silisyum malzemelerin kalınlığının artması ile malzeme içerisinde oluşan iç streslerden dolayı ince film malzemede bükülmeler oluşmakta ve bu bükülmelerden kaynaklı olarak ince filmler pürüzsüz cam taban malzemedden soyulmaktadır.

Soyulma işleminin engellenebilmesi için 3 farklı kimyasal ile (HF, KOH ve Ca(OH)₂) aşındırma işlemi uygulanarak taban malzeme yüzeyinde nano-pürüzlülük oluşturulması sonucu ince filmlerde oluşan iç streslerin azaltılması ve soyulma probleminin çözülmesi için çalışmalar yapılmıştır. Ancak kimyasal aşındırıcılar aracılığı ile gerçekleştirilen nano-pürüzlülük uygulamalarından soyulma probleminin kesin çözümüne yönelik başarılı ve tekrarlanabilir sonuçlar elde edilememiştir. Bu nedenle taban malzeme ile ince film arasına tutunma-yapışma (adhesion) sağlayacak ve de üzerine büyütülen ince film silisyum malzemelerin optiksel, optoelektronik ve iletkenlik özelliklerini etkilemeyecek bir ara tabaka uygulanmasına karar verilmiştir. Bu amaca en uygun ara katman malzemesi için literatürde araştırıldığında ara yüzey uygulamasında kullanılacak en uygun malzemenin amorf SiO_x tabakası olduğuna karar verilmiştir. Tez kapsamında oluşturulan SiO_x tabakası VHF-PECVD sistemi ile silan (SiH₄) ve karbondioksit (CO₂) gazları kullanılarak pürüzsüz cam taban malzeme üzerine büyütülmüş ve optiksel geçirgenlik, yüzey pürüzlülük analizleri yapılmıştır. VHF-PECVD yöntemi kullanılarak elde edilen SiO_x ara tutucu tabakasının kalınlığı çok hassas bir şekilde kontrol edilmesine karşın 1 tek taban malzemenin SiO_x kaplaması oldukça uzun sürede (yaklaşık 3 saat) elde edilmektedir. Bu nedenle daha kısa zamanda (yaklaşık 30 dakika) ve daha fazla (10 adet taban malzeme aynı anda) taban malzemeyi SiO_x kaplamanın diğer bir yöntemi olan elektron demetli buharlaştırma (e-beam evaporation) yöntemi kullanılmıştır. Elektron demetli buharlaştırma yöntemi ile yüksek hızlı elektronların kuartz hedef malzemesine fiziksel saçırma yolu ile buharlaştırılması sonucu SiO_x tabakası üretilmiştir. Elektron demetli buharlaştırma yöntemi kısa üretim süresi ve aynı anda birden fazla taban malzeme kaplanmasına karşın üretilmek istenilen ara tabakanın kalınlığının VHF-PECVD yöntemine göre kontrolünün daha zor olmasından dolayı SiO_x tabakasının kalınlığının üretim sırasında net bir şekilde belirlenememesidir. Şekil 2.7.'de SiO_x tabakası kaplanmış olan Corning cam taban malzemenin AKM ile ölçülmesi sonucu elde edilen yüzey topografyası gösterilmiştir. Şekil 2.8.'de ise kalın ($t > 1\mu\text{m}$) mikrokristal silisyum malzemenin tutunabileceği taban malzeme üzerine yapılan araştırma çalışmalarında kullanılan taban malzemelerin rms ölçüm sonuçları gösterilmiştir. Şekil 2.8.'den görüldüğü gibi SiO_x kaplanmış pürüzsüz cam taban

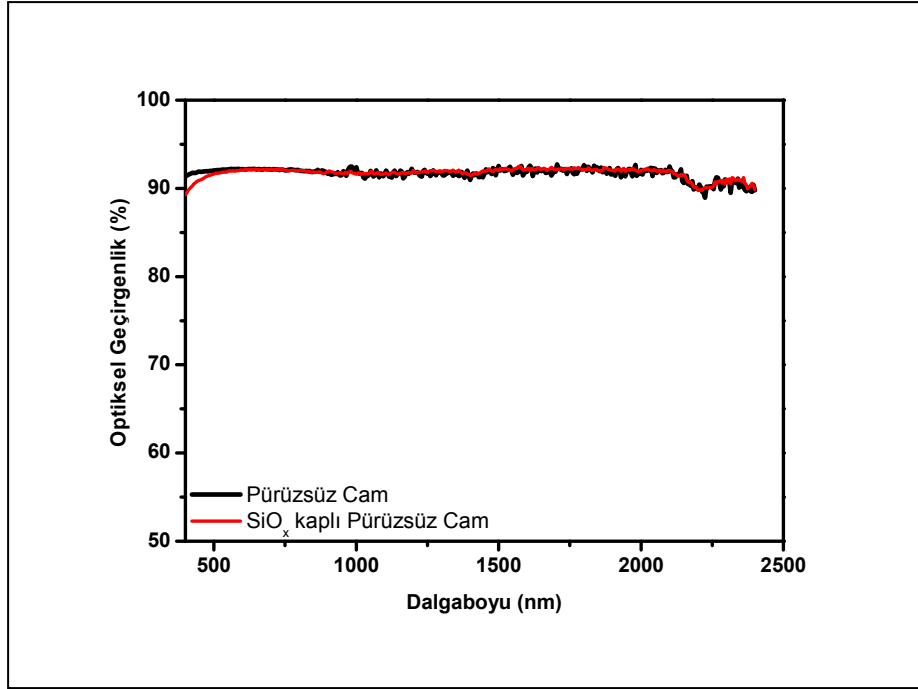
malzemenin yüzey pürüzlülüğü hata sınırları içerisinde pürüzsüz cam taban malzeme ile hemen hemen aynıdır. Şekil 2.9.'da gösterildiği gibi SiO_x kaplanmış pürüzsüz cam taban malzemenin optiksel geçirgenlik değerleri pürüzsüz cam taban malzemenin bulguları ile hemen hemen aynı sonuçları vermektedir. Elde edilen rms ve optiksel geçirgenlik sonuçları SiO_x tabakasının istenilen özelliklere sahip bir ara tutucu malzeme olduğunu göstermektedir.



Şekil 2.7. SiO_x tabakası kaplanmış olan cam taban malzemenin AKM ile elde edilen yüzey topografyası



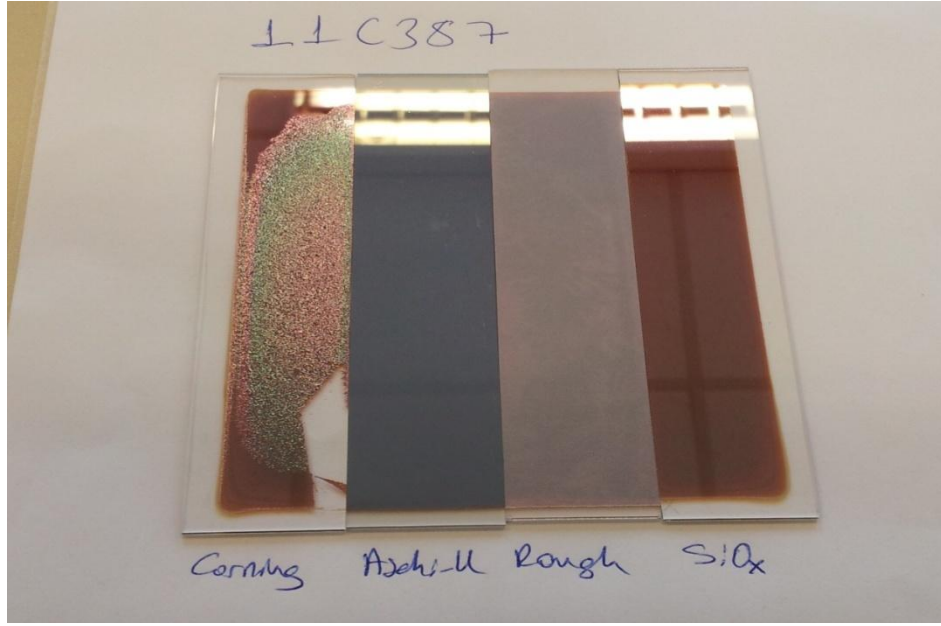
Şekil 2.8. Çok katmanlı güneş gözelerinin geliştirilmesinde kullanılan taban malzemelerin Rms pürüzlülükleri.



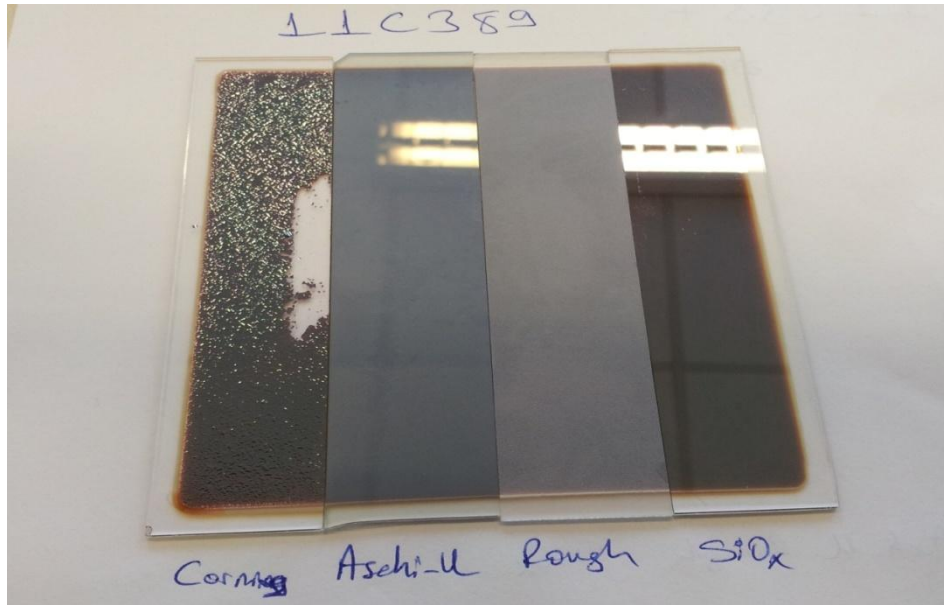
Şekil 2.9. Pürüzsüz cam ve SiO_x kaplı pürüzsüz cam tabakanın optiksel geçirgenlik spektrumları

SiO_x kaplı pürüzsüz cam tabaka üzerine büyütülen kalın ($t > 1 \mu\text{m}$) $\mu\text{c-Si:H}$ filmlerin taban malzemeye çok iyi yapıştığı ve soyulma probleminin uzun süre sonunda da ortaya çıkmadığının anlaşılmasında sonra pürüzsüz cam taban üzerine büyütülen SiO_x tabakasının pürüzsüz cam üzerine büyütülen kalın mikrokristal silisyum malzemelerin soyulma problemi üzerinde kesin çözüm olduğu anlaşılmıştır.

Pürüzsüz cam üzerine kaplanan SiO_x tabakasının ve diğer taban malzemeler üzerine (Pürüzsüz cam (Corning), Asahi-U, Pürüzlü cam) silan konsantrasyonu %5 olarak büyütülen ince (540 nm) ve kalın (1600 nm) mikrokristal silisyum malzemelerin büyütme işleminden 1 ay sonra çekilen resimleri Şekil 2.10. ve Şekil 2.11.'de gösterilmiştir. Asahi-U ve pürüzlü cam malzemelerin yüzey pürüzlülükleri çok yüksek olduğundan dolayı mikrokristal silisyum malzemelerde herhangi bir soyulma oluşmazken Corning marka pürüzsüz cam taban malzeme üzerine büyütülen $\mu\text{c-Si:H}$ filmler taban malzemedен çok kısa sürede soyulmuştur. Ancak SiO_x kaplı pürüzsüz cam taban malzemeler üzerine büyütülen $\mu\text{c-Si:H}$ filmlerde her hangi bir soyulma problemi ile karşılaşılmamıştır. Hatta, malzemelerin büyütme işleminden sonra geçen yaklaşık üç yıllık zaman sonrasında da gerçekleştirilen bir çok deneysel işleme rağmen bile malzemeler hala soyulmadan SiO_x kaplı pürüzsüz cam taban üzerindedir.

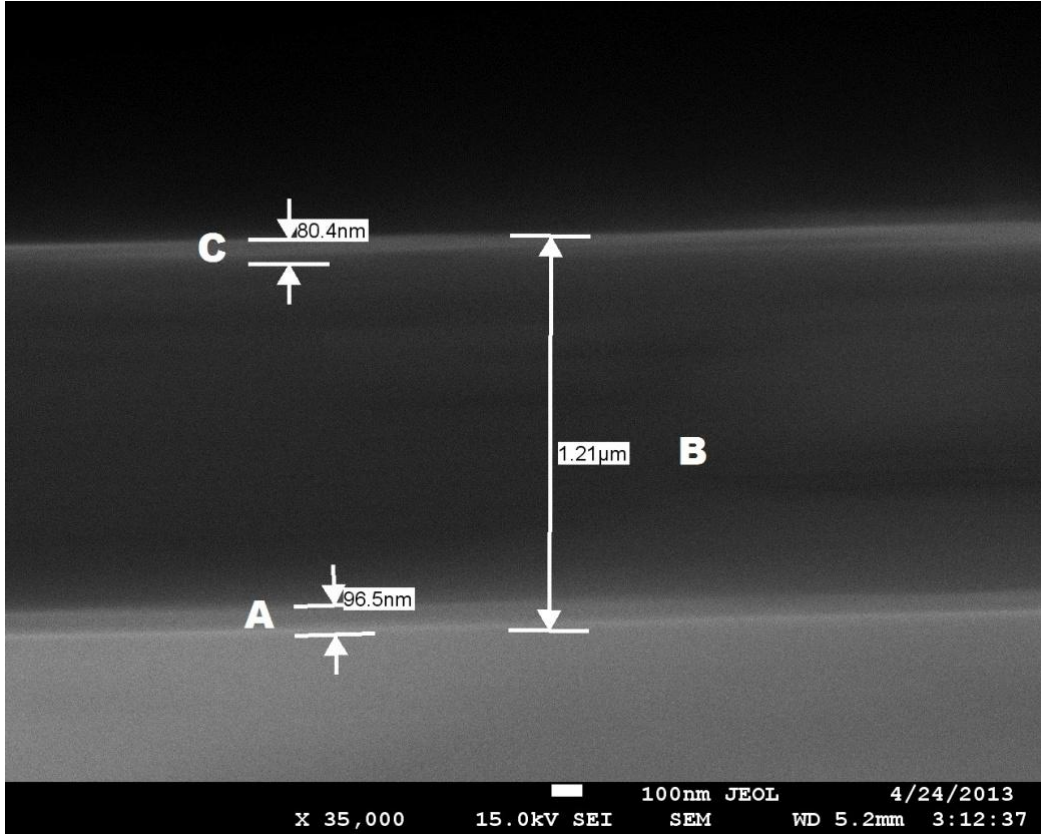


Şekil 2.10. Dört farklı taban malzeme üzerine aynı anda VHF-PECVD sistemi ile SC %5 oranında büyütülen 540nm kalınlığındaki μ c-Si:H ince film malzemelerin büyütme işleminden 1 ay sonraki resimleri.



Şekil 2.11. Dört farklı taban malzeme üzerine aynı anda VHF-PECVD sistemi ile SC %5 oranında büyütülen 1600nm kalınlığındaki μ c-Si:H ince film malzemelerin büyütme işleminden 1 ay sonraki resimleri.

Pürüzsüz cam taban malzeme üzerine büyütülen SiO_x ara katmanın varlığını fiziksel olarak da tespit etmek için gerçekleştirilen SEM kesit ölçümleri Şekil 2.12.'de gösterilmiştir. Şekil 2.12.'de gösterildiği gibi A harfi ile tanımlanan bölge pürüzsüz cam taban malzeme üzerine büyütülmüş SiO_x tabakasını göstermektedir ve kalınlığı 96.5nm'dir. B harfi ile tanımlanan bölge SiO_x tabakası üzerine büyütülmüş olan μ c-Si:H film tabakasıdır ve kalınlığı 1,21 μ m dir. C harfi ile tanımlanan bölge μ c-Si:H film tabakası üzerine SEM ölçümü için gerekli olan altın kaplaması olup kalınlığı 80,4 nm dir. Elde edilen SEM ölçümlerinde SiO_x ara tabaka kalınlığının 70 nm ile 100 nm arasında değiştiği belirlenmiştir. Çok yavaş bir şekilde SiO_x kaplamannın yapıldığı VHF-PECVD sisteminde silan ve CO₂ gaz karışımından elde edilen SiO_x tabakanın kalınlığını kontrol etmenin büyük doğrulukla yapılabilmesine rağmen, alternatif olarak çok hızlı bir şekilde e-demet buharlaştırma yöntemi ile pürüzsüz cam üzerine kaplanan SiO_x ara katmanın kalınlığını kontrol etmenin zor olduğu SEM kesit ölçümlerinden de görülmektedir. Bu mertebedeki yalıtkan ve saydam SiO_x kalınlığının üzerine büyütülen kalın mikrokristal silisyum malzemenin iletkenlik, optoelektronik ve optiksel ölçümlerde üzerine kayda değer bir katkısının olmadığı düşünülmektedir. İnce film teknolojisinin önemli sorunlarında biri olan pürüzsüz cam taban malzemesi üzerine büyütülen ince film malzemelerin taban malzemedan soyulma problemine bu tez çalışması kapsamında SiO_x ara tutucu tabaka uygulaması ile bir çözüm üretilmiştir. Bu tezde incelenen bütün kalın($t > 1 \mu$ m) μ c-Si:H ince film malzemeler Corning marka pürüzsüz cam taban malzeme üzerine büyütülen SiO_x ara katman üzerine büyütülmüştür.



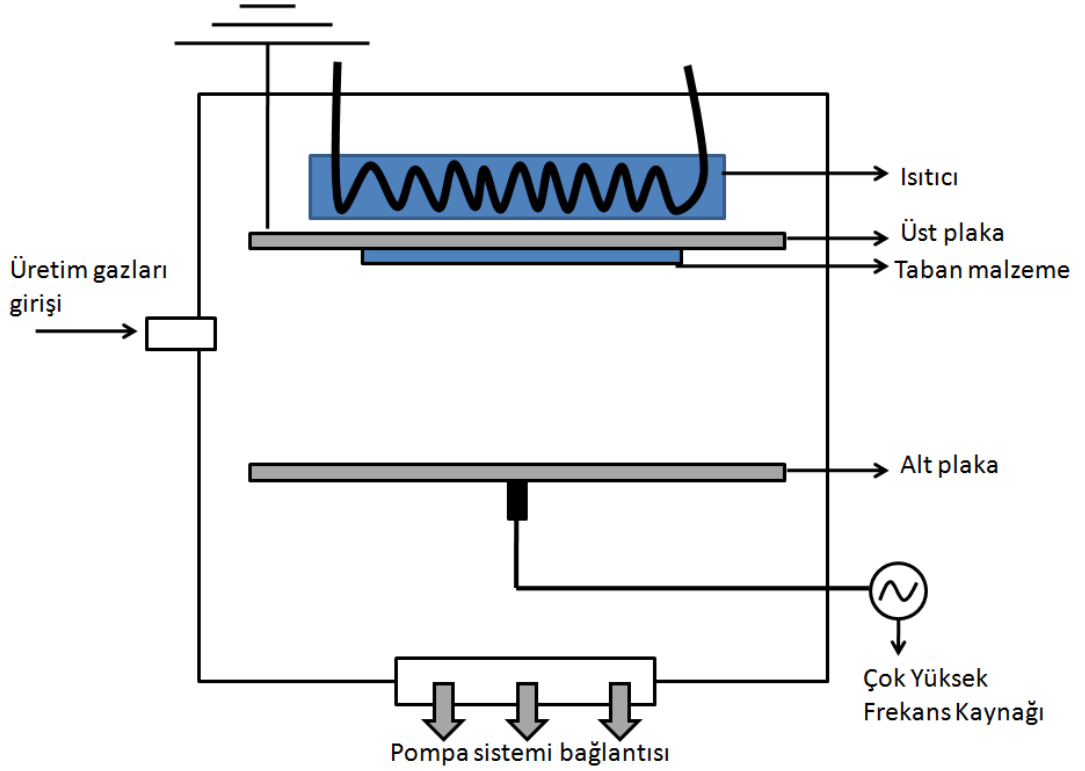
Şekil 2.12. Pürüzsüz cam taban malzemesi üzerine kaplanmış SiO_x ara katman üzerine büyütülmüş 11C402 kodlu $\mu\text{-Si:H}$ malzemenin SEM kesit görüntüsü.

2.3. Kalın ($>1\mu\text{m}$) Mikrokrystal Silisyum Malzemelerin VHF-PECVD Yöntemi ile Büyütülmesi

2.3.1 VHF-PECVD sisteminin yapısı

Plazma Yardımlı Kimyasal Buhar Fazdan Biriktirme yöntemi (PECVD) ince film büyütme teknikleri arasında en aktif olarak kullanılan yöntemlerden biridir. PECVD Radyo Frekans (standart 13.56 MHz), Yüksek Frekans ($13.56 \text{ MHz} < \text{HF} < 30 \text{ MHz}$) ve Çok Yüksek Frekanslı ($30 \text{ MHz} < \text{VHF} < 300 \text{ MHz}$) çalışma koşulları kullanılmaktadır. Bu tez kapsamında Çok Yüksek Frekanslı Plazma Yardımlı Kimyasal Buhar Fazdan Biriktirme yöntemi (VHF-PECVD) kullanılmıştır. Bu nedenle bu bölümde VHF-PECVD sisteminin yapısı, işleyişi ve optimizasyonu anlatılmaktadır.

Bu tez çalışması kapsamında üretilen malzemeler, TÜBİTAK-Helmholtz bütünleşik doktora bursu kapsamında Almanya'nın Jülich Araştırma Merkezi, Fotovoltaik Enstitüsünde (IPV-5) bulunduğum sırada teknik eğitimini alarak öğrendiğim VHF-PECVD ile üretilmiştir. VHF-PECVD sistemi temel olarak vakum odası, yüksek vakum pompaları, gaz akış kontrol sistemi, bir tanesinin üzerine taban malzemenin yerleştirildiği paralel elektrotlar, taban malzeme ısıtıcısı ve ac yüksek frekans kaynağı olmak üzere altı ana kısımdan oluşmaktadır. Şekil 2.13.'de bu tez kapsamında kullanılmış olan VHF-PECVD sisteminin şematik çizimi gösterilmektedir.



Şekil 2.13. VHF-PECVD sisteminin şematik gösterimi.

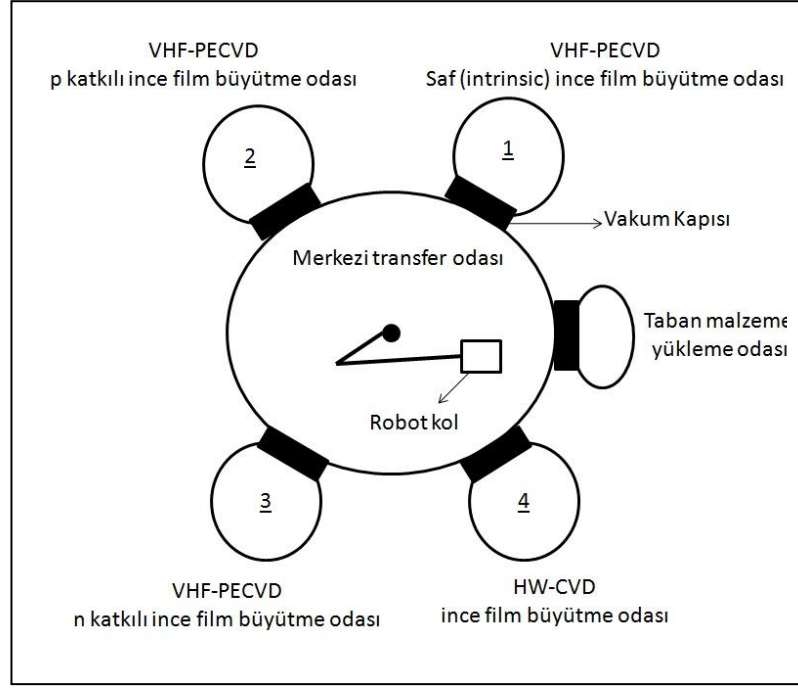
Vakum odası VHF-PECVD teknolojisinin en önemli parçalarından biridir. Vakum odasının özellik olarak çok düşük basınç değerlerine (1×10^{-9} mBar) dayanabilecek, yüksek sıcaklıktan etkilenmeyecek ve en önemlisi içeriye gönderilecek olan gazlarla tepkimeye girmeyecek malzemeden ve yüksek teknoloji ile üretilmiş olması gerekmektedir. Elektronik kalitesi yüksek ince film silisyum malzeme üretebilmenin

diğer önemli bir koşulu ise üretim gazları dışındaki diğer yabancı atomlardan arındırılmış temiz bir vakum odasıdır. Vakum odaları ancak çok yüksek vakum değerlerine (1×10^{-9} mBar) ulaşabilen vakum pompaları kullanılarak içeride bulunan yabancı atomlardan arındırılabilir. Vakum odalarına bağlanan “rotary” tipi kaba vakum pompaları ve onlara seri bağlanmış turbo moleküler pompalar aracılığı ile vakum odalarının vakum seviyeleri 1×10^{-9} mBar seviyesinde tutulmaktadır. VHF-PECVD sisteminin diğer önemli parçalarından birisi ise gaz giriş bağlantıları ve gaz akış kontrol sistemidir. Gaz akış kontrol sistemi; üretim yapılmak istenilen ince film malzemenin hangi gaz ve/veya gazlardan hangi oranlarda vakum odasına girdiğinin belirlenmesini sağlayan sistemlerdir. Her sistemin kendisine özgü gaz akış çarpanları bulunmakta ve araştırmacılar bu çarpanları kullanarak vakum odasına hangi gazdan hangi oranlarda eklediklerini net olarak bilmektedir. Gaz akış kontrol verileri bilinen bir sistemde araştırmacı üreteceği ince film malzemenin kalınlığını matematiksel olarak hata sınırları içerisinde hesaplayabilmekte ve istenilen kalınlıklarda ince film malzemeleri üretebilmektedir. VHF-PECVD sisteminde kapasitör tipi elektrotlar birbirlerine paralel pozisyonda dururlar. Elektrotlardan birisine ac güç uygulanırken diğer elektrot topraklanmıştır ve taban malzeme topraklanmış olan elektrot üzerine sabitlenmiştir. Taban malzemenin topraklanmış olan elektrotta bulunmasının sebebi içeri gönderilen gazların yüksek elektrik alan altında ayrışarak oluşturdukları plazma içindeki yüklü iyonların güç uygulanan elektrot tarafında toplanmasını sağlamak ve topraklanmış olan elektrotta yüksüz moleküllerin biriktirilerek yüksek elektronik kalitede ince film malzeme üretimini sağlamaktır. Diğer önemli bir kısım ise taban malzemenin fiziksel olarak bulunduğu konumdur. Taban malzeme paralel elektrotların üst tarafında bulunmalıdır. Eğer taban malzeme alt elektrotta olursa üretim öncesinde, esnasında ve sonrasında üst elektrottan taban malzeme üzerine daha önceki üretimlerden kalan kalıntı parçalar ve moleküller dökülebilir. Bu durum elektronik kalitesi yüksek ince film üretimine engel olmaktadır. Taban malzeme tutucu olan elektrotta sabitlenmiş bir ısıtıcı bulunmaktadır. Isıtıcı taban malzemeyi üretim öncesinde yüksek vakum ortamında istenilen sıcaklığa çıkarmaktadır. Taban malzemenin sıcaklığı ince filmin taban malzemeye tutunmasını kolaylaştırdığı gibi malzemenin sahip olduğu kristal hacim oranını da etkilemektedir. Taban malzeme

sıcaklıkları azaldıkça üretilen ince filmlerin kristal hacim oranlarında da azalmalar oluşmaktadır.

VHF-PECVD sisteminin diğer önemli parçalarından birisi ise yüksek ac güç kaynağıdır. Yüksek frekanslı ac güç kaynağı paralel elektrotlar arasında yüksek elektrik alan yaratarak vakum odasına gönderilen gazların parçalanarak bir plazma yaratılmasını, bu plazma içinden yüksüz atom/moleküllerin (radikallerin) taban malzeme üzerine depolanması ile ince film malzemenin üretilmesini sağlamaktadır. AC gücün frekansına bağlı olarak üretim hızı da değişmektedir. Vakum odasına yeterli miktarda gaz gönderilmesi koşulu ile ac gücün frekansı arttıkça film üretim hızı da artmaktadır.

$\mu\text{c-Si:H}$ filmlerin üretildiği VHF-PECVD sisteminin şematik tasarımı ve resmi sırası ile Şekil 2.14. ve Şekil 2.15.'de gösterilmiştir. Şekil 2.14.'da gösterildiği gibi çok odalı VHF-PECVD sistemde 1 numaralı vakum odası katkısız (intrinsic) ince film silisyum tabaka üretmek için, 2 numaralı vakum odası p-tipi katkı (p doped) ince film silisyum tabaka üretmek için, 3 numaralı vakum odası n-tipi katkı (n doped) ince film silisyum tabaka üretmek amacıyla toplamda 3 adet VHF-PECVD vakum odası bulunmaktadır. Buna ek olarak ayrıca bir adet "Kızgın Tel Yardımlı Kimyasal Buhar Fazdan Biriktirme (HW-CVD)" (4 numaralı) vakum odası ve de yüksek vakumlu bir adet taban malzeme yükleme odası (load lock) bulunmaktadır. Bu tez kapsamında HWCVD sistemi kullanılmamış ve üretilen bütün filmler katkısız ince film silisyum malzemelerin üretim için ayrılmış olan VHF-PECVD 1 numaralı vakum odasında ve 94,7 MHz plazma frekansı ile üretilmiştir.



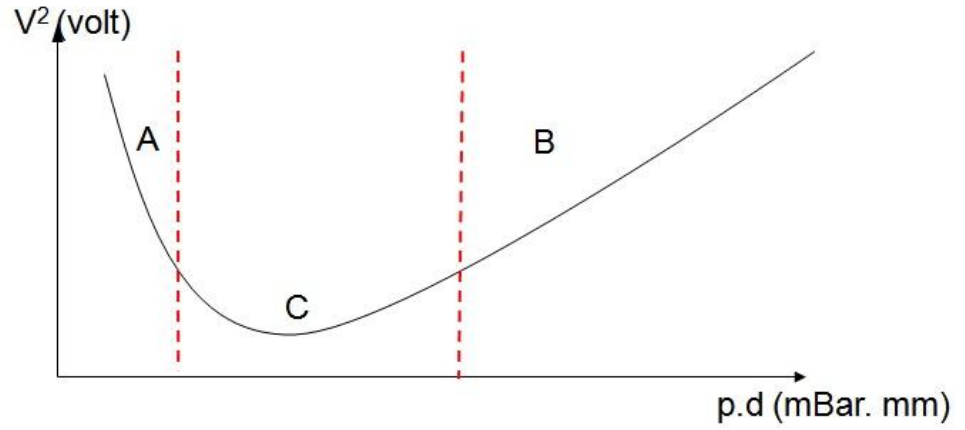
Şekil 2.14. Bu tezde incelenen kalın mikrokristal silisyummalzemelerin büyütüldüğü çok odalı VHF-PECVD sisteminin şematik tasarımı (Julich Araştırma Merkezi, Fotovoltaik Enstitüsü (IPV-5) Julich, Almanya).



Şekil 2.15. Bu tezde incelenen kalın mikrokristal silisyum malzemelerin büyütüldüğü çok odalı VHF-PECVD sisteminin resmi (Julich Araştırma Merkezi, Fotovoltaik Enstitüsü (IPV-5) Julich, Almanya)

2.3.2. VHF-PECVD sisteminin optimum çalışma koşullarının belirlenmesi

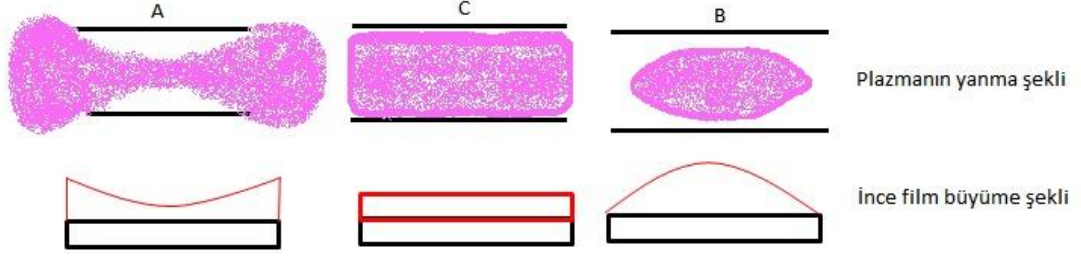
Her ince film üretim sistemin kendisine ait belirli limitleri ve parametreleri bulunmaktadır. Bu parametreler ince film üretiminin homojen ve elektronik kalitesi yüksek üretim yapılmasını sağlamaktadır. Elektronik kalitesi yüksek ince film malzeme üretimden kastedilen; malzeme içerisinde fiziksel ya da elektronik kusur miktarı en az olan, (katkısız malzemeler için) yabancı atom barındırmayan ince film malzemelerdir. Homojen ince film malzemedeki ise taban malzeme üzerine büyütülmüş ince film malzemenin her bölgesinde (kenarlardan merkeze kadar her noktada) ince film malzemenin kristal hacim oranı, kalınlığı ve optiksel geçirgenlik değerlerinin %5 hata oranını geçmeyecek şekilde aynı değerlerde olması gereklidir. İdeal homojen ve elektronik kalitesi yüksek ince film silisyum malzeme üretebilmek için gerekli olan parametreler sırası ile taban malzeme sıcaklığı, üretim için vakum odasına gönderilen gazların oluşturduğu basınç ve gazların karışım oranı, elektrotlar arasındaki mesafe ve elektrotlara uygulanan güçten oluşmaktadır. Taban malzeme sıcaklığı Julich Araştırma Merkezi, Fotovoltaik enstitüsünde bulunan VHF-PECVD sistemi için önceki çalışmalarda belirlenmiş ve bu değer ısıtıcı sıcaklığı olarak 235 °C'ye ayarlanmış iken taban malzemedeki sıcaklık 186 °C olarak bir termoelektrik çift yardımı ile ölçülerek deneysel olarak en ideal taban sıcaklığı olarak belirlenmiştir. Diğer parametreler ise bu tez çalışması kapsamında VHF-PECVD sistemi için deneysel olarak elde edilen "Paschen eğrisi" grafiği aracılığı ile belirlenmiştir (Paschen, 1889). Paschen eğrisi temel olarak plazma oluşumu sırasında vakum odasına gönderilen gazların yarattığı basıncın, p (mBar), paralel elektrotlar arasındaki mesafe, d (mm), ile çarpımı sonucu elde edilen gaz yoğunluğunun, $\rho = p \cdot d$ (mBar mm), elektrotlar arasına uygulanan güç (P (W)) ile değişimidir (P vs ρ). Bu koşullar ince film üretim sistemindeki ideal plazmanın oluşmasını sağlayan en gerekli koşulları belirler. Ancak bu en gerekli koşullar homojen ince film silisyum üretimi için yeterli değildir. Şekil 2.16.'da teorik olarak verilmiş olan bir Paschen eğrisi görülmektedir. Şekil 2.16.'daki teorik Paschen eğrisi A, B, C olmak üzere üç ana parçaya bölünmüştür. Her kısımda üretilebilecek ince filmin yapısı sırası ile aşağıda anlatılmıştır.



Şekil 2.16. Teorik olarak elde edilen Pachen eğrisinin grafiği

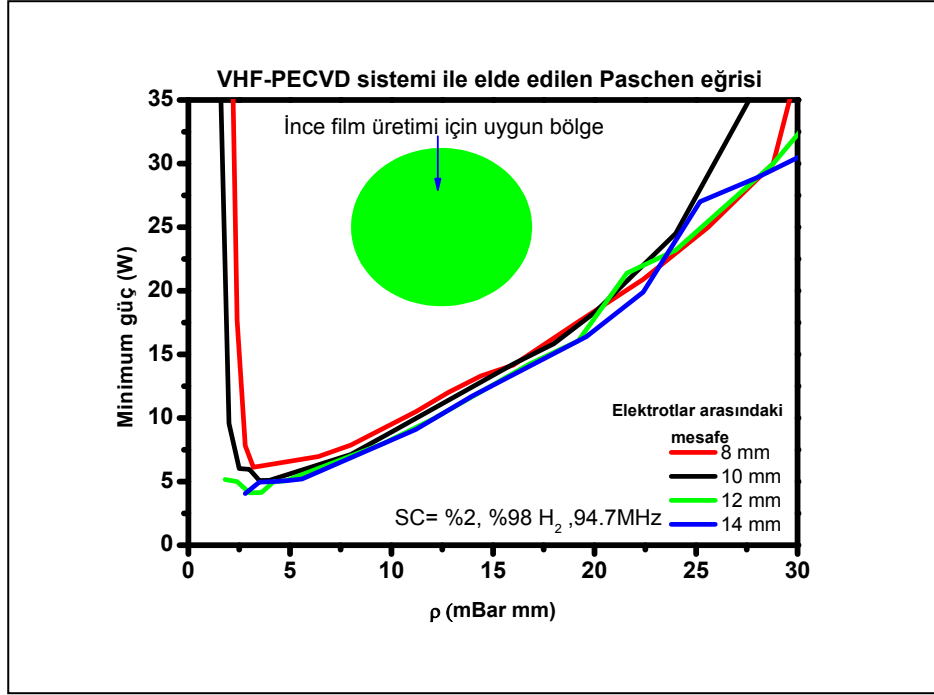
Şekil 2.16.'da tanımlanan A, B ve C kısımlarının altında kalan bölgede plazma oluşturmak için gerekli olan en gerekli güç ve molekül miktarı sağlanamadığından plazma oluşmamaktadır. Bu kısımları ayrıntılı incelediğimizde, A bölgesinde uygulanan güç yüksek ancak paralel elektrotlar arasında bulunan gaz miktarı az olduğundan plazma daha çok gaz molekülünün bulunduğu elektrotların dışında oluşmaya meyillidir. Bu durum Şekil 2.17.'de A bölgesinde gösterildiği gibi ince film malzeme büyütme sırasında taban malzemenin merkezinden kenarlarına doğru gidildikçe kalınlığın artmasına, kristal hacim oranının değişimine, optiksel geçirgenlik ve elektriksel iletkenlik değerlerinde aşırı değişimlere neden olmaktadır. Bu koşullarda homojen ince film silisyum malzeme üretimi yapılamaz. B bölgesinde ise paralel elektrotlar arasında oluşan gaz yoğunluğu gereğinden fazla ve bu gaz yoğunluğuna uygulanması gereken güç ise yetersiz olmaktadır. Bu koşullarda altında yapılan üretim sonrasında Şekil 2.17.'de B bölgesinde gösterildiği gibi taban malzemenin merkezinden kenarlarına doğru gidildikçe kalınlığın azalmasına, kristal hacim oranının değişmesine ve optiksel geçirgenlik değerlerinde aşırı değişimlere neden olmaktadır. Bu koşullar altında da homojen ince film malzeme üretimi yapılamaz. C eğrisinin bulunduğu bölgede ise homojen ince film malzeme büyütme işlemi yapılabilmesi için gerekli olan molekül yoğunluğu ve güç uygulanmaktadır. Bu bölgede yapılan üretimde plazma mümkün olan en ideal şekilde elektrotlar arasında oluşmaktadır. Bu koşullar altında gerçekleştirilince film malzeme büyütme işlemi sonunda Şekil

2.17.'de C bölgesinde gösterildiği gibi taban malzemenin tamamında homojen (kalınlık, kristal hacim oranı ve optiksel geçirgenlik) bir yapı oluşmaktadır. Bu bölge hem homojen hem de elektronik kalitesi yüksek ince film malzeme üretimi için gerekli olan bütün koşulları sağlamaktadır.



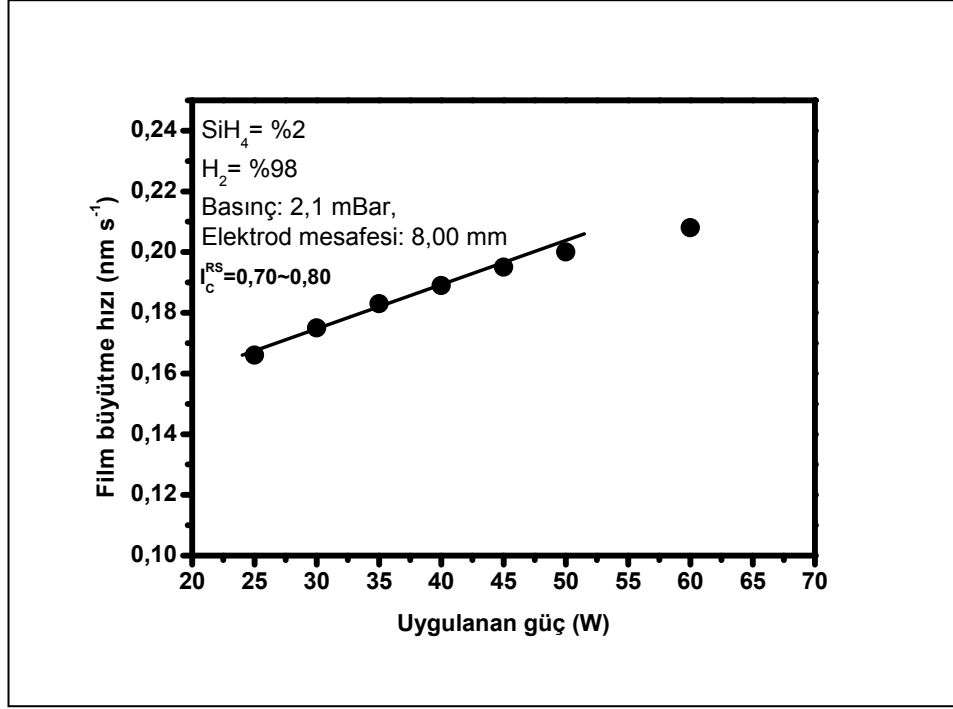
Şekil 2.17. Teorik olarak elde edilen Paschen eğrisinin her kısmına ait üretilen ince film şekilleri

Şekil 2.16.'de C bölgesinin alt kısmına yakın bölgelerde üretim hızı düşük, elektronik kalitesi yüksek üretim yapılabilirken, C bölgesinden yukarı gidildikçe üretim hızı artmakta ve daha hızlı homojen üretim sağlanmaktadır. Ancak bu hızlı ve homojen ince film üretimi kullanılan güç kaynaklarının üst limitleri ile sınırlıdır. Bu tez kapsamında kullanılan Almanya'nın Julich Araştırma Merkezinde, Fotovoltaik Enstitüsünde bulunan VHF-PECVD sisteminde deneysel olarak elde edilen karakteristik Paschen eğrisi Şekil 2.18.'de gösterilmektedir. Paschen eğrisinin belirlenmesinde yüksek kristal hacim oranına sahip ince film silisyum malzemelerin üretimi için gerekli koşullar (düşük silan gazı oranı ve yüksek hidrojen gazı oranı gibi) kullanılarak uygulanmıştır. Paschen eğrisi aracılığı ile yüksek kristal hacim oranına sahip koşullarda ince film silisyum malzeme üretilebilmesi için sistemin optimizasyonu sırasında vakum odasına gönderilen üretim gazları (%2 Silan (SiH_4) ve %98 Hidrojen (H_2)) ve üretim frekansı (94,7MHz) sabit tutulmuştur. Paschen eğrisi boyunca vakum odasının gaz basıncı 0,15 mBar'dan 4,8 mBar değerine kadar 0,05 mBar artışlar ile paralel elektrotlar arasındaki mesafeler ise 8 mm den 14 mm'ye kadar 2mm'lik artışlar ile değiştirilerek plazmanın oluştuğu en düşük güç değerleri belirlenmiştir.

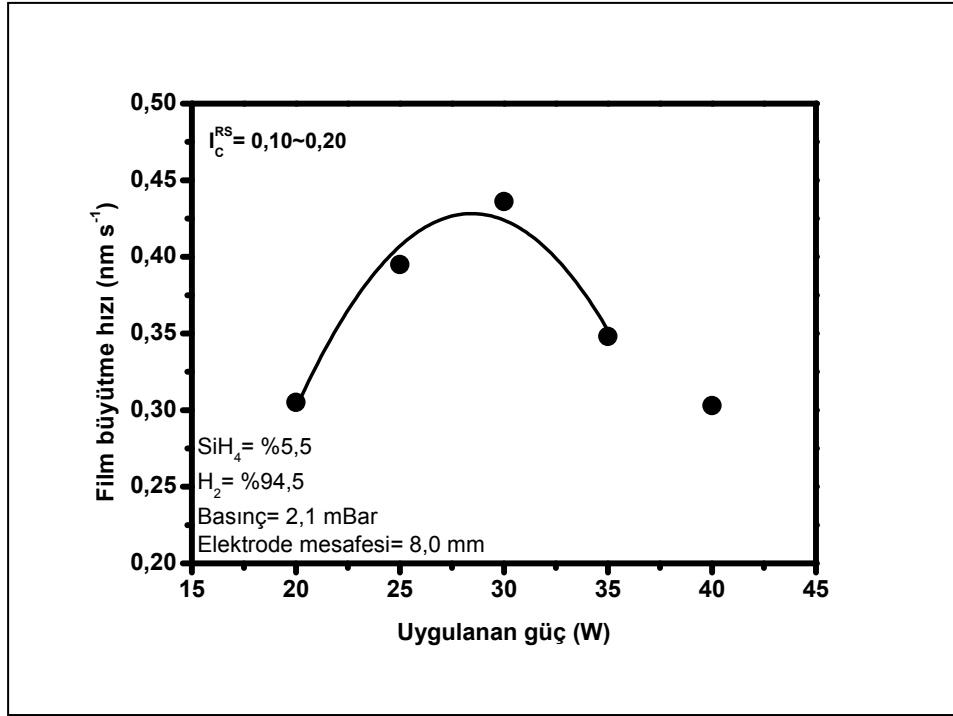


Şekil 2.18. Bu tezde incelenen mikrokristal silisyum malzemelerin büyütüldüğü VHF-PECVD sistemi ile deneysel olarak elde edilmiş Paschen eğrisi.

Şekil 2.18.'den de görüleceği gibi kararlı ve hızlı üretim sağlayan plazma oluşumu paralel elektrotlar arasındaki mesafenin 8 mm, üretim gazlarının basıncının 1 mBar ile 2.4 mBar arasında ve uygulanan gücün 20 W ile 35 W arasında olduğu bölgedir. İnce film silisyum malzeme üretimi için en gerekli olan koşulların bulunduğu bölgenin belirlenmesinin ardından bu bölge içerisinde daha detaylı çalışmalar yapılarak en ideal üretim koşulları belirlenmeye çalışılmıştır. İlk çalışma ise yüksek kristal hacim oranına sahip ince film silisyum malzeme üretim hızlarının belirlenmesi üzerinedir. Belirlenen bölgede elektrotlar arasındaki mesafe, vakum odasına gönderilen gazların oranları, basınç değerleri ve üretim süreleri sabit tutulmuş ve sadece uygulanan güç kademeli olarak artırılarak üretilen ince filmin kalınlığındaki değişim üretim süresine bölünerek saniyedeki üretim hızı (nm/s biriminde) belirlenmiştir. Şekil 2.19.'da görüleceği gibi diğer bütün parametreler sabit tutulduğunda 50 W altındaki güç değerlerinde uygulanan güç ile kısmen doğrusal olarak artan ince film malzeme büyütme hızları elde edilmektedir.



Şekil 2.19. VHF-PECVD sisteminde yüksek kristal hacim oranına sahip ince film silisyum malzeme üretimi için elde edilen film büyütme hızı belirleme grafiği.



Şekil 2.20. VHF-PECVD sisteminde düşük kristal hacim oranına sahip ince film silisyum malzeme üretimi için elde edilen film büyütme hızı grafiği

Şekil 2.18.'den de görüleceği gibi Paschen grafiğinden belirlenen bölgede güç arttırıldıkça daha hızlı yüksek kristal hacim oranına sahip ince film silisyum malzeme üretim yapılması mümkündür. Yüksek kristal hacim oranına sahip film üretmek için gerekli koşullardaki araştırmaların tamamlanmasının ardından. Amorf fazı üretimi için uygulanan koşullarda deneyler tekrar edilmiştir. Şekil 2.20.'de görüleceği gibi silan gazı oranı %5,5 ve hidrojen gazı oranı %94,5 olan gaz karışımı kullanılarak ve diğer bütün parametreler aynı tutularak elde edilen ince film üretim hızı belirleme grafiği gösterilmiştir.

Şekil 2.20.'den de görüleceği gibi uygulanan güç arttıkça üretim hızı belirli bir değere kadar ($0,45 \text{ nm s}^{-1}$) artmakta ancak bu değerden sonra uygulanan güç artmasına karşın film büyütme hızı azalmaktadır. Bu azalmanın sebebi bir üst kısımda anlatılmış olan Paschen eğrisinde tanımlanan ince film malzeme üretim koşullarının C bölgesinden A bölgesine doğru kaymasından kaynaklanmaktadır. Diğer bir değişle sisteme yüksek güç uygulanmasına karşın elektrotlar arasında ince film silisyum malzeme üretimini sağlayacak yeteri kadar gaz molekülleri barındırılmadığından ince film büyütme hızı düşmektedir. Bu nedenle hem yüksek kristal hacim oranı üretimi rejimi hem de amorf silisyum üretim rejimi aralığındaki değerlerin en ideal olan ortak koşulları belirlenmiştir. Elde edilen iki üretim rejimi için belirlenen optimum güç değeri 30 W dır. Ancak 30 W güç değerinde üretilen ince film silisyum malzemeler taban malzemeye tutunamamakta ve soyulmaktadır. Bu nedenle malzeme üretimi sırasında malzemenin içinde oluşan iç stresleri engellemek için üretim gücü 25 W olarak belirlenmiştir. Sistemin optimizasyonu sağlanmış parametreler; film büyütme gaz basıncı için 2,1 mBar, elektrotlar arasındaki mesafe için 8mm ve uygulanan güç için 25 W olarak belirlendikten sonra bu parametreler tez kapsamında incelenen kalın mikrokristal silisyum malzemelerin SiO_x kaplanmış pürüzsüz cam taban malzemesi üzerine büyütülmesi gerçekleştirilmiştir. Tez kapsamında incelenen kalın malzemelerde elde edilen bulguların karşılaştırılmasını yapmak amacıyla da ayrıca kalınlıkları 300 nm'den az olan bir malzeme gurubu daha büyütülmüş ve ayrıntılı olarak da tez kapsamında incelenmiştir.

2.3.3. Kalın (>1 µm) ve ince (~300 nm) µc-Si:H malzemelerin büyütülmesi

Bu tezde incelenen hidrojenlendirilmiş mikrokristal silisyum (µc-Si:H) film malzemeler Şekil 2.15.'de gösterilen "Çok Yüksek Frekanslı Plazma Yardımlı Kimyasal Buhar Fazdan Büyütme Tekniği" kullanılarak Almanya'nın Jülich Araştırma Merkezi Fotovoltaik Enstitüsünde büyütülmüştür. SiO_x yalıtkan tabakası kaplanmış Corning marka pürüzsüz cam taban malzeme VHF-PECVD sisteminin taban malzeme ön yükleme (Load-Lock) vakum odasına yerleştirilip vakum seviyesi 10⁻⁹ mBar seviyesine gelene kadar beklenmiştir. İstenilen vakum seviyesine ulaşılmasının ardından bilgisayar kontrollü sistem aracılığı ile ön yükleme vakum odasının transfer odası ile arasında bulunan vakum kapısı açılıp robot kol aracılığı ile taban malzeme ön yükleme vakum odasından transfer vakum odasına aktarılmıştır. Transfer işleminin tamamlanmasının ardından önyükleme vakum odasının vakum kapısı kapatılmıştır. Transfer vakum odasının vakum seviyesinin aynı basınç seviyesine gelmesinin ardından yine bilgisayar kontrollü olarak katkısız silisyum film üretilen 1 numaralı vakum odasının vakum kapısı açılarak robot kol aracılığı ile taban malzeme vakum odasına yerleştirilmiş ve hemen ardından vakum kapısı kapatılmıştır. 1 numaralı katkısız ince film silisyum büyütülen vakum odasındaki topraklanmış elektrot üzerine yerleştirilen taban malzeme üretim sıcaklığı olan 180~190 °C ısıl denge sıcaklığına gelebilmesi ısıtıcı ayar sıcaklığı 230 °C getirilerek bu sıcaklıkta sabitlenmesi için 3 saat süre ile beklemeye alınmıştır. Taban malzemenin elektrot ile ısıl dengeye ulaşmasının ardından elektronlar arasındaki mesafe için VHF-PECVD sistemi optimizasyonunda belirlenen 8mm'lik elektrotlar arası mesafe ayarlanmıştır. Elektrotlar arasındaki mesafenin ayarlanmasının ardından ince film silisyum malzeme üretim gazları (silan ve hidrojen) vakum odasına gönderilmiştir. Mikrokristal silisyum malzemelerin üretiminde kullanılan üretim gazlarının (silan (SiH₄) ve hidrojen (H₂) gazları) akış hızları değiştirilerek silan gazı yoğunluğu, $(SC=(SiH_4)/(SiH_4+H_2))$ belirlenebilmektedir. Bu tez kapsamında incelenmiş olan kalın ve ince mikrokristal silisyum malzemelerin silan gazı yoğunluğu SC= %2 ile %10 arasında değiştirilerek tamamen amorf fazdan yüksek kristal hacim oranına kadar geniş bir spektrumda ince film silisyum malzemeler üretilmiştir. Vakum odasına gönderilen üretim gazları ile eş zamanlı olarak yüksek

vakum pompası bağlantısı devreden çıkarak sistemin atık gazlarının bağlantısı olan eksoz pompa sistemi devreye girmektedir. VHF-PECVD sisteminin optimizasyonunda belirlenmiş olan basınç değerleri üretim gazları aracılığı ile sağlandıktan sonra elektrotlara üretim için gerekli olan yüksek frekanslı ac güç verilmiş ve plazmanın yanmasını sağlamak için başlangıç kıvılcımı (spark) ile plazmanın elektrotlar arasında oluşması sağlanmıştır. Plazmanın paralel elektrotlar arasında homojen bir şekilde oluşması için ac güç kaynağına bağlı elektrotlar arasındaki kapasitif etkilerin ayarlandığı (CL (Capacitive Latitute) ve CT (Capacitive Transferse)) ayarları yapılarak elektrotlar arasında en homojen plazma formu oluşturulmuştur. Plazmanın homojen bir şekilde oluşması son bir kez görsel olarak da kontrol edilmiştir. Plazmanın homojen bir şekilde oluşturulması ile üretim yapılmak istenilen kalınlığa bağlı olarak zamanlayıcı ayarlanmıştır. Zamanlayıcının başlaması ile eş zamanlı olarak elektrotlar arasında (taban malzemenin üstüne konduğu) topraklanmış elektrotun altında bulunan koruyucu plaka (Shutter) aradan çekilerek film üretimi başlatılmıştır. İnce film silisyum malzeme büyütme süresinin tamamlanmasının ardından koruyucu (Shutter) kapı kapatılarak plazma ile taban malzeme arasındaki temas kesilmiştir. Ardından uygulanan güç kapatılmış ve vakum odasına temizlik amaçlı olarak 3 dakika boyunca Argon gazı gönderilerek ince film üretim gazlarının ve atık gazların tamamen vakum odasından uzaklaşması sağlanmıştır. Argon temizliğinin ardından yüksek vakum pompaları yeniden devreye girerek vakum odasının vakum seviyesini 10^{-9} mBar seviyesine getirmiştir. İstenilen vakum seviyesine gelmesinin ardından bilgisayar kontrollü olarak vakum kapısı açılmış ve robot kol aracılığı ile taban malzeme topraklanmış elektrot üzerinden alınarak transfer vakum odasına aktarılmıştır. Ardından katkısız silisyum malzeme üretimi yapılan 1 numaralı vakum odasının vakum kapısı kapatılmıştır. Transfer odasının vakum seviyesinin belirlenen vakum seviyesine gelmesinin ardından önyükleme vakum odasının vakum kapısı açılarak silisyum film kaplı taban malzeme önyükleme vakum odasına robot kol ile yerleştirilmiş ve hemen ardından vakum kapısı kapatılarak 10^{-9} mBar seviyesindeki basınçta soğuması için yaklaşık 4 saat süre ile bekletilmiştir. Bu süre sonunda oda sıcaklığı ile ısıl dengeye ulaşan taban malzeme önyükleme ve vakum odası azot gazı ile doldurularak vakum odasının

basınç seviyesi atmosferik basınç seviyesinin biraz üzerine çıkması sağlanıp önyükleme vakum odasının kapısı otomatik olarak açılmaktadır. İnce film silisyum kaplanmış pürüzsüz cam taban malzeme önyükleme vakum odasından alınıp 15 mm x10 mm ebatlarında kesilerek malzemelerin isimleri bir numaralandırma sistemi ile taban malzemenin cam yüzüne elmas kalemler aracılığı ile yazılmıştır. Daha sonra 15 mm x 10 mm ebatlarında kesilen ince film silisyum malzemelerin üzerine termal buharlaştırma (Thermal Evaporation) yöntemi ve metal maskeler aracılığı ile kontak kalınlığı 700 nm, kontaklar arasındaki mesafe 0,05 cm ve kontak boyları 0,5 cm olacak şekilde gümüş kontaklarla kaplanmıştır. Mikrokristal silisyum malzemelerin kristal hacim oranları Raman Spektroskopisi aracılığı ile 480 nm dalga boyuna sahip argon-ion lazer ile gümüş kontaklar arasından 3 farklı noktadan (kontakların başlangıcı, ortası ve sonu) ölçüm yapılmıştır. Elde edilen Raman verileri alanından standart amorf silisyumu ait veriler çıkarılmış ve eğrinin altında kalan alanın hesaplanması yöntemi ile malzemeye ait kristal hacim oranı belirlenmiştir. İnce film silisyum malzemelerin kalınlıklarının belirlenmesi için ince film malzeme taban malzemedan fiziksel yöntemlerle ayrılmış ve taban malzeme ile film arasındaki yükseklik farkı Dektak aracılığı ile 4 farklı noktadan belirlenerek ince film malzemenin kalınlığı fiziksel olarak ölçülmüştür. Yapılan 4 farklı ölçümün ortalaması hesaplanarak film kalınlığı belirlenmiştir. Bu tez kapsamında incelenen kalın ($t > 1 \mu\text{m}$) ve ince ($\sim 300 \text{ nm}$) $\mu\text{c-Si:H}$ malzemenin listesi ve hazırlık koşulları Çizelge 2.1. ve Çizelge 2.2.'de verilmiştir.

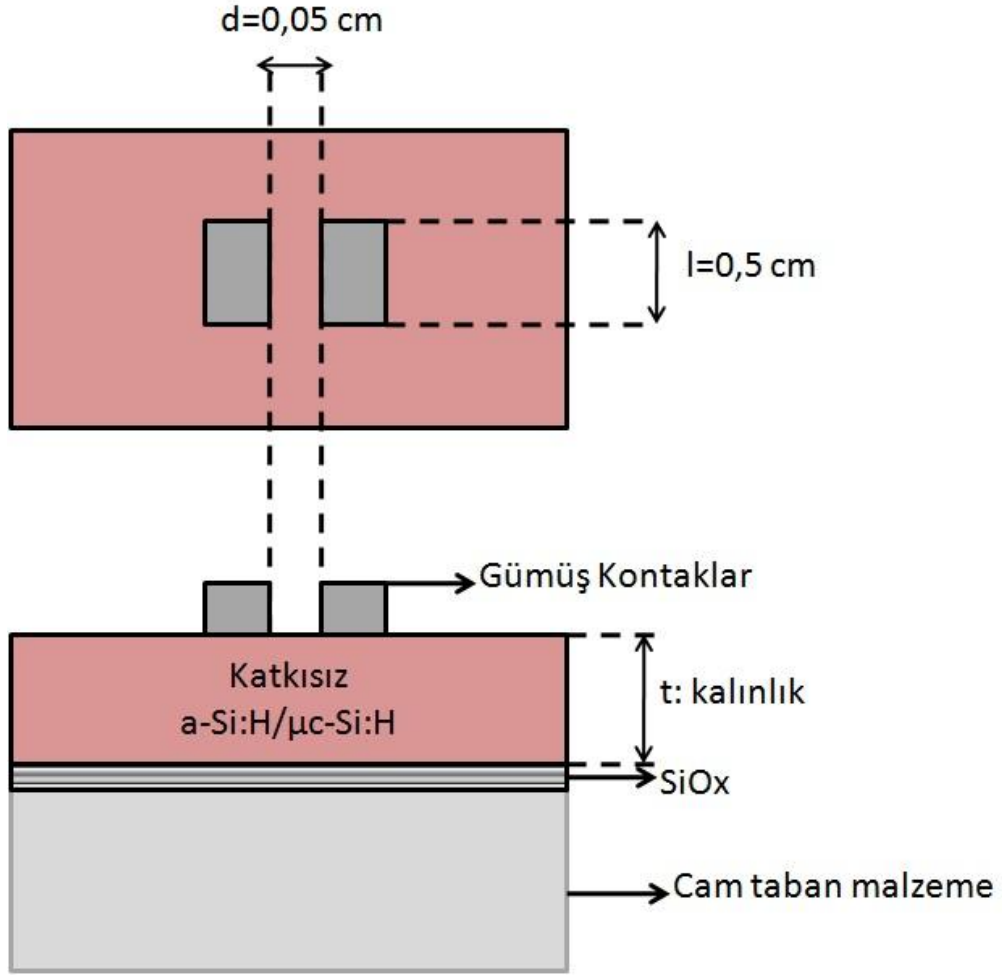
Çizelge 2.1. Tezde incelenen kalın (>1 µm) a-Si:H ve µc-Si:H filmlerin üretim koşulları ve listesi

Malzeme Kodu	Üretim hızı (nm s ⁻¹)	Kalınlık (Dektak) (nm)	Kalınlık (Optik geçirgenlik) (nm)	SC (%)	I _C ^{RS} (%)	Plazmaya uygulanan güç (W)
11C418-A	1,01	855±20	807±20	10	0	25
11C412-A	0,57	865±20	887±20	6	22,5	25
11C444-A	0,57	1040±20	1109±20	5,8	40	25
11C435-A	0,58	1090±20	1109±20	5,5	51,9	25
11C440-B	0,52	1100±20	1109±20	5	68,9	25
11C402-A	0,37	1130±20	1268±20	4	86	25

Çizelge 2.2. Tezde incelenen ince (~300nm) a-Si:H ve µc-Si:H filmlerin üretim koşulları ve listesi

Malzeme Kodu	Üretim hızı (nm s ⁻¹)	Kalınlık (Dektak) (nm)	Kalınlık (Optik geçirgenlik) (nm)	SC (%)	I _C ^{RS} (%)	Plazmaya uygulanan güç (W)
11C457-A	0,83	250±20	262±20	10	0	25
11C456-A	0,62	336±20	276±20	6	21,5	25
11C460-A	0,35	200±20	200±20	5,5	30,6	25
11C454-A	0,63	340±20	291±20	5	44,2	25
11C455-B	0,39	330±20	317±20	4	69,8	25

Bu çizelgelerde özellikleri belirtilen a-Si:H ve µc-Si:H filmlerin üretimlerinin ardından ölçümleri (Raman, iletkenlik ve DBP) için malzemeler 15 mm'ye 10 mm ebatlarında kesilerek parçalara ayrıldıktan sonra malzemelerin arka yüzeyine (cam yüzeylerine) malzeme kodu elmas cam keski ile kazınmış ve kodlanmıştır. 15 mm'ye 10 mm ebatlarında kesilerek parçalara ayrılan silisyum filmlerin üzerine iletkenlik ve DBP ölçümleri için metal buharlaştırıcı (thermal evaporator) sistemi ve maske kullanılarak 700 nm kalınlığında gümüş kontaklar ile kaplanmıştır. Gümüş kontakların boyları 0,5 cm, kontaklar arası boşluk mesafe ise 0,05 cm'dir. Bu tezde incelenen silisyum malzemelerin kesit yapısı Şekil 2.21.a ve b' de gösterilmiştir.



Şekil 2.21. Tezde incelenen a-Si:H ve $\mu\text{c-Si:H}$ film malzemelerin (a) üstten, (b) yan kesit görünümü

2.4. $\mu\text{c-Si:H}$ Malzemelerin Optoelektronik Karakterizasyon Yöntemleri

Bu tez çalışmasında VHF-PECVD yöntemi ile SiO_x ara katman kaplanmış pürüzsüz cam üzerine büyütülmüş olan kalın ve ince a-Si:H ve $\mu\text{c-Si:H}$ malzemelerin yapısal (kalınlık ve kristal hacim oranı) analiz ölçümlerinin tamamlanmasının ardından atmosferik koşullara bağlı olarak oluşan metastabilite etkilerinin belirlenmesi amacı ile malzemeler üç yöntem ile, üç farklı atmosferde incelenmiştir. Bu karakterizasyon yöntemleri sırası ile zamana ve sıcaklığa bağlı karanlık öziletkenlik, kararlı durum foto öziletkenlik ve son olarak da “iki demetli fotoiletkenlik” yöntemleridir. Belirtilen yöntemlerin deney sistemleri ve fiziksel çalışma ilkeleri aşağıda sıra ile

anlatılmıştır. Kalın ($>1 \mu\text{m}$) ve ince (300 nm) mikrokristal silisyum ve amorf silisyum malzemelerde metastabilite etkisi yaratma işlemleri ve ısıl işlem bu bölüm sonunda açıklanmıştır.

2.4.1. Karanlık öziletkenlik mekanizması

Çok katmanlı güneş gözelerinde soğurucu katman olarak kullanılacak katkısız ince film silisyum malzemelerin en temel özelliklerinden biri karanlık Fermi seviyesinin yasak enerji aralığı içindeki konumunun belirlenmesidir. p-i-n tasarımında üretilen güneş gözesinde i-katmanı katkısız iletkenlik özelliğinde olması, yani i-katmanın karanlık Fermi seviyesinin yasak enerji aralığı ortalarında olması önemli bir ölçüttür. Fermi seviyesi sıcaklığa bağlı karanlık öziletkenlik denkleminde elde edilir. Ohm yasasına uyan ve Şekil 2.21.a ve Şekil 2.21.b’ de gösterilen kontak geometrisi kullanılarak ölçülen karanlık akım değerleri kullanarak aşağıdaki denklem ile elde edilir;

$$J = \sigma.E \ ; \ \sigma = J / E \quad (2.1)$$

Burada “**J**” akım yoğunluğu (birim alandan geçen akım miktarı)’dır. “**A**” akımın geçtiği kesit alanıdır. “**A**” alanı filmin geometrisi ne uygun olarak ince filmin kalınlığı “**t**” ve kontak boyu “**l**” çarpımına eşittir. “**E**” ise kontaklara uygulanan gerilim sonucunda kontaklar arasında oluşan elektrik alanıdır ve filme uygulanan gerilimin “**V**” kontaklar arasındaki mesafeye “**d**” oranıdır.

$$J = I / A \ ; \ A = tl \ ; \ E = V / d \quad (2.2)$$

J, A ve E ifadeleri Denklem 2.1’de yerine koyulursa karanlık öziletkenlik denklemi

$$\sigma_d(T) = \frac{I_d(T)d}{Vtl} \quad (2.3)$$

olarak elde edilir. Karanlık öziletkenlik ve Fermi seviyeleri arasındaki ilişki 1937 yılında Meyer ve Neldel tarafından aşağıdaki gibi belirtilmiştir (W. Meyer, 1937).

$$\sigma_d(T) = \sigma_0 e^{-(E_c - E_f)/kT} \quad (2.4)$$

Denklem 2.4'deki $E_a = E_c - E_f$ aktivasyon enerjisini olarak, σ_0 karanlık öziletkenlik ön çarpanını, T mutlak sıcaklığı ve k ise Boltzman sabitini temsil etmektedir. Denklem 2.4'deki eşitliğin sol tarafında $\sigma_d(T)$ yerine deneysel olarak Denklem 2.3'de elde edilen değerler kullanılırsa, $\ln(\sigma_d(T))$ 'ye karşılık $1000/T$ yarı logaritmik grafiği çizdirildiğinde elde edilen doğrusal Arrhenius grafiğinin eğiminden yarı iletken ince film silisyum malzemenin aktivasyon enerjisi, E_A ve doğrunun düşey eksenini $1000/T=0$ noktasında kestiği değerden σ_0 ön çarpanı aşağıdaki denklem yardımı ile elde edilir.

$$\ln \sigma_d(T) = \ln \sigma_0 - \left(\frac{E_a}{1000k} \right) \left(\frac{1000}{T} \right) \quad (2.5)$$

İncelenen mikrokristal silisyum ince film malzemelerin aktivasyon enerjileri ısı işlemden sonra malzemeler soğurken elde edilen doğrusal grafikten hesaplanmıştır.

2.4.2. Kararlı durum foto öziletkenlik mekanizması

Fotovoltaik ince film silisyum malzemelerde ölçülen kararlı durum foto öziletkenlik mekanizması dört ana kısımdan oluşmaktadır; bunlar sırası ile gelen fotonun soğurulması, elektron-boşluk çiftleri yaratılması, ışık altında yaratılan yük taşıyıcıların taşınması ve son olarak mevcut serbest elektron ve boşlukların yeniden birleşme merkezlerinde bir araya gelerek yok olmasıdır. İletkenlik bandındaki serbest elektronların ve değerlik bandındaki serbest boşlukların sayısını belirleyen etmen sırası ile τ_n ve τ_p yaşam süreleridir. Bu yaşam süreleri A. Rose tarafından kesikli enerjilerde mevcut rekombinasyon merkezleri için kabaca şu şekilde tanımlanmıştır (Rose, 1978).

$$\tau_n = 1/(S_n V_{th} N_{nr}) \quad ; \quad \tau_p = 1/(S_p V_{th} N_{pr}) \quad (2.6)$$

Bu denklemde de gösterildiği gibi S_n ve S_p sırası ile elektron ve boşluklar için yakalama tesir kesitlerini, N_{nr} ve N_{pr} sırası ile elektron ve boşluklar için

rekombinasyon merkezlerinin yoğunluklarını ve v_{th} ise termal sürati tanımlar. Bu tezde incelenen amorf silisyum ve mikrokristal silisyum ince film malzemelerde ise yasak enerji aralığında yerleşmiş çok sayıda ve sürekli enerji dağılımlarına sahip elektronik kusurların oluşturduğu rekombinasyon merkezleri ve tuzaklar mevcuttur. Dolayısıyla serbest elektron ve boşlukların τ_n ve τ_p yaşam süreleri ancak Simmons ve Taylor tarafından geliştirilen rekombinasyon mekanizması kapsamında hesaplanan denklemler yardımı ile belirlenebilir (Taylor ve Simmons, 1972).

Simmons ve Taylor tarafından 1972 yılında yayımlanmış amorf silisyum malzemeler için kararlı durum foto öziletkenlik teorisinde iletkenlik bandına ulaşan elektronların oranı için Denklem 2.7’de tanımlanmıştır.

$$\frac{dn}{dt} = G + \sum_{S=1}^{ns} \int_{E_v}^{E_c} e_n(S, E) f(S, E) N(S, E) dE - \sum_{S=1}^{ns} \int_{E_v}^{E_c} v \sigma_n(S, E) n(1 - f(S, E)) N(S, E) dE - \beta np \quad (2.7)$$

Denklem 2.7’de G dışarıdan uygulanan elektron-boşluk yaratma hızı, N farklı kusur durumları sayısı, β ise sabit ön çarpandır. Denklem 2.7’de eşitliğin sağ tarafındaki ilk terim elektronların değerlik banttan iletkenlik bandına geçiş oranı, ikinci terim derin kusurlardan elektronların iletkenlik bandına yayımlanma oranı, üçüncü terim derin kusurlar tarafından elektronların yakalanma oranı, dördüncü ve son terim elektronun değerlik bandında boşluklar tarafından yakalanma oranıdır. Kararlı durumda değişim oranı sabit olacağından $dn/dt=0$ olacaktır. Buna bağlı olarak Denklem 2.7, Denklem 2.8’e dönüşmektedir.

$$G = - \sum_{S=1}^{ns} \int_{E_v}^{E_c} e_n(S, E) f(S, E) N(S, E) dE + \sum_{S=1}^{ns} \int_{E_v}^{E_c} v \sigma_n(S, E) n(1 - f(S, E)) N(S, E) dE - \beta np \quad (2.8)$$

Denklem 2.8’de βnp ifadesi sadece çok yüksek ışık yoğunluklarında ($>10^{22} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$) önemlidir. Standart fotoiletkenlik çalışmalarında βnp ihmal edilebilir ve Denklem 2.8 Denklem 2.9’a dönüşmektedir.

$$G = - \sum_{S=1}^{ns} \int_{E_v}^{E_c} e_n(S, E) f(S, E) N(S, E) dE + \sum_{S=1}^{ns} \int_{E_v}^{E_c} v \sigma_n(S, E) n(1 - f(S, E)) N(S, E) dE \quad (2.9)$$

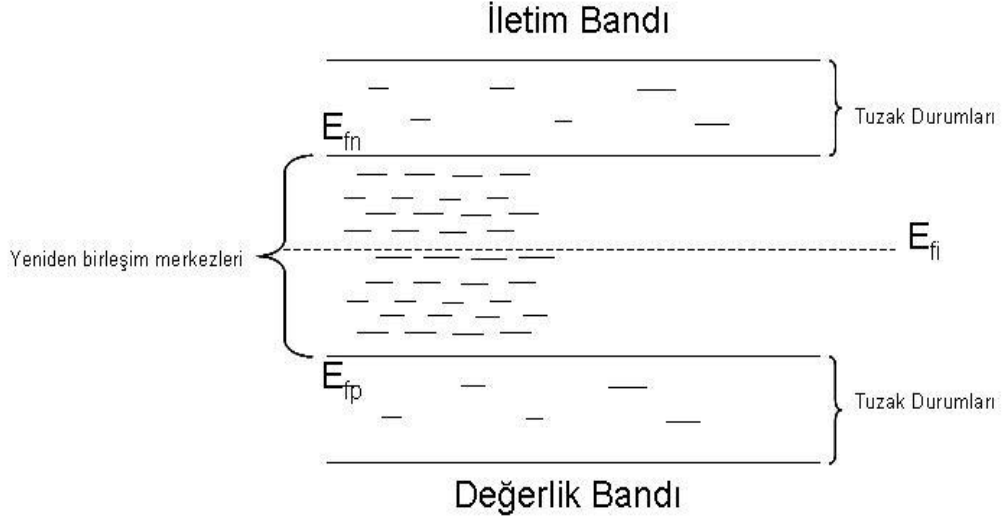
Kararlı durum fotoiletkenlik ölçümlerinde elektron-boşluk yaratma hızı (G), yeniden birleşme hızına (U) eşit olduğundan Denklem 2.9, Denklem 2.10 şeklinde ifade edilebilir.

$$G = U = -\sum_{S=1}^{ns} \int_{E_v}^{E_c} e_n(S, E) f(S, E) N(S, E) dE + \sum_{S=1}^{ns} \int_{E_v}^{E_c} v \sigma_n(S, E) n(1 - f(S, E)) N(S, E) dE \quad (2.10)$$

Işık altında yaratılan serbest elektron ve boşlukların yoğunluklarını belirleyen kuvazi Fermi seviyelerinin ışık şiddeti ile nasıl değiştiği ve bu nedenle tuzak ve rekombinasyon merkezlerinde oluşan değişim grafiksel olarak Simmons ve Taylor tarafından tanımlandığı gibi Şekil 2.22.'de gösterilmiştir. Şekil 2.22.'de gösterildiği gibi elektronlara ait tuzak durumları kuazi-Fermi seviyesi E_{fn} ile iletim bandı arasında kalan enerjilerde ve boşluklara ait tuzaklar ise kuazi-Fermi seviyesi E_{fp} ile değerlik bandı arasında kalan enerji aralıklarında bulunur. Bant uçlarından birkaç kT enerji aralığındaki bu tuzaklara yakalanan serbest elektron ve boşluklar oda sıcaklığında oluşan ısıl uyarılma ile tekrar bant uçlarına geçip serbest hale gelir. Eğer derin tuzaklara yakalanırsa, bu tuzaklardan çıkması yüksek sıcaklıklarda olabilir ya da çok uzun süre sonra büyük olasılıkla kurtulabilirler.

Rekombinasyon merkezleri olarak tanımlanan yeniden birleşme merkezleri ise iki kuazi-Fermi seviyeleri (E_{fn} ve E_{fp}) arasında kalan enerji aralığında bulunmaktadır. Bu merkezler bant uçlarında çok uzak enerjilerdedir. Fotoiletkenlik ölçümünde kullanılan tek renk ışığın şiddeti arttıkça, kuvazi Fermi seviyeleri bant uçlarına doğru yaklaşmakta ve buna bağlı olarak rekombinasyon merkezlerinin yoğunluğu da artmaktadır. Bunun sonucunda da serbest elektron ve boşlukların yaşam süreleri kısalmaktadır. Serbest yük taşıyıcılar bu merkezler tarafından yakalandığında diğer cins yük taşıyıcısının yakalanması ile yeniden birleşim tamamlanmış olur ve ikisi de yok olurlar. Amorf silisyum ve mikrokristal silisyum ince film malzemelerde yasak enerji aralığında yerleşmiş çok sayıda elektronik kusurların olduğu nitel olarak algılanmasına rağmen, bunların her birinin enerji dağılımları, özellikleri ve yoğunluklarının ne olduğunun nicel olarak belirlenmesi mümkün değildir. Sadece gerçekleştirilen farklı deneysel ölçümlerle mevcut elektronik kusurların ve

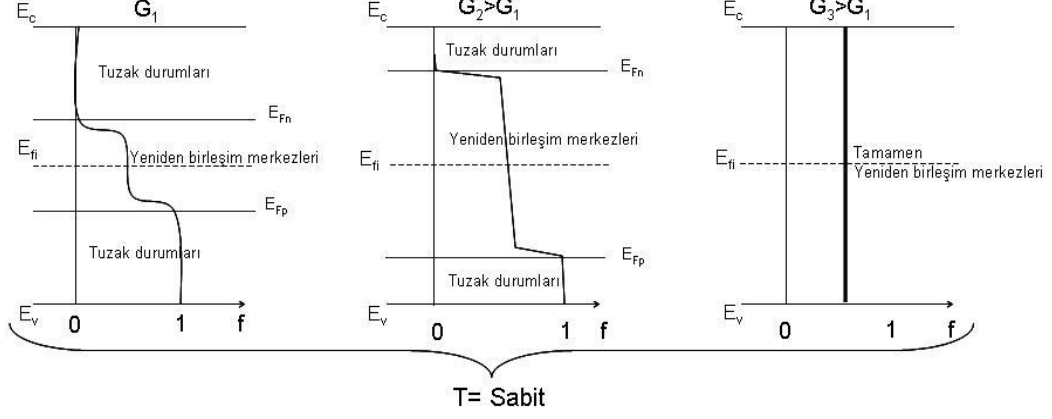
metastabilite etkisi ile yaratılan yeni elektronik kusurların varlığı hakkında bilgi edinilmeye çalışılmaktadır. Kararlı durum fotoiletkenlik ölçümleri ile de mevcut elektronik kusurların yoğunluklarında oluşabilecek değişimler algılanmaya çalışılacaktır.



Şekil 2.22. Tuzak ve yeniden birleşme merkezlerinin yarı iletken yasak enerji aralığındaki buldukları bölgeler.

Fotoiletkenlik ölçümlerinde ışık şiddetinin artışı serbest yük taşıyıcılar elektron ve boşlukların yoğunluklarında ışık şiddeti veya elektron-boşluk yaratma hızı G , ile doğru orantılı olarak artmasına sebep olur. Bunun sonucunda kuazi-Fermi seviyeleri E_{fn} ve E_{fp} sırası ile iletim ve değerlik bant kenarlarına doğru hareket eder. Kuazi-Fermi seviyelerinin bant kenarlarına doğru hareketi ile tuzak durumlarının bir kısmı yeniden birleşim merkezlerine dönüşmektedirler. Şekil 2.23.'de ise sabit sıcaklıkta ışık şiddeti G_1 'den G_3 değerine kadar arttırıldığında E_{Fn} ve E_{Fp} kuazi Fermi seviyeleri yine bant uçlarına doğru genişleyerek yasak enerji aralığı içinde yerleşmiş elektronik kusurların (tuzaklar ve yeniden birleşim merkezleri) fotoiletkenlik ölçümleri ile algılanması sağlanmaktadır. Kararlı durumda dışarıdan kontrol edilen G elektron-boşluk yaratma hızı ile malzemenin içinde oluşan U rekombinasyon hızları birbirine eşit olur. Yukarıda Simmons-Taylor denklemlerinde $G=U$ eşitliğini

sağlayan serbest elektron yoğunluğu $n(G)$ ve serbest boşluk yoğunluğu $p(G)$ deneysel olarak ölçülen fotoiletkenlik değerini, σ_{ph} , belirler.



