

T.C.
MUĞLA ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

FİZİK ANABİLİM DALI

a-SiGe:H ALAŞIMI İNCE FİLİMLERİN FOTOİLETKENLİK YÖNTEMİ
İLE İNCELENMESİ

YÜKSEK LİSANS TEZİ

ELİF TURAN

EYLÜL 2008

MUĞLA

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

FİZİK ANABİLİM DALI

**a-SiGe:H ALAŞIMI İNCE FİLİMLERİN FOTOİLETKENLİK YÖNTEMİ
İLE İNCELENMESİ**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

ELİF TURAN

MUĞLA 2008

T.C.
MUĞLA ÜNİVERSİTESİ
Fen Bilimleri Enstitüsü

Prof. Dr. Mehmet GÜNEŞ danışmanlığında Elif TURAN tarafından hazırlanan a-SiGe:H Alaşımı İnce Filimlerin Fotoiletkenlik Yöntemi ile İncelenmesi başlıklı tez , 03/09/2008 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından Fizik Anabilim Dalı'nda yüksek lisans / doktora tezi olarak oybirliği /oyçokluğu ile kabul edilmiştir.

Başkan : Prof.Dr. Şener OKTİK
Üye : Prof.Dr. Mehmet GÜNEŞ
Üye : Yrd.Doç. Dr. Enver TARHAN

İmza : 
İmza : 
İmza : 

ÖNSÖZ

Çalışmalarım sırasında bana yol gösteren, teorik ve deneysel konulardaki değerli bilgi ve tecrübelerinden faydalanma imkanı bulduğum saygıdeğer hocam Prof. Dr. Mehmet GÜNEŞ'e teşekkür ederim.

Bu tez çalışması kapsamında üzerinde deneysel araştırmalar yaptığım örnekleri sağladığı için Dr. Friedhelm FINGER'a, deneylerim sırasında benden yardımlarını esirgemeyen oda arkadaşım Arş.Gör. Gökhan YILMAZ'a ve eğitim yaşantımda önemli bir yere sahip olan sayın Şener OKTİK başta olmak üzere tüm hocalarıma teşekkür ederim.

Ayrıca bugün sahip olduğum şeylere ulaşmam sırasında her zaman yanımda olan aileme, tezimi hazırlarken gösterdikleri sabırdan dolayı bütün arkadaşlarıma teşekkür ederim.

Elif TURAN
MUĞLA
2008

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa No</u>
ÖNSÖZ	I
İÇİNDEKİLER.....	II
ÖZET.....	III
ABSTRACT.....	V
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	VII
TABLOLAR DİZİNİ.....	XIV
SEMBOLLER DİZİNİ.....	XV
1.GİRİŞ.....	1
2. MALZEMELER VE DENEYSEL YÖNTEMLER.....	13
2.1 Kullanılan İnce Film Malzemeler.....	13
2.2 Karanlıkta İletkenlik Ölçümleri.....	16
2.3 Fotoiletkenlik Ölçümleri.....	19
2.3.1 Işık Şiddetine Bağlı Fotoiletkenlik Yöntemi.....	19
2.3.2 Sıcaklığa Bağlı Fotoiletkenlik Yöntemi.....	22
2.4 Tavlama (Isıl işlem) Yöntemi.....	23
2.5. Steabler-Wronski İşlemi.....	23
2.6 Işık Kalibrasyonu.....	24
3. TAVLANMIŞ DURUMDA DENEYSEL BULGULAR.....	26
3.1 Karanlıkta İletkenlik Ölçümleri.....	26
3.2 Oda Sıcaklığında Fotoiletkenlik Ölçümleri.....	29
3.3 Sıcaklığa Bağlı Fotoiletkenlik Ölçümleri.....	34
4. STAEBLER-WRONSKI DURUMUNDA DENEYSEL BULGULAR..	63
4.1 Giriş.....	63
4.2 Oda Sıcaklığında Fotoiletkenlik Ölçümleri.....	63
4.3 Sıcaklığa Bağlı Fotoiletkenlik Ölçümleri.....	68
5. TARTIŞMA VE SONUÇLAR.....	103
KAYNAKLAR.....	115
ÖZGEMİŞ.....	117

a-SiGe:H ALAŞIMI İNCE FİLİMLERİN FOTOİLETKENLİK YÖNTEMİ İLE İNCELENMESİ

(Yüksek Lisans Tezi)

Elif TURAN

**MUĞLA ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

2008

ÖZET

Hidrojenlendirilmiş amorf silisyum–germanyum (a-SiGe:H) alaşımı ince film malzemeler çok katmanlı ince film silisyum güneş pillerinin düşük yasak enerji aralığına sahip soğurucu katmanını oluşturan ekonomik olarak potansiyeli en yüksek malzemelerden biridir. Bu tezde hidrojenlendirilmiş amorf silisyumun, a-Si:H, içerisindeki mevcut öz kusurların ve ışık altında bozunuma uğratılmış durumlarda oluşan kusurların doğasının bu malzeme içerisine eklenen farklı germanyum yüzdelere göre nasıl değiştiğini incelemek amacıyla tüm örnekler için aynı koşullar altında karanlıkta sıcaklığa bağlı iletkenlik, ışık şiddetine bağlı fotoiletkenlik ve sıcaklığa bağlı fotoiletkenlik deneyleri yapılmıştır.

Tavlanmış durumda örneklerdeki doğal kusurlar incelenmiştir. Oda sıcaklığında yapılan ölçümlerden a-Si:H'un γ üstel parametresinin 1'e çok yakın olmasından dolayı içerisindeki mevcut kusurların yoğunluğunun çok az olduğu (10^{15} - 10^{16} cm⁻³) ve a-Si:H içerisine germanyum eklendiğinde silisyum orijinli kusurlara germanyum orijinli kusurlar eklenerek malzemenin kusur yoğunluğunun artmasına neden olduğu bulunmuştur. Çok katmanlı güneş pillerinde en iyi soğurucu katman olarak $\mu\tau$ -çarpımı en yüksek ölçülen germanyum konsantrasyonu 10% ile 30% aralığındaki örnekler bulunmuştur. Ge oranı 40%'dan büyük a-SiGe:H alaşımlarında ise $\mu\tau$ -çarpımı ciddi bir şekilde azalmaktadır.

Işık altında bozunuma uğratılmış durumda oluşan kusurları incelemek için bütün örnekler 5 güneş ışık şiddetinde homojen beyaz ışık demeti ile 5 saat

süre ışık banyosu altında bekletilerek Staebler-Wronski etkisi yaratılmıştır. Oda sıcaklığında yapılan fotoiletkenlik ölçümleri hem a-Si:H hem de silisyum zengin a-SiGe:H alaşımı malzemelerde fotoiletkenlik ve $\mu_n\tau_n$ -çarpımı değerlerinde bir bozunma olduğunu göstermiştir. 75% germanyum içeren germanyum zengin a-SiGe:H alaşımı malzemede Staebler-Wronski etkisi oluşmamıştır. Sıcaklığa bağlı yapılan fotoiletkenlik ölçümlerinde düşük sıcaklıklarda a-Si:H ve germanyum oranı 10% ile 40% arasında değişen malzemelerde γ parametresinin 1'e yaklaştığı bulunmuştur. Bu sonuç Staebler-Wronski durumunda yaratılan kusurların hem a-Si:H hem de a-SiGe:H malzemelerde aynı tür kusurlar olduğunu göstermektedir. Enerji bant uçlarına yakın enerjilerde yerleşmiş elektronik kusurların $\mu\tau$ -çarpımını azaltmadığını aksine iyileştirdiğini belirtmektedir. Elektronik kusur yoğunluğunun arttığı bir malzemede $\mu\tau$ -çarpımının iyileşmesi yüklü (D^+_{Si} , D^-_{Si} , D^+_{Ge} , D^-_{Ge}) silisyum ve germanyum orijinli elektronik kusurların ışık ile yaratılabildiğini ortaya koymaktadır.

Anahtar Kelimeler: Hidrojenlendirilmiş amorf silisyum, Hidrojenlendirilmiş amorf silisyum–germanyum, Staebler-Wronski etkisi, Fotoiletkenlik, Sıcaklığa bağlı fotoiletkenlik

Sayfa adedi: 117

Tez yöneticisi: Prof.Dr. Mehmet GÜNEŞ

INVESTIGATION OF a-SiGe:H ALLOY THIN FILMS WITH PHOTOCONDUCTIVITY TECHNIQUE

(M.Sc Thesis)

Elif TURAN

MUGLA UNIVERSITY
INSTITUTE OF SCIENCE AND TECHNOLOGY

2008

ABSTRACT

Hydrogenated amorphous silicon-germanium alloy thin films (a-SiGe:H) of various germanium concentrations, are one of the potential candidates meeting the requirements of high efficiency stacked solar cells and optoelectronic devices where a certain bandgap is necessary. In that thesis, dark conductivity light intensity dependent photoconductivity and temperature dependent photoconductivity experiments were carried out under same conditions for all samples to investigate the change of the existing native and light induced defects in hydrogenated amorphous silicon, a-Si:H, with the added percentage of germanium.

Native defects of samples in annealed state were investigated. From the measurements taken under room temperature, it was observed that because γ value of a-Si:H is so close to 1, number of existing defects in it is very few (10^{15} - 10^{16} cm⁻³) and adding germanium caused an increase in defect concentration of the material while silicon originated defects were added with germanium originated defects. As the best absorber layer in multilayer solar cells, measured highest $\mu\tau$ -product was observed in the samples within 10%-30% range of germanium concentration. For the a-SiGe:H alloy films with Ge concentration above 40% percentage $\mu\tau$ -product decreases seriously.

In order to investigate the defects formed when decomposed by light, light induced degradation is created by exposing all samples to light bath for 5 hours under homogenous white light beam with intensity of 5 sun. Photoconductivity measurements taken under room temperature showed degradation in

photoconductivity and $\mu_n\tau_n$ product in a-Si:H materials as well as silicon enriched a-SiGe:H alloy materials. Light induced degradation was not observed in germanium enriched a-SiGe:H containing 75% germanium. In temperature dependent photoconductivity measurements at low temperatures, γ value approaches to 1 in materials containing a-Si:H and germanium at concentrations changing between 10%-40%. That result shows that the created defects during light induced degradation are same type of defects for a-Si:H and a-SiGe:H alloy thin film materials. It reveals that electronic defects at energy levels close to energy band edge does not decrease the $\mu\tau$ -product, on the contrary, it increases. It reveals also that if $\mu\tau$ -product does not decrease, charged (D^+_{Si} , D^-_{Si} , D^+_{Ge} , D^-_{Ge}) silicon and germanium originated electronic defects might be created by light..

Key Words: Hydrogenated amorphous silicon, Hydrogenated amorphous silicon-germanium, Staebler-Wronski effect, Photoconductivity ,Temperature dependent photoconductivity

Page Number: 117

Adviser: Prof.Dr. Mehmet GÜNEŞ

ŞEKİLLER DİZİNİ

<u>Şekil No</u>		<u>Sayfa No</u>
Şekil 1.1	Hidrojenlendirilmiş amorf silisyum için enerji bant yapısı	2
Şekil 1.2	Hidrojenlendirilmiş amorf silisyum-germanyum alaşımı ince film malzemelerde ESR yöntemi ile ölçülen silisyum ve germanyum orijinli nötür elektronik kusurların germanyum miktarı ile değişimi.....	10
Şekil 2.1	PECVD sisteminin sistematik diyagramı.....	14
Şekil 2.2	a-) Tezde kullanılan a-SiGe:H ince film malzemelerin kesiti b-) Tezde kullanılan a-SiGe:H ince film malzemelerin üstten görünümü.....	15
Şekil 2.3	Bu tezde kullanılan a-Si:H ve a-SiGe:H alaşımı ince film malzemelerin daha önceki araştırmacılar tarafından PDS ve DBP yöntemleri ile ölçülmüş optik soğurma katsayısı spektrumunun enerjiye bağlı değişimi.....	16
Şekil 2.4	Turbo moleküler pompa ile çalışan vakumlu karanlık ve fotoiletkenlik ölçüm sistemi.....	18
Şekil 3.1	a-SiGe:H ince film malzemelerin yüksek vakum ortamı ölçülen karanlık iletkenlik σ_D değerlerinin sıcaklıkla değişimi.....	27
Şekil 3.2	Katkısız a-SiGe:H ince film malzemelerin deneysel olarak belirlenmiş E_{04} yasak enerji aralığı ve E_A aktivasyon enerjisi değerlerinin germanyum yüzdesi ile değişimi	28
Şekil 3.3	a-SiGe:H ince film malzemelerin (a) G ışık şiddetine bağlı olarak oda sıcaklığında ölçülmüş fotoiletkenliğin σ_{ph} değerleri b) G ışıl yaratma hızına bağlı olarak σ_{ph} ölçümlerinden hesaplanmış $\mu\tau$ - çarpımı değerleri.....	30
Şekil 3.4	a-SiGe:H alaşımı ince film malzemelerin $G=10^{17} \text{cm}^{-3} \text{s}^{-1}$ ve $G=10^{20} \text{cm}^{-3} \text{s}^{-1}$ ışıl yaratma hızında ölçülmüş $\mu\tau$ -çarpım değerlerinin malzeme içindeki germanyum yüzdesine göre	33

	değişimi.....	
Şekil 3.5	%0 germanyum yüzdesine sahip referans malzeme a-Si:H için 77K ile 300K arasında ölçülen ışııl yaratma hızına bağılı (a) Fotoiletkenlik değerleri (b) $\mu\tau$ -ęarpımı değerleri.....	35
Şekil 3.6	a-Si:H malzeme için (a) $G=10^{17}\text{cm}^{-3}\text{s}^{-1}$ ve $G=10^{20}\text{cm}^{-3}\text{s}^{-1}$ ışııl yaratma hızına karşılık gelen fotoiletkenlik değerlerinin sıcaklıkla değişimi (b) Fotoiletkenlik değerlerinden hesaplanan $\mu\tau$ -ęarpımı değerlerinin sıcaklıkla değişimi	36
Şekil 3.7	a-Si:H malzeme için (a) $G=10^{17}\text{cm}^{-3}\text{s}^{-1}$ ve $G=10^{20}\text{cm}^{-3}\text{s}^{-1}$ ışııl yaratma hızına karşılık gelen $\mu\tau$ -ęarpımlarının oda sıcaklığına karşılık gelen $\mu\tau$ (300K) değerine oranının sıcaklıkla değişimi (b) γ üstel parametresinin sıcaklıkla değişimi	38
Şekil 3.8	% 10 germanyum yüzdesine sahip a-SiGe:H malzeme için 77K ile 300K arasında ölçülen ışııl yaratma hızına bağılı (a) Fotoiletkenlik değerleri (b) $\mu\tau$ -ęarpımı değerleri.....	40
Şekil 3.9	%10 germanyum yüzdesine sahip a-SiGe:H malzeme için (a) $G=10^{17}\text{cm}^{-3}\text{s}^{-1}$ ve $G=10^{20}\text{cm}^{-3}\text{s}^{-1}$ ışııl yaratma hızına karşılık gelen fotoiletkenlik değerlerinin sıcaklıkla değişimi (b) Fotoiletkenlik değerlerinden hesaplanan $\mu\tau$ -ęarpımı değerlerinin sıcaklıkla değişimi.....	42
Şekil 3.10	%10 germanyum yüzdesine sahip a-SiGe:H malzeme için (a) $G=10^{17}\text{cm}^{-3}\text{s}^{-1}$ ve $G=10^{20}\text{cm}^{-3}\text{s}^{-1}$ ışııl yaratma hızına karşı gelen $\mu\tau$ ęarpımlarını oda sıcaklığına karşılık gelen $\mu\tau$ (300K) değerine oranının sıcaklıkla değişimi (b) γ üstel parametresini sıcaklıkla değişimi.....	43
Şekil 3.11	%20 germanyum yüzdesine sahip a-SiGe:H malzeme için 77K ile 300K arasında ölçülen ışııl yaratma hızına bağılı (a) Foiletkenlik değerleri (b) $\mu\tau$ -ęarpımı değerleri.....	45
Şekil 3.12	%30 germanyum yüzdesine sahip a-SiGe:H malzeme için 77K ile 300K arasında ölçülen ışııl yaratma hızına bağılı (a) Fotoiletkenlik	46

	değerleri (b) $\mu\tau$ -çarpımı değerleri.....	
Şekil 3.13	%40 germanyum yüzdesine sahip a-SiGe:H malzeme için 77K ile 300K arasında ölçülen ışıl yaratma hızına bağlı (a) Fotoiletkenlik değerleri (b) $\mu\tau$ -çarpımı değerleri.....	47
Şekil 3.14	%20 germanyum yüzdesine sahip a-SiGe:H malzeme için (a) $G=10^{17}\text{cm}^{-3}\text{s}^{-1}$ ve $G=10^{20}\text{cm}^{-3}\text{s}^{-1}$ ışıl yaratma hızına karşılık gelen fotoiletkenlik değerlerinin sıcaklıkla değişimi (b) Fotoiletkenlik değerlerinden hesaplanan $\mu\tau$ -çarpımı değerlerinin sıcaklıkla değişimi	48
Şekil 3.15	%30 germanyum yüzdesine sahip a-SiGe:H malzeme için (a) $G=10^{17}\text{cm}^{-3}\text{s}^{-1}$ ve $G=10^{20}\text{cm}^{-3}\text{s}^{-1}$ ışıl yaratma hızına karşılık gelen fotoiletkenlik değerlerinin sıcaklıkla değişimi (b) Fotoiletkenlik değerlerinden hesaplanan $\mu\tau$ -çarpımı değerlerini sıcaklıkla değişimi.....	49
Şekil 3.16	%40 germanyum yüzdesine sahip a-SiGe:H malzeme için (a) $G=10^{17}\text{cm}^{-3}\text{s}^{-1}$ ve $G=10^{20}\text{cm}^{-3}\text{s}^{-1}$ ışıl yaratma hızına karşılık gelen fotoiletkenlik değerlerinin sıcaklıkla değişimi (b) Fotoiletkenlik değerlerinden hesaplanan $\mu\tau$ -çarpımı değerlerinin sıcaklıkla değişimi.....	50
Şekil 3.17	%20 germanyum yüzdesine sahip a-SiGe:H malzeme için (a) $G=10^{17}\text{cm}^{-3}\text{s}^{-1}$ ve $G=10^{20}\text{cm}^{-3}\text{s}^{-1}$ ışıl yaratma hızına karşılık gelen $\mu\tau$ çarpımlarının oda sıcaklığına karşılık gelen $\mu\tau(300\text{K})$ değerine oranının sıcaklıkla değişimi (b) γ üstel parametresinin sıcaklıkla değişimi.....	51
Şekil 3.18	%30 germanyum yüzdesine sahip a-SiGe:H malzeme için $G=10^{17}\text{cm}^{-3}\text{s}^{-1}$ ve $G=10^{20}\text{cm}^{-3}\text{s}^{-1}$ ışıl yaratma hızına karşılık gelen fotoiletkenlik değerlerinin sıcaklıkla değişimi (b) Fotoiletkenlik değerlerinden hesaplanan $\mu\tau$ -çarpımı değerlerini sıcaklıkla değişimi.....	52
Şekil 3.19	%40 germanyum yüzdesine sahip a-SiGe:H malzeme için (a) $G=10^{17}\text{cm}^{-3}\text{s}^{-1}$ ve $G=10^{20}\text{cm}^{-3}\text{s}^{-1}$ ışıl yaratma hızına karşılık gelen	

	$\mu\tau$ çarpımlarının oda sıcaklığına karşılık gelen $\mu\tau$ (300K) değerine oranının sıcaklıkla değişimi (b) γ üstel parametresinin sıcaklıkla değişimi.....	53
Şekil 3.20	%75 germanyum yüzdesine sahip a-SiGe:H malzeme için 77K ile 300K arasında ölçülen ışııl yaratma hızına bağlı (a) Fotoiletkenlik değerleri (b) $\mu\tau$ -çarpımı değerleri	57
Şekil 3.21	%75 germanyum yüzdesine sahip a-SiGe:H malzeme için (a) $G=10^{17}\text{cm}^{-3}\text{s}^{-1}$ ve $G=10^{20}\text{cm}^{-3}\text{s}^{-1}$ ışııl yaratma hızına karşılık gelen fotoiletkenlik değerlerinin sıcaklıkla değişimi (b) Fotoiletkenlik değerlerinden hesaplanan $\mu\tau$ -çarpımı değerlerinin sıcaklıkla değişimi.....	58
Şekil 3.22	%75 germanyum yüzdesine sahip a-SiGe:H malzeme için (a) $G=10^{17}\text{cm}^{-3}\text{s}^{-1}$ ve $G=10^{20}\text{cm}^{-3}\text{s}^{-1}$ ışııl yaratma hızına karşılık gelen $\mu\tau$ çarpımlarının oda sıcaklığına karşılık gelen $\mu\tau$ (300K) değerine oranının sıcaklıkla değişimi (b) γ üstel parametresinin sıcaklıkla değişimi.....	60
Şekil 3.23	%0 ile %75 germanyum oranına sahip a-SiGe:H alaşıımı malzeme lerin $\mu\tau$ (T)/ $\mu\tau$ (300K) oranının sıcaklığa bağlı değişimi (a) $G=10^{17}\text{cm}^{-3}\text{s}^{-1}$ (b) $G=10^{20}\text{cm}^{-3}\text{s}^{-1}$	61
Şekil 4.1	a-SiGe:H malzemeleri için Tavlanmış durumda ve Staebler-Wronski (S.W.) durumunda, oda sıcaklığında fotoiletkenlik değerlerinin ışııl yaratma hızına göre değişimleri.....	65
Şekil 4.2	a-SiGe:H alaşıımı malzemelerin (a) Tavlanmış durumda (b) Staebler-Wronski (S.W) durumunda, oda sıcaklığında $\mu\tau$ - çarpımlarının ışııl yaratma hızına göre değişimleri.....	66
Şekil 4.3	%0 germanyum yüzdesine sahip a-Si:H referans malzemenin Staebler-Wronski (S.W) durumunda 300K ile 77K arasında ölçülen ışııl yaratma hızına bağlı (a) Fotoiletkenlik, (b) $\mu\tau$ - çarpımı değerleri.....	69
Şekil 4.4	%0 germanyum yüzdesine sahip a-Si:H referans malzemenin Staebler-Wronski S.W) durumunda ve tavlanmış durumda	71

- $G=10^{17}\text{cm}^3\text{s}^{-1}$ ve $G=10^{20}\text{cm}^3\text{s}^{-1}$ ışıl yaratma hızında ölçülen **(a)** Fotoiletkenlik, **(b)** $\mu\tau$ -çarpımı,değerlerinin sıcaklıkla değişimi...
- Şekil 4.5 %0 germanyum yüzdesine sahip a-Si:H referans malzemenin tavllanmış durumda ve Staebler-Wronski (S.W) durumunda **(a)** $G=10^{17}\text{cm}^3\text{s}^{-1}$ ışıl yaratma hızında, **(b)** $G=10^{20}\text{cm}^3\text{s}^{-1}$ ışıl yaratma hızında ölçülen $\mu\tau(T)/\mu\tau(300\text{K})$ oranlarının sıcaklıkla değişimi. 72
- Şekil 4.6 %0 germanyum yüzdesine sahip a-Si:H referans malzemenin tavllanmış durumda ve Staebler-Wronski (S.W) durumunda **(a)** $G=10^{17}\text{cm}^3\text{s}^{-1}$ ve $G=10^{20}\text{cm}^3\text{s}^{-1}$ ışıl yaratma hızına karşılık gelen $\mu\tau$ -çarpımındaki bozunma miktarının sıcaklıkla değişimi **(b)** γ parametresinin tavllanmış ve Staebler Wronski durumunda sıcaklıkla değişimi..... 73
- Şekil 4.7 %10 germanyum yüzdesine sahip a-SiGe:H malzemenin Staebler-Wronski (S.W) durumunda 300K ile 77K arasında ölçülen ışıl yaratma hızına bağlı **(a)** Fotoiletkenlik, **(b)** $\mu\tau$ -çarpımı, değerleri..... 75
- Şekil 4.8 %10 germanyum yüzdesine sahip a-SiGe:H malzemenin Staebler-Wronski (S.W) durumunda ve tavllanmış durumda $G=10^{17}\text{cm}^3\text{s}^{-1}$ ve $G=10^{20}\text{cm}^3\text{s}^{-1}$ ışıl yaratma hızlarında ölçülen **(a)** Fotoiletkenlik, **(b)** $\mu\tau$ -çarpımı, değerlerinin sıcaklıkla değişimi... 76
- Şekil 4.9 %10 germanyum yüzdesine sahip a-SiGe:H malzemenin tavllanmış durumda ve Staebler-Wronski (S.W) durumunda **(a)** $G=10^{17}\text{cm}^3\text{s}^{-1}$ ışıl yaratma hızında, **(b)** $G=10^{20}\text{cm}^3\text{s}^{-1}$ ışıl yaratma hızında, ölçülen $\mu\tau(T)/\mu\tau(300\text{K})$ oranlarının sıcaklıkla değişimi..... 78
- Şekil 4.10 %10 germanyum yüzdesine sahip a-SiGe:H malzemenin tavllanmış durumda ve Staebler-Wronski (S.W) durumunda **(a)** $G=10^{17}\text{cm}^3\text{s}^{-1}$ ve $G=10^{20}\text{cm}^3\text{s}^{-1}$ ışıl yaratma hızına karşılık gelen $\mu\tau$ -çarpımındaki bozunma miktarının sıcaklıkla değişimi **(b)** γ parametresinin tavllanmış ve Staebler-Wronski (S.W) durumunda sıcaklıkla değişimi..... 80
- Şekil 4.11 %20 germanyum yüzdesine sahip a-SiGe:H malzemenin