Şekil 2.23. Sabit sıcaklıkta ışıl yaratma hızına bağlı olarak kuazi-Fermi seviyeleri ve Fermi-Dirac dağılım fonksiyonundaki değişim.

$$\sigma_{ph}(G) = q\mu_n n(G) + q\mu_p p(G) \quad (2.11)$$

olarak ifade edilir. Bu denklemde $n(G)=\tau_n G$ ve $p(G)=\tau_p G$ ile belirlenir. Yukarıdaki denkleme bu eşitlikler yerleştirilirse, fotoiletkenlik denklemi;

$$\sigma_{ph} = q\mu_n \tau_n G + q\mu_p \tau_p G \quad (2.12)$$

olarak G elektron-boşluk yaratma hızına bağlı bir fonksiyondur. Ayrıca, amorf silisyum ve mikrokristal silisyum malzemelerin yasak enerji aralığında mevcut elektronik kusurların dağılımlarının asimetrik olmasından buna ek olarak değerlik bant ucuna yakın elektronik kusurların daha geniş ve yüksek yoğunluklara sahip olmasından dolayı serbest elektron ve boşluklar için $\mu_n \tau_n \gg \mu_p \tau_p$ olduğu deneysel olarak kanıtlanmıştır. Bu nedenle fotoiletkenlik sadece elektronların baskın olduğu tek tip yük taşıyıcılardan oluşmaktadır.

$$\sigma_{ph} \cong q\mu_n \tau_n G \quad (2.13)$$

Denklem 2.13'ün sol tarafı deneysel olarak ışık şiddetine bağlı elde edilen fotoiletkenlik bulguları olursa, buradan serbest elektronların mobilite-yaşam süresi, $\mu_n \tau_n$, çarpımı elde edilir:

$$\mu\tau = \frac{\sigma_{ph}}{qG} \quad (2.14)$$

Çok katmanlı ince film silisyum güneş gözelerinde kullanılacak ışığı soğuran amorf ve mikrokristal silisyum malzemelerin en önemli deneysel parametrelerinden birisi “mobilite-yaşam süresi çarpımı” ifadesidir. Deneysel olarak elde edilen fotoiletkenlik bulgularından malzemenin fotovoltaiik kalitesini belirleyen mobilite-yaşam süresi, $\mu_n \tau_n$, çarpımı elde edilir.

Fotoiletkenlik ölçümlerinde kullanılan tek renk ışık altında elektron-boşluk yaratma hızı G tamamen deney koşullarına ve malzemenin özellikleri ile belirlenir.

$$G = \frac{F(\lambda)[1 - R(\lambda)][1 - e^{-\alpha(\lambda)t}]}{t} \quad (2.15)$$

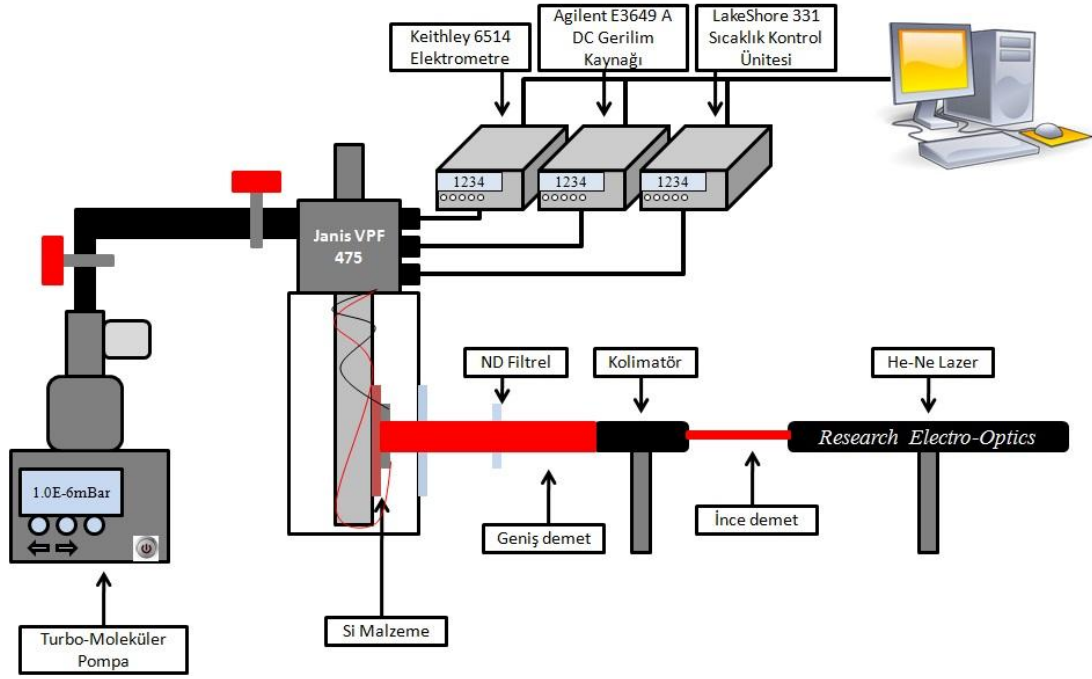
Denklem 2.15'de $F(\lambda)$ He-Ne lazer ışığının silisyum foto diyot ile ölçülen ışık akısını, $R(\lambda)$ ışığın film yüzeyinden yansıma katsayısını, $\alpha(\lambda)$ yarı iletken malzemenin He-Ne lazerin $\lambda = 633$ nm dalga boyundaki optik soğurma katsayısını ve t ince film malzemenin kalınlığını göstermektedir. Fotoiletkenlik ile ışık altında elektron-boşluk yaratma hızı arasındaki ilişki Albert Rose'un 1978 de tanımladığı şu basit model ile ortaya konmuştur (Rose, 1978). Kararlı durum fotoiletkenlik değerlerinin ışık şiddetine (veya ışık altında elektron-boşluk yaratma hızına) bir γ üstel parametresi ile bağıllık göstermektedir ($\sigma_{ph} \propto G^\gamma$). Yani $\ln \sigma_{ph}$ ile $\ln G$ arasında çizilen grafik doğrusal bir değişim göstermektedir. Bu doğrunun eğimi γ üstel parametresini vermektedir. γ üstel parametresi fotoiletkenlik mekanizmasında yeniden birleşme mekanizmasının doğasını ifade eden bir parametredir. γ parametresi deneysel olarak elde edilen bir parametredir ve 0,5 ile 1,0 arasında değerler almaktadır. Çok özel deney koşullarında (aşırı yüksek ışık şiddeti ve çok düşük sıcaklıklarda) 1'den büyük

değerler alabildiği de rapor edilmiştir (Yılmaz, 2009). $\gamma = 0,5$ değeri genellikle tek kristal silisyum yarıiletken malzemelerde elde edilir. $\gamma = 0,5$ değerinde elde edilmesi iletkenlik bandındaki serbest elektronların değerlik bandındaki serbest boşluklarla doğrudan birleşerek yok olması anlamına gelmektedir. $\gamma = 1,0$ değeri ise amorf silisyum yarı iletken malzemelerde elektronik kusur yoğunluğu çok az olan yüksek elektronik kaliteli malzemelerde gözlenir. Bu durumda serbest elektronların mobilite-yaşam süresi, $\mu_n \tau_n$, çarpımı ışık şiddetinden bağımsız ve sabittir. Bu çok özel bir durumdur. Fakat genel olarak ister amorf silisyum ister mikrokristal silisyum fotovoltaik malzemeler olsun yasak enerji aralığında mevcut çok farklı çeşitlerde ve yoğunluklardaki elektronik kusurlardan dolayı γ parametresi 0,5 den büyük ve 1'den küçük herhangi bir değeri alabilir. Bunun anlamı şudur; serbest elektron ve boşlukların yok olması ancak yasak enerji aralığında mevcut rekombinasyon merkezleri aracılığı ile olur. Genellikle gözlenen bulgular 0,5 ve 1,0 arasında olmasına rağmen mikrokristal silisyum malzemeler için $\gamma < 0,5$ değerleri de ($\gamma = 0,3-0,4$) literatürde yayımlanmıştır (Ram, Kumar ve Roca i Cabarrocas, 2006). Bunun fiziksel anlamı henüz bilinmemektedir.

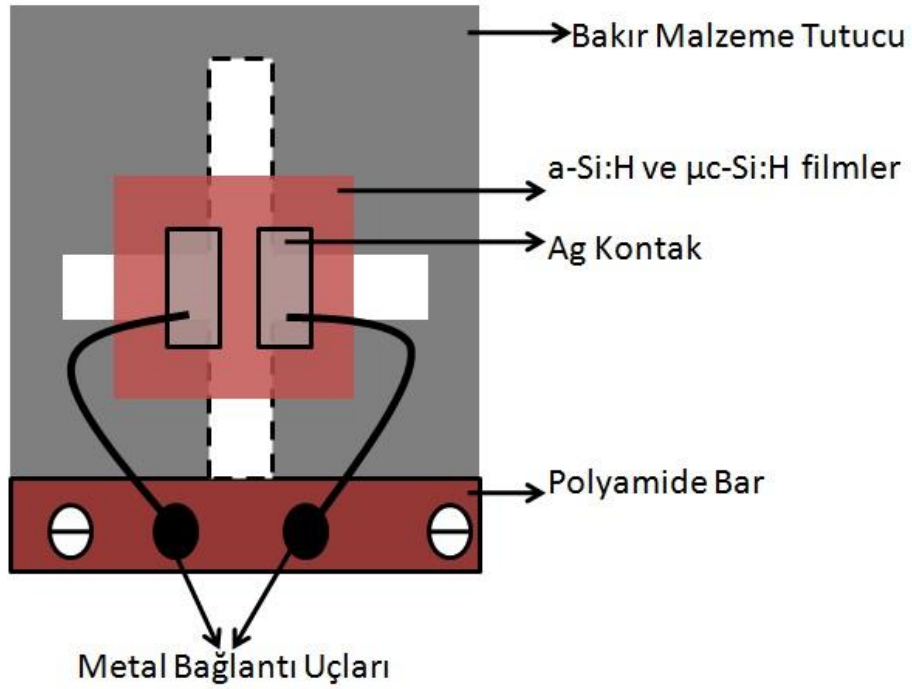
2.4.3. Karanlık İletkenlik ve Fotoiletkenlik Ölçüm Sistemi

Bu tez kapsamında Muğla Sıtkı Koçman Üniversitesi, Fizik Bölümü Optoelektronik Laboratuvarında yüksek lisans tezinde tasarlanmış ve kurulmuş olan karanlık iletkenlik ve fotoiletkenlik sistemi geliştirilerek bir optik masa üzerine kurulmuştur. Bu sistemin tasarımı Şekil 2.24.'de gösterilmiştir. Sistemin ana parçalarını sırası ile tanımlamak gerekirse; fotoiletkenlik ölçümlerinin gerçekleştirildiği ve malzemelerin yüksek vakum ortamında ikametini sağlayan JANIS VPF 475 model bir Kriostat, bir adet Pfeiffer marka TMH 071 P model turbo-drag moleküler pompa, deney sırasında Kriostat içindeki basıncı ölçen PKR 251 model pirani tipi vakum ölçer, incelenen malzemenin sıcaklığını değiştirmek için kullanılan bir adet Lake Shore 331 model sıcaklık kontrol ünitesi, incelenen malzemelere uygulanan dc gerilimi altında hem sıcaklığa bağlı karanlık akım değerlerini hem de ışık şiddetine bağlı fotoakım bulgularını kayıt etmek için bir adet Keithley 6514 Elektrometre, incelenen

malzemelerin paralel metal kontakları arasında sabit elektrik alan uygulamak için bir adet Agilent marka E3649A model DC gerilim kaynağı, fotoiletkenlik bulgularını tek renk ışık altında elde etmek için bir adet 12 mW gücünde 633 nm dalga boyunda Research Electro-Optics Model 30992 He-Ne Lazer ışık kaynağı ve çok düşük karanlık ve fotoakımları algılamak için kullanılan düşük gürültü değerlerine sahip BNC kablo bağlantılarından oluşmaktadır. Ayrıca, bakır malzeme tutucu içinde yerleştirilen direnç tipi ısıtıcı sayesinde sıcaklığın kayıt edildiği iki adet sıcaklık sensörü mevcuttur. Bunlardan birisi silisyum pn-eklem diyot tipi bir sıcaklık sensörüdür. İkincisi ise Pt-100 direnç tipi sıcaklık sensörüdür. Pt-100 bir cam üzerine yapıştırılıp bakır malzeme tutucu üzerinde incelenen malzemenin hemen yanına sabitlenmiştir. Her iki sıcaklık sensörü Lake Shore 331 model sıcaklık kontrol ünitesine bağlanmıştır. Deney sırasında her ikisinden de sıcaklık değerleri kayıt edilmektedir. Malzemenin sıcaklığı olarak Pt-100 sensöründen okunan değerler dikkate alınarak sıcaklığa bağlı karanlık öziletkenlik bulgularının hesabında kullanılmaktadır. Fotoiletkenlik ölçümlerinde kullanılan lazer ışık demet çapının 0,9 mm ve kontak boyundan küçük olmasından dolayı malzemenin kontaklarının üzerine tamamen aydınlatılabilmek için lazer ışığı yolu üzerine bir adet kolimatör yerleştirilmiştir. Kolimatör sayesinde homojen lazer ışık demeti çapı 2 cm'ye büyütülmüştür. Malzeme üzerine düşen ışığın şiddetini değiştirebilmek için farklı optik geçirgenlik değerlerine sahip “nötür yoğunluk filtreleri” kullanılmıştır. Silisyum malzemeler Şekil 2.25.'de gösterilen bakır malzeme tutucu üzerine yerleştirilerek incelenecek malzemenin deney öncesi ön karakterizasyonları aşağıda belirtildiği gibi yapılır.

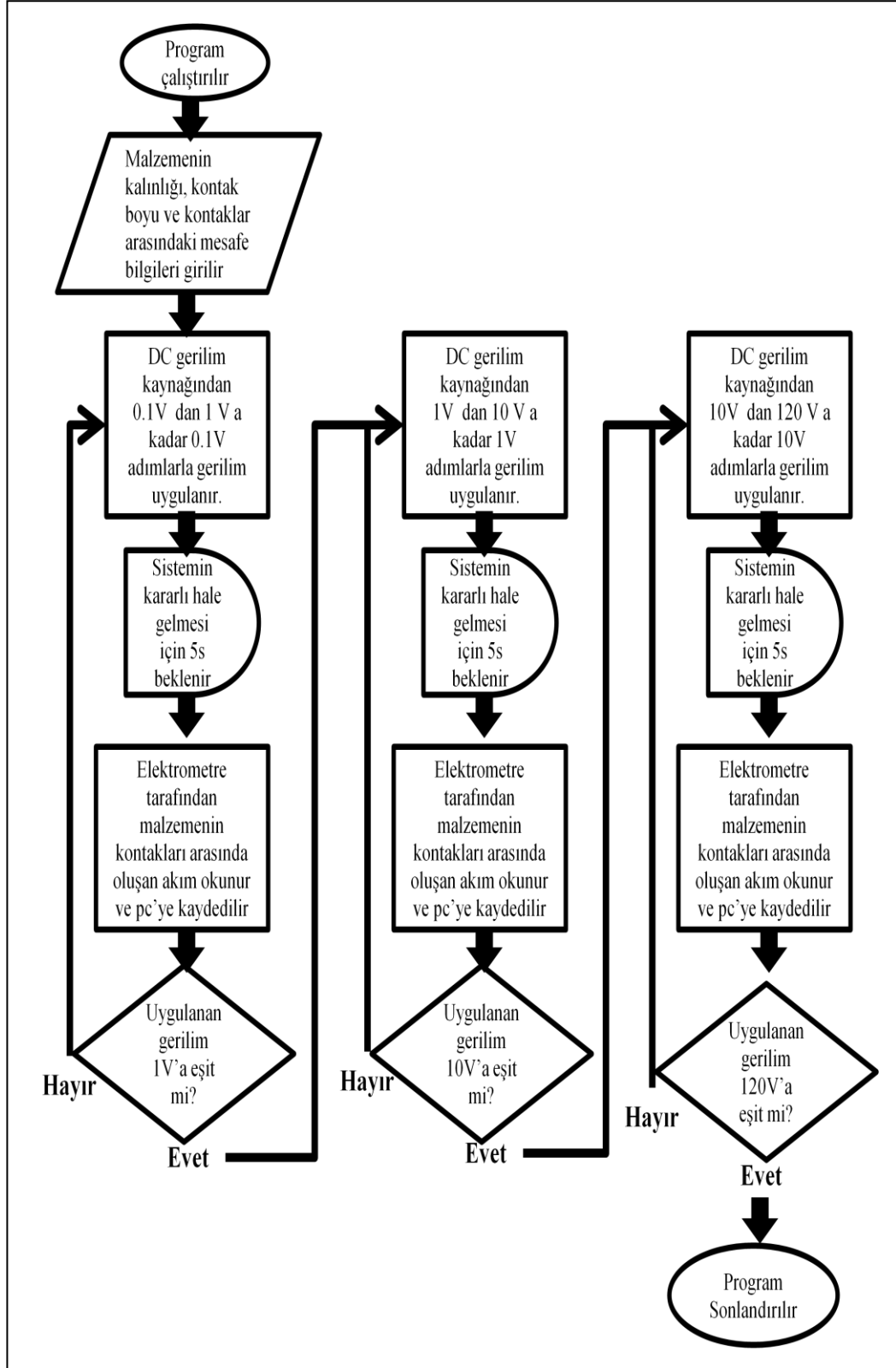


Şekil 2.24. Kararlı durum karanlık iletkenlik ve fotoiletkenlik ölçüm sistemi

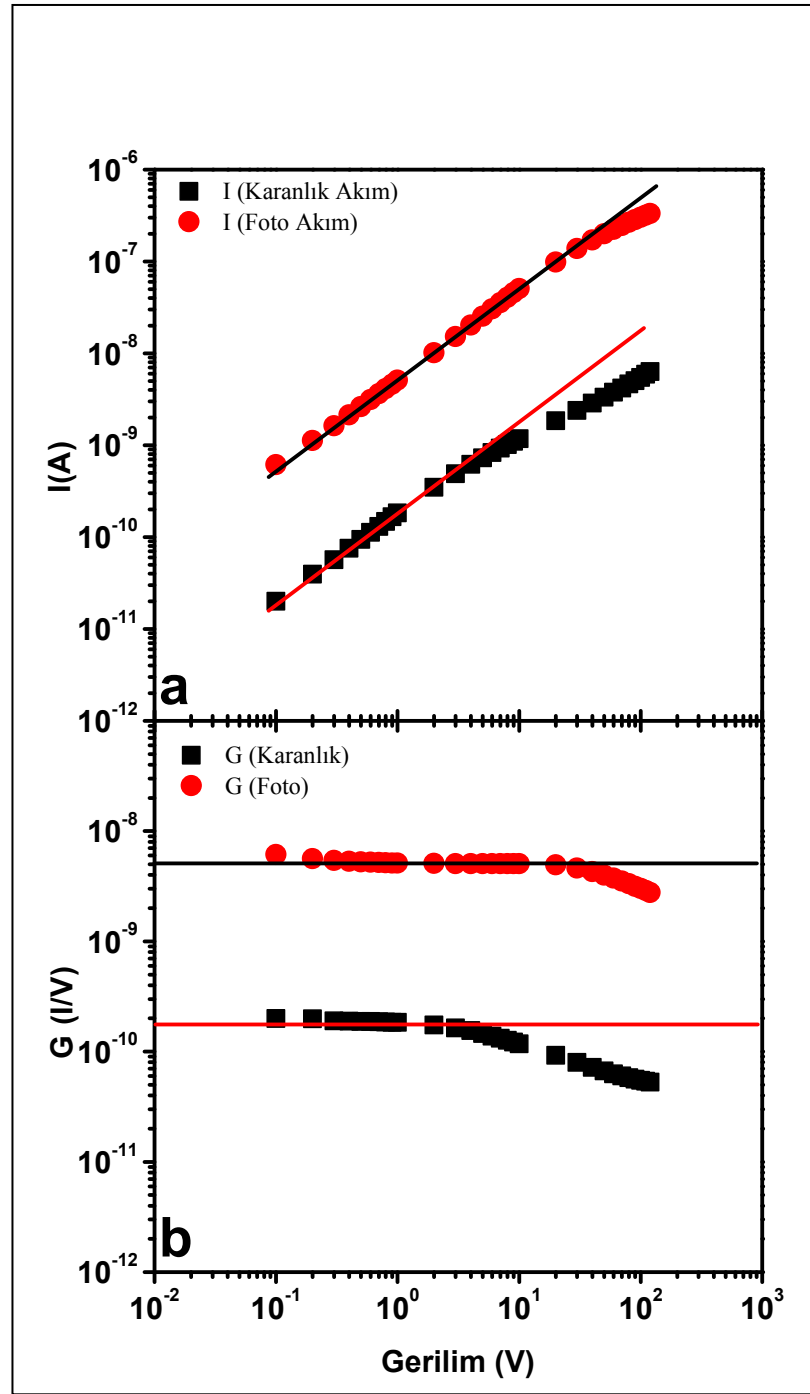


Şekil 2.25. Bakırdan yapılmış malzeme tutucunun üstten görünümü

İnce film silisyum malzemeler Kriostat içerisine yerleştirilip metal bağlantı uçlarının bağlanmasından sonra bir Ohm-metre yardımı ile silisyum malzemenin kontaklarından BNC çıkış uçlarına kadar olan kısım iletkenlik testinden geçirilir. İletkenlik testlerinin ardından Kriostat vakum haznesi içerisine yerleştirilir. HT-BASIC programı ile yazılmış olan “Akım-Gerilim Ölçüm Programı” kullanılarak her bir malzeme için deneylere başlamadan önce akım-gerilim ölçümü dc gerilim 0 V ile +120 V arasında değiştirilerek kontakların Ohm yasasına uygun olduğu dc gerilim bölgesi Log I-Log V ve Log G-Log V grafiklerinden belirlenir. Akım-gerilim ölçüm programının akış diagramı aşağıda Şekil 2.26.’da gösterilmiştir. Örnek olarak bir mikrokristal silisyum malzemeye ait karanlık ve ışık altında akım-gerilim bulgularından elde edilen Log I-Log V ve Log G-Log V grafikleri Şekil 2.27.’de gösterilmiştir.



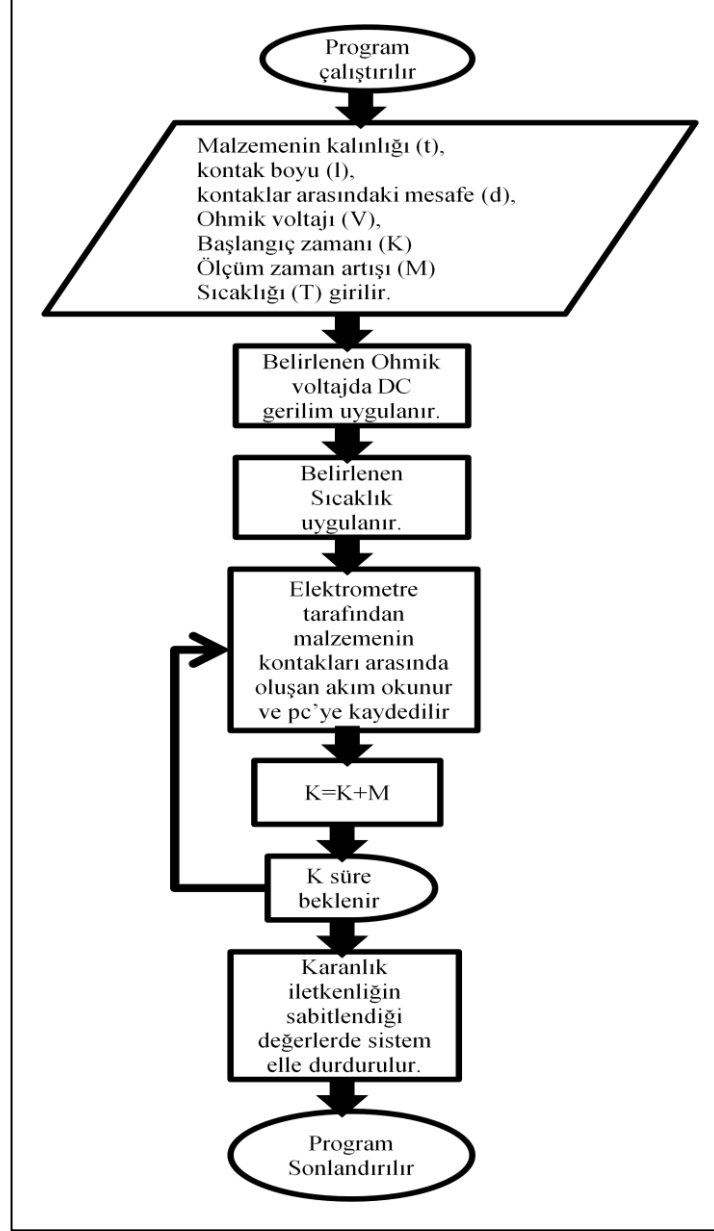
Şekil 2.26. I-V ölçüm yazılımının akış diagramı



Şekil 2.27. Tezde incelenen bir mikrokristal silisyum malzemeye ait karanlık ve ışık altında ölçülen log-log çizilmiş a) akım-gerilim ve b) iletkenlik-gerilim bulguları

Bu grafiklerden belirlenen ve Ohm yasasına uyan bir dc gerilimi uygulanarak iletkenlik ölçümleri gerçekleştirilir. Sıcaklığa bağlı karanlık iletkenlik ve 300 K'de ışık şiddetine bağlı fotoiletkenlik ölçümlerine geçmeden önce zamana bağlı karanlık

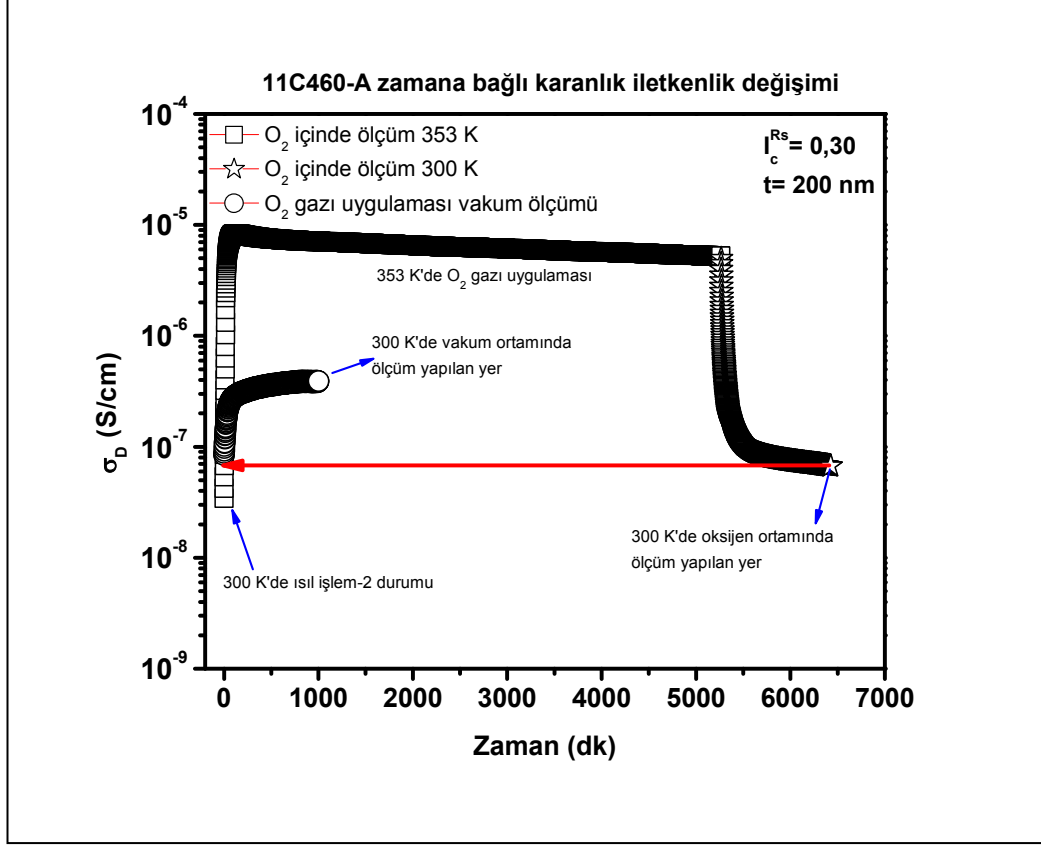
akım değerleri kayıt altına alınıp incelenen malzemenin kararlı duruma ulaştığı teyit edilir. Şekil 2.28.'de zamana bağlı karanlık akım ölçüm programının akış diagramı gösterilmektedir.



Şekil 2.28. Zamana bağlı karanlık akım ölçüm programının akış diagramı

Örnek olarak tezde incelenen bir malzeme için 300 K'de kayıt edilen zamana bağlı karanlık öziletkenlik değişimi Şekil 2.29.'da gösterilmiştir. Bu şekilden de görüldüğü gibi mikrokristal silisyum malzemelerde iletkenlik değişimlerinin doğru olarak rapor

edilmesi için malzemenin karanlık öziletkenlik bulgularının deney öncesi kayıt altına alınması ilk defa bu tez kapsamında gerçekleştirilmiş ve literatüre kazandırılmıştır.



Şekil 2.29. Bu tezde incelenen bir mikrokristal silisyum malzemenin zamana bağlı karanlık öziletkenlik değişim grafiği

Bu tez kapsamında HT-BASIC programı ile yazılmış olan sıcaklığa bağlı karanlık akım ve zamana bağlı karanlık akım ölçüm yazılımlarının programları bu tezin ekler kısmında ayrıntılı olarak belirtilmiştir.

İncelen mikrokristal silisyum malzemenin ön karakterizasyonunun tamamlanmasından sonra, sabit dc gerilim altında karanlık akım değerleri hem 300 K' de hem de sıcaklığa bağlı olarak ölçülerek aşağıdaki denklem yardımı ile karanlık öziletkenlik bulguları Ohm yasası yardımı ile hesaplanır;

$$\sigma_d(T) = \frac{I_d(T)d}{Vtl} \quad (2.16)$$

Bu denklemde I_d belirtilen sıcaklıktaki karanlık akımı, d kontaklar arası mesafeyi, t malzemenin kalınlığını, l metal kontakların boyunu ve V kontaklar arasına uygulanan dc gerilimini belirtir. Deneysel olarak elde edilen karanlık öziletkenlik bulguları yukarıda verilen Denklem 2.4 yardımı ile malzemenin karanlık Fermi seviyesinin yerini, $E_a = E_c - E_F$ belirlemekte kullanılır.

Karanlık iletkenlik değerlerinin sabitlenmesinden sonra vakum altında kararlı durum fotoiletkenlik ölçümleri yapılmaktadır. Önce tek renk lazer ışık demetinin akı değeri bir Si p-i-n fotodiyot yardımı ile ölçülür. Si fotodiyodun kısa devre akımı, I_{sc} , fotodiyodun yüzey alanı A ve lazer ışığının dalga boyuna karşılık gelen kuantum verimi QE kullanılarak ışık akısı aşağıdaki denklem yardımı ile hesaplanır.

$$F(\lambda) = \frac{I_{ph}(\lambda)}{AQE(\lambda)q} \quad (2.17)$$

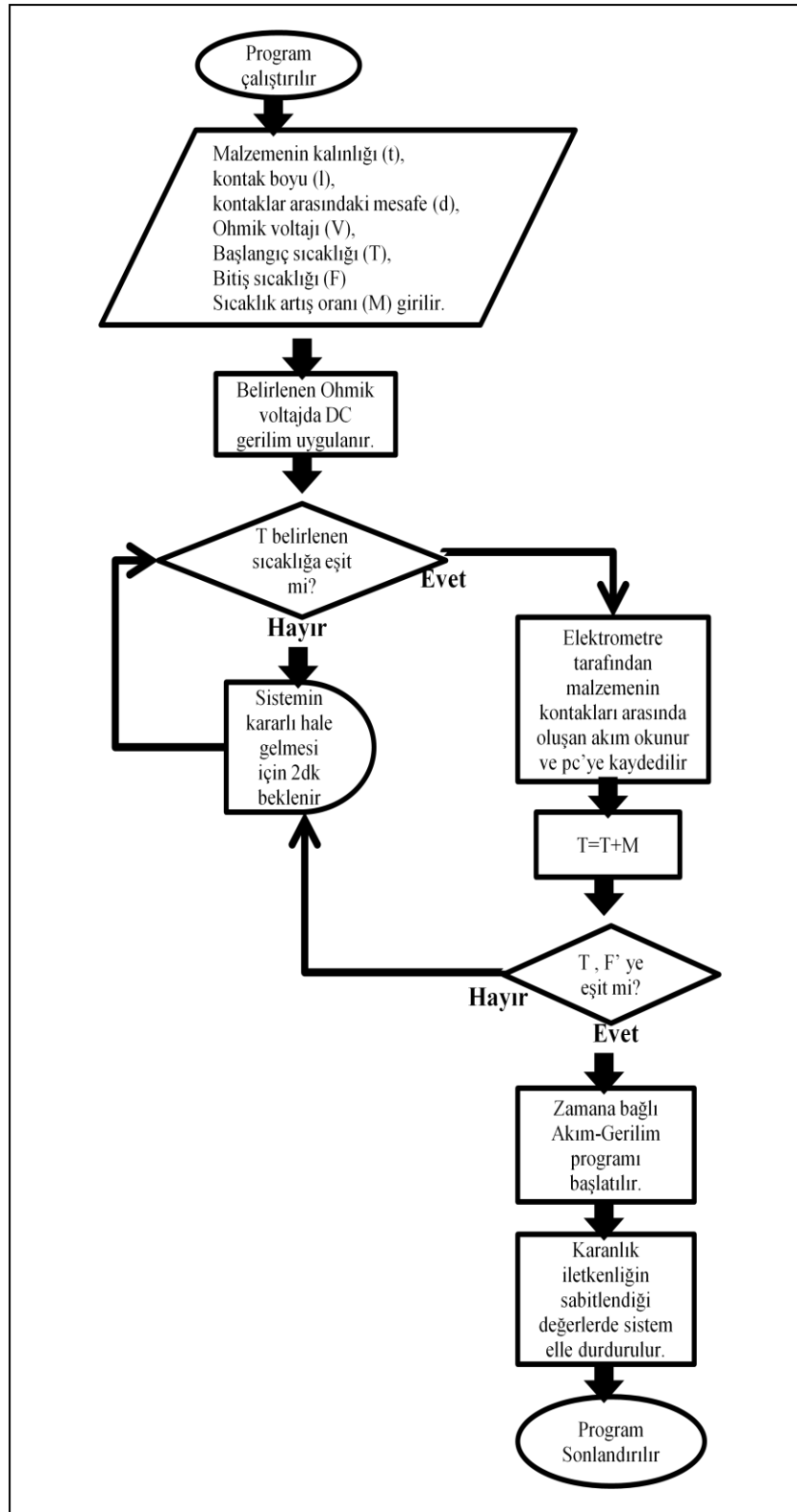
Sabit dc gerilimi altında malzeme üzerine düşürülen tek renk lazer ışık demetinin şiddeti nötür yoğunluk filtreleri ile değiştirilerek kayıt edilen foto-akım ve malzeme geometrisi kullanılarak Ohm yasasında foto öziletkenlik bulguları aşağıdaki denklem yardımı ile elde edilir.

$$\sigma_{ph}(T) = \frac{(I_{ph}(F) - I_d(T))d}{Vtl} \quad (2.18)$$

Denklem 2.18'de I_d karanlık akım değeri toplam foto-akımdan çıkarılarak net foto öziletkenlik hesaplanmaktadır. Deneysel olarak elde edilen foto öziletkenlik bulguları ve elektron-boşluk yaratma hızı G değerleri kullanılarak elektronların mobilite-yaşam süresi, $\mu_n \tau_n$, çarpımı değerleri hesaplanarak G 'nin fonksiyonu olarak gösterilir. Log-Log çizilen $\mu_n \tau_n$ -çarpımı ile G arasındaki grafik G elektron-boşluk yaratma hızına γ üstel parametresi ile bağlıdır ($\mu_n \tau_n \propto G^{1-\gamma}$) ve doğrusal bir değişim göstermektedir (Rose, 1978).

Yüksek vakum altında kararlı durum fotoiletkenlik ve DBP ölçümlerinin tamamlanmasının ardından Şekil 2.30.'da akış diyagramı gösterilen "ısıtma işlem" programı kullanılarak malzemeler 300 K'den 440 K'e sıcaklık kontrol ünitesi

aracılığı ile dakikada 2 Kelvin (K) sıcaklık artışı ile ısıtılmakta ve her 10 K sıcaklık artışında dc gerilim altında karanlık akım değerleri kayıt altına alınmaktadır. Malzeme 440 K'e ulaştıklarında "zamana bağlı akım gerilim ölçüm programı" otomatik olarak devreye girmekte ve 440 K deki zamana bağlı karanlık iletkenlik bulguları kayıt edilmektedir. 440 K'de karanlık iletkenlik bulgularının sabitlendiği zaman sonunda "zamana bağlı karanlık akım ölçüm programı" elle durdurulur ve "ısıl işlem" yazılım programı malzemenin soğuması için yeniden başlatılır. Bu sefer "ısıl işlem" programında malzeme 440 K'den 300 K'e kadar sıcaklık kontrol ünitesi aracılığı ile dakikada 2 K sıcaklık azalışı ile soğutulmakta ve her 10 K sıcaklık azalışında dc gerilim altında dc akım okunmaktadır.



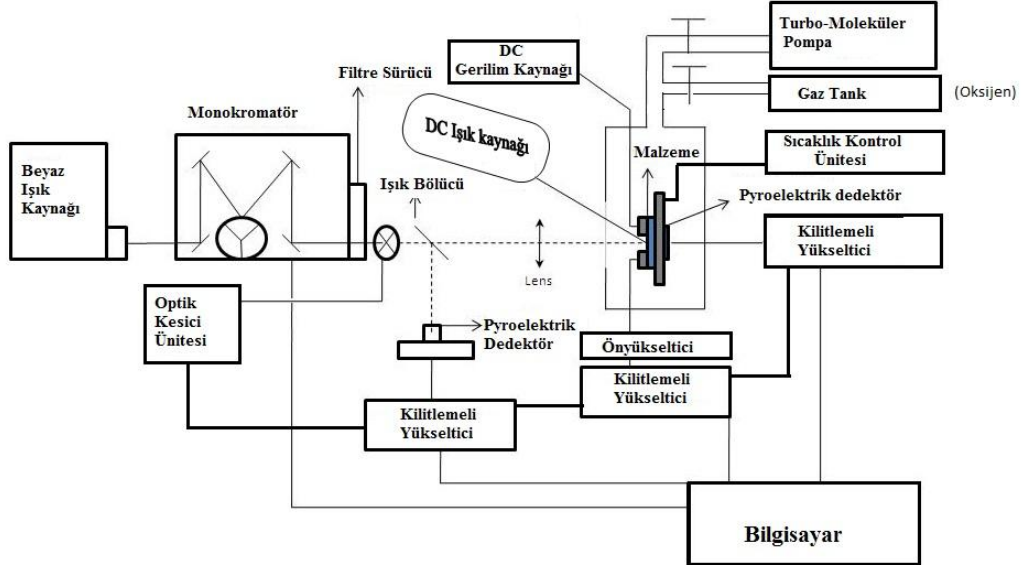
Şekil 2.30. Sıcaklığa bağlı karanlık akım ölçüm programının akış diagramı

2.4.4. İki Demetli Fotoiletkenlik Spektroskopisi (DBP)

İki demetli fotoiletkenlik spektroskopisi (DBP) adından da anlaşılacağı üzere iki adet ışık demetinin ince film malzemenin kontakları arasına eşzamanlı olarak düşürülerek malzemenin ac fotoiletkenlik spektrumunun elde edilmesine dayanır. DBP yöntemini ilk olarak amorf silisyum ince film malzemelerin düşük enerjilerde optik soğurma katsayısı spektrumunu dolaylı olarak elde etmek için Wronski ve arkadaşları tarafından kullanılmıştır (Wronski ve diğerleri, 1982). Daha sonra birçok araştırmacı DBP sistemini kullanarak amorf ve mikrokristal silisyum ince film malzemelerde elektronik kusur durumları değişimlerinin belirlenmesi üzerine çalışmalar yapmışlardır (Goktas ve diğerleri, 2006; Gunes ve Wronski, 1992; Güneş ve Wronski, 1997; Güneş ve diğerleri, 2003; Mehmet Güneş ve diğerleri, 2012, 2014; Lee, Kumar, Wronski ve Maley, 1989; Wronski ve Collins, 2004; Wronski, Von Roedern ve Kołodziej, 2008; Gökhan Yılmaz ve diğerleri, 2014). DBP yöntemi ile elde edilen ac fotoiletkenlik spektrumu kullanılarak ince film malzemeye ait optik soğurma katsayısı relatif olarak hesaplanabilmektedir. Daha sonra optik yansıma ve optik geçirgenlik spektrumlarından elde edilen mutlak optik soğurma katsayısı spektrumuna yüksek enerji bölgesinde normalize edilerek düşük enerji değerlerine kadar mutlak optik soğurma katsayısı spektrumu elde edilir. Çünkü ince film silisyum malzemeler için düşük enerji bölgesinde optik yansıma ve optik geçirgenlik spektrumları kullanılarak doğru ve güvenilir optik soğurma katsayısı değerlerini elde etmek mümkün değildir. Bu nedenle DBP yöntemi dolaylı olarak amorf silisyum malzemelerde optik soğurma katsayısı spektrumunu elde etmek için geliştirilmiştir. Düşük enerji bölgesinde elde edilen optik soğurma katsayısının malzemede mevcut elektronik kusur dağılımlarından uyarılan elektronik geçişlerle orantılı olmasından dolayı optik soğurma katsayısı spektrumunda oluşan değişimler malzemede mevcut elektronik kusur dağılımlarının kontrol edilmesi, anlaşılması ve güneş gözelerinin geliştirilmesinde önemli bir yöntem haline gelmiştir. Dolayısı ile DBP yöntemi aracılığı ile hesaplanan optik soğurma katsayısı spektrumlarını karşılaştırılarak elektronik kusur dağılımdaki değişimler belirlenebilmektedir. Bu tez kapsamında kurulan DBP sistemi “Mikrokristal silisyum ince ve kalın malzemelerde atmosfer gazları nedeni ile oluşan metastabilite problemini incelemek” amacı ile

kullanılmıştır. Bu sistemi oluşturan mekanik, opto-mekanik ve elektronik parçaları ayrı ayrı satın alınarak tamamı ile “home made” özel tasarım olarak bir optik masa üzerine sabitlenmiştir. Sistemin kurulmasında önceki yıllardan üniversite bütçesinden satın alınmış momokromatör ve beyaz ışık kaynağı işler hale getirilip kalan diğer bütün eksik parçaları TÜBİTAK ve Almanya BMBF kurumları tarafından desteklenen 108T218’nolu uluslararası proje kapsamında satın alınmıştır. DBP sistemi danışmanım sayın Prof.Dr. Mehmet GÜNEŞ’in tasarımı ile doktora tezimin bir parçası olarak tasarlanmış ve tamamen bilgisayar kontrollü olarak çalışmasını sağlayan yazılım programı HT-BASIC programlama dili kullanılarak bu tez kapsamında geliştirilmiştir. Yazılım programının geliştirilmesi sırasında TÜBİTAK projesi kapsamında proje ekibinde yer alan Dip. Ing. Josef Klomfass’ın öneri ve yardımlarından faydalanılmıştır.

DBP sistemide ac ışık demetinin çok hassas ışık yolları ile kontrol altında tutulması için 1.2 m x 2.4 m Newport marka optik masa üzerine kurulmuştur. Optik masanın dört ayağı havalı pompa yardımı ile yükseltilmiştir. Optik masanın eğimi su terazisi kullanılarak eğim sıfır olacak şekilde (tamamen düz) ayarlanmıştır. Daha sonra DBP sisteminin mekanik ve opto-mekanik parçaları tasarımı Şekil 2.31.’de gösterildiği gibi optik masa üzerine sabitlenmiştir. Bu sistemin gerçek resmi ise Şekil 2.32.’de gösterilmiştir.



Şekil 2.31. Silisyum film malzemelerin optiksel özellikleri için kullanılan İki Demetli Fotoiletkenlik(DBP) ölçüm sisteminin şematik tasarımı



Şekil 2.32. Silisyum film malzemelerin optiksel özelliklerinin incelendiği İki Demetli Fotoiletkenlik sisteminin resmi (Muğla Sıtkı Koçman Üniversitesi)

DBP sisteminde kullanılan Oriol marka Corner Stone 1/4m monokromatör ve ışık kaynağı, Oriol Filtre sürücü, üç adet Stanford Reseach System marka SR830 kilitlemeli yükselteç, Lake Shore 331 model sıcaklık kontrol ünitesi, Agilent E3649A DC gerilim kaynağı “genel amaçlı arayüzey veri yolu” (General Purpose Interface Bus (GPIB)) bağlantı kabloları ile hem birbirleri ile hem de bilgisayar ile bağlantı içerisindedirler. Tez kapsamında DBP sistemi HT-BASIC programı, GPIB kartı ve GPIB veri kabloları kullanılarak bütün ekipmanlar eş zamanlı olarak tamamen otomatik kontrollü olacak şekilde tasarlanmış ve geliştirilmiştir. DBP programının yazılımı ile ilgili detaylı bilgi tezin ekler kısmında sunulmuştur.

Şekil 2.32.’de tasarımı gösterilen DBP sistemini oluşturan ekipmanların özellikleri ve sistemin işleyişi su şekilde özetlenebilir. Radyometrik güç kaynağı ile sabit akım ve sabit gerilim altında çalışan beyaz ışık kaynağında 100 W veya 250 W tungsten-halojen lambalar kullanılmaktadır. Beyaz ışık kaynağından elde edilen ışık demeti Oriol marka Corner Stone 1/4 m monokromatör içerisine bir mikro metrik açıklık yardımı ile girmektedir. Monokromatörün hem girişi hem de çıkışındaki açıklıklar mikro metrik olarak 2 mm ayarında tutulmaktadır. Monokromatör içerisine giren beyaz ışık demeti yansımali ışık-ağı (Grating) üzerine düşürülür ve saçılarak dalga boylarına ayrılır. Farklı enerji bölgelerinde en yüksek şiddette tek renk ışık demetleri elde etmek için Monokromatör içinde 3 farklı “yansımali ışık ağı” bulunmaktadır. Işık ağının kendi ekseninde çok küçük adımlarla dairesel olarak hareket ettirilmesi ile ışık ağından saçılmış tek renk ışık demetinin silindirik aynalar aracılığı ile monokromatör çıkışına yönlendirilerek tek renk ışık demeti elde edilir. Saçılan tek renk ışığın ikinci ve daha yüksek mertebeli harmoniklerinden arındırılması için monokromatörün hemen çıkışına bir filtre sürücü yerleştirilmiştir. Filtre sürücüsünün içinde üç farklı karakteristik enerji değerine sahip “band-pass” filtreler yerleştirilmiştir. Bu filtreler karakteristik enerji değerlerinden büyük enerjideki ışığın geçişini engelleyerek yüksek mertebeli harmoniklerin malzemeye ulaşmasını mani olurlar. Monokromatör ve filtre sürücünden geçen sabit dalga boylu tek renk ışık demeti odağı monokromatör çıkışında bulunan bir mercekten geçtikten sonra değişik frekanslarda ışığı kesen bir Optik Kesiciden (Chopper) geçirilerek atımlı ışık demeti haline (ac ışık demeti) getirilmiş olur. Deneyde kullanılan ac ışık demetinin 13 Hz

frekans değerinde seçilmesinin iki sebebi vardır. Bunlardan birincisi seçilen frekans değerinin ince film mikrokristal silisyum malzemenin tepki süresinden (responce time) daha uzun olmalıdır. İkinci sebep ise; Türkiye’de şehir şebeke gerilimi 50Hz frekansında çalışmakta ve bunun sonucunda elektronik ekipmanlardan ya da ışık kaynaklarından oluşabilecek elektronik gürültü 50 Hz ve onun alt ve üst katları şeklinde oluşmaktadır. Bu nedenle şebekeden kaynaklı elektronik gürültüden arındırılmış bir ac sinyal elde etmek için optik kesicinin frekansı 13 Hz olarak seçilmiştir. Optik kesicinin analog ıkışımdan elde edilen 13 Hz değerindeki ac referans sinyali DBP sisteminde kullanılan 3 adet “Lock-in Amplifier”ın referans sinyal girişine bağlanmıştır.

Monokromatör sisteminden çıkan ac ışık demetinin ışık akısı dalga boyuna göre değişiklik göstermektedir. Bu nedenle monokromatör sisteminden çıkan ac ışığın ışık akısını kayıt edebilmek için ac ışık demeti yolu üzerine gelen ışığın %10’luk kısmını ayıran bir ışık bölücü (beam splitter) yerleştirilmiştir. Işık bölücü aracılığı ile ana ışık demetinden ayrılan zayıf ac ışık demeti bir mercek aracılığı ile bir Pyroelektrik detektör üzerine odaklanır. Pyroelektrik detektörün üzerine odaklanan ac ışık Pyroelektrik detektörlerin uçları arasında (ac ışık demetinin frekansı ile aynı frekanslı) ac gerilim oluşturur. Pyroelektrik detektörün çıkışı optik kesici tarafından 13 Hz frekansa sahip referans sinyali ile beslenen Stanford Reseach System marka SR830 model bir adet kilitlemeli yükseltece (Lock-in Amplifier) bağlanarak ac ışık demetinin ışık akısı dalga boyuna göre kayıt edilmiş olur. Işık bölücüden geçen ana ac ışık demeti Kriostat içerisinde bakır malzeme tutucu üzerine yerleştirilmiş ince film silisyum malzemenin üzerine bir mercek yardımı ile düşürülür. Yukarıda Şekil 2.21.’de elektriksel kontak geometrisi belirtilen ince film silisyum malzemenin kontakları arasına uygulanan sabit dc gerilimi altında hem dc ışık demeti hem de ac ışık demeti mevcut iken ac tek renk ışığın enerjisi değiştirilerek ac fotoiletkenlik spektrumu kayıt altına alınır.

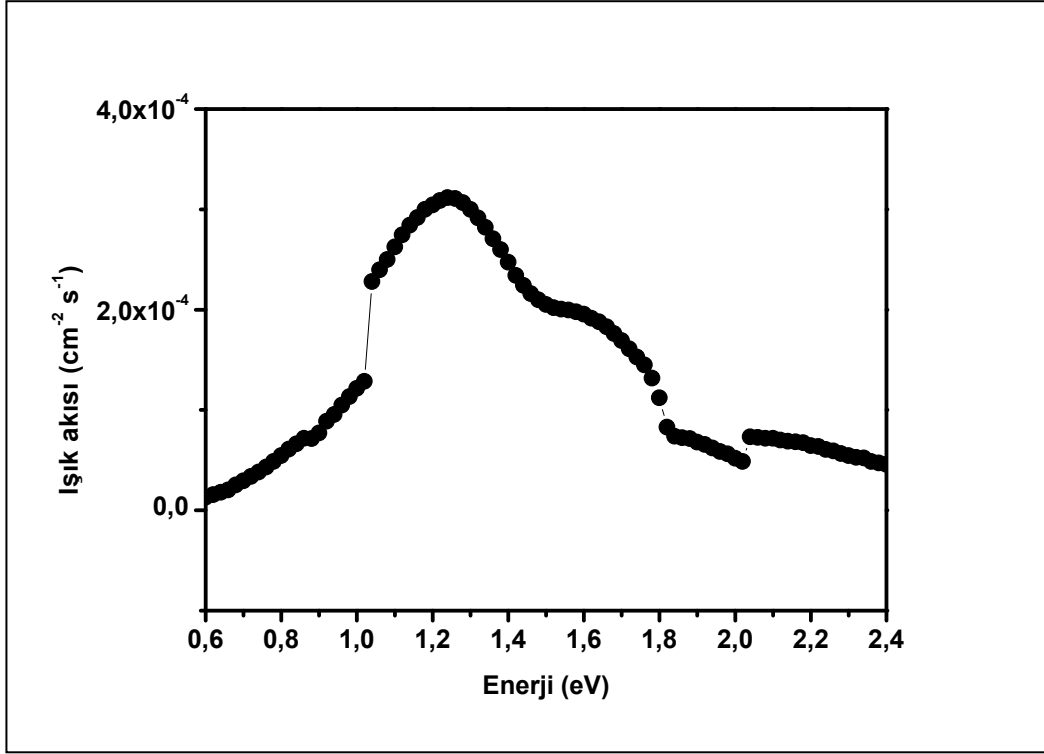
Literatürdeki çalışmalarda kullanılan DBP sistemlerinde incelenen malzeme laboratuvar atmosferinde ve sadece oda sıcaklığında karakterize edilmektedir. Bu tez kapsamında geliştirilen DBP sistemi “*Geliştirilmiş DBP Sistemi*” olarak tanımlanmakta ve literatürde kullanılan muadillerine kıyasla incelenen malzemeler

ac ışık yolu üzerine sabitlenmiş bir adet yüksek vakumlu Kriostat içinde yerleştirilmiştir. Sıvı azot hazneli Lakeshore VPF 475 model Kriostat bir adet mikrometrik “labjack” üzerine sabitlenmiştir. Bu sayede Kriostat mikro metrik olarak x-y-z doğrultularında hareket ettirilerek ac ışık demetinin çok hassas bir şekilde bakır malzeme tutucu üzerine sabitlenmiş ince film silisyum malzeme üzerine düşürülmesi sağlanır. İncelenecek malzemelerin herhangi bir gaz ortamından ve laboratuvar atmosferinden etkilenmeden incelenebilmesi için mutlaka yüksek vakum ortamının oluşturulması gerekir. Bu amaç için Lakeshore VPF 470 model Kriostat girişi vakum vanaları ve hortumları ile Pfeiffer Marka TMH 071P model Turbo Moleküler Vakum İstasyonuna bağlanmıştır. Bu pompa sistemi ile Kriostat içindeki basınç seviyesi 1000 mBar seviyesinden $1-2 \times 10^{-6}$ mBar seviyesine düşmektedir. Bu basınç seviyesindeki vakum “yüksek vakum seviyesi” olarak tanımlanmaktadır. Kriostat içindeki basıncı ölçmek için Pfeiffer marka PKR 255 model Pirani tipi basınç ölçer vakum hattına bağlanmıştır.

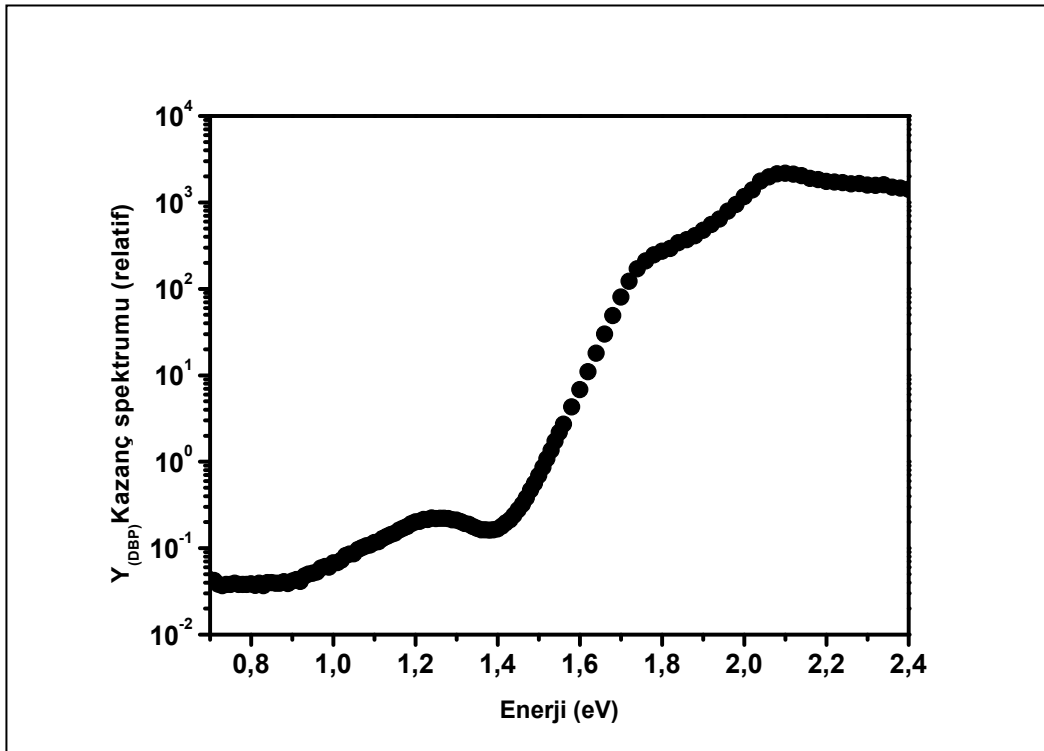
Kriostat içindeki bir bakır malzeme tutucunun içine sabitlenmiş direnç tipi bir ısıtıcı Lake Shore 331 model sıcaklık kontrol ünitesi aracılığı ile ısıtılıp istenen sıcaklık değerinde sabit sıcaklıkta tutulması sağlanmaktadır. Bakır tutucunun sıcaklığı Sıcaklık Kontrol Ünitesine bağlı bir adet Si pn-eklem tipi sıcaklık sensörü ile kontrol edilmektedir. Ayrıca, incelenen malzemenin sıcaklığını daha doğru bir şekilde kayıt etmek için cam üzerine sabitlenmiş Pt100 direnç tipi sıcaklık sensörü bakır tutucu üzerine malzemenin hemen yanına yapıştırılmıştır. Pt100 tipi sıcaklık sensörü de Sıcaklık Kontrol Ünitesine bağlanmıştır. İncelenen malzemenin 300K sıcaklığında yüksek vakum altında karanlık ve foto iletkenlik bulgularını elde etmek için malzemenin paralele metal kontaklarına sabit dc gerilimi Agilent marka E3649A model dc güç kaynağı ile uygulanmaktadır. Elde edilen karanlık ve dc ışık altındaki dc akım değerleri bir adet Keithley marka 6524 Elektrometre ile kayıt altına alınır.

DBP yönteminde ise incelenecek malzemenin sabit dc gerilimi altında iken hem dc ışık demeti hem de tek renk ac ışık demeti malzemenin kontakları arasına düşürülür. Malzemenin bir kontağına bağlı BNC tipi akım kablosu son derece düşük seviyedeki ac fotoakımı kayıt etmek için önce Signal Recovery marka 5182 Model akım/gerilim önyükselticiye (Current/Voltage Preamplifier) bağlanır Önyükselticide ac fotoakım

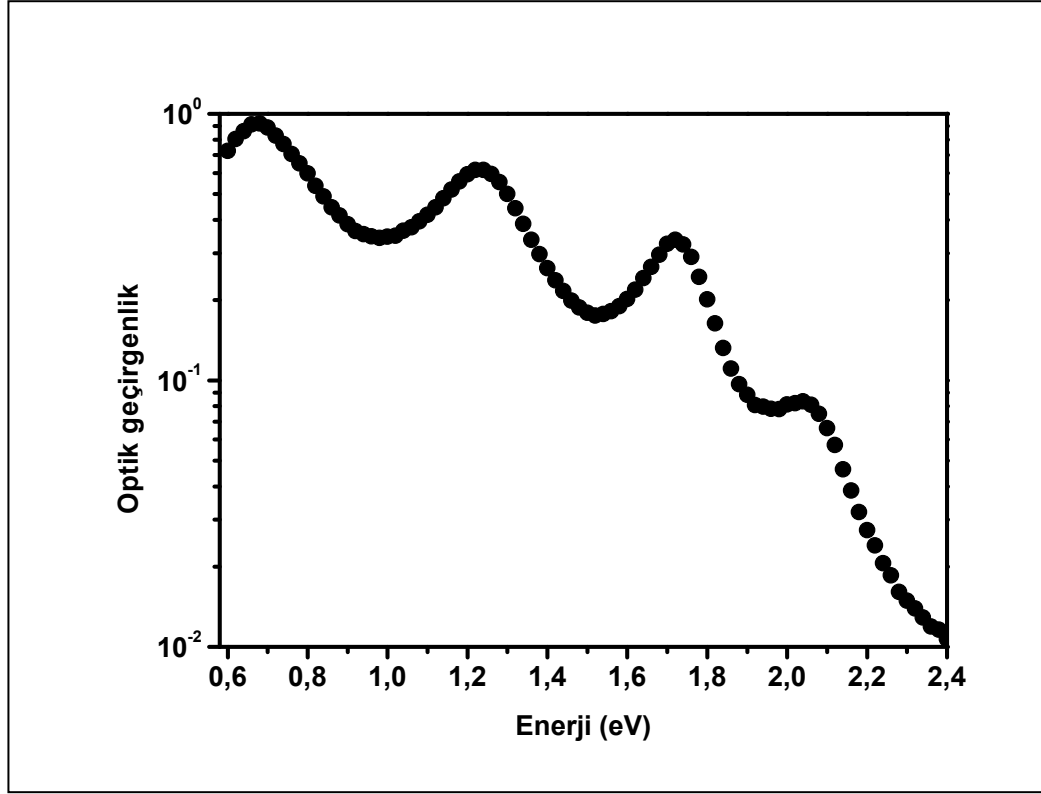
ac gerilime çevrilir ve yükseltilir. Yükseltilmiş ac foto gerilim sinyali Optik kesicinin frekası 13 Hz referans frekansı ile beslenen ikinci Stanford Research System marka 830 model Kilitlemeli Yükselticiye bağlanır. Tek renk ışığın enerjisi 2,5 eV ile 0,5 eV arasında 0,02 eV adımlarla değiştirilerek her enerji değerine karşılık gelen foto gerilim kayıt altına alınır. Tek renk ışığın ışık akısı değişken olduğundan elde edilen foto gelim değerleri aynı anda pyroelektrik detektörden elde edilen ışık akısına bölünerek Y_{DBP} yani ışık akısından bağımsız DBP kazanç değerleri hesaplanır. Bakır malzeme tutucu üzerine Şekil 2.25.'deki gibi sabitlenmiş incelenen ince film silisyum malzemedede soğurulmadan geçen tek renk ışık demeti örnek tutucunun arkasına yerleştirilmiş olan bir mercek aracılığı ile ikinci bir Pyroelektrik detektörün üzerine düşürülür. Pyroelektrik detektörün uçları arasında elde edilen ac gerilim sinyali Optik kesicinin 13 Hz referans frekansı ile beslenen üçüncü bir Stanford Research Systems marka 830 model Kilitlemeli Yükselticiye bağlanarak ac ışık demetinin enerjisine bağlı olarak incelenen malzemenin optik geçirgenlik bulguları kayıt edilir. Daha sonra birinci pyroelektrik detektörden aynı anda kayıt edilen ışık akısı spektrumuna bölünerek incelenen malzemenin relatif optik geçirgenlik spektrumu elde edilir. Böylece monokromatör çıkışından gelen ac ışık demetinin ışık akısı, ac ışığın silisyum malzemedede soğurulması ile oluşan ac foto akım (gerilime çevrilmiş hali) ve silisyum malzemededen soğurulmadan geçen ac optik geçirgenlik bulguları tek renk ışığın enerjisine bağlı olarak üç farklı Kilitlemeli Yükseltici tarafından aynı anda kayıt edilir. Şekil 2.33. – Şekil 2.35.'de bu tezde incelenen bir malzeme için sırası ile ışık akısı spektrumu, Y_{DBP} kazanç spektrumu ve optik geçirgenlik spektrumları gösterilmiştir.



Şekil 2.33. DBP sistemi ile elde edilen ışık akısı spektrumu



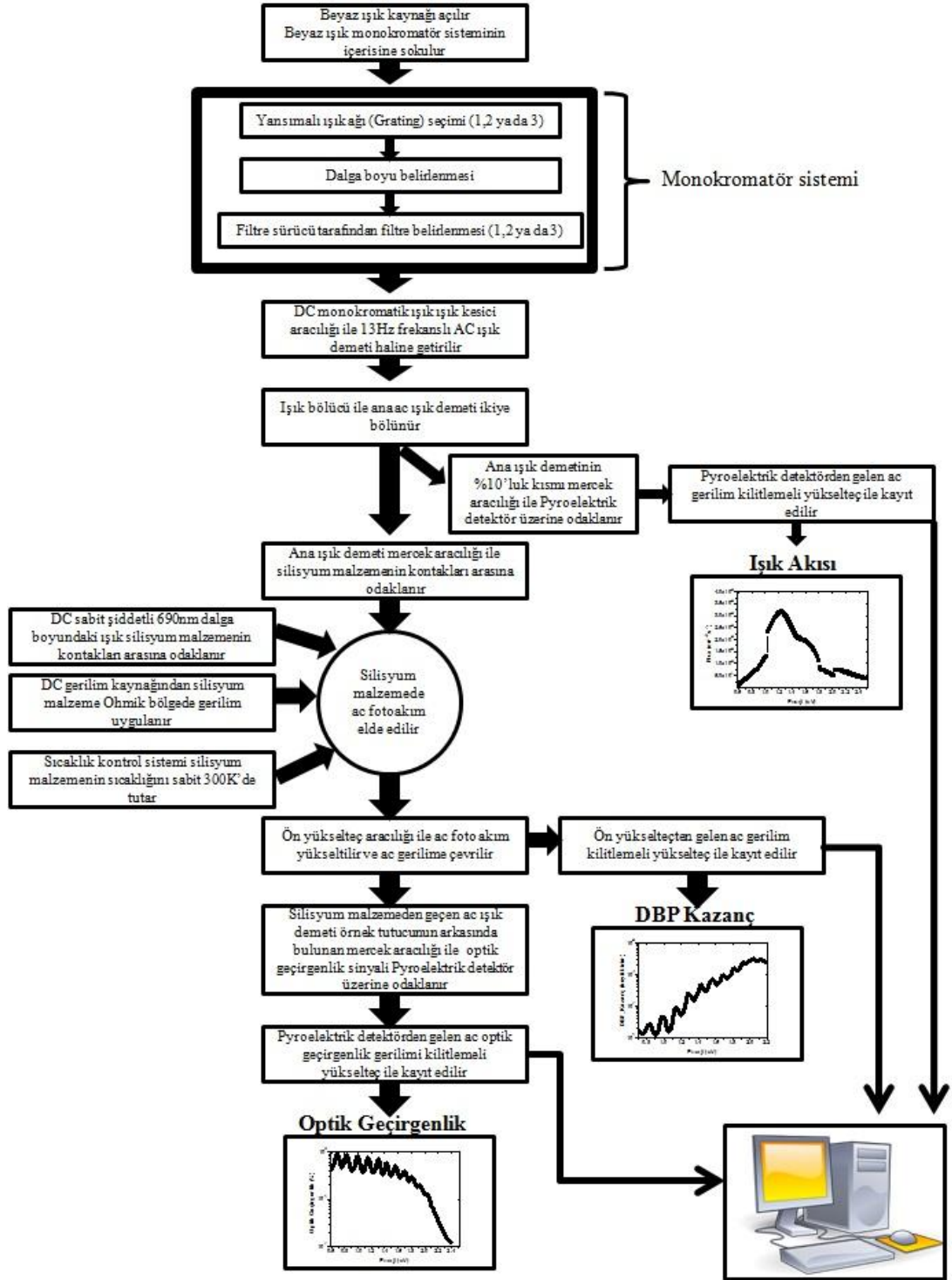
Şekil 2.34. DBP sistemi ile elde edilen DBP kazanç spektrumu



Şekil 2.35. DBP sistemi ile elde edilen optik geçirgenlik spektrumu

DBP ölçüm programı çalıştırılmadan önce sistemin el ile (manuel) ilk ayarlarının yapılması gerekmektedir. Bu ayarlardan ilki ışık kesicinin (chopper) belirlenen frekansa ayarlanması ve sabitlenmesidir. İkincisi malzemenin kontakları arasında Ohmik bölgede belirlenen gerilimin uygulanmasıdır. Üçüncüsü ac ışık demetinin malzemenin kontakları arasına homojen bir şekilde düşürülmesidir. Burada önemli olan hem DBP sinyalinin hem de optik geçirgenlik sinyalinin en yüksek değere ulaştığı bölgenin hassas bir şekilde belirlenmesi gerekmektedir. Dördüncü ayar dc ışık demetinin malzemenin kontakları arasına homojen bir şekilde düşürülmesidir. Ac ışık demetinde olduğu gibi dc ışık demeti de hassas bir şekilde en yüksek dc fotoakımın elde edildiği pozisyonun belirlenmesi gerekmektedir. El ile yapılan ayarların tamamlanmasının ardından operatör DBP ölçüm programını çalıştırır. DBP ölçüm programının akış diyagramı Şekil 2.36.'da detaylı olarak gösterilmiştir. DBP ölçüm programına operatör tarafından malzemeye ait bilgilerin girilmesinin ardından programın başlangıç enerji değeri ve DBP ölçümlerinin gerçekleştirileceği enerji

adımları girilmektedir. Başlangıç enerji değerinin girilmesi ile program otomatik olarak yansımali ışık ağı (grating) ve filtreleri ayarlar. Belirlenen enerji değerine ulaşan DBP programı operatörün kilitlemeli yükselteçlerin (Lock-in Amplifiers) tepki sürelerini (Time constant) ve gerilim hassasiyetlerini (Sensitivity) ayarlanması için otomatik olarak durur. Operatör kilitlemeli yükselteçlerin ayarlarını el ile yapmasının ardından programı kaldığı yerden başlatır. İlk enerji değeri için sistemin 5 zaman sabiti kadar beklemesinden sonra ışık akısı değeri, ac fotoiletkenlik değeri ve optik geçirgenlik değeri kilitlemeli yükselteçler tarafından eş zamanlı olarak okunur ve bilgisayara gönderilir. İlk enerji değerine belirlenmiş olan enerji adımı eklenir ve yeni enerji değeri belirlenir. Belirlenen enerji değeri monokromatöre gönderilir. Monokromatör yansımali ışık ağını, filtreleri ayarlar ve istenilen enerji değerindeki ışık demetini malzemeye gönderir. Monokromatör ayarlarını yaptıktan sonra sistemin kararlı hale gelebilmesi için 5 zaman sabiti kadar süresi beklenir ve ölçümler tekrarlanır. Bu işlem başlangıç enerji değerinden bitiş enerji değerine kadar bütün spektrum için uygulanır. Bütün spektrum için kilitlemeli yükselticilerden elde edilen değerler enerjiye karşılık Şekil 2.33. - Şekil 2.35.'de olduğu gibi çizdirilir.



Şekil 2.36. Silisyum film malzemelerin optiksel özellikleri için kullanılan İki Demetli Fotoiletkenlik ölçüm sisteminin akış diyagramı

DBP sisteminde kullanılan sabit şiddetli dc ışık demeti sabit ışık şiddetine sahip beyaz ışık kaynağı önüne 690 nm “band-pass” filtre koyularak elde edilmektedir.

Band-pass filtre koyularak elde edilen 690 nm dalga boyundaki ışık demetinin kullanılmasının sebebi incelenen ince film silisyum malzeme içinde yeterince yüksek sabit bir fotoiletkenlik yaratmak içindir. DBP ölçümleri boyunca sürekli dc kırmızı ışık ile aydınlatılan malzemenin kuvazi Fermi seviyeleri sabitlenmiş olarak kalmaktadır. Aynı anda malzemenin kontakları üzerine düşürülen tek renk ac ışık demetinin elektron-boşluk yaratma hızı, $g(h\nu)$, dc ışık kaynağının yarattığı elektron-boşluk yaratma hızında, G , son derece küçüktür. Bundan dolayı DBP ölçümleri boyunca ac foto akımı oluşturan elektronların $\mu\tau$ -çarpımı değişmezdir. Deneyin başından sonuna kadar tek renk ışığın enerjisi adım adım değiştirilirken dc ışık şiddeti ile aydınlatılan malzemeden elde edilen ac foto akımın eş zamanlı ölçülen gelen ışığın ışık akısına bölünmesi ile DBP kazanç spektrumu, Y_{DBP} , elde edilir. DBP sisteminde ölçülen ac fotoiletkenlik $\sigma_{ph}(ac)(h\nu)$ parametresi tek renk ışığın enerjisinin bir fonksiyonu olarak kaydedilir. Mikrokristal silisyum malzemeler elektronların baskın olduğu iletkenlik tipine sahip olduklarından tek renk ışığın oluşturduğu ac fotoiletkenlik ifadesi aşağıdaki gibi ifade edilir;

$$\sigma_{ph}(ac)(h\nu) = q\mu_n n \quad (2.19)$$

Bu denklemden “n” ac ışık kaynağı ile yaratılan fazlalık elektron yoğunluğunu belirtir ve ac ışık kaynağının oluşturduğu elektron – boşluk yaratma hızına, $g_n(h\nu)$, bağlıdır;

$$n = \tau_n g_n(h\nu) \quad (2.20)$$

Sonuç olarak Denklem 2.16 Denklem 2.19’da yerine konursa;

$$\sigma_{ph}(ac)(h\nu) = q\mu_n \tau_n g_n(h\nu) \quad (2.21)$$

elde edilir. Denklem 2.21’deki $g_n(h\nu)$ ac ışık demetinin elektron–boşluk yaratma hızının ayrıntılı ifadesi ise aşağıdaki gibi verilmektedir;

$$g_n(h\nu) = \frac{F_{ac}(h\nu)(1-R(h\nu))(1-e^{-\alpha(h\nu)t})}{t} \quad (2.22)$$

Burada $F(h\nu)$ ac ışığın ışık akısını, $\alpha(h\nu)$ optik soğurma katsayısını, $R(h\nu)$ film yüzeyinden yansıma katsayısını ve t malzemenin kalınlığını ifade etmektedir. Denklem 2.22’de $at \ll 1$ koşulunda $e^{-\alpha t}$ ifadesi seriye açılılarak sadeleştirme yapıldığında ac fotoiletkenlik ifadesi aşağıdaki gibi elde edilir;

$$\sigma_{ph}(ac)(h\nu) = q\mu_n\tau_n \frac{F_{ac}(h\nu)(1-R(h\nu))(1-e^{-\alpha(h\nu)t})}{t} = q\mu_n\tau_n F_{ac}(h\nu)(1-R(h\nu))\alpha(h\nu) \quad (2.23)$$

Elde edilen ac fotoiletkenlik denklemi tek renk ışığın ışık akısına bölünürse, ışık akısından bağımsız olarak DBP kazanç spektrumu, Y_{DBP} , aşağıdaki gibi elde edilir. Görsel olarak da bir malzemeye ait Y_{DBP} spektrumu Şekil 2.31.’de gösterilmiştir.

$$\frac{\sigma_{ph}(ac)(h\nu)}{F_{ac}(h\nu)} = Y_{DBP}(h\nu) \quad (2.24)$$

Denklem 2.24 daha açık yazılıp detaylı incelenirse;

$$Y_{DBP}(h\nu) = q\mu_n\tau_n(1-R(h\nu))\alpha(h\nu) = C\alpha(h\nu) \quad (2.25)$$

burada C sabit katsayısı ise

$$C = q\mu_n\tau_n(1-R(h\nu)) \quad (2.26)$$

şeklinde ifade edilir.

Bu bölümün ilk kısmında da anlatıldığı gibi sabit dc ışığın oluşturduğu elektron–boşluk yaratma hızı G ac ışığın oluşturduğu elektron–boşluk yaratma hızından, $g(h\nu)$, çok çok büyük olmalıdır. Ancak bu koşul sağlanırsa Denklem 2.25 deki $\mu_n\tau_n$ çarpımı deney boyunca sabit kalır. Denklem 2.25’de $\mu_n\tau_n$ sabit olduğundan ve DBP ölçümünü yapıldığı bütün spektrumda $R(h\nu)$ sabit kalan bir değer olduğundan C katsayısı sabit olur. Ancak bu koşullar oluşturulduğunda DBP kazanç spektrumu Y_{DBP} optik soğurma katsayısı $\alpha(h\nu)$ spektrumu ile orantılı olur ve $C\alpha(h\nu)=Y_{DBP}$ şeklindedir. DBP ölçüm sistemi kendi başına relatif bir yöntemdir ve mutlak optik soğurma katsayısını ifade etmez. 2004 yılına kadar araştırmacılar DBP sistemi ile

elde edilen optik soğurma katsayısı ölçümlerinde klasik yaklaşımı kullanmışlardır. Klasik yaklaşımda yüksek enerji bölgesinde belirlenen tek bir enerji için optik geçirgenlik ve yansıma değerlerinin ölçülmüş ve bu değerler kullanılarak mutlak optik soğurma katsayısı spektrumu hesaplanmıştır. Y_{DBP} değeri belirlenen optik soğurma katsayısına normalize edilerek bir normalizasyon katsayısı belirlenmiş ve bu normalizasyon katsayısı bütün spektrum için Y_{DBP} 'ye uygulanarak optik soğurma katsayısı spektrumu elde edilmiştir. Ancak 2004 yılında Göktaş ve çalışma arkadaşlarının “Gelişmiş DBP sistemi” ile yapmış oldukları ölçümlerde Ritter-Weiser denklemi kullanılarak mutlak optik soğurma katsayısını dolaylı olarak hesaplamıştır. Gelişmiş DBP sisteminde malzeme üzerine düşen ışık akısı, malzemeden geçen optik geçirgenlik ve malzemede oluşan Y_{DBP} verileri Ritter-Weiser denkleminde kullanılarak optik soğurma katsayısı mutlak olarak hesaplanmıştır. Aşağıdaki bölümde “Gelişmiş DBP sistemi” kullanılarak elde edilen verilerin analizinden mutlak optik soğurma katsayısının hesapları ayrıntılı olarak anlatılmaktadır.

2.4.5. Mutlak optik soğurma katsayısı spektrumunun hesaplanması-Ritter-Weisser yöntemi

Bu bölümde DBP yöntemi kullanılarak girişim saçaklarından arındırılmış optik soğurma katsayısı spektrumu $\alpha(h\nu)$ elde edilebilmesi için gerekli olan hesaplamalar anlatılmaktadır. Literatürde önceki çalışmalarda kullanılan “Geleneksel DBP Yönteminde” relatif Y_{DBP} spektrumları ikinci bir yöntem ile elde edilen mutlak optik soğurma katsayısı spektrumuna yüksek enerji bölgesinde normalize edilerek düşük enerjilere kadar mutlak optik soğurma katsayısı spektrumu elde edilmiştir. Bu tez kapsamında geliştirilen “Geliştirilmiş DBP Yönteminde” ise incelenen ince film malzemeye ait eş zamanlı olarak elde edilen girişim saçakları ihtiva eden Y_{DBP} ve optik geçirgenlik, T , spektrumları kullanılarak girişim saçaksız mutlak optik soğurma katsayısı spektrumu, $\alpha(h\nu)$, elde edilmektedir. İkinci bir yöntem ile elde edilen mutlak optik soğurma katsayısına gerek olmadan malzemenin optik soğurma katsayısı spektrumu 0,6 eV ile 2,5 eV arasında doğrudan elde edilmektedir.

İncelenen malzeme üzerine gelen bir ışık demeti optiksel olarak 3 etki oluşturur. Bunlar gelen ışık demetinin bir kısmının yansıması, R (reflectance), gelen ışık demetinin bir kısmının malzeme içinde soğurulması, A (absorbance), ve malzeme içine gelen ışık demetinin soğurulmadan geçen kısmının oluşturduğu optik geçirgenlik, T, spektrumudur. Bu üçünün toplamı aşağıdaki denklemde belirtildiği gibi gelen ışık demetinin tamamını oluşturmaktadır.

$$A + R + T = 1 \quad (2.27)$$

DBP yöntemi ile elde edilen $Y_{DBP}(h\nu)$, ve $T(h\nu)$ spektrumlarından mutlak optik soğurma katsayısı spektrumunu elde edebilmek için öncelikli olarak Y_{DBP} ve T spektrumlarının mutlak skalaya yerleştirilmeleri gerekir. $T(h\nu)$ mutlak skalaya yerleştirilebilmesi için düşük enerjilerde silisyum ince film malzemenin neredeyse tamamen optik geçirgen enerji değerlerinde elde edilen optik geçirgenlik spektrumu sadece cam taban malzemenin optik geçirgenlik değerine eşit olur. Bu değer ise cam taban malzemenin kırılma indisi tarafından belirlendiği aşağıdaki denklem ile belirlenir;

$$T_{\max} = \frac{2n_s}{n_s^2 + 1} \quad (2.28)$$

Burada cam taban malzemenin kırılma indisi n_s yerine 1,5 yazılırsa $T_{\max}=0,92$ olarak elde edilir. DBP ölçümlerinden elde edilen optik geçirgenlik spektrumunun düşük enerji bölgesindeki en son tepe değeri 0,92 değerine normalize edilerek optik geçirgenlik spektrumu mutlak skalada elde edilir. Bir sonraki adım $Y_{DBP}(h\nu)$ spektrumunun mutlak skalaya oturtulmasıdır. Bunun için optik geçirgenliğin neredeyse sıfır olduğu ($T \approx 0,05$) belirlenen yüksek enerji değerinde ince film malzemenin ön yüzeyinden yansıma katsayısının literatürde hemen hemen sabit bir değerde olduğu $R \approx 0,41$ değerini kullanarak Denklem 2.27'de yerine konulursa;

$$Y_{DBP}(E)_{(mutlak)} = 1 - R(E) - T(E)_{(mutlak)} \quad (2.29)$$

elde edilir. Tek enerji değerinde gerçekleştirilen bu normalizasyon işlemi ile elde edilmiş olan Y_{DBP} kazanç spektrumu mutlak skalaya oturtulmuş soğurma spektrumudur.

Homojen bir malzeme üzerinde A/T oranı kullanılarak girişim saçaklarından arındırılmış optik soğurma katsayısı spektrumu ilk defa Ritter ve Weisser tarafından hesaplanmıştır (Ritter ve Weiser, 1986). Ritter-Weisser optik denklemlerin analizinde; optik geçirgenlik T ve optik yansımaya R aşağıdaki gibi ifade edilmektedir;

$$T = \frac{(1 - R_1)(1 - R_2)(1 + \frac{k^2}{n^2})}{\exp(\alpha t) + R_1 R_2 \exp(-\alpha t) - 2\sqrt{R_1 R_2} \cos(2\beta - \delta_1 - \delta_2)} \quad (2.30)$$

$$R = \frac{R_1 \exp(\alpha t) + R_2 \exp(-\alpha t) - 2\sqrt{R_1 R_2} \cos(2\beta + \delta_1 - \delta_2)}{\exp(\alpha t) + R_1 R_2 \exp(-\alpha t) - 2\sqrt{R_1 R_2} \cos(2\beta - \delta_1 - \delta_2)} \quad (2.31)$$

Bu denklemlerde α optik soğurma katsayısı, n incelenen malzemenin kırılma indisi, n_s cam taban malzemenin kırılma indisi, R_1 ve R_2 sırası ile film ile hava ve film ile taban malzeme arasındaki yansımaya katsayıları, t filmin kalınlığı, “extinction” katsayısı $k = \lambda\alpha/4\pi$, faz açısı $\beta = 2\pi n t/\lambda$, λ gelen ışığın dalga boyu ve δ kompleks Fernel katsayısının fazıdır Bu denklemleri kullanarak elde edilen A/T denklemi ise aşağıdaki gibi elde edilmiştir;

$$\frac{A}{T} = \frac{\exp(\alpha t) - R_2 \exp(-\alpha t) - (1 - R_2)(1 + \frac{k^2}{n^2})}{(1 - R_2)(1 + \frac{k^2}{n^2})} - \frac{4\sqrt{R_1 R_2} \sin(\delta_1)}{(1 - R_1)(1 - R_2)(1 + \frac{k^2}{n^2})} \sin(2\beta - \delta_2) \quad (2.32)$$

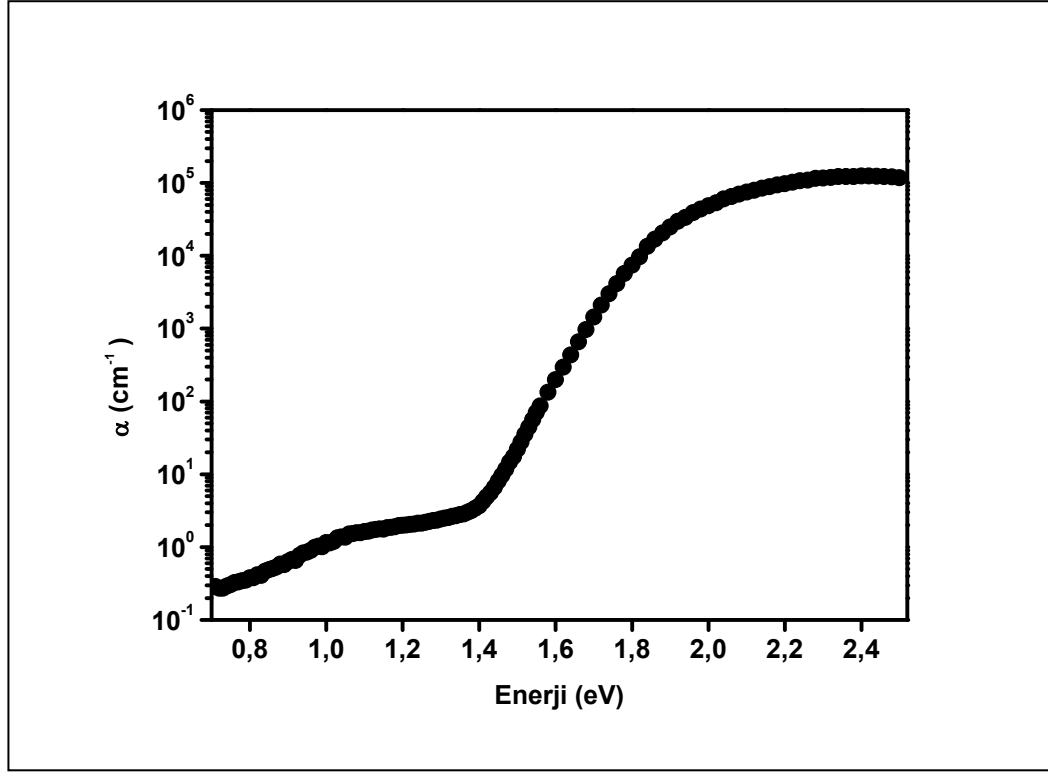
Denklem 2.32'deki birinci terimin ikinci terime oranı hesaplandığında burada $\lambda = d = 1 \mu\text{m}$, $n = 3,5$ (film kırılma indisi), $n_s = 1,5$ (cam kırılma indisi) ve $\alpha t \ll 1$ koşulu altında bu oran 66 olarak bulunmuştur. Yani bu koşullar altında ikinci terim birinci terimin yanında ihmal edilebilir durumdadır. Ayrıca ilk terimde k^2/n^2 ifadesi ihmal edildiğinde Denklem 2.32 aşağıdaki gibi daha basit bir şekle indirgenir;

$$\alpha t = \ln 0.5 \left[(1 - R_2) \left(1 + \frac{A}{T} \right) + \left[(1 - R_2)^2 \left(1 + \frac{A}{T} \right)^2 + 4R_2 \right]^{1/2} \right] \quad (2.33)$$

Denklem 2.33'de t ve R_2 değerleri sabit olduğundan optik soğurma katsayısını hesaplamak için yapılması gereken tek şey A/T oranını DBP ölçümlerinden elde edilen değerler ile yer değiştirmektir. Bu tezde kullanılan DBP sisteminden elde edilen Y_{DBP} kazanç spektrumunun optik soğurma katsayısı spektrumu ile doğru orantılı olduğu Denklem 2.25 ile gösterilmiştir. Dolayısıyla Y_{DBP} spektrumu aynı zamanda mutlak A soğurma spektrumu ile de doğru orantılıdır. Denklem 2.32'da belirtildiği gibi hesaplanmış $Y_{DBP}(\text{mutlak})$ spektrumunu Denklem 2.33'de A soğurma spektrumu yerine ve T yerine mutlak skalaya yerleştirilmiş optik geçirgenlik spektrumu $T(\text{mutlak})$ yerleştirilirse mutlak optik soğurma katsayısı spektrumu, $\alpha(h\nu)$, enerjiye bağlı olarak aşağıdaki denklem ile hesaplanabilir;

$$\alpha(h\nu) = \frac{1}{t} \left[\ln(0.5) \left[(1 - R_2) \left(1 + \frac{Y_{DBP}(h\nu)}{T(h\nu)} \right) + \left[(1 - R_2)^2 \left(1 + \frac{Y_{DBP}(h\nu)}{T(h\nu)} \right)^2 + 4R_2 \right]^{1/2} \right] \right] \quad (2.34)$$

Şekil 2.34. ve 2.35.'de gösterilen Y_{DBP} kazanç spektrumu ve optik geçirgenlik spektrumu kullanılarak yukarıdaki Denklem 2.34 yardımı ile hesaplanan optik soğurma katsayısı spektrumu $\alpha(h\nu)$ Şekil 2.37.'de gösterilmiştir. Şekil 2.37.'den de görüldüğü gibi hesaplanan girişim saçaksız $\alpha(h\nu)$ spektrumu literatürde yayımlanan benzer malzemelerin spektrumları ile uyumludur.



Şekil 2.37. Bu tezde incelenen bir malzemeye ait Ritter-Weisser denklemi ile hesaplanan enerjiye bağlı mutlak soğurma katsayısı spektrumu

2.5. İnce Film Silisyum Malzemelerde Metastabilite/İnstabilite Etkilerinin Yaratılması İşlemi

Mikrokristal silisyum ince film malzemelerin atmosferik gazları ve oksijen gazına maruz bırakıldıklarında iletkenlik değerlerinde değişim (artış ya da azalış) olduğu rapor edilmiştir (Brüggemann ve Souffi, 2006; Dylla, Finger ve Carius, 2003; Finger, Carius, ve diğerleri, 2003; Persheyev ve diğerleri, 2005; Smirnov ve diğerleri, 2006; Smirnov, Reynolds, Main, ve diğerleri, 2004; Souffi, Bauer ve Brüggemann, 2006; Veprek ve diğerleri, 1983; Veprek, Iqbal, Oswald ve Webb, 1981). Literatürde yayımlanmış olan bu makalelerin büyük bir çoğunluğunda malzemelerin hangi koşullarda atmosferik gazlara maruz bırakıldığı detaylı olarak belirtilmemiştir. Literatürde yakın tarih içerisinde yapılmış olan çalışmalarda malzemelerin maruz kaldıkları atmosferik koşullar daha detaylı bilgiler içermektedir (Güneş, Turan, ve diğerleri, 2010; Mehmet Günes ve diğerleri, 2012, 2014; G. Yılmaz ve diğerleri,

2010; Gökhan Yılmaz ve diğerleri, 2014). Tezin bu kısmında ince ve kalın mikrokristal silisyum malzemelerin atmosferik gazlardan kaynaklı ortaya çıkan metastabilite ve instabilite etkilerinin yarattığı iletkenlik değerlerindeki değişimleri tanımlayabilmek için malzemeler kontrollü ve kontrolsüz olarak belirli gaz ortamlarında bırakılmıştır. Malzemelerin maruz bırakıldıkları bu koşullar sırası ile kontrolsüz bir şekilde laboratuvar atmosferine kısa ve uzun süreli bırakılması ile gerçekleştirilmiştir. Bunun aksine, malzemeler yüksek vakumlu Kriostat içinde yüksek saflıkta oksijen gazında bekletilerek gerçekleştirilmiştir. Yaratılan metastabilite/instabilite etkilerinin ısı işlem ile nasıl ortadan kaldırıldığını tanımlayan işlemler aşağıda ayrıntısı ile açıklanmıştır.

2.5.1. Laboratuvar Atmosferine Yaratılan Metastabilite/İnstabilite Etkileri

İnce film silisyum malzemelerin VHF-PECVD sisteminde üretimlerinden sonra yapısal karakterizasyonları tamamlanmıştır. Bu işlemin ardından malzemeler özel kutuları içinde karanlıkta, oda sıcaklığında ve laboratuvarında bulunan metal dolaplar içerisinde kısa süreli (12 aydan az) ve uzun süreli (2-3 yıl) bekletilmiştir. Bu işlem tamamıyla kontrolsüz bir şekilde gerçekleşmektedir. Günlük ve mevsimlik sıcaklık, nem ve basınç dalgalanmaları dikkate alınmadan metastabilite etkileri malzemede oluşmaktadır. Laboratuvar atmosferine belirli süre maruz bırakılan malzemeler daha sonra kriostat içerisine yerleştirilerek vakum altında zamana bağlı karanlık iletkenlik ölçümleri gerçekleştirilmiş ve karanlık iletkenlik değerlerinin sabitlendiği (yani kararlı durumun olduğu) zaman diliminde karanlık iletkenlik, fotoiletkenlik ve DBP ölçümleri gerçekleştirilmiştir. Laboratuvar atmosferinden kaynaklı oluşan iletkenlik değişimlerinin yüksek vakum ortamında incelenmesinin ardından vakum ortamı bozulmadan malzemeler 440 K'de ısı işlemine tabi tutulmuştur. Isı işlem sonrasında elde edilen iletkenlik değişimlerinden laboratuvar atmosferinde yaratılan metastabilite (geri dönüşümlü) ve/veya instabilite (geri dönüşümsüz) etkileri belirlenmiştir.

2.5.2. Yüksek Saflıkta Oksijen Gazı Atmosferinde Yaratılan Metastabilite/İnstabilite Etkileri

İnce film silisyum malzemelerin kriostat içerisinde yüksek vakumda gerçekleştirilen ısıtma işleminin ardından 300 K'de karanlık iletkenlik, fotoiletkenlik ve DBP ölçümlerinin tamamlanmasından sonra, eş zamanlı olarak vakum pompa bağlantısının vanası kapatılıp, oksijen tankının vanası açılarak kriostat içi yüksek saflıkta oksijen gazı ile doldurulur ve aynı anda zamana bağlı karanlık iletkenlik ölçüm programı çalıştırılır. Literatürdeki çalışmalarda oksijen gazına maruz bırakılan mikrokristal silisyum malzemelerde daha etkin metastabilite/instabilite etkilerinin yaratılması işlemi için malzemelerin 353 K'e ısıtıldığı rapor edilmiştir (Finger, Carius, ve diğerleri, 2003). Bu nedenle, bu tezde incelenen kalın ve ince mikrokristal silisyum malzemelerin oksijen gazı içinde bekletme işlemi 353 K sabit sıcaklığında ve pozitif gaz basıncı altında gerçekleştirilmiştir. Yüksek saflıktaki oksijen gazı içerisinde karanlık iletkenlik değerleri zamana bağlı olarak kayıt altına alınarak oksijen gazının malzemeler üzerinde oluşturduğu iletkenlik değişimi gerçek zaman skalasında gözlenmiştir. 353 K'de oksijen gazı içerisinde karanlık iletkenlik bulgularının sabitlendiği zaman diliminde malzemeler 353 K den oda sıcaklığına (300 K) dakikada 2 K hızı ile soğutulmuştur. 300 K'de oksijen gazı içerisinde zamana bağlı karanlık iletkenlik ölçümleri kayıt edilmeye devam edilmiş ve karanlık iletkenlik değerlerinin sabitlendiği sürenin sonunda malzemenin oksijen gazı içerisinde karanlık iletkenlik, fotoiletkenlik ve DBP ölçümleri gerçekleştirilmiştir.

Oksijen gazı içerisinde oluşan metastabilite etkilerinin yarattığı elektronik değişimler aynı ölçüm yöntemleri ile detaylı bir şekilde incelendikten sonra 300K'de eş zamanlı olarak zamana bağlı karanlık iletkenlik ölçüm programı ile vakum pompası çalıştırılmış ve malzemeler vakuma alınırken malzemelerde oluşan karanlık iletkenlik değişimi kayıt altına alınmıştır. Yüksek vakum altında 300K'de karanlık iletkenlik değerlerinin sabitlendiği sürenin sonunda karanlık iletkenlik, fotoiletkenlik ve DBP ölçümleri gerçekleştirilmiştir. Literatürde ilk defa Brueggeman ve arkadaşları (Brüggemann ve Souffi, 2006) tarafından belirtilen vakum işleminin ölçümlere olan etkisi, daha sonra diğer araştırmacılar tarafından da dikkate alınarak

metastabilite etkileri incelenmiştir (Cansever ve diğerleri, 2014; Mehmet Günes ve diğerleri, 2012, 2014; G. Yılmaz ve diğerleri, 2010; Gökhan Yılmaz ve diğerleri, 2014). Bu nedenle, bu tez çalışmasında ilk defa oksijen gazı ve laboratuvar atmosferinde yaratılan metastabilite etkilerinin karakterizasyonu hem vakum ortamında hem de laboratuvar atmosferinde gerçekleştirilerek yaratılan etkilerin doğru bir şekilde kayıt edilip literatüre kazandırılması sağlanmıştır. Yüksek saflıktaki oksijen gazından kaynaklı oluşan etkilerin 300 K sıcaklığında ve vakum ortamında belirlenmesinin ardından vakum ortamı bozulmadan malzemeler ısıtılma tabii tutulmuştur. Isıtılma uygulaması ardından malzemeler tekrar vakum ortamında ve 300 K’de incelenerek oksijen gazının yarattığı metastabilite (geri dönüşümlü) ve instabilite (geri dönüşümsüz) etkileri aynı deneysel yöntemlerden elde edilen bulgular karşılaştırılarak tayin edilmiştir. Oda sıcaklığında ısıtılma uygulanmış durumları karanlık iletkenlik, fotoiletkenlik ve DBP yöntemleri ile belirlenmiştir.

2.5.3. Isıtılma Yöntemi

Kalın ve ince mikrokristal silisyum malzemeler laboratuvar atmosferinde uzun ve kısa süreli bekletmeleri sonunda yüksek vakum ortamında incelendikten sonra, vakum ortamı kırılmadan 300 K’den 430 K’e kadar dakikada 2 K sıcaklık artışı olacak şekilde ısıtılmış ve her 10 K’de karanlık iletkenlik değerleri kayıt edilmektedir. Malzemeler 430 K’e ulaştıklarında zamana bağlı karanlık iletkenlik programı çalıştırılarak 430 K’de malzemelerde oluşan karanlık iletkenlik değişimi kayıt altına alınmıştır. 430 K’de karanlık iletkenlik bulgularının sabitlendiği sürenin sonunda malzemeler 430 K’den 300 K’e kadar dakikada 2 K hızı ile soğutulmuştur. 300 K oda sıcaklığında tekrara zamana bağlı karanlık iletkenlik ölçüm programı çalıştırılarak malzemenin karanlık iletkenlik bulgularının “kararlı-duruma” eriştiği karanlık iletkenlik bulgularının sabitlenmesi ile tespit edilir. 300 K’de tekrar aynı deneysel yöntemlerle incelenen malzemelerin deneysel bulguları “Isıtılma-1” olarak tanımlanmıştır. Daha sonra gerçekleştirilen oksijen gazı altındaki kontrollü metastabilite/instabilite etkilerinin yaratılmasından sonraki ısıtılma işlemleri ise “Isıtılma-2” olarak adlandırılacaktır. Isıtılma işlemleri sonrasındaki malzemenin sahip olduğu

elektronik ve optoelektronik özellikler 300 K'de yüksek vakum ortamında gerçekleştirilen karanlık iletkenlik, fotoiletkenlik ve DBP ölçümleri ile kayıt altına alınıp malzemelerin metastabilite etkileri altında sahip olduğu özelliklere ait deneysel bulgularla karşılaştırılmıştır.

3. DENEYSEL BULGULAR

3.1. Giriş

Bu bölümde VHF-PECVD yöntemi ile amorf fazdan yüksek kristal hacim oranına kadar geniş spektrumda kristal hacim oranına sahip katkısız olarak üretilmiş kalın ($1 > \mu\text{m}$) $\mu\text{c-Si:H}$ film malzemelerin uzun süre laboratuvar atmosferinde ve yüksek saflıkta oksijen gazı altında bekletme sonucu yaratılan metastabilite (geri dönüşümlü) ve/veya instabilite (geri dönüşümsüz) etkileri yüksek vakumda 430 K'de gerçekleştirilen ısıtma işlem öncesi ve sonrası uygulanan, sırası ile zamana ve sıcaklığa bağlı karanlık iletkenlik, fotoiletkenlik, ve iki demetli fotoiletkenlik(DBP) yöntemleri ile belirlenmiştir. Bölümün son kısmında ise, ince (300 nm) $\mu\text{c-Si:H}$ film malzemelerin aynı koşullar altında incelenmesi sonucu elde edilen bulgular özetlenerek kalın ve ince $\mu\text{c-Si:H}$ film malzemelerde yaratılan metastabilite ve/veya instabilite etkilerinin doğası anlaşılmasına çalışılmıştır.

3.2. Kalın Malzemelerde Laboratuvar Atmosferinde Oluşan Elektronik Değişimler Sonucu Elde Edilen Deneysel Bulgular

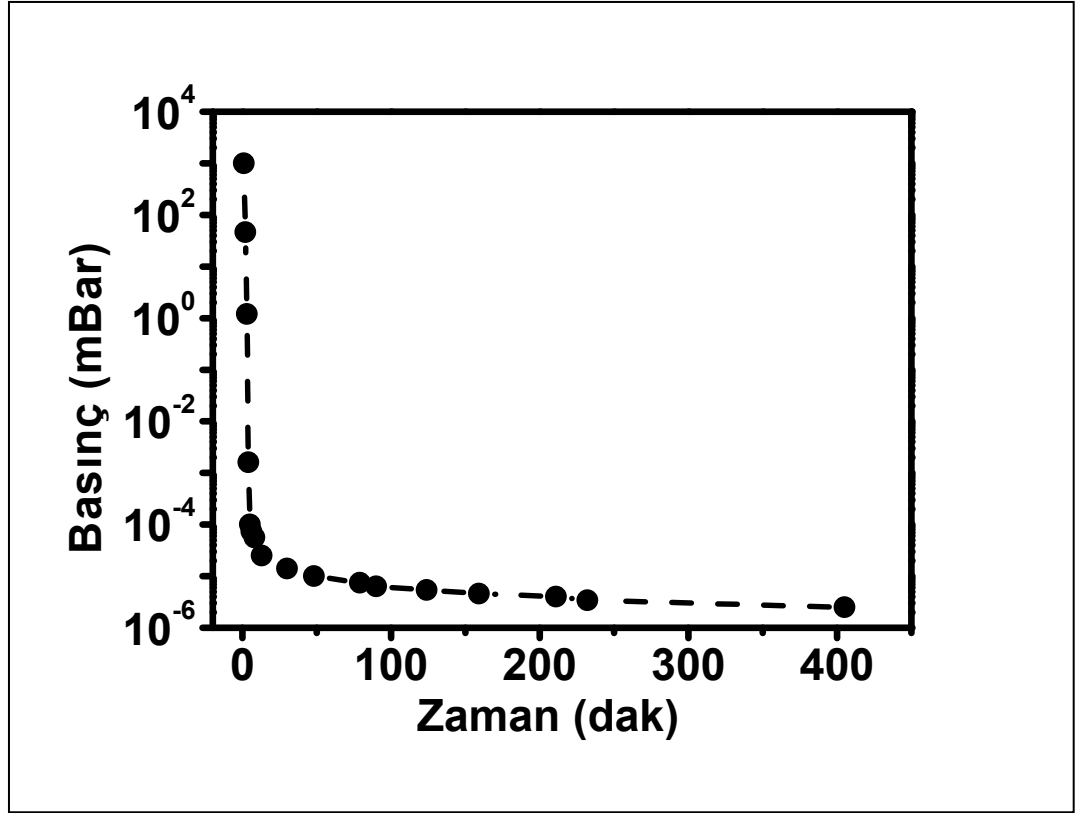
Bu bölümün ilk kısmında uzun süre laboratuvar atmosferinde bekletilmiş kalın ($>1 \mu\text{m}$) $\mu\text{c-Si:H}$ film malzemelerin ısıtma işlem öncesi ve sonrası elde edilen zamana ve sıcaklığa bağlı karanlık öziletkenlik, ışık şiddetine bağlı foto öziletkenlik ve iki demetli fotoiletkenlik yöntemi ile elde edilen optik soğurma katsayısı spektrum bulguları sunulmuştur.

3.2.1. Karanlık öziletkenlik bulguları

Mikrokristal silisyum film malzemelerde atmosfer gazlarının yarattığı ciddi karanlık iletkenlik artışı veya azalmalarının “yüksek vakumlu kararlı durum yöntemleri” ile incelenmesi sırasında dikkatli olunması gerektiğini ilk defa 2006 yılında ortaya koyan R. Brueggemann, vakumun oluşması sırasında da karanlık öziletkenlik bulgularının birkaç mertebe arttığını göstermiştir (Brüggemann ve Souffi, 2006). Bu nedenle, bu tezde kullanılan “vakumlu kararlı durum deneysel yöntemleri” öncesinde incelenen malzemelerin elektronik olarak kararlı duruma erişip erişmedikleri zamana bağlı karanlık öziletkenlik bulguları bilgisayar kontrollü yazılım programı ile kayıt edilerek belirlenmiştir. Karanlık öziletkenlik bulgularının sabitlendiği zaman skalasından sonra sıcaklığa bağlı karanlık öziletkenlik, ışık şiddetine bağlı foto öziletkenlik ve DBP yöntemleri uygulanmıştır. Elde edilen bulguları sırası ile aşağıda ayrıntılı bir şekilde sunulmuştur.

Kararlı durum deneysel yöntemlerde kullanılan JANIS marka VPF 475 model Kriostat içinde vakum ortamının zamana bağlı basınç değişimleri Şekil 3.1.’de gösterilmiştir. 300 K oda sıcaklığında gerçekleştirilen deneylerde 10^{-6} mbar vakum ortamının gerçekleşmesi için gereken zaman dilimi Şekil 3.1.’de gösterildiği gibi 100 dakika civarındadır ve bu vakum değerleri “yüksek vakum” ölçütlerinde sınıflandırılmaktadır. Uzun süre (yaklaşık 2 yıl) laboratuvar atmosferine maruz bırakılan kalın $\mu\text{-Si:H}$ film malzemelerin ısıl işlem öncesi ve sonrası Ohmik dc gerilimi altında 300 K oda sıcaklığında vakumda kaydedilen zamana bağlı karanlık öziletkenlik bulguları sırası ile Şekil 3.2., Şekil 3.3. ve Şekil 3.4.’de gösterilmiştir. Kristal hacim oranı $I_C^{RS} = 0,86$ ve $0,69$ olan yüksek kristalli kalın $\mu\text{-Si:H}$ malzemelerin zamana bağlı karanlık öziletkenlik bulguları sırası ile Şekil 3.2.a ve Şekil 3.2.b’de gösterilmiştir. Isıl işlem öncesinde ve sonrasında karanlık öziletkenlik bulgularında literatürde belirtildiği gibi zamanla çok ciddi değişim olmamasına rağmen birkaç kat değişim gözlenebilmektedir. Grafiklerin iç kısmında ise paralel metal kontakların Ohmik özelliğini gösteren iletkenlik, $G = I/V$, değerlerine karşı dc gerilimi gösterilmiştir. Deney sırasında uygulanan dc gerilimi ok işareti ile belirtilmiştir. Şekil 3.2.a ve Şekil 3.2.b’den görüldüğü gibi, yüksek kristalli kalın

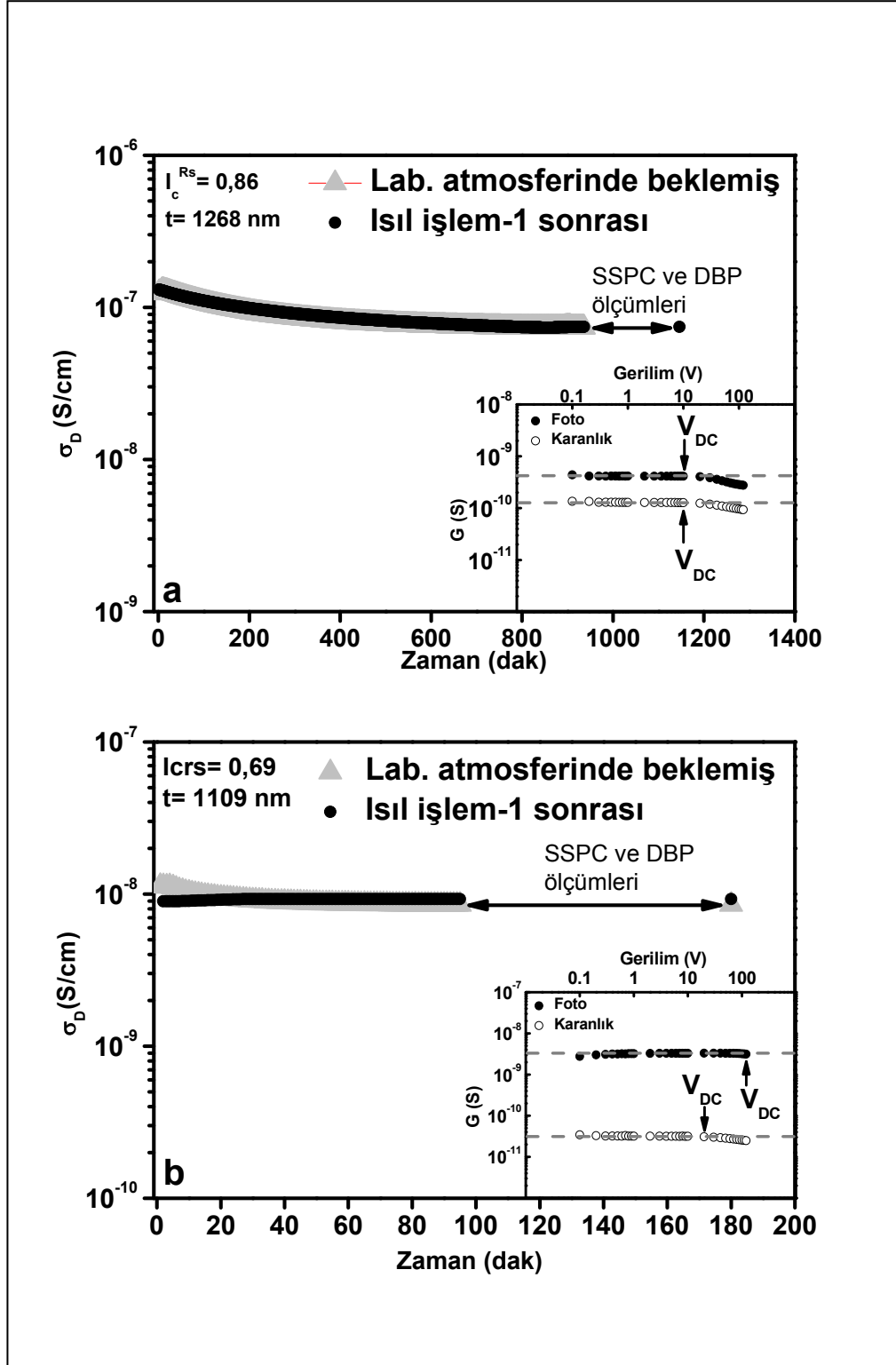
malzemelerin uzun süre laboratuvar atmosferine maruz kalmış durum ve ısıtma işlem sonrası 300 K'de elde edilen zamana bağlı karanlık iletkenlik bulguları arasında kayda değer bir azalma veya artmanın olmadığı görülmektedir. Bu nedenle kalın yüksek kristalli malzemelerde yaratılan kayda değer metastabilite etkisi olmadığı açıktır. Şekil 3.3.a ve Şekil 3.3.b'de kristal fazdan amorf faza geçiş bölgesi olarak tanımlanan büyütme koşullarında büyütülmüş olan, sırası ile $I_C^{RS} = 0,52$ ve $I_C^{RS} = 0,40$ orta kristalli mikrokristal silisyum malzemelerin ısıtma işlem öncesi ve sonrası zamana bağlı karanlık iletkenlik bulguları sunulmuştur. Her iki malzemenin de 300K sıcaklığındaki kararlı durumda elde edilen karanlık iletkenlik bulgularının hemen



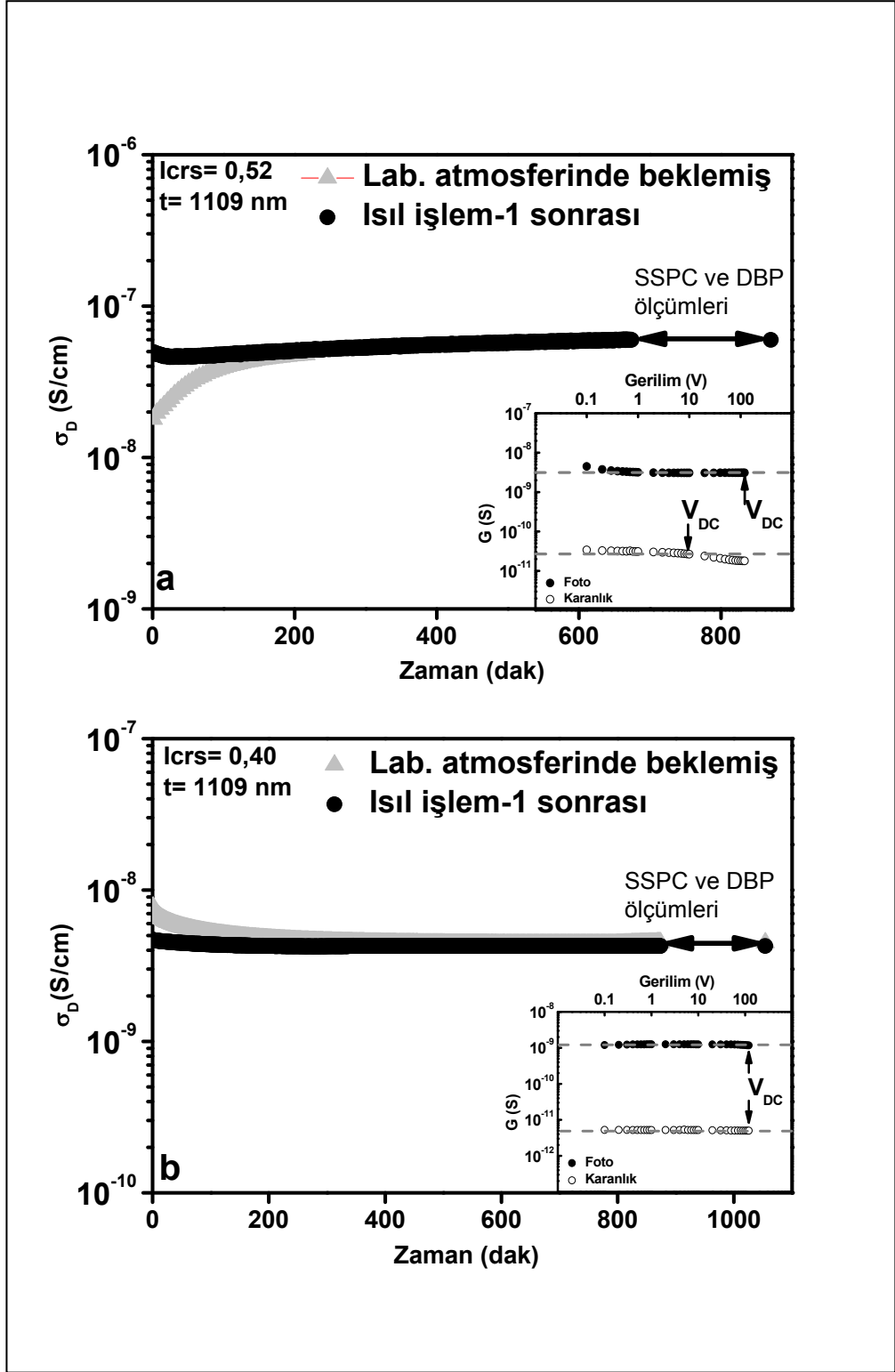
Şekil 3.1. Turbo moleküler pompanın laboratuvar atmosferinden yüksek vakum ortamına geçerken zamana bağlı basınç değişim grafiği

hemen üst üste örtüştüğü, yüksek kristalli kalın malzemeler gibi uzun süreli laboratuvar atmosferinden kaynaklı bir metastabilite etkisi kazanmadığı görülmektedir.

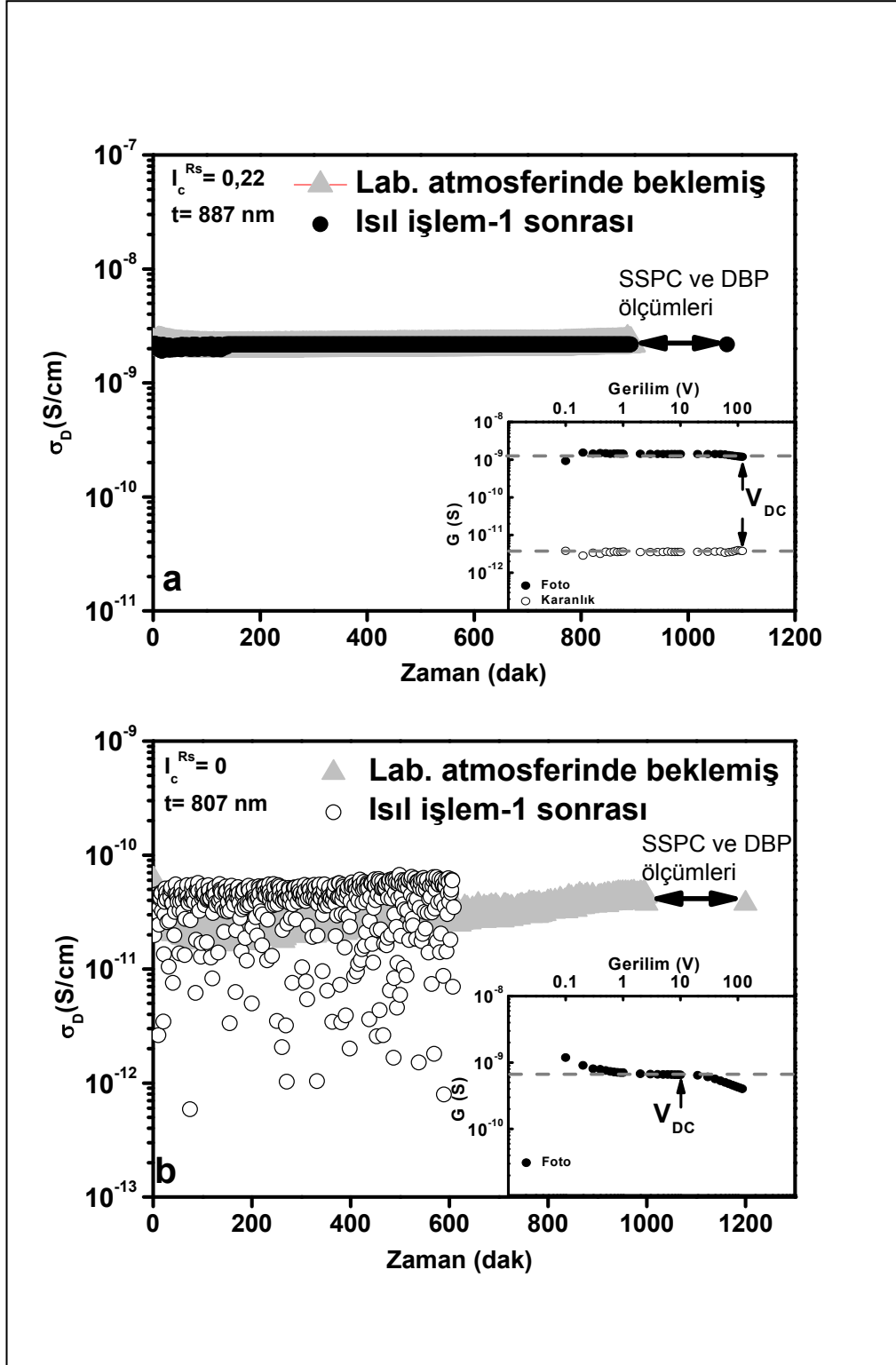
Son olarak, Şekil 3.4.a ve Şekil 3.4.b’de düşük kristalli ve sıfır kristalli amorf silisyum malzemelerin zamana bağlı karanlık öziletkenlik bulguları gösterilmiştir. Şekil 3.4.a’da görüleceği gibi %22 kristal hacim oranına sahip malzemenin ısı işlem öncesi ve sonrasında elde edilen karanlık öziletkenlik değerlerinde herhangi bir değişim oluşmamıştır. Şekil 3.4.b’de gösterilen sıfır kristalli kalın a-Si:H film malzemenin 300 K oda sıcaklığında karanlık akım değerlerinin ölçüm ekipmanlarının (elektrometre ve BNC bağlantı kabloları) elektronik gürültü sınırlarına yakındır. Bunun sonucunda 300 K’de Şekil 3.4.b’den de görüldüğü gibi karanlık öziletkenlik bulguları gürültülü bir şekilde kayıt edilebilmektedir. Amorf silisyum malzemenin ısı işlem öncesinde ve sonrasında karanlık öziletkenlik bulguları $3-5 \times 10^{-11}$ S/cm arasında üst üste örtüşmekte ve bu değer mikrokristal silisyum malzemelerden 4-5 mertebe daha düşüktür. Atmosfer gazlarından kaynaklı kayda değer bir azalma veya artma elde edilememiştir.



Şekil 3.2. Laboratuvar atmosferinde beklemiş yüksek kristalli, a) $I_c^{RS} = 0,86$ b) $I_c^{RS} = 0,69$, kristal hacim oranına sahip mikrokristal silisyum malzemelerin ısıtım öncesi ve sonrası zamana bağlı karanlık iletkenlik bulguları. İçteki grafikte metal kontaktların karanlık ve ışık altında Ohmik özelliğini belirten dc gerilimine karşılık iletkenlik değerleri gösterilmiştir.



Şekil 3.3. Laboratuvar atmosferinde beklemiş orta kristalli, a) $I_C^{RS} = 0,52$ b) $I_C^{RS} = 0,40$ kristal hacim oranına sahip mikrokristal silisyum malzemelerin ısı işlem öncesi ve sonrası zamana bağlı karanlık iletkenlik bulguları. İçteki grafikte metal kontaktların karanlık ve ışık altında Ohmik özelliğini belirten dc gerilimine karşılık iletkenlik değerleri gösterilmiştir.

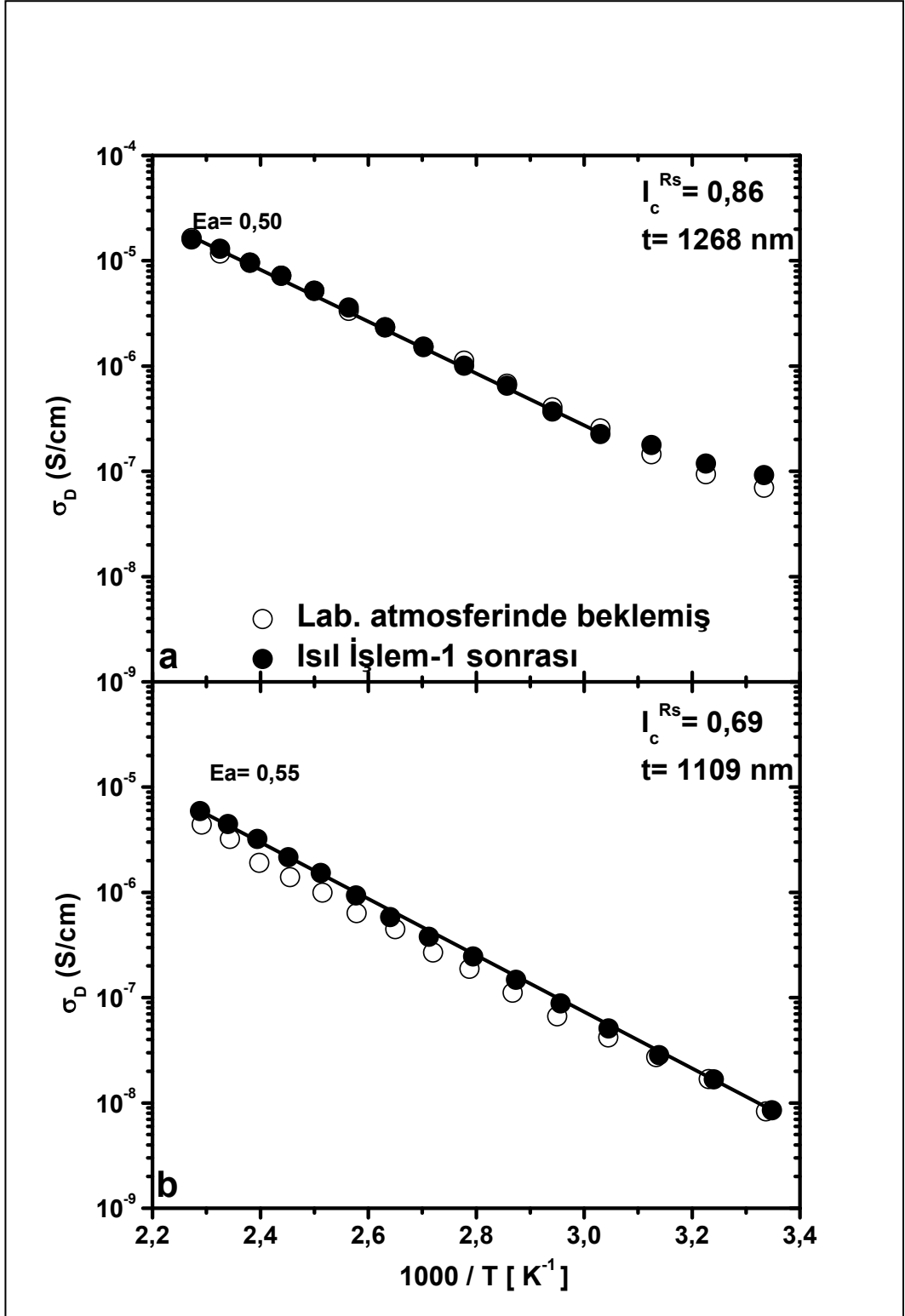


Şekil 3.4. Laboratuvar atmosferinde beklemiş düşük kristalli, a) $I_c^{RS} = 0,22$ b) $I_c^{RS} = 0$ kristal hacim oranına sahip mikrokristal ve amorf silisyum malzemelerin ısıtılma öncesi ve sonrası zamana bağlı karanlık iletkenlik bulguları. İçteki grafikte metal kontaktların karanlık ve ışık altında Ohmik özelliğini belirten dc gerilimine karşılık iletkenlik değerleri gösterilmiştir.

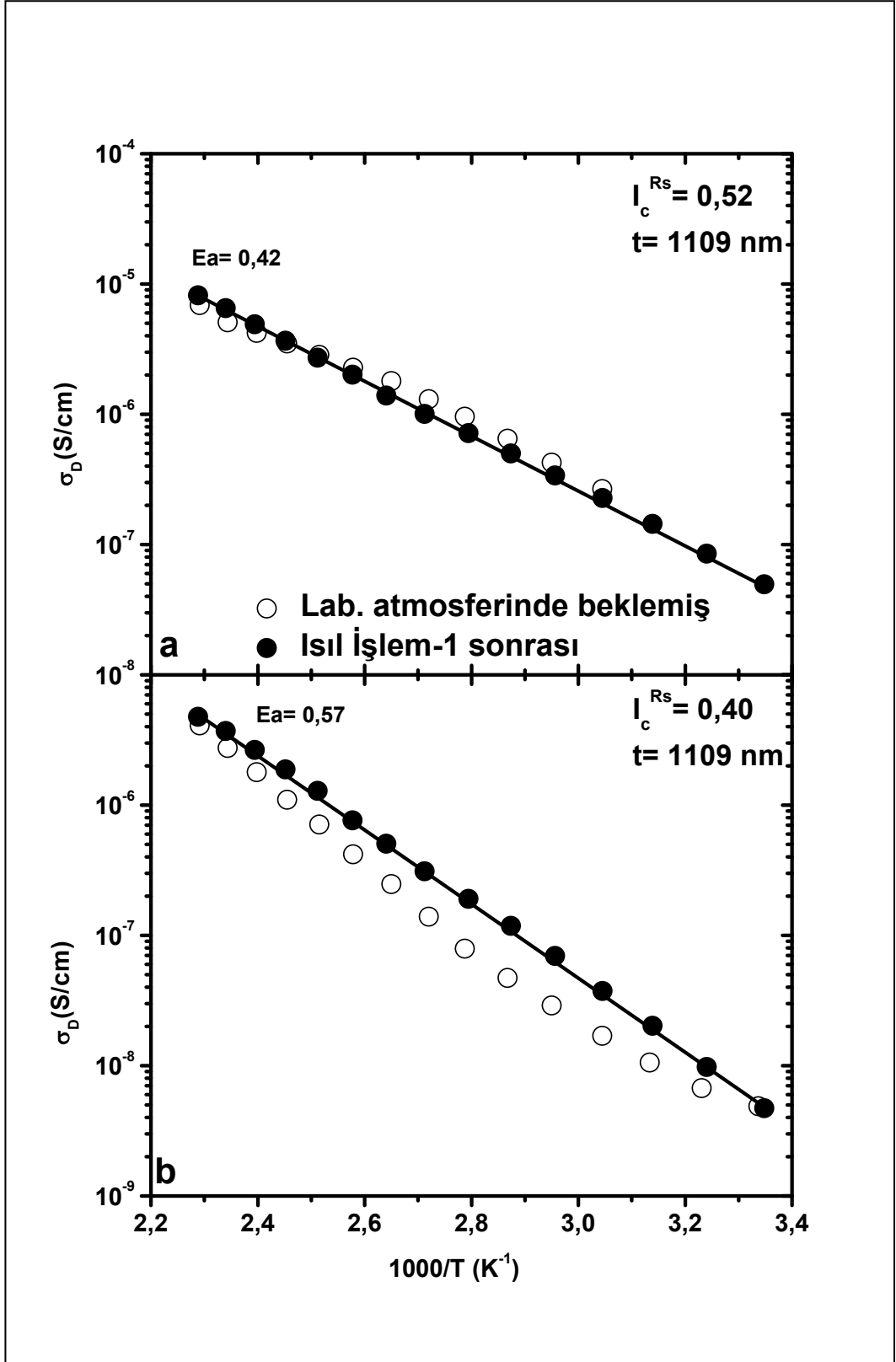
Laboratuvar atmosferine uzun süre maruz bırakılan malzemeler 300 K'de vakum ortamında kararlı duruma eriştikten sonra fotoiletkenlik ve DBP ölçümleri gerçekleştirilmiştir. Bu yöntemlerle elde edilen bulgular bir sonraki kısımda anlatılmıştır. Yüksek vakumda gerçekleştirilen bu ölçümlerin ardından malzemeler 430 K'e kadar 10 K sıcaklık aralıkları ile ısıtılarak karanlık akım değerleri kayıt edilip ısıl işleme tabi tutulmuştur. Malzemelerin ısıl işleme tabi tutulmasının sebebi malzemelerde laboratuvar atmosferinden kaynaklı oluşabilecek metastabilite etkilerinden arındırmak içindir. Malzemeler 430 K'e ulaştıktan sonra karanlık öziletkenlik değerleri zamana bağlı olarak kayıt altına alınmış ve karanlık öziletkenlik değerlerinin sabitlendiği zaman skalası belirlendikten sonra malzemeler 430 K'den 300 K'e kadar 10 K adımlarla soğutulularak karanlık akım bulguları kayıt altına alınmıştır. Sıcaklığa bağlı karanlık öziletkenlik değerlerinin yarı logaritmik grafiğinden elde edilen Arrhenius grafiğinin doğrusal olarak değiştiği ve bu doğrunun eğiminden de malzemenin aktivasyon enerjisi hesaplanmıştır. Şekil 3.5.a'da $I_C^{RS} = 0,86$ yüksek kristalli malzemenin sıcaklığa bağlı karanlık öziletkenlik grafiğinden aktivasyon enerjisi 0,50 eV olarak belirlenmiştir. Diğer $I_C^{RS} = 0,69$ kristal hacim oranına sahip yüksek kristalli malzemenin sıcaklığa bağlı karanlık öziletkenlik bulguları ise Şekil 3.5.b'de gösterilmiş ve doğrusal grafiğin eğiminden aktivasyon enerjisi 0,55 eV olarak hesaplanmıştır. Bu iki malzemenin de karanlık Fermi seviyesi E_F malzemenin yasak enerji aralığının ortasında bir enerji değerindedir, yani katkısız (intrinsik) iletkenlik özelliğine sahiptir. Ayrıca 300 K'deki karanlık öziletkenlik bulguları ısıl işlem öncesinde ve sonrasında üst üste oturmaktadır, atmosfer gazlarından kaynaklı herhangi bir metastabilite etkisinin oluşmadığı bulunmuştur.

Kristal fazdan amorf faza geçiş bölgesinde büyütülen orta kristalli malzemelerin sıcaklığa bağlı karanlık öziletkenlik bulguları Şekil 3.6.a ve 3.6.b'de özetlenmiştir. Her iki malzeme içinde Arrhenius grafikleri doğrusal olarak değişmekte ve Bölüm 2'de verilen 2.4 denkleminde uymaktadır. Doğrusal grafiğin eğiminden hesaplanan aktivasyon enerjisi, $E_a = E_C - E_F$, $I_C^{RS} = 0,52$ ve $I_C^{RS} = 0,40$ kristal hacim oranına sahip malzemeler için sırası ile 0,42 eV ve 0,57 eV olarak hesaplanmıştır. Bu iki malzemenin de Fermi seviyeleri yasak enerji aralığı ortalarında ve katkısız

(intrinsik) iletkenlik özelliğindedir. Isıl işlem öncesi ve sonrası elde edilen bulguların hemen hemen üst üste örtüşmelerinden dolayı atmosfer ortamında beklemelerinden dolayı herhangi bir kayda değer metastabilite etkisi kazanmamışlardır. 300 K oda sıcaklığındaki karanlık öziletkenlik bulguları Şekil 3.3.'de gösterilen bulgularla da uyumludur.



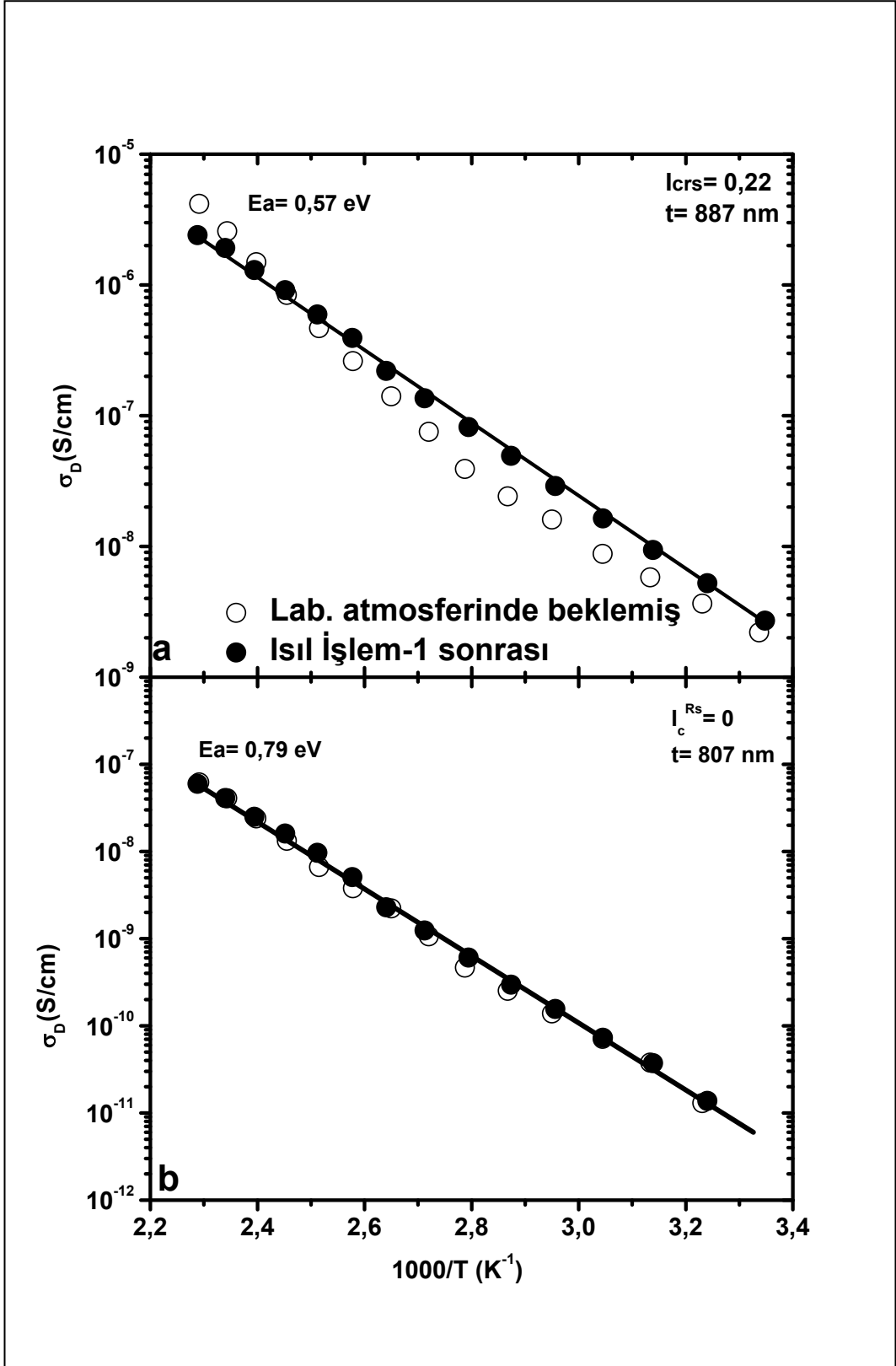
Şekil 3.5. a) $I_c^{RS} = 0,86$, b) $I_c^{RS} = 0,69$ kristal hacim oranına sahip kalın mikrokristal silisyum malzemelerin uzun süreli laboratuvar atmosferinde bekletildikten sonra sıcaklığa bağlı öziletkenlik bulguları



Şekil 3.6. a) $I_c^{RS} = 0,52$, b) $I_c^{RS} = 0,40$ kristal hacim oranına sahip kalın mikrokristal silisyum malzemelerin uzun süreli laboratuvar atmosferinde bekletildikten sonra sıcaklığa bağlı öziletkenlik bulguları

Son olarak, düşük kristalli ve sıfır kristalli amorf silisyum ince film malzemelerin sıcaklığa bağlı karanlık öziletkenlik bulguları Şekil 3.7.a ve 3.7.b’de sunulmuştur. Diğer malzemelerin bulguları gibi, bu iki malzemenin de doğrusal Arrhenius grafiğinin eğiminden hesaplanan aktivasyon enerjileri düşük kristalli malzeme için 0,57 eV ve amorf silisyum için 0,79 eV olarak hesaplanmıştır. Amorf silisyum malzemenin yasak enerji aralığının artmasından dolayı, katkısız olan bu malzemede Fermi seviyesi iletkenlik bandından 0,79 eV kadar bant ortasına kaymıştır, mikrokristal silisyum malzemelerden daha büyüktür. Düşük kristalli malzemenin de Fermi seviyesi 1,12 eV yasak enerji aralığına sahip mikrokristal silisyum malzemenin yasak enerji aralığı ortalarındadır. Yani katkısız, intrinsik iletkenlik özelliğindedir. Isıl işlem öncesi ve sonrası elde edilen bulgular üst üste birbirini takip etmiştir. Sonuç olarak düşük kristalli ve amorf silisyum kalın malzemeler atmosfer gazlarında uzun süre beklemleri sonunda kayda değer metastabilite etkilerine sahip olmadığı belirlenmiştir.

Bu tez çalışmasında incelenen kalın mikrokristal silisyum malzemelerin sıcaklığa bağlı karanlık öziletkenlik çevrimleri literatürde yayımlanmış bulgularla karşılaştırıldığında atmosfer gazlarından kaynaklı herhangi bir karanlık öziletkenlik artışı veya azalması gözlenmemiştir. Finger ve arkadaşları tarafından ilk defa 2003 yılında atmosfer gazlarının 300 nm kalınlıklarındaki ince malzemelerde yarattığı metastabilite etkisi sonucu yüksek kristalli (Tip I olarak tanımlanmış) malzemelerde karanlık öziletkenlik bulguları birkaç mertebe azalırken, orta kristalli, “compact” (Tip II olarak tanımlanmış) malzemelerde ise karanlık öziletkenlik bulguları aşırı artmaktadır. Bu tezde incelenen her iki sınıftaki kalın mikrokristal silisyum malzemelerde ise karanlık öziletkenlik bulgularında kayda değer bir değişim gözlenmemiştir.



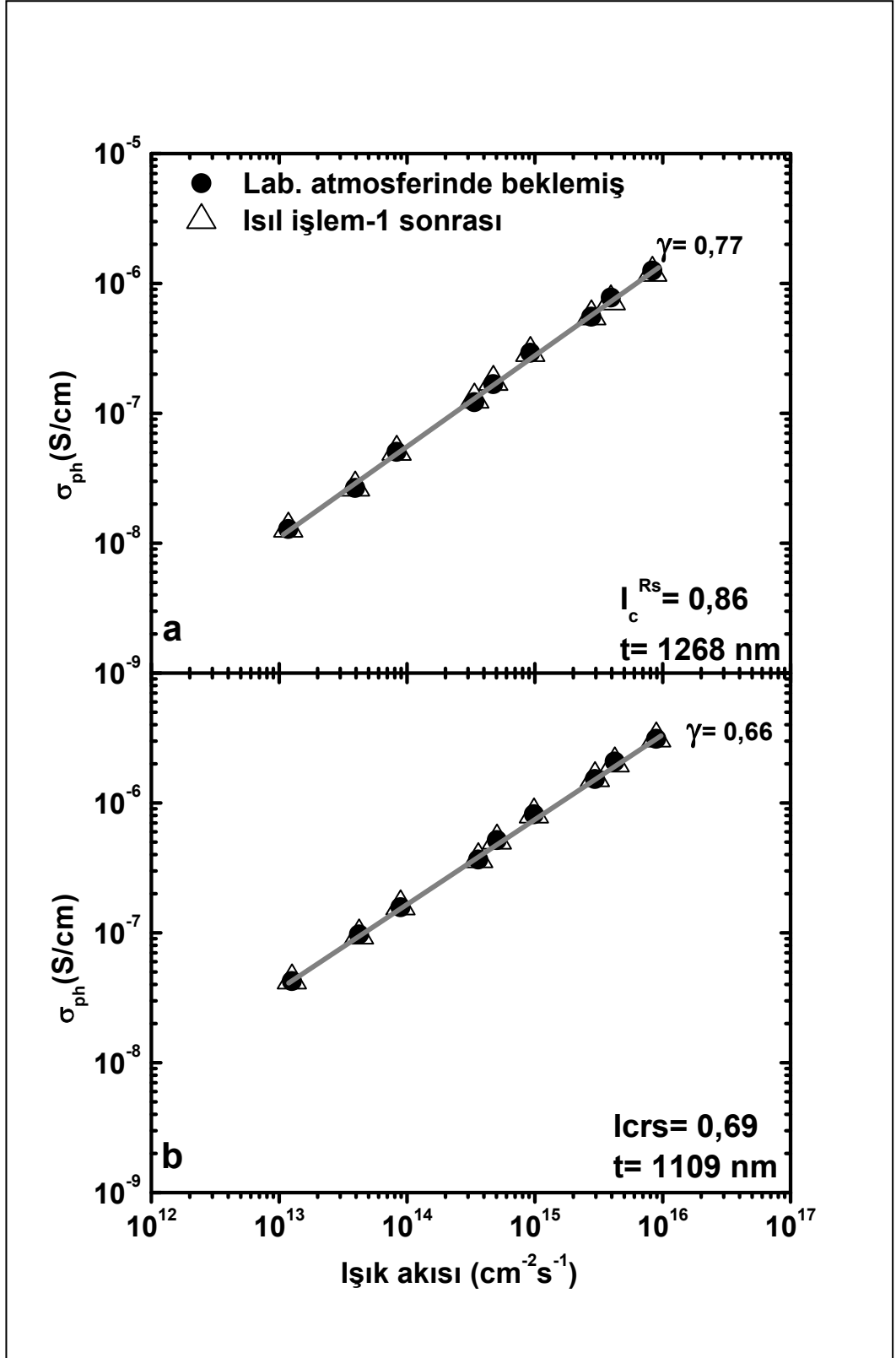
Şekil 3.7. a) $I_C^{RS} = 0,22$, b) $I_C^{RS} = 0$ kristal hacim oranına sahip kalın mikrokristal ve amorf silisyum malzemelerin uzun süreli laboratuvar atmosferinde bekletildikten sonra sıcaklığa bağlı öziletkenlik bulguları

3.2.2. Foto öziletkenlik bulguları

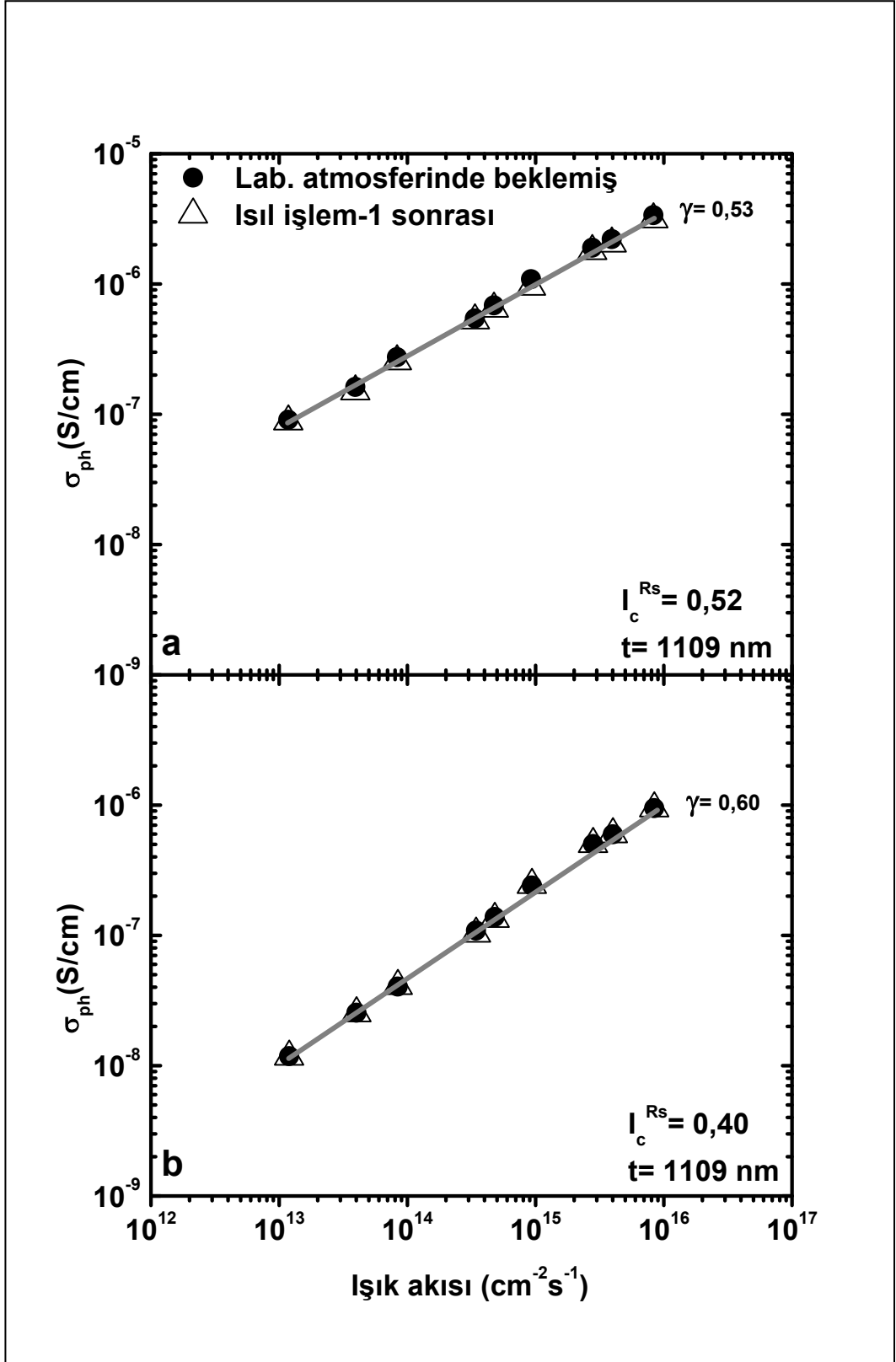
Uzun süre laboratuvar atmosferine maruz kalan malzemelerin Kriostat içerisine yerleştirilmelerinden sonra 300K'de yüksek vakum ortamında ısıl işlem öncesi ve sonrası zamana bağlı karanlık öziletkenlik değerlerinin sabit kaldığı zaman diliminde (Şekil 3.2., Şekil 3.3. ve Şekil 3.4.'de gösterildiği gibi) gerçekleştirilen ışık şiddetine bağlı fotoiletkenlik bulguları Şekil 3.8., Şekil 3.9. ve Şekil 3.10.'da gösterilmiştir. İlk olarak yüksek kristalli kalın mikrokristal silisyum malzemelerin Şekil 3.8.a ve Şekil 3.8.b'de gösterilen bulguları incelendiğinde log-log çizilen foto öziletkenlik bulguları ışık akısına göre doğrusal bir değişim gösterdiği elde edilmiştir. Elde edilen bulgulara göre foto öziletkenlik, σ_{ph} , ışık akısına, F, bir γ üstel parametresi ($\sigma_{ph} \propto F^\gamma$) ile bağlıdır. Doğrusal grafiğin eğiminden elde edilen γ üstel parametresi 0,77 ve 0,66 olarak sırası ile $I_C^{RS} = 0,86$ ve $I_C^{RS} = 0,69$ kristal hacim oranına sahip malzemeler için hesaplanmıştır. Bunun anlamı, her iki malzemede de yasak enerji aralığında sürekli enerji dağılımına sahip elektronik kusurların var olduğu ve ışık ile yaratılan elektron ve boşlukların yasak enerji aralığındaki elektronik kusurlar yardımı ile birleşip yok olduğunu ifade etmektedir. Her iki malzeme için de ısıl işlem öncesinde ve sonrasında elde edilen bulgular hemen hemen üst üste örtüşmektedir. Yasak enerji aralığında mevcut elektronik kusur yoğunlukları (rekombinasyon merkezleri) ve dağılımında bir değişimin olmadığı açıktır. Yukarıda özetlenen karanlık öziletkenlik bulguları ile uyumlu bir şekilde uzun süreli laboratuvar atmosferinde bekletilen bu kalın malzemelerde kayda değer metastabilite etkisinin oluşmadığı foto öziletkenlik bulguları ile de teyit edilmiştir.

Orta kristalli kalın mikrokristal silisyum malzemelerin foto öziletkenlik bulguları ise Şekil 3.9.a ve Şekil 3.9.b'de özetlenmiştir. Aynı şekilde, her iki malzemenin foto öziletkenlik bulguları ışık şiddetine γ üstel parametresi ile bağlıdır. Isıl işlem öncesi ve sonrası elde edilen bulgular arasında kayda değer bir fark yoktur. γ üstel parametresi $I_C^{RS} = 0,52$ kristal hacim oranına sahip malzeme için 0,53 ve $I_C^{RS} = 0,40$ kristal hacim oranına sahip malzeme için 0,60 olarak hesaplanmıştır. Yüksek kristalli malzemelerdeki gibi, orta kristalli "compact" malzemelerde de yasak enerji aralığında sürekli enerji dağılımlarına sahip çok çeşitli elektronik kusurların

(rekombinasyon merkezlerinin) varlığı aşıkardır. Bu malzemelerde de uzun süre laboratuvar atmosferinden kaynaklı bir metastabilite etkisi oluşmamıştır.



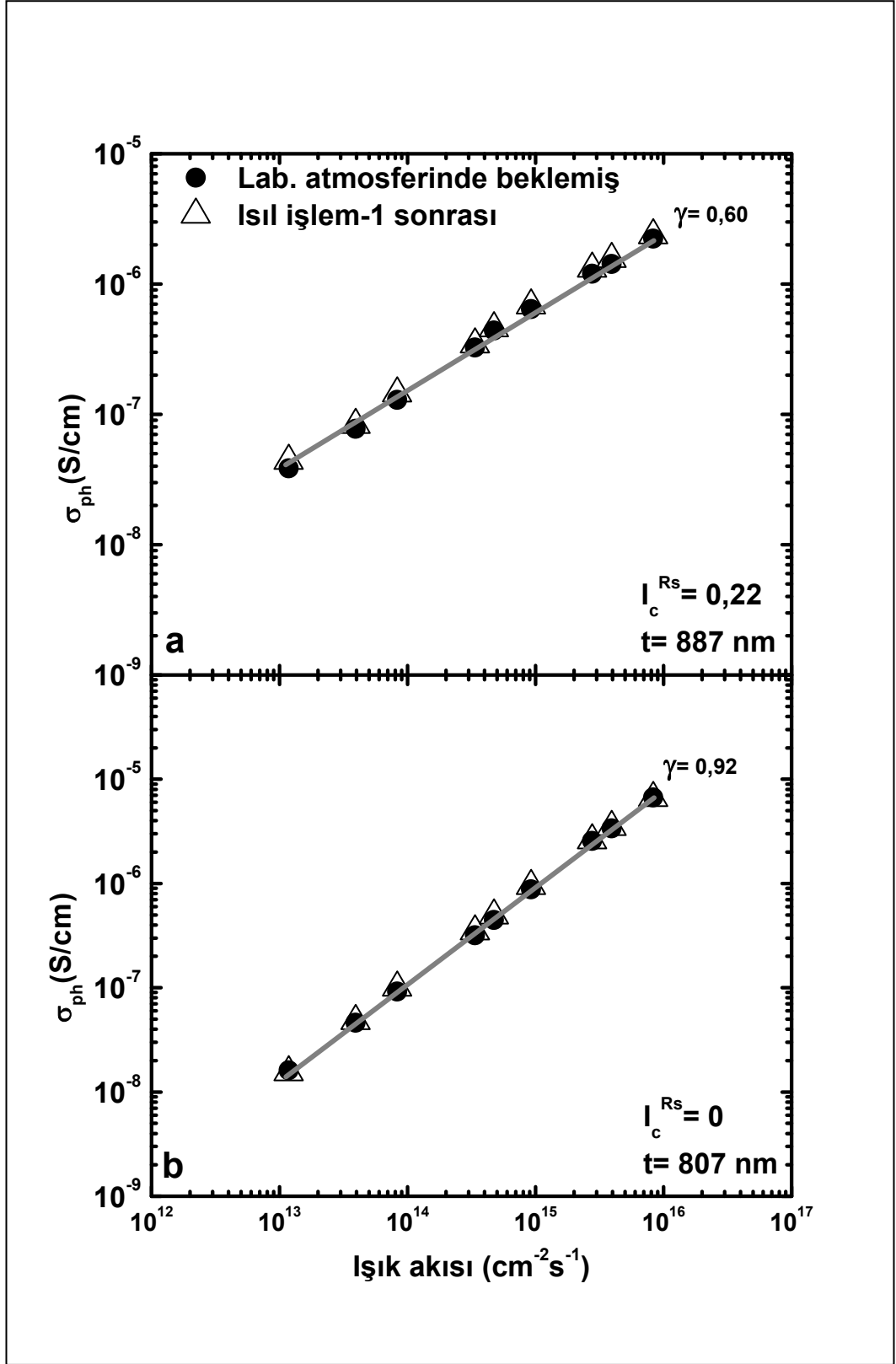
Şekil 3.8. a) $I_c^{RS} = 0,86$ ve b) $I_c^{RS} = 0,69$ kristal hacim oranına sahip kalın mikrokristal silisyum malzemelerin uzun süreli laboratuvar atmosferinde bekletildikten sonra ısıtım öncesi ve sonrası elde edilen ışık şiddetine bağlı foto iletkenlik bulguları



Şekil 3.9. a) $I_c^{RS} = 0,52$ ve b) $I_c^{RS} = 0,40$ kristal hacim oranına sahip kalın mikrokristal silisyum malzemelerin uzun süreli laboratuvar atmosferinde bekletildikten sonra ısıl işlem öncesi ve sonrası elde edilen ışık şiddetine bağlı foto özetkenlik bulguları

Son olarak, düşük kristalli $\mu\text{-Si:H}$ ve sıfır kristalli a-Si:H kalın malzemenin ısıl işlem öncesi ve sonrası foto öziletkenlik bulguları Şekil 3.10.a ve Şekil 3.10.b’de sunulmuştur. Her iki malzemede de yukarıda anlatılan kalın $\mu\text{-Si:H}$ malzemelerdeki gibi ısıl işlem öncesi ve sonrasında foto öziletkenlik bulgularının üst üste örtüştüğü görülmektedir. Düşük kristalli $\mu\text{-Si:H}$ malzemenin γ üstel parametresi diğer $\mu\text{-Si:H}$ malzemelere benzerdir ve 0,60 olarak hesaplanmıştır. Sıfır kristalli a-Si:H malzemede ise 0,92 olarak 1 ideal değerine yakın bir değer olarak elde edilmiştir.

Sonuç olarak, foto öziletkenlik bulgularının malzemenin yasak enerji aralığında mevcut rekombinasyon merkezleri tarafından kontrol edildiği belirgin olmasına rağmen, sözü edilen elektronik kursların yasak enerji aralığındaki dağılımları hakkında ayrıntılı bilgi edinmek olanaksızdır. Bu amaç için, bu tez kapsamında geliştirilen DBP yöntemi kullanılarak geniş enerji aralıklarında mutlak optik soğurma katsayısı spektrumu elde edilerek, düşük enerji bölgesinde sadece elektronik kusurlardan kaynaklı optik soğurma katsayısı değerlerinden bu tür elektronik kusurlar hakkında bilgi elde edilecektir. İncelenen malzemelerin ısıl işlem öncesi ve sonrası elde edilen DBP bulguları aşağıda ayrıntılı olarak açıklanmıştır.



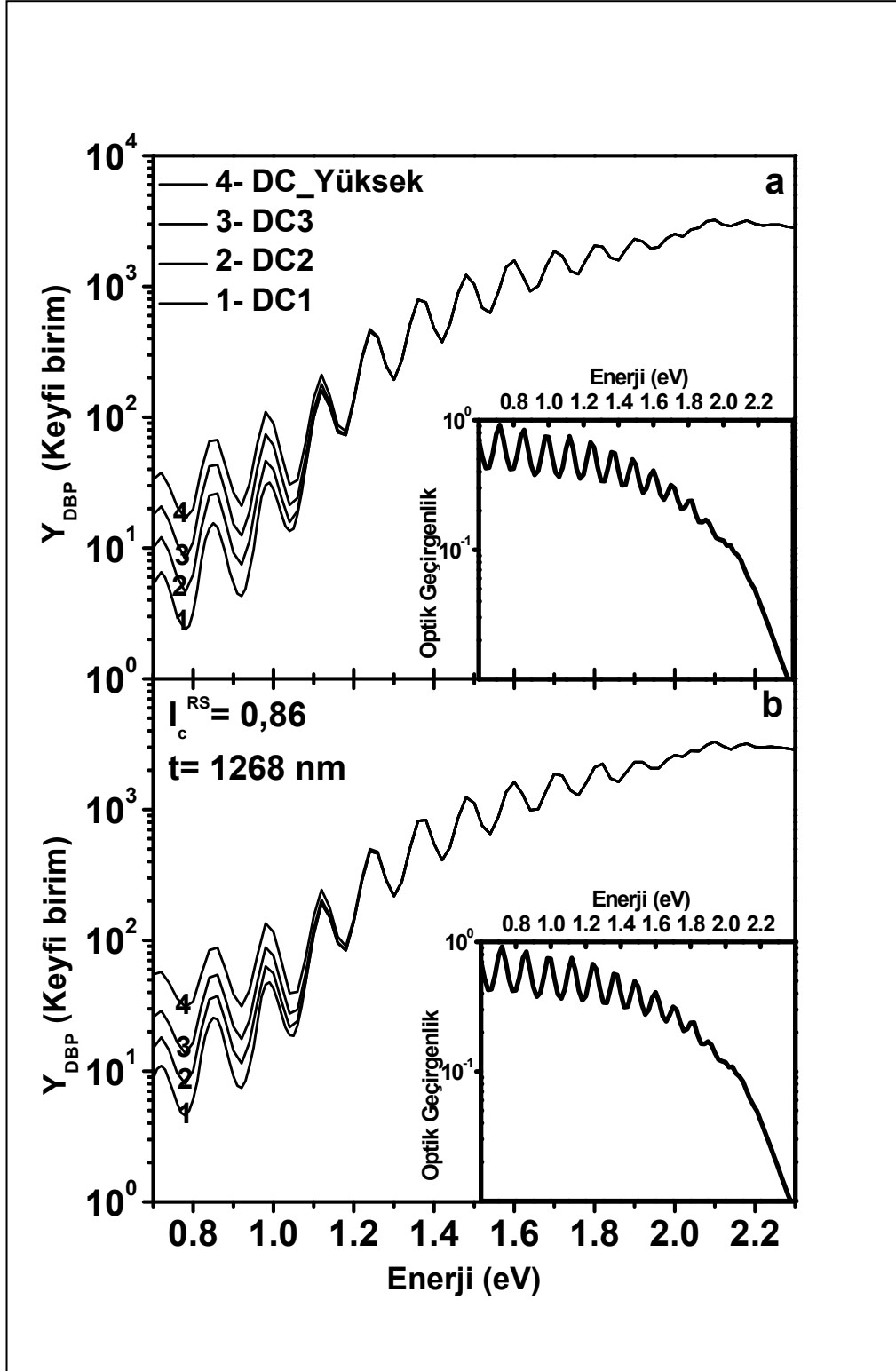
Şekil 3.10. a) $I_c^{RS} = 0,22$ ve b) $I_c^{RS} = 0$ kristal hacim oranına sahip kalın mikrokristal ve amorf silisyum malzemelerin uzun süreli laboratuvar atmosferinde bekletildikten sonra ısıl işlem öncesi ve sonrası elde edilen ışık şiddetine bağlı foto öziletkenlik bulguları

3.2.3. İki demetli foto iletkenlik (DBP) bulguları

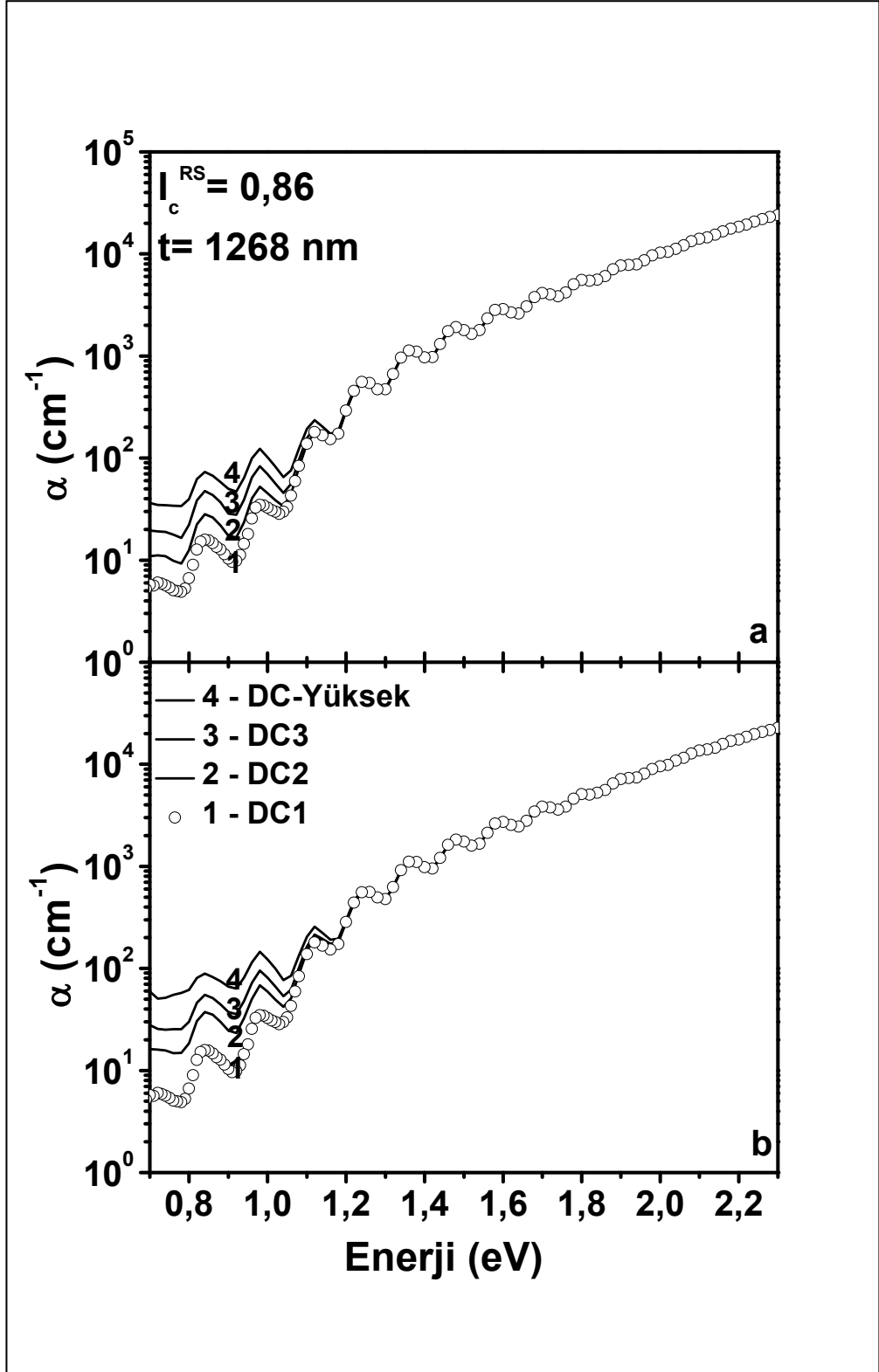
Tezin bu kısmında, Bölüm 2’de ayrıntılı olarak fiziksel ilkeleri anlatılan iki demetli foto iletkenlik yöntemi kullanılarak elde edilen enerjiye bağlı DBP kazanç (Y_{DBP}) spektrumu ve aynı anda kayıt edilen optik geçirgenlik, T , spektrumları yardımı ile hesaplanan optik soğurma katsayısı spektrumları yukarıda incelenen kalın malzemeler için ısı işlem öncesi ve sonrasında teker teker gösterilmiştir. Elde edilen bulgular, yüksek vakum ortamında kayıt edilen karanlık öziletkenlik bulgularının zamanla değişmediği zaman diliminde ölçülmüştür. İlk olarak yüksek kristalli, $I_C^{RS} = 0,86$ kristal hacim oranına sahip kalın mikrokristal silisyum malzemenin ısı işlem öncesi ve sonrasında dört farklı dc ışık şiddetinde ölçülen DBP kazanç spektrumları sırası ile Şekil 3.11.a ve Şekil 3.11.b’de gösterilmiştir. Şekillerin iç kısmında ise aynı anda ölçülen optik geçirgenlik spektrumları verilmiştir. Her iki şekilden de görüldüğü gibi, spektrumlar girişim saçakları içermektedir. Geçirgen SiO_x ara katman kaplı cam taban üzerine büyütülmüş kalın $\mu c-Si:H$ malzemenin cam-film ara yüzeyinden yansıyan ve film içine gelen ışın demetlerinin yarattığı girişim saçakları sonucu hem Y_{DBP} hem de optik geçirgenlik (T) spektrumlarında girişim saçakları oluşmaktadır.