	Staebler-Wronski (S.W) durumunda 300K ile 77K arasında ölçülen ışıl yaratma hızına bağlı (a) Fotoiletkenlik, (b) $\mu\tau$ -çarpımı, değerleri.....	82
Şekil 4.12	%30 germanyum yüzdesine sahip a-SiGe:H malzemenin Staebler-Wronski (S.W) durumunda 300K ile 77K arasında ölçülen ışıl yaratma hızına bağlı (a) Fotoiletkenlik, (b) $\mu\tau$ -çarpımı, değerleri.....	83
Şekil 4.13	%40 germanyum yüzdesine sahip a-SiGe:H malzemenin Staebler-Wronski (S.W) durumunda 300K ile 77K arasında ölçülen ışıl yaratma hızına bağlı (a) Fotoiletkenlik, (b) $\mu\tau$ -çarpımı, değerleri.....	84
Şekil 4.14	Silisyum zengin a-SiGe:H alaşımı ince filim malzemelerin tavllanmış durumda ve Staebler-Wronski (S.W) durumunda ölçülen γ üstel parametresinin sıcaklıkla değişimi.....	85
Şekil 4.15	%20 germanyum yüzdesine sahip a-SiGe:H malzemenin Staebler-Wronski (S.W) durumunda ve tavllanmış durumda $G=10^{17}\text{cm}^3\text{s}^{-1}$ ve $G=10^{20}\text{cm}^{-3}\text{s}^{-1}$ ışıl yaratma hızlarında ölçülen (a) Fotoiletkenlik, (b) $\mu\tau$ -çarpımı, değerlerinin sıcaklıkla değişimi ..	87
Şekil 4.16	%30 germanyum yüzdesine sahip a-SiGe:H malzemenin Staebler-Wronski (S.W) durumunda ve tavllanmış durumda $G=10^{17}\text{cm}^3\text{s}^{-1}$ ve $G=10^{20}\text{cm}^{-3}\text{s}^{-1}$ ışıl yaratma hızında ölçülen (a) Fotoiletkenlik, (b) $\mu\tau$ -çarpımı, değerlerinin sıcaklıkla değişimi...	88
Şekil 4.17	%40 germanyum yüzdesine sahip a-SiGe:H malzemenin Staebler-Wronski (S.W) durumunda ve tavllanmış durumda $G=10^{17}\text{cm}^3\text{s}^{-1}$ ve $G=10^{20}\text{cm}^{-3}\text{s}^{-1}$ ışıl yaratma hızları için ölçülen (a) Fotoiletkenlik, (b) $\mu\tau$ -çarpımı, değerlerinin sıcaklıkla değişimi...	89
Şekil 4.18	Silisyum zengin a-SiGe:H alaşımı malzemelerin ve referans malzeme a-Si:H için (a) $G=10^{17}\text{cm}^{-3}\text{s}^{-1}$ ve (b) $G=10^{20}\text{cm}^{-3}\text{s}^{-1}$ ışıl yaratma hızlarında ölçülmüş $\mu\tau$ -çarpımındaki bozunma miktarının sıcaklıkla değişimi.....	91
Şekil 4.19	%75 germanyum yüzdesine sahip germanyum zengin a-SiGe:H	

	malzemenin Staebler-Wronski (S.W) durumunda 300K ile 77K arasında ölçülen ışııl yaratma hızına bağlı (a) Fotoiletkenlik, (b) $\mu\tau$ -çarpımı değerleri.....	93
Şekil 4.20	%75 germanyum yüzdesine sahip germanyum zengin a-SiGe:H malzemenin Staebler-Wronski (S.W) durumunda ve tavllanmış durumda $G=10^{17}\text{cm}^{-3}\text{s}^{-1}$ ve $G=10^{20}\text{cm}^{-3}\text{s}^{-1}$ ışııl yaratma hızlarında ölçülen (a) Fotoiletkenlik, (b) $\mu\tau$ -çarpımı, değerlerinin sıcaklıkla değişimi.....	94
Şekil 4.21	%75 germanyum yüzdesine sahip a-SiGe:H malzemenin tavllanmış durumda ve Staebler-Wronski (S.W) durumunda (a) $G=10^{17}\text{cm}^{-3}\text{s}^{-1}$ ve $G=10^{20}\text{cm}^{-3}\text{s}^{-1}$ ışııl yaratma hızlarına karşılık gelen $\mu\tau$ -çarpımındaki bozunma miktarının sıcaklıkla değişimi (b) γ parametresinin tavllanmış ve Staebler-Wronski durumunda sıcaklıkla değişimi.....	96
Şekil 4.22	%0 ile %75 germanyum oranına sahip a-SiGe:H alaşımı malzemelerin $\mu\tau(T)/\mu\tau(300\text{K})$ oranının $G=10^{17}\text{cm}^{-3}\text{s}^{-1}$ ışııl yaratma hızında sıcaklığa bağlı değişimi (a) Tavllanmış durum Staebler-Wronski durumu (S.W).....	98
Şekil 4.23	%0 ile %75 germanyum oranına sahip a-SiGe:H alaşımı malzemelerin $\mu\tau(T)/\mu\tau(300\text{K})$ oranının $G=10^{20}\text{cm}^{-3}\text{s}^{-1}$ ışııl yaratma hızında sıcaklığa bağlı değişimi (a) Tavllanmış durum (b) Staebler-Wronski (S.W) durumu.....	99
Şekil 4.24	a-SiGe:H alaşımı ince film malzemelerin oda sıcaklığında (a) $G=10^{17}\text{cm}^{-3}\text{s}^{-1}$ ve (b) $G=10^{20}\text{cm}^{-3}\text{s}^{-1}$ ışııl yaratma hızında, tavllanmış durumda ölçülmüş $\mu\tau$ -çarpımı değerlerinin Staebler-Wronski (S.W) durumunda (S.W) ölçülmüş $\mu\tau$ -çarpımı değerlerine oranının germanyum yüzdesine göre değişim.....	100
Şekil 4.25	a-SiGe:H alaşımı ince filim malzemelerin 77K'de (a) $G=10^{17}\text{cm}^{-3}\text{s}^{-1}$ ve (b) $G=10^{20}\text{cm}^{-3}\text{s}^{-1}$ ışııl yaratma hızında, tavllanmış durumda ölçülmüş $\mu\tau$ -çarpımı değerlerinin Staebler-Wronski durumunda (S.W) ölçülmüş $\mu\tau$ -çarpımı değerlerine oranının	102

	germanyum yüzdesine göre değişim.....	
Şekil 5.1	a-Si:H ve a-SiGe:H alaşımı ince film malzemeler içerisindeki kusur dağılımını gösteren bant diagramı	113

TABLolar DİZİNİ

<u>Tablo No</u>		<u>Sayfa No</u>
Tablo 2.1	Tezde kullanılan a-Si:H ve a-SiGe:H ince film malzemelerin listesi	14
Tablo 3.1	Katkısız a-SiGe:H ince film malzemelerin aktivasyon enerjileri ve E_{04} yasak enerji aralığı değerleri.....	28
Tablo 3.2	Tavlanmış durumda bütün örneklerin 78K ve 300K deki γ değerleri.....	55
Tablo 4.1	Staebler-Wronski (S.W) durumunda örneklerin 78K ve 300K deki γ değerleri.....	101

SEMBOLLER DİZİNİ

σ_d	Karanlık iletkenlik
σ_0	İletkenlik önçarpanı
σ_{ph}	Foto iletkenlik
I_d	Karanlık akım
I_{ph}	Foto akım
t	Kalınlık
p	Serbest boşluk yoğunluğu
n	Serbest elektron yoğunluğu
d	Kontaklar arasındaki genişlik
V	Gerilim
q	Elektron yükü
l	Kontakların uzunluğu
$\mu\tau$	Mobilite yaşam süresi çarpımı.
G	Işıl yaratma hızı (1cm^3 hacimde 1sn de yaratılan serbest yük taşıyıcı sayısı)
F	1cm^2 alana 1sn 'de düşen foton sayısı
QE	Kuantum verimliliği
α	Optik soğurma katsayısı
R	Yansıma katsayısı
A	Alan
T	Sıcaklık
γ	Fotoiletkenlik parametresi
E_A	Aktivasyon enerjisi
E_F	Fermi enerjisi
E_{Fn}	Elektronlar için kuazi fermi seviyesi
E_{Fp}	Boşluklar için kuazi fermi seviyesi
E_C	İletkenlik bandı enerjisi
E_V	Değerlik bandı enerjisi
E_{04}	Tauc yasak enerji aralığı
k	Boltzman sabiti

$g(E)$

Durum yoğunluğu

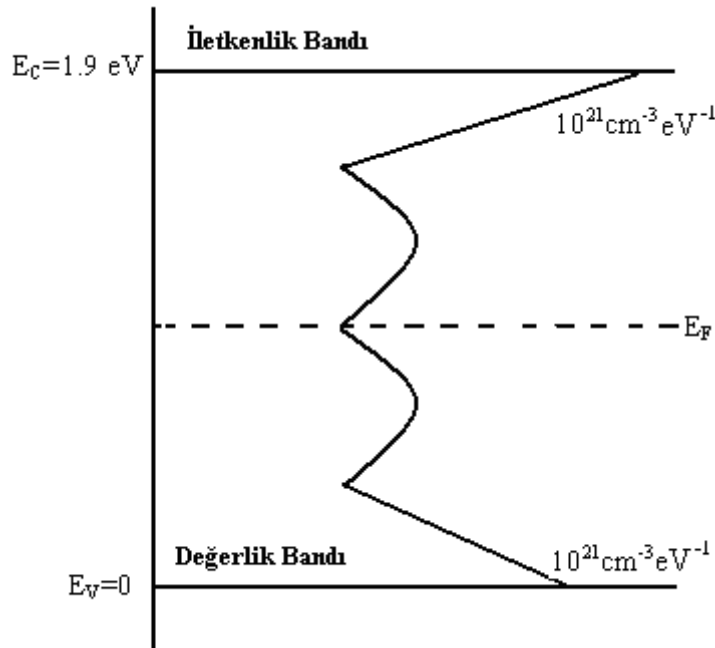
1. GİRİŞ

Farklı germanyum konsantrasyonlarına sahip hidrojenlendirilmiş amorf silisyum germanyum alaşımı ince filimler, a-SiGe:H, çok katmanlı ince filim silisyum güneş pilleri ve belirli bir bant boşluğunun gerekli olduğu optik ve elektronik uygulamalar için önemli bir potansiyel oluşturur. Çok katmanlı güneş pillerinde soğurucu katman olarak kullanılan hidrojenlendirilmiş amorf silisyum (a-Si:H) ve hidrojenlendirilmiş amorf silisyum germanyum ince filim alaşımları (a-SiGe:H) farklı yasak enerji aralıklarına sahiptir. Yasak enerji aralığı a-Si:H içerisinde Ge oranının artmasıyla 1.75 eV dan 1.3 eV'a kadar azalmaktadır. Çok katmanlı güneş pillerinde a-SiGe:H ince filim alaşımları kullanılması ile güneş spektrumunun kızılötesi bölgesi daha etkin bir şekilde soğurularak güneş pillerinden elde edilen enerji dönüşüm veriminin artması amaçlanmaktadır. Şu ana kadar elde edilen maksimum verim 13% civarındadır (Yang vd, 1997). Fakat bu verim tek kristalli silisyum güneş pillerinden elde edilen verim ile karşılaştırıldığında düşük seviyededir.

Kristalli yarı iletkenlerde, atomlar mükemmel bir periyodik düzene sahiptir. Örneğin kristal yapıdaki silisyum malzemedeki, atomlar en yakın dört komşu atomla kovalent bağ yapar. Bu düzenlenişin sonucu olarak, 0 K'de değerlik bandı tamamıyla elektronlarla dolu, iletkenlik bandı ise boştur. Amorf yarı iletkenler ise kristal malzemeler gibi periyodik bir düzene sahip değildir. Atomların malzeme içerisindeki düzenleri birinci derece komşu atomların ötesinde gelişigüzedir. Bu yapı atomlar arasındaki sallanan bağlardan, bağ uzunluklarının ve bağ açılarının kristaldeki durumlarından farklı olmasından kaynaklanır. Bunun sonucu olarak enerji bant yapıları kristal yapılardaki gibi hesaplanamaz. Amorf malzemelerin yarıiletken özellik göstermesine rağmen, kristal yarıiletkenlerdeki gibi doğrudan geçişli yada dolaylı geçişli yasak enerji aralığı tanımı yoktur. Amorf silisyumun yapısındaki düzensizlik sallanan doymuş yada doymamış bağların sonucunda yeni enerji seviyelerinin, değerlik bandı ve iletim bandı arasındaki yasak enerji aralığında üstel bir şekilde yayılan uçları ile yasak enerji aralığında yerleşmiş elektronik kusur durumlarından oluşmaktadır. Şekil 1'de gösterildiği gibi, değerlik bandı uçları (valence band tail states) atomlar arasındaki kovalent bağların yayıf

olmasından ve düzensizlikten kaynaklanır. Bu enerji durumlarının üstel olarak değişimini sağlayan karakteristik E_{0V} enerjisi amorf yapı içerisindeki düzensizliğin derecesini temsil eder ve Urbach enerjisi olarak adlandırılır. Aynı şekilde iletkenlik bandı uçları da üstel olarak değişmektedir. E_{0C} karakteristik enerjisinin değerlik bandı karakteristik enerjisinden, E_{0V} , çok daha düşük olduğu deneysel olarak ölçülmüştür. Yasak enerji aralığında yerleşmiş elektronik kusurlar ise sallanan silisyum bağlarının yüklü ve yüksüz olmasına göre bant aralığı içinde sürekli bir dağılıma sahip en etkili yeniden birleşme merkezleri olarak davranmaktadırlar.

Amorf yarı iletkenlerde yasak enerji aralığı E_g tanımı kristal yarı iletkendekinden daha farklıdır. İki türlü yasak enerji aralığı tanımlanmaktadır. Birincisi Optik geçişlerin tanımladığı *Optiksel Yasak Enerji Aralığı* (Optical



Şekil 1.1. Hidrojenlendirilmiş amorf silisyum için enerji bant yapısı

gap yada Tauc gap) E_{opt} , ikincisi ise serbest yüklerin yaratılması ve yeniden birleşmesinde etkili olan *Mobilite Yasak Enerji Aralığı* (“mobility gap” yada “recombination gap”) E_g olarak tanımlanmaktadır. Optiksel yasak enerji aralığının tanımında parabolik olarak artan değerlik bantı durum yoğunluğu

($N_{VB} \approx E^{1/2}$) kullanılarak $(\alpha h\nu)^{1/2} - h\nu$ grafiğinin eğiminin $E=h\nu$ enerji eksenini kestiği enerji değeri olarak tanımlanır. Bu eğrinin optiksel yasak enerji aralığını doğru olarak tanımlaması için düşük enerjilerde optiksel geçirgenlik ve yansımaya katsayısı değerlerinin doğru ölçülmesi gerekir. Kalınlığı 2 ile 3 μm 'den büyük ince filimler için optik geçirgenlik değerleri doğru olarak ölçülebilir fakat 0,5 μm ile 1,5 μm arasındaki kalınlık değerlerine sahip ince filimlerde optik geçirgenlik değerlerini düşük enerjilerde doğru ölçmek deneysel olarak mümkün olmadığından Tauc yönteminde kullanılan $(\alpha h\nu)^{1/2} - h\nu$ grafiğinin eğimi yüksek mertebeden hatalara neden olmaktadır. Bu hataların kaynağı optik geçirgenlik spekturumunda gözlenen çok büyük girişim saçaklarıdır. Dolayısı ile optiksel yasak enerji aralığı 0,1 eV kadar hata payı içinde tanımlanabilmektedir. Bunun yerine daha mutlak bir enerji değeri olan E_{04} yasak enerji aralığı tanımı yaygın olarak kullanılmaktadır. E_{04} yasak enerji aralığının tanımı ise optik soğurma katsayısı $\alpha(h\nu)$ 'nın 10^4 cm^{-1} olduğu enerji değeri olarak yapılmaktadır.

Amorf yarıiletkenlerin sürekli olan enerji durumlarına sahip olmasından dolayı yasak enerji aralığını ayıran E_V ve E_C bant sınırları tam tanımlı değildir. Bu tanım şu şekilde yapılmaktadır; yük taşıyıcıların serbest olarak hareket edebildikleri enerji değerleri arasındaki enerji farkı mobilite yasak enerji aralığı olarak tanımlanır ve optiksel yasak enerji aralığından daha geniştir. İletkenlik bandındaki elektronlar E_C bant sınırından küçük enerji durumlarında olursa tuzaklanırlar, hareket edemezler. Eğer E_C bant sınırından yüksek enerji durumlarında ise serbest elektron olarak yarıiletkenin taşınım özelliklerine katkı yaparlar. Aynı şekilde E_V bant sınırından düşük enerji durumlarındaki boşluklar tuzaklanırlar, serbest hareket edemezler. Fakat E_V bant sınırından daha büyük enerji durumlarındaki boşluklar ise serbest olarak hareket edebilir ve yarıiletkenin taşınım özelliklerine katkı yapar. Amorf silisyum ve amorf silisyum alaşımı yarıiletkenlerde (amorf silisyum-germanyum ve amorf silisyum-karbon alaşımı malzemeler) değerlik bandı tarafından yasak enerji aralığına uzanan kuyruk durumlarının eğiminin iletkenlik bandı tarafından yasak enerji aralığına uzanan kuyruk durumlarından büyük olmasından dolayı ışık ile yaratılan boşlukların büyük çoğunluğu değerlik bandı kuyruk

durumlarında tuzaklandıklarından serbest hale geçemezler. Bunun sonucu olarak boşlukların yaşam süreleri elektronlarından yeterince küçük olur ve amorf yarı iletkenler tek tip yük taşıyıcının baskın olduğu bir iletkenlik mekanizması gösterirler. Bunlara ek olarak amorf yapıdaki düzensizlik ve kırık bağlardan kaynaklanan yüklü ve yüksüz elektronik kusurların yoğunluğunun yüksek olmasından dolayı serbest yüklerin daha fazla saçılmalarına neden olurlar. Bu saçılma merkezleri yük taşıyıcıların hareketliliğini (mobiliteleri) azaltır ve aynı malzemenin amorf yapısında kristal yapısındakine göre birkaç merteye daha düşük mobilite değerleri mevcuttur (H.Fritzche, 1985).

Üstel olarak değişen değerlik ve iletkenlik bandı kuyruk durumlarının yanı sıra, yasak enerji aralığı içinde yerleşmiş doymamış kırık bağların meydana getirdiği etkin elektronik tuzak durumları mevcuttur. Örnek olarak amorf silisyumdaki sallanan bağların oluşturduğu elektronik kusurlar sıfır, bir veya iki elektrona sahip olabilir. Bunlar sırasıyla D^+ , D^0 ve D^- ile temsil edilir. Serbest yük taşıyıcıların yaratılma ve yeniden birleşme mekanizmalarının belirlenmesinde en etkin görevi yaparlar. Bu derin enerji seviyelerinde yerleşmiş elektronik kusurlar serbest yük taşıyıcılarının yaşam sürelerini ve fotoiletkenlik değerlerini kontrol ederler. Amorf silisyum (a-Si) malzemelerde bu kusurların yoğunluğu oldukça fazla olduğundan dolayı (10^{19} – 10^{20} cm^{-3} mertebesinde), a-Si elektronik aygıt uygulamalarına uygun bir malzeme değildir. Çünkü karanlıktaki Fermi seviyesi bu yüksek seviyedeki elektronik kusurlar içinde sabitlenmiştir ve katkılama ile p-tipi veya n-tipi olarak üretilmesi olanaksızdır.

1969 yılında Chittick ve grubu, silan (SiH_4) gazının plazma içinde ayrışması sonucu bir taban malzemesi üzerine ince filim olarak büyütülen amorf silisyumun yapısındaki kusurların yoğunluğunu 10^{15} – 10^{16} cm^{-3} mertebelerine kadar azaldığını keşfetti (Chittick vd, 1969). Büyütme işlemi sırasında hidrojen atomlarının silisyumun kırık bağlarına bağlanarak elektronik kusurların önemli bir kısmını pasif hale getirdiği bulunmuştur. Bu keşiften sonra ortaya çıkan yeni malzeme “*hidrojenlendirilmiş amorf silisyum*” (a-Si:H) olarak adlandırılmaktadır. a-Si:H içindeki hidrojenin oranı %10 mertebelerindedir. Birkaç yıl sonra, Spear ve Le Comber (1975)

hidrojenlendirilmiş amorf silisyumun, fosfor ve boron atomları ile katkılanarak n-tipi ve p-tipi ince filim olarak üretilebileceğini gösterdiler (P.G.LeComber ve W.E.Spear, 1975). Hemen ardından Carlson ve Wronski (1976), ilk a-Si:H ince filim malzemedan imal edilen güneş pili sonuçlarını yayınladılar. Hidrojenlendirilmiş amorf silisyum ile ilgili bu gelişmelerin olduğu tarihlerde yaşanan enerji krizleri sonrası fosil yakıtlara dayanmayan alternatif enerji kaynakları arayışında amorf silisyum güneş pilleri teknolojisi ucuz elektrik üretiminde en umut veren aday olarak ortaya çıkmıştır. Bunun en önemli fiziksel nedeni ise hidrojenlendirilmiş amorf silisyumun görünür bölgedeki optik soğurma katsayısının tek kristal silisyumun aynı bölgedeki optik soğurma katsayısı değerlerinden yüksek olmasından dolayıdır. Bu tür malzemelerin geniş yüzeyli ucuz taban malzemeleri üzerine büyütülebilmesinden güneş spektrumunu daha etkin olarak soğuran ve sonuç olarak da sadece 1 µm kalınlığında bir ince filim tabakanın yeterli olmasından dolayı yeni nesil ince filim silisyum güneş pilleri teknolojisinde önemli bir malzeme olarak ilgi odağı haline gelmiştir.

Hidrojenlendirilmiş amorf silisyum (a-Si:H) malzemelerin büyütülmesi yeni bir teknolojinin başlamasına neden olmuştur. Bu tür malzemeler 1970'lerin sonlarından itibaren gaz fazından DC plazma veya RF plazma yardımcı kimyasal buhar fazdan büyütme teknikleri ile büyütülmeye başlanmıştır. Yüksek vakum sistemleri içinde silan, SiH_4 , gazının H_2 gazı ile karışımının anot ve katot elektrotları arasındaki kuvvetli elektrik alan altında parçalanarak plazma oluşturulması ve plazma içinde oluşan yüksüz silisyum radikallerinin taban malzemesi üzerine depolanması ile ince filim büyütülmektedir. Başlangıçta tek odalı vakum sistemleri olarak tasarlanmış olan ince filim büyütme işlemi hızla çok odalı RF Plazma Yardımlı Kimyasal Buhar Fazdan Büyütme (plasma enhanced chemical vapor deposition- RF PECVD) sistemleri olarak gelişmiştir. Çok odalı RF-PECVD sistemlerin tasarım amacı buhar fazından büyütülen hidrojenlendirilmiş amorf silisyumun hem p-tipi ve n-tipi katkılama yaparak güneş pillerinin üretimini vakum ortamını kırmadan gerçekleştirmek hem de a-Si:H malzeme içine germanyum ve karbon karıştırarak yeni özellikte malzemeler elde etmektir. Aynı RF-PECVD

büyütme tekniğini kullanarak farklı vakum odalarında silan (SiH_4), german (GeH_4), ve hidrojen (H_2) gaz karışımında GeH_4 akış hızını değiştirerek silisyum zengin hidrojenlendirilmiş amorf silisyum-germanyum alaşımı (a-SiGe:H) ince filimler ve silan + metan + hidrojen gaz karışımında metan gazı akışını değiştirerek silisyum zengin hidrojenlendirilmiş amorf silisyum-karbon (a-SiC:H) alaşımı ince filim malzemeler büyütülmeye başlanmıştır (Matsuda vd, 1985). Bu üç farklı amorf yarıiletkenin farklı yasak enerji aralıklarına sahip olmasından ve optik soğurma katsayısı spektrumlarının bileşimi ile güneş spektrumunun en etkili soğurulduğu yeni nesil üçlü-eklem (triple junction) ince filim silisyum güneş pilleri teknolojisi ortaya çıkmıştır. Çok katmanlı ince filim silisyum güneş pilleri teknolojisinin soğurucu katmanları olarak başta hidrojenleştirilmiş amorf silisyum (a-Si:H), hidrojenleştirilmiş amorf silisyum-germanyum (a-SiGe:H), hidrojenleştirilmiş amorf silisyum-karbon (a-SiC:H) ve hidrojenleştirilmiş mikro kristal silisyum ($\mu\text{c-Si:H}$) ince filim malzemeler değişik çok katmanlı ince filim silisyum güneş pillerinin tasarımında kullanılmaya başlamıştır. Bunların içinde hidrojenleştirilmiş amorf silisyum-germanyum (a-SiGe:H) ve hidrojenleştirilmiş amorf silisyum (a-Si:H) ince filim soğurucu katmanlardan oluşan Amerika Birleşik Devletlerinden United Solar System Corporation (USSC) firmasının patenti ile üretilmeye başlayan a-Si:H/ a-SiGe:H/a-SiGe:H üçlü-eklem güneş panelleri dünya fotovoltaik piyasasında kendini göstermeye başlamış ve yakın bir zamanda da Muğla Üniversitesi Rektörlük binasının güneye bakan cephesi bu tip güneş panelleri ve *p-i-n tipi* a-Si:H güneş panelleri ile kaplanarak yerleşke elektriğinin belirli bir yüzdesini üretmeye başlamıştır. Yeni nesil ince filim silisyum güneş pillerinin şu anki enerji dönüşüm verimleri %10-%13 arasındadır (Yang vd, 1997). Tek kristalli silisyum pullardan veya çoklu kristalli silisyum pullardan imal edilen güneş panellerinin verimine göre hala düşük seviyededir. Düşük enerji dönüşüm veriminin ana nedenleri amorf yapının doğasından kaynaklanan elektronik kusurlardır. Enerji dönüşüm verimlerinin iyileştirilmesinde en önemli adımlardan birisi katkısız soğurucu katmanların elektronik taşıyım özelliklerinin ince filim büyütme koşullarını en uygun hale getirerek sağlanabilir. Bunun için amorf yapıdaki mevcut yüksek yoğunluklara

sahip elektronik kusurların doğasının ve ışık ile yaratılan serbest elektron ve boşlukların taşınım mekanizmalarının iyi anlaşılması gereklidir.

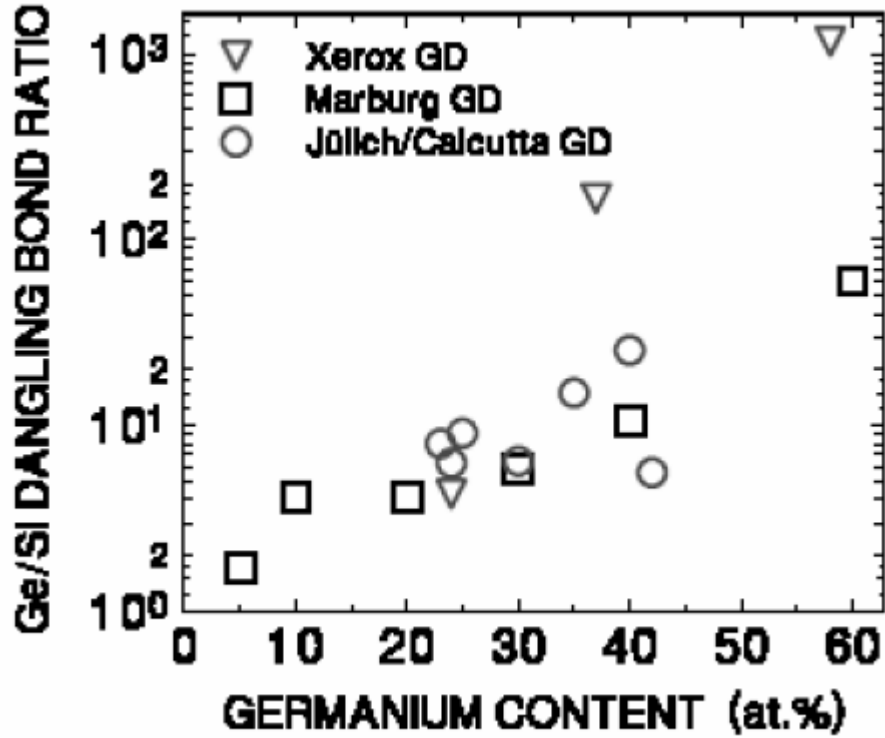
Çok katmanlı ince filim silisyum güneş pillerinde güneş spektrumunun kıvıltı ötesi bölgesini soğuracak katman olarak düşünölen potansiyeli en yüksek malzeme hidrojenlendirilmiş amorf silisyum-germanyum alaşımı (a-SiGe:H) ince filim malzemelerdir. Çünkü a-SiGe:H malzemelerin yasak enerji aralığı germanyum oranının değıştirilmesi ile a-Si:H'un yasak enerji aralığından daha düşük enerji değerlerine (1.75 eV'dan 1.30 eV'a kadar) ayarlanabilmektedir. Bu yaklaşım güneş ışığındaki uzun dalga boyuna sahip fotonların daha yüksek soğurma katsayısı ile soğurulmasına olanak vermekte ve sonuç olarak da güneş pillerinin enerji dönüşüm verimleri artmaktadır. USCC firmasının üçlü-eklem a-Si:H/a-SiGe:H/a-SiGe:H tandem tipi tasarımı bu ilke üzerine kurulmuştur ve bu tür güneş panellerinin enerji dönüşüm verimi prototip güneş gözeleri için %13 olarak yayınlanmıştır (J.Yang vd, 1997). 2006 yılında ABD'nin Uluslararası Yenilenebilir Enerji Laboratuvarında (NREL) yapılan çalışmalarda çok katmanlı ince filim silisyum güneş pillerinde alt katmanda a-SiGe:H yerine nc-Si:H kullanılarak ve güneş hücreleri optimize edilerek elde edilen verim 15.4% tür (S.Guha ve J.Yang, 2006). Hidrojenlendirilmiş amorf silisyum-germanyum alaşımı ince filimlerin kullanıldığı çok katmanlı ince filim silisyum güneş pillerinin verimini etkileyen en önemli etken, katkısız soğurucu amorf yarıiletken tabakanın soğurma spekturumu ve yük taşınımı özelliklerinin RFPECVD sistemindeki hazırlık koşulları yardımı ile en optimum hale getirilmesidir. Amorf yapı içindeki germanyum oranının artması ile yasak enerji aralığı daralmakta (Kolodzey vd, 1986), buna karşılık yasak enerji aralığına yerleşmiş amorf yapıdaki düzensizlik ve doymuş veya doymamış sallanan bağlardan oluşan elektronik kusurların sayısı germanyum oranı ile artmaktadır (M.Stutzman, 1989). Bunlara ek olarak, Staebler ve Wronski (Staebler ve Wronski, 1977) tarafından keşfedilen hidrojenlendirilmiş amorf silisyum ince filim malzemelerin uzun süre beyaz ışık altında kalmasından dolayı ortaya çıkan bozunma olayı hidrojenlendirilmiş amorf silisyum-germanyum alaşımı ince filim malzemelerde de görölmektedir. 2005 yılında ABD'nin Uluslararası Yenilenebilir Enerji Laboratuvarında (NREL) yapılan

çalışmalarda ilk kez Staebler-Wronski etkisi a-Ge:H ince filim malzemelerde ESR tekniği kullanılarak gözlemlenmiştir ve a-Si:H'un ışığa maruz kaldığında fotoiletkenliğinin azalmasında H ikililerinin (doublet) önemli bir etken olduğu Nükleer Manyetik Rezonans (NMR) yöntemi ile yapılan çalışmalar sonucu bulunmuştur (P.C.Taylor, 2005). Staebler-Wronski etkisi (SWE) olarak adlandırılan bu etki nedeniyle çok katmanlı ince filim silisyum güneş pillerinin uzun dönemde enerji dönüşüm verimleri ışık altında yaratılan elektronik kusurların artması ile azalmaktadır. Staebler-Wronski etkisi tamamıyla tersinir bir etkidir, ince filim malzemeler veya bu malzemelerden yapılmış güneş pilleri karanlıkta yüksek sıcaklıklarda (~170K) tavlandıklarında ışık ile yaratılan kusurlar tamamıyla ortadan kalkmakta ve karanlık ve ışık altındaki iletkenlik özellikleri ilk durumlarına geri dönmektedir. a-Si:H malzemelerin karakteristik bir özelliği olarak ortaya çıkan Staebler-Wronski etkisinin anlaşılması büyük bir ilgi odağı haline gelmiş ve dünyanın önemli üniversite ve araştırma merkezlerinde bu alanda bilimsel çalışmalar başlatılmıştır. Fakat a-SiGe:H ince filim malzemelerde bu tür çalışmaların sayısının a-Si:H üzerine yapılan çalışmalarla karşılaştırıldığında son derece az olduğu görölmektedir.