Şekil 3.11.’de görüldüğü gibi dc ışık şiddetinin artması ile DBP_kazanç spektrumları düşük enerji bölgesinde (1,2 eV den düşük enerjilerde) artmaktadır. Bu artışın sebebi dc ışık şiddetinin artması ile yasak enerji aralığındaki kuazi Fermi seviyelerinin bant uçlarına doğru yaklaşmasından kaynaklıdır. Artan dc ışık şiddeti ile kuazi Fermi seviyesi altında kalan enerjilerdeki elektronik kusurlar elektronlar tarafından doldurulduğundan, $E = hv < E_g$ enerjili fotonların soğurulması ile uyarılan elektronlar iletkenlik bandında serbest elektron sayısında artmalara neden olur. Bu artışlar DBP kazanç spektrumunda sadece düşük enerji bölgesinde artışlara neden olur. Yüksek enerjilerde yerleşmiş dolu elektronik kusur dağılımlarında dc ışık şiddeti ile değişim yaratılmadığından Y_{DBP} spektrumları yüksek enerji bölgesinde üst üste örtüşür. Düşük enerji bölgesinde artan dc ışık şiddeti ile Y_{DBP} spektrumundaki artmalar yasak enerji aralığında yerleşmiş elektronik kusur yoğunlukları ve dağılımlarının bir göstergesidir. Artan dc ışık şiddeti ile yasak enerji aralığındaki

elektronlarla doldurulmuş kusurların yoğunlukları artmakta, bunun sonucunda da sadece düşük enerji bölgesinde Y_{DBP} spektrumu artmaktadır. En düşük dc ışık şiddeti (DC1) altında ölçülen DBP spektrumu ise malzemenin karanlıktaki durumuna yakın elektronlarla dolu kusur dağılımlarının, bir başka deyişle karanlık Fermi seviyesi altındaki elektronlarla dolu kusurların belirlediği spektrumu elde etmemizi sağlar. Bölüm 2’de açıklandığı gibi Y_{DBP} spektrumları optik soğurma katsayısı, $\alpha(h\nu)$, ile doğru orantılıdır. Girişim saçakları içeren spektrumlardan bilgi edinebilmek için hem bu saçaklardan arındırılmış hem de mutlak olarak ifade edilen, girişim saçaksız, optik soğurma katsayısı spektrumunun dolaylı olarak elde edilmesi gerekir. Bu amaç için, ayrıntıları Bölüm 2’de açıklanan ve temeli Ritter-Weiser optik denklemlerine dayanan optik soğurma katsayısı spektrumlarının hesaplanması Şekil 3.11.’de gösterilen girişim saçaklı ham Y_{DBP} ve T spektrumları kullanılarak gerçekleştirilmiştir (Ritter ve Weiser, 1986). Şekil 3.12.a ve Şekil 3.12.b’de ısı işlem öncesi ve sonrası DBP ölçümlerine ait mutlak optik soğurma katsayısı spektrumları gösterilmiştir. Işığın homojen bir malzeme içinde homojen bir şekilde soğurulması durumunda hesaplanan optik soğurma katsayısı spektrumunun tamamen girişim saçaksız bir şekilde elde edilmesi gerekirken Şekil 3.12.’de hala girişim saçaklarının kısmen $\alpha(h\nu)$ spektrumunda mevcut olduğu görülmektedir. Bunun anlamı, kalın mikrokristal silisyum malzemelerin homojen olmayan bir mikro yapıya sahip oldukları ve bunun sonucunda da tek renk ışığın malzeme içinde homojen olmayan bir şekilde soğurulmasından kaynaklanan kalıcı girişim saçakları önceki yayımlanan çalışmalarda gibi oluşmaktadır (Güneş ve diğerleri, 2003). Hesaplanan $\alpha(h\nu)$ spektrumlarında sadece düşük enerji bölgesinde dc ışık şiddeti ile artış aynı Y_{DBP} ham spektrumundaki gibidir. Bu spektrumları kullanarak malzemenin ısı işlem öncesi ve sonrası $\alpha(h\nu)$ spektrumlarını karşılaştırmak için sadece en düşük dc ışık şiddetinde (DC1) elde edilen $\alpha(h\nu)$ spektrumları karşılaştırılarak karanlık Fermi seviyesi altındaki enerjilerde yerleşmiş elektronik kusur dağılımları karşılaştırılmaktadır.

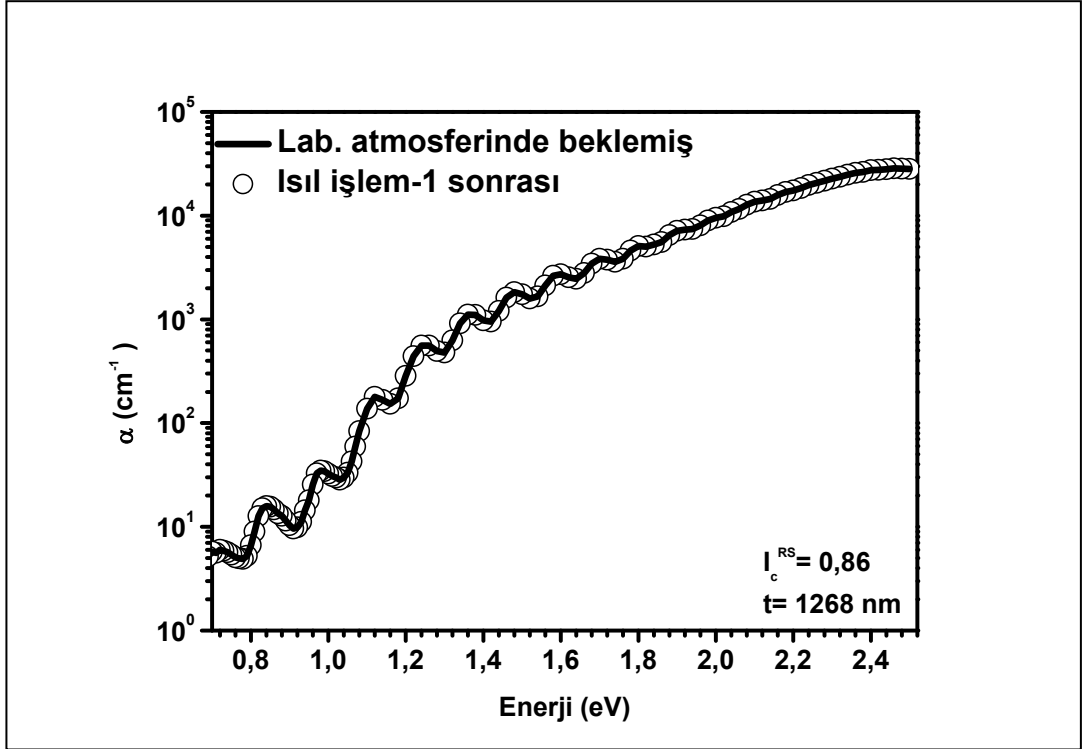


Şekil 3.11. Uzun süre laboratuvar atmosferine maruz kalmış yüksek kristalli $I_c^{RS} = 0,86$ kristal hacim oranına sahip kalın mikrokristal silisyum malzemenin a) ısı işlem öncesi b) ısı işlem sonrasında dört farklı dc ışık şiddetinde ölçülen enerjiye bağlı DBP kazanç spektrumları . İç kısımlarda ise aynı elektronik durumda ölçülen optik geçirgenlik spektrumları gösterilmiştir.



Şekil 3.12. Uzun süre laboratuvar atmosferine maruz kalmış yüksek kristalli $I_c^{RS} = 0,86$ kristal hacim oranına sahip kalın mikrokristal silisyum malzemenin a) ısı işlem öncesi, ve b) ısı işlem sonrasında dört farklı dc ışık şiddetinde ölçülen DBP spektrumları ve optik geçirgenlik spektrumlarından hesaplanan mutlak optik soğurma katsayısı spektrumları.

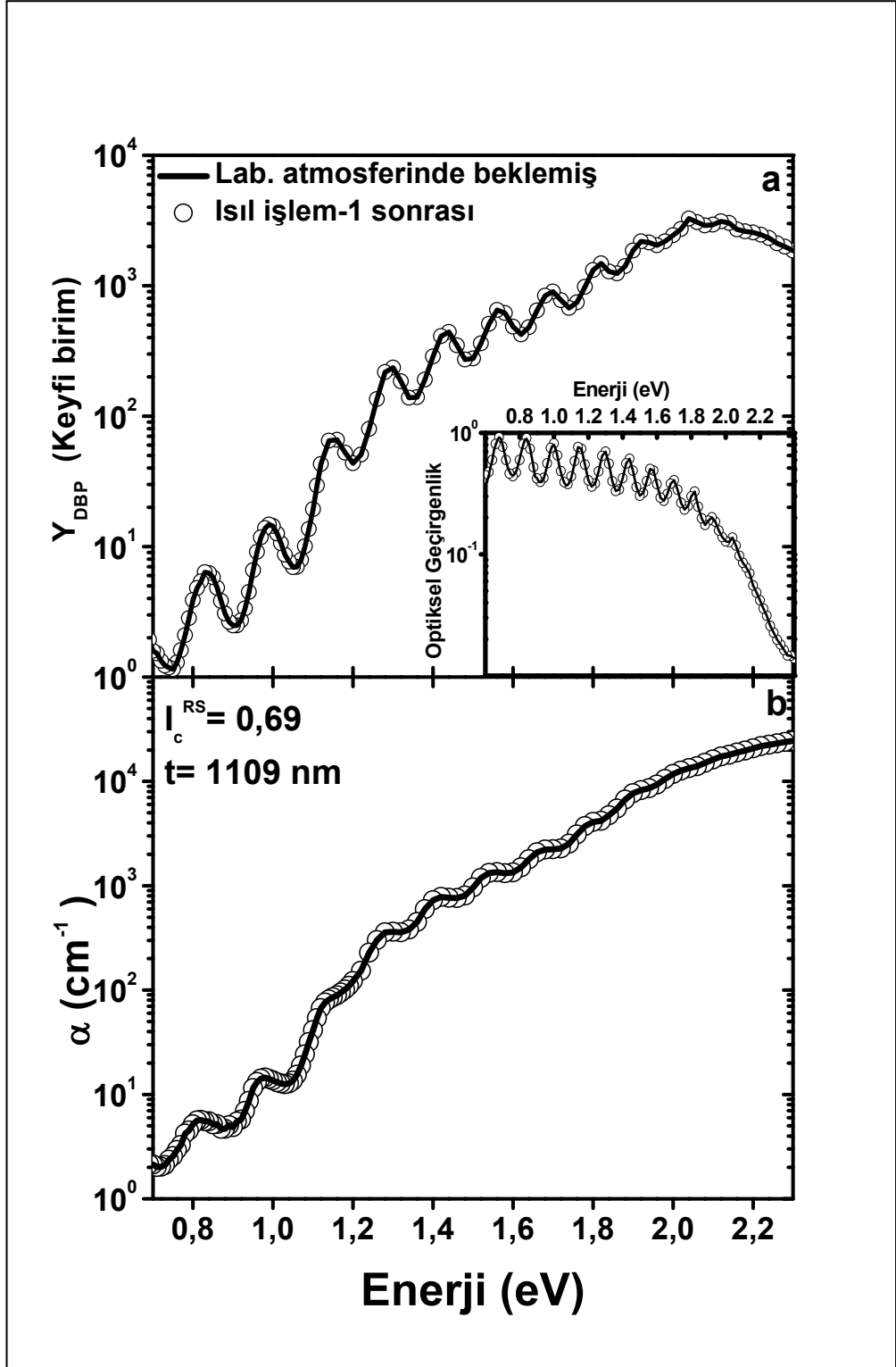
Şekil 3.13.'de uzun süre laboratuvar atmosferine kalmış yüksek kristalli malzemenin ısıtım işlem öncesi ve sonrası en düşük dc ışık şiddetinde (DC1) elde edilen $\alpha(h\nu)$ spektrumları özetlenmiştir. $\alpha(h\nu)$ spektrumlarının mükemmel bir şekilde örtüştüğü görülmektedir. Elde edilen bulgulara göre yüksek kristalli malzemenin yukarıda gösterilen karanlık öziletkenlik ve foto öziletkenlik bulgularına ek olarak, optik soğurma katsayısı spektrumlarının özdeş olduğu ve Fermi seviyesi altında kalan enerjilerdeki elektronik kusur dağılımlarının laboratuvar atmosferinden etkilenmediği anlaşılmaktadır.



Şekil 3.13. Uzun süre laboratuvar atmosferine maruz kalmış yüksek kristalli $I_c^{RS} = 0,86$ kristal hacim oranına sahip kalın mikrokristal silisyum malzemenin ısıtım işlem öncesi ve ısıtım işlem sonrasında en düşük dc ışık şiddetinde ölçülen DBP spektrumlarından hesaplanan optik soğurma katsayısı spektrumları.

Kristal hacim oranı $I_c^{RS} = 0,69$ olan kalın mikrokristal silisyum malzemenin ve diğer incelenen malzemelerin DBP yöntemi ile incelenmesi dört farklı dc ışık şiddetinde gerçekleştirilmiş ve Şekil 3.11.'deki gibi spektrumlar elde edilmiştir. Benzer spektrumların sıkça tekrarını önlemek amacıyla buradan itibaren sadece en düşük DC1 ışık şiddeti altında ölçülen Y_{DBP} spektrumları ve bunlara karşılık gelen optik soğurma katsayısı spektrumları özetlenerek düşük enerji bölgesinde oluşan

değişimler karşılaştırılacaktır. Şekil 3.14.a'da $I_C^{RS} = 0,69$ kristal hacim oranına sahip kalın $\mu\text{c-Si:H}$ malzemenin en düşük DC1 ışık şiddetinde ölçülen girişim saçaklı Y_{DBP} spektrumları ve optik geçirgenlik spektrumları gösterilmiştir. Her iki spektrumunda üst üste örtüştüğü görülmektedir. Şekil 3.14.b'de ise bu spektrumlara karşılık gelen mutlak optik soğurma katsayısı spektrumlarında girişim saçakları hemen hemen ortadan kalkmıştır. Isıl işlem öncesi ve sonrası $\alpha(h\nu)$ spektrumları da üst üste örtüşmektedir. Yani bir önceki yüksek kristalli malzemedeki gibi karanlık Fermi seviyesi altındaki enerjilerde yerleşmiş elektronik kusur dağılımları arasında belirgin bir farkın olmadığı açıktır. Bu malzemenin yukarıda özetlenen karanlık ve foto öziletkenlik bulguları ile de uyumlu olduğu görülmektedir.

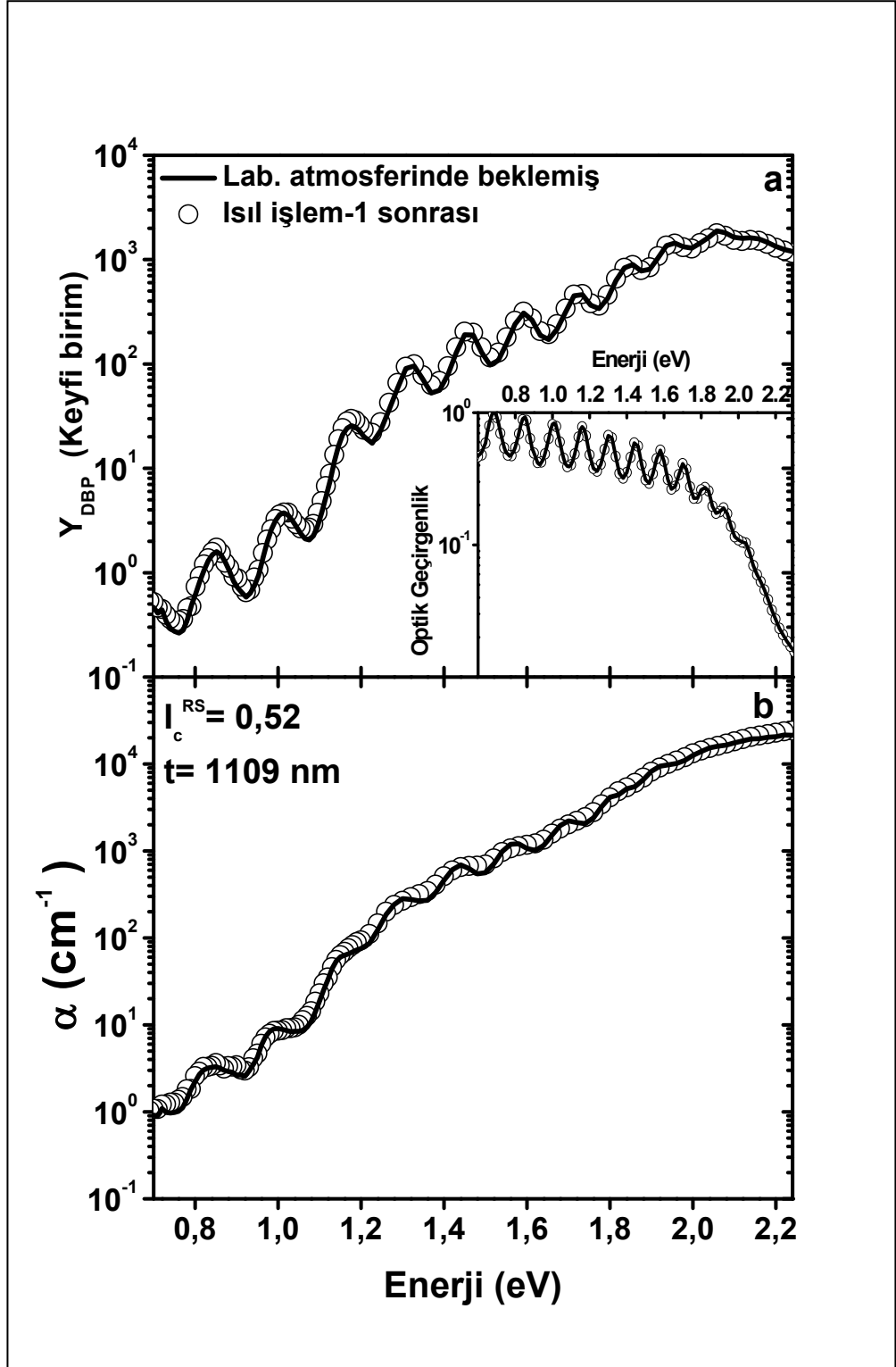


Şekil 3.14. Uzun süre laboratuvar atmosferinde beklemiş $I_c^{RS} = 0,69$ kristal hacim oranına sahip kalın mikrokristal silisyum malzemenin ısı işlem önce ve sonrasında en düşük dc ışık şiddetinde elde edilen a) ham DBP ve optik geçirgenlik spektrumları, b) bu spektrumlardan hesaplanan mutlak optik soğurma katsayısı spektrumları,

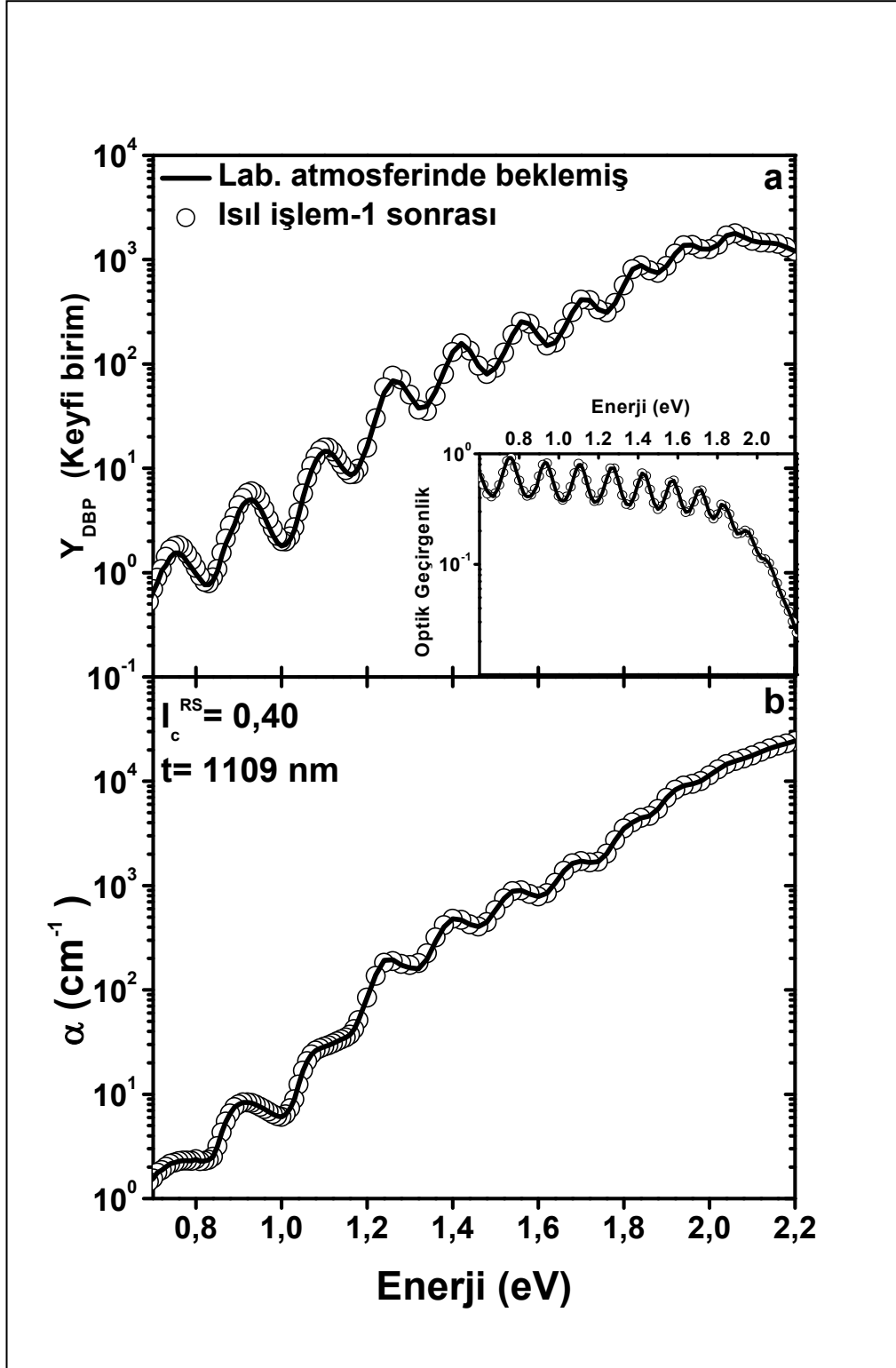
Kristal fazdan amorf faza geçiş koşullarında büyütülen orta kristalli kalın $\mu\text{-Si:H}$ malzemelerin uzun süre laboratuvar atmosferinde bekledikten sonra ısıl işlem öncesi ve sonrası ölçülen ham Y_{DBP} ve optik geçirgenlik spektrumları Şekil 3.15.a ve Şekil 3.16.a'da sırası ile $I_{\text{C}}^{\text{RS}} = 0,52$ ve $I_{\text{C}}^{\text{RS}} = 0,40$ kristal hacim oranına sahip malzemeler için gösterilmiştir. Bu ölçümlere karşılık gelen optik soğurma katsayısı spektrumları da sırası ile Şekil 3.15.b ve Şekil 3.16.b'de sunulmuştur. Her iki malzeme için de en düşük dc ışık şiddetinde elde edilen $\alpha(h\nu)$ spektrumları arasında kayda değer bir değişim gözlenmemiştir. Yani karanlık Fermi seviyesi altında kalan enerjilerde yerleşmiş elektronik kusur dağılımlarında atmosfer gazlarından kaynaklı bir değişim yoktur. Karanlık ve foto öziletkenlik bulgularından çıkarılan sonuçları teyit etmektedir.

Laboratuvar atmosferine maruz kalmasına karşın karanlık ve foto öziletkenlik bulgularında herhangi bir elektronik değişim göstermeyen düşük kristalli $\mu\text{-Si:H}$ ve sıfır kristalli a-Si:H malzemelerin DC1 ışık şiddetinde ölçülen Y_{DBP} ve optik geçirgenlik bulguları sırası ile Şekil 3.17.a ve Şekil 3.18.a'da gösterilmiştir. Hesaplanan optik soğurma katsayısı spektrumları ise Şekil 3.17.b ve Şekil 3.18.b'de özetlenmiştir. Önceki yüksek ve orta kristalli kalın $\mu\text{-Si:H}$ malzemelerde gözlemlendiği gibi düşük kristalli $\mu\text{-Si:H}$ ve amorf silisyum malzemenin optik soğurma katsayısı spektrumlarında laboratuvar atmosferinden kaynaklı bir değişimin olmadığı bulunmuştur. Sonuç olarak, kalın malzemelerde elde edilen bulgular daha önceki literatürde yayımlanmış ince (100 nm - 300 nm kalınlıklarında) $\mu\text{-Si:H}$ malzemelerdeki raporlardan farklıdır (Brüggemann ve Souffi, 2006; Finger, Carius, ve diğerleri, 2003; Güneş, Turan, ve diğerleri, 2010; Smirnov ve diğerleri, 2006; Smirnov, Reynolds, Main, ve diğerleri, 2004; Veprek ve diğerleri, 1981; G. Yılmaz ve diğerleri, 2010). İnce malzemelerde laboratuvar atmosferinden kaynaklı karanlık ve foto öziletkenlik bulgularında ciddi miktarlarda hem artma hem de azalmalar rapor edilmesine rağmen, kalın $\mu\text{-Si:H}$ malzemelerde kayda değer bir değişim gözlenmemiştir. Hatta ince malzemelerde en hızlı ve en fazla iletkenlik değişimlerinin oksijen gazı ve saf su ortamında yaratıldığı yayımlanmıştır (Mehmet Güneş ve diğerleri, 2012, 2014; Gökhan Yılmaz ve diğerleri, 2014). Bu nedenle, tez içinde incelenen kalın $\mu\text{-Si:H}$ malzemeler Kriostat içinde iken yüksek saflıkta

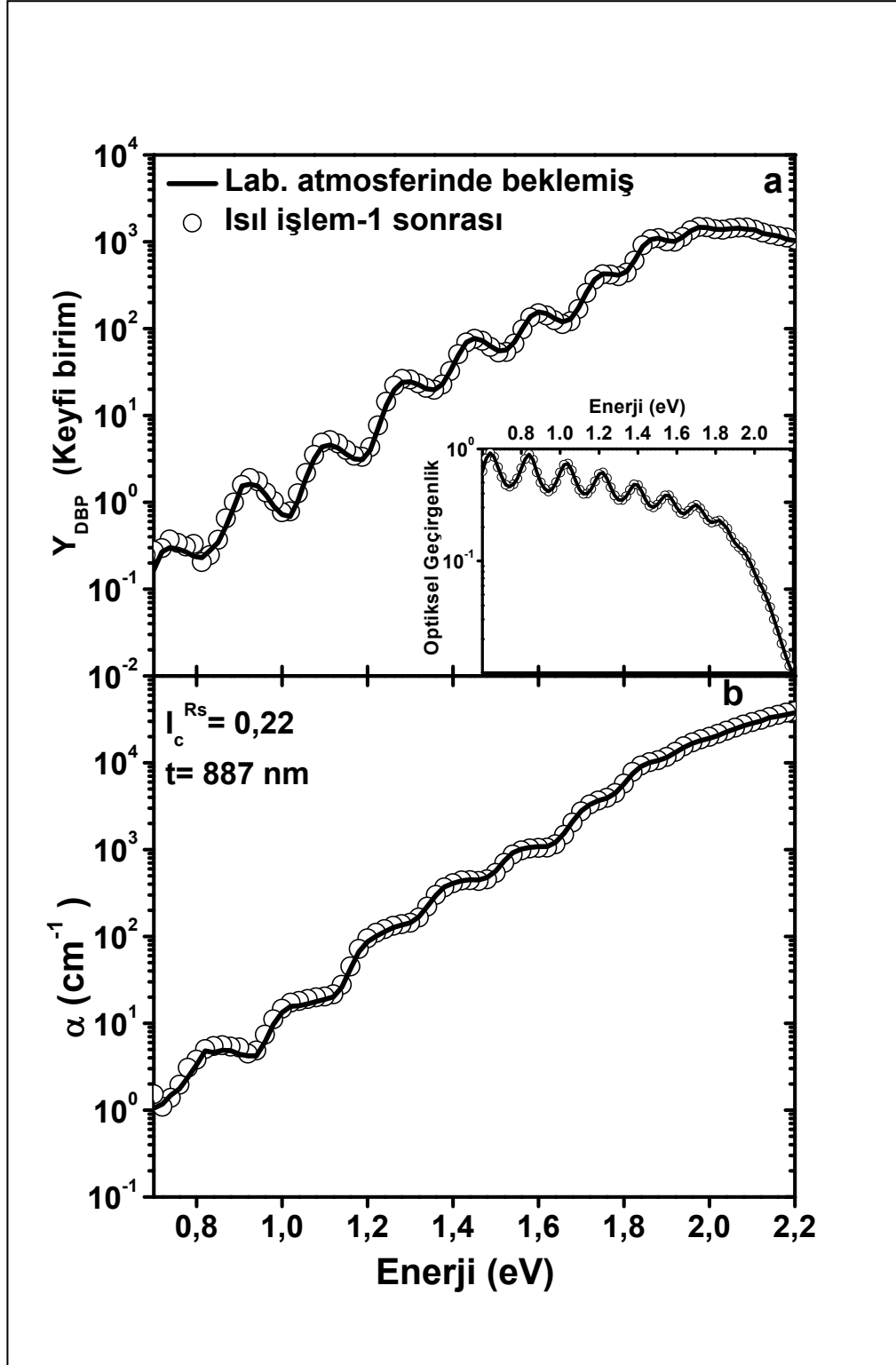
oksijen gazına pozitif basınç ve sabit sıcaklıkta maruz bırakılarak incelenmiş ve elde edilen bulgular aşağıdaki kısımda ayrıntılı olarak sunulmuştur.



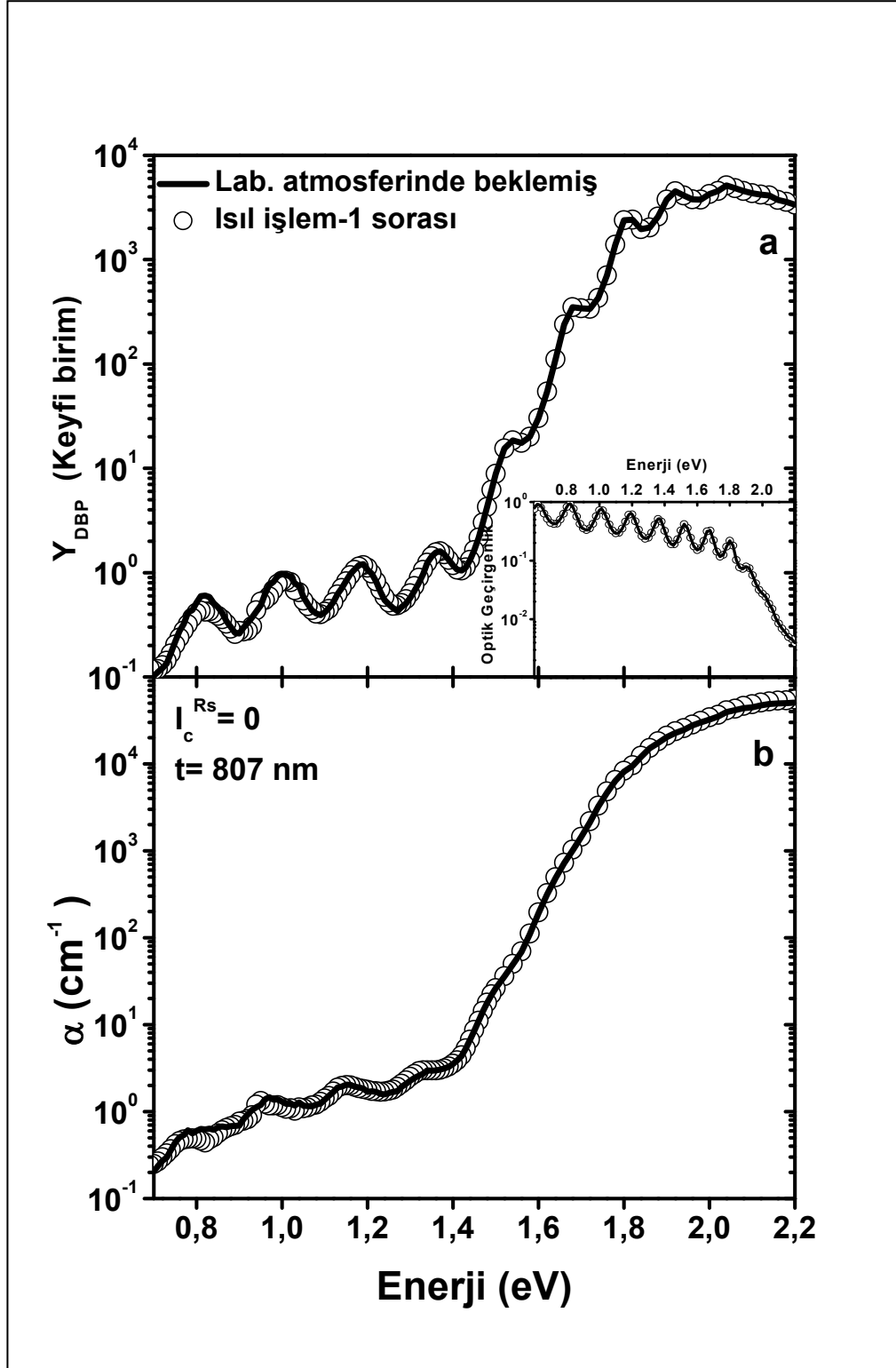
Şekil 3.15. Uzun süre laboratuvar atmosferinde beklemiş $I_c^{RS} = 0,52$ kristal hacim oranına sahip kalın mikrokristal silisyum malzemenin ısı işlem önce ve sonrasında en düşük dc ışık şiddetinde elde edilen a) ham DBP ve optik geçirgenlik spektrumları, b) bu spektrumlardan hesaplanan mutlak optik soğurma katsayısı spektrumları.



Şekil 3.16. Uzun süre laboratuvar atmosferinde beklemiş $I_c^{RS} = 0,40$ kristal hacim oranına sahip kalın mikrokristal silisyum malzemenin ısıtma işlemi önce ve sonrasında en düşük dc ışık şiddetinde elde edilen a) ham DBP ve optik geçirgenlik spektrumları, b) bu spektrumlardan hesaplanan mutlak optik soğurma katsayısı spektrumları.



Şekil 3.17. Uzun süre laboratuvar atmosferinde beklemiş $I_c^{RS} = 0,22$ kristal hacim oranına sahip kalın mikrokristal silisyum malzemenin ısıtma işlemi önce ve sonrasında en düşük dc ışık şiddetinde elde edilen a) ham DBP ve optik geçirgenlik spektrumları, b) bu spektrumlardan hesaplanan mutlak optik soğurma katsayısı spektrumları.



Şekil 3.18. Uzun süre laboratuvar atmosferinde beklemiş $I_c^{RS} = 0$ kristal hacim oranına sahip kalın amorf silisyum malzemenin ısı işlem önce ve sonrasında en düşük dc ışık şiddetinde elde edilen a) ham DBP ve optik geçirgenlik spektrumları, b) bu spektrumlardan hesaplanan mutlak optik soğurma katsayısı spektrumları.

3.3. Kalın Malzemelerde Yüksek Saflıktaki Oksijen Atmosferinde yaratılan Elektronik Değişimler Sonucu Elde Edilen Deneysel Bulgular

Bu bölümün ikinci kısmında belirli süre 353 K'de yüksek saflıktaki oksijen atmosferinde bekletilmiş kalın ($> 1\mu\text{m}$) $\mu\text{c-Si:H}$ film malzemelerin ısıtılma işlem öncesi ve sonrası elde edilen zamana ve sıcaklığa bağlı karanlık öziletkenlik, ışık şiddetine bağlı foto öziletkenlik ve iki demetli fotoiletkenlik yöntemi ile elde edilen optik soğurma katsayısı spektrum bulguları sunulmuştur.

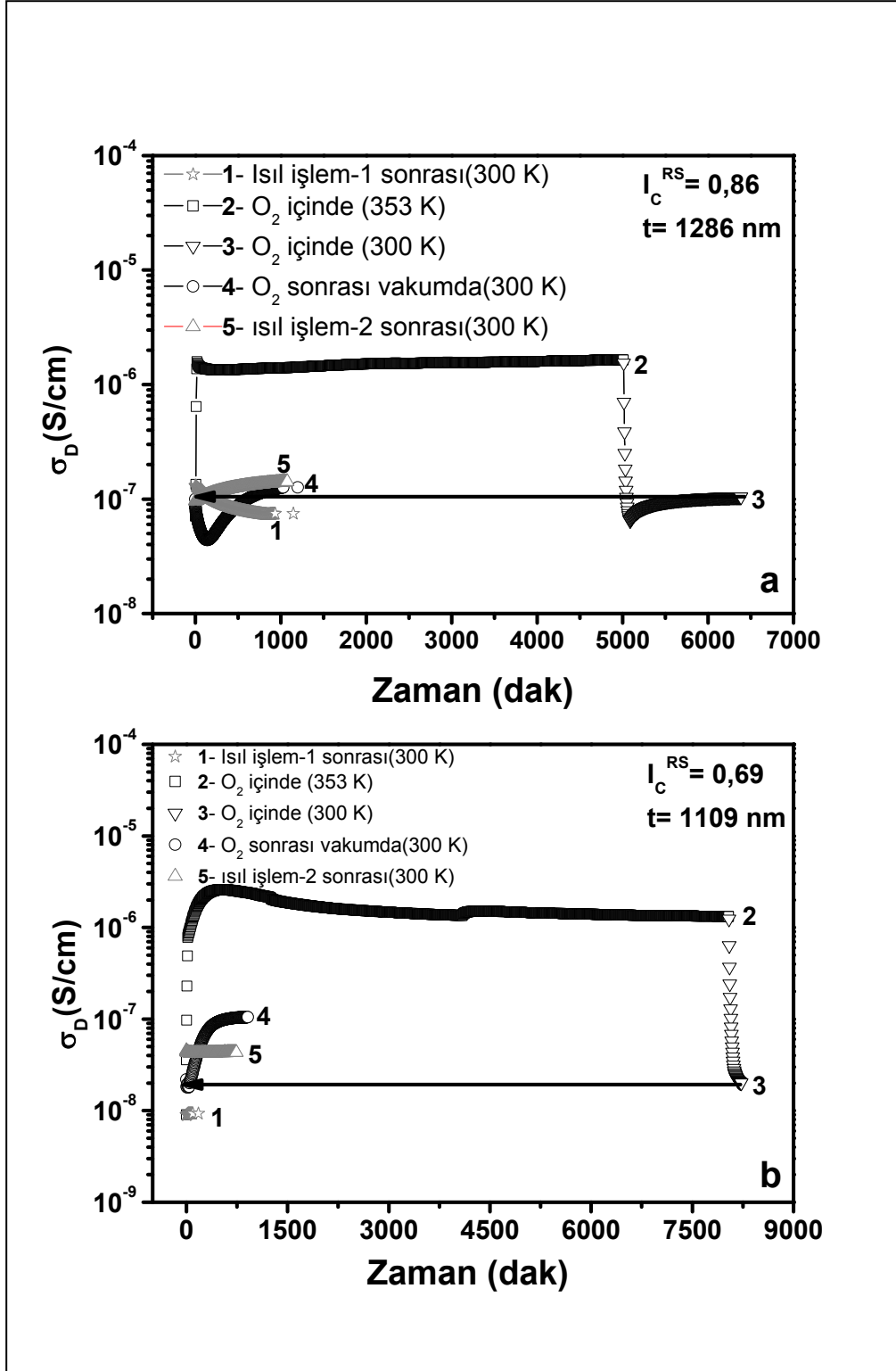
3.3.1. Karanlık öziletkenlik bulguları

Kalın mikrokristal silisyum film malzemelerin uzun süre laboratuvar atmosferine maruz kalmalarından kaynaklı kayda değer elektronik değişime uğramadıkları bir önceki bölüm içerisinde ayrıntılı olarak gösterilmiştir. Literatürde oksijen gazı altında bekletilen mikrokristal silisyum malzemelerde oluşan metastabilite etkilerinin 80C sıcaklığında daha etkin ve hızlı olduğu ilk defa Finger ve çalışma arkadaşları tarafından 2003 yılında ESR yöntemi kullanılarak gösterilmiştir (Dylla ve diğerleri, 2003; Finger, Carius, ve diğerleri, 2003). Bu nedenle kalın mikrokristal silisyum malzemeler üzerinde belirgin elektronik değişimler oluşturabilmek için malzemeler 353 K'de, yüksek saflıkta (%99.9999) oksijen gazına maruz bırakılmış ve malzemelerde oluşan değişimler yukarıda açıklanan deneysel yöntemlerle tekrar incelenmiştir. Oksijen gazına maruz kalan malzemenin zamana bağlı karanlık öziletkenlik değerleri hem 353 K sıcaklığında hem de malzeme 300 K'e soğuduktan sonra kayıt altına alınmıştır. Malzeme oksijen gazı atmosferinde iken, 300 K'de karanlık öziletkenlik bulgularının sabit kaldığı zaman diliminde, ışık şiddetine bağlı fotoiletkenlik ve DBP ölçümleri gerçekleştirilmiştir. Bunun ardından, oksijen gazı bağlantısı kapatılıp, vakum pompası çalıştırılarak malzeme yüksek vakum ortamına alınırken tekrar zamana bağlı karanlık öziletkenlik bulguları kayıt edilerek kararlı durum koşuluna erişilmiştir. Oksijen gazında beklemiş malzemenin yüksek vakum ortamındaki karakterizasyonu karanlık öziletkenlik bulgularının sabitlenmesinden sonra gerçekleştirilerek oksijen gazının yarattığı elektronik değişimler fotoiletkenlik

ve DBP ölçümleri ile kayıt altına alınmıştır. Aşağıda kalın mikrokristal silisyum malzemelerin oksijen gazı içindeki zamana bağlı karanlık öziletkenlik çevrimleri Şekil 3.19., Şekil 3.20. ve Şekil 3.21.'de gösterilmiştir.

Şekil 3.19.a'da yüksek kristalli, $I_C^{RS} = 0,86$ kalın mikrokristal silisyum malzemenin zamana bağlı karanlık öziletkenlik değişim grafiği gösterilmiştir. Şekil 3.19.a'da görüleceği gibi malzemenin ısı işlem-1 sonrası karanlık öziletkenlik değeri Kriostat içerisine oksijen gazı gönderilmesi ve sıcaklığın 353 K değerine çıkarılması ile yaklaşık olarak 2 mertebe artış göstermiştir. 353 K'de oksijen gazı içerisinde yaklaşık 5000 dakika boyunca bekleyen malzemenin karanlık öziletkenlik değerinde zamanla ciddi bir artışının gözlenmesinden sonra malzeme 300 K oda sıcaklığına soğutulmuştur. Malzemenin 300 K oda sıcaklığında oksijen gazı atmosferinde kararlı durum karanlık öziletkenlik değeri ($1,04 \times 10^{-8}$ (S/cm)) ısı işlem-1 durumuna göre ($7,44 \times 10^{-8}$ (S/cm)) yaklaşık olarak 1,5 katlık bir artış göstermektedir. Malzemenin oksijen gazı atmosferinde iken 300 K oda sıcaklığında foto öziletkenlik ve DBP ölçümlerinin yapılmasının ardından turbo moleküler pompa çalıştırılarak Kriostat sistemi vakuma alınmıştır. Şekil 3.19.a'da 4 numaralı sembollerden görüldüğü gibi karanlık öziletkenlik değeri oksijen gazı atmosferinden yüksek vakum atmosferine geçişi sırasında önce azalmış ardından tekrar artarak $1,26 \times 10^{-7}$ (S/cm) değerinde sabitlenmiştir. Malzeme yüksek vakum ortamında tekrar fotoiletkenlik ve DBP ölçümleri ile ayrıntılı incelendikten sonra 430 K'de ısı işleme (ısı işlem-2) tabi tutulmuştur. Isıl işlem-2 sonrası yüksek vakumda 300K'de ölçülen karanlık öziletkenlik bulgularının zamana bağlı değişim Şekil 3.19.a'da 5 numaralı sembollerle gösterilmiştir. Isıl işlem-2 sonrası elde edilen karanlık öziletkenlik değeri $1,41 \times 10^{-7}$ (S/cm) değerindedir ve ısı işlem-1 sonrasındaki $7,44 \times 10^{-8}$ (S/cm) değerine göre yaklaşık 2 katlık geri dönüşümsüz iletkenlik artışı oluşmuştur. Kontrollü oksijen gazının etkisi ile 300 K'deki karanlık öziletkenlik bulguları kısmi artış göstermektedir. Elde edilen bu artma miktarı literatürde yayımlanan ince malzemelerdeki birkaç mertebelik karanlık öziletkenlik artışına göre son derece azdır. Ayrıca, bu tezde incelenen yüksek kristalli, $I_C^{RS} = 0,86$, malzemeler gibi yüksek kristalli (Tip I olarak tanımlanmış) fakat ince (200-300 nm) malzemelerde karanlık

öziletkenlik bulguları artma yerine tam tersi olarak birkaç merteye azalma göstermektedir (Finger, Carius, ve diğeri, 2003; Veprek ve diğeri, 1983).

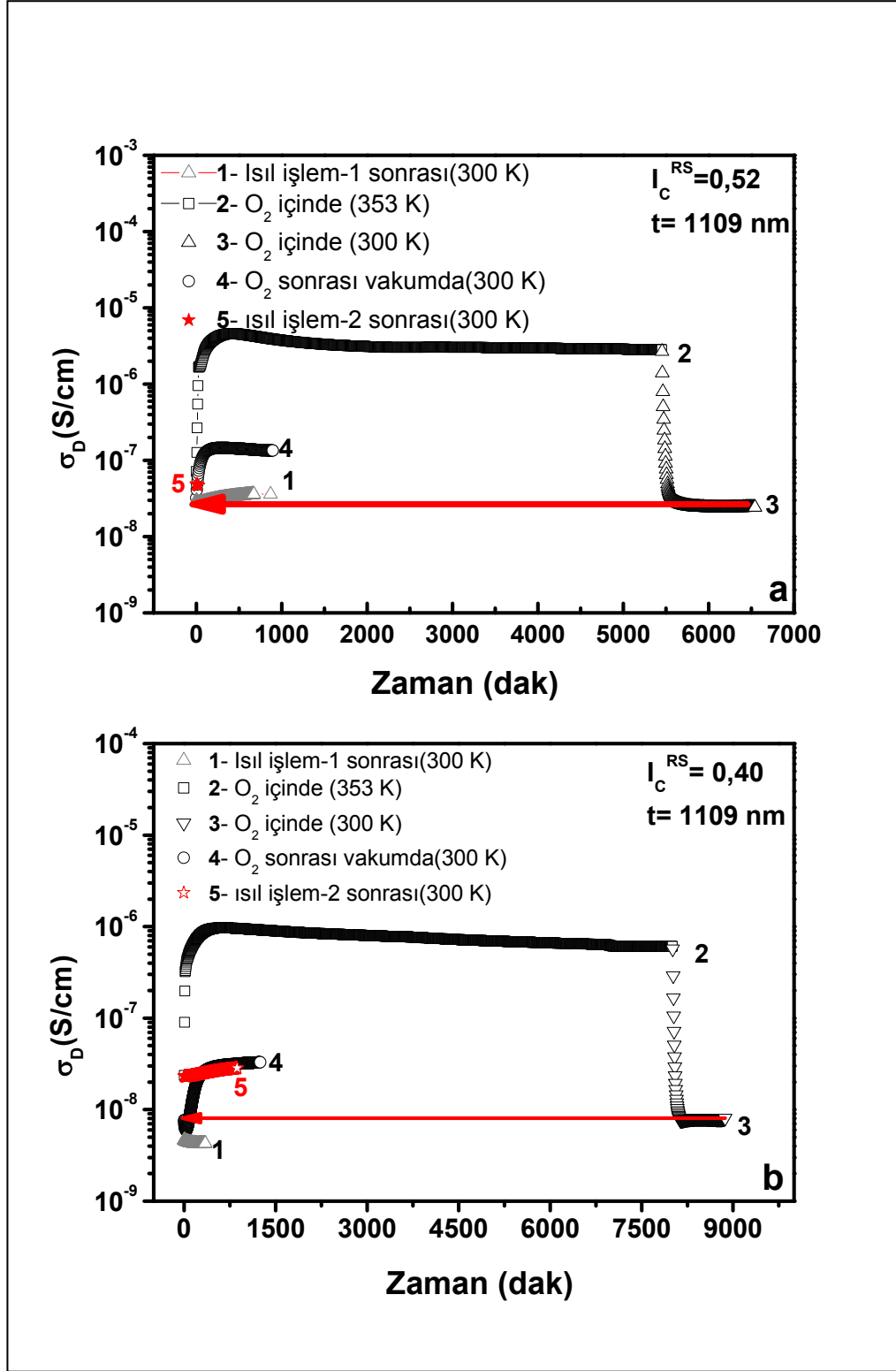


Şekil 3.19. Yüksek kristalli kalın, a) $I_C^{RS} = 0,86$, b) $I_C^{RS} = 0,69$ kristal hacim oranına sahip mikrokristal silisyum malzemelerin ısıt işlem-1 sonrası(300 K),oksijen gazı içerisinde(353 K), oksijen gazı içerisinde(300 K), oksijen gazı uygulaması sonrası yüksek vakum ortamında(300 K) ve ısıt işlem-2 sonrası(300 K), zamana bağlı karanlık öziletkenlik bulguları.

Kristal hacim oranı $I_C^{RS} = 0,69$ olan diğer yüksek kristalli mikrokristal silisyum malzemenin oksijen gazı içindeki karanlık öziletkenlik değişimi Şekil 3.19.b'de gösterilmiştir. Şekil 3.19.b'den de görüleceği gibi hem sıcaklık hem de oksijen gazının etkisi ile karanlık öziletkenlik değeri $9,20 \times 10^{-9}$ (S/cm) değerinden hızlıca iki merteben fazla artarak uzun zaman süresinin sonunda sabit bir değere ulaştığı görülmektedir. Daha sonra 300 K sıcaklığına soğutulan malzemenin karanlık öziletkenlik bulguları $2,0 \times 10^{-8}$ (S/cm) değerinde sabitlenirken oksijen gazı öncesi ısıl işlem-1 sonrasına göre yaklaşık 2 katlık artış göstermiştir (3 numaralı sembol ve 1 numaralı sembol). Oksijen gazı içindeki SSPC ve DBP ölçümlerinin ardından malzeme yüksek vakum ortamına alındığında karanlık öziletkenlik bulguları zamanla yavaş bir artış göstererek beş katlık bir artışın sonunda sabit bir değere ulaşmaktadır. Oksijen gazı sonrasında gerçekleştirilen vakumlama işlemi sonunda da karanlık öziletkenlik artışı ortaya çıkmaktadır. Şekil 3.19.b'den de görüldüğü gibi oksijen gazının yarattığı etki yüksek vakum ortamında gerçekleştirilen ölçümlerle yapıldığında ısıl işlem-1 başlangıç değerine göre bir mertebe karanlık öziletkenlik artışı oluşmaktadır. Oksijen gazından kaynaklı olarak oluşan karanlık öziletkenlik artışını ortadan kaldırmak için 430 K'de gerçekleştirilen ısıl işlem sonunda 300 K'e soğutulan malzemenin zamana bağlı karanlık öziletkenlik bulguları 5 numaralı sembollerle gösterilmiştir. Şekil 3.19.b'den de görüldüğü gibi karanlık öziletkenlik bulguları yaklaşık $4,3 \times 10^{-8}$ S/cm değerinde sabitlenmiştir. Oksijen gazının yarattığı bir mertebelik iletkenlik artışının hemen hemen yarısı ısıl işlem-2 ile ortadan kaldırılan metastabilite etkisi iken bir kısmının da kalıcı olarak geri dönüşümsüz (instabilite) iletkenlik artışı yarattığı görülmektedir. Oksijen gazının yarattığı bu tür karanlık iletkenlik artışı her iki yüksek kristalli malzemede de oluşmakta, fakat $I_C^{RS} = 0,69$ olan malzemede daha fazla iletkenlik artışı gözlenirken, hem geri dönüşümlü hem de geri dönüşümsüz iletkenlik artışı gözlenmiştir.

Orta kristalli malzemelerin oksijen gazı içinde kayıt edilen karanlık öziletkenlik bulguları Şekil 3.20.a ve Şekil 3.20.b'de özetlenmiştir. Mikrokristal fazdan amorf faza geçiş bölgesi olarak tanımlanan koşullar altında büyütülmüş ve kristal hacim oranı $I_C^{RS} = 0,52$ olan kalın malzemenin karanlık öziletkenlik bulgularının zamana göre değişimi önceki malzemelerin bulgularına benzer bir değişim sergilediği Şekil

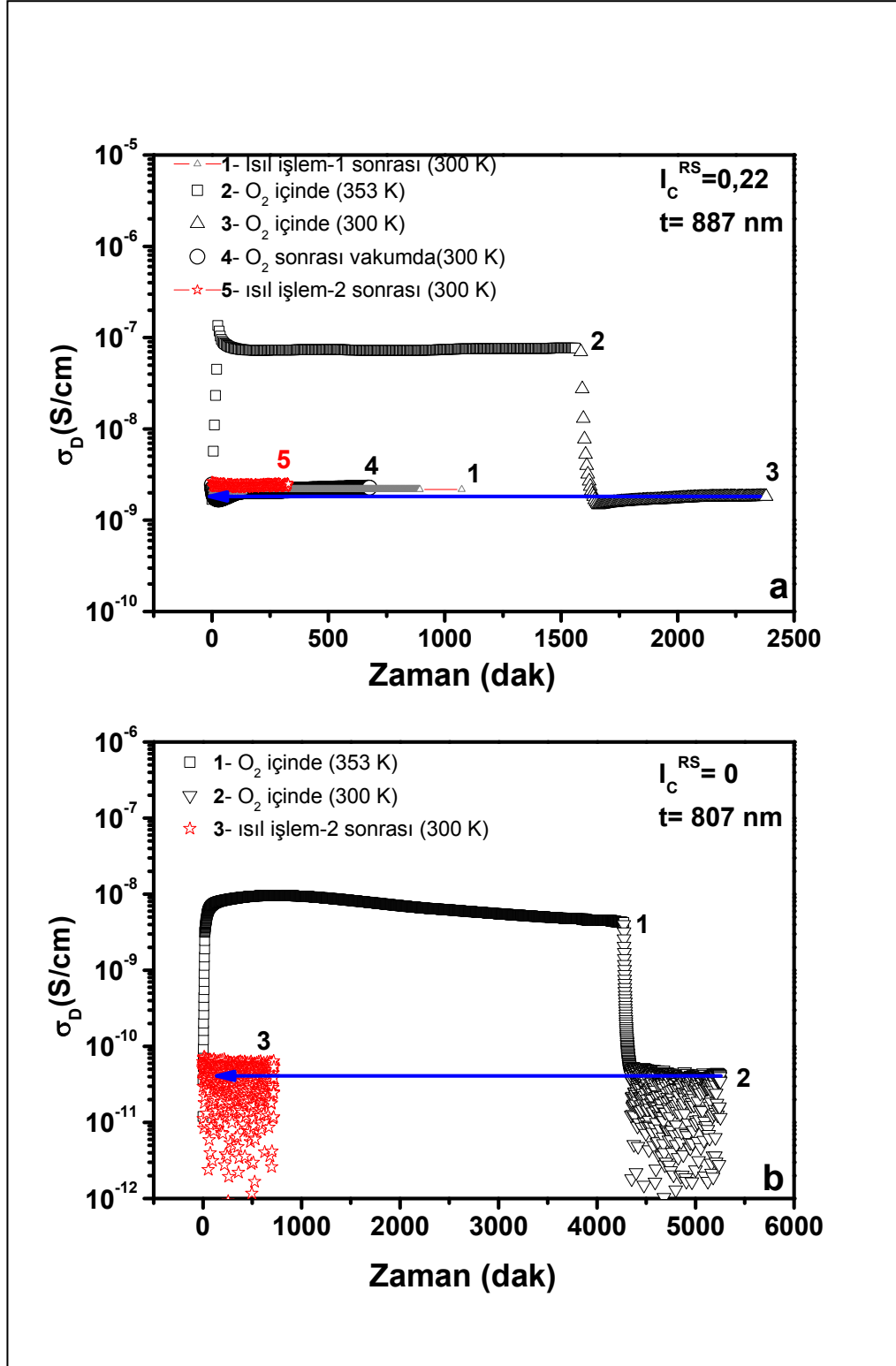
3.20.a'da görülmektedir. Sıcaklık ve oksijen gazının etkisi ile ani olarak yaklaşık iki mertebe artan karanlık öziletkenlik bulguları uzun zaman dilimi sonunda kararlı sabit bir değere ulaştıktan sonra malzemenin 300 K'e soğutulması ile tekrar hızlıca azalarak hemen hemen ısıtma işlem-1 sonrası karanlık öziletkenlik değerine erişmiştir. Yani oksijen gazı içinde yapılan ölçüm ile oksijen gazının malzemede herhangi bir iletkenlik değişimi yaratmadığı ortaya çıkmaktadır. Oksijen gazında gerçekleştirilen SSPC ve DBP ölçümlerinin ardından yüksek vakum ortamına alınan malzemenin karanlık öziletkenlik bulguları tekrar zamanla artarak $1,30 \times 10^{-7}$ (S/cm) değerine ulaşmaktadır. Isıtma işlem-1 sonrası elde edilen bulgulara göre yaklaşık 3 katlık bir artma söz konusudur. Önceki malzemelerde elde edilen bulgulara benzer bir iletkenlik artışı ortaya çıkmaktadır. Oksijen gazının yarattığı iletkenlik artmalarını ortadan kaldırmak için 430 K'de gerçekleştirilen ısıtma işlem-2'den sonra 300 K'e soğutulan malzemenin karanlık öziletkenlik bulguları 5 numaralı sembolle Şekil 3.20.a'da belirtildiği gibi hemen hemen ısıtma işlem-1 sonrasında elde edilen bulgularla (1 numaralı semboller) örtüşmektedir. Isıtma işlem-2 ile oksijen gazının yarattığı karanlık öziletkenlik artışı tamamen ortadan kalkan geri dönüşümlü yani bir metastabilite etkisidir. Yüksek kristalli malzemelerde hem geri dönüşümlü hem de geri dönüşümsüz iletkenlik artışı gözlenirken orta kristalli kalın malzemede sadece metastabilite etkisi oluşmaktadır.



Şekil 3.20. Geçiş kristalli kalın, a) $I_C^{RS} = 0,52$, b) $I_C^{RS} = 0,40$ kristal hacim oranına sahip mikrokristal silisyum malzemelerin ısıtım işlem-1 sonrası(300 K),oksijen gazı içerisinde(353 K), oksijen gazı içerisinde(300 K), oksijen gazı uygulaması sonrası yüksek vakum ortamında(300 K) ve ısıtım işlem-2 sonrası(300 K), zamana bağlı karanlık öziletkenlik bulguları.

Amorf fazı baskın ve kristal hacim oranı $I_C^{RS} = 0,40$ olan diğer orta kristalli kalın malzemenin oksijen gazı içindeki zamana bağlı karanlık öziletkenlik bulguları ise Şekil 3.20.b'de gösterildiği gibi önceki malzemelerin bulgularına benzerdir. Oksijen gazından sonra 300 K'de vakum ortamına alındığında karanlık öziletkenlik bulguları yaklaşık 8 kat artarak sabitlenmektedir. Isıl işlem-2 sonrasında ise oksijenden kaynaklı karanlık iletkenlik artışının ortadan kalkmadığı ve hemen hemen geri dönüşsüz instabilite etkisi olduğu görülmektedir.

Kalın malzemelerin son örnekleri amorf fazın baskın olduğu düşük kristalli ve tamamen sıfır kristalli amorf silisyum malzemeleri oluşturmaktadır. Bu iki malzemenin oksijen gazı içindeki zamana bağlı karanlık öziletkenlik bulguları Şekil 3.21.'de sunulmuştur. Amorf silisyum malzemenin 300 K'deki karanlık akım değerleri aşırı düşük olmasından ölçüm aleti ve BNC kablolarının elektronik gürültü sınırlarına dayandığından Şekil 3.21.b'de gürültülü bir grafik elde edilmektedir. Her iki malzeme için başlangıçtaki sıcaklık artışı ve/veya oksijen gazının etkisi ile karanlık öziletkenlik artışı diğer malzemelerdeki gibi oluşmasına rağmen, malzeme 300 K değerine soğutulduğunda karanlık öziletkenlik bulguları da hızlıca azalarak ısı işlem-1 sonrası elde edilen değerlere ulaşmaktadır. Hatta yüksek vakuma alındıktan sonra bile karanlık öziletkenlik bulgularında kayda değer bir artmanın olmadığı bulunmuştur. Sonraki ısı işlem-2 sonundaki zamana bağlı grafikteki (5 numaralı semboller) bulgular da uyumlu bir şekilde ısı işlem-1 sonraki bulgularla (1 numaralı semboller) örtüşmektedir. Sonuç olarak, orta ve yüksek kristalli kalın malzemelerin aksine amorf fazı baskın düşük kristalli ve amorf malzemenin oksijen gazından kaynaklı herhangi bir metastabilite veya instabilite etkisine sahip olmadığı aşıkardır.



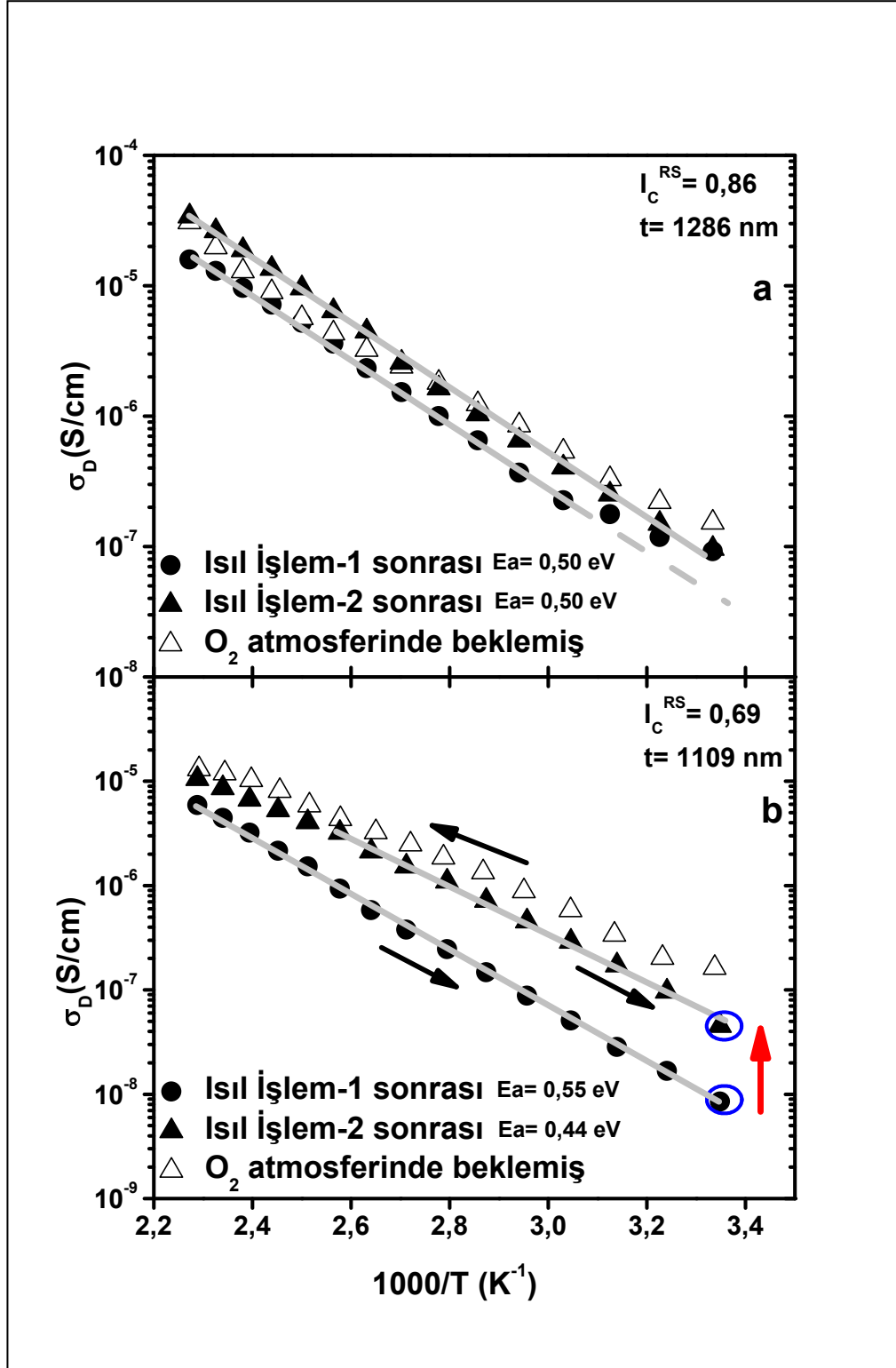
Şekil 3.21. Düşük kristalli ve amorf kalın, a) $I_C^{RS} = 0,22$, b) $I_C^{RS} = 0$ kristal hacim oranına sahip mikrokristal silisyum malzemelerin ısıtım işlem-1 sonrası (300 K), oksijen gazı içerisinde (353 K), oksijen gazı içerisinde (300 K), oksijen gazı uygulaması sonrası yüksek vakum ortamında (300 K) ve ısıtım işlem-2 sonrası (300 K), zamana bağlı karanlık öziletkenlik bulguları.

Yüksek kristalli ve orta kristalli mikrokristal silisyum malzemelerin oksijen gazında beklenmesi sonucunda hem metastabilite hem de instabilite etkilerinin oluştuğunu, düşük kristalli mikrokristal silisyum ve amorf silisyumda ise oksijen gazının kayda değer bir karanlık iletkenlik değişimi yaratmadığı yukarıda açıklandı. Geri dönüşümsüz (instabilite) etkilerinin sonucu olarak ortaya çıkan karanlık öziletkenlik artışlarının nedeni karanlık Fermi seviyesinin kısmen iletkenlik bant ucuna kayması sonucunda ortaya çıktığı literatürde belirtilmiştir. Fermi seviyesindeki değişimler sıcaklığa bağlı karanlık öziletkenlik bulgularından elde edilmektedir. Bu amaçla aşağıda incelenen malzemelerin sıcaklığa bağlı karanlık öziletkenlik bulguları Şekil 3.22., Şekil 3.23., ve Şekil 3.24.'de gösterilmiştir. $I_C^{RS} = 0,86$ olan yüksek kristalli malzemenin oksijen gazı öncesi ve oksijen gazından sonra elde edilen aktivasyon enerjisi $E_a = 0,50$ eV olarak hesaplandığından herhangi bir kayda değer karanlık öziletkenlik değişimi gözlenmemiştir. Şekil 3.22.b'de gösterilen $I_C^{RS} = 0,69$ yüksek kristalli malzeme için ısı işlem öncesi $E_a = 0,55$ eV iken oksijen gazından sonra hesaplanan aktivasyon enerjisi $E_a = 0,44$ eV olarak elde edilmiştir. Burada Fermi seviyesinin oksijen gazının etkisi ile 0,11 eV kadar iletkenlik bandına yaklaştığı anlaşılmaktadır.

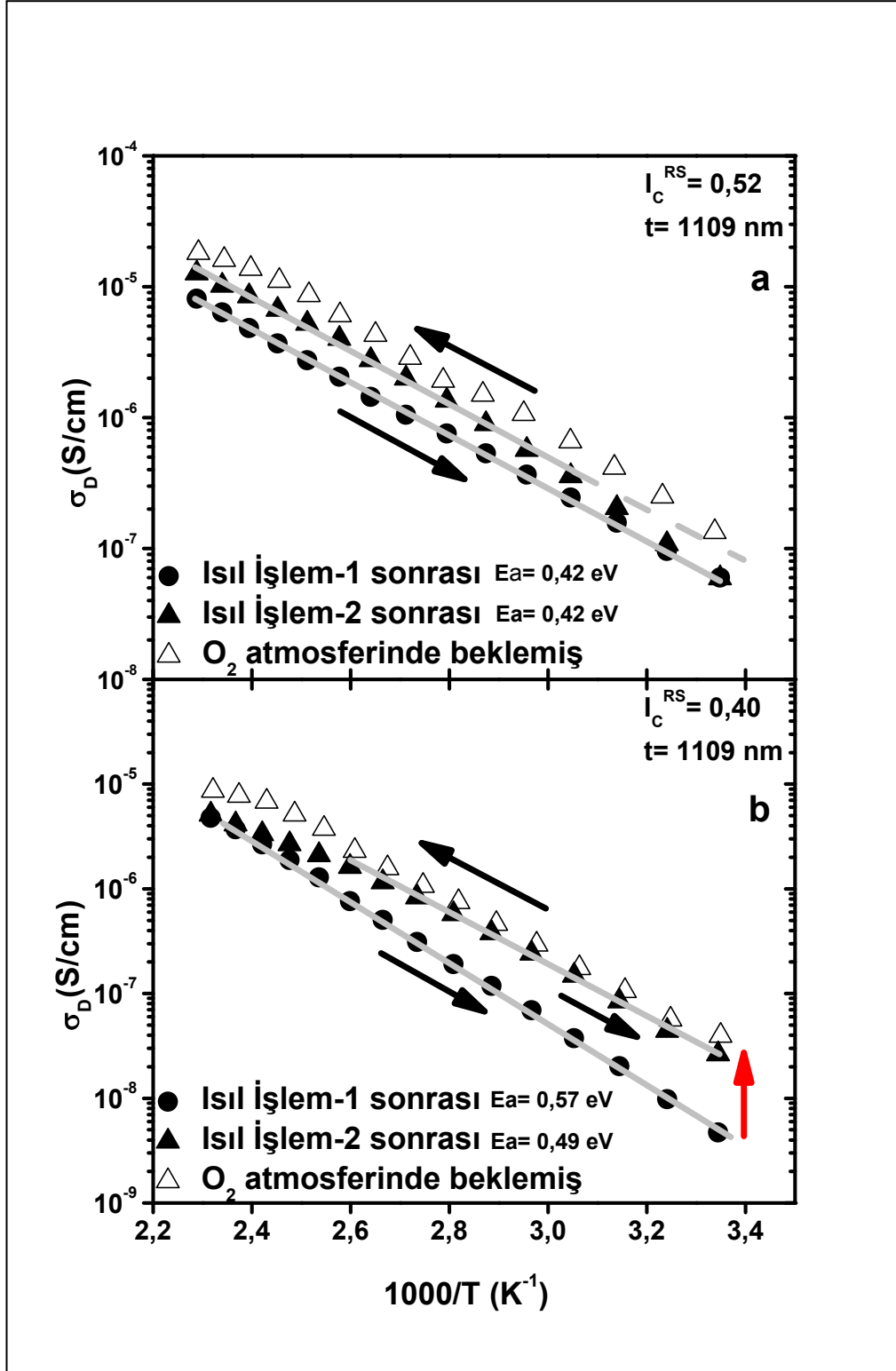
Orta kristalli kalın mikrokristal malzemelerin Şekil 3.23.a'da gösterilen $I_C^{RS} = 0,52$ kristal hacim oranına sahip malzemenin oksijen gazı öncesinde ve sonrasında ölçülen sıcaklığa bağlı karanlık öziletkenlik bulgularından hesaplanan aktivasyon enerjisi $E_a = 0,42$ eV olarak hesaplanmıştır. Fermi seviyesinde oksijenin etkisi ile bir değişim gözlenmemiştir. Oksijen gazının yarattığı birkaç katlık iletkenlik artışı tamamen geri dönüşümlü bir metastabilite etkisi olduğu açıktır. Kristal hacim oranı $I_C^{RS} = 0,40$ olan orta kristalli malzemenin Şekil 3.23.b'de elde edilen bulgularından oksijen gazı öncesi aktivasyon enerjisi $E_a = 0,57$ eV olarak hesaplanmıştır. Oksijen gazından sonra ise aktivasyon enerjisi $E_a = 0,49$ eV değerine düşmüştür. Bir başka deyişle, Fermi seviyesi oksijen gazının etkisi ile 80 meV kadar iletkenlik bant ucuna kaydığı anlaşılmaktadır. Oksijen gazı ile geri dönüşümsüz yani bir instabilite etkisi bu malzemede yaratılmıştır. 300 K'de ölçülen karanlık öziletkenlik bulguları kalıcı olarak ısı işlem-1 durumuna ait değerden 5 kat daha yüksek bir değere sahiptir. Bu durum Şekil 3.23.b'de ok işareti ile gösterilmiştir.

Amorf fazı baskın düşük kristalli kalın mikrokristal silisyum ve sıfır kristalli amorf silisyum malzemenin oksijen gazından etkilenmediği bir önceki kısımda belirtilmişti. Şekil 3.24.'de gösterilen Arrhenius grafiklerinden de hesaplanan aktivasyon enerji değerlerinin oksijen gazı öncesi ve sonrasında aynı olduğu bulunmuştur. Yani oksijen gazına maruz kalan bu iki malzemenin karanlık Fermi seviyesinde kayda değer bir değişimin olmadığı açıktır. Bu nedenle 300 K'de ölçülen karanlık öziletkenlik bulguları hemen hemen aynıdır. Şekil 3.24.b'de gösterilen amorf silisyum malzemenin oksijen gazından sonra karanlık öziletkenlik bulguları yaklaşık bir merteye arttığı görülmeye rağmen 300 K'deki değeri yaklaşık olarak 1×10^{-10} S/cm'dir. Bu değer mikrokristal silisyum malzemelerin 300 K'deki karanlık öziletkenlik değerleri ile karşılaştırıldığında 100 ile 1000 kat daha küçük bir değerdir. Oksijen gazının amorf silisyumun karanlık öziletkenlik bulgularında yarattığı bu artmanın malzemenin yüzeyine fiziksel olarak tutunmuş oksijen moleküllerinin yarattığı düşük dirençli bir paralel iletkenlik kanalından kaynaklandığı düşünülebilir. Çünkü ısı işlem sonrasında aktivasyon enerjisi aynı kalmakta ve yüzeye yapışmış oksijen moleküllerinin tamamen yüzeyden uzaklaştırılması ile karanlık öziletkenlik bulguları ısı işlem-1 sonrası değerleri ile örtüşmektedir. Amorf silisyum malzemenin hacminde yaratılan bir değişim olmadığı açıktır. Mikrokristal silisyum malzemelerde yüzeye yapışan oksijen moleküllerinin yarattığı paralel iletkenlik kanalı olsa bile bu iletkenlik değeri mikrokristal silisyum malzemelerin hacimsel karanlık öziletkenlik bulgularından daha düşük olmasından (100 ile 1000 kat daha düşük) dolayı ölçülen değerlere bir katkısı olmamaktadır.

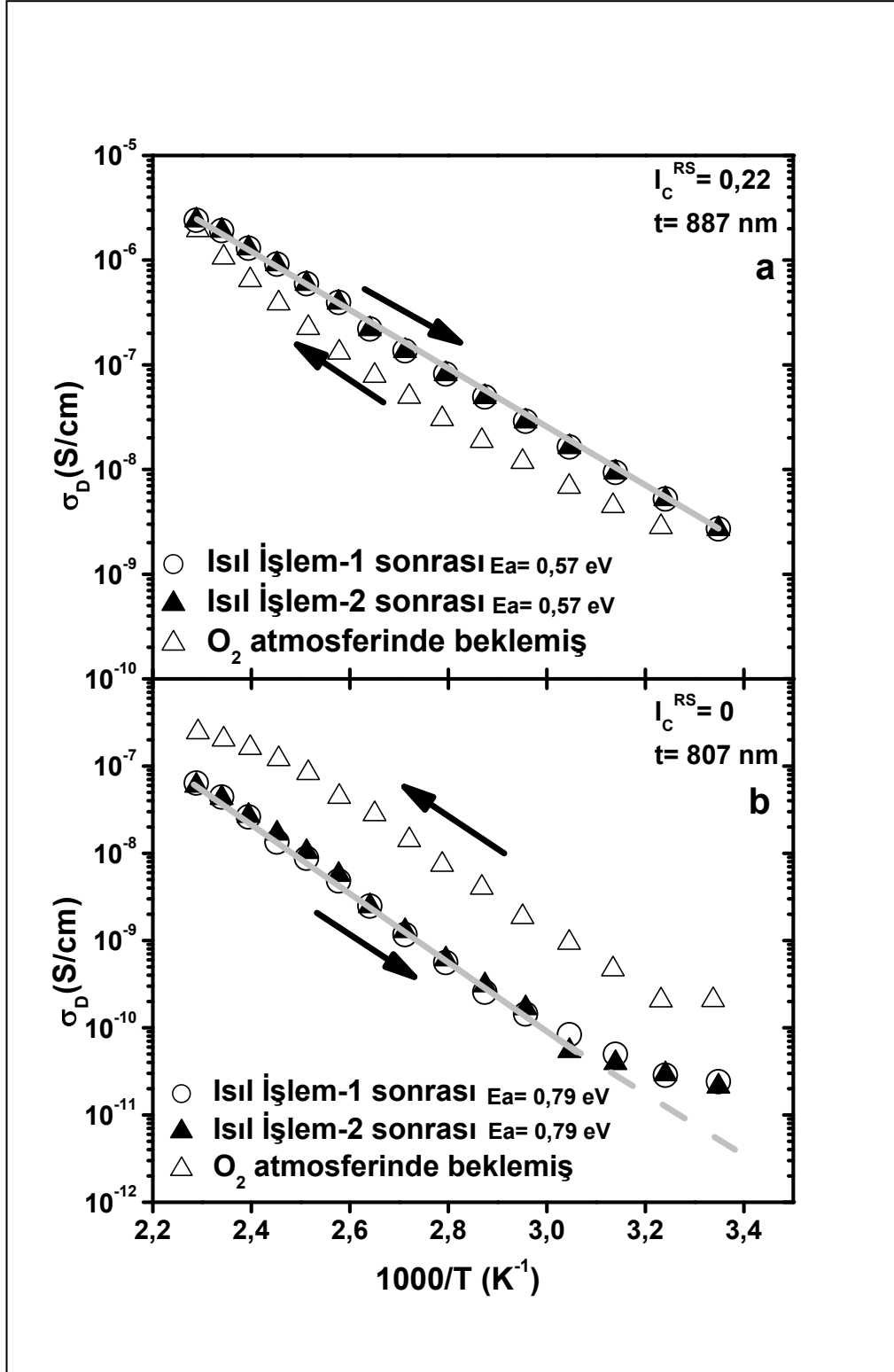
Oksijen gazının kalın mikrokristal silisyum malzemelerde yarattığı metastabilite ve instabilite etkilerinden dolayı Fermi seviyesinde iletkenlik bant ucuna doğru kaymaların olduğu, bunun sonucunda da 300 K'de ölçülen karanlık öziletkenlik bulgularında artışın olduğu belirlenmiştir. Oksijen gazının malzemenin hacminde yaratmış olduğu diğer optoelektronik değişimlerin anlaşılması için fotoiletkenlik ve DBP ölçümleri bir önceki kısımdaki gibi ayrıntılı bir şekilde gerçekleştirilerek aşağıda sunulmuştur.



Şekil 3.22. Yüksek kristalli a) $I_C^{RS} = 0,86$ ve b) $I_C^{RS} = 0,69$ kristal hacim oranına sahip kalın mikrokrystal silisyum malzemelerin ısı işlem-1 sonrası soğurken, oksijen gazı sonrası ısınırken ve ısı işlem-2 sonrası soğurken kayıt edilen yarı logaritmik sıcaklığa bağlı karanlık iletkenlik bulguları.



Şekil 3.23. Geçiş kristalli a) $I_C^{RS} = 0,52$ ve b) $I_C^{RS} = 0,40$ kristal hacim oranına sahip kalın mikrokristal silisyum malzemelerin ısı işlem-1 sonrası soğurken, oksijen gazı sonrası ısınırken ve ısı işlem-2 sonrası soğurken kayıt edilen yarı logaritmik sıcaklığa bağlı karanlık iletkenlik bulguları.

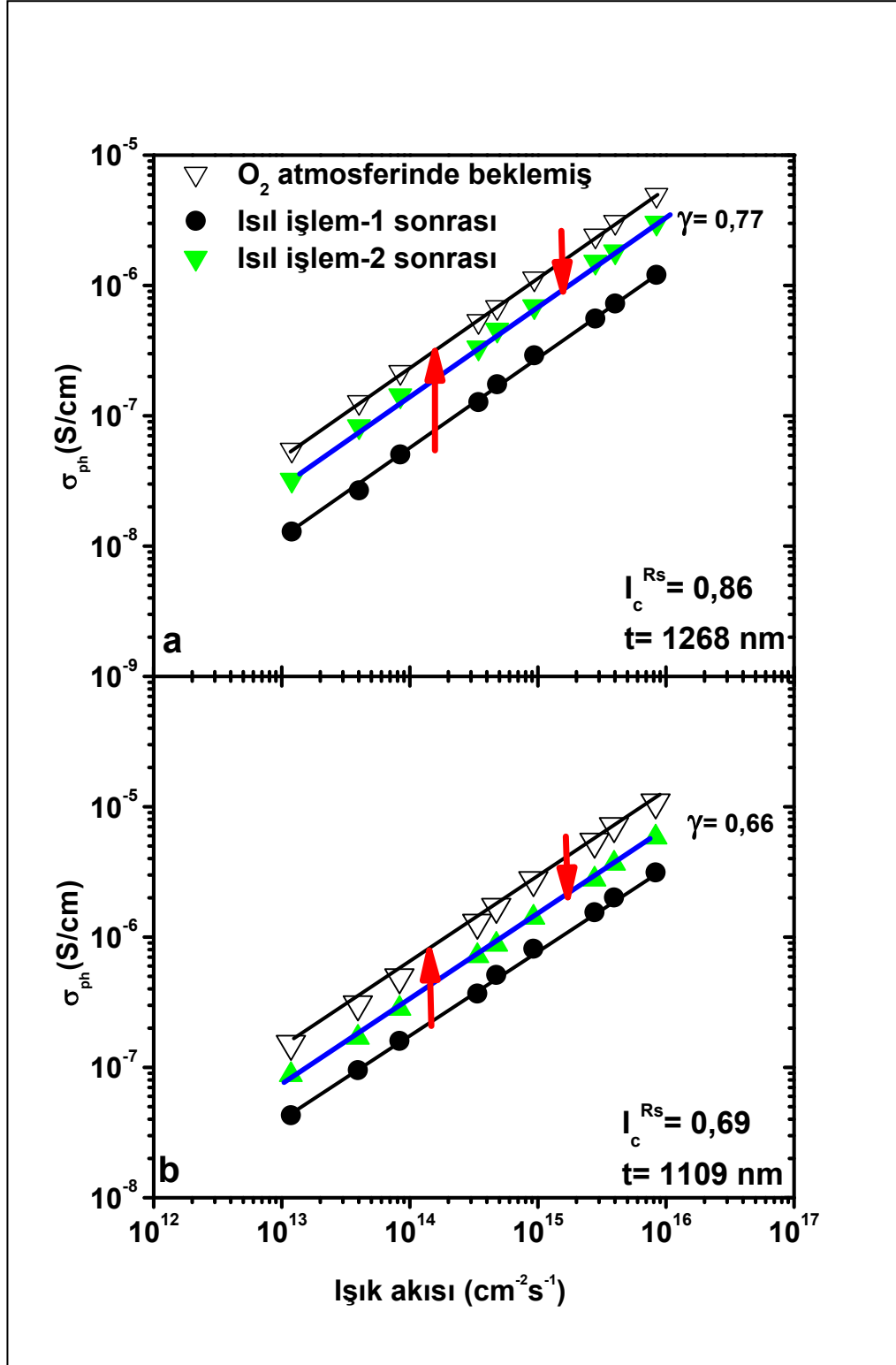


Şekil 3.24. Düşük kristalli ve amorf a) $I_C^{RS} = 0,22$ ve b) $I_C^{RS} = 0$ kristal hacim oranına sahip kalın mikrokristal silisyum malzemelerin ısıtım işlem-1 sonrası soğurken, oksijen gazı sonrası ısınırken ve ısıtım işlem-2 sonrası soğurken kayıt edilen yarı logaritmik sıcaklığa bağlı karanlık öziletkenlik bulguları.

3.3.2. Foto  ziletkenlik bulguları

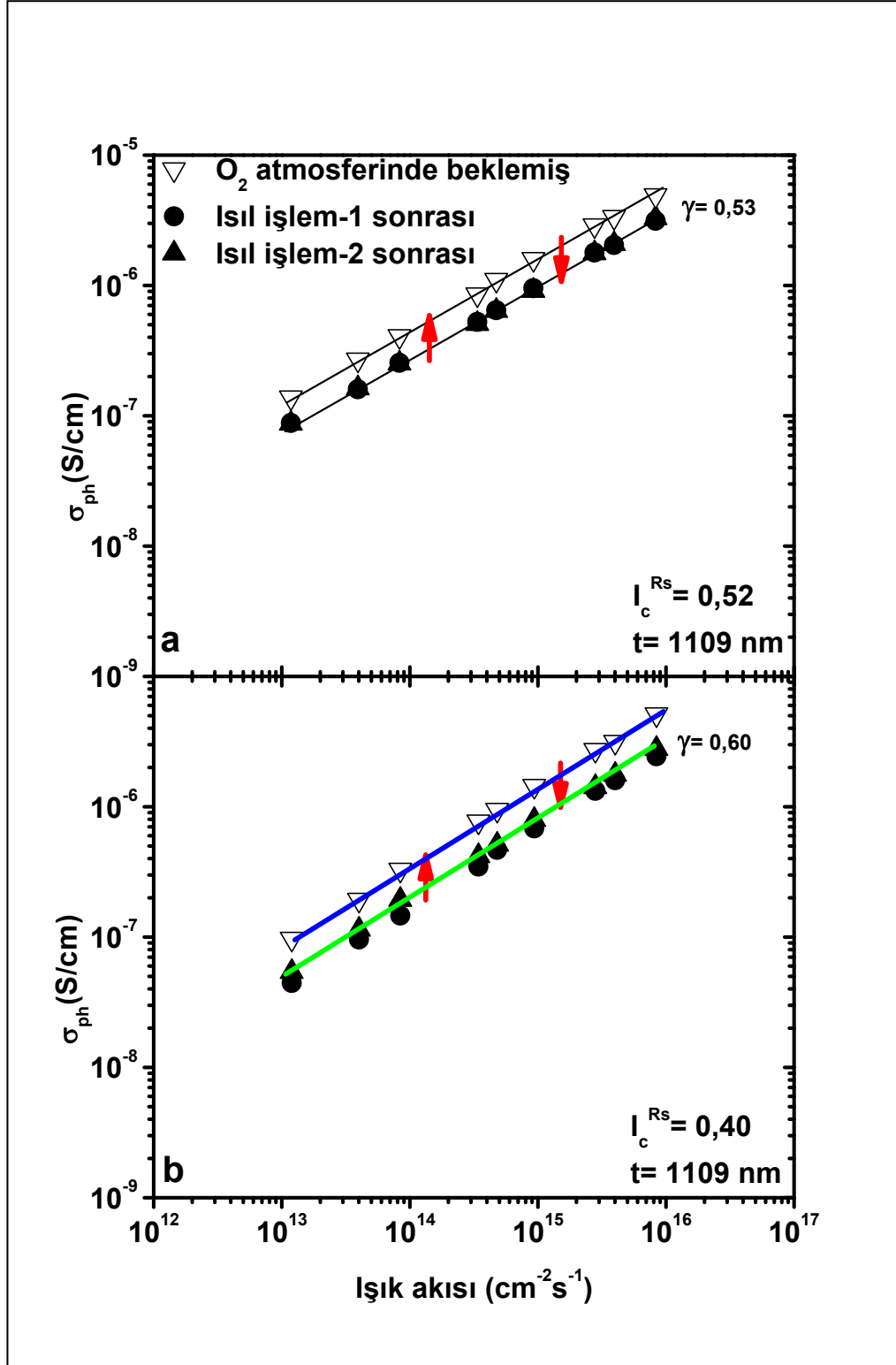
Yüksek saflıkta oksijen gazının kalın mikrokristal silisyum malzemelerin karanlık  ziletkenlik bulgularının artmasına neden olduğu, bu artışın birkaç katlık artış ile birkaç on katlık artış arasında değiştiği yukarıda özetlenmiştir. Bu artmanın nedeninin de karanlık Fermi seviyesinin iletkenlik bant ucuna doğru kaymasından kaynaklandığı malzemelerin sıcaklığa bağlı karanlık  ziletkenlik bulguları grafiklerinden elde edildi. Karanlık Fermi seviyesindeki kaymalar aynı zamanda foto  ziletkenlik bulgularını da doğrudan etkilemektedir. Ayrıca, foto  ziletkenlik bulgularını değiştiren diğer önemli etmen ise yasak enerji aralığında yerelleşmiş rekombinasyon merkezlerindeki değişimlerdir. Kalın mikrokristal silisyum malzemelerin oksijen gazı öncesi ve sonrası gerçekleştirilen ısıl işlemler ve de oksijen gazına maruz kaldığı durumlar için 300 K oda sıcaklığında ışık şiddetine bağlı ölçülen foto  ziletkenlik bulguları sırası ile şekil 3.25., şekil 3.26. ve şekil 3.27.'de gösterilmiştir. şekil 3.25.a'da gösterilen kristal hacim oranı $I_C^{RS} = 0,86$ olan yüksek kristalli malzemenin foto  ziletkenlik bulguları oksijen gazı sonrasında 4 katlık bir artış göstermiş ve ısıl işlem-2 sonrasında bu artmanın hemen hemen yarısı ortadan kalmıştır. Oksijen gazının etkisi ile oluşan foto  ziletkenlik artışının bir kısmı geri dönüşümlü (metastabilite) ve ısıl işlem-2 ile ortadan kaldırılırken, bir kısmı da geri dönüşümsüz (instabilite) foto  ziletkenlik artışıdır. Log-log olarak çizilen grafiklerin doğrusal eğimleri olarak tanımlanan γ üstel parametresi 0,77 olarak hesaplanmıştır. Malzemenin rekombinasyon merkezlerinin sürekli enerji dağılımına sahip olduğunu belirtmektedir. Bu malzemenin 300 K'de ölçülen karanlık  ziletkenlik bulgularında bir değişim olmazken, foto  ziletkenlik bulgularında hem metastabilite hem de instabilite etkileri ortaya çıkmaktadır. şekil 3.25.b'de gösterilen diğer yüksek kristalli malzemenin foto  ziletkenlik bulguları da oksijen gazının etkisi ile bir önceki yüksek kristalli malzemeninkine benzerlik göstermektedir. Oksijen gazı sonrasında hemen hemen 4 katlık bir foto  ziletkenlik artışı elde edilirken, bunun yarısı ısıl işlem-2 ile ortadan kalkmıştır. Yani  nceki malzemedede gözlenen hem geri dönüşümlü hem de geri dönüşümsüz foto  ziletkenlik artışı oluşmaktadır. Bu malzemenin γ üstel parametresi 0,66 olarak hesaplanmıştır. Her iki yüksek

kristalli malzemenin de yasak enerji aralığında benzer elektronik kusur dağılımının mevcut olduğunu ifade etmektedir.



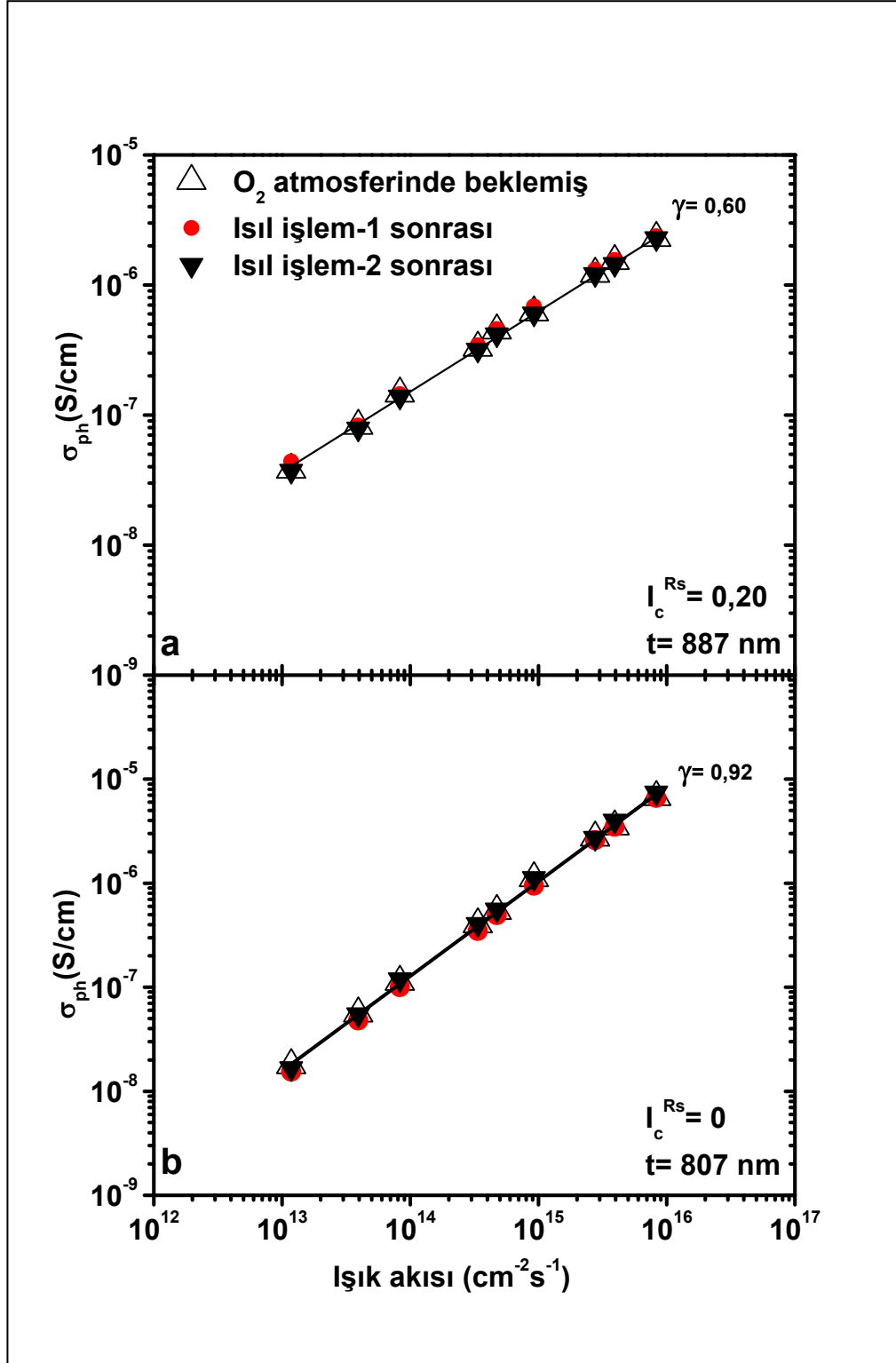
Şekil 3.25. Yüksek kristalli a) $I_c^{RS} = 0,86$ ve b) $I_c^{RS} = 0,69$ kristal hacim oranına sahip kalın mikrokristal silisyum malzemelerin oksijen gazında bekletilmesinden sonra, oksijen gazı öncesi ve sonrasında gerçekleştirilen ısı işlemlere ait 300 K’de elde edilen ışık şiddetine bağlı foto öziletkenlik bulguları

Orta kristalli malzemeler kristal fazdan amorf faza geçiş büyütme koşulları altında hazırlanmaktadır. Bu malzemelerde kristal ve amorf fazların karışık halde bulunmasından dolayı oksijen gazının bu malzemelerin foto ziletkenlik özelliklerine etkileri yüksek kristalli malzemelere göre daha azdır. Şekil 3.26.a ve Şekil 3.26.b’de gösterilen bulgulardan oksijen gazında bekleyen malzemelerin foto ziletkenlik bulguları yaklaşık 1,5 ile 2 katlık bir artma göstermiştir. ııl işlem-2 sonrasında ise bu artış tamamen ortadan kalkarak foto ziletkenlik bulguları oksijen gazı öncesindeki ııl işlem-1 durumuna ait bulgularla örtüşmektedir. Bir başka deyişle, orta kristalli malzemelerde oksijen gazının etkisi azalmakta ve yaratılan foto ziletkenlik artışı tamamen geri dönüşümlü bir metastabilite etkisi olduğu anlaşılmaktadır. Her iki malzemenin γ üstel parametresinde bir değişim gözlenmemiştir.



Şekil 3.26. Yüksek kristalli a) I_c^{RS} = 0,52 ve b) I_c^{RS} = 0,40 kristal hacim oranına sahip kalın mikrokristal silisyum malzemelerin oksijen gazında bekletilmesinden sonra, oksijen gazı öncesi ve sonrasında gerçekleştirilen ısıtma işlemlerine ait 300 K’de elde edilen ışık şiddetine bağlı foto iletkenlik bulguları

Düşük kristalli ve tamamen amorf faza sahip kalın malzemeleri karanlık öziletkenlik bulguları oksijen gazından etkilenmediği yukarıda gösterilmişti. Aynı şekilde Şekil 3.27.a ve Şekil 3.27.b'de sunulan grafiklerde her iki malzemenin foto öziletkenlik bulguları oksijen gazı ortamında bekleme sonunda kayda değer bir değişim ortaya koymamıştır. Düşük kristalli malzemenin γ üstel parametresi 0,60 olarak hesaplanmış ve diğer mikrokristal silisyum malzemelerinkine benzer olmasına rağmen amorf silisyum malzemenin γ üstel parametresi 0,92 olarak hesaplanmış ve 1,0 ideal değerine çok yakındır. Düşük kristalli mikrokristal silisyum ve amorf silisyum malzemelerin karanlık ve foto öziletkenlik bulgularından oksijen gazının etkisi ile malzemelerin yasak enerji aralığında yerleşmiş elektronik kusur dağılımlarında kayda değer bir değişimin olmadığı sonucuna varılabilir. Elde edilen bulguların daha ayrıntılı anlaşılması için DBP yöntemi ile elde edilen optik soğurma katsayısı spektrumları aşağıdaki kısımda ayrıntılı olarak sunulmuş ve yukarıda özetlenen bulgularla karşılaştırılmıştır.



Şekil 3.27. Yüksek kristalli a) $I_c^{RS} = 0,22$ ve b) $I_c^{RS} = 0$ kristal hacim oranına sahip kalın mikrokristal ve amorf silisyum malzemelerin oksijen gazında bekletilmesinden sonra, oksijen gazı öncesi ve sonrasında gerçekleştirilen ısıl işlemlere ait 300 K’de elde edilen ışık şiddetine bağlı foto iletkenlik bulguları

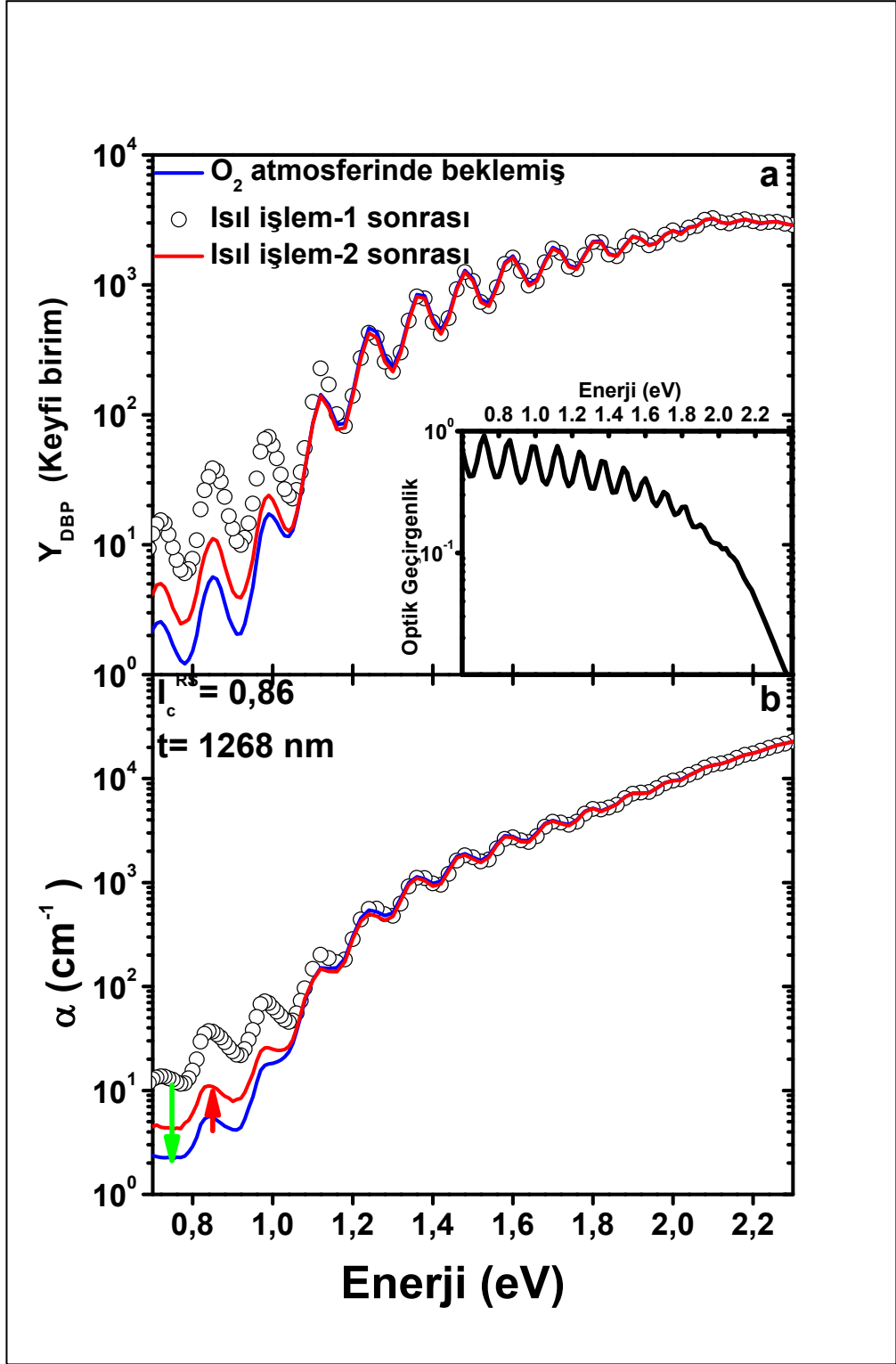
3.3.3. İki demetli foto iletkenlik (DBP) bulguları

Yüksek saflıkta oksijen gazı atmosferinde bekletilen yüksek kristalli ve orta kristalli kalın mikrokristal silisyum malzemelerin foto iletkenlik bulgularında 2 ile 4 kat arasında artış olurken, amorf fazın baskın olduğu düşük kristalli mikrokristal silisyum ve sıfır kristalli amorf silisyum malzemenin foto iletkenlik bulgularında kayda değer bir değişim gözlenmemiştir. Orta kristalli malzemelerde yaratılan foto iletkenlik artışı ısı işlem-2 ile tamamen ortadan kaldırılırken, yüksek kristalli malzemelerde bu artış kısmen ortadan kaldırılabilmiştir. Foto iletkenlik bulgularını doğrudan etkileyen yasak enerji aralığında yerleşmiş elektronik kusur dağılımlarının oksijen gazından etkilendiğini anlaşılmaktadır. Bu nedenle gerçekleştirilen düşük enerjili optik soğurma katsayısı spektrumu ölçümleri oksijen gazından sonra da ayrıntılı olarak elde edilmiş ve aşağıda gösterilmiştir. Her malzeme için DBP ölçümleri dört farklı dc ışık şiddetinde elde edilmiş ve aynı anda ölçülen optik geçirgenlik spektrumu kullanarak mutlak optik soğurma katsayısı, $\alpha(h\nu)$, spektrumları hesaplanmıştır. Oksijen gazının yarattığı değişimler sadece en düşük dc ışık şiddeti (DC1) altında ölçülen DBP ölçümleri ve bunlara karşılık gelen $\alpha(h\nu)$ spektrumları ısı işlemlerden sonra elde edilenlerle karşılaştırılarak yapılmıştır.

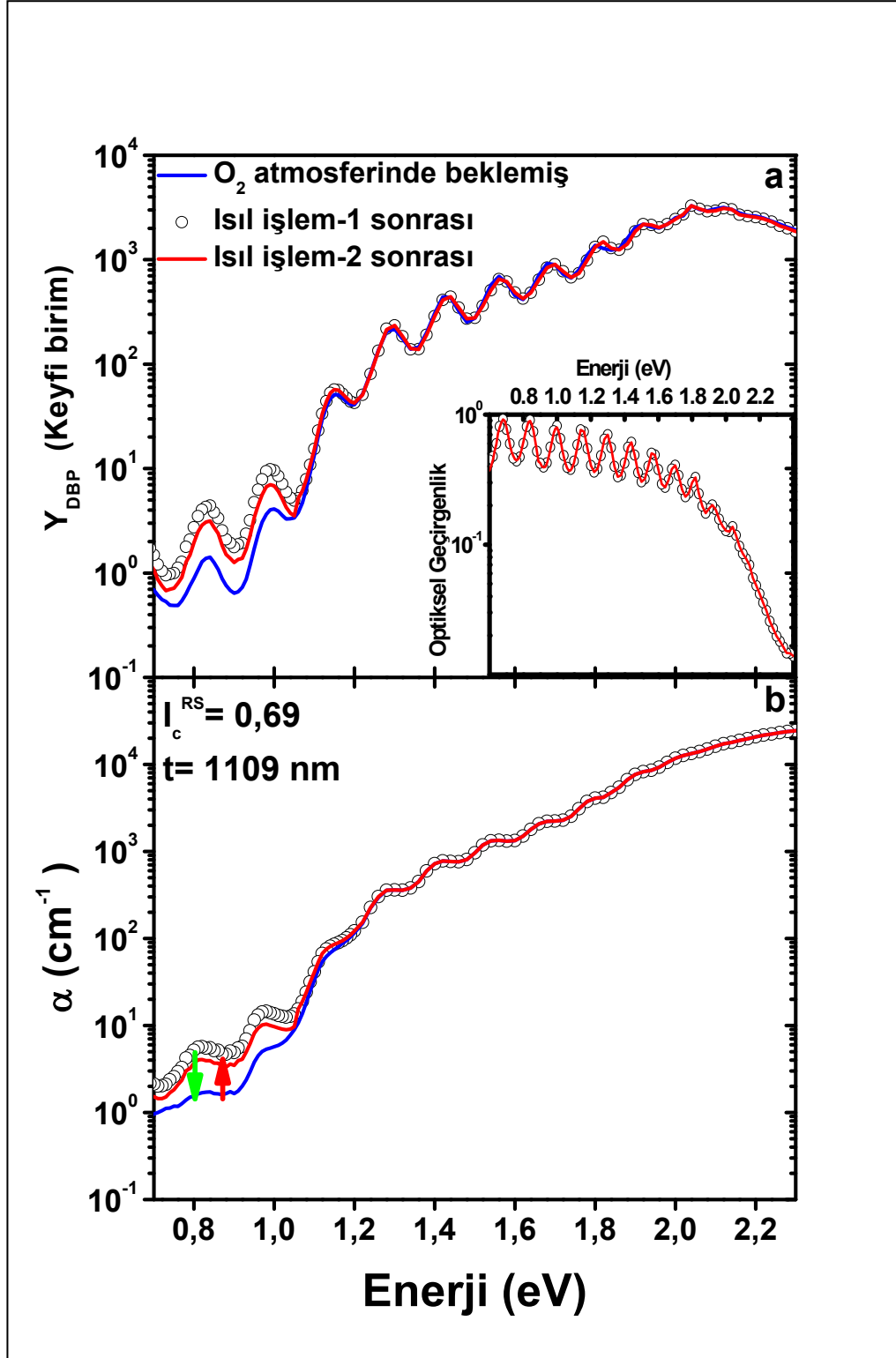
Şekil 3.28.'de kristal hacim oranı $I_C^{RS} = 0,86$ olan yüksek kristalli kalın mikrokristal silisyum malzemenin DC1 ışık şiddetinde ölçülen ham DBP spektrumları ve bu spektrumlara karşılık gelen mutlak $\alpha(h\nu)$ spektrumları gösterilmiştir. Isıl işlem-1 sonrası oksijen ortamına bırakılan malzemenin hem DBP hem de $\alpha(h\nu)$ spektrumlarının sadece düşük enerji bölgesinde oksijen gazından sonra kayda değer bir azalma görülmektedir. Bunun anlamı şudur; malzemenin hacminde bulunan ve yasak enerji aralığında yerleşmiş, Fermi seviyesi altındaki elektronik kusur dağılımlarında azalmanın sonucu olarak $\alpha(h\nu)$ optik soğurma katsayısı azalmaktadır. Yani oksijen atomları mevcut elektronik kusurların bir kısmını ortadan kaldırmakta, elektronik olarak pasif hale getirmektedir. Daha sonra gerçekleştirilen ısı işlem-2 ile düşük enerji bölgesinde $\alpha(h\nu)$ değerleri tekrar artmakta, yani elektronik kusurlar tekrar ortaya çıkmaktadır. Fakat, tamamen ısı işlem-1 sonunda elde edilen $\alpha(h\nu)$ spektrumuna erişilememiştir. Isıl işlem-2 ile malzemedan atılamayan oksijen

moleküllerinin malzeme içinde, malzeme yüzeyi ve/veya kristal adacık yüzeylerinde mevcut elektronik kusurlarla kimyasal bağ yaparak kalıcı bir etki yarattığı anlaşılmaktadır. Isıl işlem-2 ile malzemeden atılan oksijen moleküllerinin ise kristal adacık yüzeylerine fiziksel olarak yapışarak elektronik kusurları ortadan kaldırdığı, ısıtım işlem-2 ile malzemeyi terk ettiklerinde elektronik kusurların tekrar ortaya çıkmasından dolayı düşük enerji bölgesinde gözlenen $\alpha(h\nu)$ optik soğurma katsayısı spektrumunun artmasına neden olduğu anlaşılmaktadır. Isıl işlem-2 sonrasında $\alpha(h\nu)$ spektrumunda gözlenen artmanın sonucu olarak rekombinasyon merkezi olarak davranan elektronik kusur yoğunluğundaki artış yukarıda özetlenen foto iletkenlik bulgularının da azalmasına neden olmaktadır. Dolayısıyla Şekil 3.28.'de gösterilen DBP bulguları ile Şekil 3.25.a'da gösterilen foto iletkenlik bulguları birbiri ile uyumludur.

Aynı şekilde Şekil 3.29.'da gösterilen diğer yüksek kristalli malzemenin oksijen gazı sonrası elde edilen girişim saçaklı ham Y_{DBP} spektrumu ve buradan hesaplanan $\alpha(h\nu)$ spektrumunun düşük enerji bölgesinde yaklaşık 4 katlık bir azalma elde edilmiştir. Bu malzemenin hacminde mevcut ve yasak enerji aralığında yerleşmiş elektronik kusur yoğunluklarının oksijen gazı etkisi ile azaldığı ortaya çıkmaktadır. Bir önceki yüksek kristalli malzeme gözlenen etkiye benzer bir değişim elde edilmiştir. Oksijen gazı uygulaması sonrası gerçekleştirilen ikinci ısıtım işlemi ile malzeme kısmi geri dönüşümlü bir etki oluşmaktadır. Bu malzemenin hacminde oksijen gazının hem kimyasal hem de fiziksel bağ yaptığı kimyasal olarak elektronik kusurlara tutun oksijen moleküllerinin de $\alpha(h\nu)$ spektrumunda azalmalara neden olduğu anlaşılmaktadır. Isıl işlem-2 ile malzemeyi terk eden oksijen molekülleri kısmi geri dönüşümlü bir metastabilite etkisi yarattığı anlaşılmaktadır. Fakat, Şekil 3.23.b ve Şekil 3.25.b'de gösterilen karanlık ve foto iletkenlik bulguları ise ısıtım işlem-2 sonrasında oksijen gazının yarattığı iletkenlik artışının kısmen geri dönüşümsüz olduğunu, karanlık Fermi seviyesinin iletkenlik bant ucuna doğru kalıcı olarak kaymış olduğunu ortaya koymaktadır. Dolayısıyla, oksijen gazının yarattığı metastabilite ve instabilite etkilerinin doğasının karmaşık olduğu iki farklı kristal hacim oranına sahip yüksek kristalli malzemenin deneysel bulgularından anlaşılmaktadır.

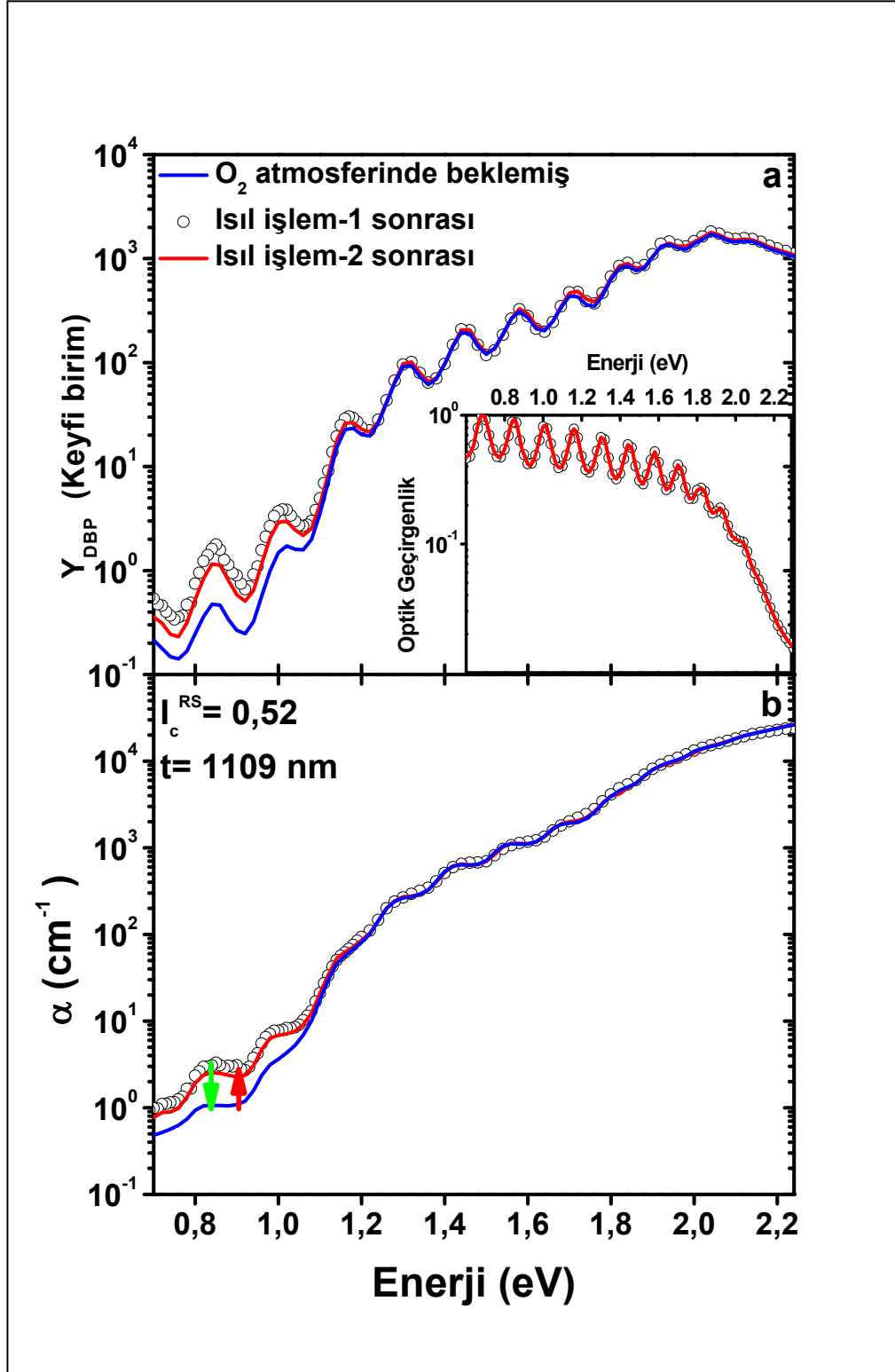


Şekil 3.28. $I_c^{RS} = 0,86$ kristal hacim oranına sahip kalın mikrokristal silisyum malzemenin oksijen gazı öncesi ve sonrası gerçekleştirilen ısıl işlemler ve oksijen gazından sonra ölçülen a) DC1 ışık şiddetinde elde edilen ham Y_{DBP} spektrumları, b) Y_{DBP} ve iç grafikte gösterilen optik geçirgenlik spektrumlarından hesaplanan $\alpha(h\nu)$ optik soğurma katsayısı spektrumları

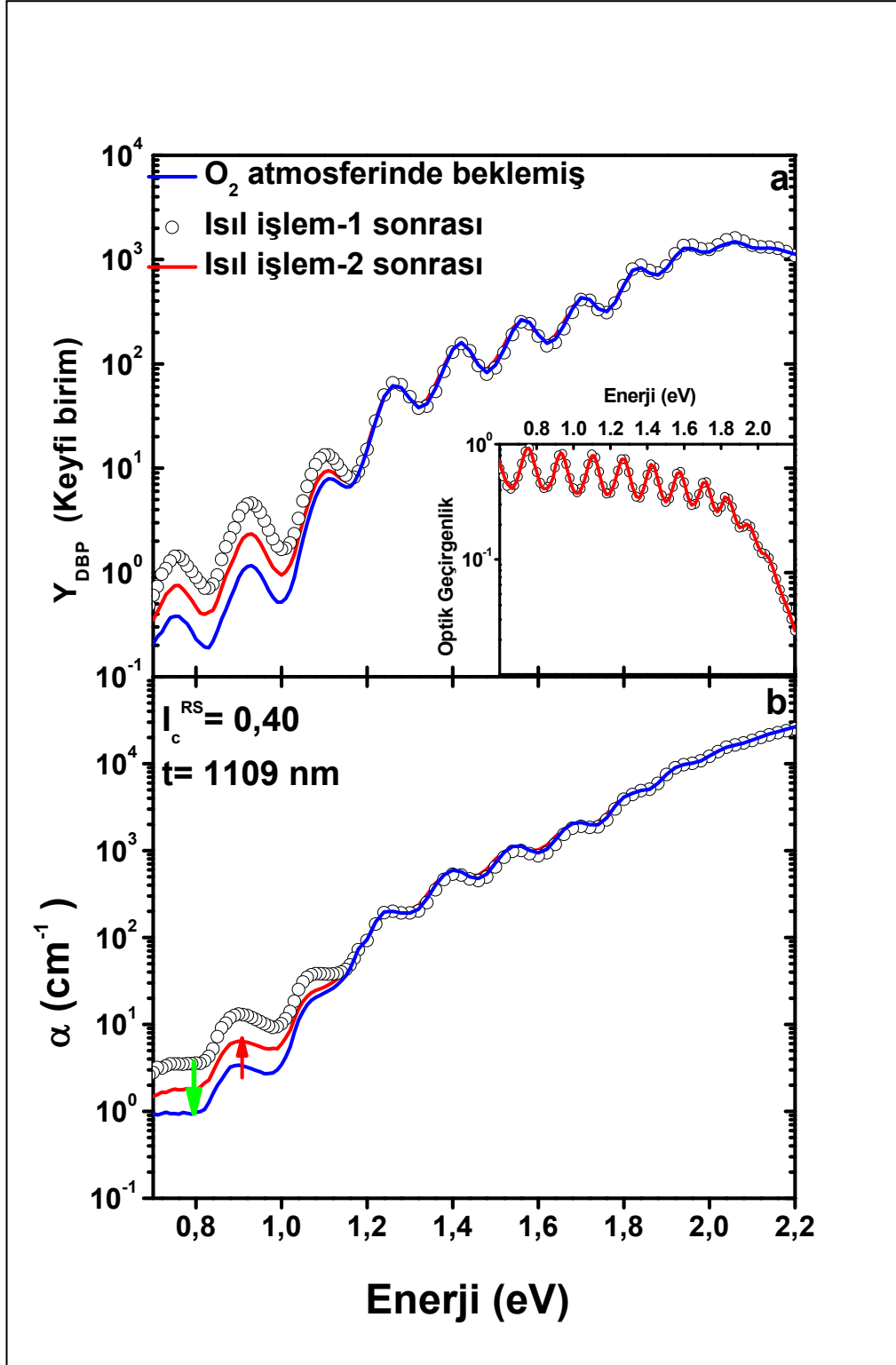


Şekil 3.29. $I_c^{RS} = 0,69$ kristal hacim oranına sahip kalın mikrokristal silisyum malzemenin oksijen gazı öncesi ve sonrası gerçekleştirilen ısıl işlemler ve oksijen gazından sonra ölçülen a) DC1 ışık şiddetinde elde edilen ham Y_{DBP} spektrumları, b) Y_{DBP} ve iç grafikte gösterilen optik geçirgenlik spektrumlarından hesaplanan $\alpha(h\nu)$ optik soğurma katsayısı spektrumları

Orta kristalli kalın mikrokristal silisyum malzemelerde amorf fazın artması ile kristal hacim oranı azalmış ve kristal adacıkların sayısı ve yüzeylerinde mevcut elektronik kusurların azaldığı aşıkardır. Şekil 3.30.'da $I_C^{RS} = 0,52$ kristal hacim oranına sahip orta kristalli kalın mikrokristal silisyum malzemenin DC1 ışık şiddetinde ölçülen ham Y_{DBP} spektrumları ve bunlara karşılık gelen hesaplanmış $\alpha(h\nu)$ spektrumları özetlenmiştir. Yüksek kristalli kalın malzemelerdeki gibi, oksijen gazı sonrasında $\alpha(h\nu)$ spektrumunda düşük enerji bölgesinde 3 katlık bir azalma elde edilmiştir. Aynı şekilde bu malzemenin de yasak enerji aralığında yerleşmiş elektronik kusur yoğunluklarının oksijen gazı sonrasında azaldığı anlaşılmaktadır. Isıl işlem-2 sonrasında ise, $\alpha(h\nu)$ spektrumu oksijen gazı öncesinde ölçülen spektruma çok yaklaşmıştır. Oksijen gazının etkisi ile azalan elektronik kusur yoğunluklarının ısı işlem-2 ile tekrar ortaya çıktığı anlaşılmaktadır. DBP ölçümlerinde elde edilen bu değişim tamamen geri dönüşümlü bir metastabilite etkisidir. Bu malzemenin oksijen gazı ile yaratılan birkaç katlık karanlık ve foto öziletkenlik artışının ısı işlem-2 ile tamamen ortadan kaktığı yukarıda açıklanmıştı. DBP bulguları ile karşılaştırıldığında, oksijen gazının orta kristalli bu malzemede tamamen geri dönüşümlü metastabilite etkileri yarattığı sonucu çıkarılabilir. Yani oksijenin malzeme içinde mevcut kristal adacık yüzeylerine fiziksel olarak yapıştığı ve ısı işlem-2 ile tamamen malzemeyi terk ettiği sonucuna varılır. Kristal hacim oranı $I_C^{RS} = 0,40$ olan diğer orta kristalli kalın malzemenin de oksijen gazı sonrasında benzer şekilde $\alpha(h\nu)$ spektrumu düşük enerji bölgesinde yaklaşık 3 katlık bir azalma göstermektedir. Ancak bu malzemede ikinci ısı işlem uygulaması sonrası oksijen gazından kaynaklı olarak $\alpha(h\nu)$ spektrumu düşük enerji bölgesinde oluşan azalmanın hemen hemen yarı geri dönmüştür. Bu durum düşük kristal hacim oranına sahip malzemede ısı işlem sonrası kısmi geri dönüşümlü bir metastabilite etkisi oluştuğunu göstermektedir.



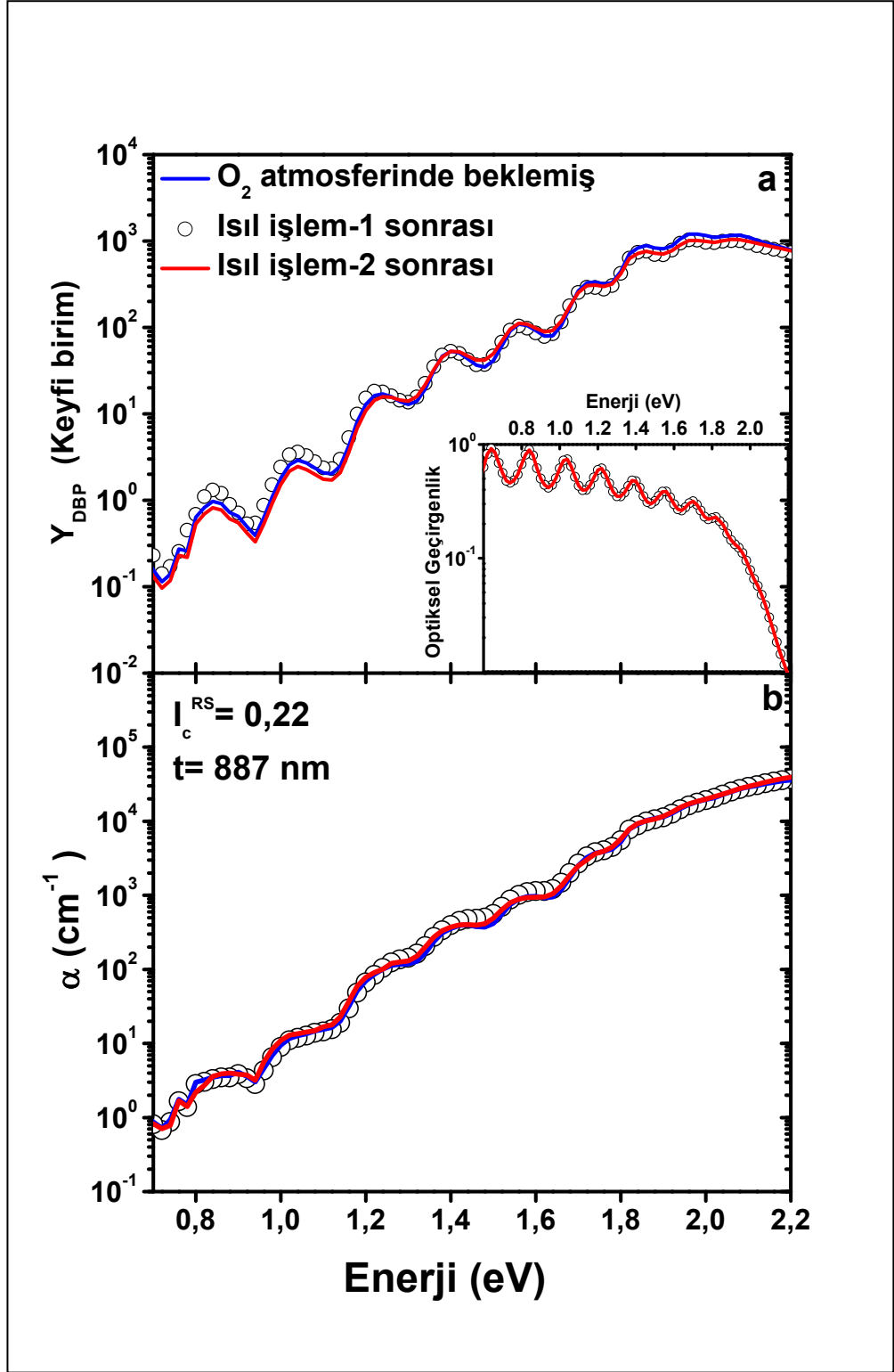
Şekil 3.30. $I_c^{RS} = 0,52$ kristal hacim oranına sahip kalın mikrokristal silisyum malzemenin oksijen gazı öncesi ve sonrası gerçekleştirilen ısıl işlemler ve oksijen gazından sonra ölçülen a) DC1 ışık şiddetinde elde edilen ham Y_{DBP} spektrumları, b) Y_{DBP} ve iç grafikte gösterilen optik geçirgenlik spektrumlarından hesaplanan $\alpha(h\nu)$ optik soğurma katsayısı spektrumları



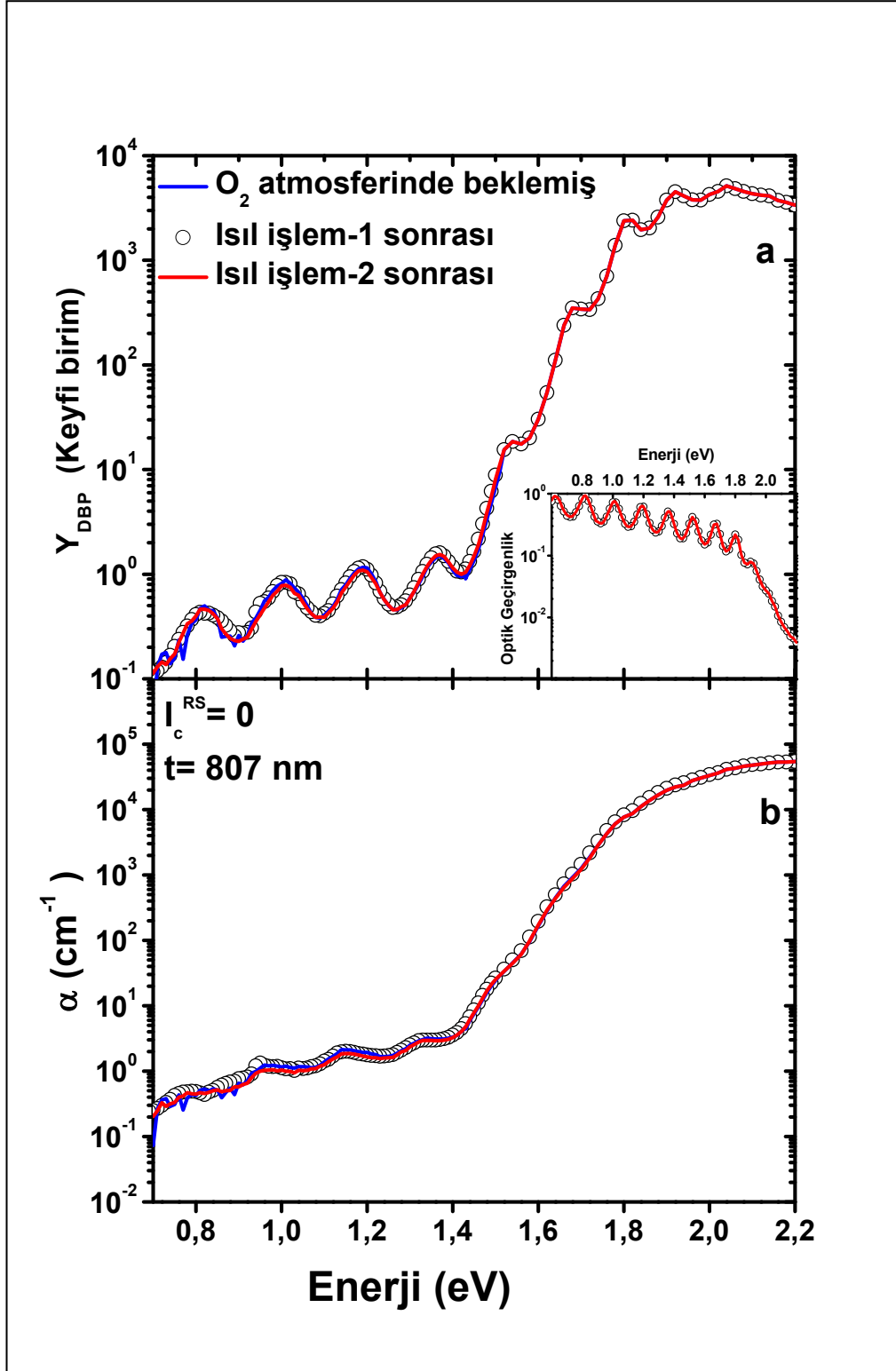
Şekil 3.31. $I_c^{RS} = 0,40$ kristal hacim oranına sahip kalın mikrokristal silisyum malzemenin oksijen gazı öncesi ve sonrası gerçekleştirilen ısıl işlemler ve oksijen gazından sonra ölçülen a) DC1 ışık şiddetinde elde edilen ham Y_{DBP} spektrumları, b) Y_{DBP} ve iç grafikte gösterilen optik geçirgenlik spektrumlarından hesaplanan $\alpha(h\nu)$ optik soğurma katsayısı spektrumları

Son olarak, oksijen gazının amorf fazı baskın düşük kristalli kalın mikrokristal silisyum ve sıfır kristalli amorf silisyum malzemede yarattığı iletkenlik değişimlerinin kayda değer olmadığı yukarıda özetlenmişti. Ayrıntılı olarak gerçekleştirilen DBP ölçümleri bu iki malzeme için Şekil 3.32. ve Şekil 3.33.'de gösterilmiştir. Karanlık ve foto öziletkenlik bulguları ile uyumlu bir örtüşme ile oksijen gazının bu iki malzemenin $\alpha(h\nu)$ optik soğurma katsayısı spektrumlarında her hangi bir kayda değer değişim yaratmadığı görülmektedir. Oksijen gazı öncesi ve sonrası gerçekleştirilen ısı işlemler ve oksijen gazından sonra elde edilen $\alpha(h\nu)$ spektrumları hemen hemen üst üste örtüşmektedir. Amorf fazın yüksek olması ile çok azalan kristal adacıkların sayısı, adacık yüzeylerinde mevcut elektronik kusur sayılarının da azalmasına neden olmaktadır. Bu nedenle, oksijen molekülleri fiziksel ya da kimyasal olarak tutunacak mevcut kusurlara erişemediğinden herhangi bir kayda değer metastabilite ya da instabilite etkisi yaratmamaktadır.

Sonuç olarak, kalın mikrokristal silisyum malzemelerde elde edilen karanlık ve foto öziletkenlik ve de DBP bulgularından oksijen gazının sadece orta ve yüksek kristalli kalın mikrokristal silisyum malzemelerde iletkenlik artışları ve elektronik kusur dağılımlarında azalmalara neden olduğu, bu etkinin bazı malzemelerde kısmen geri dönüşümsüz olabildiği gibi tamamen de geri dönüşümlü etkiler olduğu sonucuna varabiliriz. Bu etki karanlık ve foto öziletkenlik artışlarına neden olan enerji bantlarının bükülmesi sonucu iletkenlik bant ucunun Fermi seviyesine yaklaşması ile oluşan bir yüzey etkisi olabileceği gibi, aynı zamanda malzemenin hacminde mevcut elektronik kusur dağılımlarının değişimine neden olan $\alpha(h\nu)$ spektrumundaki değişimlerin bir hacimsel etki de olabileceğini ortaya koymaktadır.



Şekil 3.32. $I_c^{RS} = 0,22$ kristal hacim oranına sahip kalın mikrokristal silisyum malzemenin oksijen gazı öncesi ve sonrası gerçekleştirilen ısıl işlemler ve oksijen gazından sonra ölçülen a) DC1 ışık şiddetinde elde edilen ham Y_{DBP} spektrumları, b) Y_{DBP} ve iç grafikte gösterilen optik geçirgenlik spektrumlarından hesaplanan $\alpha(h\nu)$ optik soğurma katsayısı spektrumları



Şekil 3.33. $I_c^{RS} = 0$ kristal hacim oranına sahip kalın amorf silisyum malzemenin oksijen gazı öncesi ve sonrası gerçekleştirilen ısıl işlemler ve oksijen gazından sonra ölçülen a) DC1 ışık şiddetinde elde edilen Y_{DBP} spektrumları, b) Y_{DBP} ve iç grafikte gösterilen optik geçirgenlik spektrumlarından hesaplanan $\alpha(h\nu)$ optik soğurma katsayısı spektrumları

3.4. İnce Malzemelerde Yüksek Saflıktaki Oksijen Atmosferinde yaratılan Elektronik Değişimler Sonucu Elde Edilen Deneysel Bulgular

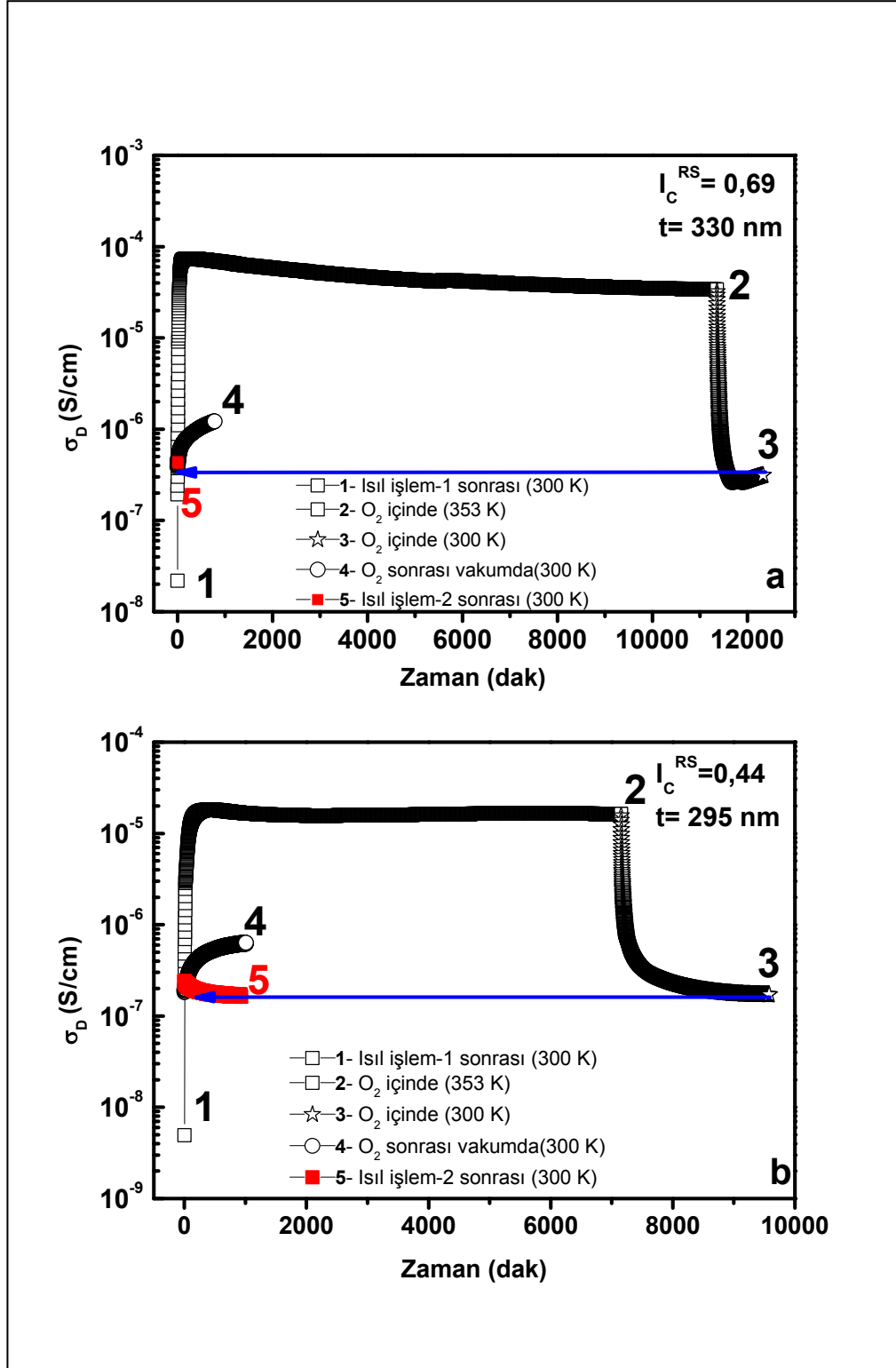
Bir önceki bölümde yüksek saflıktaki oksijen atmosferinde bekletilmiş kalın ($>1\mu\text{m}$) $\mu\text{c-Si:H}$ film malzemelerin ısıtılma işlem öncesi ve sonrası elde edilen sonuçları detaylı olarak gösterilmiştir. Ancak literatürde yapılmış olan çalışmaların büyük bir çoğunluğu pürüzsüz cam üzerine büyütülmüş ince malzemeler (100-400 nm) üzerindedir. Bundan dolayı hem kalın malzemeler ile ince malzemeler arasında oluşan farkların belirlenebilmesi hem de literatürde bu zamana kadar yapılmış olan çalışmaların karşılaştırmalarının yapılabilmesi için ince malzeme grubu da (~ 300 nm) belirli süre 353 K'de oksijen gazına maruz bırakılarak ısıtılma işlem öncesi ve sonrası elde edilen zamana ve sıcaklığa bağlı karanlık öziletkenlik, ışık şiddetine bağlı foto öziletkenlik ve iki demetli fotoiletkenlik yöntemi ile elde edilen optik soğurma katsayısı spektrum bulguları sunulmuştur.

3.4.1. Karanlık öziletkenlik bulguları

Kalın mikrokristal silisyum malzemelerin oksijen gazına maruz bırakılmaları durumunda amorf fazı baskın ve tamamen amorf olan malzemelerin karanlık öziletkenlik değerlerinde herhangi bir değişim olmadığı belirlenmiştir. Ancak geçiş kristal hacim oranında ve yüksek kristal hacim oranına sahip malzemelerde oksijen gazına maruz bırakılmaları ardından sistemin vakuma alınması ile karanlık öziletkenlik değerlerinde 1 mertebeye varan artışlar olduğu Bölüm 3.3.1.'de gösterilmiştir. Bu kısımda 353 K'de yüksek saflıkta oksijen gazına maruz bırakılan ince (~ 300 nm) mikrokristal silisyum filmlerin karanlık öziletkenlik bulguları gösterilecektir.

Şekil 3.34.a'da $I_C^{RS} = 0,69$ kristal hacim oranına sahip yüksek kristal hacim oranındaki ince mikrokristal silisyum malzemenin oksijen gazına maruz bırakılması sonucu elde edilen karanlık öziletkenlik bulgularının zamana göre değişim grafiği gösterilmiştir. Şekil 3.34.a'da görüleceği gibi zamana bağlı karanlık öziletkenlik bulguları önceki kısımda gösterilen kalın malzemelerde gözlenen bulgulara benzer

bir değişim göstermektedir. Kriostat içerisine oksijen gazı gönderilmesi ve sıcaklığın 353 K değerine çıkarılması ile karanlık öziletkenlik değeri yaklaşık olarak 2 mertebe artış göstermiştir. 353 K'de oksijen gazı içerisinde yaklaşık 11000 dakika boyunca bekleyen malzemenin karanlık öziletkenlik değerlerinin sabitlenmesinden sonra malzeme 300 K oda sıcaklığına soğutulmuştur. Oksijen gazına maruz bırakılmadan önceki karanlık iletkenlik değeri (1 numaralı sembolle gösterilen değer) $2,0 \times 10^{-8}$ (S/cm) iken oksijen gazı sonrasında oksijen atmosferinde kararlı durum karanlık öziletkenlik değeri yaklaşık 15 kat artarak $3,10 \times 10^{-7}$ (S/cm)'de sabitlenmiştir. Bir önceki kısımda gösterilen kalın malzemelerde oksijen gazı içinde ölçülen bulgular ile ısı işlem 1 sonrası ölçülen bulgular arasında kayda değer bir fark elde edilmemesine rağmen ince malzemelerde ciddi artış kayıt edilmiştir. Kalın malzemelerde oksijen gazının etkisi malzemeler yüksek vakum ortamına alındığında ortaya çıkmıştır. Bu amaçla ince malzemenin oksijen gazı atmosferinde iken 300 K oda sıcaklığında foto öziletkenlik ve DBP ölçümlerinin yapılmasının ardından turbo moleküler pompa çalıştırılarak Kriostat sistemi vakuma alınmıştır. Şekil 3.34.a'da 4 numaralı sembollerden görüldüğü gibi karanlık öziletkenlik değeri oksijen gazı atmosferinden yüksek vakum atmosferine geçişi sırasında 4 katlık bir artış göstererek $1,21 \times 10^{-6}$ (S/cm) değerine ulaşmıştır. Kalın malzemelerde elde edilen bulgularla benzer bir şekilde oksijen gazının yarattığı etki malzeme vakuma alındıktan sonra ortaya çıkmaktadır. Dolayısı ile oksijen gazı öncesi elde edilen ısı işlem-1 durumuna göre oksijen gazı atmosferine maruz kalmış malzemenin vakum ortamında elde edilen karanlık öziletkenlik değerinde yaklaşık 63 katlık bir artış oluşturmuştur. Aynı kristal hacim oranına sahip kalın mikrokristal silisyum malzemedeki karanlık öziletkenlik 5 katlık bir artma gözlenirken ince malzemedeki 63 katlık bir artma elde edilmiştir.



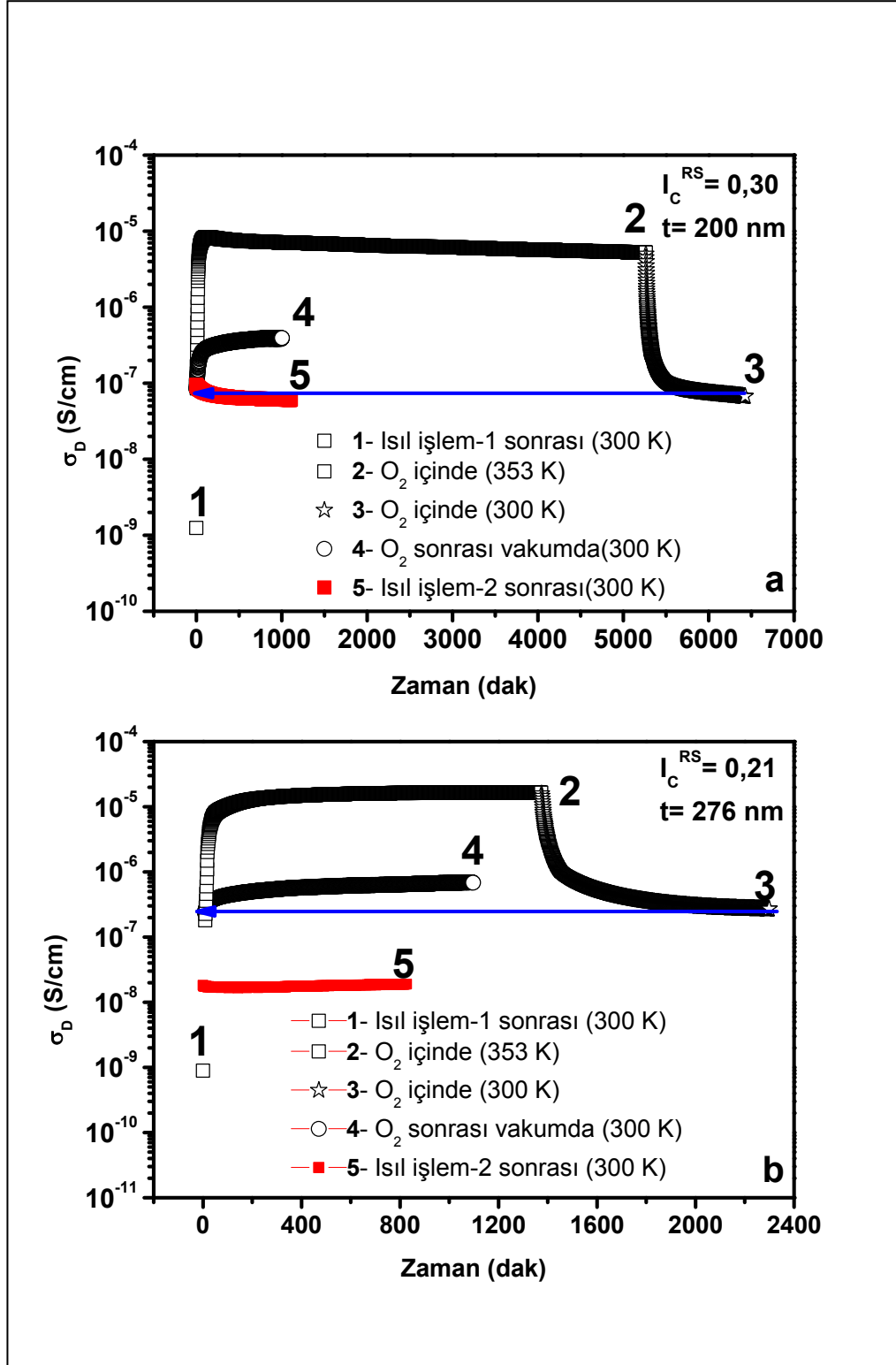
Şekil 3.34. a) Yüksek kristalli $I_C^{RS} = 0,69$, b) Orta kristalli $I_C^{RS} = 0,44$ kristal hacim oranına sahip ince mikrokristal silisyum malzemelerin ısı işlem-1 sonrası (300 K), oksijen gazı içerisinde (353 K), oksijen gazı içerisinde (300 K), oksijen gazı uygulaması sonrası yüksek vakum ortamında (300 K) ve ısı işlem-2 sonrası(300 K), zamana bağlı karanlık öziletkenlik bulguları.

Malzeme yüksek vakum ortamında tekrar fotoiletkenlik ve DBP ölçümleri ile ayrıntılı incelendikten sonra 430 K'de ısıtılma işlemi (ısıtılma işlem-2) tabii tutulmuştur. Isıtılma işlem-2 uygulaması sonrası malzemenin 300K'deki karanlık öziletkenlik değeri kısmen azalarak $4,31 \times 10^{-7}$ (S/cm) olarak belirlenmiş ve Şekil 3.34.a'da 5 numaralı sembollerle gösterilmiştir. Oksijen gazı sonrası elde edilen ısıtılma işlem-2 sonrasında karanlık öziletkenlik bulguları oksijen gazı öncesinde gerçekleştirilen ısıtılma işlem-1 bulgularına göre 21 kat daha yüksektir. Oksijen gazı ince malzemede kısmen geri dönüşümlü metasabilite etkisi yaratırken büyük oranda geri dönüşümsüz instabilite etkisi yaratmıştır. Bu değişimler kalın malzemelerde elde edilen bulgulara göre çok daha ciddi boyutlarda oluştuğu anlaşılmaktadır.

Şekil 3.34.b'de ise $I_C^{RS} = 0,44$ kristal hacim oranına sahip geçiş kristal hacim oranındaki ince mikrokristal silisyum malzemenin oksijen gazına maruz bırakılması sonucu elde edilen karanlık öziletkenlik bulgularının zamana göre değişim grafiği gösterilmiştir. Bu malzemenin oksijen gazı içindeki ve oksijen gazı sonrası vakuma altında elde edilen bulguları bir önceki malzemenin bulgularına benzerdir. Malzeme vakuma alınmadan oksijen gazı içinde 300 K'de elde edilen bulgular ısıtılma işlem-1 sonrasına göre 40 katlık artış göstermektedir. Buna ek olarak sistemin vakuma alınması ile karanlık öziletkenlik değeri tekrar artarak $6,32 \times 10^{-7}$ (S/cm) değerine kadar ulaşmış yani ısıtılma işlem-1 durumuna göre 131 kat artış göstermiştir. Malzemede oksijen gazından kaynaklı olarak oluşan elektronik değişimlerden kurtulmak için gerçekleştirilen ısıtılma işlemi (ısıtılma işlem-2) ile karanlık öziletkenlik $1,63 \times 10^{-7}$ (S/cm) değerine kadar 4 katlık bir azalma gösterirken oksijen gazı öncesindeki karanlık öziletkenlik bulgularına göre 33 kat daha yüksek bir değere sahiptir. Oksijen gazı $I_C^{RS} = 0,44$ orta kristalli ince malzemede de büyük oranda geri dönüşümsüz karanlık öziletkenlik artışına neden olmuştur.

Şekil 3.35.a'da ise diğer orta kristalli $I_C^{RS} = 0,30$ kristal hacim oranındaki ince mikrokristal silisyum malzemenin oksijen gazına maruz bırakılması sonucu elde edilen karanlık öziletkenlik bulgularının zamana göre değişim grafiği gösterilmiştir. Bu malzeme için de öncekilere benzer zamana bağlı karanlık öziletkenlik bulgularının elde edildiği görülmektedir. Oksijen gazı sonrası 300 K'e soğutulan malzemenin karanlık öziletkenlik bulguları malzemenin ısıtılma işlem-1 sonrası elde

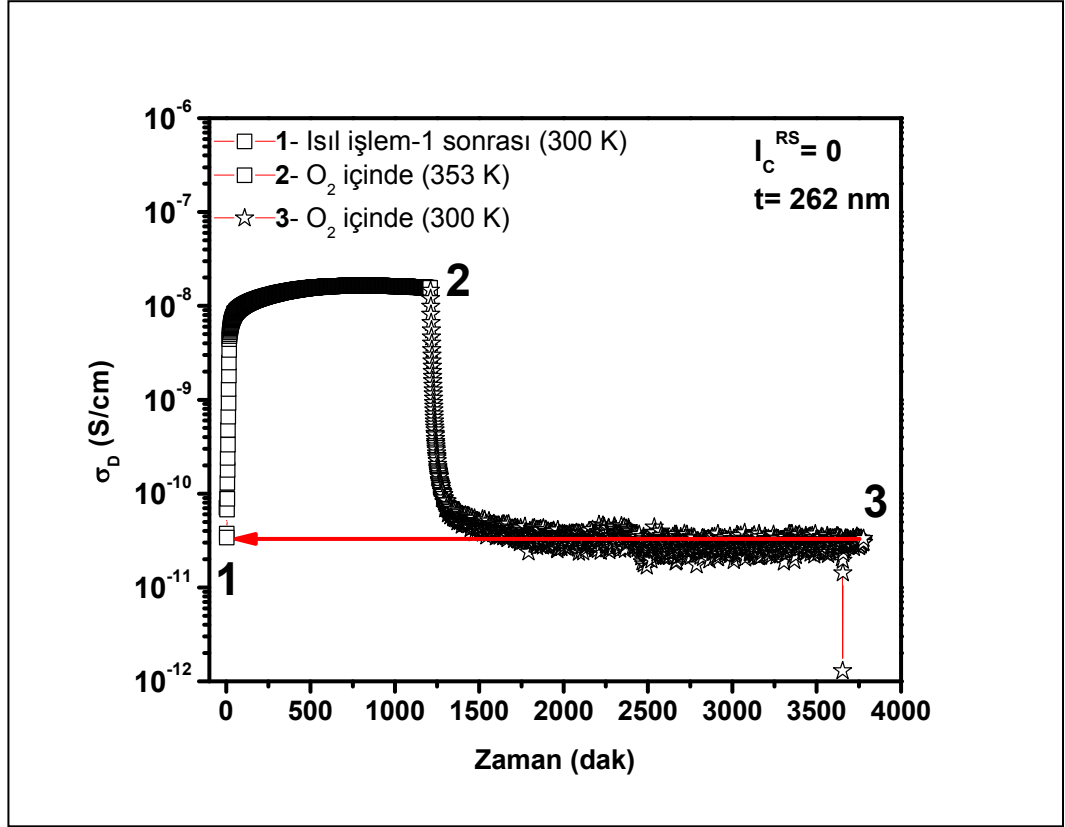
edilen karanlık  ziletkenlik bulgularından 53 kat daha yüksektir. Sistemin vakuma alınması ile 300 K'deki karanlık  ziletkenlik değeri 6 katlık ek bir artış daha göstererek $3,87 \times 10^{-7}$ (S/cm) değerine ulaşmıştır. Bu artış oksijen gazı öncesindeki yani ısıtılma-1 durumundaki bulgulara göre 309 kat daha yüksek bir değerdir. Oksijen gazı kalın mikrokristal silisyum malzemelerde en fazla 10 katlık bir artış yaratırken ince malzemelerde birkaç mertebeye varan artış oluşturmuştur. Oksijen gazı sonrasında gerçekleştirilen ikinci ısıtılma sonrasında ise karanlık  ziletkenlik değerinde yaklaşık 6 katlık bir azalma ile $6,05 \times 10^{-8}$ (S/cm) değerine ulaşmıştır. Fakat, oksijen gazı öncesinde elde edilen karanlık  ziletkenlik değerine göre yaklaşık 50 kat daha yüksektir. Yani bir önceki orta kristalli malzemede olduğu gibi; malzemenin oksijen gazına maruz kalması ile karanlık  ziletkenlik değeri büyük oranda geri dönüşsüz bir artmaya neden olmuştur.



Şekil 3.35. a) Orta kristalli $I_C^{RS} = 0,30$, b) Düşük kristalli $I_C^{RS} = 0,21$ kristal hacim oranına sahip ince mikrokristal silisyum malzemelerin ısı işlem-1 sonrası (300 K), oksijen gazı içerisinde (353 K), oksijen gazı içerisinde (300 K), oksijen gazı uygulaması sonrası yüksek vakum ortamında 300 K ve ısı işlem-2 sonrası (300 K), zamana bağlı karanlık öziletkenlik bulguları.

Düşük kristalli ve amorf kalın malzemelerde oksijen gazının kayda değer iletkenlik artışı yaratmadığı bir önceki bölümde ayrıntıları ile gösterilmişti. $I_C^{RS} = 0,21$ kristal hacim oranına sahip düşük kristalli ince malzemenin oksijen gazı süresince ve sonrasında elde edilen zamana bağlı karanlık öziletkenlik bulguları Şekil 3.35.b'de gösterilmiştir. Malzemenin oksijen gazına maruz bırakılmasından sonra 300K'e soğutulduğunda elde edilen karanlık öziletkenlik değeri 300 katlık bir artış göstererek $2,70 \times 10^{-7}$ (S/cm) değerine ulaşmıştır. Sistemin vakuma alınması ile karanlık öziletkenlik değerinde yaklaşık 2,5 katlık bir artış ile diğer malzemelerdeki gibi bir değişim sergilemiştir. Aynı kristal hacim oranına sahip kalın malzemede gözlenmeyen bu artış, ince malzemede bir kaç mertebelik bir artış ile oksijen gazının yarattığı etkinin doğasını anlamakta çok yararlı olmaktadır. Düşük kristali malzemenin tekrar ısıl işleme tabi tutulması ile karanlık öziletkenlik değeri yaklaşık 36 katlık azalma olmasına rağmen oksijen gazı öncesindeki karanlık öziletkenlik bulgularına göre yaklaşık 20 kat daha yüksek bir değere sahiptir. Elde edilen bulgular, oksijen gazının düşük kristalli ince malzemelerde bile ciddi geri dönüşümsüz karanlık öziletkenlik artışına neden olduğunu göstermektedir.

Son olarak, kristal hacim oranı sıfır olan ($I_C^{RS} = 0$) amorf silisyum ince malzemenin oksijen atmosferine elde edilen karanlık öziletkenlik bulgularının zamana bağlı değişim grafiği Şekil 3.36.'da gösterilmiştir. Bir önceki kısımda özetlenen kalın amorf silisyum malzemede elde edilen bulgular gibi ince amorf silisyum malzemenin oksijen gazından etkilenmediği açıkça ortaya konmuştur. Oksijen gazı sadece mikro yapısında kristal adacıkların bulunduğu değişik kristal hacim oranına sahip bütün mikrokristal silisyum ince malzemelerde ciddi karanlık iletkenlik artışlarına neden olmaktadır. Amorf malzeme dışındaki diğer bütün ince film mikrokristal silisyum malzemelerde oksijen gazından kaynaklı olarak belirgin bir artış ve ikinci ısıl işlem uygulaması ile iletkenlik artışının kısmen ortadan kalktığı ve büyük oranda kalıcı bir artışın olduğu bulunmuştur. Karanlık öziletkenlik bulgularındaki ciddi artmanın nedeni iletkenlik bant ucu ile Fermi enerjisi arasındaki farkın azalmasından yani enerji bantlarının Fermi seviyesine doğru bükülmesinden kaynaklanabilir. Bu durumu anlamak için sıcaklığa bağlı karanlık öziletkenlik bulguları elde edilmelidir. Aşağıdaki kısımda sıcaklığa bağlı karanlık öziletkenlik bulguları gösterilmiştir.