Hidrojenlendirilmiş amorf silisyum-germanyum ince filim malzemeler genellikle RF plazma yardımcı kimyasal buhar fazdan büyütme (RFPECVD) tekniği kullanılarak SiH₄, GeH₄ ve H₂ gazlarının plazma içinde parçalanarak cam, plastik çelik gibi taban malzemesi üzerine silisyum ve germanyum radikallerin depolanması ile elde edilir. Ayrıca foto-CVD, RF manyetik saçındırma (RF magnetron sputtering) yöntemleri kullanılarak da a-SiGe:H filimler üzerine çalışmalar yayımlanmıştır (J.Bulot ve M.P.Schmidt, 1987). Son zamanlarda ise yeni bir teknik olarak ince filim silisyum malzeme büyütülmesinde kullanılan "Kızgın Tel Yardımlı Kimyasal Buhar Fazdan Büyütme Tekniği (hot wire chemical vapor deposition (HWCVD) (H.Matsumara ve çalışma arkadaşları, 1988) ile a-SiGe:H ince filim malzemelerin büyütüldüğu yayımlanmıştır. Fakat bu yöntemler arasında teknolojik olarak endüstri boyutunda üretim sağlayabilen tek yöntem olarak RFPECVD kendini kanıtlamıştır (Finger ve Beyer, 1997)

İnce filim olarak büyütülen a-SiGe:H alaşımı malzemelerde amorf yapıdaki germanyum oranı arttığında yasak enerji aralığının azaldığı (J.Kolodzey vd, 1986), buna karşılık malzeme içindeki elektronik kusurların yoğunluğunun arttığı (Fuhs ve Finger, 1989; Stutzman vd,1989) önceki yayınlanan bilimsel çalışmalardan anlaşılmaktadır. Tamamıyla hazırlık koşulları tarafından belirlenen ve yasak enerji aralığında yerleşmiş elektronik kusurların incelenmesinde farklı yöntemler kullanılmıştır. En temel olarak, karanlık ve ısı iletkenlik yöntemleri (S.Aljishi, 1989; S.Guha, 1988; C.E. Nebel, 1988; M.Stutzman, 1989) ve daha özel olarak elektron spin rezonans (ESR) (Fuhs ve Finger, 1989; Stutzman ve çalışma arkadaşları,1989), düşük enerjili ışık soğurma spektroskopileri (Carius ve çalışma arkadaşları,1998) kullanılmıştır. ESR yöntemi kullanılarak farklı araştırma gurupları tarafından yapılan çalışmaların bir özeti Şekil 1.2’de gösterilmiştir. ESR yönteminin algıladığı elektronik kusurlar sadece tek elektrona sahip silisyum ve germanyum orijinli yüksüz sallanan bağlardır. Şekil 2’den anlaşıldığı gibi amorf yapıdaki germanyum oranı arttıkça germanyum orijinli D_{Ge}^0 tipi yüksüz kusurların silisyum orijinli D_{Si}^0 tipi yüksüz kusurlara baskın olduğu görülmektedir. Fakat ESR yöntemi diğer silisyum yada germanyum orijinli yüklü kusurları (D_{Ge}^- , D_{Ge}^+ , D_{Si}^- , D_{Si}^+ tipi kusurlar) algılayamamaktadır. Bu tür yüklü kusurlar diğer karanlık ve ışık altındaki iletkenlik özelliklerini ve yük yaratma-yok etme mekanizmalarını sıkıca kontrol etmektedir. 1998 yılında Carius ve çalışma arkadaşları tarafından yapılan çalışmada “sabit ışık iletkenlik yöntemi (CPM)” ve ısı ışın saptırma spektroskopisi (PDS) ile ölçülen düşük enerjili ışık soğurma katsayısı spektrumunun sayısal benzetişim yöntemi ile analizi sonucunda hem yüklü (D_{Ge}^- , D_{Ge}^+ , D_{Si}^- , D_{Si}^+ tipi kusurlar) hem de yüksüz (D_{Ge}^0 ve D_{Si}^0 tipi kusurlar) kusurların malzeme içinde birlikte bulunduğu belirtilmiştir (Carius vd , 1998). Bu tür kusurların dağılımının hidrojenlendirilmiş amorf silisyumdaki kusur dağılımıyla benzerlik gösterdiği ortaya konulmuştur. Yapılan son çalışmalarda germanyum oranının yüksek olduğu a-SiGe:H alaşımlarında ise yüklü elektronik kusurların daha fazla olduğu belirlenmiştir (Cohen, 1998). Mevcut elektronik kusurlara ek olarak, ışık ile yaratılan Staebler-Wronski kusurlarının araştırılması ve özelliklerinin belirlenmesi önemli bir araştırma konusunu teşkil etmektedir. Staebler-Wronski etkisinin a-SiGe:H ince filim

malzemelerde anlaşılması hem SWE'nin germanyum oranı ile nasıl değiştiğini hem de elektronik kusur yaratılma mekanizmasının a-Si:H ince filim malzemelerdeki doğasının anlaşılması bakımından son derece önemli bilimsel bulguları sağlayacaktır. Son otuz yıldır a-Si:H ince filim malzemeler ve güneş pillerinde SWE'nin araştırılması üzerine çok sayıda makale yayınlanmış, bu konu üzerine sempozyum ve konferanslar düzenlenmiştir.



Şekil 1.2. Hidrojenlendirilmiş amorf silisyum-germanyum alaşımı ince filim malzemelerde ESR yöntemi ile ölçülen silisyum ve germanyum orijinli yüksüz elektronik kusurların germanyum miktarı ile değişimi (Fuhs and Finger ,1989; Stutzmann et al.1989)

Fakat aynı etki üzerine a-SiGe:H ince filim malzemelerde yapılan çalışmaların sayısı son derece azdır. Bu çalışmaları zamansal gelişimine göre aşağıdaki gibi özetleyebiliriz.

a-SiGe:H alaşımlarında Staebler-Wronski etkisinin araştırılması üzerine ilk çalışmalar Bullot ve Nakarama tarafından yapılmıştır (Bullot ve Nakarama, 1983). Yapılan ilk çalışmalar Staebler-Wronski etkisinin a-SiGe:H ince filimlerde ihmal edilebilecek kadar az olduğu yayımlanmıştır. Bunun nedeni

olarak ilk çalışmalarda kullanılan malzemelerin çok düşük elektronik kaliteye sahip olduğu anlaşılmıştır (Bullot vd, 1983; Nakarama ve çalışma arkadaşları, 1983). 1980'lerin sonlarına doğru yapılan araştırmalar sonucunda a-SiGe:H alaşımlarında ışık altında kayda değer bir bozunumun meydana geldiği gösterilmiştir (Guha vd, 1987; Nebel vd, 1988; Aljishi vd, 1989; Stutzmann vd, 1989). ESR ile yapılan çalışmaların sonucunda düşük germanyum oranına sahip a-SiGe:H alaşımlarda ışık ile silisyum orijinli yüksüz kusurların D_{Si}^0 arttığı fakat germanyum orijinli yüksüz kusurların D_{Ge}^0 yoğunluklarının değişmediği, germanyum oranı %40'dan fazla olan a-SiGe:H malzemelerde ise hem silisyum orijinli yüksüz kusurların D_{Si}^0 hem de germanyum orijinli yüksüz kusurların D_{Ge}^0 yoğunluklarında bir artışın olmadığı belirlenmiştir (Nebel ve çalışma arkadaşları, 1988; Stutzmann et al. 1989). 1990'lı yılların başlarında yapılan daha kapsamlı araştırmalar ince film büyütme sistemlerindeki iyileşmelerin ardından daha yüksek elektronik kalitede a-SiGe:H filimlerin üretilmesini sağlamıştır (S.Guha vd, 1992; W.Paul vd, 1993; T.Unold vd, 1994). Urbach enerjisi E_{0V} 50 meV'dan daha düşük ve yasak enerji aralığında yerleşmiş kusurların yoğunlukları 10^{16} cm^{-3} mertebelerine indirilebilmiştir. Bu tür yüksek elektronik kalitede üretilen a-SiGe:H alaşımı örneklerde Staebler-Wronski etkisinin a-Si:H ince filimlerdeki kadar ciddi seviyelerde olduğu tespit edilmiştir. Düşük germanyum oranına sahip malzemelerde hem silisyum orijinli yüksüz kusurların D_{Si}^0 hem de germanyum orijinli yüksüz kusurların D_{Ge}^0 önemli rol oynadığı, germanyum oranı %20'den yüksek a-SiGe:H alaşımlarında ise yüklü elektronik kusurların (D_{Ge}^- , D_{Ge}^+ , D_{Si}^- , D_{Si}^+ tipi kusurlar) önemli rol oynadığı belirtilmektedir (S.Guha vd, 1992; W.Paul vd, 1993; T.Unold vd, 1994). Özellikle artan germanyum yüzdesi ile daha fazla yüklü kusurların oluştuğu Cohen ve çalışma arkadaşları tarafından “drive level capacitance” yöntemi kullanılarak yayınlanmıştır (Cohen, 1998). Buna ek olarak, “modulated photoconductivity (MPC)” yöntemi kullanılarak incelenen a-Si:H ve a-SiGe:H alaşımı ince filimlerin sonuçlarından germanyum yüzdesi ile yeni kusurların yaratıldığı belirtilmektedir (Cohen, 2000). a-Si:H için iletkenlik bandının 0,6 eV altındaki enerjilerde bir adet kusur bandı MPC ile gözlenirken, a-SiGe:H alaşımı malzemelerde hem 0,6 eV enerji değerindeki

kusur bandı hem de 0,75 eV ile 0,8eV arası enerjilerde ikinci bir kusur bandının Ge orijinli kusurlara ait olduğu belirtilmektedir (Cohen, 2000). Hidrojenlendirilmiş amorf silisyum malzemelerde belirli sayıda sıcaklığa bağlı ışıl iletkenlik ölçümleri yayınlanmış ve “thermal quenching” olayı katkısız amorf silisyum malzemelerde gözlenmiştir (Vanier, 1982; McMahon, 1985). a-SiGe:H alaşımı malzemeler üzerine yapılan bir çok çalışmada en temel karanlık iletkenlik ve fotoiletkenlik ölçümleri malzemenin kalitesinin anlaşılmasında kullanılmasına rağmen ayrıntılı olarak ışık şiddetine ve özellikle sıcaklığa bağlı fotoiletkenlik ölçümleri kullanılarak a-SiGe:H ince filimlerde yapılan bir çalışma literatürde mevcut değildir.

1.1 Tezin Amacı

Bu tezin amacı katkısız hidrojenlendirilmiş amorf silisyum germanyum alaşımı ince filimlerde germanyum yüzdesindeki değişim ile oluşan öz kusurların yoğunlukları ve dağılımları hakkında ışık şiddetine ve sıcaklığa bağlı foto iletkenlik yöntemlerini kullanarak bilgi edinmektir. Buna ek olarak hidrojenlendirilmiş amorf silisyum ve hidrojenlendirilmiş amorf silisyum germanyum alaşımı ince filimlerin en önemli problemi olan Staebler-Wronski etkisinin germanyum yüzdesi ile nasıl değiştiği ve ışık ile yaratılan elektronik kusurların yoğunlukları, dağılımları ve tavlanmış durumda mevcut öz kusurlardan farkları veya benzerlikleri hakkında bilgi sahibi olmaktır. Bu amaçları gerçekleştirmek için a-SiGe:H alaşımı malzemeler yüksek vakum ($1-2 \times 10^{-6}$ mbar) ile çalışan Kriostat içine yerleştirilip tavlanmış durumda ve Staebler-Wronski durumunda karanlık ve ışık altındaki bütün ölçümler 300K-77K arasında malzeme vakum ortamında iken gerçekleştirilecektir. Elde edilen bulgular literatürde mevcut olan bulgularla karşılaştırılacaktır.

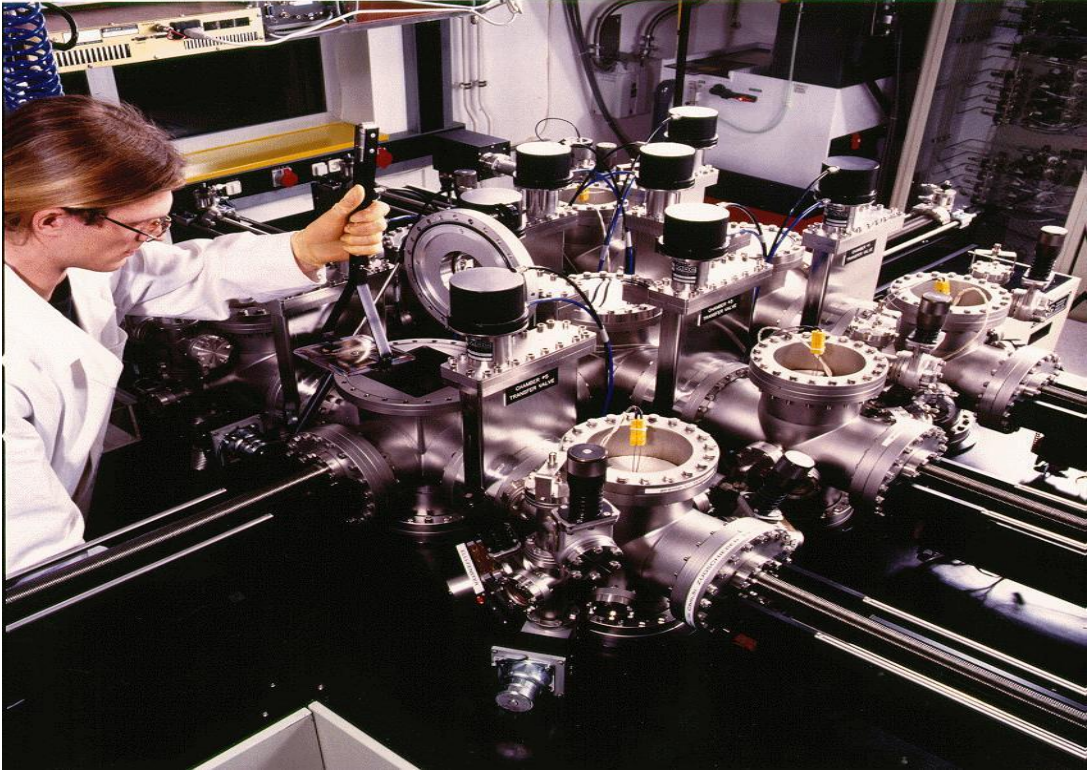
2. MALZEMELER VE DENEYSEL YÖNTEMLER

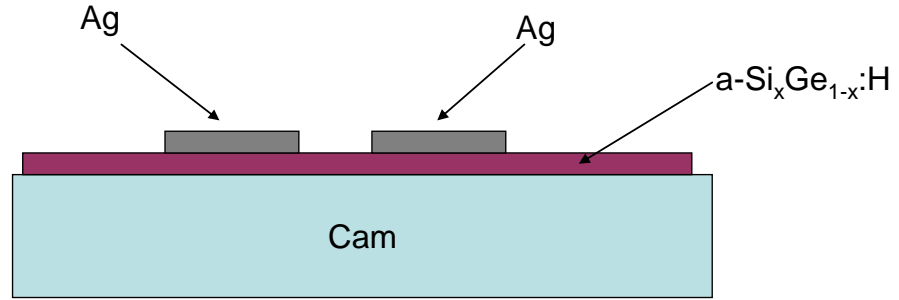
2.1 Kullanılan İnce Filim Malzemeler

Bu tezde kullanılan Ge oranları %10 ile %75 arasında değişen 5 farklı hidrojenlendirilmiş amorf silisyum germanyum (a-SiGe:H) alaşımı ince filim malzemeler Şekil 2.1’de gösterilen RF Plazma Yardımlı Kimyasal Buhar Fazdan Büyütme tekniği kullanılarak (*plasma enhanced chemical vapor deposition- RF PECVD*) Almanya’nın Jülich Araştırma Merkezi Fotovoltaik Enstitüsünde, hidrojenlendirilmiş amorf silisyum (a-Si:H) örneği ise, DC “Glow Discharge” tekniği ile Pennsylvania’daki BP Solarex firmasında büyütülmüştür. RF-PECVD büyütme tekniği kullanılarak farklı vakum odalarında iki elektrod arasına uygulanan elektrik alan altında silan (SiH_4), german (GeH_4), ve hidrojen (H_2) gaz karışımının parçalanması ile oluşan plazma içerisindeki Si ve Ge radikallerinin sıcaklığı 200°C olan taban malzeme üzerine çökmesi sağlanarak büyütülme işlemi gerçekleştirilmiştir. GeH_4 akış hızı değiştirilerek silisyum zengin hidrojenlendirilmiş a-SiGe:H alaşımı ince filim malzemelerin Ge oranları 0%, %10, %20, %30 ve %40 olarak, germanyum zengin a-SiGe:H alaşımı ince filim malzemelerin germanyum oranı ise %75 olarak elde edilmiştir. a-Si:H ince filimin taban malzeme sıcaklığı ise 260°C dir. Cam üzerine büyütülen ince filim malzemeler daha sonra vakum buharlaştırıcı (Evaporator) ve elektrod maskesi kullanılarak paralel metal kontaklar oluşturulmuştur. Paralel metal elektrodlar gümüş metali vakumda buharlaştırılarak a-SiGe:H ince filim üzerine büyütülmüştür. Bu tezde kullanılan ince film malzemelerin kesiti ve üstten görünümü Şekil 2.2a ve Şekil 2.2b’de gösterilmiştir. Gümüş elektrodların boyu 0,5 cm ve aralarındaki uzaklık 0,5 mm’dir. Bu tezde kullanılan amorf silisyum – germanyum alaşım ince filim malzemelerin kalınlıkları ve diğer parametreleri aşağıda Tablo 2.1 de özetlenmiştir. Bu tezde kullanılan malzemeler yüksek elektronik kalitede olup bunlarla önceden yapılan bilimsel çalışmalar D.Lundzien ve çalışma arkadaşları tarafından yayınlanmıştır (D.Lundzien vd, 1997).

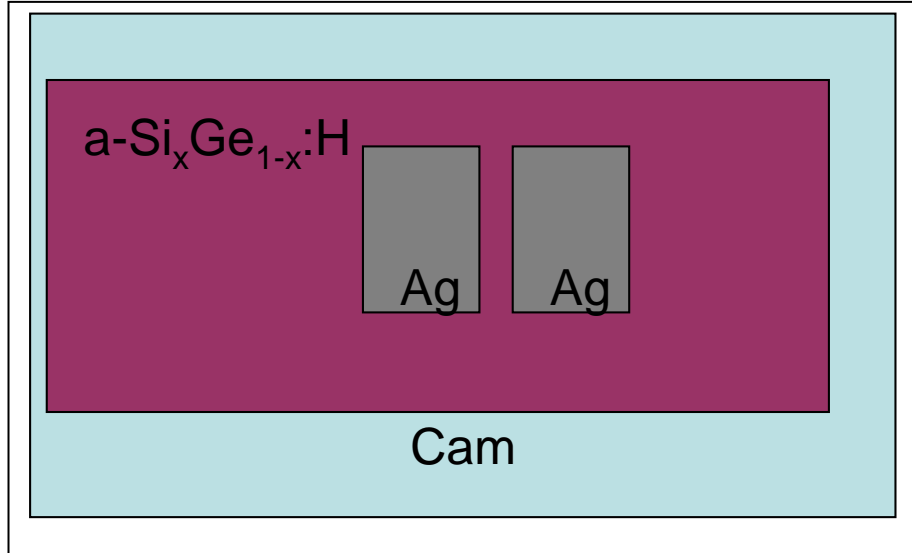
Tablo 2.1. Tezde kullanılan a-Si:H ve a-SiGe:H ince filim malzemelerin listesi

Örnekler	Ge %	t (cm)	Büyütme Tekniği
DL 146-a-SiGe:H	10 %	6.9e-5	RF PECVD,13.56 MHz, 200C, 700mTorr
DL 147-a-SiGe:H	%20	6.7e-5	RF PECVD,13.56 MHz, 200C, 700mTorr
DL 148-a-SiGe:H	%30	6.1e-5	RF PECVD,13.56 MHz, 200C, 700mTorr
DL 149-a-SiGe:H	%40	4.4e-5	RFPECVD,13.56 MHz, 200C, 700mTorr
DL 154-a-SiGe:H	%75	8.8e-5	RFPECVD,13.56 MHz, 200C, 700mTorr
SmartA2-a-Si:H	0%	1e-4	DC Glow Discharge, 260C

**Şekil 2.1.** PECVD sisteminin resmi (Jülich Araştırma Merkezi, Jülich, Almanya)



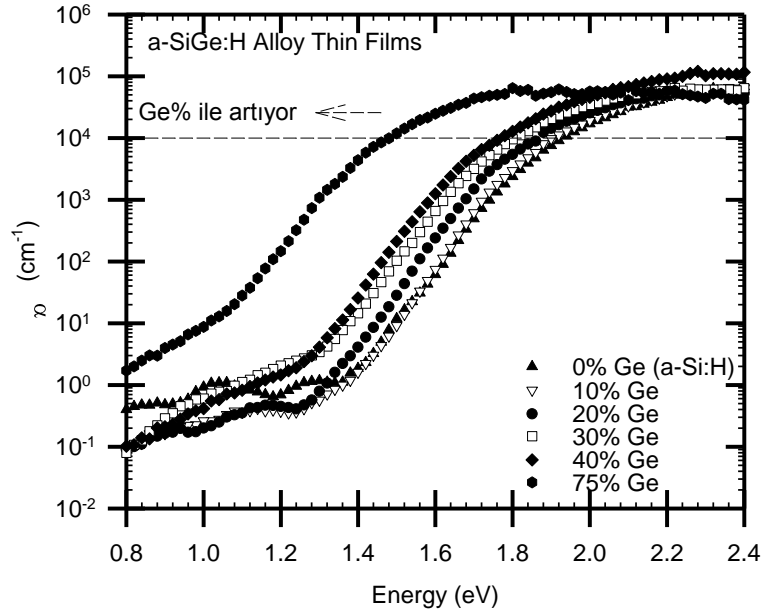
Şekil 2.2a. Tezde kullanılan a-SiGe:H ince filim malzemelerin kesiti



Şekil 2.2b. Tezde kullanılan a-SiGe:H ince filim malzemelerin üstten görünümü.

Bu malzemelerin optik soğurma katsayısı ölçümleri E. Dönertaş Yavaş tarafından Isıl Işın Saptırma Spektroskopisi (PDS) ve İki Demetli Foto iletkenlik (DBP) yöntemleri kullanılarak ölçülmüştür (E.Dönertaş Yavaş Yüksek Lisans Tezi, 2005). Bu tez çalışmasında her bir ince filim malzeme için fotoiletkenlik ölçümlerinde kullanılan tekrenk ışık filtrelerinin dalgaboyuna

karşılık gelen optik soğurma katsayısı $\alpha(\lambda)$ değerleri doğrudan Şekil 2.3’de verilen eğrilerden okunarak elde edilmiştir.