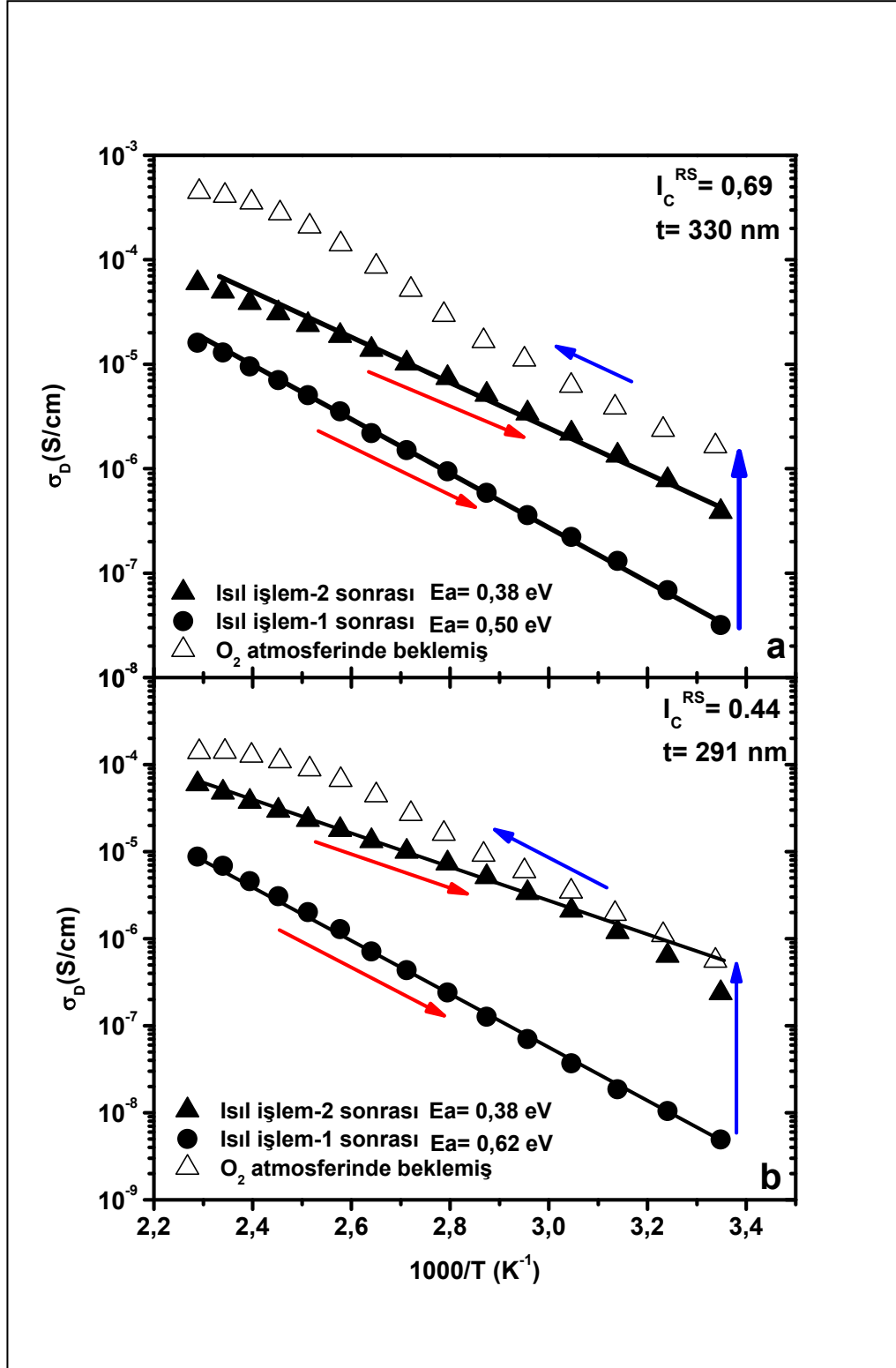


Şekil 3.36. $I_C^{RS} = 0$ kristal hacim oranına sahip ince amorf silisyum malzemenin ısıtım işlem-1 sonrası (300 K), oksijen gazı içerisinde (353 K), oksijen gazı içerisinde (300 K), oksijen gazı uygulaması sonrası yüksek vakum ortamında (300 K) ve ısıtım işlem-2 sonrası (300 K), zamana bağlı karanlık öziletkenlik bulguları

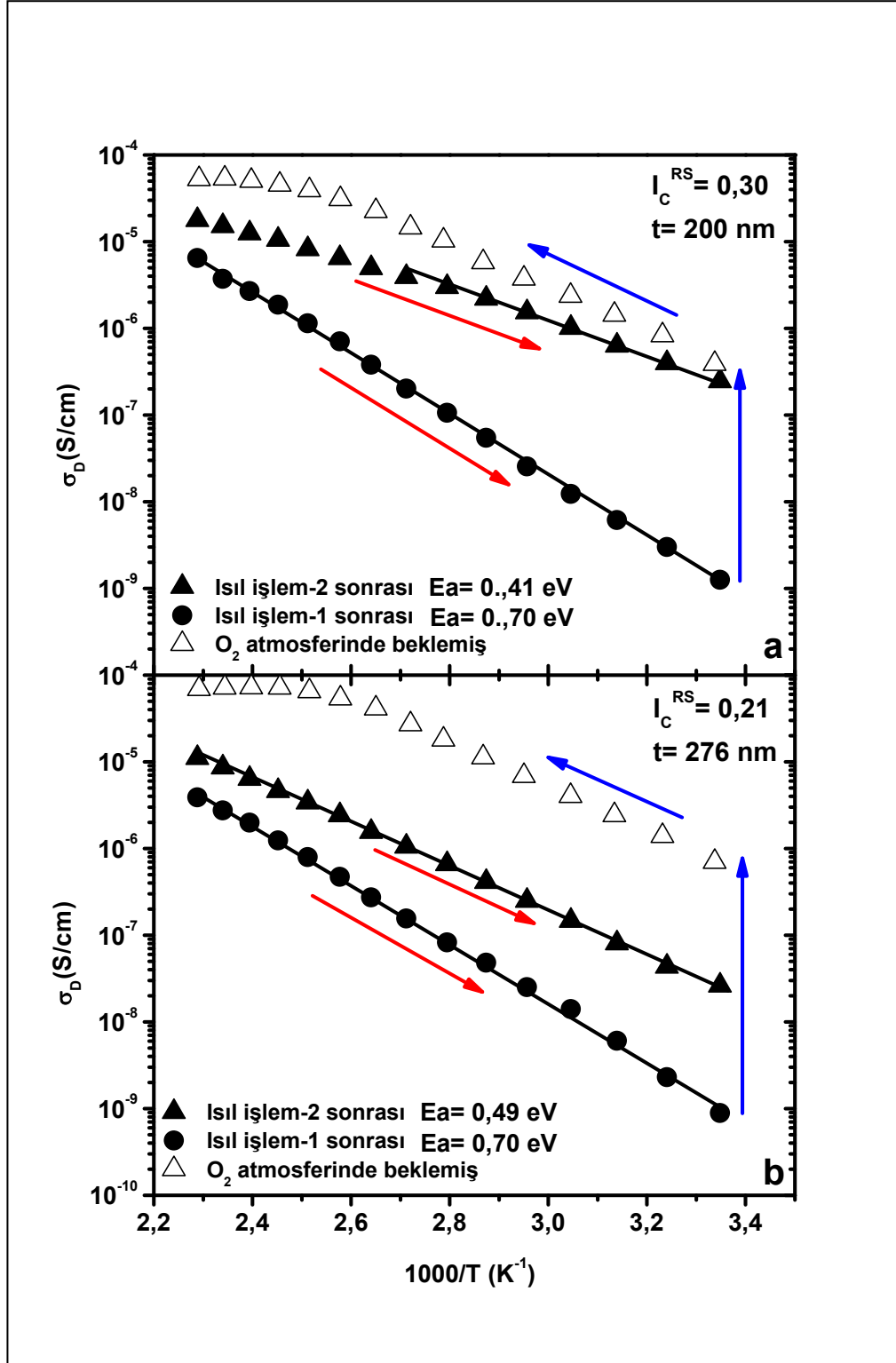
Kristal hacim oranı $I_C^{RS} = 0,69$ olan yüksek kristalli malzemenin oksijen gazı öncesi ve sonrasında elde edilen sıcaklığa bağlı karanlık öziletkenlik bulguları Şekil 3.37.a' da gösterilmiştir. Oksijen gazı öncesinde gerçekleştirilen ısıtım işlem-1 sonrası sıcaklığa bağlı karanlık öziletkenlik bulgularından hesaplanan aktivasyon enerjisi $E_a = 0,50$ eV iken oksijen gazından sonra uygulanan ısıtım işlem-2 sonrası hesaplanan aktivasyon enerjisi $E_a = 0,38$ eV olarak elde edilmiştir. Burada karanlık Fermi seviyesinin oksijen gazının etkisi ile 120 meV kadar kayda değer bir şekilde iletkenlik bandına yaklaştığı anlaşılmaktadır. Benzer şekilde, Şekil 3.37.b'de gösterilen orta kristalli ince mikrokristal silisyum malzemenin oksijen gazı öncesinde sıcaklığa bağlı karanlık öziletkenlik bulgularından hesaplanan aktivasyon enerjisi $E_a = 0,62$ eV iken oksijen gazı sonrası hesaplanan aktivasyon enerjisi $E_a = 0,38$ eV değerine azalmıştır. Karanlık Fermi seviyesinin oksijen gazının etkisi ile 240 meV kadar iletkenlik bandına yaklaştığını göstermektedir. Oksijen gazının malzeme içinde

kimyasal bağ yaparak yarattığı elektrostatik yükler sonucunda enerji bantlarının bükülerek iletkenlik bant ucunun Fermi seviyesine yaklaştığı anlaşılmaktadır. Şekil 3.38.a'da gösterilen diğer orta kristalli ince malzemenin kristal hacim oranının amorf faza göre daha az olmasından dolayı amorf fazın baskın olmasından dolayı oksijen gazı öncesinde sıcaklığa bağlı karanlık öziletkenlik bulgularından hesaplanan aktivasyon enerjisi $E_a = 0,70$ eV olarak hesaplanmıştır. Oksijen gazından sonra ise aktivasyon enerjisi $E_a = 0,41$ eV değerine düşmüştür. Diğer ince malzemelerde olduğu gibi karanlık Fermi seviyesinin oksijen gazının etkisi ile 290 meV kadar iletkenlik bant ucuna doğru kaydığı anlaşılmaktadır. Ayrıca, Şekil 3.38.a'ya detaylı olarak bakılacak olursa oksijen gazı uygulaması sonrası ve ısıl işlem-2 uygulaması sonrası karanlık öziletkenlik değerlerinin hata sınırları içerisinde örtüşmesinden dolayı oksijen gazının bu malzemede hemen hemen geri dönüşümsüz karanlık iletkenlik artışına neden olduğunu göstermektedir.

Şekil 3.38.b'de ise amorf fazı baskın düşük kristalli ince mikrokristal silisyum malzemenin sıcaklığa bağlı karanlık öziletkenlik değişim grafiği gösterilmiştir. Şekil 3.38.b'den de görüleceği gibi oksijen gazı öncesinde gerçekleştirilen ısıl işlem-1 sonrası elde edilen aktivasyon enerjisi $E_a = 0,70$ eV iken ısıl işlem-2 sonrası aktivasyon enerjisi $E_a = 0,49$ eV değerine azalmıştır. Diğer bir değişle karanlık Fermi seviyesi 210 meV kadar iletkenlik bant ucuna yaklaşmıştır. Yani oksijen malzeme içinde kimyasal bağ yaparak iletkenlik artışına neden olmaktadır.

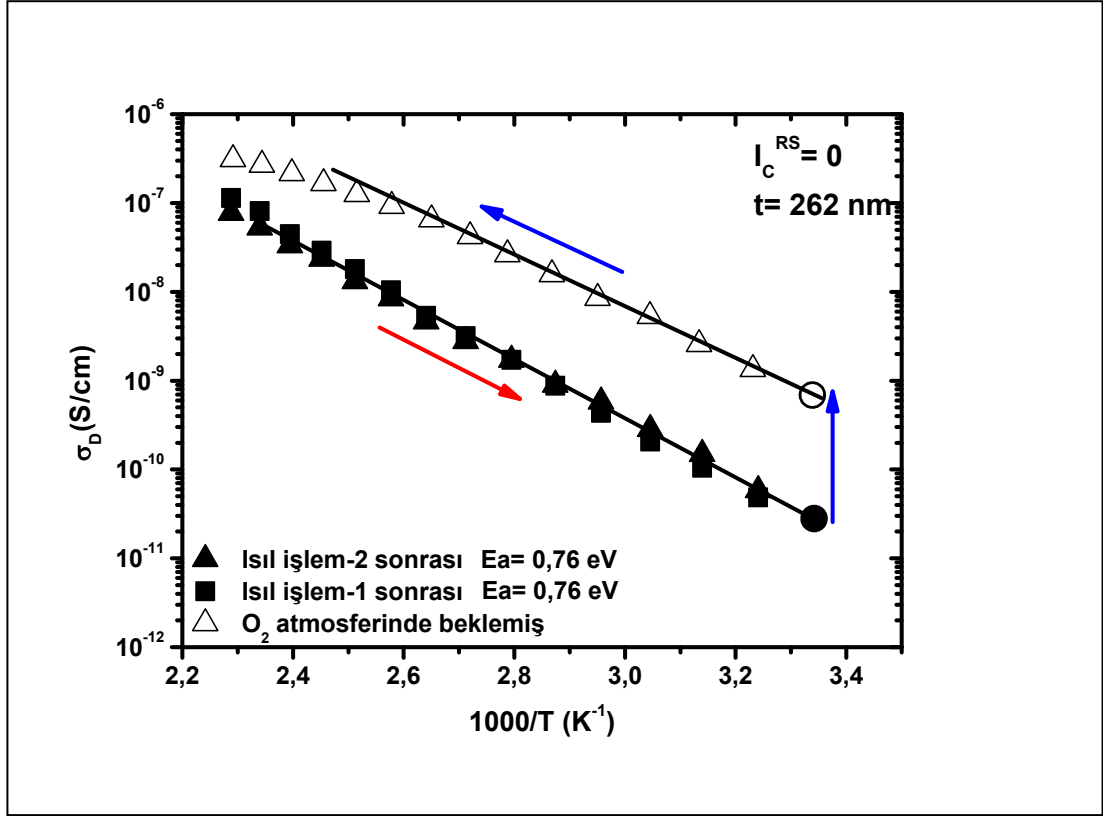


Şekil 3.37. a) Yüksek kristalli $I_C^{RS} = 0,69$ ve b) orta kristalli $I_C^{RS} = 0,44$ kristal hacim oranına sahip ince mikrokristal silisyum malzemelerin ısıtım-1 sonrası soğurken, oksijen gazı sonrası ısıtım-1 sonrası soğurken ve ısıtım-2 sonrası soğurken kayıt edilen yarı logaritmik sıcaklığa bağlı karanlık iletkenlik bulguları.



Şekil 3.38. a) Orta kristalli $I_C^{RS} = 0,30$ ve b) Düşük kristalli $I_C^{RS} = 0,21$ kristal hacim oranına sahip ince mikrokristal silisyum malzemelerin ısıtım-1 sonrası soğurken, oksijen gazı sonrası ısıtım-1 sonrası soğurken ve ısıtım-2 sonrası soğurken kayıt edilen yarı logaritmik sıcaklığa bağlı karanlık iletkenlik bulguları.

Son olarak, sıfır kristalli e amorf silisyum ince malzemenin ısıtma işlemleri ve oksijen gazı sonrası sıcaklığa bağlı karanlık öziletkenlik değerleri Şekil 3.39.'da gösterilmiştir. Kalın amorf silisyum malzemesinde olduğu gibi oksijen gazı öncesi ve sonrasında hesaplanan aktivasyon enerjileri $E_a = 0,76$ eV olduğu bulunmuştur. Oksijen gazına maruz kalan bu malzemenin karanlık Fermi seviyesinde kayda değer bir değişimin olmadığı açıktır. Oda sıcaklığında amorf silisyum malzemenin karanlık öziletkenlik değeri net olarak kayıt edilemediğinden Şekil 3.39.'dan da görüleceği gibi oksijen uygulaması sonrası vakum atmosferinde amorf silisyum ince film malzemenin karanlık öziletkenlik değerinde belirgin bir artış oluşmaktadır. Amorf silisyum malzemesinde oksijen gazından kaynaklı oluşan bu artışın sebebi mikrokristal silisyum malzemelerde gözlenen farklı olarak malzemenin yüzeyine fiziksel olarak tutunmuş oksijen moleküllerinin oluşturduğu düşük dirençli bir paralel iletkenlik kanalından kaynaklandığı düşünülebilir. Isıtma işlem-2 sonrası yüzeye fiziksel olarak tutunan oksijen moleküllerinin arındırılması ile aktivasyon enerjisinin değişmediği ve karanlık öziletkenlik bulgularının öncekilerle örtüştüğü bulunmuştur. İnce film mikrokristal silisyum malzemelerde oksijen gazından kaynaklı olarak metastabilite ve instabilite etkilerinin oluştuğu, karanlık Fermi seviyelerinde iletkenlik bant ucuna doğru kaymaların olduğu, bunun sonucunda da 300K'de ölçülen karanlık öziletkenlik bulgularında ısıtma işlem-1 durumuna göre kayda değer bir şekilde arttığı belirlenmiştir. Malzemelerde oksijen gazından kaynaklı olarak oluşan metastabilite ve instabilite etkilerinin malzemenin hacimsel yapısında yarattığı optoelektronik değişimlerin incelenmesi için gerçekleştirilen fotoiletkenlik bulguları aşağıdaki kısımda açıklanmıştır.



Şekil 3.39. Sıfır kristalli ($I_C^{RS} = 0$) amorf silisyum ince malzemenin ısı işlem-1 sonrası soğurken, oksijen gazı sonrası ısınırken ve ısı işlem-2 sonrası soğurken kayıt edilen yarı logaritmik sıcaklığa bağlı karanlık öziletkenlik bulguları.

3.4.2. Foto öziletkenlik bulguları

İnce mikrokristal silisyum malzemelerin yüksek saflıktaki oksijen gazına maruz bırakılmaları durumunda ham zamana hem de sıcaklığa bağlı karanlık öziletkenlik değerlerinde kayda değer artışlar belirlenmiştir. Zamana bağlı karanlık öziletkenlik değerlerinde 60-130 kata varan artış olduğu bulguları ile bir önceki kısımda gösterilmiştir. Karanlık öziletkenlik değerlerinde oksijen gazının etkisi ile oluşan artışların kaynağının karanlık Fermi seviyesinin iletkenlik bant ucuna doğru yaklaşmasından olduğu anlaşılmıştır. Karanlık Fermi seviyesindeki kaymalar aynı zamanda foto öziletkenlik bulgularını da doğrudan etkilemektedir. Bunlara ek olarak,

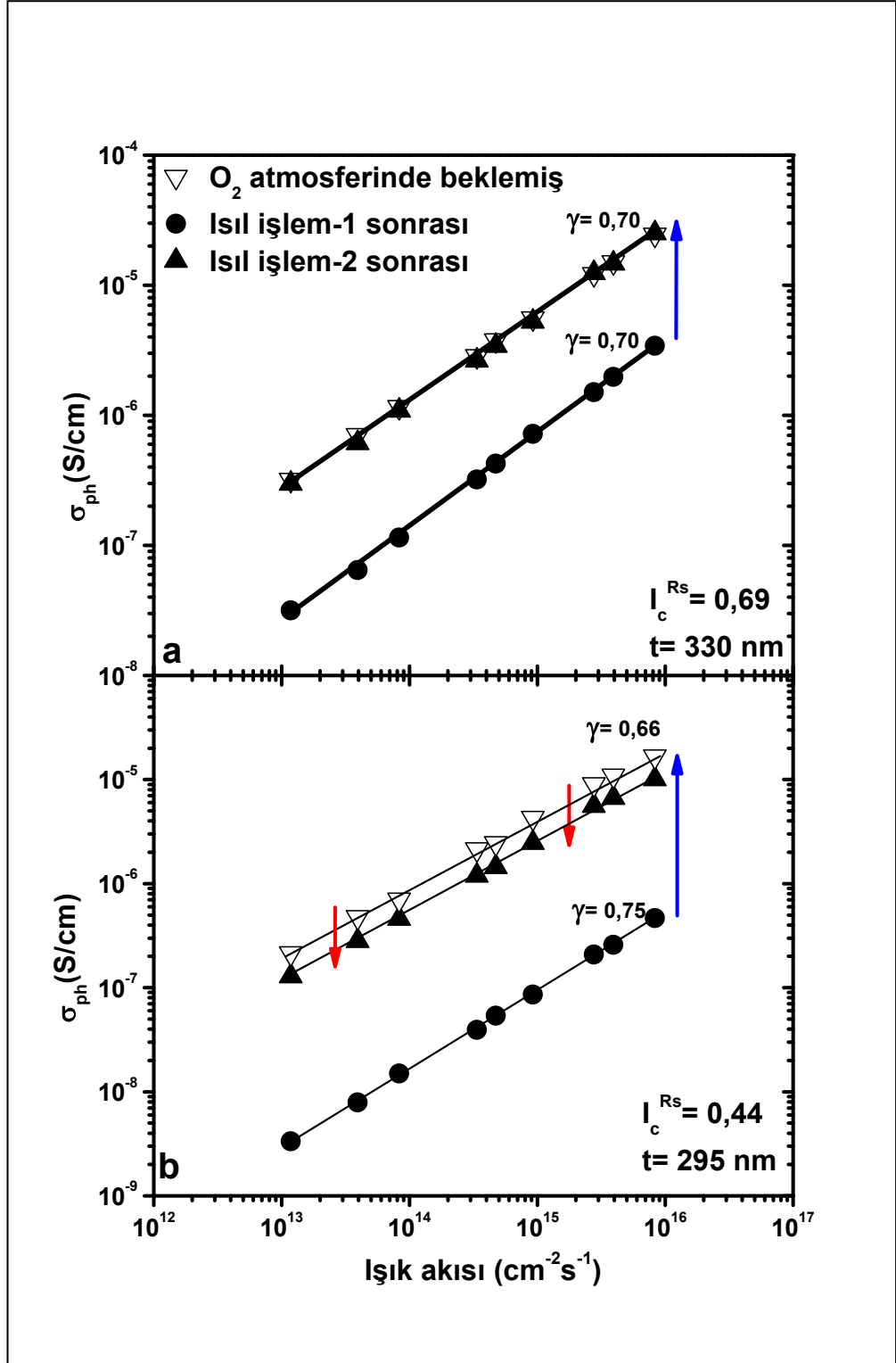
foto öziletkenlik bulgularını etkileyen en önemli etmen yasak enerji aralığı içindeki elektronik kusurların ve rekombinasyon merkezlerinde ortaya çıkan değişimlerdir.

Yüksek kristal hacim oranına sahip ($I_C^{RS} = 0,69$) malzemenin oksijen gazı uygulaması öncesi ve sonrasında elde edilen foto öziletkenlik bulguları ışık şiddetine bağlı olarak Şekil 3.40.a'da gösterilmiştir. Burada elde edilen bulgular vakum ortamında ölçülen deneysel bulgulardır. Bir önceki kısımda açıklanan karanlık öziletkenlik bulgularında olduğu gibi, foto öziletkenlik bulguları da oksijen gazından sonra ciddi miktarda artış elde edilmiştir. Karanlık öziletkenlik bulguları hemen hemen iki merteye artarken, foto öziletkenlik bulgularındaki artma miktarı yaklaşık bir merteye kadardır. Oksijen gazı uygulaması sonrasında gerçekleştirilen ısıl işlem-2 uygulaması ile foto öziletkenlik değerlerinde herhangi bir değişim (artma ya da azalma) olmamıştır. Bu nedenle oksijen gazından kaynaklı olarak malzemenin foto öziletkenlik değerlerinde geri dönüşümsüz (instabilite) bir etki oluştuğunu göstermektedir. Işık akısına bağlı olarak çizilen foto öziletkenlik bulguları doğrusal bir değişim göstermekte ve doğrunun eğimi olarak tanımlanan γ üstel parametresi 0,7 hesaplanmıştır. Elde edilen Gamma parametresinin malzemenin yasak enerji aralığında mevcut rekombinasyon merkezlerinin sürekli enerji dağılımına sahip olduğunu belirtmektedir. Oksijen gazı sonrasında foto öziletkenlik bulgularının artması Fermi enerjisinin iletkenlik bant ucuna yaklaşmasından kaynaklanabileceği gibi, yasak enerji aralığındaki rekombinasyon merkezlerinin azalmasından da kaynaklanabileceğini işaret etmektedir. Bu tür elektronik kusurlar hakkında ayrıntılı deneysel bulgular DBP yöntemi ile elde edilmiş ve bir sonraki kısımda açıklanmıştır.

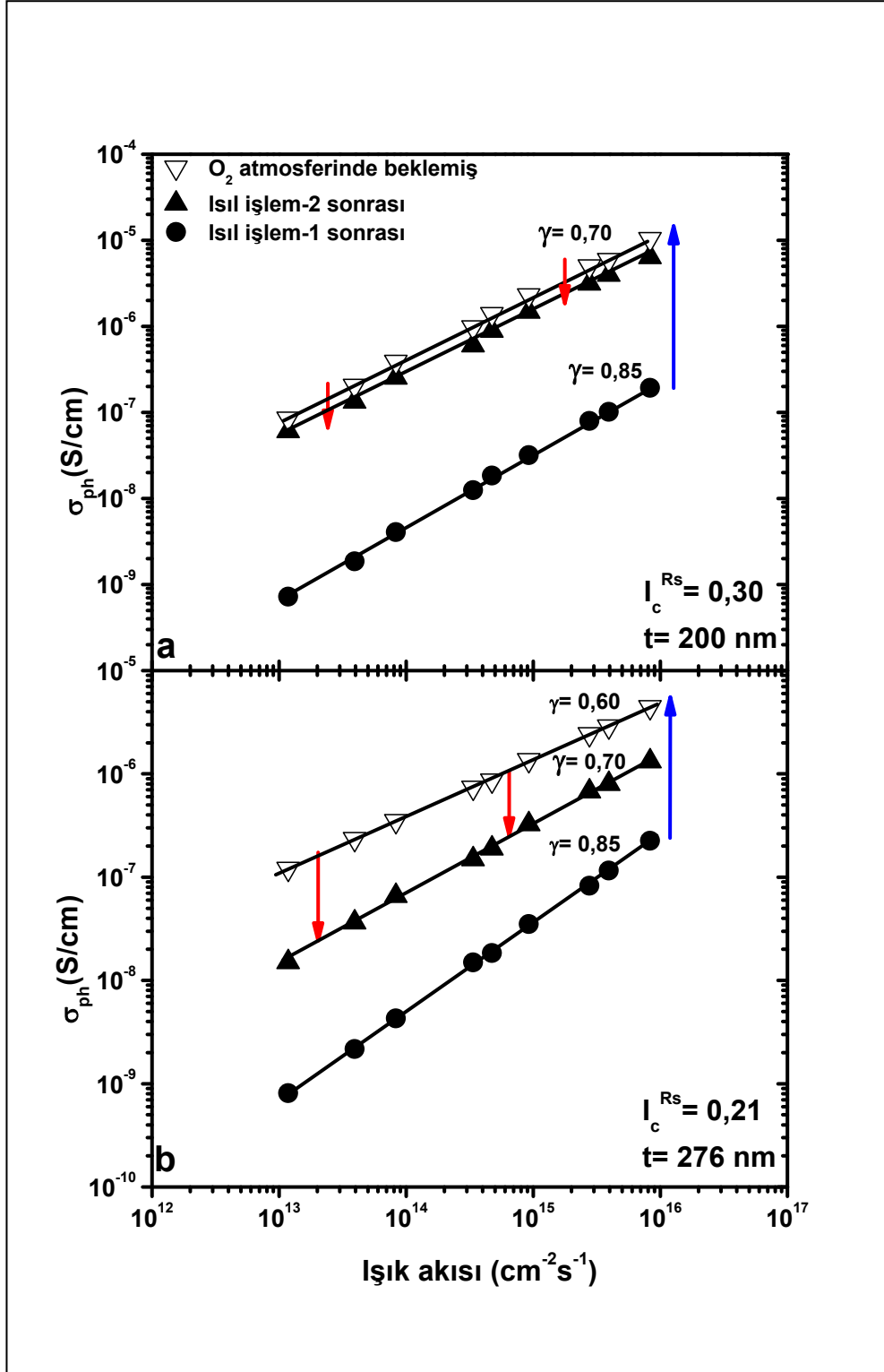
Şekil 3.40.b'de gösterilen orta kristalli ince malzemenin foto öziletkenlik bulguları oksijen gazından sonra yaklaşık 40 kat artış göstermiştir. Ancak oksijen uygulamasından sonra gerçekleştirilen ısıl işlem (ısıl işlem-2) ile foto öziletkenlik değeri kısmen azalarak büyük oranda geri dönüşümsüz bir artışa neden olmuştur. Log-log çizilen grafiğin eğiminden hesaplanan gamma üstel parametresi bir önceki yüksek kristalli malzemeninkine benzerdir ve 0,75 olarak hesaplanmıştır. Gamma üstel parametresi oksijen gazı ve ısıl işlem-2 sonrasında kısmen azalarak 0,66 olarak hesaplanmıştır. Bu tür azalmanın Fermi enerjisinin iletkenlik bant ucuna yaklaşmasından dolayı ortaya çıktığı teorik olarak yapılan hesaplarla da

gösterilmiştir. Sıcaklığa bağlı karanlık öziletkenlik bulgularından da bu malzemenin Fermi enerjisinin oksijen gazından sonra iletkenlik bant ucuna doğru yaklaştığı tespit edilmiştir.

Kristal hacim oranı $I_C^{RS} = 0,30$ olan diğer orta kristalli ince malzemenin oksijen gazı öncesi ve sonrasında elde edilen foto öziletkenlik bulguları incelendiğinde bir önceki malzemelerde elde edilen bulgulara benzer bir değişimin ortaya çıktığı Şekil 3.41.a'da gösterilmiştir. Oksijen gazı sonrasında foto öziletkenlik bulguları yaklaşık iki merteye artarken, ısı işlem-2 sonrasında çok az miktarda azalmıştır. Oksijen gazı öncesinde elde edilen foto öziletkenlik bulgularına göre yaklaşık 60 katlık geri dönüşümsüz foto öziletkenlik artışı olduğu görülmektedir. Gama üstel parametresi oksijen gazı öncesinde 0,85 iken bu değer oksijen gazının etkisi ile 0,7 değerine azalmaktadır.

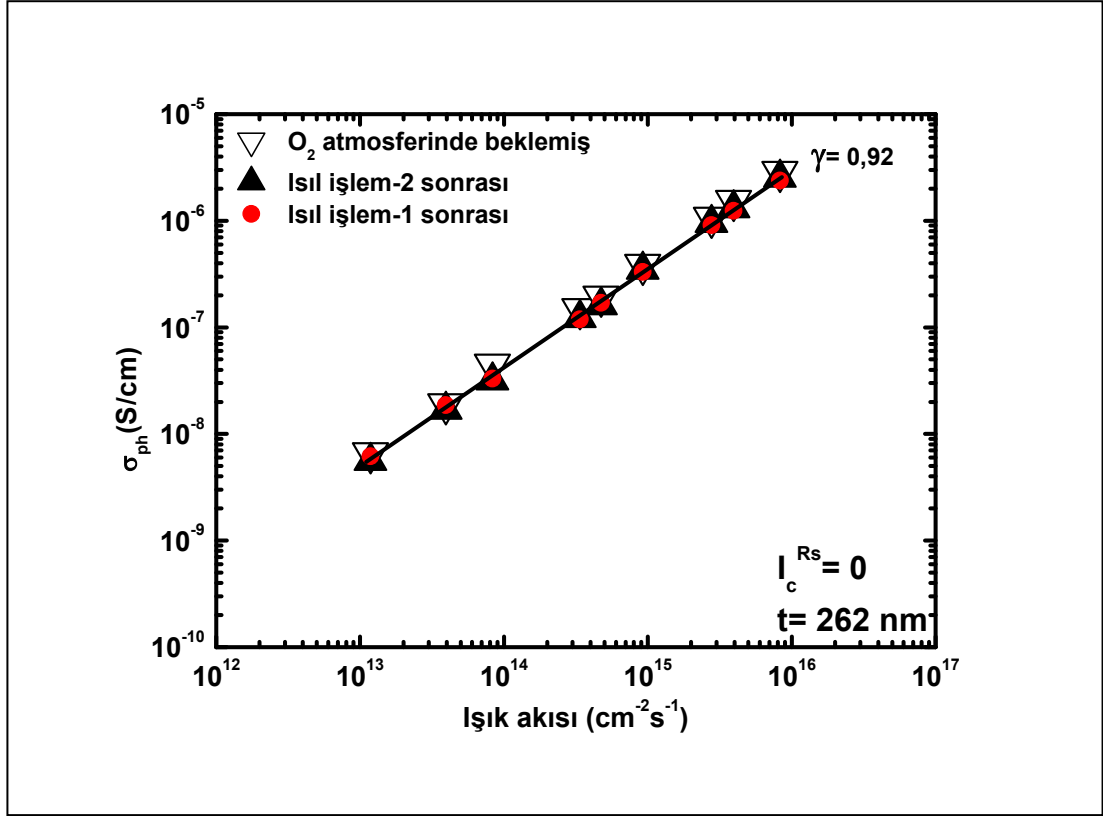


Şekil 3.40. a) Yüksek kristalli $I_c^{RS} = 0,69$ ve b) Geçiş kristalli $I_c^{RS} = 0,44$ kristal hacim oranına sahip ince mikrokristal silisyum malzemelerin oksijen gazında bekletilmesinden sonra, oksijen gazı öncesi ve sonrasında gerçekleştirilen ısı işlemlerine ait 300 K’de elde edilen ışık şiddetine bağlı foto iletkenlik bulguları



Şekil 3.41. a) Geçiş kristalli $I_c^{RS} = 0,30$ ve b) Düşük kristalli $I_c^{RS} = 0,21$ kristal hacim oranına sahip ince mikrokristal silisyum malzemelerin oksijen gazında bekletilmesinden sonra, oksijen gazı öncesi ve sonrasında gerçekleştirilen ısı işlemlere ait 300 K'de elde edilen ışık şiddetine bağlı foto iletkenlik bulguları

Aynı şekilde, amorf fazı baskın düşük kristalli ($I_C^{RS} = 0,21$) ince mikrokristal silisyum malzemenin foto öziletkenlik bulgularının da oksijen gazından dolayı düşük ışık şiddetlerinde iki mertebeden fazla arttığı ve gama üstel parametresinin de 0,85 değerinden 0,60 değerine azaldığı Şekil 3.41.b'de gösterilmiştir. Oksijen gazından sonra gerçekleştirilen ısıl işlem-2 sonrasında foto öziletkenlik bulguları yaklaşık 4 kat azalırken gama üstel parametresi 0,70 olarak hesaplanmıştır. Fakat, ısıl işlem-2 sonrası elde edilen bulgular oksijen gazı öncesi elde edilen bulgularına göre yaklaşık bir mertebeden fazladır. Oksijen gazı amorf fazı baskın düşük kristalli ince malzemede de geri dönüşümsüz foto öziletkenlik artışına neden olmuştur. Aynı zamanda gama üstel parametresi de oksijen gazından sonra kayda değer miktarda azalmaktadır. Mikro yapısında değişik kristal hacim oranına sahip ince mikrokristal silisyum malzemelerin hepsinde oksijen gazından sonra ciddi miktarlarda foto öziletkenlik bulgularında artma olduğu ve oksijen gazı sonrası gerçekleştirilen ısıl işlem-2 sonrasında kısmen geri dönüşümlü bir azalma oluşurken büyük oranda geri dönüşümsüz, kalıcı foto öziletkenlik artışı ortaya çıktığı görülmektedir. Son olarak, sıfır kristalli ince amorf silisyum malzemenin oksijen gazı öncesi ve sonrasında elde edilen foto öziletkenlik bulguları incelendiğinde, Şekil 3.42.'de kayda değer bir değişimin olmadığı bulunmuştur. Karanlık öziletkenlik bulgularının oksijen gazından etkilenmediği hem ince hem de kalın amorf silisyum malzeme için yukarıda açıklanmıştır. Aynı şekilde kalın amorf silisyum malzemede bulunduğu gibi ince amorf silisyum malzemenin foto öziletkenlik bulgularının da oksijen gazından etkilenmediği bulunmuştur. Gama üstel parametresi ise mikrokristal silisyum malzemelerden daha yüksek ve ideal 1 değerine yakın 0,92 olarak hesaplanmıştır. İnce mikrokristal silisyum malzemelerde elde edilen foto öziletkenlik bulgularındaki ciddi kalıcı artmanın nedeni Fermi enerjisinin iletkenlik bant ucuna doğru yaklaşmasından dolayı olabilmesine rağmen, yasak enerji aralığında yerleşmiş rekombinasyon merkezlerindeki azalmalardan da kaynaklanabilir. Bu nedenle, bu malzemelerin geniş enerji aralığında elde edilen optik soğurma katsayısı spektrumları DBP yöntemi ile ölçülerek yasak enerji aralığındaki elektronik kusurlarda ortaya çıkan değişimler anlaşılmaya çalışılmıştır.

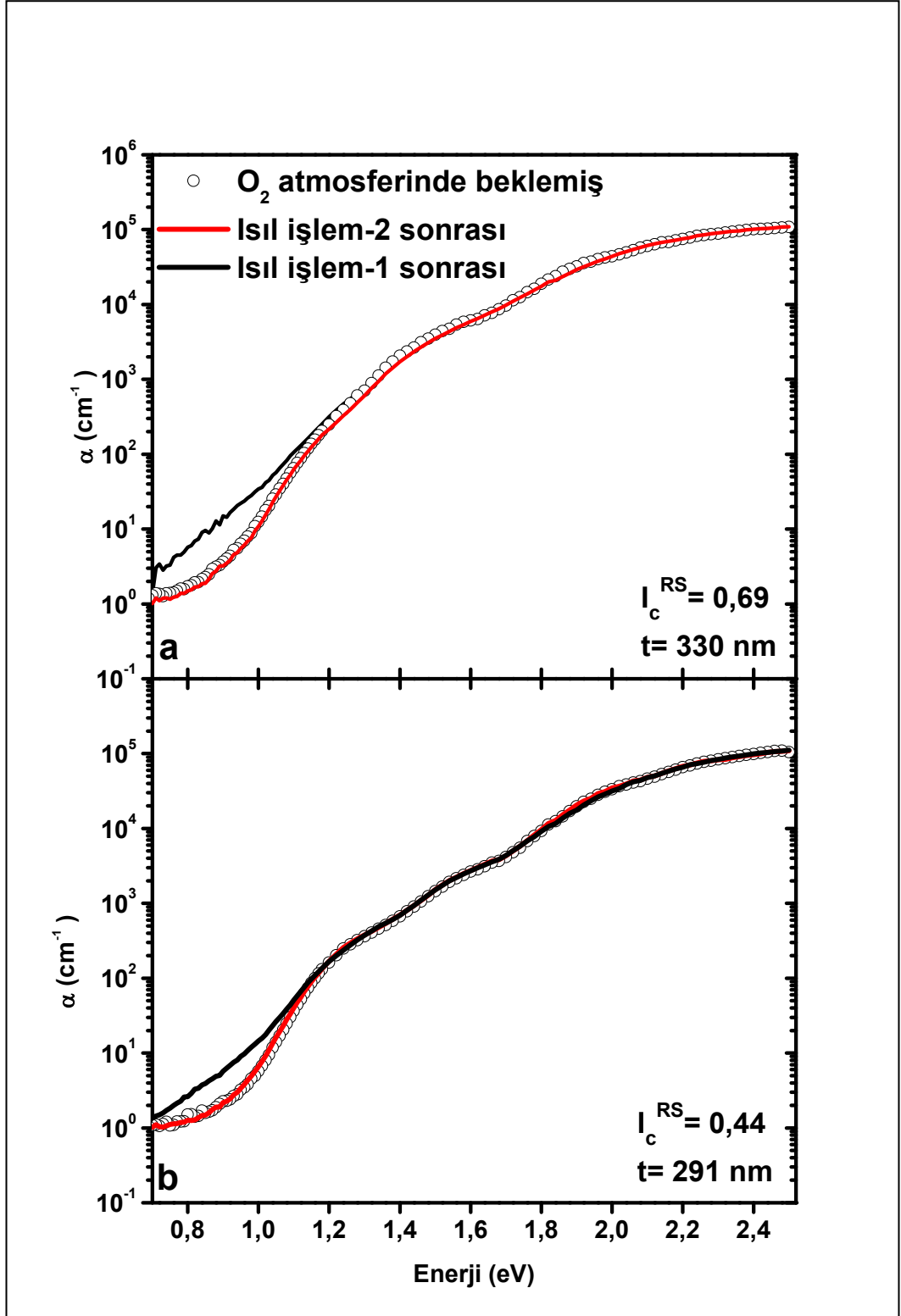


Şekil 3.42. $I_c^{RS} = 0$ kristal hacim oranına sahip ince amorf silisyum malzemelerin oksijen gazında bekletilmesinden sonra, oksijen gazı öncesi ve sonrasında gerçekleştirilen ısı işlemlere ait 300 K'de elde edilen ışık şiddetine bağlı foto iletkenlik bulguları

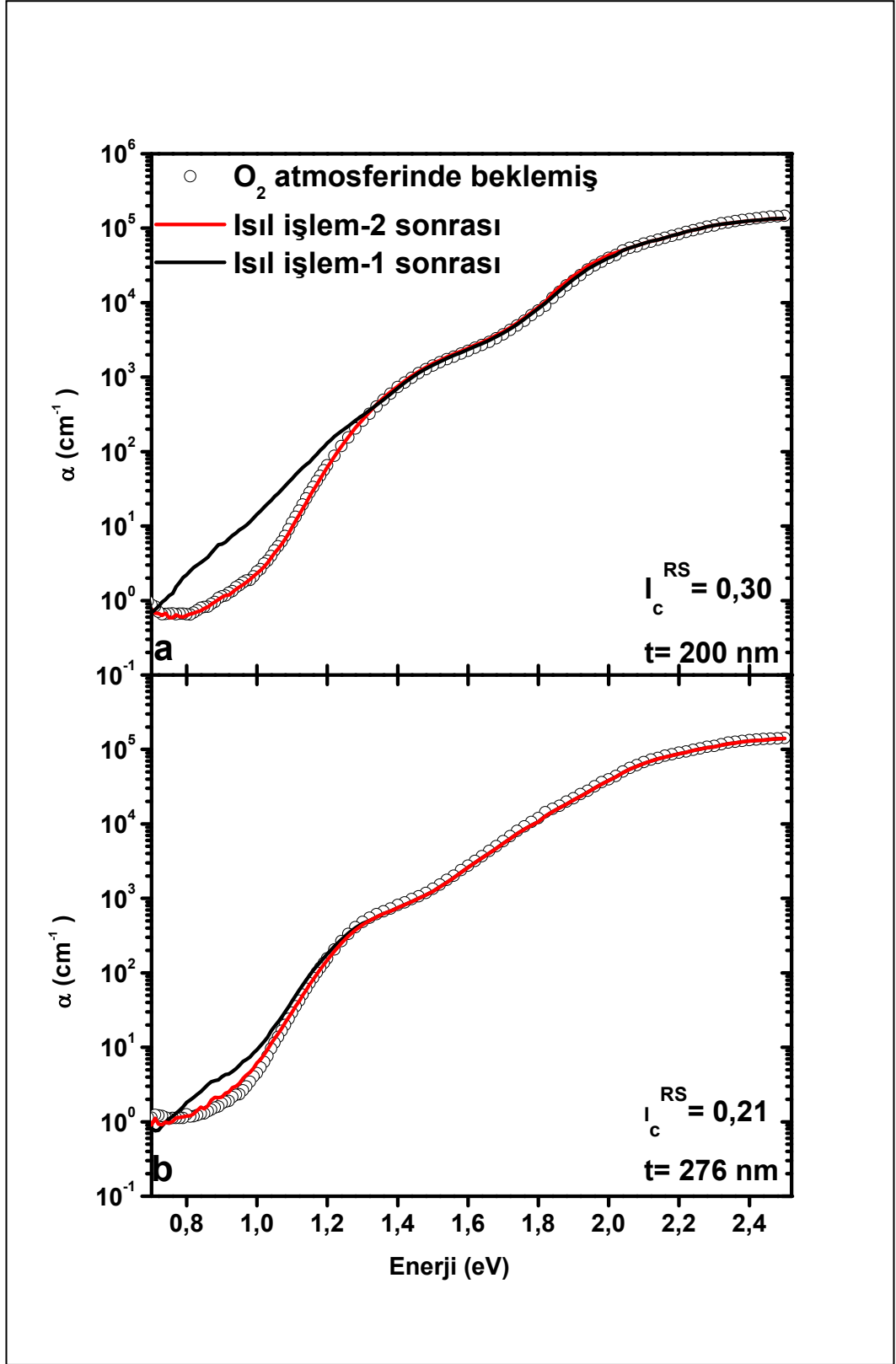
3.4.3. İki demetli foto iletkenlik (DBP) bulguları

İnce malzemelerin oksijen gazı öncesinde ve sonrasında elde edilen optik geçirgenlik ve DBP spektrumları yukarıda kalın malzemeler için açıklandığı şekli ile farklı dc ışık şiddetlerinde ölçülmüştür. Malzemelerin karanlık Fermi seviyesi altında kalan dolu elektronik kusur dağılımlarında oluşan değişimlerin karşılaştırılması için sadece en düşük dc ışık şiddetinde ölçülen DBP spektrumlarından hesaplanan optik soğurma katsayısı spektrumları gösterilmiştir. Şekil 3.43.a'da kristal hacim oranı $I_c^{RS} = 0,69$ olan yüksek kristalli ince mikrokristal silisyum malzemenin oksijen gazı öncesi ve sonrası elde edilen $\alpha(h\nu)$ spektrumları gösterilmiştir. Oksijen gazı sonrasında malzemenin düşük enerji bölgesinde $\alpha(h\nu)$ spektrumunda kayda değer bir azalma

elde edilmiştir. Bunun anlamı şudur; malzemenin hacminde bulunan ve yasak enerji aralığında yerleşmiş, Fermi seviyesi altındaki elektronik kusur dağılımlarında azalmanın sonucu olarak optik soğurma katsayısı azalmaktadır. Yani oksijen atomları mevcut elektronik kusurların bir kısmını ortadan kaldırmakta, elektronik olarak pasif hale getirmektedir. Daha sonra gerçekleştirilen ısı işlem-2 ile düşük enerji bölgesinde $\alpha(h\nu)$ değerlerinde kayda değer bir değişim oluşmamıştır. Yani hemen hemen geri dönüşümsüz bir azalma ortaya çıkmıştır. Malzeme içine giren oksijen atomlarının malzemenin kristal ara yüzeyleri ile kimyasal bağ yaptığını ve ısı işlem-2 uygulaması ile oksijenin dışarı atılmadığını göstermektedir. Düşük enerjilerde elde edilen optik soğurma katsayısı spektrumu malzemenin hacimsel yapısında bulunan elektronik kusur dağılımından uyarılan elektronlar tarafından belirlenmesinden dolayı, oksijen gazının malzemenin hacimsel kusurlarında azalmaya neden olduğu anlaşılmaktadır. Benzer şekilde kristal hacim oranı $I_C^{RS} = 0,44$ olan orta kristalli ince malzemenin oksijen gazı öncesi ve sonrası elde edilen $\alpha(h\nu)$ spektrumu Şekil 3.43.b'de gösterilmiştir. Yüksek kristalli ince malzemede olduğu gibi, optik soğurma katsayısı spektrumunun düşük enerji bölgesinde yaklaşık 2,5 katlık bir azalma elde edilmiştir. Oksijen gazı sonrası gerçekleştirilen ısı işlem-2 uygulaması ile elektronik kusur dağılımında herhangi bir değişim olmadığı optik soğurma katsayısı spektrumunun düşük enerji bölgesinden görülmektedir. Yani optik soğurma katsayısı spektrumu bulgularından oksijen gazının etkisi ile kalıcı bir azalmanın olduğu açıktır. Bu durum yine oksijen gazının malzemenin kristal adacık yüzeylerinde mevcut kusurlarla kimyasal bağ yaptığını ve ikinci ısı işlemle malzemedan atılmadığını belirtmektedir.



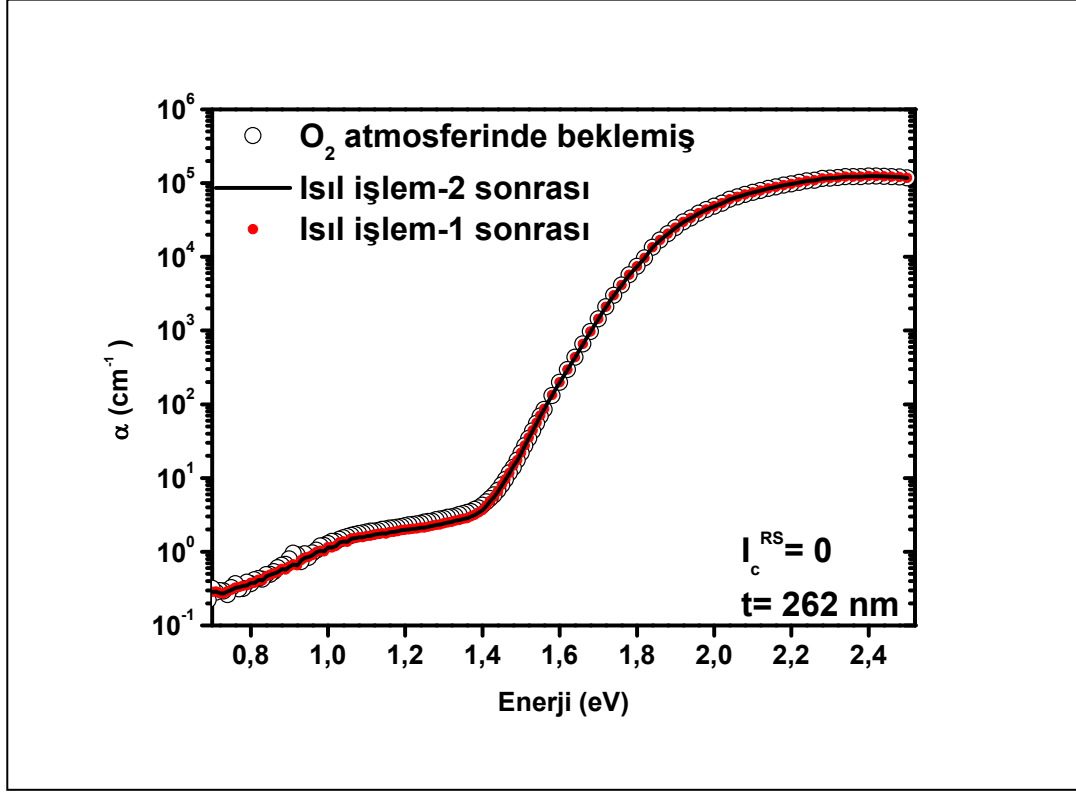
Şekil 3.43. a) $I_c^{\text{RS}} = 0,69$ ve b) $I_c^{\text{RS}} = 0,44$ kristal hacim oranına sahip ince mikrokristal silisyum malzemelerin oksijen gazı öncesi ve sonrası gerçekleştirilen ısıl işlemler ve oksijen gazından sonra hesaplanan $\alpha(h\nu)$ optik soğurma katsayısı spektrumları



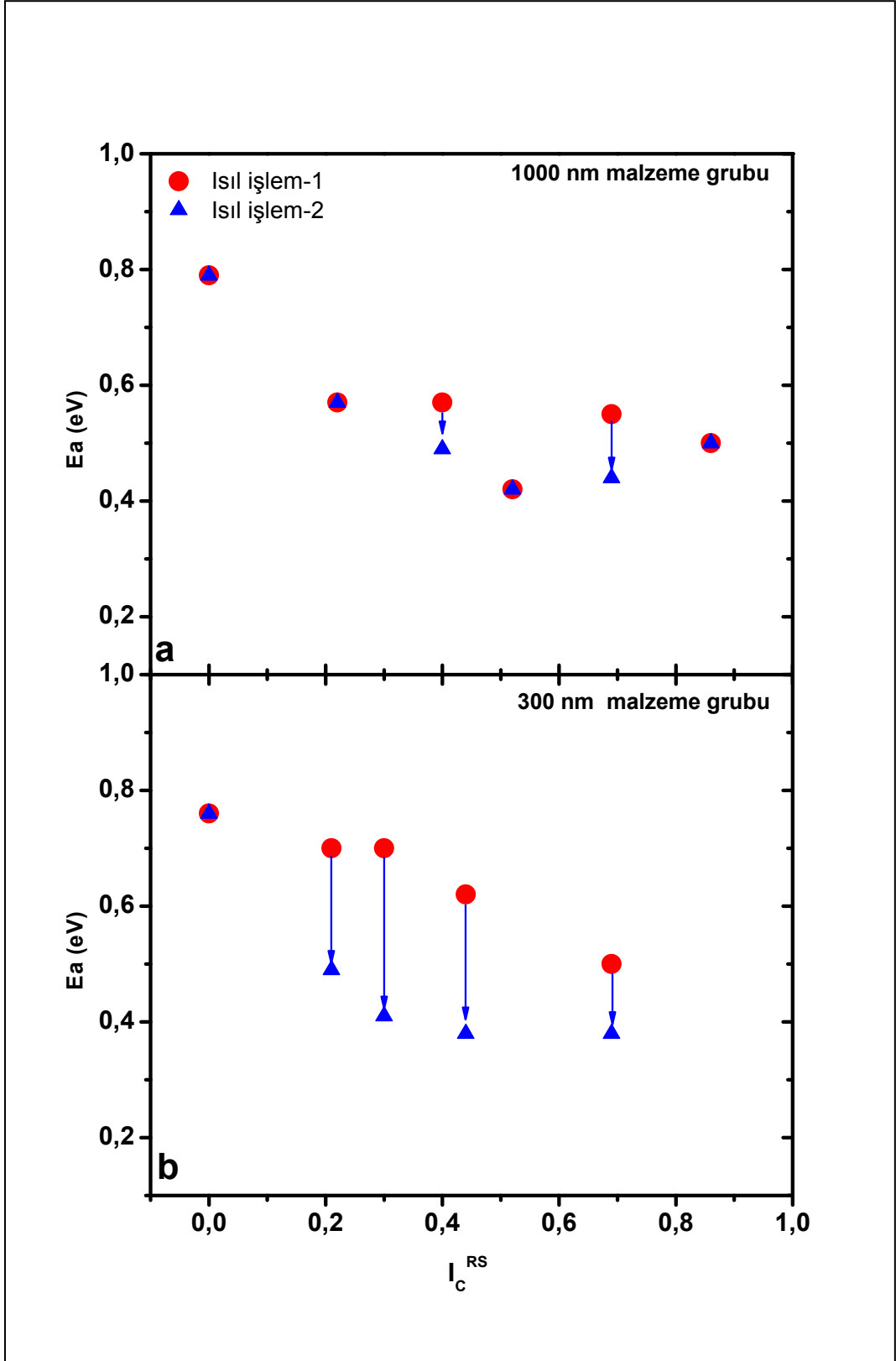
Şekil 3.44. a) $I_c^{RS} = 0,30$ ve b) $I_c^{RS} = 0,21$ kristal hacim oranına sahip ince mikrokristal silisyum malzemelerin oksijen gazı öncesi ve sonrası gerçekleştirilen ısıl işlemler ve oksijen gazından sonra hesaplanan $\alpha(h\nu)$ optik soğurma katsayısı spektrumları

Amorf fazı baskın diğer orta kristalli ($I_C^{RS} = 0,30$) ince malzemenin optik soğurma katsayısı spektrumundaki oksijen gazından kaynaklı oluşan değişimler Şekil 3.44.a'da gösterilmiştir. Yine bu malzemede de oksijen gazından kaynaklı olarak optik soğurma katsayısının düşük enerji bölgesinde yaklaşık 4,5 katlık bir azalma kaydedilirken ısıtma işlemi-2 sonrasında herhangi bir geri dönüşüm (artış) belirlenmemiştir. Yani oksijen gazı etkisi ile Fermi enerjisi altındaki enerjilerde yerleşmiş elektronik kusur dağılımına belirgin bir azalmanın olduğu açıktır. Azalan elektronik kusur yoğunluğu foto iletkenlik değerlerinin artmasına da neden olmaktadır. Kristal hacim oranı azalmaya başladıkça malzemede oluşan kristal adacıkların sayısı ve bu kristal adacıkların toplam yüzey alanı azalmaktadır. Dolayısıyla, kristal adacık yüzeylerinde mevcut elektronik kusur sayılarında da azalma olmaktadır. Şekil 3.44.b'de kristal hacim oranı $I_C^{RS} = 0,21$ olan düşük kristalli ince malzemenin oksijen gazı öncesi ve sonrası elde edilen optik soğurma katsayısı spektrumları gösterilmiştir. Şekil 3.44.b'den de görüleceği gibi malzemenin kristal hacim oranındaki azalmadan dolayı düşük enerji bölgesinde optik soğurma katsayısında yaklaşık 1,5 katlık bir azalma elde edilmiştir. Bu miktar diğer orta ve yüksek kristalli ince malzemelere göre nispeten daha az bir değişimdir. Sıfır kristalli tamamen amorf fazdan oluşan ince amorf silisyum malzemenin karanlık ve foto iletkenlik bulgularının oksijen gazından etkilenmediği yukarıda açıklanmıştır. Bu malzemenin Şekil 3.45.'de özetlenen optik soğurma katsayısı spektrumlarından da görüldüğü gibi düşük enerji bölgesinde optik soğurma katsayısı spektrumunda herhangi bir değişim oluşmamaktadır. Tamamen amorf malzemenin elektronik kusur dağılımının mikrokristal silisyum malzemelerden farklı olmasından dolayı ve de amorf fazı içinde kristal adacıkların bulunmamasından dolayı oksijen gazının kimyasal bağ yapacağı elektronik kusurların mevcut olmamasından optik soğurma katsayısı spektrumunda kayda değer bir değişim gözlenmemiştir. Malzemenin hacimsel yapısından algılanan foto iletkenlik ve optik soğurma katsayısı bulguları oksijenin amorf silisyum içine nüfuz edemediğini belirtmektedir. Fakat karanlık iletkenlik bulgularında elde edilen oksijen sonrası artışın ise amorf silisyum yüzeyine fiziksel olarak yapışan oksijen moleküllerinin yarattığı paralel dirençten kaynaklandığı anlaşılmaktadır. Yüzeye fiziksel yapışan oksijen moleküllerinin de ısıtma

işlem ile atılmasından sonra karanlık öziletkenlik bulguları önceki değerlerine dönmektedir.



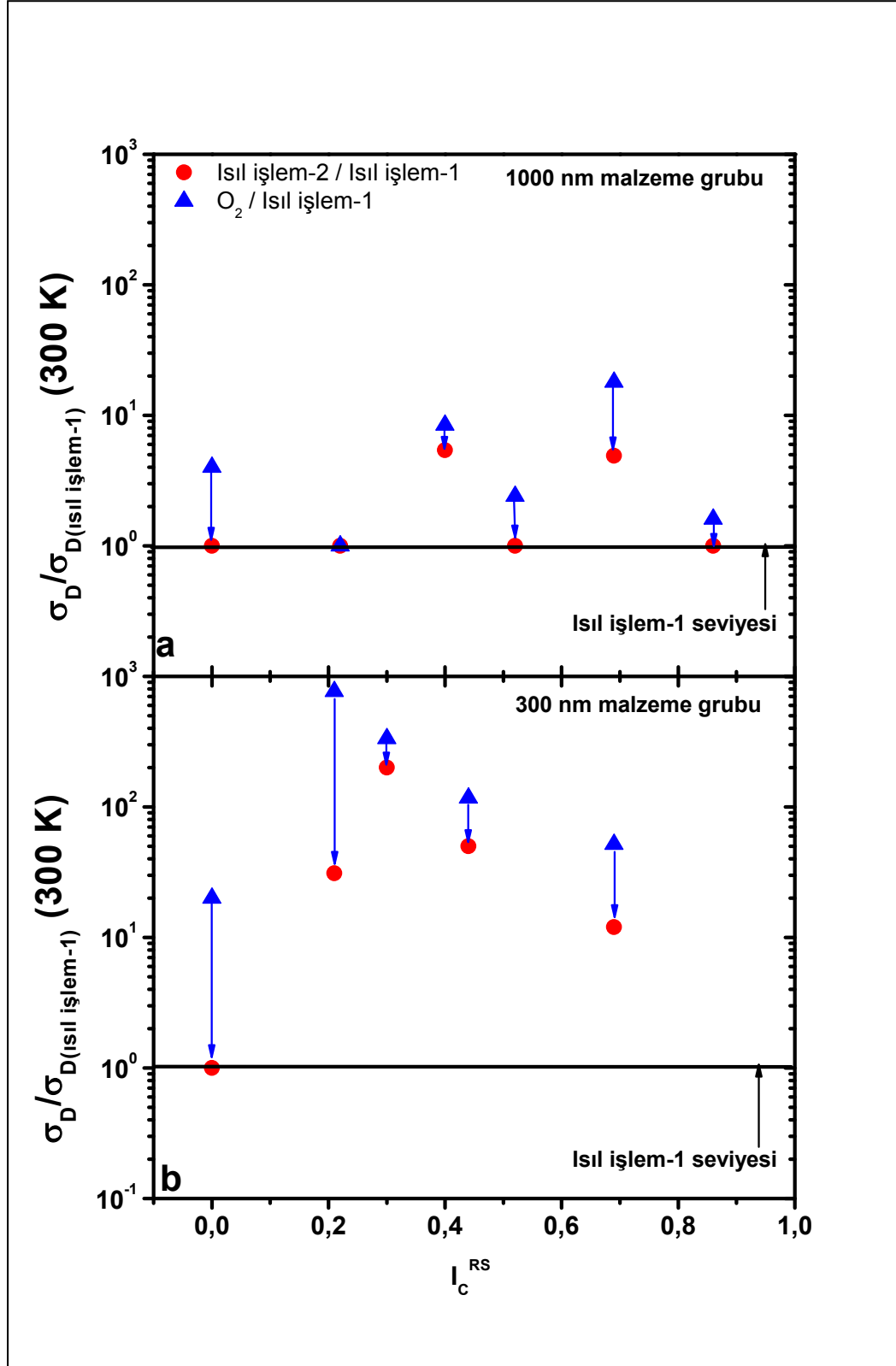
Şekil 3.45. $I_c^{\text{RS}} = 0$ kristal hacim oranına sahip ince amorf silisyum malzemelerin oksijen gazı öncesi ve sonrası gerçekleştirilen ısı işlemler ve oksijen gazından sonra hesaplanan $\alpha(h\nu)$ optik soğurma katsayısı spektrumları



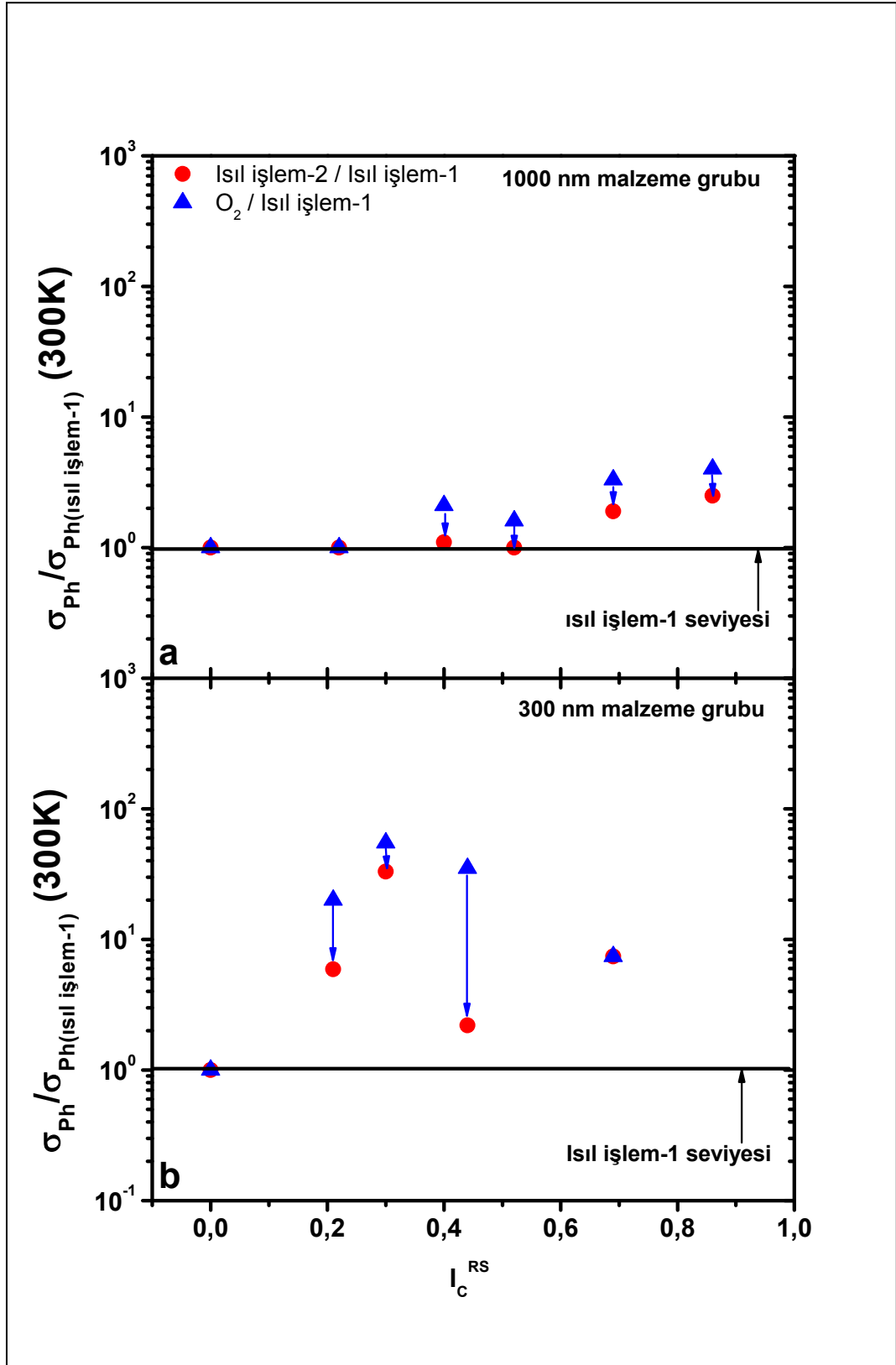
Şekil 3.46. a) 1000 nm kalınlığındaki b) 300 nm kalınlığındaki malzeme gruplarının oksijen gazı uygulaması öncesi ve sonrası aktivasyon enerjileri değişim grafiği

Bu tez kapsamında incelenen kalın ve ince mikrokristal silisyum malzemelerde elde edilen bulguları özetlediğimizde malzemelerin oksijen gazına maruz bırakılmadan önce elde edilen aktivasyon enerjisi, E_a , bulguları Şekil 3.46.'da gösterildiği gibi bütün malzemelerin katkısız (intrinsic) bir iletkenlik özelliğine sahip oldukları anlaşılmaktadır. Yani malzemelerin karanlık Fermi seviyeleri malzemelerin yasak enerji aralığının ortasında bulunmaktadır. Katkısız (intrinsik) iletkenlik özelliğine sahip olan ince ve kalın mikrokristal silisyum malzemeler oksijen gazında bekledikten sonra ikinci bir ısıtma işlemi (ısıtma işlem-2) tabii tutulmuşlardır. Kalın mikrokristal silisyum malzemelerin Isıtma işlem-2 sonrasında elde edilen aktivasyon enerjisi, E_a , bulguları incelendiğinde $I_C^{RS} = 0,40$ ve $I_C^{RS} = 0,70$ kristal hacim oranına sahip malzemeler dışındaki diğer malzemelerde oksijen gazından kaynaklı olarak karanlık Fermi seviyesinin değişmediği görülmektedir. Diğer iki malzemenin, $I_C^{RS} = 0,40$ ve $I_C^{RS} = 0,70$, aktivasyon enerjilerinde ise sırasıyla 50 meV ve 100 meV azalma olmasına rağmen Fermi seviyesi hala yasak enerji aralığı ortasına yakın enerjilerde yerleşmiştir. Yani $I_C^{RS} = 0,40$ kristal hacim oranına sahip kalın malzemenin aktivasyon enerjisi 0,40 eV ve $I_C^{RS} = 0,70$ kristal hacim oranına sahip kalın malzemenin aktivasyon enerjisi 0,45 eV değerinde olmasından dolayı bu iki malzemenin de hala intrinsik iletkenlik özelliğine sahip olduğu görülmektedir. İnce mikrokristal silisyum filmlerin oksijen gazı öncesinde ve sonrasında elde edilen aktivasyon enerjisi, E_a , bulgularını karşılaştırdığımızda ise, kalın malzemelerdeki gibi, ince malzemelerin de oksijen gazı öncesinde intrinsik iletkenlik özelliğine sahip oldukları ve karanlık Fermi seviyesinin yasak enerji aralığı ortalarında olduğu anlaşılmaktadır. Sıfır kristalli amorf silisyum malzeme hariç olmak üzere, diğer mikrokristal silisyum malzemelerin hepsinde Fermi seviyesinin oksijen gazının etkisi ile iletkenlik bant ucuna doğru kaydığı anlaşılmaktadır. Şekil 3.46.'da gösterilen bulgulardan E_a aktivasyon enerjisinde azalma miktarı artan kristal hacim oranı ile sırası ile 210 meV, 290 meV, 250 meV ve 130 meV olarak elde edilmiştir. Fermi enerjisinin oksijen gazından sonra kalıcı olarak iletkenlik bant ucuna kayması σ_D karanlık öziletkenlik bulgularının da ciddi artmasına neden olmaktadır. Şekil 3.47.'de kalın ve ince malzemelerin oksijen gazından sonra ve ısıtma işlem-2'den sonra elde edilen σ_D karanlık öziletkenlik bulgularının oksijen gazından önce elde edilen ısıtma

işlem-1 sonrası σ_D karanlık öziletkenlik bulgularına oranı gösterilmiştir. Bu grafikten oksijen gazının yarattığı karanlık öziletkenlik değişimleri incelendiğinde ince ve kalın bütün mikrokristal silisyum malzemelerde σ_D bulgularının arttığı bulunmuştur. σ_D karanlık öziletkenlik bulgularındaki artma miktarı hem kristal hacim oranına göre hem de malzemenin kalınlığına göre değişmektedir. Bunun yanında, oksijen gazının yarattığı iletkenlik artışının bir kısmı ısı işlem-2 ile ortadan kaldırılan tamamen geri dönüşümlü (metastabilite) etkisi olabilirken, bir kısmı veya tamamı geri dönüşümsüz (instabilite) etkisi olabildiği görülmektedir. Şekil 3.47.'de gösterilen ok işareti ısı işlem-2 ile ortadan kalkan metastabilite etkisini belirtirken, kırmızı semboller oksijen gazından kaynaklı geri dönüşümsüz (instabilite) etkisi sonucu oluşan karanlık iletkenlik artışının mertebesini belirtmektedir. Bu grafikteki bulgulardan çıkarılan sonuç, kalın mikrokristal silisyum malzemelerde oksijen gazının etkisinin çok az olduğu, karanlık iletkenlik artışının 2 ile 20 kat arasında değişmesine rağmen, ince mikrokristal silisyum malzemelerde karanlık öziletkenlik artışının 10 ile 1000 kat arasında olduğunu göstermektedir. Bir başka ifade ile, oksijen gazı ince malzemelerin tamamına nüfuz edebilirken, kalın malzemelerin sadece üst yüzey bölgesinde sınırlı kaldığından hacimsel karanlık iletkenlik özelliklerinde kayda değer ciddi artışlara neden olamamaktadır. Malzeme içine nüfuz eden oksijenin bir kısmı malzeme içindeki kristal adacık yüzeylerine kimyasal bağ yaparak tutunurken, bir kısmının da fiziksel bağ yaptığı ve ısı işlem-2 ile tekrar malzeme dışına atıldığı anlaşılmaktadır. Sıfır kristalli amorf silisyum malzemenin hem kalın hem de ince olan malzemedeki oksijen gazından sonraki karanlık iletkenlik artışının farklı bir özellikte olduğu yukarıda da açıklanmış olduğu gibi oksijen gaz moleküllerinin malzeme yüzeyine fiziksel olarak yapışmasıyla yarattığı paralel direnç nedeniyledir. Isıl işlem-2 sonrasında da tamamen malzeme yüzeyinden temizlenmesi ile karanlık öziletkenlik bulguları ısı işlem-1 sonrasındaki değerine ulaşmaktadır.



Şekil 3.47. a) 1000 nm kalınlığındaki b) 300 nm kalınlığındaki malzeme gruplarının ısı işlem-2 ve oksijen gazı uygulaması sonrası oda sıcaklığında elde edilen karanlık öziletkenlik değerlerinin ısı işlem-1 sonrası oda sıcaklığında elde edilen karanlık öziletkenlik değerine oranı



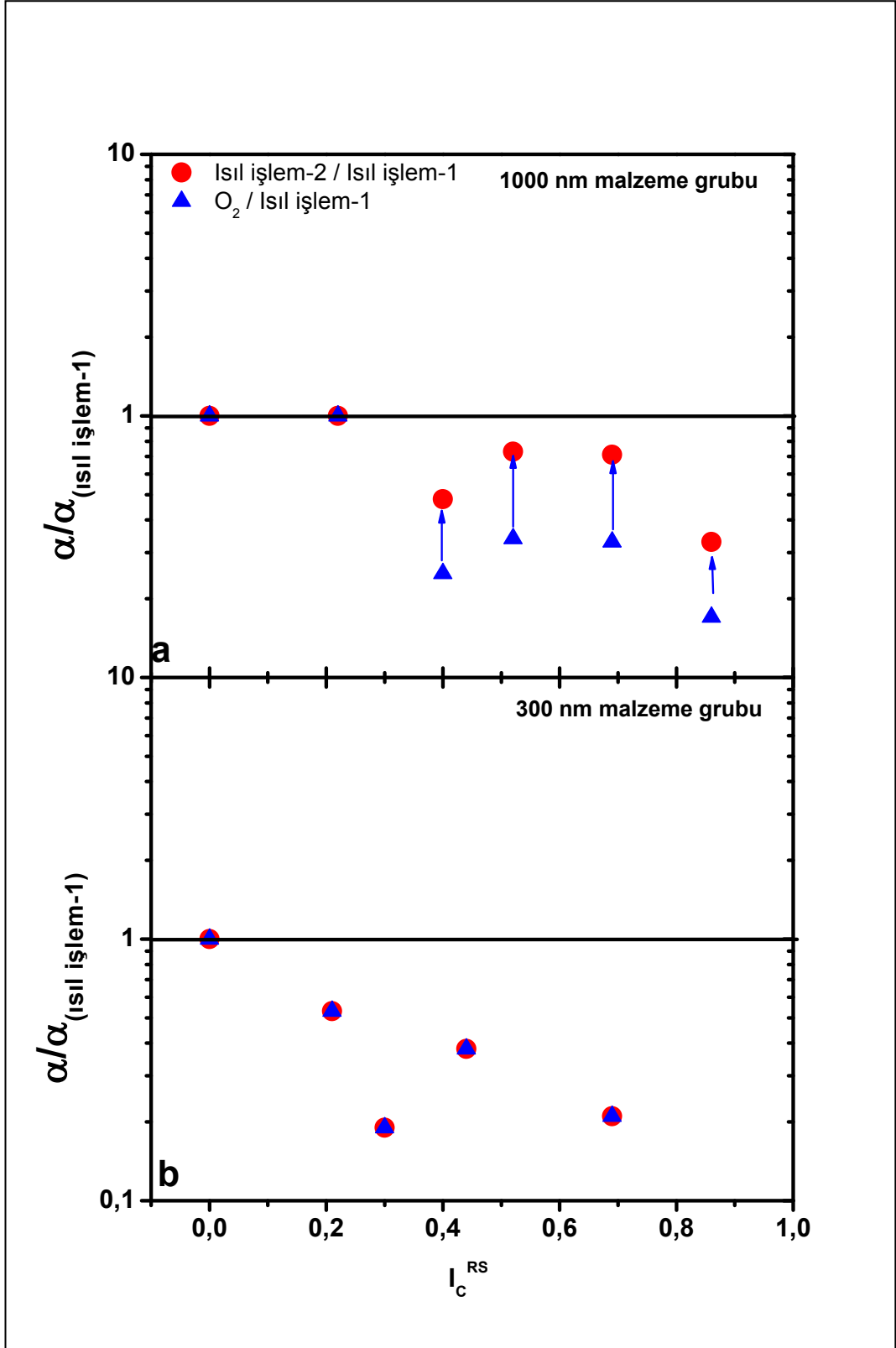
Şekil 3.48. a) 1000 nm kalınlı́ndaki b) 300 nm kalınlı́ndaki malzeme gruplarının ısı́l ışı́lem-2 ve oksijen gazı uygulaması sonrası oda sıcaklı́ğında elde edilen foto ızı́letkenlik değerlerinin ısı́l ışı́lem-1 sonrası oda sıcaklı́ğında elde edilen foto ızı́letkenlik değerine oranı

Oksijen gazı ile karanlık Fermi seviyesinin iletkenlik bant ucuna doğru kayması bir katkılama etkisi değildir. Sadece kristal adacık yüzeylerine kimyasal bağlanan oksijen moleküllerinin yarattığı yüzey yüklenmesi sonucu enerji bantlarının bükülmesi ile iletkenlik bant ucunun Fermi seviyesine yaklaştığını belirtmektedir. Fermi seviyesinin iletkenlik bant ucuna yaklaşması sonucu σ_{photo} bulguları da doğal olarak artmaktadır. Ayrıca, foto öziletkenlik bulguları malzemenin hacminde bulunan elektronik kusurların, rekombinasyon merkezlerinin miktarına bağlı hacimsel bir özelliktir. Şekil 3.48.'de kalın ve ince malzemelerin foto öziletkenlik bulguları değişen kristal hacim oranına göre özetlenmiştir. Oksijen gazından sonra ve ısıtma işlemi-2'den sonra 300 K'de elde edilen σ_{photo} bulguları ısıtma işlemi-1 sonrasında elde edilen σ_{photo} bulgularına oranlanarak gösterilmiştir. Sıfır kristalli amorf silisyum malzeme ve düşük kristalli kalın mikrokristal silisyum malzeme dışında diğer kalın ve ince mikro kristal silisyum malzemelerin foto öziletkenlik bulguları oksijen gazından sonra artmaktadır. Artma miktarı kalın malzemelerde 2-3 kat olurken, ince malzemelerde ise çok ciddi miktarda, 2 ile 700 kat arasında, artış elde edilmiştir. Orta kristalli kalın malzemelerde ısıtma işlemi-2 ile tamamen geri dönüşümlü (metastabilite) etki oluşurken, yüksek kristalli kalın malzemelerde kısmen geri dönüşümsüz olduğu anlaşılmaktadır. İnce mikrokristal silisyum malzemelerde ise oksijen gazının büyük oranda geri dönüşümsüz foto öziletkenlik artışına neden olduğu bulunmuştur. Buradaki geri dönüşümsüz foto öziletkenlik artışı kısmen karanlık Fermi seviyesinin iletkenlik bant ucuna yaklaşmasında kaynaklanabilir. Buna ek olarak, foto öziletkenlik artışına neden olan diğer önemli etken ise malzemenin hacminde mevcut elektronik kusurların, ya da yasak enerji aralığında yerleşmiş rekombinasyon merkezlerinin yoğunluklarında azalmalardan olabilir. Bu tezin en önemli amaçlarından birisi de yasak enerji aralığında yerleşmiş elektronik kusurların varlığını algılamak için geliştirilen DBP yöntemidir. Yukarıda elde edilen bulguların daha anlamlı bir şekilde yorumlanabilmesi ve oksijen gazının yarattığı elektronik ve optoelektronik değişimlerin daha iyi anlaşılması için gerçekleştirilen DBP ve optik geçirgenlik ölçümlerinden hesaplanan mutlak optik soğurma katsayısı, $\alpha(h\nu)$, spektrumlarının karşılaştırması ile düşük enerji bölgesindeki değişimler ile yasak enerji aralığında yerleşmiş elektronik kusurlar hakkında nitel olarak bilgi

edinmemizi sağlayacaktır. Şekil 3.49.'da kalın ve ince mikrokristal silisyum malzemelerin en düşük dc ışık şiddetinde elde edilen DBP ölçümlerinden hesaplanan optik soğurma katsayısı spektrumlarından 0,9 eV değerine karşılık gelen $\alpha(0,9\text{eV})$ bulguları özetlenmiştir. Oksijen gazından sonra ve ısıtma işlem-2 'den sonra elde edilen $\alpha(0,9\text{eV})$ bulguları ısıtma işlem-1 sonrasında elde edilen $\alpha(0,9\text{eV})$ bulgularına oranlanarak gösterilmiştir. Sıfır kristalli amorf silisyum malzemeler ve düşük kristalli kalın malzeme hariç olmak üzere, bütün ince ve kalın mikrokristal silisyum malzemeler oksijen gazına maruz kaldıktan sonra normalize edilmiş $\alpha(0,9\text{eV})$ bulguları azalmaktadır. Yani oksijen bütün malzemelerde aynı etkiyi göstermektedir. Bunun anlamı nedir? Yasak enerji aralığında karanlık Fermi seviyesi ile değerlik bant ucu arasındaki enerjilerde yerleşmiş elektronlarla doldurulmuş elektronik kusurların yoğunluklarının oksijen gazı ile azaldığını belirtmektedir. Bu azalma miktarı 2 ile 5 kat arasında olduğu görülmektedir. Kalın ve ince malzemelerde bu oran hemen hemen benzerdir. Isıtma işlem-2 sonrasında ise kalın malzemelerdeki azalma kısmen ortadan kalkarken, ince malzemelerde tamamen kalıcı olduğu, yani tamamen geri dönüşümsüz bir azalma olduğu bulunmuştur. Düşük enerjilerdeki optik soğurma katsayısı değerleri tamamen malzemenin hacimsel kusurlarının bir yansıması olduğundan ince malzemeler içine nüfuz eden oksijenin malzeme içindeki elektronik kusur yoğunluklarını azalttığı, yani malzeme içindeki kristal adacık yüzeylerinde mevcut elektronik kusurlarla kimyasal olarak bağ yaparak elektronik kusur yoğunluklarının azalmasına neden olduğu DBP ölçümlerinden de teyit edilmiştir. Kalın malzemelerde oksijenin malzeme içine nüfuz edememesinden dolayı oksijenin daha çok fiziksel olarak bağ yapmasından dolayı ısıtma işlem-2 ile malzemeyi terk eden oksijen moleküllerinin malzemede elektronik kusur yoğunluklarının tekrar kısmen artmasına neden olduğu Şekil 3.49.'daki ok işaretlerinden anlaşılmaktadır.

Sonuç olarak, oksijen gazından sonra foto iletkenlik bulgularındaki artmanın kısmen malzemenin yasak enerji aralığında yerleşmiş rekombinasyon merkezlerinin azalmasından ve kısmen de karanlık Fermi seviyesinin iletkenlik bant ucuna yaklaşmasından kaynaklandığı ortadadır. Elde edilen bütün bulgular birbirini destekler niteliktedir ve oksijen gazının çok sayıda değişken mikro yapılara sahip

kalın ve ince mikrokristal silisyum malzemelerde yarattığı metastabilite ve instabilite etkileri aynıdır. Yani oksijen gazı ince malzemelerin tamamına nüfuz edebilirken kalın malzemelerin sadece üst yüzeyine nüfuz ederek malzeme içinde kısmen fiziksel kısmen kimyasal bağ yaparak hem karanlık öziletkenlik hem de foto öziletkenlik bulgularının artmasına neden olur. Oksijen malzeme içinde kristal adacık yüzeylerine fiziksel ve kimyasal bağ yaparak tutunması ile malzemenin yasak enerji aralığında yerleşmiş elektronik kusur yoğunluğunda azalmalara neden olmaktadır. Fiziksel bağ yapan oksijen molekülleri ısı işlem ile malzemeyi terk ederken elektronik kusur yoğunluğunun tekrar artmasına neden olurken kimyasal bağ yapanlar elektronik kusur yoğunluğunun oksijen gazı önceki duruma göre daha az kusurlu bir fotovoltaik malzeme ortaya çıkarmaktadır. Çok katmanlı ince film silisyum güneş gözelerinde kullanılan fotovoltaik soğurucu katmanların kalınlıkları 1-1,5 μm mertebesinde olmasından dolayı atmosfer koşullarında çalışacak bu tür güneş gözelerin soğurucu katmanlarının oksijen gazından kaynaklı metastabilite/instabilite problemlerinin ihmal edilebilecek mertebelerde olduğu anlaşılmaktadır.



Şekil 3.49. a) 1000 nm kalınlığındaki b) 300 nm kalınlığındaki malzeme gruplarının ısı işlem-2 ve oksijen gazı uygulaması sonrası 0,9eV’da elde edilen optik soğurma katsayılarının ısı işlem-1 sonrası 0,9eV’da elde edilen optik soğurma katsaylarına oranı

4. TARTIŞMA VE SONUÇLAR

Hidrojenlendirilmiş mikrokristal silisyum ince film ($\mu\text{c-Si:H}$) malzemeler sahip olduğu eşsiz elektronik özelliklerinden dolayı fotovoltaik uygulamalar için potansiyeli yüksek bir malzemedir. $\mu\text{c-Si:H}$ yarıiletken malzemelerin optik soğurma katsayısı güneş spektrumunun yüksek enerji bölgesinde tek kristal silisyumdan ve kızıl ötesi enerji bölgesinde amorf silisyumdan daha yüksektir. Ayrıca, hidrojenlendirilmiş amorf silisyum bazlı malzemelerde (a-Si:H , a-SiGe:H , ve a-SiC:H , gibi) gözlenen Staebler-Wronski olayının, yani belirli süre ışığa maruz bırakıldığında ışık altında elektronik bozunuma uğraması olayının $\mu\text{c-Si:H}$ malzemelerde gözlenmemesinden dolayı, çok katmanlı ince film silisyum güneş göze tasarımlarında potansiyeli yüksek bir fotovoltaik soğurucu malzemedir. Fakat, bu malzemenin hidrojenlendirilmiş amorf silisyum (a-Si:H) ince film malzemelerin büyütüldüğü aynı büyütme sistemlerinde (RF-PECVD, VHF-PECVD ve HW-CVD vb) hidrojen ve silan gaz karışımından oluşan plazma içindeki silan gazının yoğunluğu değiştirilerek amorf fazdan çok yüksek kristal hacim oranına kadar geniş bir spektrumda mikrokristal silisyum malzemeler büyütülmesinden dolayı standart özelliklere sahip bir $\mu\text{c-Si:H}$ malzeme tanımı yapmak mümkün değildir. Değişen mikro yapı içinde değişik oranlarda kristal fazlar ve amorf fazlar heterojen bir yapı oluşturduğundan, elektronik ve optoelektronik özellikleri büyütme koşullarına göre değişen mikrokristal silisyum ince film malzemeler üretilmektedir. Ayrıca, bir taban malzeme üzerine büyütülen $\mu\text{c-Si:H}$ malzemelerin vakum ortamında üretimlerinden sonra atmosferik koşullara maruz kaldıklarında elektronik özelliklerinde kararsızlık (metastabilite/instabilite) etkisi (atmospheric aging) göstermektedir. Yani, bazı malzemelerde karanlık öziletkenlik değerleri birkaç mertebe artış gösterirken bazı malzemelerde ise tam tersi yönde karanlık öziletkenlik değerleri bir kaç mertebeye varan azalma göstermektedir.

Yeni nesil çok katmanlı ince film silisyum güneş göze tasarımlarında (tek eklem p-i-n tipi, ikili eklem tandem tipi veya üçlü eklem tasarımları gibi) kullanılan ışığı soğurucu tabakanın kalınlığı 1-2 μm mertebesindedir. Dolayısıyla, güneş gözelerinde

kullanılan kalınlıklara sahip $\mu\text{-Si:H}$ malzemelerin atmosfer gazlarından (oksijen, su buharı, azot, gibi) kaynaklı metastabilite/instabilite problemlerinin karanlık ve foto öziletkenlik yöntemleri dışındaki özel yöntemlerle de incelenmesi gereklidir. Bu özel yöntemler $\mu\text{-Si:H}$ malzemelerin ışık altında optoelektronik özelliklerinin incelenmesini gerektirdiği için 1-2 μm kalınlığındaki malzemelerin pürüzsüz cam gibi saydam taban malzemeleri üzerine büyütülmesini zorunlu kılmaktadır. VHF-PECVD veya RF-PECVD büyütme sistemlerinde silan ve hidrojen gaz karışımındaki silan gazı oranının azaltılması ile büyütülen $\mu\text{-Si:H}$ malzemelerin 300-400 nm'den sonra pürüzsüz cam taban üzerine yapışma sorunu ortaya çıkmaktadır. Dolayısıyla, güneş göze tasarımlarında kullanılan kalınlıklarda $\mu\text{-Si:H}$ malzemelerin pürüzsüz cam taban üzerine büyütülmesi olanaksızdır. Vakum ortamında büyütme işlemi gerçekleşse bile, malzeme vakum ortamından laboratuvar atmosferine çıkarıldığında malzeme biriken iç streten dolayı aniden cam üzerinden soyulduğundan malzemenin değişik deneysel yöntemlerle ayrıntılı incelenmesine olanak tanımamaktadır. Bu nedenle, $\mu\text{-Si:H}$ malzemelerin literatürde bugüne kadar yayımlanmış metastabilite problemlerine ilişkin makalelerde kullanılan malzemelerin 100-400 nm arasında kalınlıklarda olduğu görülmektedir (Finger, Carius, ve diğerleri, 2003; Dylla, Finger ve Carius, 2003; Finger, Klein, Carius ve Dylla, 2003; Smirnov, Reynolds, Main, Finger ve Carius, 2004; Güneş, Johanson, O.Kasap, Finger ve Lambertz, 2010; G. Yılmaz ve diğerleri, 2010; Cansever, 2012; Güneş ve diğerleri, 2012; Turan, Yılmaz, Smirnov, Finger ve Güneş, 2012; Cansever ve diğerleri, 2014). Dolayısıyla, bu tezin birinci amacı yeni nesil çok katmanlı ince film silisyum güneş gözesi tasarımlarında kullanılan kalınlıklarda ($> 1\mu\text{m}$) $\mu\text{-Si:H}$ malzemelerin pürüzsüz cam taban üzerine VHF-PECVD sistemi ile büyütme koşullarının araştırılmasıdır. Ancak literatürde kalın ($>1\mu\text{m}$) silisyum filmlerin pürüzsüz cam taban malzemeye tutunması üzerine herhangi bir kaynak bulunamamıştır. Bu nedenle TÜBİTAK-Helmholtz bütünleşik doktora bursu kapsamında Almanya'nın Julich Araştırma Merkezinde kalın silisyum filmlerin pürüzsüz cam taban malzeme üzerine tutunma çalışmaları yapılmıştır. Bu malzemelerin pürüzsüz cam taban malzeme üzerine tutunması konusunda iki ana yaklaşım belirlenmiştir. Bu yaklaşımlardan ilki saydam cam yüzeyine nano-

pürüzlülük yaratılmasıdır. Nano-pürüzlülük çalışmasındaki amaç pürüzsüz cam taban malzemenin optik geçirgenliğini fazla değiştirmeden cam yüzeyine kimyasal aşındırıcılar uygulayarak kalın mikrokristal silisyum filmin cam taban malzemeye tutunmasını sağlayacak nano-pürüzlü bir yüzey oluşturmaktır. Ayrıntıları tezin 2. bölümünde verilen çalışmalarda optiksel geçirgenlik değerlerini etkilemeyen nano-pürüzlü yüzeyler oluşturulmuştur, ancak kalın malzemelerin sistematik olarak cam taban malzemeye tutunması sağlanamamıştır. Bazıları değişik zaman dilimlerinde taban malzemedan soyulmuş ve deneysel yöntemlerle kapsamlı bir şekilde incelenmesi olanaksız olmuştur.

Kalın mikrokristal silisyum filmlerin pürüzsüz cam taban malzeme üzerine tutunması konusundaki ikinci yaklaşım ise saydam cam üzerine büyütülen çok ince, elektriksel yalıtkan ve optik geçirgen özellikli bir ara tutucu tabakanın geliştirilmesidir. Ara tutucu tabaka uygulaması ilk olarak VHF-PECVD sistemi kullanılarak elde edilmiştir. VHF-PECVD sistemi içerisine CO₂ ve SiH₄ gazları gönderilerek cam taban malzeme yüzeyinde SiO_x ince film tabakasının büyütülmesi gerçekleştirilmiştir. SiO_x ara tutucu tabakasının üzerine büyütülen kalın mikrokristal silisyum filmler taban malzemeye tutunmakta ve başarılı sistematik sonuçlar vermektedir. Ancak SiO_x tabakasını VHF-PECVD sistemi ile üretmek çok uzun zaman almasından ve her seferinde sadece 1 taban malzeme kaplanabilmesinden dolayı daha hızlı ve aynı anda daha çok cam taban malzeme kaplayabilmek için elektron demetli buharlaştırma yöntemi kullanılarak pürüzsüz cam taban malzemeler SiO_x tabakası ile kaplanmıştır. Tıpkı VHF-PECVD yöntemi ile kaplanan taban malzemelerde olduğu gibi elektron demetli buharlaştırma yöntemi ile SiO_x kaplanan taban malzemelerde başarılı sonuçlar elde edilmiştir. Bu tez kapsamında pürüzsüz cam taban malzemesi üzerine büyütülen bütün kalın malzemeler tezin sunum tarihine kadar cam üzerinden soyulmadan yaşamaktadır. Her bir malzeme farklı atmosferik koşullara maruz kalmış ve vakum ortamında çok sayıda deneysel yöntemlerle incelenmiştir. Bu çalışmalardan elde edilen bulgular akademik makale formatına getirilmiş ve yakın zaman içerisinde alanına uygun bir bilimsel dergide yayınlanacaktır.

Tezin ikinci amacı ise kalın mikrokristal silisyum filmlerde oluşan metastabilite/instabilite probleminin daha ayrıntılı olarak anlaşılmasıdır. Bu kapsamda mikrokristal silisyum malzemelerin mikro yapısındaki elektronik kusurların enerji dağılımlarına ve yoğunluklarına hassas bir yöntem ile incelenmesi gerekmektedir. Literatürde bu amaç için farklı yöntemler kullanılmıştır. Örnek olarak, Elektron Spin Resonance (ESR), Constant Photocurrent Method (CPM), Photothermal Deflection Spectroscopy (PDS) ve Dual Beam Photoconductivity (DBP) yöntemleridir (Jackson, Amer, Boccara ve Fournier, 1981; Vaněček, Kočka, Stuchlík ve Tříska, 1981; Wronski, Abeles, Tiedje ve Cody, 1982; Finger, Müller, Malten ve Wagner, 1998). Bu yöntemlerden en uygun olanı DBP yöntemidir. DBP yöntemini ilk olarak amorf silisyum ince film malzemelerin düşük enerjilerde optik soğurma katsayısı spektrumunu dolaylı olarak elde etmek için Wronski ve arkadaşları tarafından kullanılmıştır (Wronski ve diğerleri, 1982). Daha sonra birçok araştırmacı DBP yöntemini kullanarak amorf ve mikrokristal silisyum ince film malzemelerde elektronik kusurlardaki değişimlerin belirlenmesi üzerine çalışmalar yapmışlardır (Wronski ve diğerleri, 1982; Lee, Kumar, Wronski ve Maley, 1989; Gunes ve Wronski, 1992; Güneş ve Wronski, 1997; Güneş ve diğerleri, 2003; Wronski, Pearce, Deng, Vlahos ve Collins, 2004; Goktas ve diğerleri, 2006; Wronski, Von Roedern ve Kołodziej, 2008). Ancak bu çalışmaların hepsinde optik soğurma katsayısı spektrumu relatif olarak belirlenmektedir. Bölüm 2'de ayrıntısı ile açıklanan DBP yönteminde elde edilen, Y_{DBP} , DBP kazanç spektrumu relatif bir ölçümdür ve düşük enerjilerde mutlak optik soğurma katsayısı, $\alpha(h\nu)$, spektrumu ile doğru orantılıdır. Bu nedenle, literatürde elde edilmiş Y_{DBP} spektrumu, bağımsız olarak optik geçirgenlik ve yansıma (T&R) veya spektroskopik ellipsometre bulgularından elde edilen mutlak optik soğurma katsayısı spektrumu ile tek enerji değerinde örtüştürülerek düşük enerji bölgesine ait mutlak optik soğurma katsayısı, $\alpha(h\nu)$, değerlerine ulaşılmaktadır. Optik soğurma katsayısı, $\alpha(h\nu)$ 10^{-2} cm^{-1} seviyesine kadar değerlerin elde edilmesine olanak sağlayan DBP yöntemi, bu enerji bölgesindeki $\alpha(h\nu)$ değerlerinin kullanılması ile malzemenin mikro yapısında mevcut elektronik kusur dağılımları hakkında bilgi vermektedir. İnce film silisyum büyütme koşullarından kaynaklanan doğal kusurlar, ısı işlemlerle ortadan kaldırılan

elektronik kusurlar veya ışık ile yaratılan Staebler-Wronski kusurlarındaki değişimler doğrudan malzemenin düşük enerji bölgesindeki optik soğurma katsayısını değiştirmektedir. Bu nedenle, bu tezin ikinci amacı olarak atmosferik gazlardan kaynaklı olarak ortaya çıkan metastabilite etkileri sonucu meydana gelen ciddi karanlık ve foto iletkenlik bulgularındaki artma veya azalmalarla ilişkili olarak malzemenin mikro yapısında mevcut elektronik kusurlardaki değişimleri algılamak için ayrıntıları Bölüm 2.4.4.'de verilen "Geliştirilmiş DBP Yöntemi" bu tez kapsamında kurulmuştur. Bu yeni "Geliştirilmiş DBP Yönteminin" literatürde kullanılmış muadillerinden farkları mevcuttur. Bu sistemde incelenen malzemelerin yüksek vakum altında sıcaklığa ve zaman bağlı karanlık iletkenlik, ışık şiddetine bağlı foto iletkenlik ve enerjiye bağlı ac foto iletkenlik, optik geçirgenlik ve gelen ışık akısının eş zamanlı olarak ölçümlerinin laboratuvarımızda geliştirilen yazılım programı ile bilgisayar kontrollü olarak yapılmasına olanak sağlamaktadır. Relatif olarak elde edilen ve girişim saçaklarını içeren Y_{DBP} ve optik geçirgenlik, T, spektrumlarını kullanarak literatürde mevcut Ritter ve Weiser tarafından geliştirilen optik denklemler yardımı ile "girişim saçaklarından arındırılmış mutlak optik soğurma katsayısı spektrumunun" bağımsız bir şekilde hesaplanması gerçekleştirilmektedir (Ritter ve Weiser, 1986). Literatürde kullanılan DBP yöntemlerinden farkı, ikinci bir yöntemle elde edilmiş optik soğurma katsayısı spektrumuna ihtiyaç olmadan bağımsız olarak mutlak optik soğurma katsayısı spektrumunu 2,5 eV ile 0,6 eV arasında elde edilmesine olanak sağlamaktadır. Fotovoltaik güneş gözelerinde kullanılan soğurucu katmanların mikro yapısında mevcut elektronik kusurların ışık altındaki etkinliklerinin belirlenmesinde son derece güçlü bir yöntemdir. Çünkü, DBP yönteminde kullanılan dc ışık şiddetinin değiştirilmesi ile malzemenin yasak enerji aralığındaki elektronik kusurların Fermi enerji seviyesine göre doluluk ve boşluk oranları kontrol edilebilmekte ve bu değişimler DBP ile ölçülen $\alpha(h\nu)$ spektrumunu düşük enerji bölgesinde değiştirmektedir. Geliştirilmiş DBP sistemi ile amorf silisyum, mikrokristal silisyum ve amorf silisyum-germanyum ince film malzemelerde elde edilen $\alpha(h\nu)$ spektrumları hem literatürde mevcut spektrumlarla karşılaştırılmış hem de aynı malzeme Almanya'da Jülich Araştırma Merkezi, Fotovoltaik Enstitüsünde mevcut

muadili yöntemler olan PDS ve CPM yöntemlerinden elde edilenlerle de karşılaştırılmıştır. Çok sayıda malzemede yapılan kalibrasyon deneyleri kurulan DBP sisteminin standart ölçümler yapılmasına olanak verdiği teyit edilmiştir (Gunes ve Wronski, 1992; Güneş ve diğerleri, 2003; Goktas ve diğerleri, 2006).

Bu tez çalışmasında kararlı-durum yöntemleri (karanlık iletkenlik, foto iletkenlik ve DBP yöntemleri) kullanılarak incelenecek metastabilite/instabilite problemlerinin belirlenmesinde en önemli parametre malzemenin kararlı durumda olduğunun deneysel olarak tespit edilmesidir. 2006 yılında Brueggemann ve Souffi tarafından yayımlanan makalede $\mu\text{c-Si:H}$ ince film malzemenin laboratuvar atmosferinden vakuma alınırken karanlık öziletkenlik değerlerinde yaklaşık 100 katlık bir artış olduğu rapor edilmiştir (Brueggeman,2006). Bu durum $\mu\text{c-Si:H}$ ince film malzemelerde laboratuvar atmosferinden yüksek vakum ortamına geçişi sırasında bir ön kararsızlık durumu olduğunu göstermektedir. Ya da oluşan metastabilite etkisinin vakum yardımı ile ortaya çıkarıldığı anlaşılmaktadır. Çok yüksek miktardaki iletkenlik değişiminin vakum ortamının oluşmasından kaynaklanabileceği gibi, yüksek vakum ortamında devam eden zamana bağlı elektronik değişimler de olabilir. Çünkü, Bölüm 2'de gösterildiği gibi (Şekil 3.1.) yüksek vakum ortamının ($1-2 \times 10^{-6}$ mbar) oluşması için yaklaşık 100 dakika zaman geçmesine rağmen, literatürde yayımlanan karanlık iletkenlik değişimi çok uzun zaman dilimlerini (bir kaç gün) kapsamaktadır. Bu tez kapsamında incelenen kalın mikrokristal silisyum malzemelerde oluşan metastabilite/instabilite problemlerinin deneysel olarak doğru tespitinin yapılabilmesi için, "kararlı-durum deneysel yöntemlerinin" uygulanmasından önce incelenen malzemenin elektronik olarak "kararlı-durumda" olması zorunludur. Bu amaç için, tez kapsamında geliştirilen bilgisayar yazılım programı ile değişik gaz ortamları ve/veya vakum ortamında malzemelerin karanlık öziletkenlik değerleri bir Ohmik dc gerilimi altında zaman bağlı olarak kayıt altına alınmıştır. Karanlık öziletkenlik bulgularının zamandan bağımsız, sabit bir değere ulaştığı zaman skalası malzemenin elektronik olarak "kararlı-duruma" eriştiğini belirtmektedir. Bu tezde incelenen bütün kalın ve ince mikrokristal silisyum malzemeler elektronik olarak "kararlı-duruma" eriştikten sonra sıcaklığa bağlı karanlık öziletkenlik, foto öziletkenlik ve DBP yöntemleri uygulanmıştır. Bölüm 3'de

sunulan deneysel bulgulardan (Şekil 3.2.'den Şekil 3.4.'e ve Şekil 3.19.'dan Şekil 3.21.'e kadar) malzemelerin karakterizasyon öncesinde kararlı duruma erişmelerinin uzun zaman dilimleri gerektirdiğini göstermektedir. Kararlı durum ölçümlerine yönelik laboratuvarımızda geliştirilen sistem ile laboratuvar atmosferinden yüksek vakum ortamına, oksijen gazı içerisinde ve oksijen gazı atmosferinden yüksek vakum ortamına geçişlerde belirlenen karanlık iletkenlik değişimleri 2014 yılında yayınlanmış olan makalelerimizde gösterilmiştir(Cansever ve diğerleri, 2014; Mehmet Günes ve diğerleri, 2014; Gökhan Yılmaz ve diğerleri, 2014).

Bu tez kapsamında incelenen kalın malzemeler hem kontrolsüz (değişken sıcaklık ve nem gibi) laboratuvar atmosferinde hem de kontrollü olarak yüksek saflıktaki oksijen gazı altında (sabit basınç ve sabit sıcaklıkta) Kriostat içinde bekletilerek metastabilite etkileri yaratıldı. Bölüm 3'ün ilk kısmında gösterilen bulgulardan malzemelerin uzun süreli laboratuvar atmosferinde bekletildikten sonra gerçekleştirilen karanlık iletkenlik, foto iletkenlik ve DBP ölçümleri ile elde edilen optik soğurma katsayısı spektrumları değerlendirildiğinde ölçülen parametrelerde kayda değer bir azalma ya da artma görülmemiştir. Bu tez kapsamında elde edilen bulguların literatürde yayımlanmış bulgulardan farklı olduğu açıktır. Bu farklılığı anlamak için incelenen malzemelerin ve literatürde incelenmiş malzemelerin özelliklerinin ayrıntılı bir şekilde karşılaştırılmaları gereklidir. Ayrıca, bu tezde incelenen kalın malzemelere ek olarak, literatürde yayımlanmış çalışmalarda kalınlıklarda malzemeler de incelenerek literatürdeki çalışmalarla bir paralellik kurulmaya çalışılmıştır. Bunlara ek olarak, kontrollü oksijen gazında her iki grupta malzeme bekletilerek yaratılan metastabilite etkilerinin mikro yapı ile ilişkilendirilmesi yapılmaya çalışılmıştır. Literatürdeki makalelerde genelde çok az sayıda malzeme ya da sınırlı sayıda malzeme üzerinde yapılan deneyler üzerinden olay anlaşılmasına çalışılmış hatta bir çoğunda deneysel koşullar yeterince açıklanmamıştır. Bu tez de elde edilen bütün deneysel bulguların eşliğinde atmosfer gazlarından ve en önemlisi oksijen gazından dolayı oluşan metastabilite ve/veya instabilite etkisinin doğası anlaşılmasına çalışılmıştır.

Oksijen gazının kalın mikro kristal silisyum malzemelerde yarattığı metastabilite etkisini tartışmadan önce, oksijen gazına maruz bırakılmadan önce malzemelerin

sıcaklığa bağlı karanlık öziletkenlik bulgularından elde edilen $E_a = E_C - E_F$ aktivasyon enerjisi bulgularını incelemek gerekmektedir. Malzemelerin aktivasyon enerjilerini incelediğimizde (Şekil 3.22.'den Şekil 3.24.'e kadar), bütün malzemelerin karanlık Fermi seviyesinin yasak enerji aralığı ortalarında olduğu anlaşılmaktadır. Bir başka ifade ile, kalın mikrokristal silisyum malzemeler "intrinsik" elektriksel iletkenliğe sahiptir, yani katkısız yarıiletkenlerdir. Mikrokristal silisyumun yasak enerji aralığı tek kristal silisyumdaki gibi 1,12 eV değerine sahiptir. Malzemenin amorf fazı arttığında yasak enerji aralığı da artmakta ve tamamen amorf silisyumda yasak enerji aralığı 1,80 eV mertebesine çıkmaktadır. Bu nedenle amorf fazı artan malzemelerde E_A aktivasyon enerjisinin de 0,56 eV den daha fazla olduğu deneysel bulgulardan elde edilmiştir. Literatürde yayımlanmış çalışmalarda, incelenen malzemelerin katkısız olmasına rağmen aktivasyon enerjilerini rapor eden çalışma sayısı çok sınırlıdır (Veprek ve diğerleri, 1983; Güneş ve diğerleri, 2010; Güneş ve diğerleri, 2012, 2014). Oksijen gazının karanlık iletkenlik bulguları üzerine yarattığı etkinin anlaşılması için önce her malzemenin aktivasyon enerjisinin, yani Fermi enerjisinin nerede olduğunun belirlenmesi gerekir. Bu tez çalışmasında incelenen farklı kristal hacim oranlarına sahip kalın mikro kristal silisyum malzemelerin aktivasyon enerjileri yüksek vakum ortamında gerçekleştirilen ısıtma işleminden sonra sıcaklığa bağlı karanlık öziletkenlik bulgularından elde edildikten sonra malzemeler 353 K'de Kriostat içinde saf oksijen gazında belirli süre bekletilmişlerdir. Oksijen gazının malzemelerde yarattığı metastabilite etkilerini algılamak için tekrar 300 K'e soğutulan malzemelerde ilginç bulgular elde edilmiştir. Bölüm 3'de gösterilen zamana bağlı karanlık öziletkenlik bulgularından (Şekil 3.19.'dan Şekil 3.21.'e kadar) anlaşıldığı üzere, malzeme vakuma alınmadan, hala oksijen gazı içinde iken zamana bağlı karanlık öziletkenlik bulguları ile oksijen gazı öncesi ısıtma işlem-1'de 300 K'de ölçülen zamana bağlı karanlık öziletkenlik bulguları hemen hemen örtüşmektedir. Bazı malzemelerde 1-2 katlık bir artış görülmesine rağmen oksijen gazından kaynaklı kayda değer bir karanlık öziletkenlik artışı veya azalışı gözlenmemektedir. Bu durumda oksijen gazının malzeme içinde herhangi bir metastabilite etkisi yaratmadığı sonucuna ulaşılabılır. Fakat, malzemenin inceleneceği deneysel yöntemler yüksek vakum ortamında, 300 K sabit sıcaklıkta ve elektronik olarak

"kararlı-durumda" çalıştığı için malzemeler oksijen gazı sonrasında tekrar yüksek vakum ortamına alındığı zaman karanlık öziletkenlik bulgularının uzun zaman dilimi içinde sürekli bir artış göstererek sonunda sabit bir değere ulaştığı bulunmuştur. Bu tür deneysel bulgu ilk defa kısa bir rapor şeklinde 2006 yılında Brueggemann ve arkadaşları tarafından rapor edilmiştir. Belirtilen makalede, malzemenin laboratuvar atmosferinden vakum ortamına geçerken kayıt edildiği belirtilmiştir. Oksijen gazından sonra malzemelerin deneysel yöntemlerle incelenmesinden önce yapılan zamana bağlı karanlık öziletkenlik ölçümlerinin ne kadar önemli olduğu bu tezde elde edilen bulgulardan da anlaşılmaktadır. Malzemenin vakum ortamına konmasından sonra ilk 100 dakika içinde vakum oluştuğu göz önüne alındığında, vakum oluşunca gerçekleştirilecek foto öziletkenlik ve DBP ölçümleri malzemenin tranziyent halde iken elde edildiğinde, farklı malzemelerdeki deneysel bulguların karşılaştırılması ve en önemlisi oksijen gazının yarattığı metastabilite etkisinin doğasının anlaşılması mümkün olmayacaktır. Zamana bağlı karanlık öziletkenlik bulgularından da görüldüğü gibi oksijen gazının yarattığı metastabilite etkisi nedeniyle ortaya çıkan karanlık öziletkenlik artışı yüksek vakum yardımıyla ortaya çıkmaktadır. Çünkü, 300 K'de oksijen gazı içerisinde iken malzemenin karanlık öziletkenlik bulguları çok uzun süre hiç değişmeden sabit kalmış ve ısı işlem-1 değerine yakın değerlerdedir.

Yüksek vakum ortamında malzeme elektronik olarak kararlı-duruma eriştiğinin belirtisi olan sabit karanlık öziletkenlik değeri elde edildikten sonra, 300 K'deki bulguları karşılaştırdığımızda oksijen gazının bütün kalın mikrokristal silisyum malzemelerde kaydedilebilir miktarda karanlık öziletkenlik bulgularının artmasına neden olduğu bulunmuştur. Yani, oksijen bütün malzemelerde karanlık öziletkenlik artışına neden olmaktadır. Sıcaklığa bağlı karanlık öziletkenlik veya vakumda ölçülen zamana bağlı karanlık öziletkenlik grafiklerinden 300 K'deki bulgular incelendiğinde 2 kat ile 10 kat arasında değişen miktarlarda karanlık öziletkenlik artışı elde edilmiştir. $I_C^{RS} = 0,20$ olan amorf fazı baskın düşük kristal hacim oranına sahip malzemede ise herhangi bir değişim oluşmamıştır. Fakat, ilginç bir şekilde sıfır kristalli amorf silisyum malzemede ise oksijen gazından sonra karanlık öziletkenlik bulgularının arttığı görülmektedir. Bunun nedenini anlamak için diğer bulguların

irdelenmesinden sonra bir sonuca ulaşılmaya çalışılacaktır. Literatürde yayımlanan makaleler incelendiğinde laboratuvar atmosferi veya oksijen gazından dolayı bazı malzemelerin karanlık öziletkenlik bulguları ciddi miktarlarda azalırken bazı malzemelerde ise ciddi miktarlarda artma rapor edilmiştir (Veprek ve diğerleri, 1983; Finger, Carius, ve diğerleri, 2003; Smirnov ve diğerleri, 2004; Finger ve diğerleri, 2005; Persheyev, Smirnov, O'Neill, Reynolds ve Rose, 2005; Brüggemann ve Souffi, 2006; Smirnov, Reynolds, Finger, Carius ve Main, 2006; Güneş ve diğerleri, 2010; Güneş ve diğerleri, 2012, 2014; G. Yılmaz ve diğerleri, 2010; Gökhan Yılmaz ve diğerleri, 2014). Bu tezde incelenen malzemelere baktığımızda yüksek kristalli ve Tip I olarak tanımlanan malzemeler veya Tip II olarak tanımlanan orta kristalli, amorf ve kristal fazların heterojen karışımından oluşan malzemelerin hepsinde karanlık öziletkenlik bulguları oksijen gazından sonra kayda değer bir artış göstermektedir. Literatürde rapor edilen bir kaç mertebelik artmalara göre kalın malzemelerdeki artış çok azdır. Düşük kristalli malzemedeki artış hemen hemen hiç yoktur. Bu fark nereden kaynaklanabilir? Literatürde yayımlanmış makaleler incelendiğinde, pürüzsüz cam taban malzemesi üzerine büyütülen malzemelerin kalınlıklarının 100 nm ile 400 nm arasında olduğunu görmekteyiz. Düşük silan gazı oranlarında büyütülen mikrokristal silisyum malzemelerin pürüzsüz cam taban üzerine tutunmaları 500 nm den kalın malzemelerde çok zor olduğundan genellikle ince malzemeler üzerinde oluşan metastabilite problemleri incelenmiştir. İlk defa Veprek tarafından yapılan metastabilite çalışmasında ise 1,5 µm kalınlığında malzeme kullanılmıştır. Fakat, oksijen gazı nedeniyle bu malzemenin 300 K'deki karanlık öziletkenlik bulguları hemen hemen 5 mertebe azalmaktadır. Yani, bu tezde elde edilen bulguların tam tersi bir davranış göstermiştir. Bu makalede araştırılan malzemenin özelliği incelendiğinde ise aktivasyon enerjisinin $E_a = 0,12$ eV olduğu yani çokça n-tipi elektriksel iletkenliğe sahip olduğu görülmektedir. Bu tezde incelenen malzemelerin hepsi katkısız "intrinsik" iletkenliğe sahiptir. Aynı şekilde, 2003 yılında Finger ve çalışma arkadaşlarının yayımladığı makalede, yüksek kristalli Tip I olarak tanımlanan malzemenin de karanlık öziletkenlik bulguları laboratuvar atmosferine maruz kaldığında bir kaç mertebe azalmaktadır. Bu makalede malzemenin aktivasyon enerjisi rapor edilmemesine rağmen makaledeki verilerin

kaba analizinden aktivasyon enerjisinin $E_a = 0,33$ eV olduğu hesaplanmıştır. Yani bu makaledeki Tip I malzemesinin de n-tipi elektriksel iletkenliğe sahip bir malzeme olduğu anlaşılmaktadır. Bunun yanında, Güneş ve arkadaşları tarafından 2010 yılında yapılan çalışmada kullanılan mikrokristal silisyum malzemenin karanlık öziletkenlik bulguları laboratuvar atmosferinde dört merteye azalmaktadır. İncelenen malzemenin aktivasyon enerjisi $E_a = 0,19$ eV olarak rapor edilmiştir. Yani, bu malzemenin katkısız olmasına rağmen n-tipi elektriksel iletkenliğe sahip olduğu görülmektedir. Bunun dışındaki diğer çalışmalar 2004 ve 2006 yılları arasında Smirnov ve arkadaşlarının yaptıkları çalışmalarda değişik malzemelerde karanlık öziletkenlik bulguları yayımlanmıştır. Bazı malzemelerde karanlık öziletkenlik bulguları atmosfer gazları sonucu artarken bazılarında azaldığı rapor edilmiştir. Ancak bu makalelerde incelenen malzemelerin aktivasyon enerjilerinin rapor edilmediği ve malzemelerin elektriksel iletkenlik tiplerinin ne olduğu bilinmemektedir. Fakat, Smirnov ve arkadaşlarının 2006 yılında yayımladıkları makalede 90 nm ile 800 nm arasında farklı kalınlıklardaki malzemelerde laboratuvar atmosferi sonucu oluşan karanlık öziletkenlik bulgularındaki değişimleri kalınlığa bağlı olarak incelediklerinde, artan kalınlık ile karanlık iletkenlik değişiminin azaldığını rapor etmişlerdir (Smirnov ve diğerleri, 2006). Yani bu tezde incelenen kalınlıkta malzeme incelenmemesine rağmen kalınlığın artması ile laboratuvar atmosferinin kayda değer metastabilite etkisi yaratmadığı bu tezde elde edilen bulgularla da örtüşmektedir. Kalın mikrokristal silisyum malzemelerin oksijen gazından sonra tekrar 440 K'de ısıtım işlem-2'ye tabi tutulmasından sonra ise oksijenin yarattığı metastabilite etkileri malzemelerin çoğunda tamamen ortadan kalkarken, kristal hacim oranı $I_C^{RS} = 0,40$ ve $I_C^{RS} = 0,69$ olan malzemelerde kısmen ortadan kalkmıştır. Şekil 3.48.'de özetlenen karanlık öziletkenlik grafiklerinden de görüldüğü gibi 300 K'deki karanlık öziletkenlik bulguları oksijen gazına maruz kalmadan önceki değerlerine geri dönmüştür. Oksijenin yarattığı karanlık iletkenlik artışı tamamen ortadan kalkmıştır. $I_C^{RS} = 0,40$ ve $I_C^{RS} = 0,69$ olan malzemelerde ise ısıtım işlem-2 sonrasındaki karanlık öziletkenlik bulguları oksijen gazından önceki bulgulardan yaklaşık 5 kat daha fazladır. Bu iki malzemenin aktivasyon enerjileri sırası ile 60 meV ve 110 meV azalmıştır. Oksijen gazı tamamen geri dönüşümlü metastabilite etkisinin yanında geri

dönüşümsüz instabilite etkisi de yaratmıştır. Fakat, ısıtım işlem-2 sonrasında hesaplanan aktivasyon enerjisi değerleri hala malzemenin intrinsik iletkenlik tipine sahip olduğunu ve Fermi seviyesinin yasak enerji aralığı ortalarında olduğunu belirtmektedir.

Literatürde yayımlanmış çalışmalarda atmosfer gazlarından kaynaklı karanlık iletkenlik değişimlerinin ince malzemelerde çok ciddi mertebelerde olmasından dolayı, bu tezde incelenen kalın malzemelerle aynı büyütme koşullarında SiO_x kaplı pürüzsüz cam üzerine büyütülen 300 nm kalınlığındaki ince malzeme grubu ısıtım işlem-1 sonrasında saf oksijen gazına 353 K'de maruz bırakılarak incelendi. Buradaki amaç hem kalın malzemelerde elde edilen bulguların neden literatürde yayımlananlara göre çok az olmasını anlamak hem de literatürde incelenen malzemelerde elde edilen bulgularla karşılaştırmak içindir.

Bölüm 3'de Şekil 3.34. ve Şekil 3.35.'de gösterilen zamana bağlı karanlık öziletkenlik bulguları incelendiğinde, ince mikrokristal silisyum malzemeler oksijen gazına maruz bırakıldıklarında kalın malzemelerde olduğu gibi bir davranış göstermektedir. Ancak belirgin farklılıklar da mevcuttur. İlk olarak, malzeme oksijen gazı içinde iken, henüz yüksek vakum ortamına koyulmadan, 300 K'e soğutulduğunda karanlık öziletkenlik bulguları oksijen gazına maruz kalmadan önceki ısıtım işlem-1'de elde edilen bulgulardan bir kaç katlık artıştan bir kaç mertebelik bir atışa kadar değişen miktarlarda artmıştır. İkinci olarak ise, yüksek vakum ortamına alınan malzemelerin eriştiği karanlık öziletkenlik seviyeleri 10 ile 1000 kat arasında değişen miktarlarda artmıştır. Yani ince malzemelerde oluşan karanlık öziletkenlik artış miktarı literatürde rapor edilen miktarlar mertebesinde. Fakat, literatürdeki çalışmaların bazılarında atmosfer gazlarından kaynaklı olarak karanlık öziletkenlik bulguları azalırken bazılarında ciddi miktarda artış göstermiştir. Bu tezde incelenen bütün ince malzemelerde ve aynı şekilde kalın malzemelerde oksijen gazından kaynaklı olarak karanlık öziletkenlik bulguları sadece ARTIŞ göstermektedir. Bu bulgularda kendi arasında değerlendirildiğinde anlamlıdır. Sadece artma miktarları malzemelerin mikro yapısı ve oksijene maruz kalma süreleri ile ilgili olabilir. Oksijen gazı değişik kristal hacim oranlarına sahip malzemeye nüfuz ettiğinde yarattığı değişimlerin bütün malzemelerde benzer olması beklenir.

Bu tezde incelenen ince mikrokristal silisyum malzemelerin oksijen gazı öncesi ısı işleminden sonra sıcaklığa bağlı karanlık öziletkenlik bulgularından hesaplanan aktivasyon enerjilerinin 0,5 eV den 0,7 eV arasında olduğu bulunmuştur. Yani ince mikrokristal silisyum filmlerin tamamı intrinsik iletkenlik özelliğine sahip oldukları görülmektedir. Ancak ince mikrokristal silisyum filmler oksijen gazına maruz kalmaları ile sıfır kristalli amorf silisyum dışında, tamamının aktivasyon enerjilerinin 120 meV ile 290 meV arasında azaldığı ve “n” tipi elektriksel iletkenlik özelliği kazandığı görülmektedir. Ayrıca, ısı işlem-2 sonrasında elde edilen 300 K'deki karanlık öziletkenlik bulguları oksijen gazı öncesindeki ısı işlem-1 değerlerinden yüksektir. Her malzeme için farklı miktarlarda olmak üzere, Şekil 3.47.'de özetlendiği gibi, $\sigma_D(300\text{ K})$ değerleri ısı işlem-1 değerlerinden 10 ile 200 kat arasında değişen miktarlarda artmıştır. Yani oksijen gazı ince malzemelerde hem ısı işlem-2 ile ortadan kısmen kalkan geri dönüşümlü metastabilite etkisi yaratırken hem de kalıcı geri dönüşümsüz instabilite etkisi yaratmaktadır. Literatürde, geri dönüşümsüz instabilite etkilerinin uzun zaman süresince malzeme atmosfer gazlarına bırakıldığında ortaya çıktığı, birkaç aylık kısa zaman diliminde ise karanlık iletkenlik değişimlerinin tamamen geri dönüşümlü metastabilite etkileri olduğu yayımlanmıştır. Elde edilen bu bilgiler literatürde ince mikrokristal silisyum filmlerden elde edilen bulgularla örtüşmektedir. Fakat, bu tezdeki çalışmalardan oksijenin hem kalın hem de ince mikrokristal silisyum malzemelerde sadece karanlık öziletkenlik artışına neden olduğu bulunmuştur. Sonuç olarak Şekil 3.48.'de görüleceği gibi oksijen gazı hem ince hem de kalın filmlerde kararlı durumda karanlık öziletkenlik artışına sebep olmaktadır. İnce filmlerde 1000 katları bulan karanlık öziletkenlik artışı kalın filmlerde ancak 8-10 kat arasında oluşmaktadır. Oksijen gazı ince filmlerde geri dönüşümsüz karanlık öziletkenlik artışı gerçekleştirirken kalın filmlerde tamamen geri dönüşümlü ya da kısmi geri dönüşümlü karanlık öziletkenlik artışı gerçekleştirmektedir.

Oksijen gazından kaynaklı olarak karanlık öziletkenlik değerlerinde oluşan artış aynı zamanda foto öziletkenlik bulgularını da doğrudan etkilemektedir. Yani, ışık altında elde edilen foto öziletkenlik, σ_{ph} , bulguları eksponansiyel olarak $E_C - E_{Fn}$ enerji farkı ile belirlenir. Burada E_{Fn} elektronlar için kuazi-Fermi seviyesidir. Karanlık Fermi

seviyesi E_F ışık altında E_{Fn} ve E_{Fp} olmak üzere ikiye yarılr. Burada E_{Fp} ise boşlukların ışık altında kuazi-Fermi enerjisidir. Oksijen gazı nedeniyle karanlık Fermi seviyesi ile E_C iletkenlik bant ucu arasındaki fark azaldığı için, bu sonuç foto öziletkenlik bulgularını da doğrudan arttıracaktır. Ayrıca, foto öziletkenlik bulguları malzemenin yasak enerji aralığında yerleşmiş rekombinasyon merkezleri tarafından kontrol edilir. Elektronların yaşam süresi, τ_n , rekombinasyon merkezlerinin yoğunluğuna, enerji konumlarına ve bu merkezlerin yük yakalama tesir kesitlerine bağlıdır. Şekil 3.24.'den Şekil 3.26.'ya kadar her malzeme için ayrıntılı olarak çizilen grafiklerden ve de Şekil 3.48.'deki özet grafikten anlaşıldığı gibi oksijen gazında bekletilen kalın malzemelerden sıfır kristalli amorf silisyum ve düşük kristalli mikrokristal silisyum malzemenin σ_{ph} bulgularında kayda değer bir değişim elde edilmemiştir. Fakat, orta kristalli ve yüksek kristalli malzemelerin σ_{ph} bulguları 2 kat ile 4 kat arasında artmıştır. Isıl işlem-2 sonrasında orta kristalli malzemelerin σ_{ph} bulguları tamamen oksijen gazı öncesi ısı işlem-1 bulgularına geri dönerken, yüksek kristalli malzemelerin σ_{ph} bulguları ise kısmen geri dönmüştür. Yani, oksijen yüksek kristalli malzemelerde kısmen geri dönüşsüz foto öziletkenlik artışı yaratmaktadır. Fakat, bu artma miktarı çok fazla değildir, 2-3 kat arasında bir artış söz konusudur. Yüksek kristalli malzemelerin hacimsel özelliği olan σ_{ph} bulgularının hemen hemen oksijen ile fazla değişmediği anlaşılmaktadır. σ_{ph} ile ışık şiddetinin değişiminin logaritmik grafiğinin doğrusal bir grafik olduğu Rose tarafından basit bir modelle gösterilmiş olmasına rağmen, genelde foto öziletkenlik gösteren bütün malzemelerde σ_{ph} ile ışık şiddeti veya elektron-boşluk yaratma hızı, G , arasındaki grafiğin eğimi γ üstel parametresi ile belirtilir. Bu parametrenin içeriği çok karmaşıktır, yani γ üstel parametresi yasak enerji aralığındaki rekombinasyon merkezleri ile ilişkilidir. Kalın malzemelerin oksijen gazı öncesi ve sonrası elde edilen σ_{ph} grafiklerinde γ üstel parametresinin değişmediği görülmektedir. Sonuç olarak, malzemenin hacminde mevcut elektronik kusur dağılımlarında çok fazla değişimin olmadığı anlaşılabilir.

Oksijen gazının ince malzemelerde üç mertebeye yakın karanlık öziletkenlik artışına neden olduğunu ve aktivasyon enerjisinin kayda değer miktarlarda azaldığını, yani karanlık Fermi enerjisi ile iletkenlik bant ucu arasındaki mesafenin azaldığı

vurgulanmıştı. Aynı şekilde, ince malzemelerin oksijen gazı öncesi ve sonrasında elde edilen bulguları her malzeme için ayrıntılı bir şekilde, şekil 3.40.'dan şekil 3.42.'ye kadar ve zet olarak şekil 3.48.'da sunulmuştur. şekil 3.48.'daki zet grafikten, ince mikrokristal silisyum malzemelerin oksijen gazına maruz kaldığında σ_{ph} bulguları 40 ile 100 kat arasında arttığı belirlenmiştir. Bir nceki kısımda anlatıldığı gibi bütün ince filmlerin aktivasyon enerjileri oksijen gazı uygulaması sonrası azalma göstermiştir. Buna bağlı olarak ince filmlerin σ_{ph} bulgularındaki bu aşırı artışın sebebi kısmen aktivasyon enerjisindeki azalmadan kaynaklanabilir. Buna ek olarak, yasak enerji aralığındaki rekombinasyon merkezlerinin yoğunluğundaki azalmadan da kaynaklanabilir. Oksijen gazı sıfır kristalli amorf silisyum dışında bütün mikrokristal silisyum malzemelerin σ_{ph} bulgularını ciddi miktarlarda arttırmaktadır. Oksijen gazından sonra yüksek vakumda ve 430 K'de gerçekleştirilen ısıl işlem-2 sonrasında ise, yüksek kristal hacim oranına sahip malzemedede tamamen geri dönüşümsüz instabilite etkisi sonucu σ_{ph} değişmezken, orta ve düşük kristalli malzemelerde kısmen geri dönüşümlü foto ziletkenlik artışı yaratmıştır. Isıl işlem-2 sonrası 300 K'de elde edilen σ_{ph} bulguları 2 kat ile 300 kat arasında değişen miktarlarda kalıcı olarak artmıştır. Bu kalıcı σ_{ph} artma miktarları aynı şekil 3.49.a'da gösterilen kalın malzemelerde elde edilen bulgulardan çok daha yüksektir. Buna ek olarak, ince mikrokristal silisyum filmlerin γ üstel parametresi incelendiğinde ise yüksek kristal hacim oranına sahip malzemedede γ üstel parametresi değişmezken orta ve düşük kristal hacim oranına sahip malzemelerde γ üstel parametresinin azaldığı belirlenmiştir. Bunun anlamı, oksijen gazının etkisi ile malzemenin karanlık Fermi seviyesi ile iletkenlik bant ucu E_C arasındaki enerji farkının azalması ile hem $\sigma_D(300 K)$ hem de σ_{ph} bulguları ciddi miktarda artarken γ üstel parametresi de azalmaktadır. Elde edilen bu bulgular birlikte değerlendirildiğinde birbirleri ile uyumludur. Literatürde Main ve çalışma arkadaşlarının ince $\mu c-Si:H$ filmlerde yapmış oldukları teorik foto iletkenlik modellemesinde Fermi seviyesinin iletkenlik bandına doğru yaklaşması sonucu γ üstel parametresinde azalma olması gerektiği belirtilmiştir (Main 1992). İnce malzemelerde elde edilen bulgular Main ve arkadaşlarının teorik çalışmasından elde ettiği bulguları desteklemektedir. Aynı şekilde, bu tezde elde edilen bulguları desteklercesine 2012 yılında Güneş ve

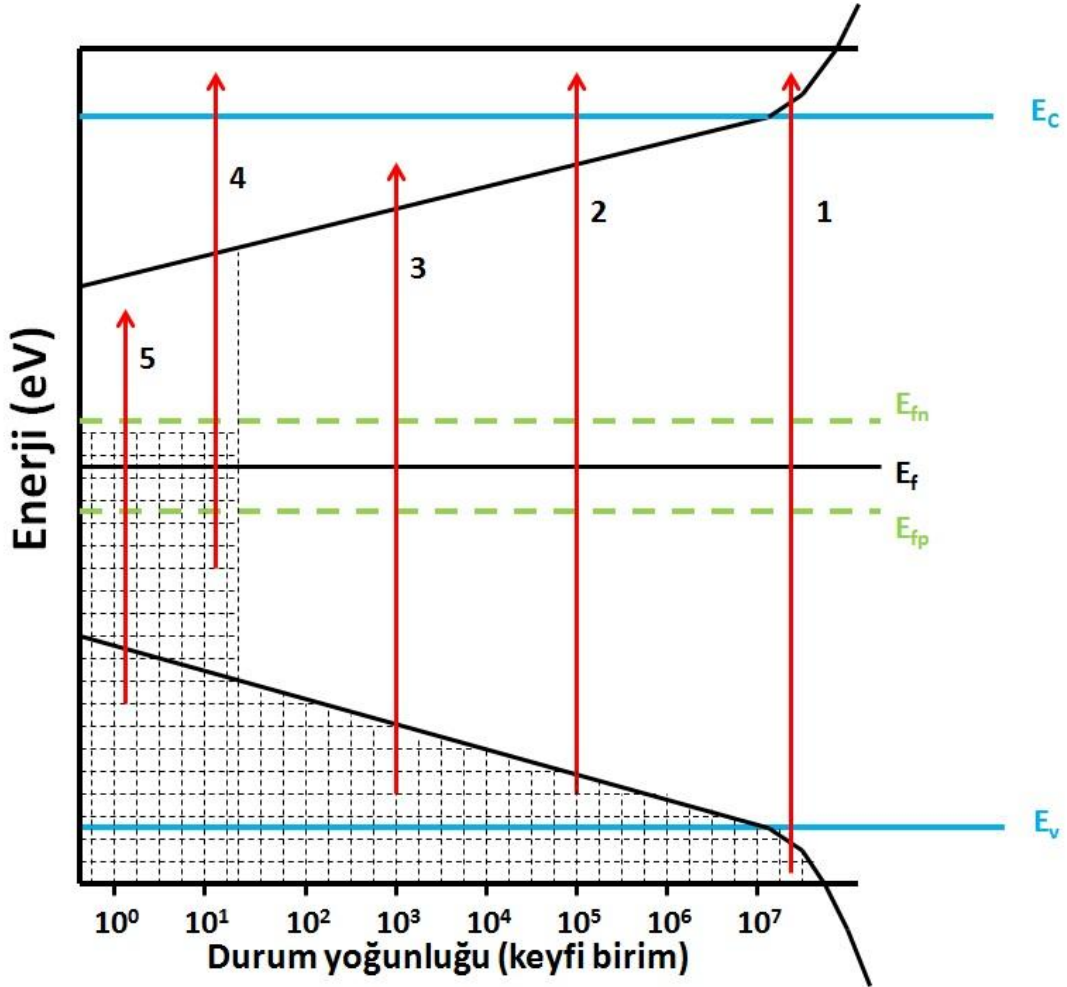
arkadaşları tarafından yapılan son çalışmalarda oksijen gazı ve saf suya maruz bırakılan ince mikrokristal silisyum malzemelerin σ_{ph} bulguları ciddi miktarda artarken γ üstel parametresinin de azaldığı rapor edilmiştir (Mehmet Günes ve diğerleri, 2012). Yakın zamanda bu tezde incelenen malzemeler hakkındaki bulguların bir kısmı Yılmaz ve arkadaşları tarafından da rapor edilmiştir (Mehmet Günes ve diğerleri, 2014; Gökhan Yılmaz ve diğerleri, 2014).

Sonuç olarak; oksijen gazına maruz kalan ince ve kalın mikrokristal silisyum filmlerin σ_{ph} bulguları artmaktadır. İnce malzemelerdeki bu artış çok ciddi iken kalın malzemelerde çok sınırlıdır. σ_{ph} bulgularındaki artmanın bir nedeni bellidir, oksijen gazının etkisi ile aktivasyon enerjilerindeki kayda değer azalmalardır. Diğer nedeni ise elektronların yaşam sürelerini belirleyen yasak enerji aralığındaki rekombinasyon merkezlerindeki değişimdir. Burada elde edilen bulgulara göre yasak enerji aralığında yerleşmiş rekombinasyon merkezlerinin yani elektronik kusurların yoğunluklarının azalması sonucu olabilir. İşte, bu tezin en önemli amacı, yasak enerji aralığındaki kusurları algılayacak olan DBP tekniğinin geliştirilerek incelenen malzemeleri bu yöntemle incelemektir. Aşağıdaki kısımda, DBP bulguları bir önceki kısımda elde edilen bulgularla birlikte irdelenmiştir.

Oksijen gazından kaynaklı olarak yasak enerji aralığındaki elektronik kusur yoğunluklarındaki değişim (azalma/artma) oluşursa bu değişimler DBP yöntemi ile elde edilen ac fotoiletkenlik spektrumundan hesaplanan optik soğurma katsayısı spektrumunun düşük enerji bölgesinde azalma ya da artma olarak karşımıza çıkar. Optik soğurma katsayısı spektroskopisi ile yasak enerji aralığındaki elektronik kusur yoğunluğu arasında ilişkiyi anlamak için malzemenin enerjiye bağlı elektronik kusur dağılımları ve enerji bant yapısının bilinmesi gerekir. Amorf ya da mikrokristal silisyum malzemeler üzerine düşürülen fotonların soğurulması ile dolu enerji seviyelerinden boş enerji seviyelerine geçen elektronların oluşturduğu bütün optiksel geçişleri Şekil 4.1.'de gösterildiği gibi 5 farklı şekilde özetleyebiliriz. Burada kabaca çizimi gösterilen enerji durumları çok farklı özelliklere sahip enerji seviyelerinden oluşmaktadır. Amorf silisyum ve mikrokristal silisyum malzemeler yüksek enerji kısmında yani değerlik ve iletkenlik bandında tek kristal silisyumdakine benzer durum yoğunluklarına sahip olmasına rağmen yasak enerji aralığında yerleşmiş

elektronik kusur dağılımları birbirinden çok farklıdır. Yüksek enerji kısmında değerlik bandındaki ve iletkenlik bandındaki durum yoğunluğu tek kristal silisyumdaki gibi enerjiye parabolik ($\sim E^{1/2}$) bağıllık gösteren enerji seviyelerinden oluşmaktadır. Yasak enerji aralığında ise her iki bant ucunda eksponansiyel olarak bant içine doğru azalan kuyruk uzantılı enerji seviyeleri ve yasak enerji aralığı içinde yerleşmiş çok farklı özellikte enerji seviyeleri mevcuttur (Wyrsh, Finger, McMahon ve Vanecek, 1991; Gunes ve Wronski, 1992; M Günes, Wronski ve McMahon, 1994; Finger ve diğerleri, 1998; Finger, Müller, Malten, Carius ve Wagner, 2000; Vaněček ve diğerleri, 2000; Lips, Kanschat ve Fuhs, 2003; Smirnov, Reynolds, Finger, Main ve Carius, 2004; Xiao, Astakhov, Finger ve Stutzmann, 2012). Kuyruk uzantılı enerji seviyeleri malzemenin mikro yapısında mevcut düzensizliklerden kaynaklanırken, yasak enerji aralığındaki yerleşmiş enerji seviyeleri ise malzeme içinde (kristal adacıklar içindeki elektronik kusurlar, kristal adacık yüzeylerindeki sallanan bağlar, kırık bağlar, ve ayrıca amorf fazı içindeki kusurlar) elektronik kusurlardan kaynaklanmaktadır. Fermi enerji seviyesi altındaki bütün enerji seviyeleri elektronlar tarafından doldurulmuştur. Şekil 4.1.'deki 1 numaralı optik geçiş değerlik bandındaki elektronların malzeme üzerine gelen $E = hv > E_g = E_C - E_V$ enerjili fotonları soğurması ile iletkenlik bandındaki boş enerji seviyelerine geçişleri tanımlar. 2 numaralı geçişler değerlik bandının kuyruk uzantılı enerji seviyelerinden elektronların $E = hv < E_g$ enerjili fotonları soğurması ile iletkenlik bandındaki boş enerji seviyelerine geçişlerdir. 3 numaralı geçiş ise değerlik bandının kuyruk uzantılı enerji seviyelerinden elektronların $E = hv < E_g$ enerjili fotonları soğurması ile iletkenlik bandının boş kuyruk uzantılı enerji seviyelerine geçişlerini tanımlar. İletkenlik bandı kuyruk uzantılı enerji seviyeleri tuzak seviyeleri olarak adlandırılır. Sadece E_C iletkenlik bandı ile kT enerji mesafesinde olanlar ısıl olarak iletkenlik bandına geçebilirken derin enerjilerde olanlar bu seviyelerde tuzaklanıp kalırlar, fotoiletkenliğe katkı yapmazlar. Dolayısıyla 3 numaralı geçişlerin DBP ile elde edilen optik soğurma katsayısına katkıları yoktur. 4 numaralı geçiş Fermi seviyesi altında yasak enerji aralığında yerleşmiş enerji seviyelerindeki elektronların $E = hv < E_g$ düşük enerjili fotonları soğurması ile iletkenlik bandındaki boş enerji seviyelerine geçişleri tanımlar. Son olarak, 5 numaralı geçiş değerlik

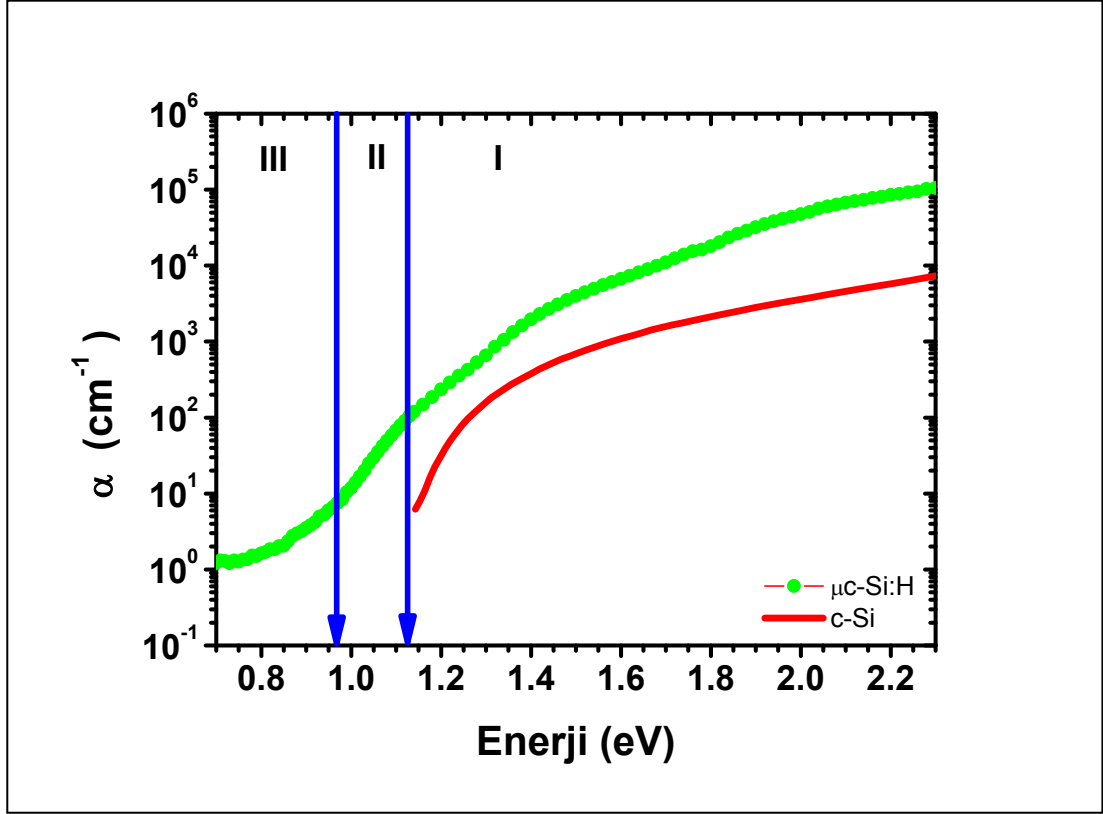
bandındaki elektronların $E = hv < E_g$ düşük enerjili fotonları soğurması ile Fermi seviyesinin üzerindeki boş yerleşmiş enerji seviyelerine geçişleri tanımlar. Bu seviyeler derin tuzak seviyeleri olarak tanımlanır. Derin tuzak seviyelerine yakalanan elektronların iletkenlik bandına uyarılmaları olanaksız olduğundan DBP ile ölçülen fotoiletkenlik spektrumuna katkısı yoktur. Görüldüğü üzere 1, 2 ve 4 numaralı geçişlerde elektronlar fotonları soğurarak yasak enerji aralığını geçer ve iletkenlik bandında serbest elektron sayısının artmasına neden olarak malzemenin fotoiletkenliğinin artışına sebep olur.



Şekil 4.1. Mikrokristal silisyum malzemelerin yasak enerji aralığındaki ön görülen durum yoğunluğu

Amorf silisyum ve mikrokristal silisyum malzemelerde optik soğurma katsayısı spektrumlarını ölçmek için ısı ışın saptırma spektroskopisi (photothermal deflection

spectroscopy (PDS)) (W B Jackson ve diğeri, 1981), sabit fotoiletkenlik yöntemi (constant photocurrent method (CPM)) (Vaněček ve diğeri, 1981) ve iki demetli fotoiletkenlik (dual beam photoconductivity (DBP)) (Wronski ve diğeri, 1982) yöntemi yaygın olarak kullanılan yöntemlerdir. Bu tezde DBP yöntemi ile elde edilen Y_{DBP} (DBP kazanç), optik geçirgenlik ve ışık akısı spektrumları kullanılarak hesaplanan mutlak optik soğurma katsayısı spektrumları karşılaştırılmıştır. Bir mikrokristal silisyum malzeme için elde edilen optik soğurma katsayısı spektrumu tek kristal silisyumunki ile birlikte Şekil 4.2.'de gösterildiği gibi ana olarak üç ayrı enerji bölgesine ayrılabilir. I numaralı kısım tek kristal silisyum malzemenin optik soğurma katsayısı spektrumuna benzer kısımdır. Yasak enerji aralığından daha yüksek enerjiye sahip fotonlar ($h\nu > E_g$) parabolik enerji dağılımına sahip değerlik bandındaki elektronlar tarafından soğurulur ve iletkenlik bandına geçerler. Dolayısıyla parabolik soğurulma bölgesi olarak adlandırılır ve Şekil 4.1.'deki 1 numaralı optik geçişler tarafından tanımlar. Şekil 4.2.'deki I numaralı kısımda mikrokristal silisyumun tek kristal silisyumdan daha yüksek optik soğurma katsayısı değerlerine sahip olmasının nedeni kristal adacık yüzeylerinden ışığın çoklu yansımaya uğrayarak birden çok kez soğurulmasından kaynaklanmaktadır. Şekil 4.2.'deki II numaralı bölge ise $h\nu < E_g$ ve $h\nu > 1,0$ eV arasındaki enerjilere karşılık gelir. Bu kısımda optik soğurma katsayısı ekponansiyel olarak azalır ve Şekil 4.1.'deki 2 numaralı optik geçişlerin oluşturduğu kısımdır. Son olarak, Şekil 4.2.'deki III numaralı optik soğurma bölgesi ise $h\nu < 1,0$ eV enerjili fotonların soğurulması sonucu Fermi seviyesi altındaki dolu enerji seviyelerinden E_c iletkenlik bant ucuna geçen elektronların oluşturduğu optik soğurma katsayısı değerlerini oluşturur. Yani Şekil 4.1.'deki 4 numaralı geçişlerin oluşturduğu soğurma katsayısını tanımlar.



Şekil 4.2. Mikrokrystal silisyum malzemenin DBP sonuçları ile hesaplanan optik soğurma katsayısı spektrumu

Fotovoltaik yarıiletken ince film malzemelerin geliştirilmesinde en önemli optik soğurma katsayısı bölgesi II ve III numaralı kısmıdır. Yasak enerji aralığında elektronik kusurlara ait yerleşmiş enerji seviyeleri arttığı zaman, III numaralı kısımdaki optik soğurma katsayısı değerleri artmaktadır. Bunun sonucunda ise ışık ile yaratılan elektron-boşluk çiftlerinin yaşam süreleri kısalmakta ve güneş gözelerinin enerji dönüşüm verimleri düşmektedir. Optik soğurma katsayısını oluşturan optik geçişlerin denklemi Denklem 4.1'de verildiği gibi çok sayıda farklı enerji seviyelerinden oluşan optik geçişlerin bir integrali olarak tanımlanmaktadır (Vaněček, Abraham, Stika, Stuchlik ve Kočka, 1984).

$$\alpha(h\nu) = \frac{C}{h\nu} \int_{-\infty}^{\infty} \left[\sum_{S=1}^{n_s} N_{gap}(S, E) f(S, E) \right] N_{ext}(E + h\nu) (1 - f(S, E)) dE \quad (4.1)$$

Denklem 4.1'deki $[N_{gap}(S, E)]$ yasak enerji aralığındaki E enerjisindeki S numaralı elektronik kusurların yoğunluğunu, n_s farklı özellikte elektronik kusurların sayısını, $f(S, E)$ ise E enerjisindeki farklı S tane kusur çeşidinin Fermi-Dirac dağılım fonksiyonunu, $N_{ext}(E)$ tamamen boş olan parabolik iletkenlik bandının durum yoğunluğunu, $[1 - f(S, E)]$ E enerjisinde parabolik iletkenlik bandındaki boş enerji seviyelerinin Fermi-Dirac dağılım fonksiyonunu ve C ise optiksel geçişe bağlı optiksel geçiş matrisi elementi olarak tanımlanan bir sabitini tanımlamaktadır.

Düşük enerji bölgesindeki $\alpha(h\nu)$ değerleri kullanılarak yasak enerji aralığında yerleşmiş elektronik kusurlar hakkında sayısal bilgiler elde etmek basit değildir. Literatürde amorf silisyum malzemelerin optik soğurma katsayısı spektrumu kullanılarak yasak enerji aralığında mevcut elektronik kusur yoğunluğunun belirlenmesi konusunda bir kaç yaklaşım kullanılmıştır. Bu yaklaşımlar belirli kabul koşullarına dayanarak $\alpha(h\nu)$ spektrumunun III numaralı bölgesini kullanarak kabaca elektronik kusur yoğunluğu hakkında bilgi sahibi edinmeyi amaçlamışlardır. Bunlardan ilki Denklem 4.1 ile belirtilen $\alpha(h\nu)$ spektrumunun türevini alarak enerjiye bağlı elektronlarla doldurulmuş durum yoğunluğunun elde edilmesidir (Curtins ve Favre, 1989; Kočka, Vaněček ve Tříska, 1989). İkinci yaklaşım ise, $\alpha(h\nu)$ spektrumunun III numaralı bölgesinin belirli enerji aralığında integralinin hesaplanarak bir sabit çarpan ile çarpılıp elektronik kusur yoğunluğunu hesaplamaya dayanır (Smith ve diğerleri, 1987). Üçüncü yaklaşım ise, düşük enerji bölgesindeki tek bir enerji değerinde (örnek 1,2 eV) $\alpha(h\nu)$ değerini sabit bir çarpanla çarparak elektronik kusur yoğunluğunu elde etmeye dayanır (Wyrsh ve diğerleri, 1991). Dördüncü olarak, deneysel olarak elde edilen optik soğurma katsayısı spektrumunun teorik olarak oluşturulan, enerji band yapısı ve farklı elektronik kusurlardan oluşan bir model yardımı ile hesaplanarak sayısal benzetim yapmaya dayanır (M Günes ve diğerleri, 1994).

İlk yaklaşım $\alpha(h\nu)$ spektrumunun türevini alarak enerjiye bağlı elektronlarla doldurulmuş durum yoğunluğunun elde edilmesi temeline dayanır. Bu yöntemde ölçülmüş olan $\alpha(h\nu)$ spektrumunun exponansiyel kısmına karşılık gelen exponansiyel durum yoğunluğu ve parabolik değerlik bandındaki durum yoğunluğunun mutlak olarak bilinmesi gerekir. Ayrıca, C sabiti olarak tanımlanan optiksel geçiş matrisi

elementinin sayısal olarak bilinmesini de gerektirir. Deneysel olarak C sabitini elde etmek her malzeme için pratik değildir. Denklem 4.1'in türevi sonucu elde edilen exponansiyel kısım toplam spektrumdan çıkarıldığında geri kalan kısım sadece yasak enerji aralığında yerleşmiş ve Fermi enerji seviyesi altındaki elektronlarla dolu kusurların dağılımını verir. Bu kalan kısım bilinen elektronik kusur dağılımlarına sayısal benzetme yapılarak elektronik kusurların yoğunluğu elde edilebilir. Bu yöntem kullanılarak yapılan ilk çalışmalar, elektronik kusurları tek bir Gaussian tipi dağılım kabul ederek sayısal benzetim yolu ile elektronik kusur yoğunluğu hesaplanmıştır. Fakat, amorf silisyum malzemede bile son yayınlanan çalışmalar yasak enerji aralığında dört yada beş adet farklı Gaussian tipi elektronik kusur dağılımının olduğu rapor edilmiştir (Wronski 2014, Melskens2014). Mikro kristal silisyum malzemelerde ise daha karmaşık elektronik kusur dağılımları mevcut olmasından dolayı bu yöntemi kullanarak mutlak elektronik kusur yoğunluklarını ayrı ayrı hesaplamak kolay değildir. İkinci yaklaşımda ise, $\alpha(h\nu)$ spektrumunun III numaralı bölgesinin belirli enerji aralığında integrali alınarak aşağıdaki Denklem 4.2'deki gibi elektronik kusur yoğunluğu elde edilir. Burada $\alpha_{subgap}(E) = \alpha_{toplam}(E) - \alpha_{exp}(E)$ ile tanımlanır, yani toplam $\alpha(h\nu)$ spektrumundan exponansiyel optik soğurma katsayısı kısmı çıkarılır. Kalan kısım en düşük E_1 enerjisinden exponansiyel soğurmanın başladığı E_2 enerjisine kadar integrali alınır. Bu denklemdeki C sabiti CPM yöntemi için $1,9 \times 10^{16} \text{ cm}^{-2} \text{ eV}^{-1}$ (Smith ve diğerleri, 1987), PDS yöntemi için $7,9 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2} \text{ eV}^{-1}$ olarak hesaplanmıştır (Warren B. Jackson ve Amer, 1981). Her bir sabit çarpan ESR tekniği kullanılarak elde edilmiş bir sabittir ve elektronik kusurların sadece ESR ile algılanan kusurlar olduğunu varsayar. Fakat, yasak enerji aralığında ESR aktif kusurların dışında pozitif (elektronsuz Si bağları) ve negatif yüklü (iki elektronlu Si bağları) kusurların olduğu rapor edilmesinden (Nobile ve McMahon, 1990) dolayı bu yöntemle elde edilen elektronik kusur yoğunlukları hatalıdır. Çok sayıda araştırmacı tarafından bu yöntemin hatalı olduğu sorgulanmıştır.

$$N_{midgap} = C \int_{E_1}^{E_2} \alpha_{subgap}(E) dE \quad (4.2)$$

Üçüncü yaklaşımda ise, daha basit bir yöntem olarak, düşük enerji bölgesi içinde tek foton enerjisine karşılık gelen (genellikle amorf silisyum için 1,2 eV alınmıştır) $\alpha(h\nu)$ değeri bir sabit çarpan ile çarpılarak elektronik kusur yoğunluğu elde edilmektedir. Denklem 4.3'de belirtildiği gibi bu yöntemdeki varsayım yine sadece ESR aktif elektronik kusurlar ile optik soğurma katsayısını belirleyen kusurların aynı olduğu kabul edilip C sabit çarpanı $2-5 \times 10^{16}$ olarak belirlenmiş hata payı geniş kaba bir sabit çarpanıdır (Wyrsh ve diğerleri, 1991). Bu yaklaşım daha sonra Güneş ve Wronski tarafından daha ayrıntılı ESR ve DBP deneyleri sonucunda C sabitinin 3×10^{16} olduğu rapor edilmiş ve sadece belirli durumlarda gerçeğe yakın elektronik kusur dağılımlarını verdiği, rutin olarak kullanılmasının gerçeği yansıtmadığı ortaya konmuştur. Bu yaklaşımın ön kabul koşulu da yine sadece ESR aktif elektronik kusurların baskın olduğu varsayımına dayanır. Yasak enerji aralığında mevcut ve fotoiletkenlik bulgularını belirleyen diğer elektronik kusurların varlığını dikkate almaz.

$$N_{midgap}(ESR) \cong \alpha(1.12eV) \times Sabit \quad (4.3)$$

Dördüncü olarak öne sürülen yaklaşım ise, bütün elektronik kusur dağılımlarının ve enerji bant yapısının sayısal olarak ortaya çıkarılmasına dayanan ayrıntılı sayısal modelleme ile yapılmaktadır. Bu tür sayısal modelleme de bilinen deneysel parametreler kullanılarak bilinmeyen elektronik kusurların enerji dağılımları, yoğunlukları, çeşitleri hakkında bilgi edinilir. Ön kabul koşulu olarak, elektronik kusur dağılımlarının ve enerji bant yapısının bilinmesi gerekir. Hesaplanan parametreler, ışık altında yarıiletken malzemenin Simmon-Taylor (Simmons ve Taylor, 1972) istatistiğini kullanarak yük yaratma ve rekombinasyon kinetikleri ve yük dengesi koşulları altında fotoiletkenlik ve Denklem 4.1 ile verilen $\alpha(h\nu)$ spektrumunun hesaplanmasına dayanır. Amorf silisyum için enerji bant yapısı ve yasak enerji aralığında mevcut elektronik kusur dağılımları büyük oranda anlaşılmış olmasına rağmen tam olarak elektronik kusur yapısı hala belirgin değildir. Mikrokristal silisyumda ise çok değişken mikro yapıdan dolayı çok farklı elektronik kusur yapısının oluşması nedeni ile bu tür sayısal modelleme yapılması zordur.

Sonuç olarak, yukarıda özetlenen yaklaşımlardan $\alpha(h\nu)$ optik soğurma katsayısı spektrumundan elektronik kusurların sayısı, yoğunlukları ve enerji dağılımları hakkında mutlak bilgileri elde etmek kolay olmadığından, bu tezde incelenen malzemelerin DBP yöntemi ile elde edilen $\alpha(h\nu)$ spektrumunun III numaralı bölgesindeki artma ve azalmaları kayıt etmek için $E= 0,9$ eV enerji değerine karşılık gelen $\alpha(h\nu)$ değerleri karşılaştırılarak yasak enerji aralığında mevcut elektronik kusurlardaki değişimler kabaca karşılaştırılmıştır.

Kalın mikrokristal silisyum malzemelerde oksijen gazının yarattığı metastabilite/instabilite etkileri sonucu yasak enerji aralığında mevcut elektronik kusurlarda oluşan değişimleri anlamak için DBP yöntemi ile elde edilen $\alpha(h\nu)$ bulgular Şekil 3.49.a'da özetlenmiştir. Burada amorf silisyum ve amorf fazı baskın düşük kristalli mikrokristal silisyum malzemenin elektronik kusur dağılımının oksijen gazından hiç etkilenmediği, fakat orta ve yüksek kristalli malzemelerin $\alpha(0,9\text{eV})$ bulgularının oksijen gazından sonra 3 ile 5 kat azaldığı bulunmuştur. Yani, oksijen gazının malzeme içine nüfuz ederek elektronik kusurları ortadan kaldırdığı aşıkardır. Oksijen gazından sonra 430 K'de yüksek vakum altında gerçekleştirilen ısı işlem-2 sonrasında ise $\alpha(0,9\text{eV})$ bulguları hemen hemen 2 katlık bir artış ile ısı işlem-1 sonrasında elde edilen bulgulara yaklaştığı, fakat hala ısı işlem-1 bulgularından 1-3 kat daha düşük olduğu Şekil 3.49.a'da kırmızı sembollerle belirtilmiştir. Buradan çıkarılan sonuç, ısı işlem-2 ile malzeme içine nüfuz etmiş oksijen gazının bir kısmının dışarı atılarak, pasif hale gelmiş elektronik kusurların tekrar aktif hale geçerek elektronik kusur yoğunluğunun arttığı, bir kısmının da malzeme içinde daimi olarak elektronik kusurlara kimyasal bağ yaparak tutunmuş olabileceği anlaşılmaktadır. Kalın malzemelerde karanlık Fermi seviyesinin oksijen gazından çok fazla etkilenmemesinden dolayı karanlık öziletkenlik bulguları iki malzeme dışında tamamen geri dönmüşken, foto öziletkenlik bulgularındaki 1-2 katlık artma miktarı Şekil 3.49.a'da özetlenen bulgularla da uyumludur. Oksijen gazı kalın malzemelerde ciddi metastabilite ve instabilite etkileri yaratmamaktadır.

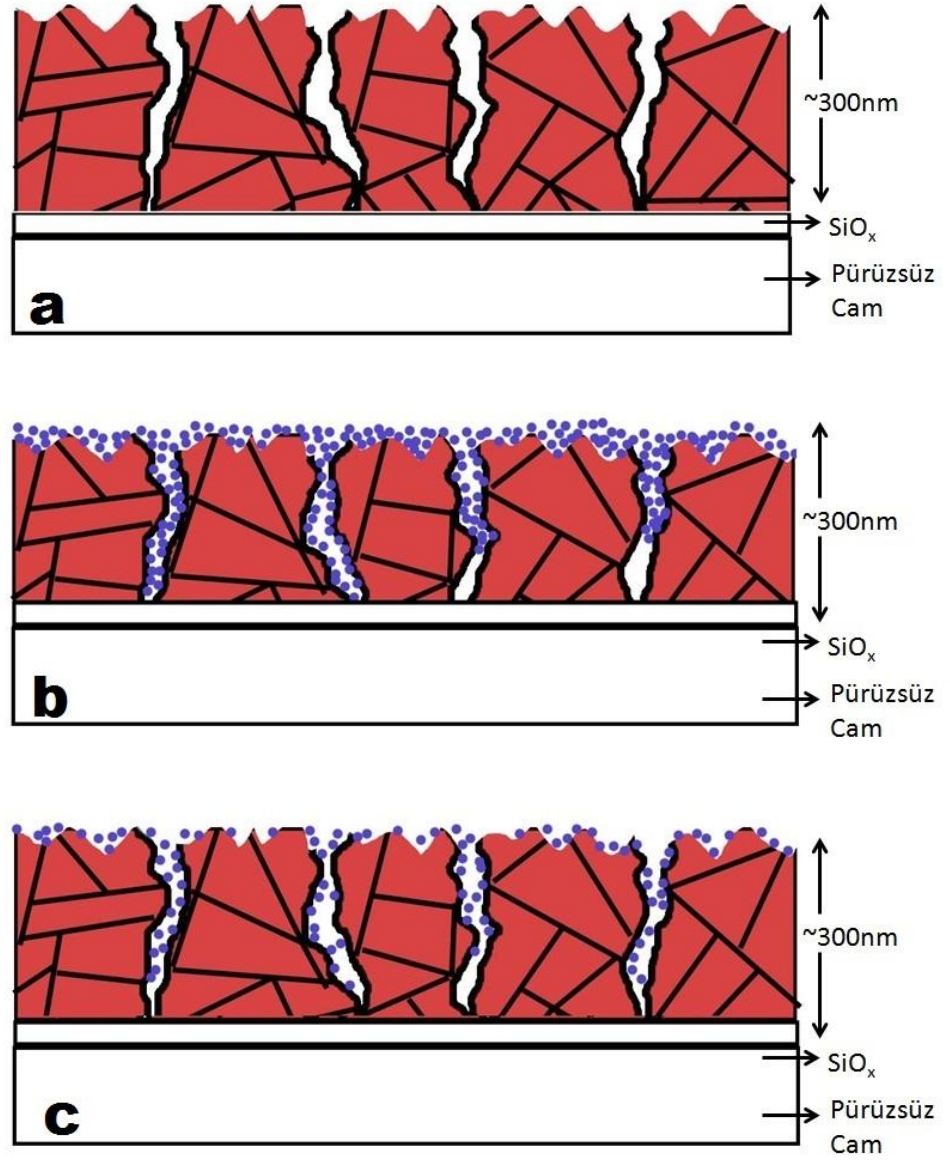
İnce mikrokristal silisyum malzemelerin DBP bulguları incelendiğinde ise, Şekil 3.49.b'de özetlenen $\alpha(0,9\text{eV})$ bulgularının kristal hacim oranına göre sunumundan amorf silisyum dışında bütün mikrokristal silisyum malzemelerin $\alpha(0,9\text{eV})$ bulguları

oksijen gazından dolayı 2 kat ile 9 kat arasında azalma göstermektedir. Bu miktar kalın malzemelerde elde edilen azalma miktarları ile aynı mertebelerde olduğu görülmektedir. Fakat, oksijen gazından sonra gerçekleştirilen ısıl işlem-2 sonrasında ise $\alpha(0,9\text{eV})$ bulguları hemen hemen sabit kalmıştır. Yani, ince malzemelere nüfuz eden oksijen moleküllerinin pasif hale getirdiği kusurlar ısıl işlem-2 sonunda da hala pasif haldedir. Yani geri dönüşümsüz instabilite etkisi olduğu ortadadır. Kalıcı elektronik değişimler Şekil 3.47.b ve Şekil 3.48.b'de gösterilen karanlık öziletkenlik ve foto öziletkenlik bulguları ile de uyumludur. İnce malzemelere nüfuz eden oksijen moleküllerinin karanlık Fermi seviyesini E_c iletkenlik bandına kayda değer miktarda yaklaştırdığı, bunun sonucunda hem $\sigma_D(300\text{ K})$ hem de σ_{ph} bulgularının mertebelere varan miktarda arttığı görülmektedir. Bunlara ek olarak, σ_{ph} bulgularındaki artmanın kısmen de $\alpha(h\nu)$ optik soğurma katsayısındaki azalmadan kaynaklandığı açıktır. Yani, düşük enerji bölgesindeki $\alpha(h\nu)$ değerlerini belirleyen yasak enerji aralığındaki elektronik kusur yoğunlukları, bir başka ifade ile rekombinasyon merkezlerinde de azalma mevcuttur. Her iki malzeme grubunda da amorf silisyum malzemelerin oksijen gazından kaynaklı olarak tamamen geri dönüşümlü karanlık öziletkenlik artışı belirlenmiştir. Bunun yanında hacimsel bir parametre olan foto öziletkenlik ve optik soğurma katsayısı bulgularında kayda değer hiç bir değişim olmamıştır. Oksijen molekülleri amorf silisyum malzemenin sıkı (compact) yüzey yapısından dolayı malzeme içerisine difüzyon edememiştir. Fakat, oksijen molekülleri yüzeye fiziksel olarak tutunarak malzemeye paralel bir direnç etkisi oluşturmuştur. Bunun sonucunda vakum altında ölçülen karanlık öz iletkenlik bulguları artmış, ısıl işlem ile de tamamen ortadan kalkmıştır.