Şekil 2.3. Bu tezde kullanılan a-Si:H ve a-SiGe:H alaşımı ince film malzemelerin daha önceki araştırmacılar tarafından PDS ve DBP yöntemleri ile ölçülmüş optik soğurma katsayısı spektrumunun enerjiye bağlı değişimi (E.Dönertaş Yavaş, Yüksek Lisans Tezi)

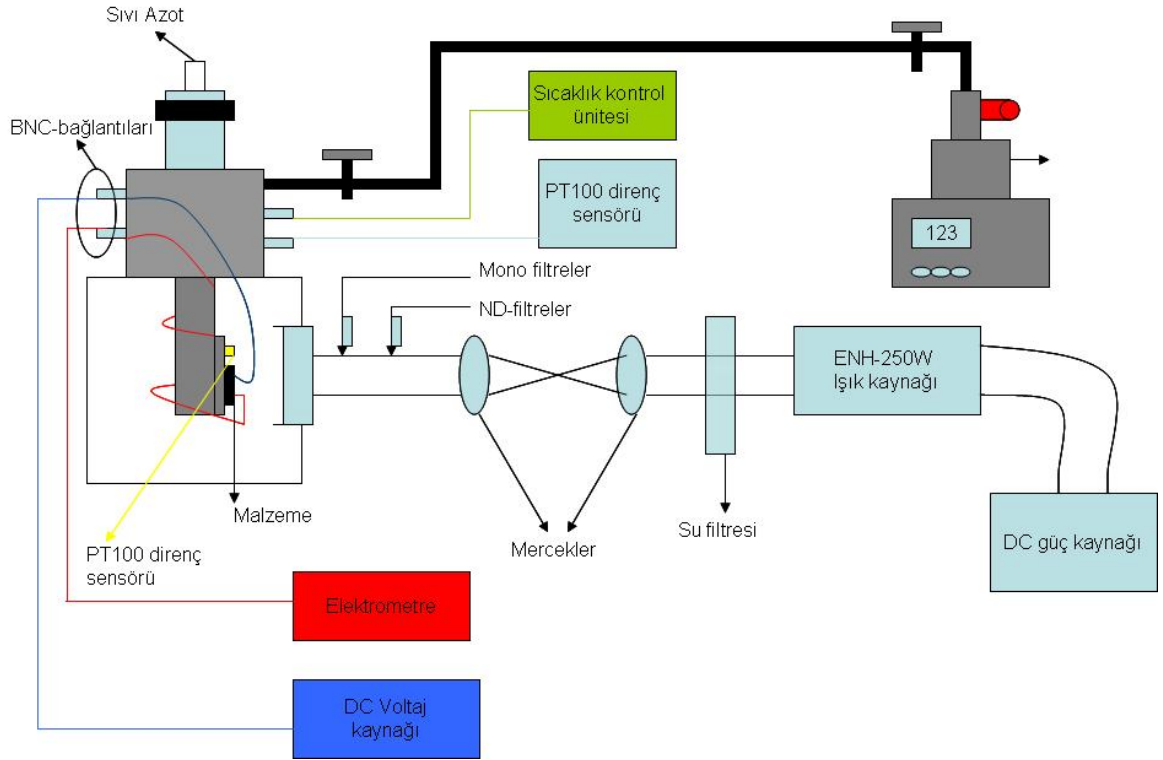
2.2 Karanlık İletkenlik Ölçümleri

İncelenecek hidrojenlendirilmiş amorf silisyum – germanyum ince film malzemelerin karanlık iletkenlik ölçümleri JANIS marka, sıvı azot ile soğutan, Pfeiffer marka Turbo moleküler pompa ile 10^{-6} mbar vakum seviyesinde ölçüm koşulları sağlayan Kriostat içinde gerçekleştirilmiştir. Şekil 2.4 de görülen Kriostat sisteminde önce örnek malzemeler örnek tutucu üzerine yerleştirilip elektriksel kontakları metal prob uçları ile sağlanmıştır. Ohmmetre ile kontrol edip, doğrusal akım-gerilim eğrisi (Ohm yasası ile belirlenen) gösterdiği belirlendikten sonra Kriostat vakum altına alınmıştır. Paralel iki gümüş kontaklara bağlanan prob uçları Kriostata monte edilmiş BNC tipi çıkışlar ile Keithley 6514 Elektrometre ve Agilent E3649A DC gerilim

kaynağına bağlanmıştır. Karanlık iletkenlik ölçümü için Kriostatın dört adet kuartz penceresi tamamen kapatılarak karanlık ortam sağlanmıştır. Kriostat içinde bakır örnek tutucu içine gömülü ısıtıcı ve silisyum sıcaklık algılayıcısı, elektrik besleme uçlarından Lake Shore 331 sıcaklık kontrol ünitesine bağlıdır. Kontrol ünitesi ayarlanan sıcaklık değerine göre gerekli ısıtmayı, ölçülen sıcaklık ile karşılaştırarak gerekli güç transferini sağlar. Örnekler Kriostat içine yerleştirildikten sonra mekanik pompa çalıştırılarak basınç 2-4 mbar'a getirildiğinde turbo moleküler pompa çalıştırılıp basıncın $1-2 \times 10^{-6}$ mbar'a kadar düşmesi sağlandı. İnce filim malzemelerin elektriksel kontakları basıncın $1-2 \times 10^{-6}$ mbar vakum seviyesine inildikten sonra hem karanlık hem de ışık altında akım-gerilim eğrisi -100V ile +100V arasında tekrar ölçülerek kontakların ohmik çalışma bölgesi belirlenmiştir. Daha sonra Ohmik bölge içinde kalan en yüksek gerilim değeri uygulanarak karanlık iletkenlik ölçümleri yapılmıştır. Kriostatın elektriksel giriş uçlarından birisine bağlı olan Lake Shore 331 marka sıcaklık denetleyicisi ile ince filim malzemenin sıcaklığı 170°C ye çıkarılıp bu sıcaklıkta 8-12 saat ısıtılarak ısıl işleme maruz bırakıldı (tavlandı). Isıl işlemden sonra oda sıcaklığına kadar sıcaklık adım adım 10K azaltılarak sabit gerilim altında karanlık akım değerleri elektrometre yardımı ile ölçüldü. Sonra ölçülen karanlık akım, uygulanan gerilim, malzemenin kalınlığı, elektrotların uzunluğu ve aralarındaki mesafe değerleri denklem 2.1 de yerine konularak karanlık öziletkenlik, σ_D , değerleri hesaplandı.

$$\sigma_d = I_d \times d / (V \times t \times l) \quad (\text{S/cm}) \quad (2.1)$$

Bu denklemde I_d karanlıkta ölçülen akımı, d metal elektrotlar arasındaki uzaklığı, t a-SiGe:H ince filim malzemenin kalınlığını, l ise metal elektrotların uzunluğunu vermektedir.



Şekil 2.4. Turbo moleküler pompa ile çalışan vakumlu karanlık ve fotoiletkenlik ölçüm sistemi

Bu hesaplardan elde edilen karanlık öziletkenlik değerlerinin $1000/T$ ye karşılık çizilen yarı logaritmik grafiğinin (Arrhenius grafiği) eğiminden ince film malzemelerin aktivasyon enerjileri $E_A = E_C - E_F$ ve σ_0 önçarpanı denklemler 2.2 kullanılarak hesaplandı. Denklem 2.2 ile verilen karanlık öziletkenlik eşitliğinde aktivasyon enerjisi karanlıktaki Fermi enerjisi ile iletkenlik bandı arasındaki enerji farkına eşittir. Bu yöntem kullanılarak bütün örneklerin Fermi seviyelerinin karanlıktaki değeri belirlendi.

$$\sigma_D = e\mu N_c e^{\frac{-(E_c - E_f)}{kT}} = \sigma_0 \exp\left[\frac{-(E_c - E_f)}{kT}\right] \quad E_a = E_c - E_f \quad (2.2)$$

2.3 Fotoiletkenlik Ölçümleri

Kararlı durum fotoiletkenlik ölçümleri iki farklı şekilde ölçülmüştür. Birincisi, oda sıcaklığında tek renkli ışığın şiddeti değiştirilerek, ikincisi ise değişik ışık şiddetlerinde sıcaklığı değiştirerek ölçülmüştür.

2.3.1 Işık Şiddetine Bağlı Fotoiletkenlik Yöntemi

Kriostatın içine örnek tutucu üzerine yerleştirilmiş a-SiGe:H ince filim malzemeler karanlıkta tavlandıktan sonra oda sıcaklığına kadar soğutulmuştur. İnce filim malzemeler $1-2 \times 10^{-6}$ mbar vakum ortamında iken Kriostatın bir penceresinden ışık akısı kalibre edilmiş tek renk ışık demeti örnek malzeme üzerine kontrollu olarak düşürüldü. Tek renk ışık demeti $\lambda = 690$ nm, $\lambda = 750$ nm ve $\lambda = 800$ nm dalga boyunda tek renk ışık filtreleri beyaz ışık demeti önüne konarak elde edildi. Beyaz ışık demeti ise 250W ve 2.08A ile çalışan ENH tipi lamba kullanılarak elde edilmiştir. Beyaz ışık kaynağının kızılötesi dalga boylarındaki akısı lamba önüne yerleştirilen saf su ışık filtresi ile kesilerek deney sırasında örnek malzemelerin ısınmaları önlenmiştir. Beyaz ışık kaynağından elde edilen tek renk ışık demetinin ışık akısı 1 güneş ışığı altında kalibrasyonu yapılmış standart kuantum verim eğrisi bilinen silisyum foto diyot ile ölçülmüştür. Fotoiletkenlik ölçümleri sırasında ışık kaynağı 1.8A ve 100V gerilim altında çalıştırılmış ve ışık akısı periyodik olarak ölçüldüğünde akı değerlerinin 5% lik bir değişim içinde sabit kaldığı gözlenmiştir. Işığın şiddetini 5 merteye azaltan farklı nötür yoğunluk filtreleri kullanılarak fotoakım değerleri Keithley 6514 Elektrometresi ile ölçüldü. Silisyum fotodiyodun tek renk ışığın dalga boyuna karşılık gelen kuantum verimi (QE), foto diyodun yüzey alanı ve ölçülen fotoakım değerleri kullanılarak tek renk ışığın 1 cm^2 yüzeye 1 s'de yaydığı foton sayısı, ışık akısı, $F(h\nu)$, olarak hesaplanmıştır. Tek renk ışık filtrelerine ek olarak RG610 “long pass” kırmızı ışık filtresi kullanılarak daha yüksek ışıltı yaratma hızı G değerleri altında fotoiletkenlik ölçümleri elde edildi. RG610 ışık filtresi 610 nm'den büyük dalga boylarını geçirir, 610 nm'den küçük dalga boylarını geçirmeme özelliğine sahiptir. Tek renk ışık filtreleri ve RG610 “long pass” ışık filtreleri

için ışık şiddetine göre yapılan fotoiletkenlik ölçümleri aynı eğimi göstermesinden dolayı RG610 kırmızı filtreye karşılık gelen ışık altında elektron-boşluk yaratma hızları, tek renk ışık filtresinin bilinen elektron-deşik yaratma hızı değerlerinin belli bir katsayı ile çarpılması ile elde edildi. Fotoiletkenlik değerleri ölçülen ışıl akım, uygulanan gerilim ve ince filim malzemenin kontak geometrisi kullanılarak aşağıdaki denklem 2.3 kullanılarak hesaplandı.

$$\sigma_{ph} = Iph \times d / (V \times t \times l) \quad (\text{S/cm}) \quad (2.3)$$

Aynı şekilde ışık altında oluşturulan fotoiletkenlik teorisine göre; bir yarıiletkenin iletkenliği denklem 2.4 ile de ifade edilir ve iletimdeki değişim fotoiletkenlik olarak adlandırılır (Simmons ve Taylor; 1972, 1973).

$$\sigma_{ph} = q\mu_n n + q\mu_p p \quad (\text{S/cm}) \quad (2.4)$$

Bu formülde $n = G\tau_n$ ve $p = G\tau_p$ serbest elektron ve deşiklerin birim hacimdeki sayısını ifade etmektedir. μ_n ve μ_p elektron ve deşiklerin mobilitelesini, τ_n ve τ_p sırası ile serbest elektronların ve deşiklerin yaşam sürelerini, G ise birim hacimde ışık altında elektron-deşik yaratma hızını göstermektedir. Hidrojenlendirilmiş amorf silisyum germanyum ince filim alaşımlarında iletkenlik çoğunluk yük taşıyıcıları olan elektronlar tarafından sağlanır (çünkü $\mu_n \tau_n \gg \mu_p \tau_p$). Bundan dolayı fotoiletkenlik denklemi aşağıdaki gibi basit hale indirgenebilir.

$$\sigma_{ph} \cong q\mu_n n \quad (\text{S/cm}) \quad (2.5)$$

$$n = G\tau_n \quad (\text{cm}^{-3}) \quad (2.6)$$

Değerini denklem 2.5’de yerine koyarsak,

$$\sigma_{ph} = q\mu_n\tau_n G \quad (\text{S/cm}) \quad (2.7)$$

olarak elde edilir.

Her örnek malzeme için ışııl yaratma hızı G değeri, kullanılan tek renk ışığın enerjisine karşılık gelen soğurma katsayısı, $\alpha(\lambda)$, malzemenin kalınlığı t , ve ışık akısı, $F(\lambda)$ değeri denklemler 2.8 'de yerine konularak hesaplandı.

$$G = \frac{F(h\nu)\eta(h\nu) (1-R) [1 - e^{-\alpha(h\nu)t}]}{t} \quad (\text{cm}^{-3}\text{s}^{-1}) \quad (2.8)$$

Bu denklemlerde $\eta(\lambda)$ tek renk ışığın elektron-deşik yaratma verimini (genellikle 1.0 alınır), R değeri ışığın filim yüzeyinden yansıma katsayısını, $\alpha(\lambda)$ tek renk ışığın ince filim malzemede optik soğurma katsayısını ve t ise ince filim malzemenin kalınlığını göstermektedir. Fotoiletkenlik, σ_{ph} , ve hesaplanan G değeri kullanılarak çoğunluk yüklerin $\mu\tau$ - çarpım değeri aşağıdaki denklemler 2.9 kullanılarak hesaplanır;

$$\mu_n\tau_n = \sigma_{ph} / (G \times q) \quad (\text{cm}^2/\text{V}) \quad (2.9)$$

Fotoiletkenlik ve G arasında denklemler 2.10' daki gibi bir ilişki vardır.

$$\sigma_{ph} \propto G^\gamma \quad (\text{S/cm}) \quad (2.10)$$

Burada γ üstel parametresi önemli fiziksel mekanizmaların göstergesidir. Işık ile yaratılan elektron-deşiklerin yeniden birleşme mekanizmalarının nasıl olduğunu γ üstel parametresi doğrudan söylemektedir. Dolayısı ile $\log \sigma_{ph} - \log G$ grafiğinin eğiminden γ üstel parametresi deneysel olarak elde edilmektedir. Denklemler (2.9) ve (2.10) kullanılarak, Fotoiletkenliği oluşturan çoğunluk yük taşıyıcısı elektronların mobilite-yaşam süresi çarpımı, $\mu\tau$ - çarpımı, değerlerinin birim hacimde elektron-boşluk yaratma hızı arasındaki ilişki ise denklemler 2.11' deki gibidir.

$$\mu\tau \propto G^{\gamma-1} \quad (\text{cm}^2/\text{V}) \quad (2.11)$$

Log $\mu\tau$ - log G grafiğinin egimindede γ üstel parametresi elde edilmektedir. Fotoiletkenlik ölçümleri kullanılarak elde edilen $\mu\tau$ -çarpımı değerleri fotovoltaiik malzemenin araştırılmasında, elektronik kalitesinin belirlenmesinde önemli bir malzeme parametresidir

2.3.2 Sıcaklığa Bağlı Fotoiletkenlik Yöntemi

Kriostat içinde $1-2 \times 10^{-6}$ mbar vakum ortamında bulunan örnek malzemelerin oda sıcaklığında ısı iletkenlik ölçümü tamamlandıktan sonra Kriostat haznesine sıvı azot doldurulup sıcaklık kontrol ünitesi 77K değerine ayarlandı. Yaklaşık bir saat süre içinde örnek tutucunun bulunduğu bölgenin sıcaklığı 77K değerine ulaşmaktadır. Sıcaklık değeri hem silisyum sıcaklık algılayıcısı hem de ikinci bir PT100 tipi platinum direnç sıcaklık algılayıcısı ile dört- nokta direnç ölçümü yöntemi ile ölçüldü. Dört – nokta direnç ölçümü için sabit akım kaynağı ile dış elektrotlardan 3.04 mA akım beslendi. İç elektrotlardan gerilim farkı sıcaklığın fonksiyonu olarak DC voltmetre ile okunarak PT100 algılayıcısının direnci hesaplandı. PT100 sıcaklık algılayıcısını üreten firmanın sağladığı standart direnç – sıcaklık eğrisinden dirence karşılık gelen sıcaklık değeri okundu. Silisyum sıcaklık algılayıcı ile PT100 sıcaklık algılayıcısı tarafından okunan sıcaklık değerlerinin ± 0.5 K sıcaklık aralığında birbirine çok yakın olduğu görüldü. Her ayarlanan sıcaklık değerinde örnek malzemenin karanlıkta ısı 1 dengeye gelmesi için 10-15 dakika beklendi ve karanlık akım değeri ölçülebiliyorsa sabit kaldığı andan itibaren ışık şiddetine bağlı fotoiletkenlik ölçümleri yapıldı. 77K den 300K değerine kadar ölçülen fotoakım ve ince filim malzemenin kontak geometrisi kullanılarak fotoiletkenlik ve G değerleri hesaplandı. Bundan sonra, bu değerler kullanılarak, çoğunluk yüklerin $\mu\tau$ -çarpımı hesaplandı. Fotoiletkenlik ve $\mu\tau$ - çarpımının $1000/T$ ye göre değişimleri grafiksel olarak gösterildi.

2.4 Tavlama (Isıl işlem) Yöntemi

Bu tezde kullanılan bütün a-SiGe:H ince filim malzemelerin tavlama işlemi aynı ortam ve sıcaklık koşulları altında yapıldı. Tavlama işlemi $1-2 \times 10^{-6}$ mbar vakum altında, karanlıkta, 450K sıcaklıkta 10 ile 20 saat arası bir zamanda karanlık iletkenlik değeri sabit kalıncaya kadar ısıtılarak yapıldı. Tavlama sırasında Kriostatın pencereleri siyah kumaş bantlarla iyice kapatılıp ışığın girmesi engellendi. Daha sonra ince filim malzemenin sıcaklığa bağlı karanlık iletkenlik değerleri oda sıcaklığına kadar ölçülüp aktivasyon enerjileri belirlendi. Bu işlem a-SiGe:H ince filim malzemeler beyaz ışık altında bekletildikten sonra (Staebler-Wronski işlemi) tekrarlanarak malzeme tavllanmış duruma getirildi.

2.5 Staebler-Wronski İşlemi

a-SiGe:H ince filim malzemelerin her biri 5 saat boyunca 300K' de gerilim altında ve gerilim uygulamadan 5 güneş şiddetinde homojen beyaz ışığa maruz bırakıldı. Işık kaynağından elde edilen beyaz ışık merceklere geçirilerek Kriostatın içerisindeki örneklerin üzerine homojen bir şekilde düşmesi sağlandı. Işık banyosu sırasında örnek malzemenin sıcaklığı PT100 sıcaklık algılayıcısı ile ölçüldü. Kriostat içinde kontrollü vakum ve sıcaklık altında gerçekleştirilen 5 güneş ışığı altındaki ışık banyosunun örnek malzemenin sıcaklığında 10K'lik bir artış sağladığı gözlemlendi. 5 saatlik ışık banyosu sonunda örnek malzeme 77K'e soğutularak 1 saat beklendi. Örnek malzeme ısı dengeye ulaştıktan sonra tekrar ışık filtreleri ile ışık şiddetine bağlı fotoakım ölçümleri yapıldı. 77K den 300K'e kadar her 30K'lik sıcaklık artışı sonrası fotoakım ölçümleri değişik nörün yoğunluk filtreleri kullanılarak ölçüldü. 300K den yüksek sıcaklıklarda kısmi tavlama işleminin başlamasından dolayı örnek malzemenin Staebler-Wronski durumu sadece 77K-300K arasında ölçümler yapılarak incelendi. Daha sonraki işlem için örnek malzeme 450K'e kadar ısıtılıp yeterli süre içinde tekrar tavlandı. Bu tavlama ve ışık banyosu işlemi her örnek malzeme için birkaç kez tekrarlandı. Tekrarlama işlemi sonucunda

tavlanmış durum tekrar elde edildi. Staebler-Wronski durumunun her bir malzeme için tamamıyla geri dönüşümlü bir etki olduğu gözlemlendi.

2.6 Işık Kalibrasyonu

Işık kaynağında ENH tipi lamba kullanılarak elde edilen beyaz ışığın şiddeti 1 güneş ışığı (AM1.5) altında akım-gerilim eğrisi kalibre edilmiş silisyum foto diyot yardımı ile ölçüldü. Beyaz ışık demeti önüne nötür yoğunluk ışık filtreleri kullanılarak foto diyotun 1 güneş altında kalibre edilmiş kısa devre akımı Keithley 6514 marka elektrometre ile ölçüldü. Bu kısa devre akımına, I_{sc} , karşılık gelen nötür yoğunluk filtrelerinin optik geçirgenlik değerinden kullanılan beyaz ışık şiddetinin yaklaşık 5 güneş şiddetinde ($5kW/m^2$) olduğu belirlendi. Staebler-Wronski işleminde ENH lamba aynı çalışma gerilimi ve akımı altında kullanılarak örnek malzemelerin özdeş 5 güneş ışığı altında bozunmaları sağlandı. Daha sonra silisyum foto diyot önüne $\lambda = 690 \text{ nm}$, $\lambda = 750 \text{ nm}$ ve $\lambda = 800 \text{ nm}$ ışık filtreleri konarak fotoakım, $I_{ph}(\lambda)$, değerleri ölçüldü. Beyaz ışık kaynağının tek renk ışık filtresi ile fotoakımı ölçüldükten sonra, nötür yoğunluk filtreleri ile tek renk ışık filtreleri birlikte iken foto diyotun fotoakımları ölçülerek nötür yoğunluk filtrelerinin etkin optik geçirgenlik, T , değerleri hesaplandı:

$$T = I_{ph}(\text{ND Filtre} + \text{Tekrenk Filtre}) / I_{ph}(\text{Tekrenk Filtre}) \quad (2.12)$$

Bu denklemde, **$I_{ph}(\text{ND Filtre} + \text{Tekrenk Filtre})$** değeri tekrenk ışık filtresi ile nötür yoğunluk filtresi birlikte iken ölçülen fotoakımı ve **$I_{ph}(\text{Tekrenk Filtre})$** değeri ise sadece tekrenk filtre ile ölçülen fotoakım değerini belirtmektedir. Her filtre ve filtreler için ölçülen etkin optik geçirgenlik değerleri fotoiletkenlik, σ_{ph} , ve ışıl yaratma hızı, G , hesaplarında kullanıldı.

Tek renk ışık filtresi için ölçülen fotoakım, $I_{ph}(\lambda)$, dedektörün alanı, A , ve tekrenk ışığın dalga boyuna karşılık gelen foto diyodun kuantum verimi, $QE(\lambda)$ değerini kullanarak tekrenk ışığın ışık akısı, $F(\lambda)$, yani 1 cm^2 alana 1 s 'de düşen foton sayısı, aşağıdaki deklemler 2.13 yardımı ile hesaplandı;

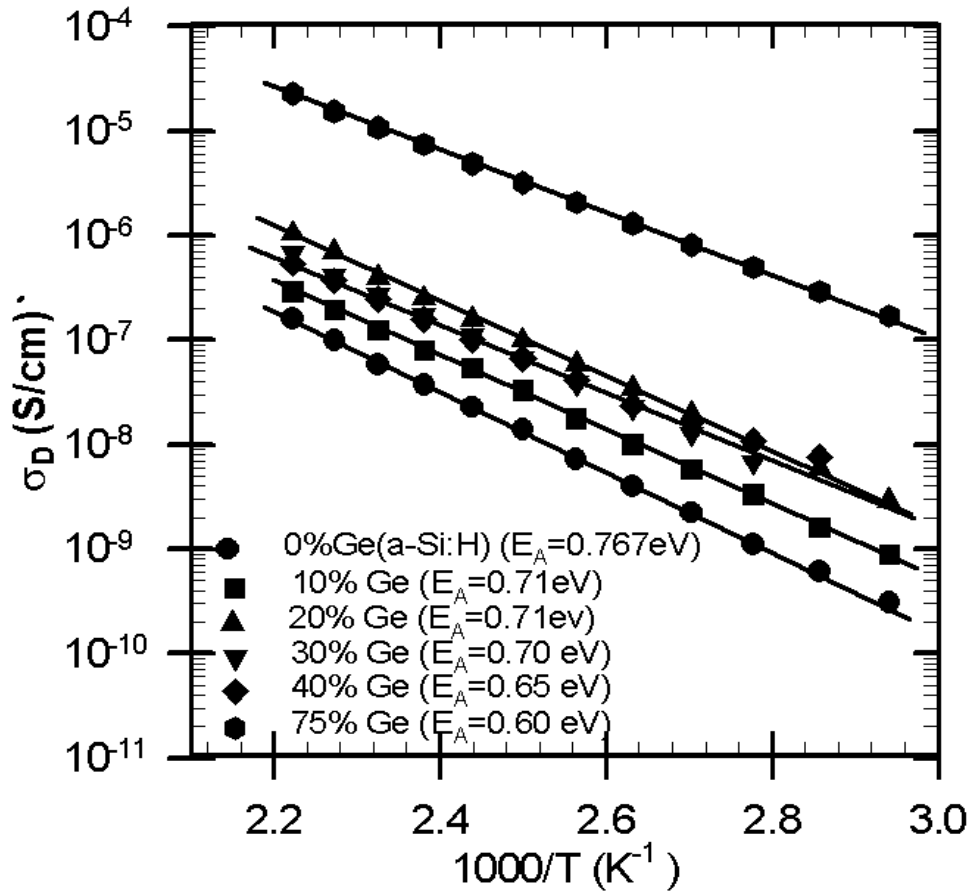
$$F(\lambda) = I_{ph}(\lambda)/(A \times QE(\lambda) \times q) \quad (\text{cm}^{-2}\text{s}^{-1}) \quad (2.13)$$

a-Si:H ve a-SiGe:H alaşımı ince filim malzemelerin daha önceki araştırmacılar tarafından PDS ve DBP yöntemleri ile ölçölmüş (E.Dönertaş Yavaş, Yüksek Lisans Tezi) optik soğurma katsayısı değerleri, $F(\lambda)$, örneklerin kalınlıkları ve kreostat camının yansıtma katsayısı kullanılarak ışıl yaratma hızı, G , değerleri elde edildi.

3. TAVLANMIŞ DURUMDA DENEYSEL BULGULAR

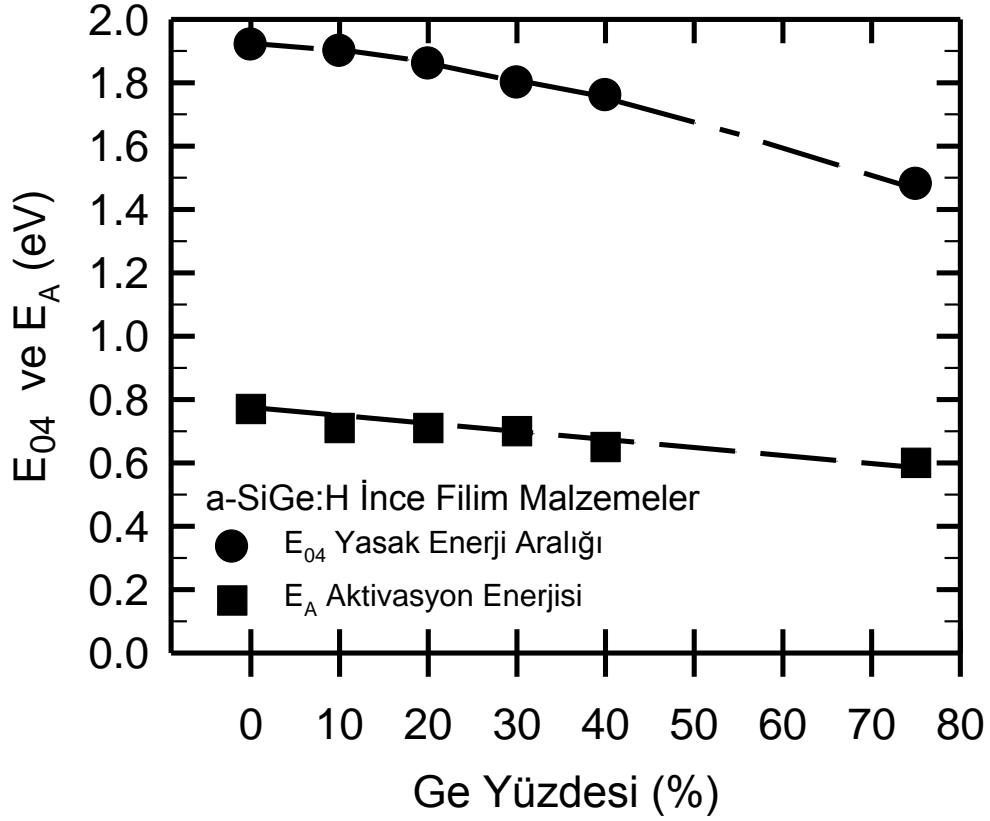
3.1 Karanlıkta İletkenlik Ölçümleri

Amorf yapı içindeki germanyum oranının RFPECVD sisteminde büyütme işlemi sırasında kontrollü bir şekilde değiştirilmesi ile oluşan ince film malzemenin yasak enerji aralığı azalmaktadır. Çok katmanlı güneş pillerinde soğurucu katman olarak kullanılan farklı yasak enerji aralığına sahip a-SiGe:H alaşımı ince film malzemeler güneş spektrumundaki uzun dalga boylu ışığı soğurduğu için bu malzemedan yapılan güneş pillerinin veriminde bir artışa sebep olmaktadır. Çok katmanlı ince film silisyum güneş pillerinde soğurucu katman olarak kullanılan a-SiGe:H alaşımı malzemelerin katkısız olması yani karanlık Fermi enerjisinin bant ortalarında olması gereklidir. Bu tezde kullanılan a-SiGe:H alaşımı ince film malzemelerin Fermi enerjisinin karanlıktaki yeri yani iletkenlik band ucu ile karanlıktaki Fermi enerji seviyesi arasındaki enerji farkı, $E_c - E_F = E_A$, aktivasyon enerjisi olarak tanımlanmaktadır. Katkısız a-SiGe:H ince film malzemeler karanlık ortamda 450K de $1-2 \times 10^{-6}$ mbar vakum altında tavlandıktan sonra sıcaklık 10K'lık adımlarla azaltılarak oda sıcaklığına kadar karanlık akım değerleri Ohmik bölgede uygulanan sabit dc gerilimi altında ölçülmüştür. Germanyum oranı %0 ile %75 arasında değişen a-SiGe:H ince film malzemelerin karanlık iletkenlik σ_D değerleri her sıcaklık için hesaplanarak σ_D ye karşılık $1000/T$ Arrhenius grafiği çizilmiştir. Şekil 3.1 de bu tezde incelenen katkısız a-SiGe:H alaşımı ince film malzemelerin karanlık iletkenlik değerlerinin sıcaklıkla değişimi gösterilmiştir. %0 Ge olarak etiketlenen malzeme a-Si:H ince film malzemedir. Bu malzeme yasak enerji aralığı en yüksek olan malzemedir. Ayrıca aktivasyon enerjisi $E_A = 0.767 \text{ eV}$ ve en düşük karanlık iletkenlik değerlerine sahip malzemedir. Germanyum oranı artırıldığında %10, %20, %30, %40 ve %75 germanyum oranlarına sahip a-SiGe:H ince film malzemelerin aktivasyon enerjileri ise sırası ile 0.767eV, 0.71eV, 0.70eV, 0.65eV ve 0.60eV olarak hesaplanmıştır.