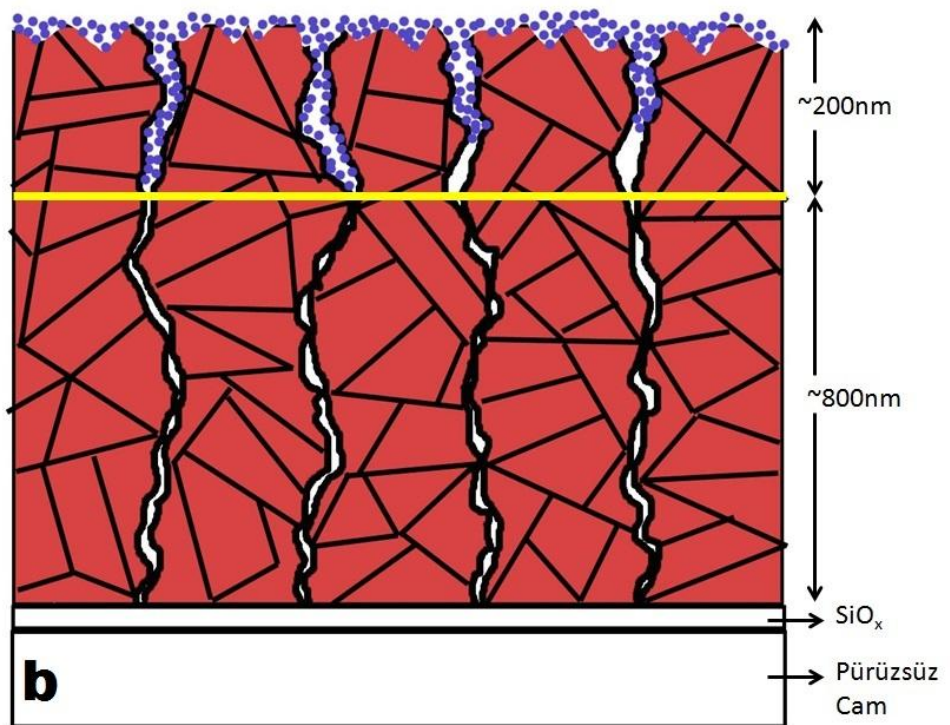
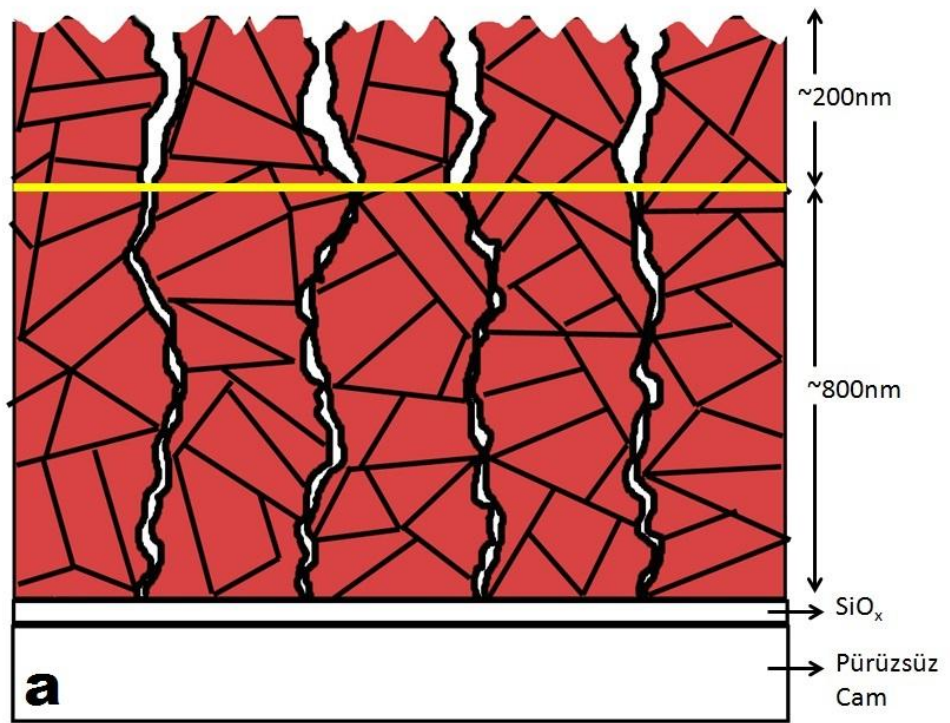
İnce ve kalın malzemelerde elde edilen bulguların ışığında çıkarılacak sonuçları sıralamak gerekirse; 1) oksijen gazının ince ya da kalın bütün malzemelerde hem karanlık öziletkenlik hem de foto öziletkenlik değerlerinin artmasına neden olmaktadır, 2) oksijen gazı hem geri dönüşümlü metastabilite etkisi yaratır hem de geri dönüşümsüz instabilite etkisi yaratır, 3) ince malzemelerde çok ciddi miktarlardaki iletkenlik artmaları literatürde rapor edilen bazı malzemelerdeki iletkenlik artmaları ile uyumludur, 4) kalın ve ince malzemelerdeki değişimler, metastabilite ve instabilite etkilerini yaratan oksijen gazının sadece malzeme

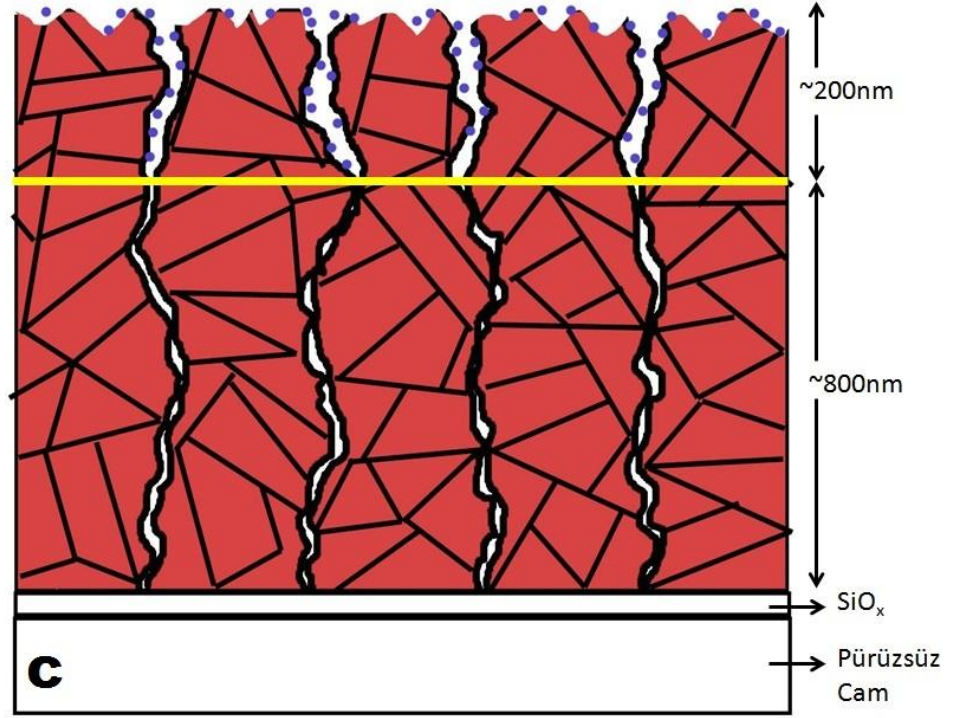
yüzeyinden belirli derinliklerine nüfuz edebildiğini, bu nüfuz derinliğinin ince malzemelerin büyük kısmına hakim olurken, kalın malzemelerin yüzeyinden ancak çok ince yüzey katmanına oksijen moleküllerinin nüfuz edebildiği sonucuna varılmıştır. Bu sonuçların ışığında ortaya çıkardığımız modelin resmi şudur; Şekil 4.3.a,b,c ve Şekil 4.4.a,b,c’de tasvir edildiği gibi a) $\mu\text{c-Si:H}$ film üretiminden hemen sonraki durum, b) $\mu\text{c-Si:H}$ film oksijen gazına maruz kaldıktan sonra, c) $\mu\text{c-Si:H}$ film ısıtma işlemi uygulamasından sonraki malzemenin durumlarını sembolize etmektedir. Oksijen molekülleri gözenekli yüzey yapısına sahip kalın ve ince mikrokristal silisyum filmlerde mikro yapılarına bağlı olarak benzer derinliklerde malzemelerin içerisine difüzyon etmektedir. Ancak oksijen moleküllerinin ulaşabildiği derinlikler örneğin 200 nm civarında ise ince malzemelerin hacimsel yapısının neredeyse tamamına ulaşarak kristal ada yüzeyleri ile kimyasal ve fiziksel bağ oluşturmaktadır. Fiziksel bağlar yüzey yüklenmesine sebep olmasına ek olarak vakum ve ısıtma işlemi ile malzemedeki uzaklaştırılabilir ve oluşan yüzey yüklenmesinin bir kısmı ortadan kalkmaktadır. Oluşan yüzey yüklenmesi sonucu enerji bantları bükülerek iletkenlik bandı Fermi seviyesine yaklaşmaktadır. Bunun sonucunda ince malzemelerin karanlık ve foto iletkenlik değerlerinde önce artış ve ısıtma işlemi sonrasında kısmi geri dönüşüm belirlenmektedir. Ancak kimyasal bağlar literatürde tanımlandığı gibi çok yüksek sıcaklıklara ulaşmadan ($1050\text{ }^{\circ}\text{C}$) kırılmamakta ve malzemedeki uzaklaştırılmamaktadır (Veprek ve diğerleri, 1983). İnce malzemelerin hacimsel yapısında oluşan kimyasal bağlar sonucu oksijen molekülleri malzeme içerisindeki elektronik kusur yoğunluğunu azaltmakta, bu azalma miktarının ince kalın malzemelerde aynı mertebelerde olmasından dolayı sadece nüfuz derinliğindeki yüzeysel kusurların pasivasyonundan ibaret olduğu, buna bağlı olarak foto iletkenlik değerlerinde artış olurken optik soğurma katsayısı spektrumunda azalma elde edilmiştir. Benzer etki kalın mikrokristal silisyum malzemenin yaklaşık 200 nm kalınlığında gerçekleşmesi durumunda oksijen molekülleri malzemenin hacimsel derinliklerine ulaşamamakta ve yüzeye yakın bir bölgede fiziksel ve kimyasal bağ oluşturmaktadır. Yine fiziksel bağlar ısıtma işlemi ve vakum etkisi ile ortadan kalkarken yüzeye yakın bölgede oluşan çok az miktardaki kimyasal bağlar ısıtma işlemi uygulamasına rağmen malzemedeki uzaklaşmamaktadır. Buna bağlı olarak kalın

malzemelerde oksijen tarafından oluşturulan metastabilite etkisi yüzeye yakın kısımda oluşmaktadır. Güneş gözelerinde kullanılan kalınlıklardaki mikrokristal silisyum soğurucu katmanlarda oksijen gazından yada atmosferik gazlardan kaynaklı metastabilite etkisinin kayda değer olmadığı anlaşılmaktadır.



Şekil 4.3. ~300 nm $\mu\text{c-Si:H}$ film a) üretimden hemen sonra, b) oksijen gazı uygulamasından sonra, c) ısıtma işlem uygulamasından sonra





Şekil 4.4. ~1000 nm μ c-Si:H film a) üretimden hemen sonra, b) oksijen gazı uygulamasından sonra, c) ısıtılma işlem uygulamasından sonra

4.1. Gelecekte Yapılması Planlanan Çalışmalar

Bu tez çalışmasında VHF-PECVD sisteminin optimizasyonu ve yüksek elektronik kalitede ince film üretimi, nano-pürüzlülük çalışması, ince film tutucu tabaka geliştirilmesi, ölçüm sistemlerinin (karanlık öziletkenlik, foto öziletkenlik ve DBP) kurulumu ve yazılımlarının geliştirilmesi, ince film malzemelerin yapısal karakterizasyon ölçüm sistemleri (Raman, Profilometre, T&R sistemi) konularında deneyim sahibi olunmuştur.

Buna ek olarak bu tez çalışması kapsamında atmosferik gazlardan kaynaklı olarak kalın ve ince μ c-Si:H filmlerde oluşan metastabilite/instabilite etkileri karanlık

öziletkenlik, foto öziletkenlik ve DBP yöntemleri kullanılarak incelenmiştir. Ayrıca, bu tezde DBP yöntemi ile elde edilen Y_{DBP} (DBP kazanç), optik geçirgenlik ve ışık akısı spektrumları kullanılarak hesaplanan mutlak optik soğurma katsayısı $\alpha(h\nu)$ spektrumları $\mu\text{-Si:H}$ filmler için belirlenmiştir. $\alpha(h\nu)$ optik soğurma katsayısı spektrumları $\mu\text{-Si:H}$ filmlerin Fermi seviyesinin altındaki durum yoğunlukları ve elektronik kusurlarla ilgili çok değerli bilgiler barındırmaktadır. $\mu\text{-Si:H}$ filmlerin mikro yapısındaki değişime bağlı olarak yasak enerji aralığındaki elektronik durum yoğunluğunun değişmesinden dolayı malzemede kesin ve net bir durum yoğunluğu tanımlamak olanaksızdır. Ancak ölçülen optik soğurma katsayısı spektrumuna ek olarak ESR ölçümleri ile malzemenin değerlik bandından Fermi seviyesine kadar olan bölgesinin durum yoğunluğu nümerik modellemelerle elde edilebilir. Buna ek olarak TPC gibi yöntemler kullanılarak malzemelerin iletkenlik bandından Fermi seviyesine kadar olan bölgenin de durum yoğunlukları belirlenebilir. Bu iki çok değerli bilginin birleştirilmesi ile $\mu\text{-Si:H}$ filmlerin yasak enerji aralığında sahip oldukları elektronik durum yoğunluklarının genel bir profili çıkarılabilir. Bu çalışmalara ek olarak SSPG yöntemi ile elektronik kusur durumlarının azınlık yük taşıyıcılar üzerindeki etkisi belirlenebilir. Elde edilebilecek bu değerli bilgiler ışığında $\mu\text{-Si:H}$ filmlerin güneş gözelerinin daha verimli üretilebilmesine ek olarak çok farklı alanlarda elektronik devre elemanı kullanımına imkan sağlayabilir. Bu nedenle $\mu\text{-Si:H}$ filmlerin yasak enerji aralığının tamamındaki elektronik durum yoğunluğunun belirlenebilmesi için çok geniş bir alanda (deneysel ölçümlere ek olarak nümerik ve teorik modellemelerin yapılabileceği) çalışmalar yapılması gerekmektedir.

Buna ek olarak yukarıda bahsedilen malzeme üretimi ve deneysel ölçüm sistemleri bilgi birikimi ile farklı ince film gruplarının üretimi, ölçüm sistemlerinin tasarım, kuruluşu ve yazılımlarının geliştirilmesi ile yeni nesil malzemelerin yapısal, elektriksel ve optoelektronik karakterizasyonları çalışmaları gerçekleştirilebilir.

KAYNAKÇA

- Bronner, W., Brüggemann, R. ve Mehring, M. (2000). Standard and electrically detected magnetic resonance in nanocrystalline silicon. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 266-269, 534–539.
- Brüggemann, R. ve Souffi, N. (2006). Metastable dark and photoconductive properties of microcrystalline silicon. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 352(9-20), 1079–1082.
- Cansever, H. (2012). *Mikro Kristal Silisyum İnce Film Malzemelerde Yaşlandırma İşlemlerinin Malzemenin Optoelektronik Özelliklerine Etkisi*. (Yüksek Lisans) Muğla Sıtkı Koçman Üniversitesi, Muğla, 142s.
- Cansever, H., Günes, M., Yilmaz, G., Sagban, H. M., Smirnov, V., Finger, F. ve Brüggemann, R. (2014). Investigation of metastability and instability effects on the minority carrier transport properties of microcrystalline silicon thin films by using the steady-state photocarrier grating technique 1. *Canadian Journal of Physics*, 92(7/8), 763–767.
- Curtins, H. ve Favre, M. (1989). Surface and bulk states determined by photothermal deflection spectroscopy. *Amorphous Silicon and Related Materials* (329–363). World Scientific.
- Dylla, T., Finger, F. ve Carius, R. (2003). Adsorption and Oxidation Effects in Microcrystalline Silicon. *MRS Proceedings*, 762, A2.5.
- Faraji, M. ve Gokhale, S. (1992). High mobility hydrogenated and oxygenated microcrystalline silicon as a photosensitive material in photovoltaic applications. *Applied Physics*, 60(June), 3289–3291.
- Finger, F., Carius, R., Dylla, T., Klein, S., Okur, S. ve Günes, M. (2003). Stability of microcrystalline silicon for thin film solar cell applications. *IEE Proceedings - Circuits, Devices and Systems*, 150(4), 300.
- Finger, F., Carius, R., Dylla, T., Klein, S., Okur, S. ve Günes, M. (2005). Instability phenomena in microcrystalline silicon films. *Journal of Optoelectronics and Advanced Materials*, 7(1), 83–90.
- Finger, F., Hapke, P., Luysberg, M., Carius, R., Wagner, H. ve Scheib, M. (1994). Improvement of grain size and deposition rate of microcrystalline silicon by use of very high frequency glow discharge. *Applied Physics Letters*, 65(20), 2588.
- Finger, F., Klein, S., Carius, R. ve Dylla, T. (2003). Microcrystalline silicon prepared with hot-wire CVD. *Journal of Materials*, 4, 621–624.
- Finger, F., Müller, J., Malten, C., Carius, R. ve Wagner, H. (2000). Electronic properties of microcrystalline silicon investigated by electron spin resonance

- and transport measurements. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 266-269, 511–518.
- Finger, F., Müller, J., Malten, C. ve Wagner, H. (1998). Electronic states in hydrogenated microcrystalline silicon. *Philosophical Magazine Part B*, 77(3), 805–830.
- Goktas, O., Isik, N., Okur, S., Gunes, M., Carius, R., Klomfass, J. ve Finger, F. (2006). Sub-bandgap optical absorption spectroscopy of hydrogenated microcrystalline silicon thin films prepared using hot-wire CVD (Cat-CVD) process. *Thin Solid Films*, 501(1-2), 121–124.
- Grimmeiss, H. G. ve Ledebro, L. (1975). Spectral distribution of photoionization cross sections by photoconductivity measurements. *Journal of Applied Physics*, 46(5), 2155.
- Güneş, M., Akdaş, D., Göktaş, O., Carius, R., Klomfass, J. ve Finger, F. (2003). Photoconductivity spectroscopy in hydrogenated microcrystalline silicon thin films. *Journal of Materials Science: Materials in Electronics*, 14, 729–730.
- Günes, M., Cansever, H., Yilmaz, G., Sagban, M. H., Smirnov, V., Finger, F. ve Brüggemann, R. (2014). Investigation of meta- and in-stability effects in hydrogenated microcrystalline silicon thin films by the steady-state measurement methods 1. *Canadian Journal of Physics*, 92(7/8), 768–773.
- Günes, M., Cansever, H., Yilmaz, G., Smirnov, V., Finger, F. ve Brüggemann, R. (2012). Metastability effects in hydrogenated microcrystalline silicon thin films investigated by the dual beam photoconductivity method. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 358(17), 2074–2077.
- Güneş, M., Johanson, R. E., O.Kasap, S., Finger, F. ve Lambert, J. (2010). The effect of aging on the dark conductivity and 1/ f noise in hydrogenated microcrystalline silicon thin films. *Physica Status Solidi (C)*, 658-661.
- Güneş, M., Turan, E. ve Yilmaz, G. (2010). Investigation of light induced degradation in hydrogenated amorphous silicon-germanium alloy thin films using temperature dependent photoconductivity. *Physica Status Solidi (C)*, 819(3), 816–819.
- Gunes, M. ve Wronski, C. R. (1992). Differences between light induced and native midgap states in intrinsic hydrogenated amorphous silicon obtained from detailed modeling of photoconductivities and subband-gap absorption. *Applied Physics Letters*, 61(6), 678.
- Güneş, M. ve Wronski, C. R. (1997). Differences in the densities of charged defect states and kinetics of Staebler–Wronski effect in undoped (nonintrinsic) hydrogenated amorphous silicon thin films. *Journal of Applied Physics*, 81(8), 3526.
- Günes, M., Wronski, C. R. ve McMahon, T. J. (1994). Charged defect states in intrinsic hydrogenated amorphous silicon films. *J. Appl. Phys.*, 76(4), 2260.
- Hasegawa, S., Kasajima, T. ve Shimizu, T. (1979). Doping and annealing effects on ESR in chemically vapor deposited amorphous silicon. *Solid State*

Communications, 29(1), 13–16.

- Houben, L., Luysberg, M., Hapke, P., Carius, R., Finger, F. ve Wagner, H. (1998). Structural properties of microcrystalline silicon in the transition from highly crystalline to amorphous growth. *Philosophical Magazine A*, 77(6), 1447–1460.
- Howling, A. A. (1992). Frequency effects in silane plasmas for plasma enhanced chemical vapor deposition. *Journal of Vacuum Science & Technology A: Vacuum, Surfaces, and Films*, 10(4), 1080.
- Jackson, W. B. ve Amer, N. M. (1981). Direct measurement of the absorption tail of a-Si:H in the range of $2.1 \text{ eV} \geq h\nu \geq 0.6 \text{ eV}$. *AIP Conference Proceedings* (C. 73, ss. 263–267). AIP.
- Jackson, W. B., Amer, N. M., Boccara, a C. ve Fournier, D. (1981). Photothermal deflection spectroscopy and detection. *Applied optics*, 20(8), 1333–44.
- Kočka, J., Vaněček, M. ve Tříška, A. (1989). Energy and density of gap states in a-Si:H. *Amorphous Silicon and Related Materials* içinde (ss. 297–327). World scientific.
- Lee, S., Kumar, S., Wronski, C. R. ve Maley, N. (1989). A critical investigation of a-Si:H photoconductivity generated by subgap absorption of light. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 114, 316–318.
- Lips, K., Kanschat, P. ve Fuhs, W. (2003). Defects and recombination in microcrystalline silicon. *Solar Energy Materials and Solar Cells*, 78(1-4), 513–541.
- Luysberg, M., Hapke, P., Carius, R. ve Finger, F. (1997). Structure and growth of hydrogenated microcrystalline silicon: Investigation by transmission electron microscopy and Raman spectroscopy of films grown at different plasma excitation frequencies. *Philosophical Magazine A*, 75(1), 31–47.
- Meier, J., Flückiger, R., Keppner, H. ve Shah, a. (1994). Complete microcrystalline p-i-n solar cell—Crystalline or amorphous cell behavior *Applied Physics Letters*, 65(7), 860.
- Müller, J., Finger, F., Carius, R. ve Wagner, H. (1999). Electron spin resonance investigation of electronic states in hydrogenated microcrystalline silicon. *Physical Review B*, 60(16), 11666–11677.
- Nesladek, M., Vaneek, M. ve Quaeyhaegens, J. R. C. (1995). Subgap optical absorption in CVD diamond films determined from photothermal deflection spectroscopy, *Diamond and Related Materials* 4, 697–701.
- Nobile, G. ve McMahon, T. J. (1990). Limitations of the integrated sub-band-gap absorption for determining the density of defects in amorphous silicon. *Journal of Applied Physics*, 67(1), 578–580.
- Paschen, F. (1889). Ueber die zum Funkenübergang in Luft, Wasserstoff und Kohlensäure bei verschiedenen Drucken erforderliche Potentialdifferenz. *Annalen der Physik*, 273(5), 69–96.
- Persheyev, S. K., Smirnov, V., O'Neill, K. A., Reynolds, S. ve Rose, M. J. (2005).

- Atmospheric adsorption effects in hot-wire chemical-vapor-deposition microcrystalline silicon films with different electrode configurations. *Semiconductors*, 39(3), 343–346.
- Ram, S. K., Kumar, S. ve Roca i Cabarrocas, P. (2006). Study of anomalous behavior of steady state photoconductivity in highly crystallized undoped microcrystalline Si films. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 352(9-20), 1172–1175.
- Ritter, D. ve Weiser, K. (1986). Suppression of interference fringes in absorption measurements on thin films. *Optics Communications*, 57(5), 336–338.
- Rose, A. (1963). *Concepts in photoconductivity and allied problems*. Wiley Interscience, New York.
- S: Reynolds, V., Smirnov, V., Finger, F., Main, C., Carius, R. (2005). Transport and instabilities in microcrystalline silicon films, 7(1), 91–98.
- Shah, A., Vallat-Sauvain, E., Torres, P., Meier, J., Kroll, U., Hof, C., Vanecek, M. (2000). Intrinsic microcrystalline silicon ($\mu\text{c-Si:H}$) deposited by VHF-GD (very high frequency-glow discharge): a new material for photovoltaics and optoelectronics. *Materials Science and Engineering: B*, 69-70, 219–226.
- Shah, A., Meier, J., Wyrsh, N., Kroll, U., Droz, C. ve Graf, U. (2003). Material and solar cell research in microcrystalline silicon. *Solar Energy Materials and Solar Cells*, 78, 469–491.
- Simmons, J. ve Taylor, G. (1972). Theory of steady state photoconductivity in amorphous semiconductors. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 8-10, 947–953.
- Smirnov, V., Reynolds, S., Finger, F., Carius, R. ve Main, C. (2006). Metastable effects in silicon thin films: Atmospheric adsorption and light-induced degradation. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 352(9-20), 1075–1078.
- Smirnov, V., Reynolds, S., Finger, F., Main, C. ve Carius, R. (2004). The Influence of Light-Soaking and Atmospheric Adsorption on Microcrystalline Silicon Films studied by Coplanar Transient Photoconductivity. *MRS Proceedings*, 808, A9.11.
- Smirnov, V., Reynolds, S., Main, C., Finger, F. ve Carius, R. (2004). Aging effects in microcrystalline silicon films studied by transient photoconductivity. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 338-340, 421–424.
- Smith, Z. E., Chu, V., Shepard, K., Aljishi, S., Slobodin, D., Kolodzey, J., Chu, T. L. (1987). Photothermal and photoconductive determination of surface and bulk defect densities in amorphous silicon films. *Applied Physics Letters*, 50(21), 1521–1523.
- Souffi, N., Bauer, G. H. ve Brüggemann, R. (2006). Study of metastabilities in microcrystalline silicon films by photoconductivity techniques. *Thin Solid Films*, 501(1-2), 129–132.
- Tanielian, M., Fritzsche, H., Tsai, C. C. ve Symbalisty, E. (1978). Effect of adsorbed gases on the conductance of amorphous films of semiconducting silicon-

- hydrogen alloys. *Applied Physics Letters*, 33(4), 353.
- Taniguchi, H. ve Aoshima, H. (1981). Radical chromatography of spin adducts produced from .Gamma.-irradiated linoleic acid in nonaqueous solution. *Chemistry Letters*, (11), 1599–1602.
- Taylor, G. . ve Simmons, J. . (1972). Basic equations for statistics, recombination processes, and photoconductivity in amorphous insulators and semiconductors. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 8-10, 940–946.
- Turan, E., Yilmaz, G., Smirnov, V., Finger, F. ve Günes, M. (2012). Rapid Reversible Degradation of Silicon Thin Films by a Treatment in Water. *Japanese Journal of Applied Physics*, 51, 070210.
- Usui, S. ve Kikuchi, M. (1979). Properties of heavily doped GD-Si with low resistivity. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 34(1), 1–11.
- Vaněček, M., Abraham, a, Stika, O., Stuchlik, J. ve Kočka, J. (1984). Gap States Density in a-Si : H Deduced from Subgap Optical Absorption Measurement on Schottky Solar Cells. *Physica Status Solidi (A)*, 83(2), 617–623.
- Vaněček, M., Kočka, J., Stuchlík, J. ve Tříška, A. (1981). Direct measurement of the gap states and band tail absorption by constant photocurrent method in amorphous silicon. *Solid State Communications*, 39(11), 1199–1202.
- Vaněček, M., Poruba, A., Remeš, Z., Rosa, J., Kamba, S., Vorlíček, V., Shah, A. (2000). Electron spin resonance and optical characterization of defects in microcrystalline silicon. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 266-269(7), 519–523.
- Veprek, S., Iqbal, Z., Kuhne, R. O., Capezzuto, P., Sarott, F. ve Gimzewski, J. K. (1983). Properties of microcrystalline silicon. IV. Electrical conductivity, electron spin resonance and the effect of gas adsorption. *Journal of Physics C: Solid State Physics*, 16(32), 6241–6262.
- Veprek, S., Iqbal, Z., Oswald, H. R. ve Webb, A. P. (1981). Properties of polycrystalline silicon prepared by chemical transport in hydrogen plasma at temperatures between 80 and 400 degrees C. *Journal of Physics C: Solid State Physics*, 14(3), 295–308.
- Vepřek, S. ve Mareček, V. (1968). The preparation of thin layers of Ge and Si by chemical hydrogen plasma transport. *Solid-State Electronics*, 11(7), 683–684.
- Vetterl, O., Finger, F., Carius, R., Hapke, P., Houben, L., Kluth, O, Wagner, H. (2000). Intrinsic microcrystalline silicon: A new material for photovoltaics. *Solar Energy Materials and Solar Cells*, 62(1-2), 97–108.
- W. Meyer, H. N. (1937). A Model of Meyer-Neldel Rule. *Z. Tech. Phys*, 12(1), 588.
- Wang, A. ve Lucovsky, G. (1990). Intrinsic microcrystalline silicon deposited by remote PECVD: a new thin-film photovoltaic material. *IEEE Conference on Photovoltaic Specialists* (ss. 1614–1618). IEEE.
- Wronski, C. R., Abeles, B., Tiedje, T. ve Cody, G. D. (1982). Recombination centers in phosphorous doped hydrogenated amorphous silicon. *Solid State*

Communications, 44(10), 1423–1426.

- Wronski, C. R. ve Collins, R. W. (2004). Phase engineering of a-Si:H solar cells for optimized performance. *Solar Energy*, 77(6), 877–885.
- Wronski, C. R., Pearce, J. M., Deng, J., Vlahos, V. ve Collins, R. W. (2004). Intrinsic and light induced gap states in a-Si:H materials and solar cells effects of microstructure. *Thin Solid Films*, 451-452, 470–475.
- Wronski, C. R., Von Roedern, B. ve Kołodziej, A. (2008). Thin-film Si:H-based solar cells. *Vacuum*, 82(10), 1145–1150.
- Wyrsh, N., Finger, F., McMahon, T. J. ve Vanecek, M. (1991). How to reach more precise interpretation of subgap absorption spectra in terms of deep defect density in a-Si:H. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 137-138, 347–350.
- Xiao, L., Astakhov, O., Finger, F. ve Stutzmann, M. (2012). Determination of the defect density in thin film amorphous and microcrystalline silicon from ESR measurements: The influence of the sample preparation procedure. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 358(17), 2078–2081.
- Yılmaz, G. (2009). *Mikro Kristal Silisyum İnce Film Malzemelerdeki Kararsızlık Probleminin Fotoiletkenlik Yöntemi ile İncelenmesi*. (Yüksek Lisans) Muğla Üniversitesi, Muğla, 107s
- Yılmaz, G., Cansever, H., Sagban, H. M., Günes, M., Smirnov, V., Finger, F. ve Brüggemann, R. (2014). Reversible and irreversible effects after oxygen exposure in thick (>1 µm) silicon films deposited by VHF-PECVD on glass substrates investigated by dual beam photoconductivity 1. *Canadian Journal of Physics*, 92(7/8), 778–782.
- Yılmaz, G., Turan, E., Günes, M., Smirnov, V., Finger, F. ve Brüggemann, R. (2010). Instability effects in hydrogenated microcrystalline silicon thin films. *Physica Status Solidi (C)*, 703(3).

EKLER

EK A. İki Demetli Fotoiletkenlik Ölçüm Programı

!program:DBP_Time constant dependent steps

!Author:Gokhan

!Build İkinci Lock in Amplifier 07.01.2010

!Build Average hesaplama 26.01.2010

!build:01.02.2010

!Change:02.04.2010

!Changed: 24.12.2010

OPTION BASE 1

DIM Idn\$(80)

DIM M(200)

DIM L(200)

REAL Sens(26)

REAL Tc(19)

REAL Flux(200)

REAL Trans(200)

REAL Dbpval(200)

!Data for Voltage Sensitivity

DATA 2E-9,5E-9,10E-9,20E-9,50E-9,100E-9,200E-9,500E-9,1E-6,2E-6,5E-6,10E-6,20E-6,50E-6,100E-6,200E-6,500E-6,1E-3,2E-3,5E-3,10E-3,20E-3,50E-3,100E-3,200E-3,500E-3,1000E-3

!Data for Time Constant

DATA 10E-6,30E-6,100E-6,300E-6,1E-3,3E-3,10E-3,30E-3,100E-3,300E-3,1,3,10,30,100,300,1E3,3E3,10E3,30E3

READ Sens(*)

READ Tc(*)

ASSIGN @Gokhan TO 702

OUTPUT @Gokhan;"outx1"

ASSIGN @Lia1 TO 703

OUTPUT @Lia1;"outx1"

ASSIGN @Mc TO 704

ASSIGN @Dbp TO 705

OUTPUT @Dbp;"outx1"

CLEAR @Lia1

CLEAR @Gokhan

CLEAR @Dbp

OUTPUT @Lia1;"*CLS"

OUTPUT @Gokhan;"*CLS"

OUTPUT @Dbp;"*CLS"

!DISP "asking for idn"

OUTPUT @Lia1;"*IDN?"

ENTER @Lia1;Idn\$

PRINT "Response from Instrument: ";Idn\$

!PRINT LEN(Idn\$)

!DISP " ask for second idn2"

OUTPUT @Gokhan;"*IDN?"

ENTER @Gokhan;Idn\$

PRINT "Response from Instrument: ";Idn\$

!DISP "asking for idn4"

```

OUTPUT @Dbp;"*IDN?"
ENTER @Dbp;Idn$
PRINT "Response from Instrument:";Idn$

!DISP "asking for idn5"
OUTPUT @Mc;"INFO?"
ENTER @Mc;Idn6$
PRINT "Response from InstrumentMc:";Idn6$
OUTPUT @Mc;"wave?"
ENTER @Mc;W$
OUTPUT @Mc;"grat?"
ENTER @Mc;G$
OUTPUT @Mc;"filter?"
ENTER @Mc;F$
PRINT "Response from Instrument Mc:";W$,F$,G$

```

```

!Input values
Datum$=DATE$(TIMEDATE)
INPUT "Sample Code:",Sample$
INPUT "Filmtyp:",Film$
INPUT "Datfilee:",Dat_file$
INPUT "Start Energy/eV:",Start_energy
INPUT "End of Energy/eV:",End_energy
INPUT "Energy Steps/eV:",Energy_steps
INPUT "Current dc:",Current_dc
INPUT "Amplifier minus:",Amplifier
Num_of_meas=10
GOSUB Create_dat_file
OUTPUT @Mc;"wave?"
ENTER @Mc;W$
Energy=Start_energy+Energy_steps
DISP "Initialization of the instruments....."
!Starting conditions

```

```

Wave=1234/Energy
GOSUB Monochromator
DISP "For Continue press 'Continue'or F2"
PAUSE
CLEAR SCREEN
DISP ""

!Reading sensitivitis
OUTPUT @Lia1;"SENS?"
ENTER @Lia1;Range_flux
OUTPUT @Gokhan;"SENS?"
ENTER @Gokhan;Range_trans
OUTPUT @Dbp;"SENS?"
ENTER @Dbp;Range_dbpval
Time_const=10
First_flag=1                !First measurement
DISP "Taking first measurement.....!"
!*****
REPEAT
Energy=Energy-Energy_steps
Wave=1234/Energy
    !PRINT "Value of wave and Energy:";Wave,Energy
GOSUB Monochromator
FOR I=1 TO Num_of_meas
OUTPUT @Lia1;"OUTP?3"
ENTER @Lia1;Value1$
OUTPUT @Gokhan;"OUTP?3"
ENTER @Gokhan;Value2$
OUTPUT @Dbp;"OUTP?3"
ENTER @Dbp;Value3$
Flux(I)=VAL(UPC$(Value1$))
    !PRINT "I,Flux(I)";I,Flux(I)
Trans(I)=VAL(UPC$(Value2$))

```

```

        !PRINT "J,Trans(J)";I,Trans(I)
Dbpval(I)=VAL(UPC$(Value3$))
        !PRINT "N,Dbpval(N)";I,Dbpval(I)
WAIT Time_const/5
NEXT I
FOR K=1 TO 10
OUTPUT @Lia1;"OUTP?4"
ENTER @Lia1;Value4$
OUTPUT @Gokhan;"OUTP?4"
ENTER @Gokhan;Value5$
OUTPUT @Dbp;"OUTP?4"
ENTER @Dbp;Value6$
Flux_ph(K)=VAL(Value4$)
        !PRINT "I,Flux(I)";I,Flux(I)
Trans_ph(K)=VAL(Value5$)
        !PRINT "J,Trans(J)";I,Trans(I)
Dbpval_ph(K)=VAL(Value6$)
        !PRINT "N,Dbpval(N)";I,Dbpval(I)
NEXT K
Avg_flux=SUM(Flux)/Num_of_meas
Sdd_flux=FNSdd(Flux(*),Avg_flux,Num_of_meas)
Avg_flux_ph=SUM(Flux_ph)/10
        !PRINT Sdd_flux

Avg_trans=SUM(Trans)/Num_of_meas
Sdd_trans=FNSdd(Trans(*),Avg_trans,Num_of_meas)
Avg_trans_ph=SUM(Trans_ph)/10
        !PRINT Sdd_trans

Avg_dbpval=SUM(Dbpval)/Num_of_meas
Sdd_dbpval=FNSdd(Dbpval(*),Avg_dbpval,Num_of_meas)
Avg_dbpval_ph=SUM(Dbpval_ph)/10
        !PRINT Sdd_dbpval

```



```

WAIT Time_const*9
RETURN
!XXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXX
Sensitivity:  !
Comp_r=2*Avg_flux
    !PRINT "Vergleichswert R:";Comp_r
    ! Search nearest greater or lesser sensitivity

N=0
REPEAT
N=N+1
UNTIL Comp_r<Sens(N) OR N=26
    !PRINT Sens(N),N
IF Sens(N)<>Range_flux THEN
OUTPUT @Lia1;"SENS"&VAL$(N-1)
END IF

Comp_r=2*Avg_trans
    !PRINT "Vergleichswert R:";Comp_r
    ! Search nearest greater or lesser sensitivity
N=0
REPEAT
N=N+1
UNTIL Comp_r<Sens(N) OR N=26
    !PRINT Sens(N),N
IF Sens(N)<>Range_trans THEN
OUTPUT @Gokhan;"SENS"&VAL$(N-1)
END IF

Comp_r=2*Avg_dbpval
    !PRINT "Vergleichswert R:";Comp_r
    ! Search nearest greater or lesser sensitivity
N=0
REPEAT

```



```

END IF

S=S+1
IF S=20 THEN
PRINT "Energy      Avg_flux      Avg_trans      Avg_dbpval      I_ratio
Avg_dbpval_ph  "
S=0
END IF

Dat_image1:                                     IMAGE
1D.3D,4X,S1D.3DE,4X,S1D.3DE,4X,S1D.3DE,4X,S1D.3DE,4X,S1D.3DE
PRINT                                           USING
Dat_image1;Energy,Avg_flux,Avg_trans,Avg_dbpval,I_ratio,Avg_dbpval_ph
RETURN
!XXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXX
Create_dat_file:!
! KEY LABELS OFF
!Create an ASCII data File, Data will begin in line 23
DISP "Data file created....."
Dat_file$=Dat_file$&".dat"
!PRINT Dat_file$
CREATE "c:\DBP\"&Dat_file$,424
ASSIGN @Datasci TO "c:\DBP\"&Dat_file$;FORMAT ON
DISP ""
!Save ASCII File Data
OUTPUT @Datasci;Datum$
OUTPUT @Datasci;Sample$
OUTPUT @Datasci;Film$
OUTPUT
@Datasci;"Energy,Avg_flux,Sdd_flux,Avg_flux_ph,Avg_trans,Sdd_trans,Avg_trans
_ph,Avg_dbpval,Sdd_dbpval,Avg_dbpval_ph,I_ratio"
RETURN
END:!
!XXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXX

```

```
Write_data:!  
OUTPUT  
@Datasci;Energy,Avg_flux,Sdd_flux,Avg_flux_ph,Avg_trans,Sdd_trans,Avg_trans_  
ph,Avg_dbpval,Sdd_dbpval,Avg_dbpval_ph,I_ratio  
RETURN  
!xxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxx  
Finish_meas:!  
ASSIGN @Datasci TO *  
PRINT "Measuring finished!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!"  
END  
!xxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxx
```

EK B . I-V Ölçüm Programı

!Electrometer Measurements Program

!Author:Gokhan

!Build:21.02.2012

!Modified: 05-06-2012

OPTION BASE 0

DIM Idn\$(80)

!INTEGER T

!INTEGER L

!INTEGER D

!INTEGER V

!INTEGER N

!INTEGER Z

REAL K(200)

REAL T(200)

REAL L(200)

REAL D(200)

REAL V(200)

REAL N(200)

REAL Z(200)

ASSIGN @Agilent TO 707

ASSIGN @Keithley TO 714

OUTPUT @Keithley;"*IDN?"

ENTER @Keithley;Idn\$

PRINT "Response from Instrument: ";Idn\$

OUTPUT @Agilent;"*IDN?"

ENTER @Agilent;Idn\$

PRINT "Response from Instrument: ";Idn\$

OUTPUT @Keithley;"*RST"

OUTPUT @Keithley;"FUNCTION 'CURRENT'"

OUTPUT @Keithley;"CURRENT:RANG:AUTO ON"

OUTPUT @Keithley;"SYSTEM:ZCH ON"

OUTPUT @Keithley;"SYSTEM:ZCOR ON"

OUTPUT @Keithley;"SYSTEM:ZCH OFF"

OUTPUT @Agilent;"*RST"

OUTPUT @Agilent;"Output off"

OUTPUT @Agilent;"Current 0.1"

OUTPUT @Agilent;"Output on"

OUTPUT @Agilent;"INST:SEL OUT1"

OUTPUT @Agilent;"INST:SEL OUT2"

```

Datum$=DATE$(TIMEDATE)
INPUT "Sample Code:",Sample$
INPUT "Filmtype:",Film$
INPUT "Datfilee:",Dat_file$
INPUT "Thichkness:",Thickness$
INPUT "Elec_distance:",Elec_distance$
INPUT "Elec_length:",Elec_length$

```

```

T(200)=VAL(Thickness$)
D(200)=VAL(Elec_distance$)
L(200)=VAL(Elec_length$)

```

```

OUTPUT @Agilent;"*RST"
OUTPUT @Agilent;"Output off"
OUTPUT @Agilent;"Current 0.1"
OUTPUT @Agilent;"Output on"
OUTPUT @Agilent;"INST:SEL OUT1"

```

```

!XXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXX
GOSUB Create_dat_file

```

```

Voltage_arran:!
V(200)=.1
Zero_one_level:!
OUTPUT @Agilent;"VOLT "&VAL$(V(200))
WAIT 10
GOSUB Measurements
GOSUB Write_data
GOSUB Output_screen
V(200)=V(200)+.1
IF V(200)>1 THEN
GOTO One_level
ELSE
GOTO Zero_one_level
END IF

```

```

One_level:!
V(200)=2
One_level2:!
OUTPUT @Agilent;"VOLT "&VAL$(V(200))
WAIT 10
GOSUB Measurements
GOSUB Write_data
GOSUB Output_screen
V(200)=V(200)+1
IF V(200)>10 THEN

```



```
GOTO Ten_level
ELSE
GOTO One_level2
END IF
```

```
Ten_level:!
V(200)=20
Ten_level2:!
OUTPUT @Agilent;"VOLT "&VAL$(V(200))
WAIT 10
GOSUB Measurements
GOSUB Write_data
GOSUB Output_screen
V(200)=V(200)+10
IF V(200)>60 THEN
GOTO Bigger_then_60
ELSE
GOTO Ten_level2
END IF
```

```
Bigger_then_60:!
OUTPUT @Agilent;"VOLT 60"
Bigger_then_602:!
K(200)=V(200)-60
OUTPUT @Agilent;"INST:SEL OUT2"
OUTPUT @Agilent;"VOLT "&VAL$(K(200))
WAIT 10
GOSUB Measurements
GOSUB Write_data
GOSUB Output_screen
V(200)=V(200)+10
IF V(200)>120 THEN
GOTO Finish_meas
ELSE
GOTO Bigger_then_602
END IF
```

```
!XXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXX
```

```
Measurements:!
! REPEAT
OUTPUT @Keithley;"SYSTem:ZCH OFF"
OUTPUT @Keithley;"READ?"
ENTER @Keithley;A$
N(200)=VAL(A$)
Z(200)=((N(200)*D(200))/(V(200)*T(200)*L(200)))
RETURN
```

```

!XXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXX
Output_screen:!
DISP ""
IF First_flag THEN
PRINT "Dats from sample:";Sample$
PRINT
PRINT "   Voltage      Current      Sigma      "
S=1
END IF
S=S+1
IF S=5 THEN
PRINT "   Voltage      Current      Sigma      "
S=0
END IF
Dat_image1:                                     IMAGE
S10D.3D,10X,S1D.3DE,10X,S1D.3DE,10X,S1D.3DE,10X,S1D.3DE,10X,S1D.3DE
PRINT USING Dat_image1;V(200),N(200),Z(200)
RETURN

!XXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXX
Create_dat_file:!
! KEY LABELS OFF
! Creating the data file as ASCII file , data start at row 23

DISP " Creating the data file....."
Dat_file$=Dat_file$&".dat"
!PRINT Dat_file$
CREATE "c:\Voltage Control\"&Dat_file$,424
ASSIGN @Datasci TO "c:\Voltage Control\"&Dat_file$;FORMAT ON
DISP ""
! Save log data in ASCII file

OUTPUT @Datasci;Datum$
OUTPUT @Datasci;Sample$
OUTPUT @Datasci;Film$
OUTPUT @Datasci;Thickness$
OUTPUT @Datasci;Elec_distance$
OUTPUT @Datasci;Elec_length$
OUTPUT @Datasci;"   Voltage      Current      Sigma      "
RETURN
Ende:!

!XXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXX

Write_data:!
OUTPUT @Datasci;V(200),N(200),Z(200)

```

RETURN

```
!XXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXX  
Finish_meas:!  
ASSIGN @Datasc1 TO *  
PRINT "Measuring finished!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!"  
END
```

EK C. Zamana Bağlı Karanlık Akım Ölçüm Programı

```
!Electrometer Measurements Program
!Author:Gokhan
!Build:21.02.2012
OPTION BASE 0
DIM Idn$(80)
REAL K(200)
REAL N(200)
REAL T(200)
REAL D(200)
REAL L(200)
INTEGER V
INTEGER M
REAL Z(200)
INTEGER Time
REAL Temp(200)
ASSIGN @Keithley TO 714
ASSIGN @Lakeshore TO 717
ASSIGN @Agilent TO 707
OUTPUT @Keithley;"*IDN?"
ENTER @Keithley;Idn$
PRINT "Response from Instrument: ";Idn$
OUTPUT @Lakeshore;"*IDN?"
ENTER @Lakeshore;Idn$
PRINT "Response from Instrument: ";Idn$
OUTPUT @Agilent;"*IDN?"
ENTER @Agilent;Idn$
PRINT "Response from Instrument: ";Idn$

Datum$=DATE$(TIMEDATE)
INPUT "Sample Code:",Sample$
INPUT "Filmtype:",Film$
INPUT "Datfilee:",Dat_file$
INPUT "Thickkness:",Thickkness$
INPUT "Elec_distance:",Elec_distance$
INPUT "Elec_length:",Elec_length$
INPUT "App_Voltage:",App_voltage$
INPUT "Time:",Time$
INPUT "Set Temp (K):",Set_temp$
T(200)=VAL(Thickkness$)
D(200)=VAL(Elec_distance$)
L(200)=VAL(Elec_length$)
V=VAL(App_voltage$)
Time=VAL(Time$)
M=VAL(Set_temp$)
```

```

OUTPUT @Keithley;"*RST"
OUTPUT @Keithley;"FUNCTION 'CURRENT'"
WAIT 1
OUTPUT @Keithley;"CURRENT:RANG:AUTO ON"
WAIT 1
OUTPUT @Keithley;"SYSTEM:ZCH ON"
WAIT 1
OUTPUT @Keithley;"SYSTEM:ZCOR ON"
WAIT 1
OUTPUT @Keithley;"SYSTEM:ZCH OFF"
WAIT 1
OUTPUT @Keithley;"SYSTEM:ZCH ON"
OUTPUT @Lakeshore;"RAMP 1,1,3.0"
OUTPUT @Lakeshore;"RANGE 3"
OUTPUT @Lakeshore;"SETP 1,"&VAL$(M)
WAIT 20

```

```

OUTPUT @Agilent;"*RST"
OUTPUT @Agilent;"Output off"
OUTPUT @Agilent;"Current 0.1"
!INPUT "Start Temperature:",Start_temp
!INPUT "End of Temperature:",End_temp
!INPUT "Temperature Steps/eV:",Temp_steps
!XXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXX
GOSUB Create_dat_file
I=1
If_clouse:!
IF I>2 THEN
GOTO Finish_meas
ELSE
IF V>60 THEN
OUTPUT @Agilent;"*RST"
OUTPUT @Agilent;"Output off"
OUTPUT @Agilent;"Current 0.1"
OUTPUT @Agilent;"Output on"
OUTPUT @Agilent;"INST:SEL OUT1"
OUTPUT @Agilent;"VOLT 60"
K(200)=V-60
OUTPUT @Agilent;"INST:SEL OUT2"
OUTPUT @Agilent;"VOLT "&VAL$(K(200))
ELSE
OUTPUT @Agilent;"*RST"
OUTPUT @Agilent;"Output off"
OUTPUT @Agilent;"Current 0.1"
OUTPUT @Agilent;"Output on"
OUTPUT @Agilent;"VOLT "&VAL$(V)
END IF

```


EK D. Sıcaklığa Bağlı Karanlık Akım Ölçüm Programı

```
!Electrometer Measurements Program
!Author:Gokhan
!Build:29.03.2012
OPTION BASE 1
DIM Idn$(80)
INTEGER E
INTEGER W
INTEGER B
INTEGER Time
REAL G(200)
REAL O
REAL P
REAL M(200)
REAL K(200)
REAL H(200)
REAL N(200)
REAL Pt(200)
!REAL TempI(200)
REAL Temp(200)
REAL D(200)
REAL L(200)
REAL V(200)
REAL Z(200)
REAL C(200)
REAL T(200)
REAL A(200)
ASSIGN @Keithley TO 714
ASSIGN @Lakeshore TO 717
ASSIGN @Agilent TO 707
OUTPUT @Keithley;"*IDN?"
ENTER @Keithley;Idn$
PRINT "Response from Instrument: ";Idn$
OUTPUT @Lakeshore;"*IDN?"
ENTER @Lakeshore;Idn$
PRINT "Response from Instrument: ";Idn$
OUTPUT @Agilent;"*IDN?"
ENTER @Agilent;Idn$
PRINT "Response from Instrument: ";Idn$
Datum$=DATE$(TIMEDATE)
INPUT "Sample Code: ",Sample$
INPUT "Filmtyp: ",Film$
INPUT "Datfilee: ",Dat_file$
INPUT "Thickness: ",Thickness$
INPUT "Elec_distance: ",Elec_distance$
```



```

INPUT "Elec_length:",Elec_length$
INPUT "App_Voltage:",App_voltage$
INPUT "Start Temperature:",Start_temp$
INPUT "End Of Temperature:",End_temp$
INPUT "Temperature Ramp K/min:",Temp_ramp$
INPUT "Annealing time in secOnd:",Ann_time$
INPUT "Measurement Steps",Meas_step$
INPUT "Time:",Time$

```

```

T(200)=VAL(Thickness$)
D(200)=VAL(Elec_distance$)
L(200)=VAL(Elec_length$)
V(200)=VAL(App_voltage$)

```

```

Time=VAL(Time$)
G(200)=VAL(Meas_step$)
M(200)=VAL(Start_temp$)
B=VAL(End_temp$)
E=VAL(Temp_ramp$)
W=VAL(Ann_time$)

```

```

OUTPUT @Keithley;"*RST"
OUTPUT @Keithley;"FUNctiOn 'CURRent'"
OUTPUT @Keithley;"CURRent:RANG:AUTO ON"
OUTPUT @Keithley;"SYSTem:ZCH ON"
OUTPUT @Keithley;"SYSTem:ZCOR ON"
OUTPUT @Keithley;"SYSTem:ZCH OFF"

```

```

OUTPUT @Lakeshore;"CMODE 1,4"
OUTPUT @Lakeshore;"KRDG?A"
ENTER @Lakeshore;P$
PRINT "Temperature:";P$
OUTPUT @Lakeshore;"RANGE 3"
OUTPUT @Lakeshore;"RAMP 1,1,"&VAL$(E)

```

```

IF V(200)>60 THEN
OUTPUT @Agilent;"*RST"
OUTPUT @Agilent;"Output Off"
OUTPUT @Agilent;"Current 0.1"
OUTPUT @Agilent;"Output On"
OUTPUT @Agilent;"INST:SEL OUT1"
OUTPUT @Agilent;"VOLT 60"
H(200)=V(200)-60
OUTPUT @Agilent;"INST:SEL OUT2"
OUTPUT @Agilent;"VOLT "&VAL$(H(200))
ELSE
OUTPUT @Agilent;"*RST"

```

```

OUTPUT @Agilent;"Output Off"
OUTPUT @Agilent;"Current 0.1"
OUTPUT @Agilent;"Output On"
OUTPUT @Agilent;"VOLT "&VAL$(V(200))
END IF

```

```

OUTPUT @Keithley;"READ?"
ENTER @Keithley;A$
K(200)=VAL(A$)
PRINT "Current value:";K(200)
Z(200)=((K(200)*D(200))/(V(200)*T(200)*L(200)))
PRINT "Sigma Dark value:";Z(200)

```

```
GOSUB Create_dat_file
```

```
!XXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXX
```

```

Artis:!
M(200)=M(200)+G(200)
OUTPUT @Lakeshore;"SETP 1,"&VAL$(M(200))
WAIT 300
Tekrar:!
OUTPUT @Lakeshore;"KRDG?A"
ENTER @Lakeshore;P$
Temp(200)=VAL(P$)
IF Temp(200)=M(200) THEN
GOTO Measurements
ELSE
GOTO Tekrar
END IF

```

```
!XXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXX
```

```
Measurements:!
```

```

IF V(200)>60 THEN
OUTPUT @Agilent;"*RST"
OUTPUT @Agilent;"Output Off"
OUTPUT @Agilent;"Current 0.1"
OUTPUT @Agilent;"Output On"
OUTPUT @Agilent;"INST:SEL OUT1"
OUTPUT @Agilent;"VOLT 60"
H(200)=V(200)-60
OUTPUT @Agilent;"INST:SEL OUT2"
OUTPUT @Agilent;"VOLT "&VAL$(H(200))
ELSE
OUTPUT @Agilent;"*RST"
OUTPUT @Agilent;"Output Off"
OUTPUT @Agilent;"Current 0.1"

```

```
OUTPUT @Agilent;"Output On"  
OUTPUT @Agilent;"VOLT "&VAL$(V(200))  
END IF
```

```
OUTPUT @Lakeshore;"KRDG?A"  
ENTER @Lakeshore;P$  
Temp(200)=VAL(P$)  
! PRINT "Temp value:";Temp(200)
```

```
OUTPUT @Lakeshore;"KRDG?B"  
ENTER @Lakeshore;O$  
Pt(200)=VAL(O$)  
! PRINT "Temp value:";Pt(200)
```

```
OUTPUT @Keithley;"READ?"  
ENTER @Keithley;A$  
K(200)=VAL(A$)  
Z(200)=((K(200)*D(200))/(V(200)*T(200)*L(200)))
```

```
GOSUB Write_data  
GOSUB Output_screen  
OUTPUT @Lakeshore;"KRDG?A"  
ENTER @Lakeshore;P$  
Temp(200)=VAL(P$)  
! PRINT "Temp value:";Temp(200)  
OUTPUT @Lakeshore;"KRDG?B"  
ENTER @Lakeshore;O$  
Pt(200)=VAL(O$)  
! PRINT "Temp value:";Pt(200)
```

```
IF Temp(200)>B THEN  
PRINT "Annealing Start"  
PRINT TIME$(TIMEDATE)  
Ann_start$=TIME$(TIMEDATE)  
WAIT W  
PRINT "Annealing Finish"  
PRINT TIME$(TIMEDATE)  
Ann_finish$=TIME$(TIMEDATE)  
GOTO Measurements2  
ELSE  
GOTO Artis  
END IF
```

```
!XXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXX  
Measurements2:!
```

```
IF V(200)>60 THEN
```

```

OUTPUT @Agilent;"*RST"
OUTPUT @Agilent;"Output Off"
OUTPUT @Agilent;"Current 0.1"
OUTPUT @Agilent;"Output On"
OUTPUT @Agilent;"INST:SEL OUT1"
OUTPUT @Agilent;"VOLT 60"
H(200)=V(200)-60
OUTPUT @Agilent;"INST:SEL OUT2"
OUTPUT @Agilent;"VOLT "&VAL$(H(200))
ELSE
OUTPUT @Agilent;"*RST"
OUTPUT @Agilent;"Output Off"
OUTPUT @Agilent;"Current 0.1"
OUTPUT @Agilent;"Output On"
OUTPUT @Agilent;"VOLT "&VAL$(V(200))
END IF

```

```

OUTPUT @Lakeshore;"KRDG?A"
ENTER @Lakeshore;P$
Temp(200)=VAL(P$)

```

```

OUTPUT @Lakeshore;"KRDG?B"
ENTER @Lakeshore;O$
Pt(200)=VAL(O$)

```

```

OUTPUT @Keithley;"READ?"
ENTER @Keithley;A$
K(200)=VAL(A$)
Z(200)=((K(200)*D(200))/(V(200)*T(200)*L(200)))

```

```

GOSUB Write_data
GOSUB Output_screen
Azalis:!
M(200)=M(200)-G(200)
OUTPUT @Lakeshore;"SETP 1,"&VAL$(M(200))
WAIT 300
Tekrar2:!
OUTPUT @Lakeshore;"KRDG?A"
ENTER @Lakeshore;P$
Temp(200)=VAL(P$)

OUTPUT @Lakeshore;"KRDG?B"
ENTER @Lakeshore;O$
Pt(200)=VAL(O$)

IF Temp(200)=M(200) THEN

```

GOTO Measurements22

ELSE

GOTO Tekrar2

END IF

!XX

Measurements22:!

IF V(200)>60 THEN

OUTPUT @Agilent;"*RST"

OUTPUT @Agilent;"Output Off"

OUTPUT @Agilent;"Current 0.1"

OUTPUT @Agilent;"Output On"

OUTPUT @Agilent;"INST:SEL OUT1"

OUTPUT @Agilent;"VOLT 60"

H(200)=V(200)-60

OUTPUT @Agilent;"INST:SEL OUT2"

OUTPUT @Agilent;"VOLT "&VAL\$(H(200))

ELSE

OUTPUT @Agilent;"*RST"

OUTPUT @Agilent;"Output Off"

OUTPUT @Agilent;"Current 0.1"

OUTPUT @Agilent;"Output On"

OUTPUT @Agilent;"VOLT "&VAL\$(V(200))

END IF

OUTPUT @Lakeshore;"KRDG?A"

ENTER @Lakeshore;P\$

Temp(200)=VAL(P\$)

OUTPUT @Lakeshore;"KRDG?B"

ENTER @Lakeshore;O\$

Pt(200)=VAL(O\$)

OUTPUT @Keithley;"READ?"

ENTER @Keithley;A\$

K(200)=VAL(A\$)

Z(200)=((K(200)*D(200))/(V(200)*T(200)*L(200)))

GOSUB Write_data

GOSUB Output_screen

OUTPUT @Lakeshore;"KRDG?A"

ENTER @Lakeshore;P\$

Temp(200)=VAL(P\$)

OUTPUT @Lakeshore;"KRDG?B"

ENTER @Lakeshore;O\$

Pt(200)=VAL(O\$)

```

IF Temp(200)<305 THEN
  GOTO Finish_meas
ELSE
  GOTO Azalis
END IF

!XXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXX
Output_screen:!
DISP ""
IF First_flag THEN
PRINT "Dats frOm sample:";Sample$
PRINT
PRINT "      Si_Temp      Pt_Temp      Current      Sigma      Voltaj
"
S=1
END IF

S=S+1
IF S=20 THEN
PRINT "      Si_Temp      Pt_Temp      Current      Sigma      Voltaj
"
S=0
END IF

Dat_image1:                                     IMAGE
S10D.3D,10X,S3D.3DE,10X,S1D.3DE,10X,S1D.3DE,10X,S1D.3DE,10X,S1D.3DE
,10X,S2D.3DE
PRINT USING Dat_image1;Temp(200),Pt(200),K(200),Z(200),V(200)

RETURN

!XXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXXX
Create_dat_file:!
! KEY LABELS OFF
!Anlegen des Datenfiles als ASCII-File, Daten beginnen bei Zeile 23
DISP "Datenfile anlegen....."
Dat_file$=Dat_file$&".dat"
!PRINT Dat_filea$
CREATE "c:\Annealing\"&Dat_file$,424
ASSIGN @Datasci TO "c:\Annealing\"&Dat_file$;FORMAT ON
DISP ""
!Speichere PrOtOkOlldaten in ASCII-File
OUTPUT @Datasci;Datum$
OUTPUT @Datasci;Ann_start$
OUTPUT @Datasci;Ann_finish$
OUTPUT @Datasci;Sample$
OUTPUT @Datasci;Film$

```

```

OUTPUT @Datasci;Thickness$
OUTPUT @Datasci;Elec_distance$
OUTPUT @Datasci;Elec_length$
OUTPUT @Datasci;App_voltage$
OUTPUT @Datasci;Start_temp$
OUTPUT @Datasci;End_temp$
OUTPUT @Datasci;Temp_steps$
OUTPUT @Datasci;Ann_time$
OUTPUT @Datasci;"    Si_Temp    PT_Temp    Current    Sigma    Voltaj
"
RETURN
Ende:!

!xxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxx
Write_data:!
OUTPUT @Datasci;Temp(200),Pt(200),K(200),Z(200),V(200)
RETURN
!xxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxx
Finish_meas:!
ASSIGN @Datasci TO *
PRINT "Measuring finished!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!!"

!xxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxx
!ElectrOmeter Measurements PrOgram
!AuthOr:GOkhan
!Build:21.02.2012

OUTPUT @Keithley;"*RST"
OUTPUT @Keithley;"FUNctiOn 'CURRent'"
WAIT 1
OUTPUT @Keithley;"CURRent:RANG:AUTO ON"
WAIT 1
OUTPUT @Keithley;"SYSTem:ZCH ON"
WAIT 1
OUTPUT @Keithley;"SYSTem:ZCOR ON"
WAIT 1
OUTPUT @Keithley;"SYSTem:ZCH OFF"
WAIT 1
OUTPUT @Keithley;"SYSTem:ZCH ON"
OUTPUT @Lakeshore;"RAMP 1,1,3.0"
OUTPUT @Lakeshore;"RANGE 2"
OUTPUT @Lakeshore;"SETP 1, 300.00"
WAIT 20
OUTPUT @Agilent;"*RST"
OUTPUT @Agilent;"Output Off"
OUTPUT @Agilent;"Current 0.1"
!INPUT "Start Temperature:",Start_temp

```

```

!INPUT "End Of Temperature:",End_temp
!INPUT "Temperature Steps/eV:",Temp_steps

!xxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxx
GOSUB Create_dat_fil2
I=1
If_clouse:!
IF I>2 THEN
GOTO Finish_meas
ELSE
  IF V(200)>60 THEN
    OUTPUT @Agilent;"*RST"
    OUTPUT @Agilent;"Output Off"
    OUTPUT @Agilent;"Current 0.1"
    OUTPUT @Agilent;"Output On"
    OUTPUT @Agilent;"INST:SEL OUT1"
    OUTPUT @Agilent;"VOLT 60"
    K(200)=V(200)-60
    OUTPUT @Agilent;"INST:SEL OUT2"
    OUTPUT @Agilent;"VOLT "&VAL$(K(200))
  ELSE
    OUTPUT @Agilent;"*RST"
    OUTPUT @Agilent;"Output Off"
    OUTPUT @Agilent;"Current 0.1"
    OUTPUT @Agilent;"Output On"
    OUTPUT @Agilent;"VOLT "&VAL$(V(200))
  END IF

OUTPUT @Keithley;"SYSTem:ZCH OFF"
WAIT 15
OUTPUT @Keithley;"READ?"
ENTER @Keithley;A$
OUTPUT @Keithley;"SYSTem:ZCH ON"
K(200)=VAL(A$)
Z(200)=((K(200)*D(200))/(V(200)*T(200)*L(200)))
!OUTPUT @Agilent;"Output Off"
  OUTPUT @Lakeshore;"KRDG?A"
  ENTER @Lakeshore;P$
  Temp(200)=VAL(P$)
  OUTPUT @Lakeshore;"KRDG?B"
  ENTER @Lakeshore;O$
  Pt(200)=VAL(O$)

GOSUB Write_data2
GOSUB Output_screen2
WAIT 345
Time=Time+5

```



```

GOTO If_clouse
END IF
!xxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxx
GOTO Finish_meas2
!xxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxx
  Output_screen2:!
DISP ""
IF First_flag THEN
PRINT "Datas frOm sample: ";Sample$
PRINT
PRINT "Time          Si_Temp      Pt_Temp          Current          Sigma
Voltage  "
S=1
END IF

S=S+1
IF S=5 THEN
PRINT "Time          Si_Temp      Pt_Temp          Current          Sigma
Voltage  "
S=0
END IF

  Dat_image2:                                     IMAGE
S10D.3D,10X,S3D.3DE,10X,S3D.3DE,10X,S1D.3DE,10X,S1D.3DE,10X,S1D.3DE
,10X,S2D.3DE
PRINT USING Dat_image1;Time,Temp(200),Pt(200),K(200),Z(200),V(200)
RETURN

!xxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxxx
  Create_dat_fil2:!
  ! KEY LABELS OFF
  !Anlegen des Datenfiles als ASCII-File, Daten beginnen bei Zeile 23
DISP "Datenfile anlegen....."
Dat_file$=Dat_file$&".dat"
  !PRINT Dat_filea$
CREATE "c:\Keithley Time dependent\"&Dat_file$,424
ASSIGN @Datasci TO "c:\Keithley Time dependent\"&Dat_file$;FORMAT ON
DISP ""
  !Speichere PrOtOkOlldaten in ASCII-File
OUTPUT @Datasci;Datum$
OUTPUT @Datasci;Sample$
OUTPUT @Datasci;Film$
OUTPUT @Datasci;Thickness$
OUTPUT @Datasci;Elec_distance$
OUTPUT @Datasci;Elec_length$
OUTPUT @Datasci;App_voltage$

```


ÖZGEÇMİŞ

Kişisel Bilgiler

Ad Soyad :Gökhan YILMAZ

Uyruk : T.C.

Doğum Yeri ve Tarihi: Adana - 06/10/1980

Medeni Hali :Evli

Telefon : 0 555 761 8288

E-posta : gokhanyilmaz@mu.edu.tr
yilmazgokhan@gmail.com

Eğitim

Alınan Derece	Aldığı Kurum/Üniversite	Mezuniyet Yılı
Lise	Mehmet Niyazi Altuğ Lisesi	1997
Lisans	İzmir Yüksek Teknoloji Enstitüsü	2006
Yüksek Lisans	Muğla Üniversitesi	2009

İş Tecrübesi

Yıl	Yer	Pozisyon/görev
2006- 2015	Muğla Sıtkı Koçman Üniversitesi	Araştırma Görevlisi

Yabancı Dil(ler)

Dil (İngilizce)	Başlangıç	Orta	İleri
Yazma			X
Konuşma			X
Anlama			X
Okuma			X
Dil (İtalyanca)	Başlangıç	Orta	İleri
Yazma	X		
Konuşma	X		
Anlama	X		
Okuma	X		
Dil (Almanca)	Başlangıç	Orta	İleri
Yazma	X		
Konuşma	X		
Anlama	X		
Okuma	X		

Bilimsel Faaliyetler

PROJE DENEYİMİ

1) Proje Başlığı: Instability Phenomena in Thin Film Silicon for Solar Cell Application

Proje Partneri: Tubitak (TURKEY) and Helmholtz Associations (Julich Research Center) (GERMANY)

Araştırmacılar: Prof. Dr. Mehmet GÜNEŞ and Dr. Friedhelm FINGER

Proje Numarası: 108T218

Projedeki Pozisyonu: Yüksek Lisans Öğrencisi, Doktora Öğrencisi

Proje Periyodu: 2008-2012

2) Proje Başlığı: İnce Film Silisyum Malzemelerin Farklı Taban Malzemeler Üzerine Yüksek Frekanslı Plazma Yardımlı Kimyasal Buhar Fazdan Büyütme Tekniği (VHF-PECVD) ile Büyütülmesi ve İki Demetli Fotoiletkenlik Yöntemi ile Optiksel Karakterizasyonu

(Muğla Sıtkı Koçman Üniversitesi B.A.P. Projesi)

Proje Numarası: 12/75

Projedeki Pozisyonu: Doktora Öğrencisi, Araştırmacı

Proje Periyodu: 2012-2013

ORGANİZASYON KOMİTESİ DENEYİMİ

1-) 21st Annual conference on liquid atomization and spray system, ILASS2007, September 10-12, 2007 (Member of Organizing Committee)

2-) Condensed matter physics conference of Balkan countries 26-28 May 2008 (Member of Organizing Committee)

3-) International conference on combustion and energy utilization ICCEU2010 May,4-8, 2010 (Member of Organizing Committee)

Yayınlar

SCI-SSCI-AHCI KAPSAMINDAKİ ULUSLARARASI MAKALELER

1-) **Gökhan Yılmaz** , Hamza Cansever , Mehmet Günes , Vladimir Smirnov , Friedhelm Finger , Rudolf Brüggemann “Reversible and Irreversible Effect of Oxygen Exposure in Thick ($>1\mu\text{m}$) Silicon Films Deposited by VHF-PECVD on Glass Substrate Investigated by Dual Beam Photoconductivity” (Can. J. Phys. **92**: 778–782 (2014) dx.doi.org/10.1139/cjp-2013-0638)

2-) Hamza Cansever , **Gökhan Yılmaz** , Mehmet Günes , Vladimir Smirnov , Friedhelm Finger , Rudolf Brüggemann “Investigation of Metastability and Instability Effects on the Minority Carrier Transport Properties of Microcrystalline Silicon Thin Films by Using the Steady State Photocarrier Grating (SSPG) Technique” (Can. J. Phys. **92**: 763–767 (2014) dx.doi.org/10.1139/cjp-2013-0629)

3-) Mehmet Günes , Hamza Cansever , **Gökhan Yılmaz** , Vladimir Smirnov ,

Friedhelm Finger , Rudolf Bruggemann “Investigation of Metastability Effects in Hydrogenated Microcrystalline Silicon Thin Films by Steady State Measurement Methods” (Can. J. Phys. **92**: 768–773 (2014) dx.doi.org/10.1139/cjp-2013-0630)

4-) Zaki M. Saleh, Gizem Nogay, Engin Ozkol, **Gökhan Yilmaz** , Mehmet Günes , Rasit Turan “Atmospheric Aging and Light-induced Degradation of Amorphous and Nanostructure Silicon Using Photoconductivity and Electron Spin Resonance” (Can. J. Phys. **92**: 713–717 (2014) dx.doi.org/10.1139/cjp-2013-0573)

5-) Mehmet Günes, Hamza Cansever, **Gökhan Yilmaz**, Vladimir Smirnov, Friedhelm Finger, Rudolf Bruggemann “Metastability effects in hydrogenated microcrystalline silicon thin films investigated by the dual beam photoconductivity method” (Journal of Non-Crystalline Solids 358 (2012) 2074–2077 doi:10.1016/j.jnoncrysol.2012.01.063)

6-) Elif Turan, **Gokhan Yilmaz**, Vladimir Smirnov, Friedhelm Finger, and Mehmet Günes “Rapid Reversible Degradation of Silicon Thin Films by a Treatment in Water” (Jpn. J. Appl. Phys. 51 (2012) DOI: 10.1143/JJAP.51.070210)

SCI-SSCI-AHCI DIŞINDAKİ ULUSLAR ARASI MAKALELER

7-) M. Güneş, E. Turan, **G. Yilmaz** “Investigation of light induced degradation in undoped hydrogenated amorphous silicon-germanium alloy thin films using temperature dependent photoconductivity” (P hys. Status Solidi C **7**, No. 3–4, 816–819 (2010) / DOI 10.1002/pssc.200982864)

8-) **G. Yilmaz**, E. Turan, M. Günes, V. Smirnov , F. Finger, and R. Bruggemann “Instability effects in hydrogenated microcrystalline silicon thin films” (Phys. Status Solidi C **7**, No. 3–4, 700–703 (2010) / DOI 10.1002/pssc.200982885)

9-) M. GÜNEŞ, E. TURAN, **G. YILMAZ** “Investigation of meta- and in-stability effect in thin film silicon materials using intensity and temperature dependence of photoconductivity” (Journal of Optoelectronics and Advanced Materials-Symposia, Vol.1,No.3, p 202-205, 2009)

ULUSLAR ARASI KONFERANSLARDA SUNULAN BİLDİRİLER

1-)“Metastability Effects After Oxygen Exposure in Thick Films Deposited by VHF-PECVD on Glass Substrates Investigated by Dual Beam Photoconductivity” **Gökhan Yilmaz**, Hamza Cansever, Mehmet Günes, Vladimir Smirnov, Friedhelm

Finger, Rudolf Brüggemann (ICANS 25 Toronto/Canada 18-23 August-2013) (Sözlü sunumu olarak kabul edildi)

2-) "Investigation of Staebler-Wronski Effect in Hydrogenated Amorphous Silicon-Germanium Alloy Thin Films Using Intensity and Temperature Dependent Photoconductivity" E.Turan, **G.Yılmaz**, M.Güneş "Solar TR (Ankara) 29-30 April 2010" (Poster sunumu olarak kabul edildi)

3-) "Instability Effects in Microcrystalline Silicon Thin Films Studied by Temperature Dependent Dark and Photoconductivity" **G.YILMAZ**, E.TURAN, M.GÜNEŞ "Solar TR (Ankara) 29-30 April 2010" (Poster sunumu olarak kabul edildi)

4-) "Instability effects in dark and photoconductivity of undoped hydrogenated microcrystalline silicon thin films for large area solar cells" **G.YILMAZ**, E.TURAN, M.GÜNES, V. SMIRNOV, F.FINGER, R. BRUEGGEMANN "EPVSEC-2009, September 21-29, 2009 Hamburg/GERMANY" (Poster sunumu olarak kabul edildi)

5-) "Staebler-Wronski effect in undoped hydrogenated amorphous silicon-germanium alloy thin films investigated by temperature dependent photoconductivity" E.TURAN, **G.YILMAZ**, M.GÜNES, F.FINGER, "EPVSEC-2009, September 21-29, 2009 Hamburg/GERMANY" (Poster sunumu olarak kabul edildi)

6-) "Microcrystalline Silicon Solar Cells For Large Area Photovoltaic Energy Production" **G.YILMAZ** "5th International Student Conference of Balkan Physical Union, ISCBPU-5, Bodrum/TURKEY 21-24 August 2007" (Sözlü sunumu olarak kabul edildi)

7-) "Short Pulse Measurements of Intrinsic Josephson Junction" **G.YILMAZ**, L.OZYUZER "Fourth International Student Conference of the Balkan Physical Union, Bodrum/TURKEY 29 August-1 September 2006" (Sözlü sunumu olarak kabul edildi)

ULUSAL KONFERANSLARDA SUNULAN BİLDİRİLER

1-) "VHF-PECVD Yöntemi ile ~1µm Kalınlığında Pürüzsüz Taban Malzeme Üzerine Üretilen Mikro-Kristal Silisyum Filmlerin Tutunma Problemi" **Gökhan YILMAZ**, Hamza CANSEVER, H.Muzaffer ŞAĞBAN, Mehmet GÜNEŞ*, Vladimir SIMIRNOV, Friedhelm FINGER (ADIM Fizik Günleri III Süleyman Demirel Üniversitesi 17-18 Nisan 2014) (Sözlü sunumu olarak kabul edildi)

2-) "Kalın ($\geq 1\mu\text{m}$) Mikro-Kristal Silisyum Malzemelerde Oksijen Gazı ile Oluşan Elektronik Değişimlerin İki Demetli Fotoiletkenlik Yöntemi ile Belirlenmesi" **Gökhan YILMAZ**, Hamza CANSEVER, H.Muzaffer ŞAĞBAN, Mehmet GÜNEŞ*, Vladimir SIMIRNOV, Friedhelm FINGER (Yoğun Madde Fiziği İzmir Toplantısı 11 Nisan 2014 İzmir Yüksek Teknoloji Enstitüsü) (Poster sunumu olarak kabul edildi)

3-)“İnce Film Silisyum Güneş Gözeleri Soğurucu Tabanalarında Oluşan Atmosferik Kaynaklı Elektronik Bozunmaların DBP Yöntemi ile Belirlenmesi” **Gökhan YILMAZ**, , Hamza CANSEVER, Mehmet GÜNES, Vladimir SMIRNOV, Friedhelm FINGER, Rudolf BRUEGGEMANN “*YMF İzmir toplantısı-İzmir Yüksek Teknoloji Enstitüsü 5-Nisan 2013*” (Sözlü sunumu olarak kabul edildi)

4-)“Farklı Ortamlarda Yaşlandırılan Mikrokristal Silisyum İnce Film Malzemelerin Optoelektronik Özelliklerinin İncelenmesi” Hamza CANSEVER, Elif TURAN DAĞKALDIRAN, **Gökhan YILMAZ**, Mehmet GÜNES, Vladimir SMIRNOV, Friedhelm FINGER, Rudolf BRUEGGEMANN “*YMF İzmir toplantısı-İzmir Yüksek Teknoloji Enstitüsü 5-Nisan 2013*” (Poster sunumu olarak kabul edildi)

5-)“Hidrojenlendirilmiş Mikrokristal Silisyum İnce Film ($\mu\text{c-Si:H}$) Malzemelerin Kararsızlık Problemlerinin Sıcaklığa Bağlı Karanlık ve Fotoiletkenlik Yöntemleri ile İncelenmesi” **G.YILMAZ**, E.TURAN, H.CANSEVER, M.GÜNES, V. SMIRNOV, F.FINGER, R. BRUEGGEMANN “*YMF İzmir toplantısı-İzmir Yüksek Teknoloji Enstitüsü 6-Nisan 2012*” (Poster sunumu olarak kabul edildi)

6-)“İnce Film Siliyum Malzemelerde Saf Su İçerisinde Hızlı Yaşlandırma İşlemi ” E.TURAN, **G.YILMAZ**, H.CANSEVER, M.GÜNES, V. SMIRNOV, F.FINGER, R. BRUEGGEMANN “*YMF İzmir toplantısı-İzmir Yüksek Teknoloji Enstitüsü 6-Nisan 2012*” (Poster sunumu olarak kabul edildi)

7-)“Mikrokristal Silisyum İnce Film Malzemelerde Kararsızlık Probleminin Düşük Enerjili Işık Spektroskopisi İle İncelenmesi” H.CANSEVER, E.TURAN, **G.YILMAZ**, M.GÜNES, V. SMIRNOV, F.FINGER, R. BRUEGGEMANN “*YMF İzmir toplantısı-İzmir Yüksek Teknoloji Enstitüsü 6-Nisan 2012*” (Poster sunumu olarak kabul edildi)

Hobiler

1. Aikido (1. DAN)
2. Okçuluk
3. Araç sürmek