Şekil 3.1. a-SiGe:H ince film malzemelerin yüksek vakum ortamında ölçülen karanlık iletkenlik σ_D değerlerinin sıcaklıkla değişimi.

Bu malzemenin optik soğurma katsayısı ölçümleri önceki araştırmacılar tarafından ısı ışın saptırma ve iki demetli fotoiletkenlik yöntemleri ile ölçülmüştür (E.Dönertaş Yavaş Yüksek Lisans Tezi, 2005). Tablo 3.1’de belirtildiği gibi $\alpha = 10^4 \text{ cm}^{-1}$ değerindeki enerji değeri olan E_{04} yasak enerji aralığı değerleri Germanyum oranı ile azalmaktadır. Şekil 3.2’de a-SiGe:H ince film malzemelerin E_{04} ve E_A değerleri germanyum yüzdesine göre gösterilmiştir. Şekil 3.2’de görülen değişim önceden yayınlanan bulgularla uyumludur (D.Lundzien vd, 1997). %0 Ge a- SiGe:H malzeme için hesaplanan $E_A = 0.767 \text{ eV}$ değeri karanlıktaki Fermi seviyesinin bant ortasının üzerinde ve iletkenlik bandına daha yakın olduğunu görülmektedir.



Şekil 3.2. Katkısız a-SiGe:H ince film malzemelerin deneysel olarak belirlenmiş E_{04} yasak enerji aralığı ve E_A aktivasyon enerjisi değerlerinin germanyum yüzdesi ile değişimi

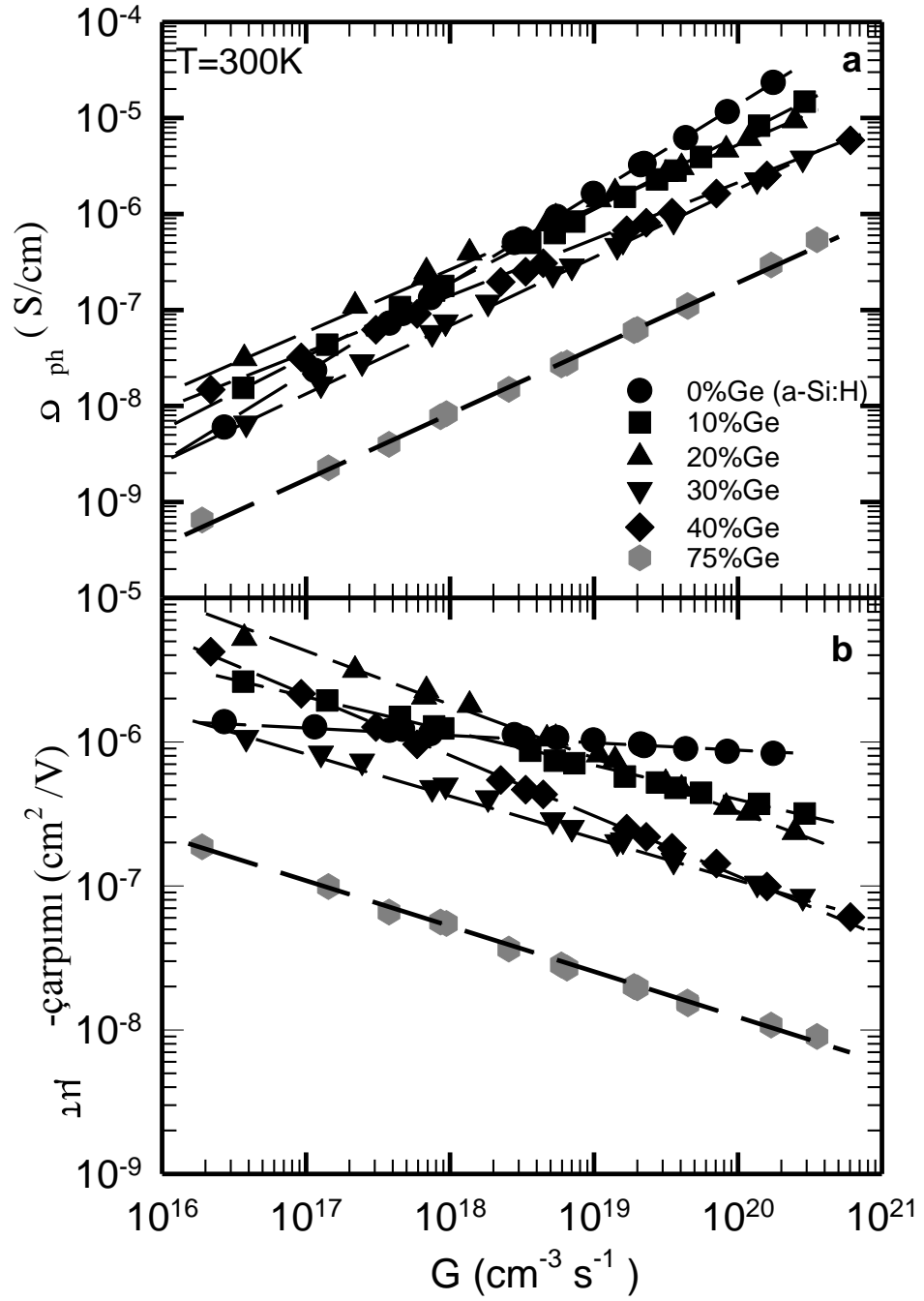
Tablo 3.1. Katkısız a-SiGe:H ince film malzemelerin aktivasyon enerjileri ve E_{04} yasak enerji aralıkları değerleri

Malzeme	E_{04} (eV)	E_A (eV)	σ_0 (S/cm)	t(cm)
%0Ge-a-Si:H	1.90	0.767	150	1E-04
%10Ge a-SiGe:H	1.88	0.710	150	6.9E-05
%20Ge a-SiGe:H	1.85	0.710	149	6.7E-05
%30Ge a-SiGe:H	1.79	0.700	148	6.1E-05
%40Ge a-SiGe:H	1.75	0.650	147	4.4E-05
%75Ge a-SiGe:H	1.50	0.600	145	8.8E-05

Bu durum katkısız a-Si:H ince filim malzemenin n tipi iletkenliğe sahip olduğunu yani elektronların baskın olduğu bir iletkenlik mekanizmasını belirtiyor. Aynı şekilde diğer a-SiGe:H alaşımı ince filimler için E_{04} yasak enerji aralığı değerlerine bakıldığında bütün a-SiGe:H malzemelerin karanlıktaki Fermi seviyesinin iletkenlik bant ucu E_C 'ye daha yakın olduğu ve n-tipi iletkenlik mekanizmasına yani elektronların baskın olduğu tek tip iletkenlik mekanizmasına sahip olduğu söylenebilir. Arrhenius grafiğinin $\sigma_D = \sigma_0 \exp(-E_A / kT)$ denkleminde benzetimi yapılarak hesaplanan σ_0 önçarpanı değerleri de Tablo 3.1'de verilmiştir. Elde edilen aktivasyon enerjisi ve σ_0 önçarpanı değerlerinin daha önce aynı tür malzemelerde ölçülen değerlerle uyumlu olduğu görülmüştür (F.Finger, J.Fölsh, D.Lundzien ve H.Wagner, 1997).

3.2 Oda Sıcaklığında Fotoiletkenlik Ölçümleri

Oda sıcaklığında ölçülen fotoiletkenlik değerleri önemli bir malzeme parametresidir. Çünkü güneş pillerinin kullanımı oda sıcaklığına yakın sıcaklıklarda gerçekleşmektedir. Bu nedenle farklı germanyum yüzdelerine sahip a-SiGe:H ince filim malzemelerin fotoiletkenlik değerleri ışık şiddeti önceden silisyum *pin* foto diyot ile kalibre edilmiş tek renk ışık filtreleri kullanılarak ölçüldü. Tek renk ışık filtresinin enerjisi malzemenin homojen ışık soğuracak koşula sahip olacak şekilde seçildi. $\lambda = 690 \text{ nm}$, 750 nm ve 800 nm dalga boylarında karşılık gelen malzemenin soğurma katsayısı $\alpha(\lambda)$ değerleri Bölüm 2'de verilen Şekil 2.3'deki grafikten okunarak G değerleri Bölüm 2'de verilen denklem 2.8 yardımı ile her malzeme için ayrı ayrı hesaplandı. Daha sonra $\log \sigma_{ph} - \log G$ grafiği Şekil 3.3 deki gibi çizilerek elde edilen her bir doğrunun eğiminden γ değerleri hesaplanmıştır.



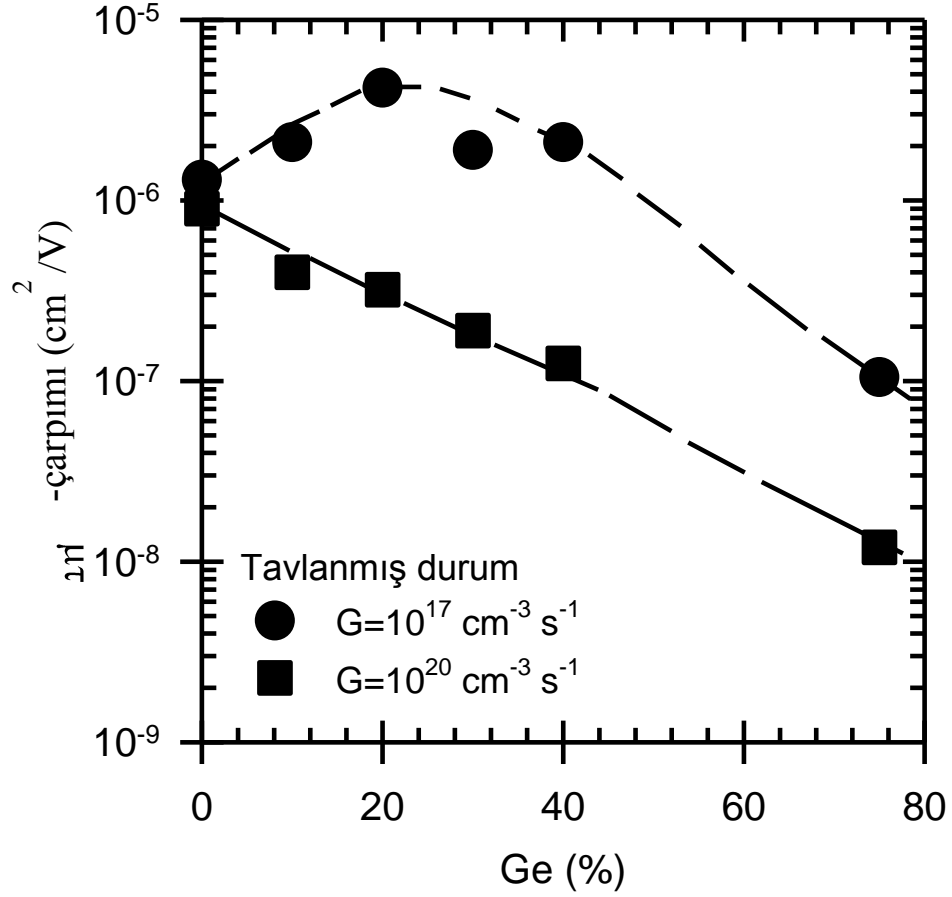
Şekil 3.3. a-SiGe:H ince film malzemelerin (a) G ışıl yaratma hızına bağlı olarak oda sıcaklığında ölçülmüş fotoiletkenliğin σ_{ph} değerleri (b) G ışık şiddetine bağlı olarak σ_{ph} ölçümlerinden hesaplanmış $\mu\tau$ -çarpımı değerleri.

γ üstel parametresi ışık ile yaratılan elektron-deşik çiftlerinin yeniden birleşme mekanizmasının doğasını belirleyen önemli bir değere sahiptir. Rose'un yorumu ile eğer $\gamma = 1$ ise, bu malzeme içerisindeki elektronik kusur yoğunluğu yada yeniden birleşme (rekombinasyon) merkezlerinin çok az seviyelerde ($10^{14} - 10^{15} \text{ cm}^{-3}$) olduğunu ve elektronlarla deşiklerin mevcut kusurlar yardımı ile birleşip yok olduğunu gösterir. Eğer $\gamma = 0.5$ ise, iletkenlik bandındaki elektronlar doğrudan değerlik bandındaki deşiklerle birleşerek yok olurlar. $\gamma = 0.5$ durumu genellikle tek kristal silisyumda gözlenir. Eğer γ değeri 1.0 ile 0.5 arasında ise, bunun anlamı malzemenin yasak enerji aralığında sürekli bir elektronik kusur dağılımına sahip olduğudur yani iletkenlik bandındaki ışık ile yaratılmış serbest elektronların yasak enerji aralığında yerleşmiş elektronik kusurlar yolu ile değerlik bandındaki serbest deşiklerle yeniden birleşip yok olduğunu gösterir (Rose, 1963). Şekil 3.3a'da gösterilen σ_{ph} ile G grafiğinin eğimleri hesaplandığında a-Si:H (%0Ge) için 300K de γ değeri 0.94 yani 1.0'a çok olduğu görülmektedir. Şekil 3.3b'de gösterilen $\mu\tau$ -çarpımının G'ye göre değişiminden a-Si:H için $\mu\tau$ -çarpımının $1.2 \times 10^{-6} \text{ cm}^2/\text{V}$ değeri etrafında değişmediği görülmektedir.

Amorf yapı içinde germanyum yüzdesi artırıldığında, %10'dan %40'a kadar olan a-SiGe:H alaşımı ince filimlerde fotoiletkenlik değerleri aynı şekilde G'ye doğrusal olarak bağlıdır. Fotoiletkenlik değerlerinin a-Si:H malzemeninkine göre kısmen birkaç kat azaldığı görülmektedir. Fakat daha önemli olan γ parametresinin 1.0'in altında daha düşük değerler aldığı doğruların eğiminden açıkça görülmektedir. γ değerleri %10, %20, %30, %40 ve %75 germanyum oranına sahip malzemeler için sırası ile 0,77, 0,62, 0,69, 0,60 ve 0,68 olarak hesaplanmıştır. Bu değerler genellikle yasak enerji aralığında sürekli elektronik kusur yoğunluğuna sahip amorf yarıiletkenlerde yayınlanmış γ değerleri gibidir. a-SiGe:H malzemeler için elde edilen γ üstel parametresinin değerleri, bu malzemelerin a-Si:H'dan daha fazla elektronik kusurlara sahip olduğunu göstermektedir. Bundan dolayı $\mu\tau$ -çarpımı değerleri G değeri arttıkça azalmaktadır. Elektronik kusur yoğunluğunun germanyum

yüzdesi ile artması özellikle %75 germanyum yüzdesine sahip malzemede σ_{ph} ve $\mu\tau$ -çarpımı değerlerini birkaç mertebe azaltmıştır. Fakat %10 ile %40 arasındaki malzemelerde germanyum yüzdesi ile elektronik kusurlar artmasına rağmen σ_{ph} ve $\mu\tau$ -çarpımı değerleri sadece birkaç kat azalmakta hatta düşük G değerlerinde ($10^{17} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$) daha yüksek $\mu\tau$ -çarpımları ölçülmektedir. Bu bulgular bize a-SiGe:H malzeme içine germanyum katılması ile yeni tip (amorfl silisyumda olmayan) germanyum orijinli kusurların yaratıldığını belirtmektedir. Fakat bu ölçümler sadece nitel olarak germanyum orijinli kusurların farklı etkilerini anlamamızı sağlıyor. Ayrıntılı olarak kusurların hangi enerjilerde yerleştiğini ve yoğunluklarını nicel olarak anlamayı olanaksız kılıyor.

Germanyum oranı %0 ile %75 germanyum yüzdelerine sahip a-SiGe:H malzemelerin tavllanmış durumda 300K'deki sonuçlarını özetleyecek olursak , $\mu\tau$ -çarpımı değerlerini düşük ($G = 10^{17} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$) ve yüksek ($G = 10^{20} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$) ışıl yaratma hızları için grafik üzerinden okuyup germanyum yüzdesine göre grafiğini çizdiğimizde hangi malzemelerin çok katmanlı güneş pillerinde kullanılabileceğini öğrenebiliriz. Şekil 3.4'de $\mu\tau$ -çarpımının germanyum yüzdesine göre değişimi düşük ve yüksek G değerlerinde çizilmiştir. a-Si:H dan başlayarak germanyum yüzdesi arttırıldığında $G = 10^{17} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ de ölçülen $\mu\tau$ -çarpımı değerleri artarak %20 civarında en yüksek değere ulaştığı, daha sonra germanyum yüzdesi ile azaldığı görülmektedir. Buna karşılık $G = 10^{20} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ de ölçülen $\mu\tau$ -çarpımı değerleri ise a-Si:H'un $\mu\tau$ -çarpımı değerinden başlayarak germanyum yüzdesi ile azalmaktadır. Bu sonuçlara göre, artan germanyum yüzdesi ile yasak enerji aralığı ortalarındaki elektronik kusurlarda bir artışın olmasına rağmen, çok katmanlı ince filim silisyum güneş pillerinde %10 ile %40 germanyum yüzdesine sahip a-SiGe:H malzemelerin kullanılmasının uygun olduğu söylenebilir. Çünkü $\mu\tau$ -çarpımları bu malzemeler için 2 faktörü içinde değişmektedir. %75 germanyum oranına sahip malzemede ise $\mu\tau$ -çarpımı aşırı derecede düşük değere sahiptir. Oda



Şekil 3.4. a-SiGe:H alaşımı ince filim malzemelerin $G=10^{17} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ve $G=10^{20} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ışıl yaratma hızında ölçülmüş $\mu\tau$ -çarpımı değerlerinin malzeme içindeki germanyum yüzdesine göre değişimi

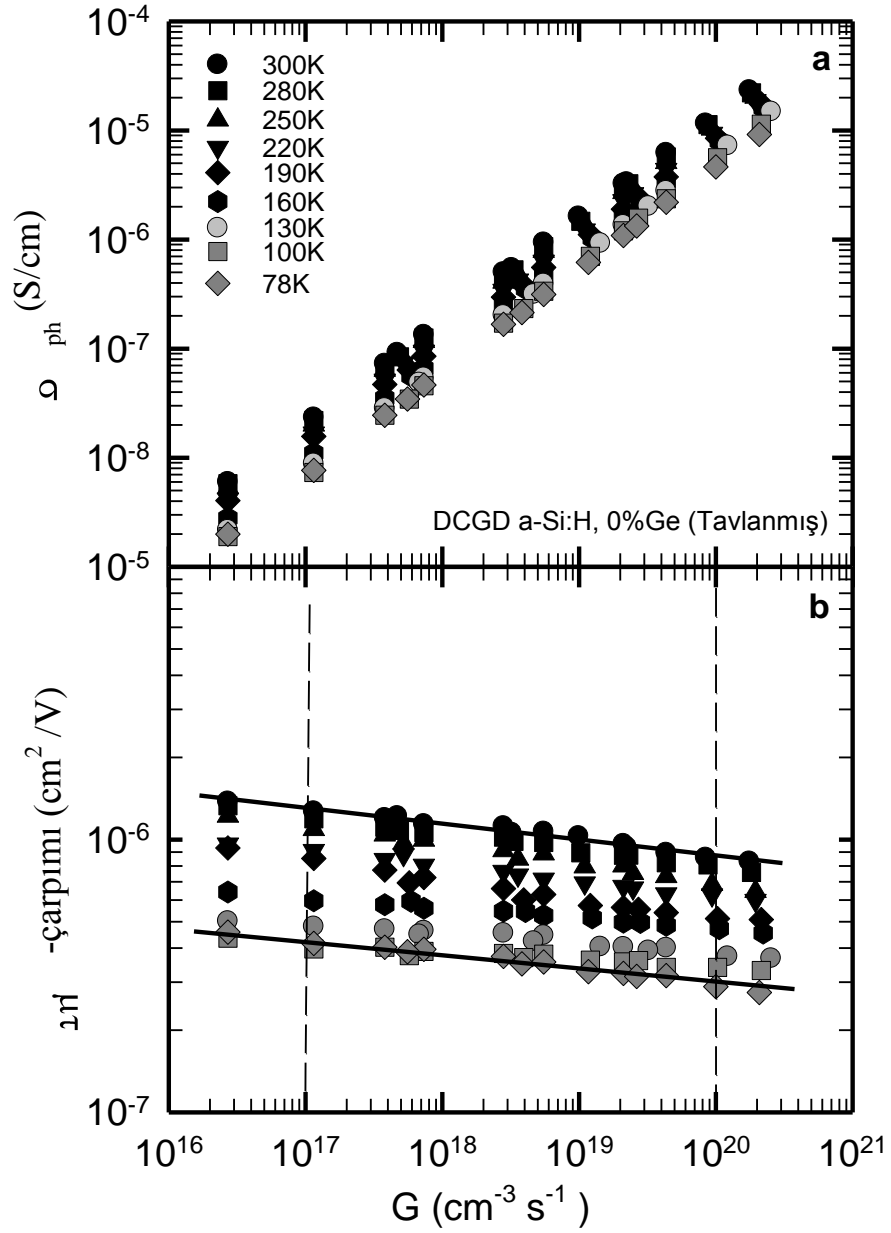
sıcaklığında $G=10^{17} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ile $G=10^{21} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ değerlerinde aktif hale gelen yeniden birleşme merkezlerinin yoğunluklarının birbirine yakın olduğu söylenebilir. G değeri artırıldığında elektron ve boşlukların kuazi Fermi seviyeleri bant uçlarına doğru açıldığında ikisi arasında kalan elektronik kusurlar yeniden birleşme merkezine dönüşerek fotoiletkenlik değerlerinden hesapladığımız elektronların $\mu\tau$ -çarpımı değerlerini belirlemektedir. Oda sıcaklığında yaptığımız fotoiletkenlik ölçümleri ile sadece karanlık Fermi seviyesi etrafında yerleşmiş elektronik kusurları algılayabilmekteyiz. Elektron kuazi Fermi seviyesi E_{Fn} ile iletkenlik bant ucu E_C arasındaki ve deşik kuazi Fermi seviyesi E_{Fp} ile deşik bant ucu E_V arasında kalan diğer kusurları algılamak mümkün olamamaktadır. Bunun için sıcaklığa bağlı

fotoiletkenlik ölçümleri yaparak düşük sıcaklıklarda E_{Fn} ve E_{Fp} 'nin bant uçlarına daha fazla yaklaşmasını sağlayarak bant uçlarına yakın enerjilerde yerleşmiş diğer elektronik kusurları algılamak gerekir. Bu amaç için oda sıcaklığından daha düşük sıcaklıklarda fotoiletkenlik ölçümleri elde edilmiştir.

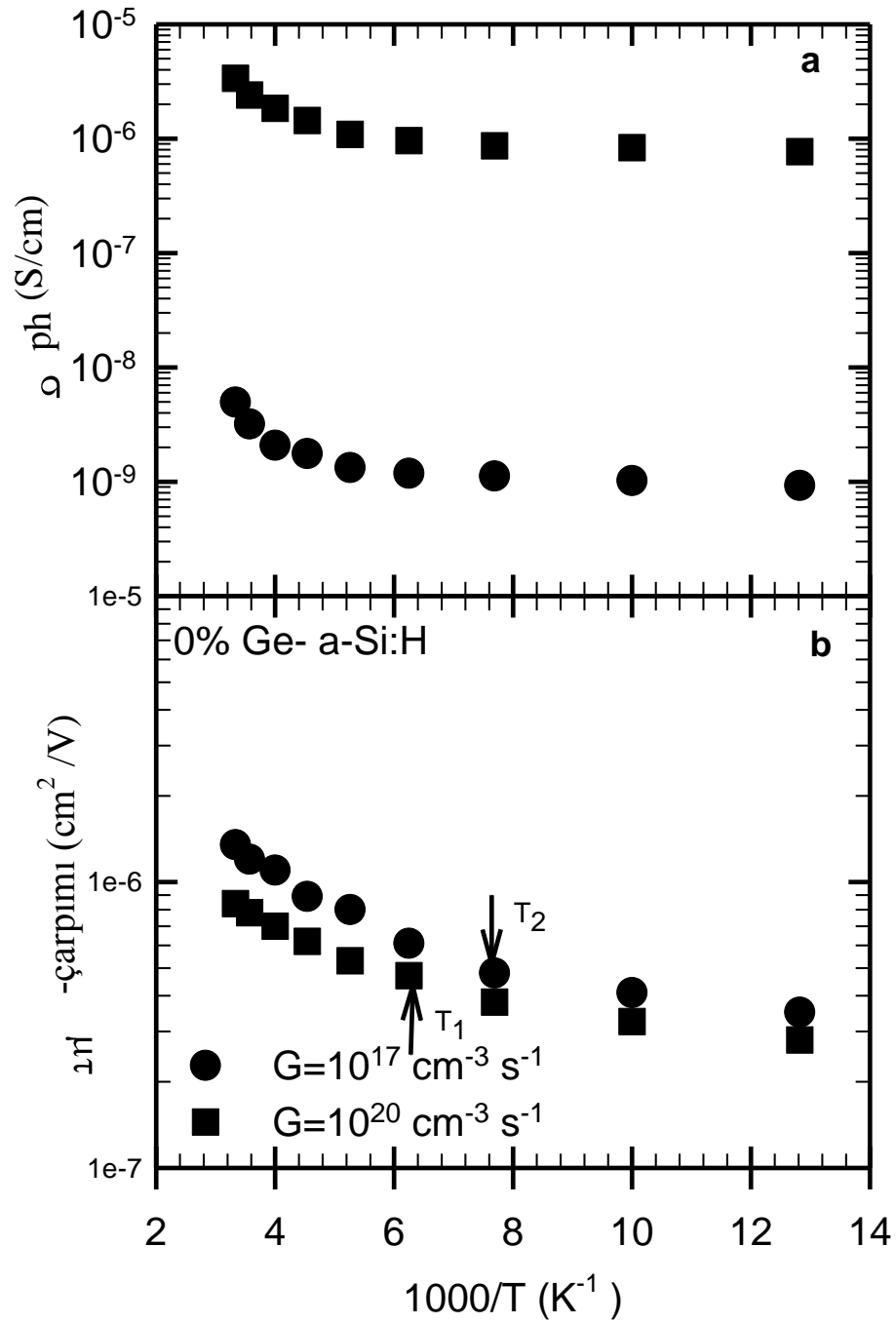
3.3 Sıcaklığa Bağlı Fotoiletkenlik Ölçümleri

Amorf yapının yasak enerji aralığında sürekli bir dağılıma sahip elektronik kusurlarının etkileri ancak kuazi Fermi seviyeleri arasında bu kusurların yeniden birleşme merkezine dönüşmesi ile anlaşılabilir. Bu amaç doğrultusunda, a-SiGe:H ince filim malzemelerin fotoiletkenlik ölçümleri oda sıcaklığı ile 77K arasında belirli sıcaklık aralıklarında G'ye bağlı olarak ölçülmüştür. Tavlanmış duruma sahip bütün malzemeler tek tek ayrıntılı bir şekilde incelenmiş, tavlanmış durumun ölçümleri birkaç kez tekrar edilmiştir. Tavlanmış duruma ait fotoiletkenlik değerlerinin, sıcaklık ve G'ye bağlılığının tekrar edilebilir olduğu gözlenmiştir.

Şekil 3.5 de %0 germanyum yüzdesine sahip referans malzeme a-Si:H için 77K ile 300K arasında 30K sıcaklık aralıklarında G'ye bağlı olarak ölçülen fotoiletkenlik değerleri gösterilmiştir. Şekil 3.5a'dan görüldüğü gibi sıcaklık azaldığında fotoiletkenlik değerlerinin azaldığı görülmektedir. Fakat hala fotoiletkenlik σ_{ph} ile G arasındaki ilişki yine bir γ üstel parametresine bağlıdır. Aynı şekilde Şekil 3.5b'de her ölçüm sıcaklığında hesaplanan $\mu\tau$ - çarpımlarının G'ye bağlılığı gösterilmiştir. $\mu\tau$ - çarpımının G'ye $(\gamma-1)$ üstel parametresi ile bağlı olduğu logaritmik grafikte görülmektedir. Şekil 3.5a'daki doğrunun eğiminden hesaplanan γ değeri ile aynı ölçümün Şekil 3.5b'deki doğrunun eğiminden hesaplanan γ değeri birbirinin aynıdır. G'ye bağlı olarak fotoiletkenlik değerlerinin değişimini gözlemek için $G = 10^{17} cm^{-3} s^{-1}$ ve $G = 10^{20} cm^{-3} s^{-1}$ değerlerine karşılık gelen fotoiletkenlik değerleri grafikten okunup, $1000/T$ ye karşılık grafiği çizilmiştir (Şekil 3.6a). Şekil 3.6b'de ise

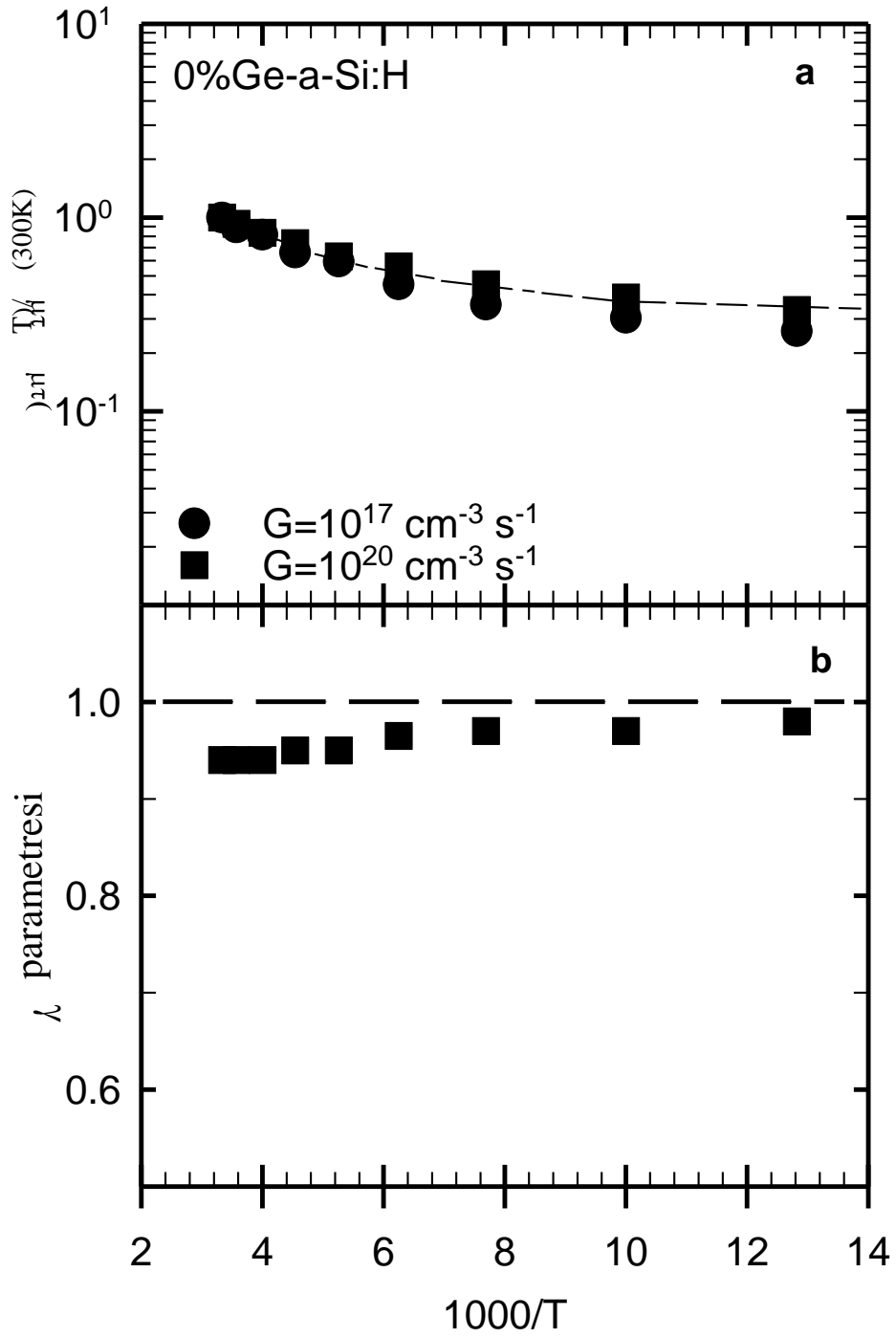


Şekil 3.5. %0 germanyum yüzdesine sahip referans malzeme a-Si:H için 77K ile 300K arasında ölçülen ışıl yaratma hızına bağlı (a) Fotoiletkenlik değerleri (b) $\mu\tau$ -çarpımı değerleri



Şekil 3.6. a-Si:H malzeme için (a) $G=10^{17} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ve $G=10^{20} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ışıl yaratma hızına karşılık gelen fotoiletkenlik değerlerinin sıcaklıkla değişimi (b) Fotoiletkenlik değerlerinden hesaplanan $\mu\tau$ -çarpımı değerlerinin sıcaklıkla değişimi

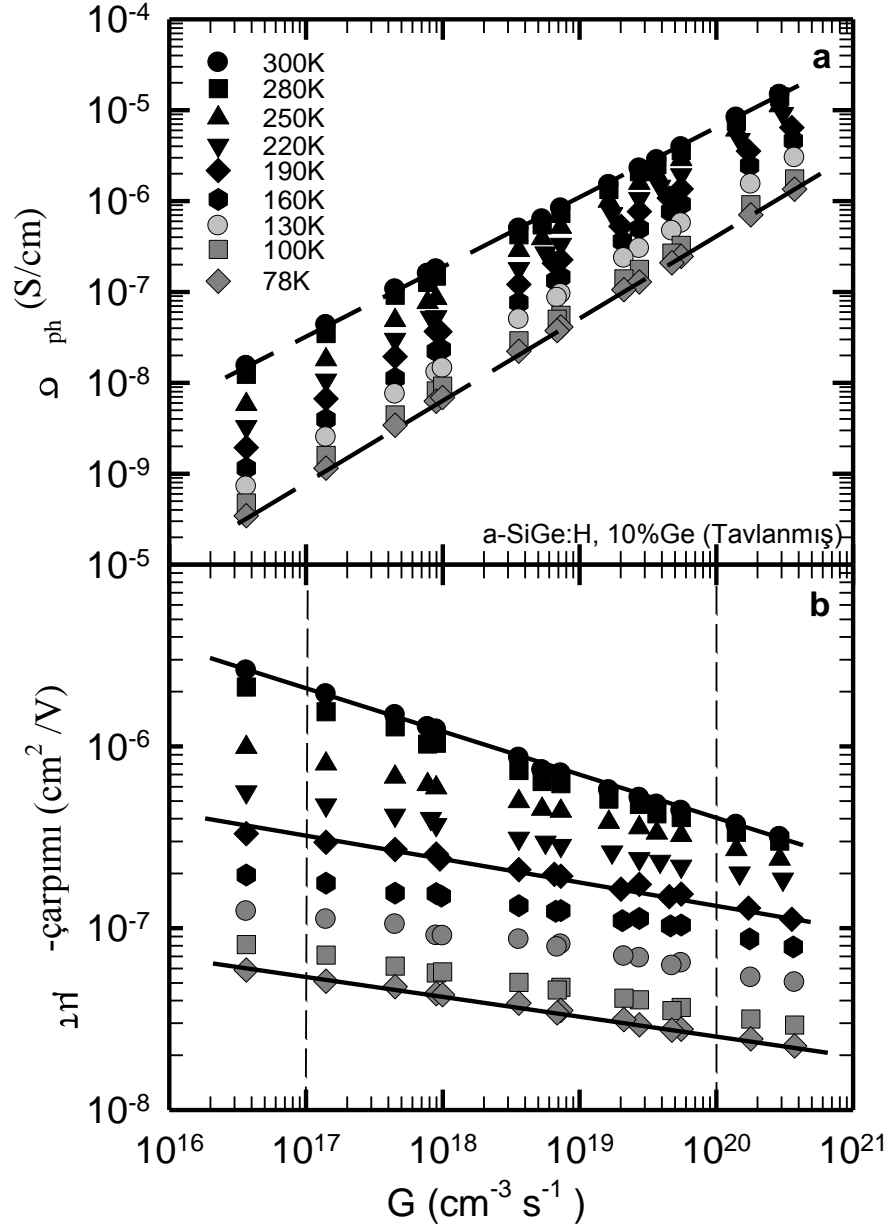
fotoiletkenlik değerlerinden hesaplanan çoğunluk yük taşıyıcısı elektronların $\mu\tau$ - çarpımı değerlerinin sıcaklıkla değişimi verilmiştir. Fotoiletkenlik değeri oda sıcaklığından 77K'e kadar azalmaktadır. Fakat yüksek ışık şiddetinde ($G = 10^{20} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$) ölçülen fotoiletkenlik değeri yaklaşık 2 kat azalırken, düşük ışık şiddetinde ($G = 10^{17} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$) ölçülen fotoiletkenlik değeri yaklaşık 4 kat bir azalma göstermektedir. Bu fark, yüksek ve düşük ışık şiddeti altında kuazi Fermi seviyesi, E_{Fn} ve E_{Fp} , nin farklı elektronik kusur dağılımları taramalarındandır. Oda sıcaklığında $G = 10^{20} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ışık şiddetinde ölçülen $\mu\tau$ -çarpımına karşılık gelen E_{Fn} ve E_{Fp} enerji seviyelerinin bulunduğu enerji değerlerine $G = 10^{17} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ düşük ışık şiddeti ile daha düşük sıcaklıkta erişilebilmektedir. Şekil 3.6b'de T_1 ve T_2 sıcaklık değerleri olarak grafikte işaretlenen sıcaklıklara karşılık gelen $\mu\tau$ -çarpımları birbirine eşittir. Yani her iki durumda E_{Fn} ile E_{Fp} arasında kalan yeniden birleşme merkezlerinin dağılımı aynıdır. Bunun sonucunda elektronların yaşam süreleri aynıdır. Simmons-Taylor tarafından geliştirilmiş amorf yarıiletkenler için fotoiletkenlik teorisinde, denge dışı duruma karşılık gelen kuazi Fermi seviyeleri E_{Fn} ve E_{Fp} bant uçlarına doğru sıcaklığı düşürerek veya ışık şiddetini artırarak kaydırılabilir(Simmon ve Taylor, 1989). Bunun sonucunda yeniden birleşme trafiği artar ve serbest yüklerin yaşam süresi azalır. Şekil 3.6'daki bulguların bu teori ile uyumlu olduğu görülmektedir. Elde edilen fotoiletkenlik ölçümlerini kullanarak a-Si:H malzeme içinde mevcut elektronik kusurların miktarının mertebesini anlamak için $G = 10^{17} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ve $G = 10^{20} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ değerlerinde ölçülen $\mu\tau(T)/\mu\tau(300K)$ oranı $1000/T$ ye göre çizilerek Şekil 3.7a'da gösterilmiştir. $G = 10^{20} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ değerine karşılık gelen oran 1'den 0.33'e kadar, $G = 10^{17} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ 'e karşılık gelen oran ise 1'den 0.25'e kadar azalmaktadır. Aralarında çok fark olmamasına rağmen belirli bir fark görülmektedir. Bu değişime ek olarak, her sıcaklıkta ölçülen fotoiletkenlik ile G arasındaki ilişkinin eğimi olan γ üstel parametresinin sıcaklıkla az bir değişim göstererek oda sıcaklığındaki 0.94 değerinden 0.98 değerine doğru.



Şekil 3.7. a-Si:H malzeme için (a) $G=10^{17} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ve $G=10^{20} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ışıl yaratma hızına karşılık gelen $\mu\tau$ -çarpımlarının oda sıcaklığına karşılık gelen $\mu\tau(300K)$ değerine oranının sıcaklıkla değişimi (b) γ üstel parametresinin sıcaklıkla değişimi .

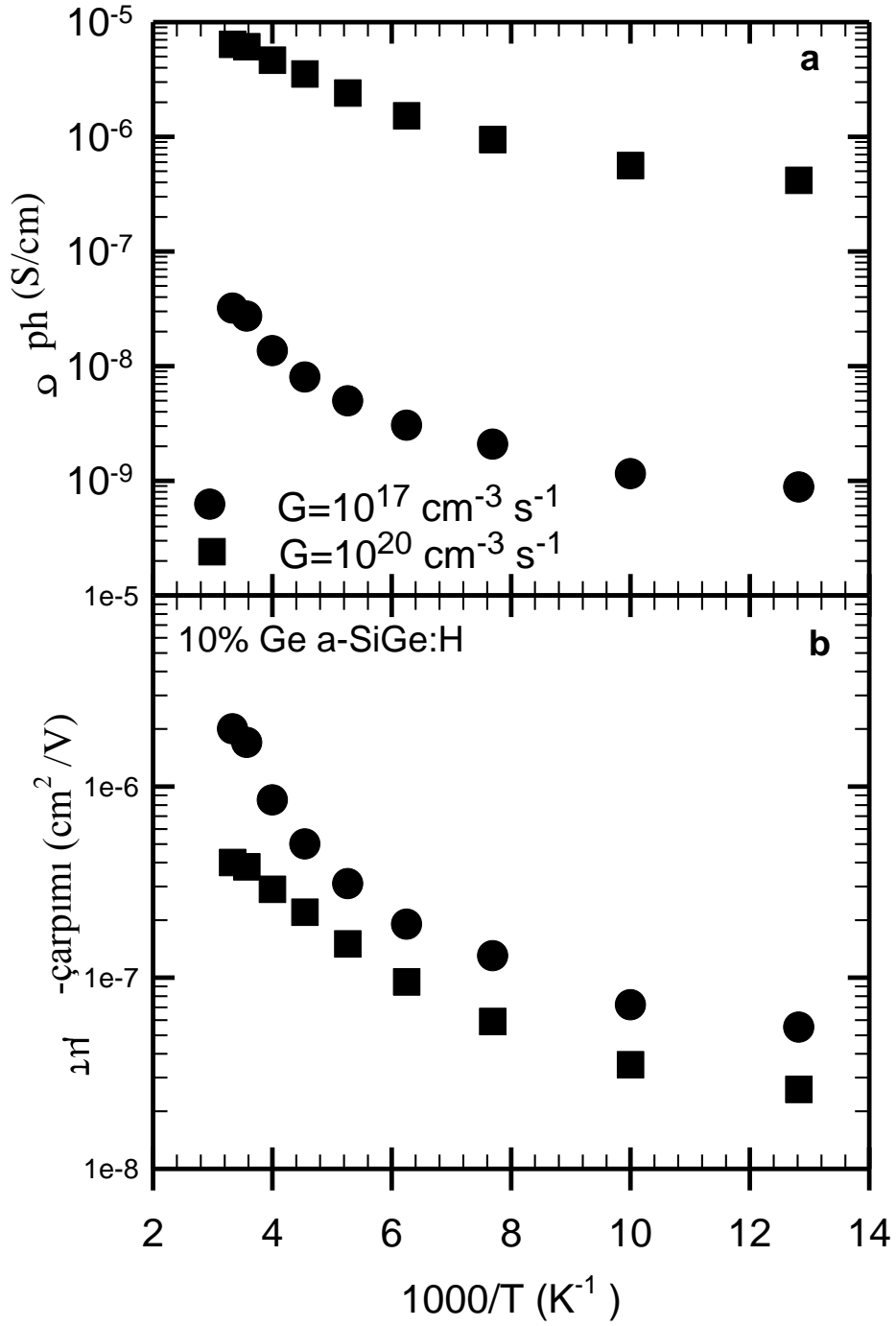
yükselerek 1'e çok yaklaştığı Şekil 3.7b'de görülmektedir. Bu γ değerinden a-Si:H içinde elektronik kusur yoğunluğunun az olduğu (10^{15}cm^{-3} mertebelerinde) sonucu ortaya çıkmaktadır. Bu tez çalışmasında incelenen a-SiGe:H alaşımı ince filim malzemelerin fotoiletkenlik özelliklerinin germanyum oranı ile nasıl değiştiğinin anlaşılmasında, a-Si:H malzeme %0 germanyum oranı ile referans malzeme olarak kullanılmıştır. Daha düşük elektronik kusur yoğunluğuna sahip a-Si:H ince filimler üretilmesine rağmen bu tezde kullanılan a-Si:H elektronik olarak iyi kaliteli sayılabilir. a-Si:H malzemelerin yasak enerji aralığının $E_{04} = 1.90 \text{eV}$, aktivasyon enerjisinin $E_A = 0.7 - 0.9 \text{eV}$ arasında değiştiği ve $\mu\tau = 10^{-6} \text{cm}^2/\text{V}$ değerlerine sahip olduğu literatürden görülmektedir. Bu çalışma için bu ölçütlere sahip bir a-Si:H malzeme referans olarak seçilmiştir.

Tavlanmış durumda a-SiGe:H alaşımı ince filim malzemelerde yasak enerji aralığına yerleşmiş elektronik kusurların hem silisyum hem de germanyum orijinli kusurlar olduğu elektron spin rezonans deneyleri ile kesin olarak ortaya konmuştur. Bu kusur yoğunluklarının germanyum oranı ile arttığı yayınlanmıştır (M Stutzman, 1989). Bu tez çalışmasının ana amaçlarından birisi artan germanyum oranı ile a-SiGe:H malzeme içindeki elektronik kusur yoğunluklarının nasıl değiştiği ve bunların oda sıcaklığı ve sıcaklığa bağlı fotoiletkenlik ölçümlerini nasıl etkilediğini öğrenmektir. Şekil 3.8'de %10 germanyum oranına sahip a-SiGe:H ince filim malzemenin oda sıcaklığından 77K'e kadar sıcaklık aralığında ölçülmüş fotoiletkenlik ve bunlara karşılık gelen hesaplanmış $\mu\tau$ -çarpımı değerlerinin G'ye göre değişimleri gösterilmiştir. Her ölçüm sıcaklığında σ_{ph} 'in G'ye γ üstel parametresi ile bağlı olduğu $\log\sigma_{ph} - \log G$ grafiğinin eğiminden görülmektedir. a-Si:H malzemenin bir önceki kısımdaki değerleri ile karşılaştırıldığında, fotoiletkenlik ve $\mu\tau$ -çarpımı değerlerinin sıcaklık azaldığında daha fazla azaldığı bulunmuştur. $G = 10^{20} \text{cm}^{-3} \text{s}^{-1}$ değerine karşılık gelen $\mu\tau$ -çarpımı yaklaşık 10 kat azalırken, $G = 10^{17} \text{cm}^{-3} \text{s}^{-1}$ 'e karşılık gelen $\mu\tau$ -çarpımı yaklaşık 15 kat azalmaktadır. Bu azalma miktarının a-Si:H'a göre 3 kat daha fazla olduğu görülmektedir. Silisyum zengin amorf yapıya %10 germanyum eklenmesi ile E_{04} ve E_A

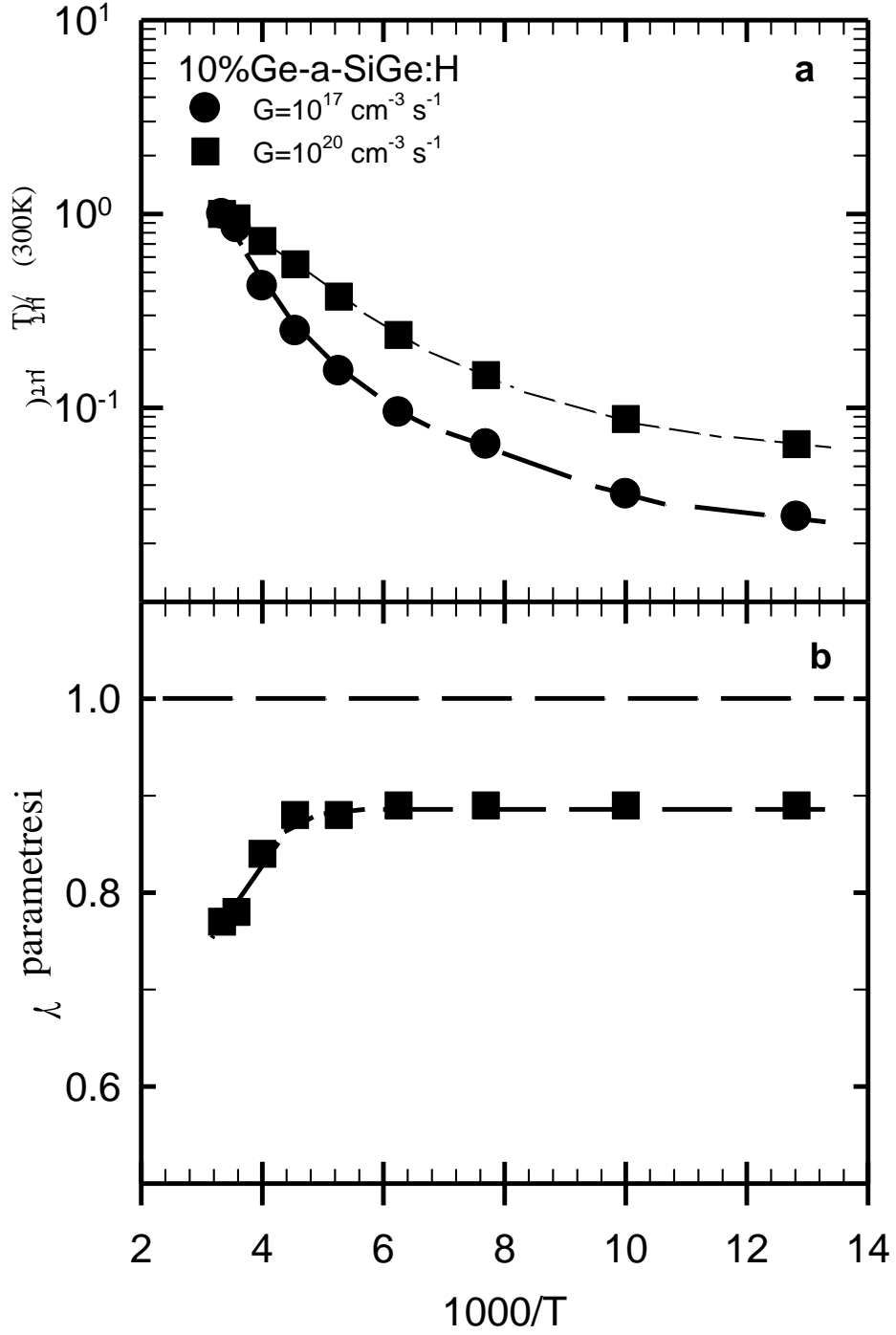


Şekil 3.8. %10 germanyum yüzdesine sahip a-SiGe:H malzeme için 77K ile 300K arasında ölçülen ışıl yaratma hızına bağlı (a) Fotoiletkenlik değerleri (b) $\mu\tau$ -çarpımı değerleri

değerinde bariz bir azalma olmamasına rağmen yasak enerji aralığına yerleşmiş elektronik kusur dağılımı ve yoğunluklarında ciddi artmaların olduğu $\mu\tau$ -çarpımı değerlerinin sıcaklığa bağlı değişimlerinden ortaya çıkmaktadır. $G = 10^{20} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ve $G = 10^{17} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ değerlerine karşılık gelen σ_{ph} ve $\mu\tau$ -çarpımı değerlerinin sıcaklıkla değişimini gösteren grafikler Şekil 3.9a ve Şekil 3.9b de gösterilmiştir. Bu değişimlerin sebebi germanyumun amorf yapı içinde yarattığı yeni elektronik kusurların sonucu olduğunu ve kusur yoğunluğunun a-Si:H'dan daha fazla olduğunu söyleyebiliriz. Bunu görmek için her sıcaklıktaki $\mu\tau$ -çarpımı değerlerinin oda sıcaklığında ölçülen $\mu\tau(300\text{K})$ değerine oranları Şekil 3.10a'da çizilmiştir. $G = 10^{20} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ 'de ölçülen $\mu\tau(T)/\mu\tau(300\text{K})$ oranı oda sıcaklığında 1 iken, 77K'de yaklaşık 6.0×10^{-2} 'ye düşmüştür. Buna karşılık $G = 10^{17} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ 'de ölçülen $\mu\tau(T)/\mu\tau(300\text{K})$ oranı oda sıcaklığında 1 iken, 77K'de 3×10^{-2} değerine düşmüştür. $\mu\tau$ -çarpımındaki bariz değişim germanyum yüzdesi ile daha kusurlu bir amorf yapının oluştuğunu ortaya koymaktadır. Bu bariz değişimlere ek olarak, Şekil 3.10b'de de görüldüğü gibi 300K'de 0.77olan γ parametresi sıcaklık azaldığında artarak 200K'de 0.89 değerine ulaşmış ve daha düşük sıcaklıklarda bu değerinde sabit kalmıştır. γ parametresindeki bu değişim a-Si:H'dan daha kayda değer bir değişimdir. Düşük sıcaklıklarda γ parametresi 1.0'e yaklaşmaktadır. Bunun anlamı 200K'den düşük sıcaklıklarda yeni tip yeniden birleşme mekanizmasının baskın olduğunu belirtilmektedir. Bu yeni tip yeniden birleşme mekanizmasını kontrol eden elektronik kusurların bant uçlarına yakın enerjilerde yerleşmiş kusurlar olduğu ancak sıcaklığı düşürdüğümüzde elektron ve deşiklerin kuazi Fermi seviyeleri E_{Fn} ve E_{Fp} 'nin bu yeniden birleşme merkezleri içine girmesi ile anlaşılmaktadır. Germanyum yüzdesinin daha fazla artırılması ile yasak enerji aralığının daraldığı ve elektronik kusur yoğunluğunun arttığı ESR deneyleri ile ortaya koyulmuştur (Carius vd, 1998).



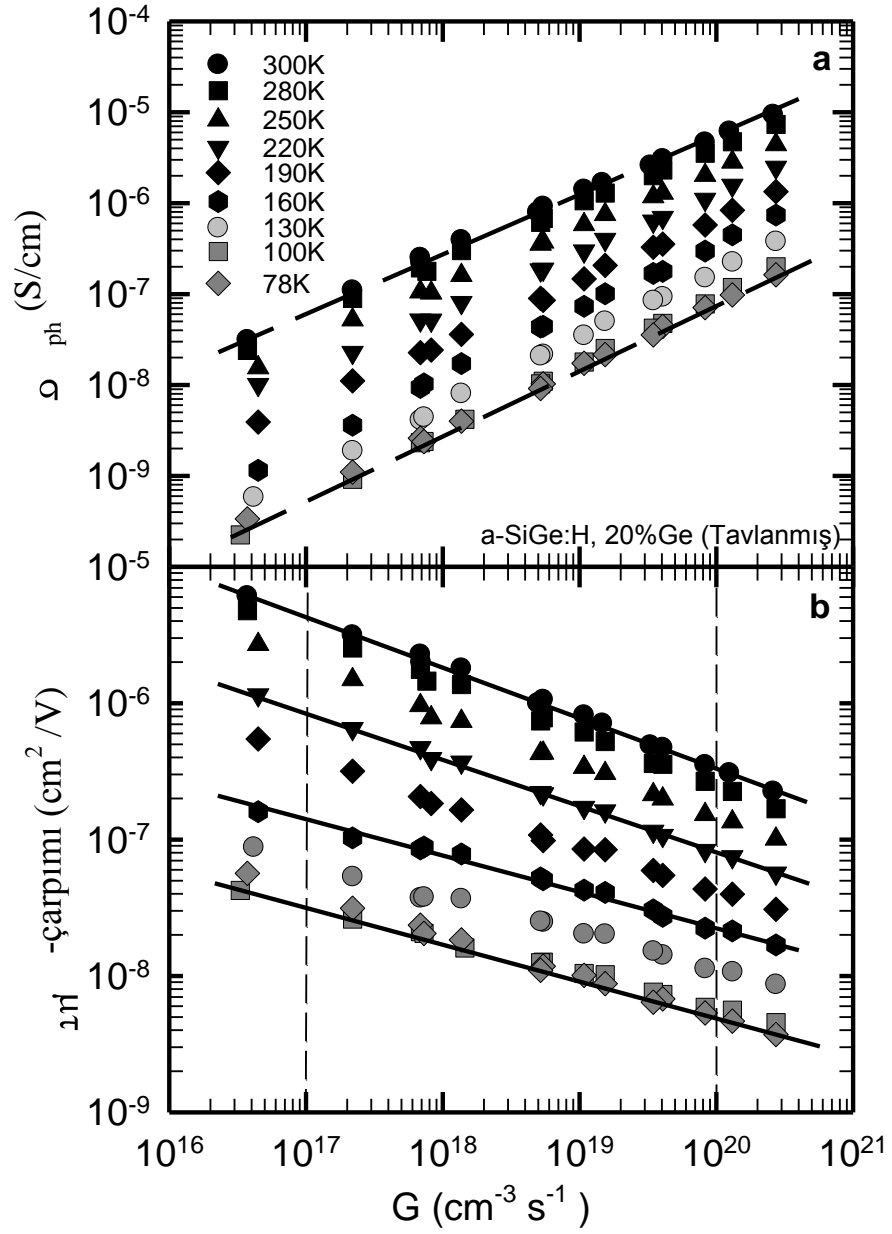
Şekil 3.9. %10 germanyum yüzdesine sahip a-SiGe:H malzeme için (a) $G=10^{17} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ve $G=10^{20} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ışıl yaratma hızına karşılık gelen fotoiletkenlik değerlerinin sıcaklıkla değişimi (b) Fotoiletkenlik değerlerinden hesaplanan $\mu\tau$ -çarpımı değerlerinin sıcaklıkla değişimi.



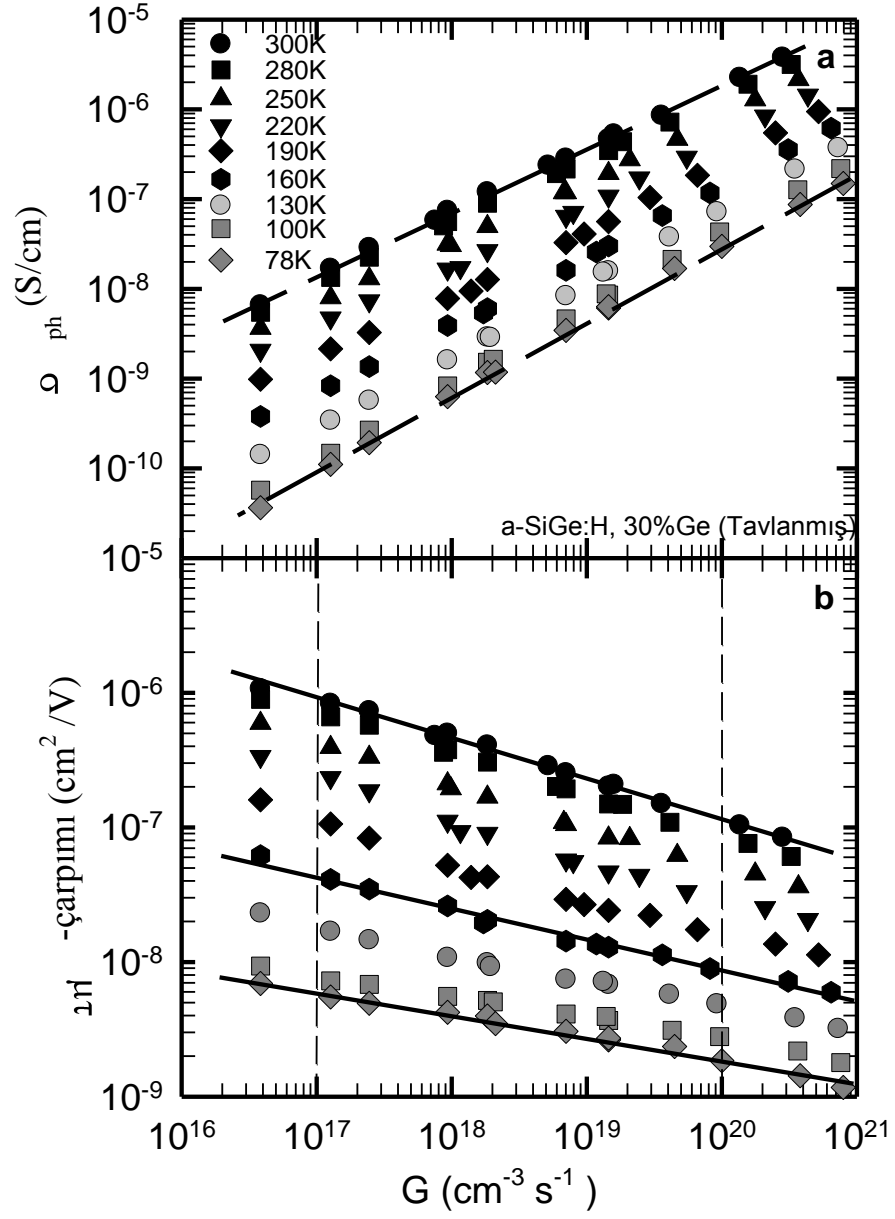
Şekil 3.10. %10 germanyum yüzdesine sahip a-SiGe:H malzeme için (a) $G=10^{17} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ve $G=10^{20} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ışıl yaratma hızına karşılık gelen $\mu\tau$ çarpımlarını oda sıcaklığına karşılık gelen $\mu\tau(300K)$ değerine oranının sıcaklıkla değişimi (b) γ üstel parametresinin sıcaklıkla değişimi.

Fakat ESR deneyleri sadece silisyum ve germanyum orijinli yüksüz elektronik kusurları algıladığından yüklü elektronik kusurların nasıl değiştiği, bunların fotoiletkenlik ölçümlerine nasıl etki yaptığı henüz araştırılmamıştır. Bu amaç doğrultusunda bu tezde incelenen daha yüksek germanyum yüzdelere sahip a-SiGe:H alaşımı ince filim malzemelerin düşük sıcaklıklarda fotoiletkenlik ölçümleri aynı koşullarda gerçekleştirilmiştir. Germanyum yüzdesi %20, %30 ve %40 olan a-SiGe:H ince filim malzemelerin sıcaklığa bağlı fotoiletkenlik değerleri sırası ile Şekil 3.11, Şekil 3.12 ve Şekil 3.13’de gösterilmiştir. Oda sıcaklığı ile 77K arasındaki bütün ölçüm sıcaklıklarında G’ye bağlı olarak ölçülen fotoiletkenlik değerleri beklenen doğrusal ilişkiyi göstermektedir. Fakat σ_{ph} veya $\mu\tau$ -çarpımı değerlerindeki değişiminin %10 germanyum yüzdesine sahip a-SiGe:H malzemedan daha fazla olduğu görülmektedir. Bu değişim, %20 ve %30 germanyum oranına sahip malzemelerde 100 kat ve birbirine yakın olmasına rağmen, %40 germanyum yüzdesine sahip malzemedeki değişim yaklaşık 1000 kat kadardır. Yüksek germanyum yüzdesine sahip her bir a-SiGe:H malzemedeki bu değişimi daha ayrıntılı görmek için, $G = 10^{20} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ve $G = 10^{17} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ışıl yaratma hızlarına ait σ_{ph} ve $\mu\tau$ -çarpımı değerleri sıcaklığa bağlı olarak sırası ile Şekil 3.14, Şekil 3.15 ve Şekil 3.16’da %20, %30 ve %40 germanyum yüzdesine sahip a-SiGe:H malzemeler için ayrı ayrı gösterilmiştir. Germanyum yüzdesinin artması ile elektronik kusur yoğunluğunun arttığı bunun sonucunda da $\mu\tau$ -çarpımındaki değişimin (azalmanın) sıcaklıkla arttığı ortadadır. $G = 10^{20} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ değerinde T_1 sıcaklığında ölçülen $\mu\tau$ -çarpımı, $G = 10^{17} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ düşük ışıl yaratma hızında daha düşük T_2 sıcaklığında elde edilmektedir. Bu değişim Simmon-Taylor tarafından oluşturulan fotoiletkenliğin teorisi ile de uyumludur (Simmons ve Taylor,1989).

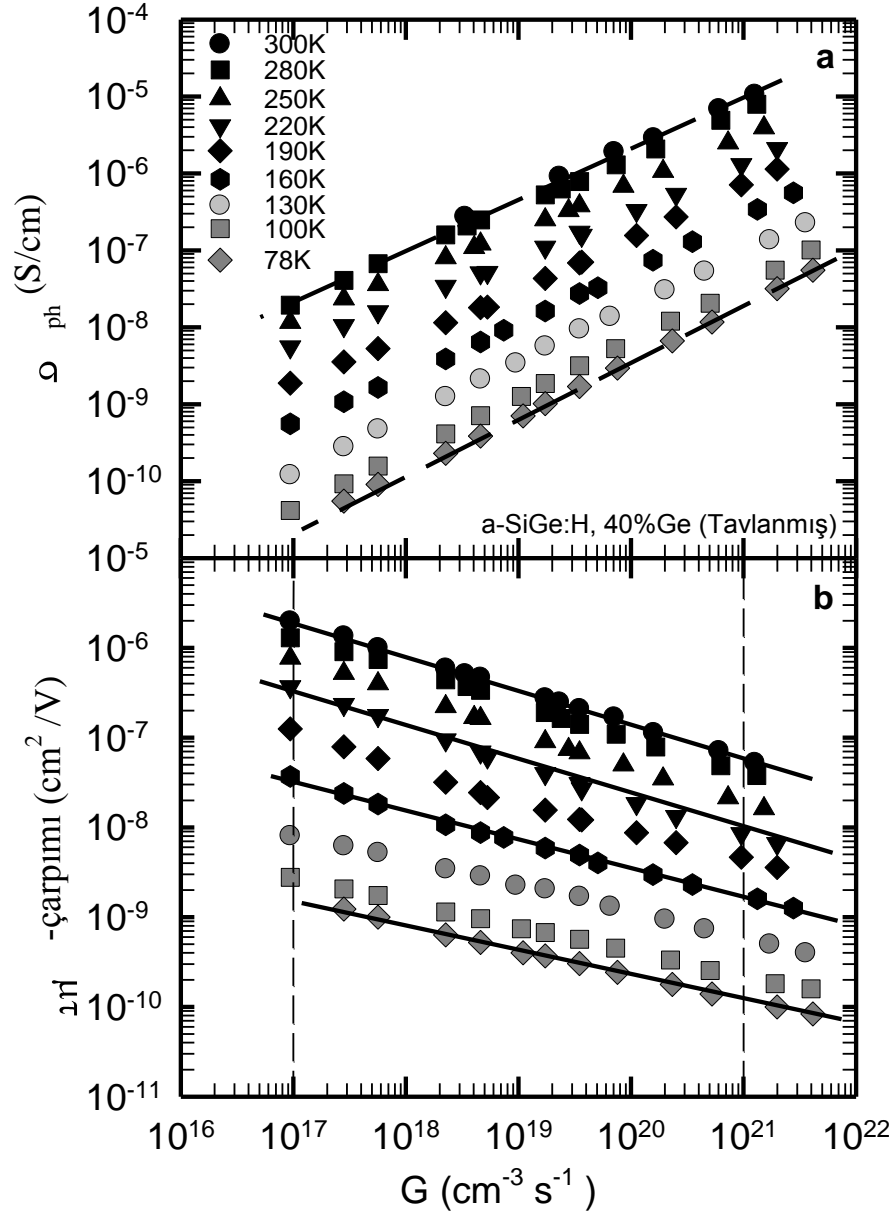
Oda sıcaklığından 77K’e kadar olan $\mu\tau$ -çarpımındaki değişimin miktarını görmek için $\mu\tau(T)/\mu\tau(300K)$ oranı sıcaklığa bağlı olarak sırası ile Şekil 3.17a, Şekil 3.18a ve Şekil 3.19a’da %20, %30 ve %40 germanyum yüzdesine sahip a-SiGe:H malzemeler için gösterilmiştir. Bu şekillerden de açıkça



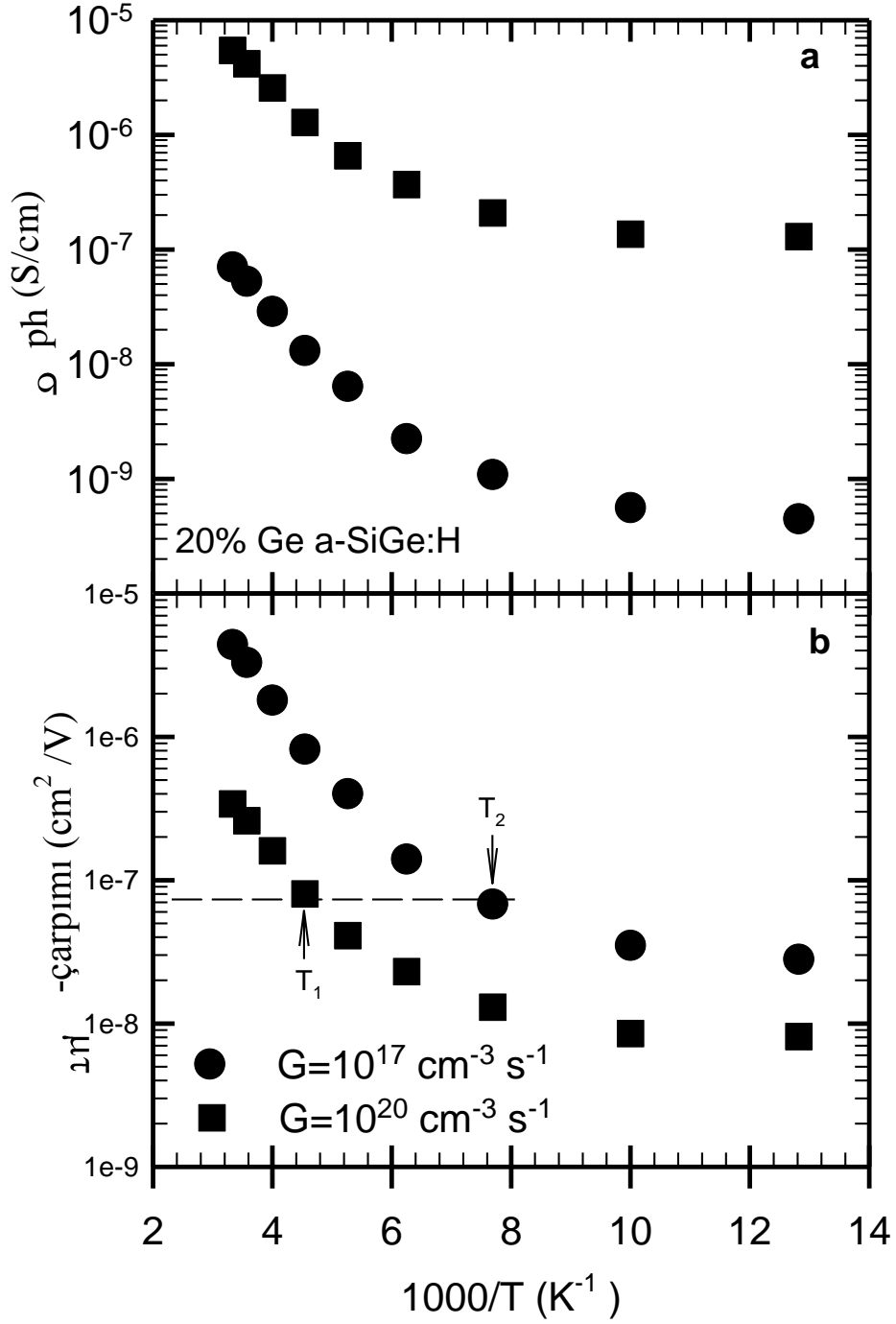
Şekil 3.11. %20 germanyum yüzdesine sahip a-SiGe:H malzeme için 77K ile 300K arasında ölçülen ışıl yaratma hızına bağlı (a) Fotoiletkenlik değerleri (b) $\mu\tau$ -çarpımı değerleri.



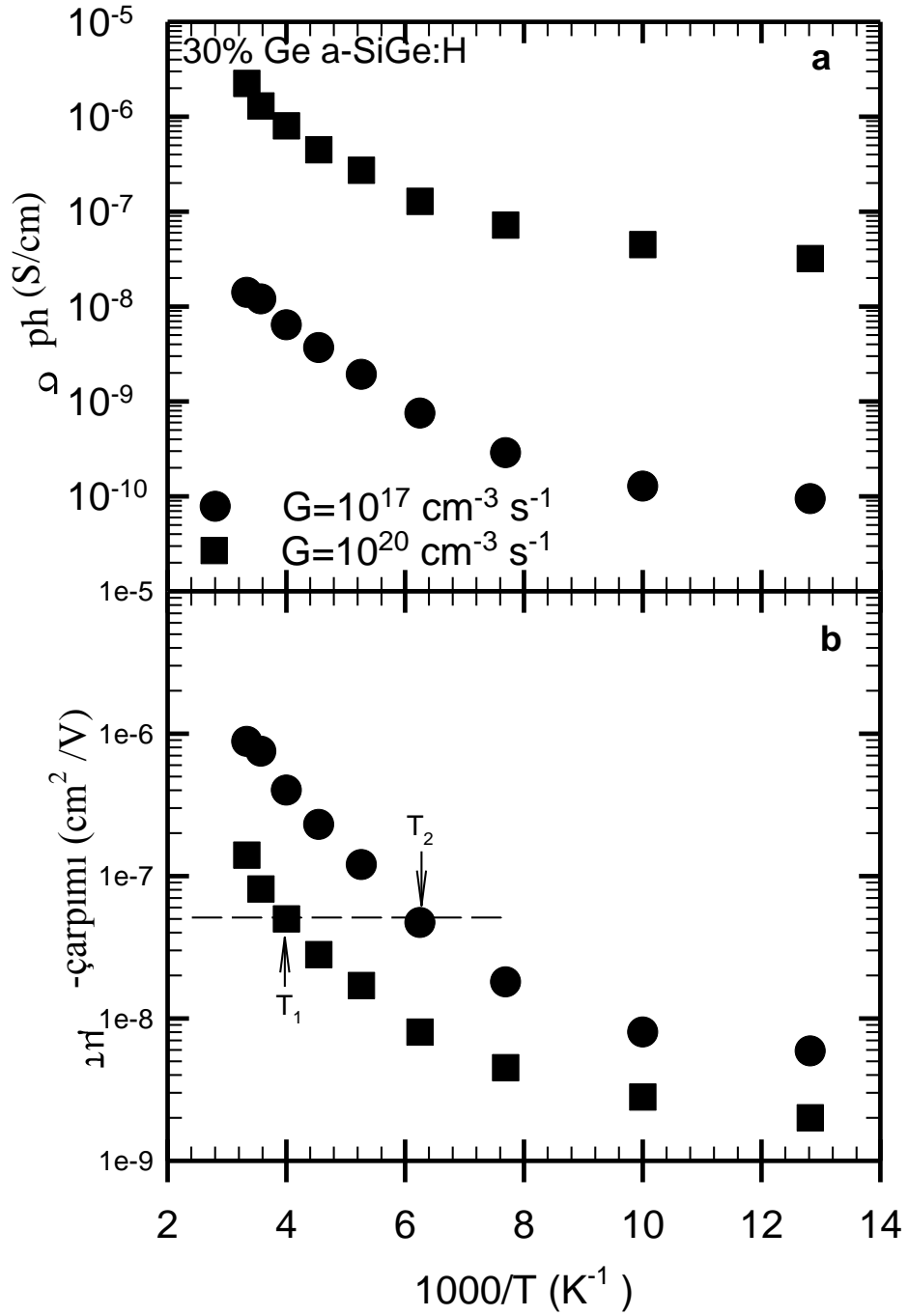
Şekil 3.12. %30 germanyum yüzdesine sahip a-SiGe:H malzeme için 77K ile 300K arasında ölçülen ışıl yaratma hızına bağlı (a) Fotoiletkenlik değerleri (b) $\mu\tau$ -çarpımı değerleri.



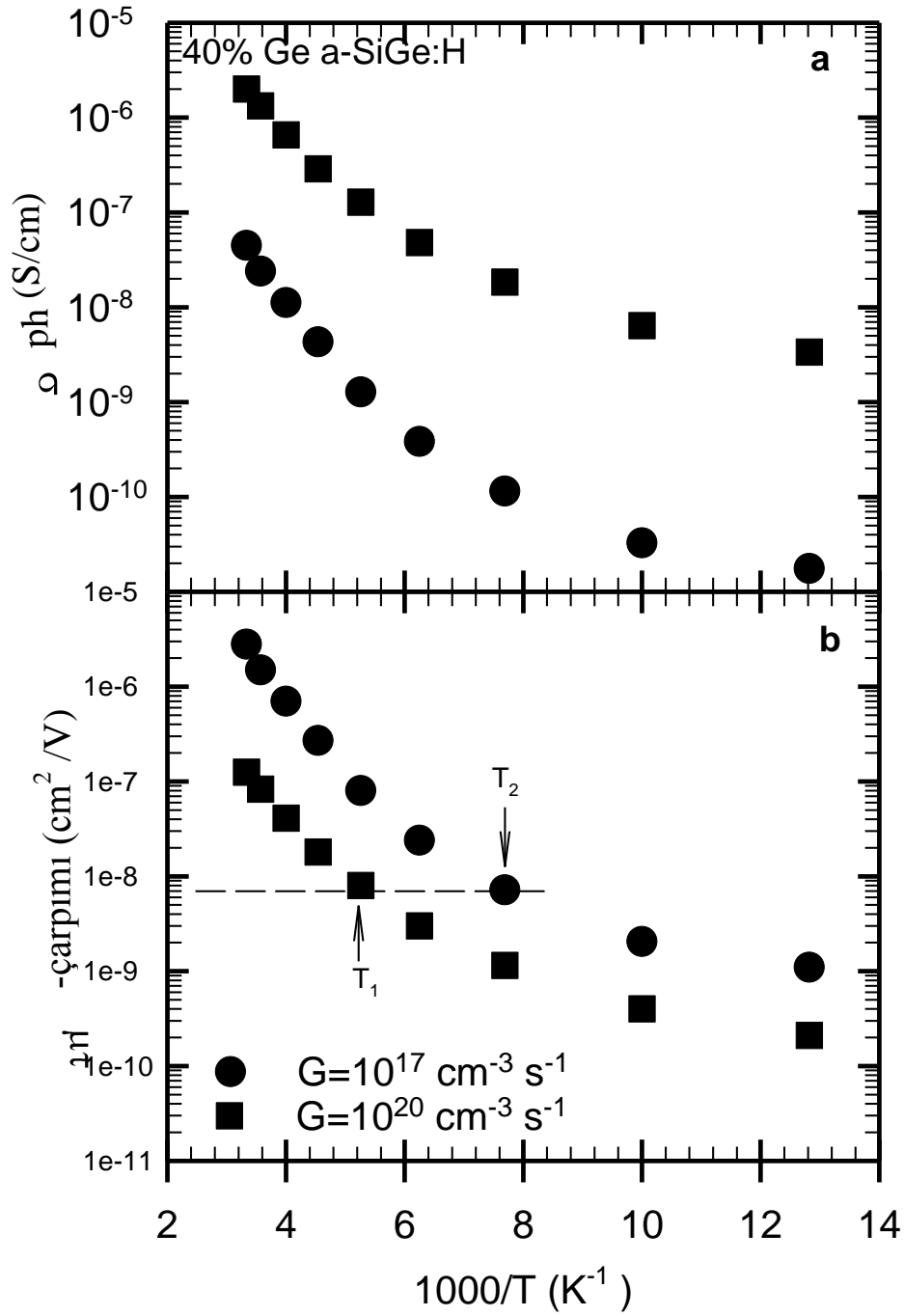
şekil 3.13. %40 germanyum yzdesine sahip a-SiGe:H malzeme için 77K ile 300K arasında lulen ışıl yaratma hızına bağlı (a) Fotoiletkenlik değerleri (b) $\mu\tau$ -çarpımı değerleri.



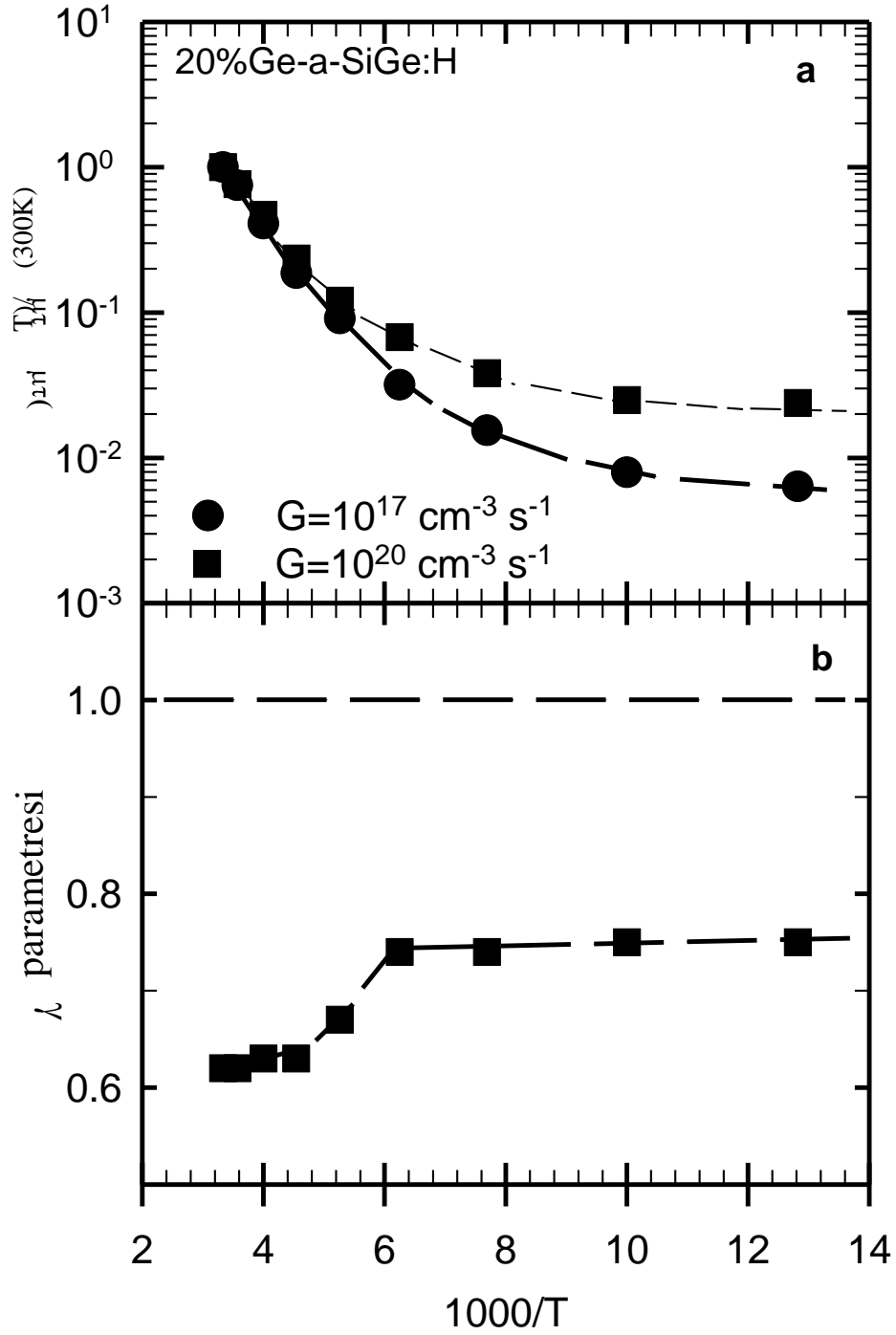
Şekil 3.14. %20 germanyum yüzdesine sahip a-SiGe:H malzeme için (a) $G=10^{17} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ve $G=10^{20} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ışıl yaratma hızına karşılık gelen fotoiletkenlik değerlerinin sıcaklıkla değişimi (b) Fotoiletkenlik değerlerinden hesaplanan $\mu\tau$ -çarpımı değerlerinin sıcaklıkla değişimi .



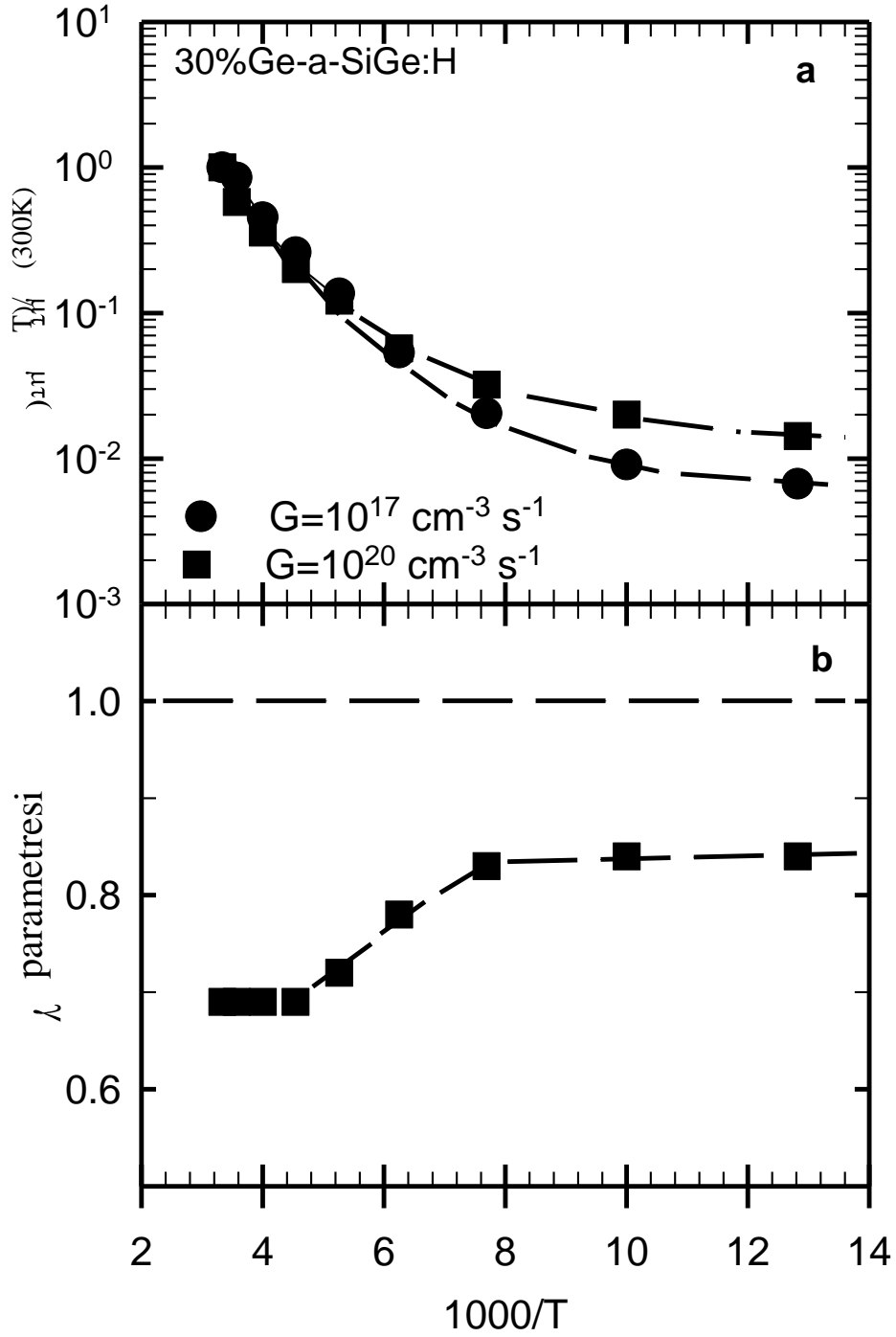
Şekil 3.15. %30 germanyum yüzdesine sahip a-SiGe:H malzeme için (a) $G=10^{17} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ve $G=10^{20} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ışıl yaratma hızına karşılık gelen fotoiletkenlik değerlerinin sıcaklıkla değişimi (b) Fotoiletkenlik değerlerinden hesaplanan $\mu\tau$ -çarpımı değerlerinin sıcaklıkla değişimi.



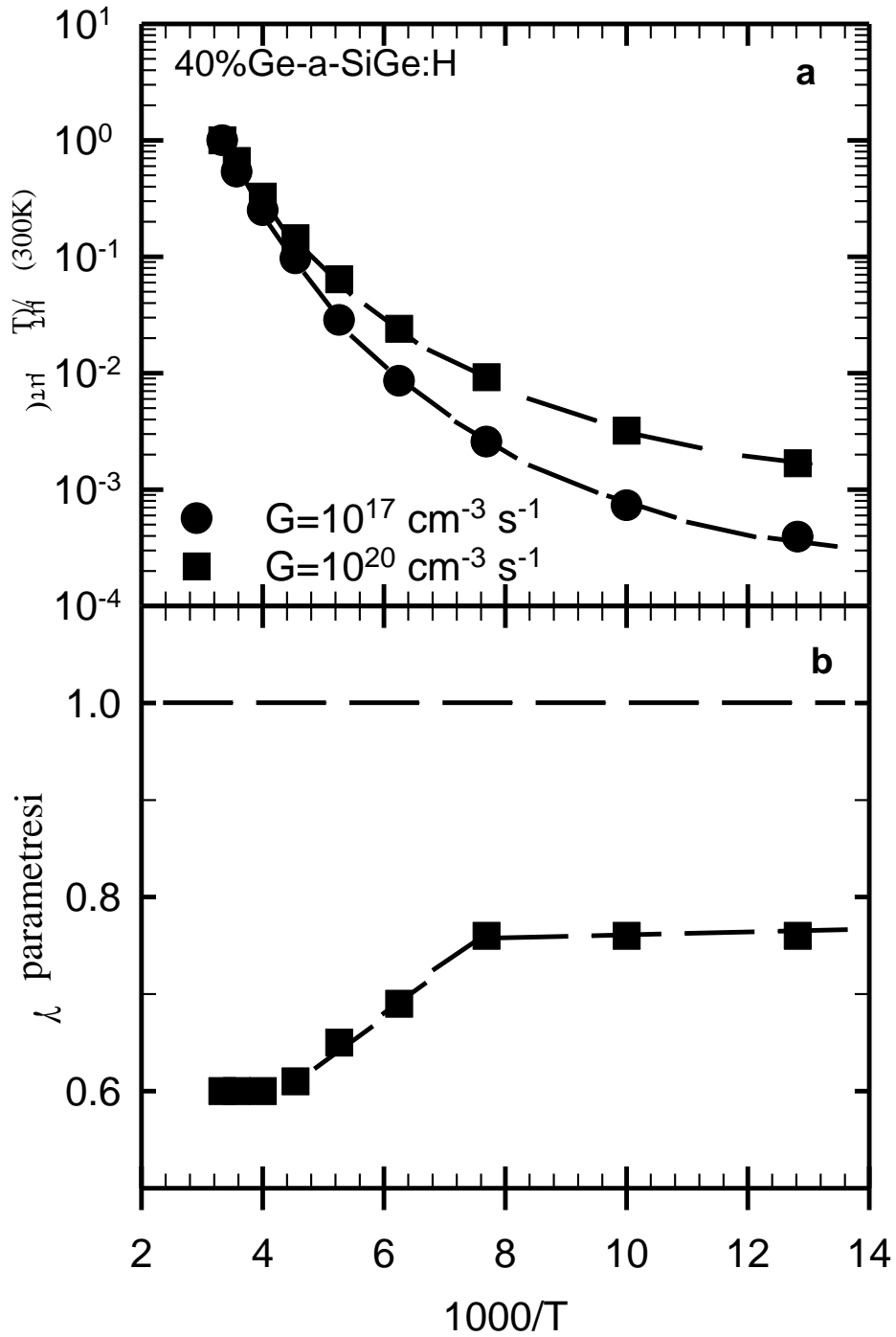
Şekil 3.16. %40 germanyum yüzdesine sahip a-SiGe:H malzeme için (a) $G=10^{17} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ve $G=10^{20} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ışıl yaratma hızına karşılık gelen fotoiletkenlik değerlerinin sıcaklıkla değişimi (b) Fotoiletkenlik değerlerinden hesaplanan $\mu\tau$ -çarpımı değerlerinin sıcaklıkla değişimi.



Şekil 3.17. %20 germanyum yüzdesine sahip a-SiGe:H malzeme için (a) $G=10^{17} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ve $G=10^{20} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ışıl yaratma hızına karşılık gelen $\mu\tau$ çarpımlarının oda sıcaklığına karşılık gelen $\mu\tau(300\text{K})$ değerine oranının sıcaklıkla değişimi (b) γ üstel parametresinin sıcaklıkla değişimi



Şekil 3.18. %30 germanyum yüzdesine sahip a-SiGe:H malzeme için (a) $G=10^{17} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ve $G=10^{20} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ışıl yaratma hızına karşılık gelen fotoiletkenlik değerlerinin sıcaklıkla değişimi (b) Fotoiletkenlik değerlerinden hesaplanan $\mu\tau$ -çarpımı değerlerinin sıcaklıkla değişimi



Şekil 3.19. %40 germanyum yüzdesine sahip a-SiGe:H malzeme için (a) $G=10^{17} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ve $G=10^{20} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ışıl yaratma hızına karşılık gelen $\mu\tau$ çarpımlarının oda sıcaklığına karşılık gelen $\mu\tau(300K)$ değerine oranının sıcaklıkla değişimi (b) γ üstel parametresinin sıcaklıkla değişimi

görüldüğü gibi $\mu\tau$ -çarpımındaki azalma %20 ve %30'luk malzemeler için 1'den 10^{-2} 'ye kadar azalırken, %40 germanyum yüzdesine sahip malzeme 1'den 4×10^{-4} değerine kadar azalmaktadır. Artan germanyum yüzdesi ile $\mu\tau$ -çarpımındaki artan değişimden silisyum zengin amorf yapıda daha fazla germanyum orijinli elektronik kusurların yaratıldığını söyleyebiliriz. Bu değişimin düşük sıcaklıklarda daha fazla olması eklenen germanyum miktarı ile yaratılan elektronik kusurların bant uçlarına yakın enerjilerde yerleştiğini azalan sıcaklıkla elektron ve deşiklere ait kuazi Fermi seviyelerinin bu yeni tip elektronik kusurların içine girmesinden anlaşılmaktadır. Fakat bu kusurların gerçek doğaları hakkında bir ayrıntı elde etmek mümkün değildir.

Artan germanyum oranının diğer etkisi ise γ üstel parametresinde de görülmektedir. %20 germanyum yüzdesine sahip malzeme için, oda sıcaklığında γ değeri 0.6 civarında iken 200K'e kadar aynı değerde kalmış ve 200K'den sonra yeni tip yeniden birleşme merkezlerinin iletkenliği kontrol etmeye başlamasından dolayı γ değeri Şekil 3.17 b'de görüldüğü gibi artış göstermektedir. 160K'den daha düşük sıcaklıklarda ise γ değeri 0.75'e ulaşmış yani 1.0'e yaklaşarak sabit kalmıştır. Aynı şekilde, %30 germanyum yüzdesine sahip malzemenin γ değeri de oda sıcaklığında 0.70 civarında iken 200K'e kadar aynı değerde sabit kalıp daha sonra artarak 0.84 değerine 125 K'de ulaşmış ve sabit kalmıştır. γ üstel parametresindeki sıcaklıkla olan değişim benzer şekilde %40 germanyum oranına sahip a-SiGe:H malzemedede mevcuttur. Bu malzemedede de γ değeri oda sıcaklığından 230K'e kadar 0.60 değerinde sabit kalıp, daha sonra azalan sıcaklıkla artarak 0.78 değerine 125 K'de ulaşmış ve sabit kalmaktadır. Bu değişimler Şekil 3.17b, Şekil 3.18b, ve Şekil 3.19b'de bu üç yüksek germanyum oranına sahip a-SiGe:H malzeme için açıkça gösterilmiştir.

Belirli bir sıcaklıktan sonra γ üstel parametresinin artmaya başlamasının nedeni yeni tip yeniden birleşme merkezlerini E_{Fn} ve E_{Fp} kuazi Fermi seviyelerinin arasında girmeye başladığını, elektronların yaşam sürelerini belirlemede katkı yaptığını ve belirli geçiş sıcaklığından daha düşük sıcaklıklarda ise yeniden birleşme mekanizmasını tamamıyla kontrol altına

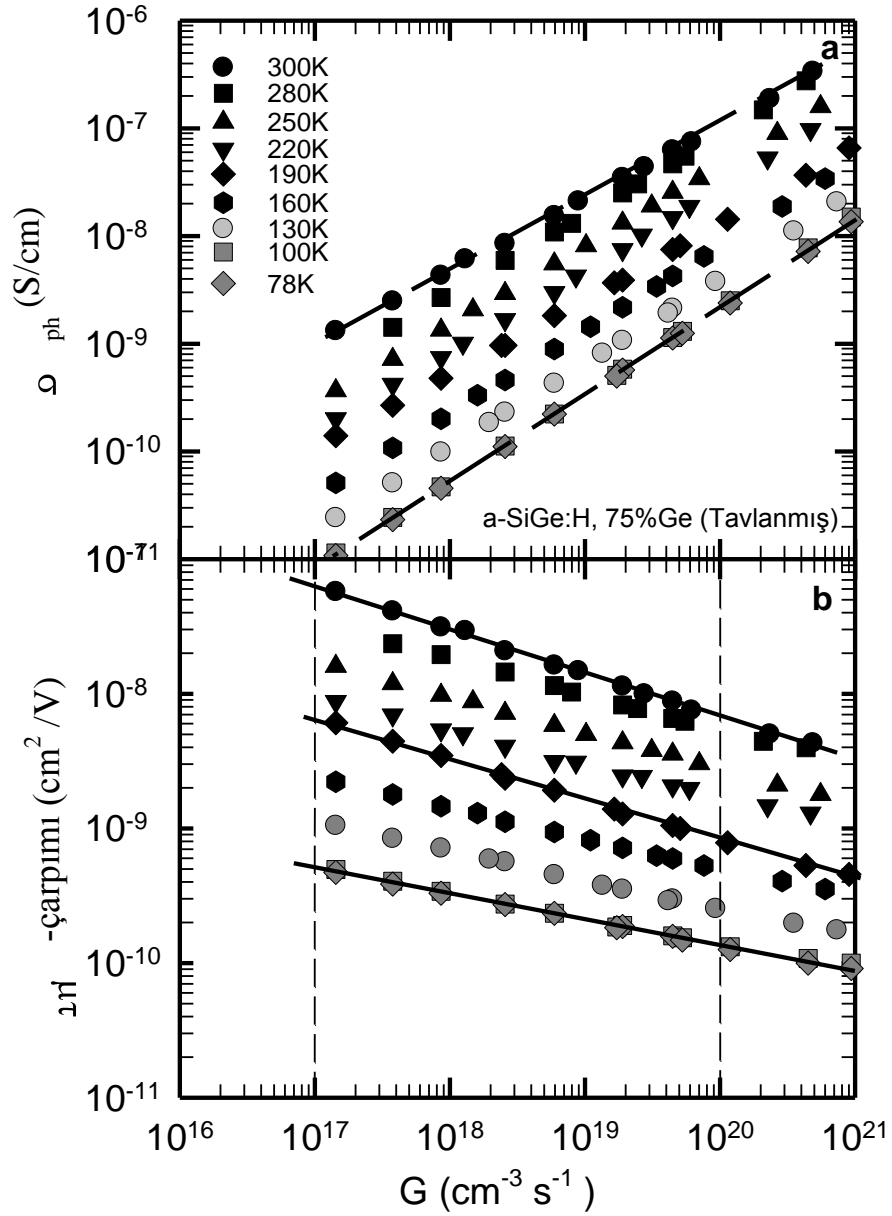
almasından dolayıdır. Bu geçiş sıcaklık değeri %20 için 165K, %30 ve %40 için 125K değerleridir. Bu geçiş sıcaklığından sonra γ değeri oda sıcaklığındaki değerinden yüksektir ve sabittir. Aynı tür değişimler %10 germanyum oranına sahip malzemede de mevcuttur. γ üstel parametresindeki değişimler silisyum zengin a-SiGe:H malzeme içine katılan germanyum yüzdesinin artması ile yeni tip elektronik kusurların (büyük olasılık ile germanyum orijinli) yaratıldığını ve bant uçlarına yakın enerjilerde yerleşmiş olanların düşük sıcaklıklarda etkin olduğunu belirtmektedir. γ üstel parametresindeki sıcaklıkla olan değişim Tablo 3.2’de bu tezde kullanılan a-SiGe:H malzemeler için özetlenmiştir. Buna ek olarak, germanyum oranı arttığında yasak enerji aralığının ortasındaki enerjilerde germanyum orijinli elektronik kusurların yaratıldığı açıktır. Bu germanyum orijinli kusurlar $G = 10^{17} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ düşük ışık şiddetinde ölçülen σ_{ph} ve $\mu\tau$ -çarpımlarının sıcaklıkla daha fazla değişim göstermesine neden olmaktadır.

Tablo 3.2. Tavlanmış durumda bütün örneklerin 78K ve 300K deki γ değerleri

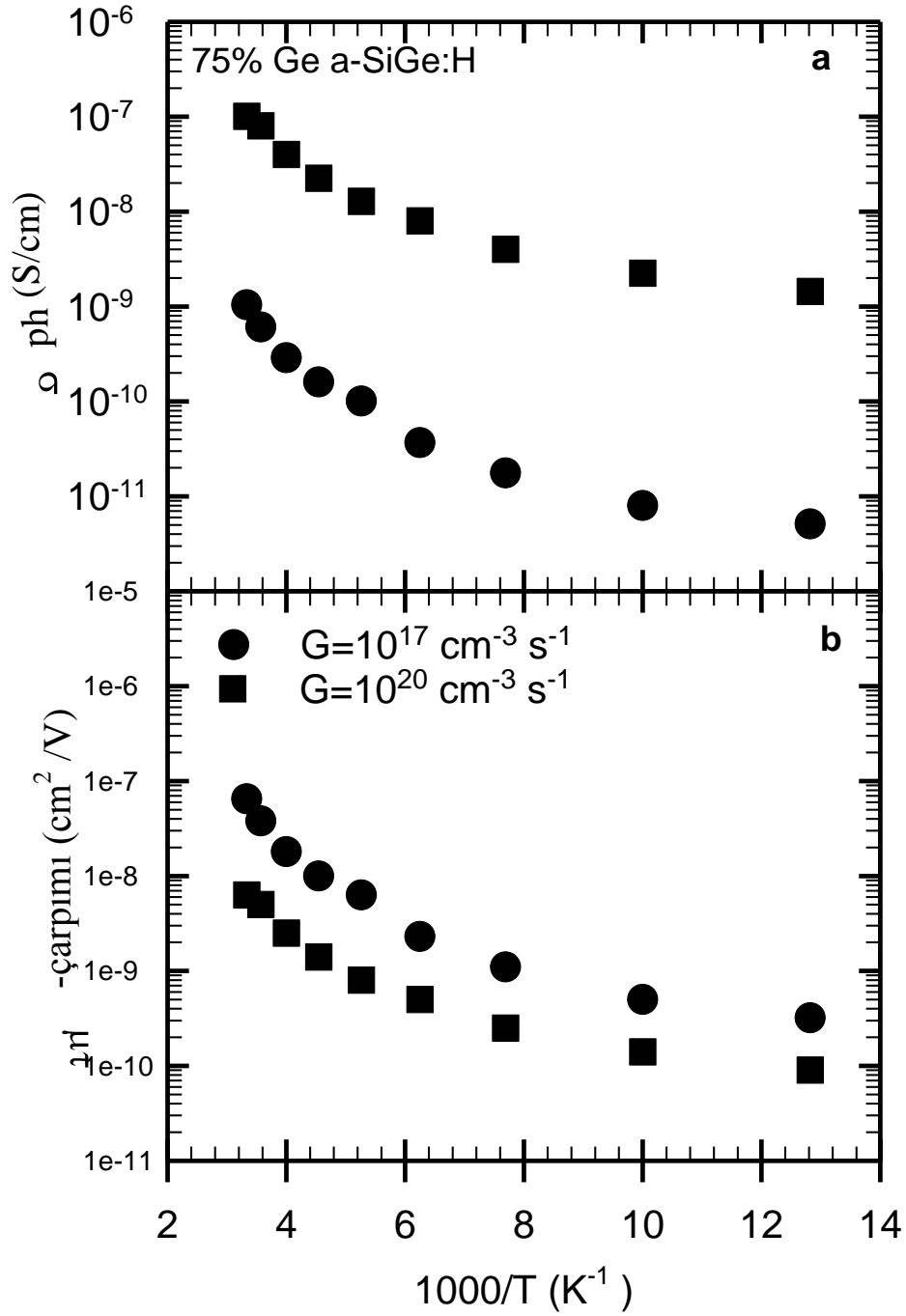
Örnekler	γ (T=78K)	γ (T=300K)
SmartA2-a-Si:H	0.98	0.94
DL 146-a-SiGe:H	0.89	0.77
DL 147-a-SiGe:H	0.75	0.62
DL 148-a-SiGe:H	0.84	0.69
DL 149-a-SiGe:H	0.76	0.60
DL 154-a-SiGe:H	0.77	0.68

Bu kısım kadar incelenen dört adet a-SiGe:H malzemenin germanyum oranları teknolojik olarak öneme sahip çok katmanlı ince filim silisyum güneş pillerinde kullanılan a-SiGe:H malzemelerin germanyum oranlarına sahiptir. Tavlanmış durumda, bütün malzemelerin fotoiletkenlik ve $\mu\tau$ -çarpımı değerleri benzer değişimler göstermekte fakat miktarları germanyum oranı ile değişmektedir. Germanyum oranı daha fazla artırıldığında germanyum zengin

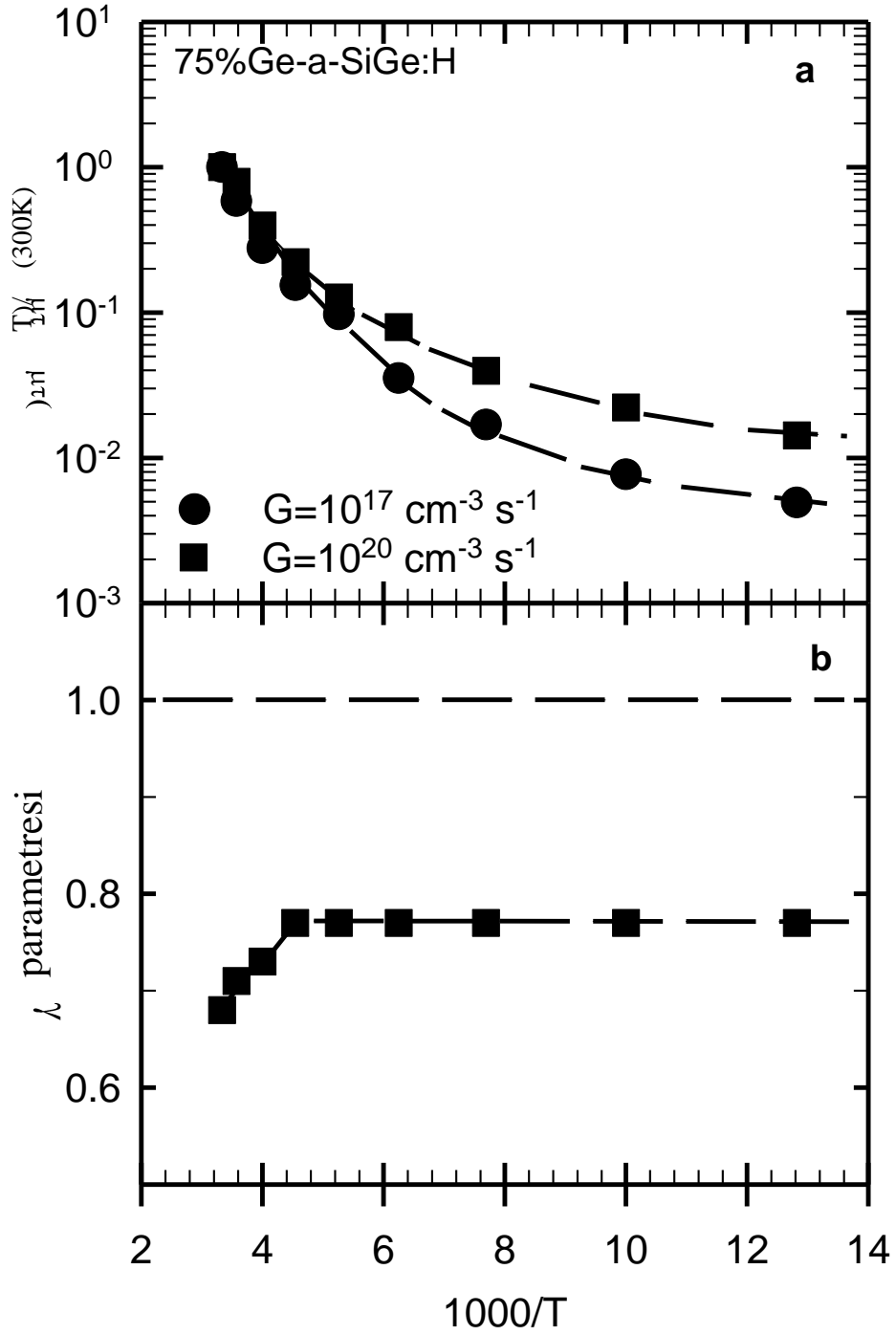
a-SiGe:H alaşımı malzeme elde edilmektedir. Germanyum oranı %75 olan a-SiGe:H malzemenin sıcaklığa bağlı fotoiletkenlik ölçümleri Şekil 3.20’de gösterilmiştir. Her ölçüm sıcaklığında σ_{ph} ile $\mu\tau$ -çarpımının G’ ye göre değişimi diğer malzemelerde gözlemlendiği gibi γ üstel parametresine göre olmaktadır. Bu beklenen değişim germanyum zengin a-SiGe:H alaşımında da aynen tekrarlanmaktadır. Fakat %75 germanyum oranına sahip a-SiGe:H malzemenin oda sıcaklığındaki σ_{ph} ve $\mu\tau$ -çarpımı diğer a-SiGe:H alaşımı malzemelerden çok daha düşüktür. Örnek olarak %40 germanyum oranına sahip a-SiGe:H malzemenin oda sıcaklığındaki σ_{ph} ve $\mu\tau$ -çarpımı bulgularını ele alırsak, $G = 10^{20} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ de σ_{ph} değeri 2×10^{-6} (S/cm) iken, %75 germanyum oranına sahip a-SiGe:H için $1,4 \times 10^{-9}$ (S/cm)’e düşmüştür. Germanyum oranının %40’dan %75’e artması ile σ_{ph} 1428 kat azalmaktadır. Aynı şekilde $G = 10^{17} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ışık şiddetinde σ_{ph} değeri $4,5 \times 10^{-8}$ (S/cm)’den $5,0 \times 10^{-12}$ (S/cm) değerine düşmüştür. Düşük ışık şiddetinde ölçülen fotoiletkenlik 9000 kat azalmaktadır. Bu önemli miktardaki azalmanın sonucuna göre bant ortasında mevcut elektronik kusurların silisyum zengin a-SiGe:H malzemelerden den çok farklı olduğu açıktır. σ_{ph} ve $\mu\tau$ -çarpımı değerlerinin sıcaklığa bağlılığını görmek için $G = 10^{20} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ve $G = 10^{17} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ışık şiddetine karşılık gelen σ_{ph} ve $\mu\tau$ -çarpımı değerleri Şekil 3.21’de yeniden gösterilmiştir. Değişimlerin aynı sıcaklık aralığındaki azalma miktarı %20 ve %30 germanyum oranlarına sahip a-SiGe:H malzemelere benzemektedir. $\mu\tau$ -çarpımının oda sıcaklığındaki $\mu\tau$ (300K) değerine oranı ise Şekil 3.22a’da özetlenmiştir. $G = 10^{17} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ deki değişim diğer a-SiGe:H malzemelerden daha fazladır. $\mu\tau(T)/\mu\tau(300K)$ oranındaki değişim 1’den $5,0 \times 10^{-3}$ ’e kadar azalmaktadır.



Şekil 3.20. %75 germanyum yüzdesine sahip a-SiGe:H malzeme için 77K ile 300K arasında ölçülen ışıl yaratma hızına bağlı (a) Fotoiletkenlik değerleri (b) $\mu\tau$ -çarpımı değerleri.

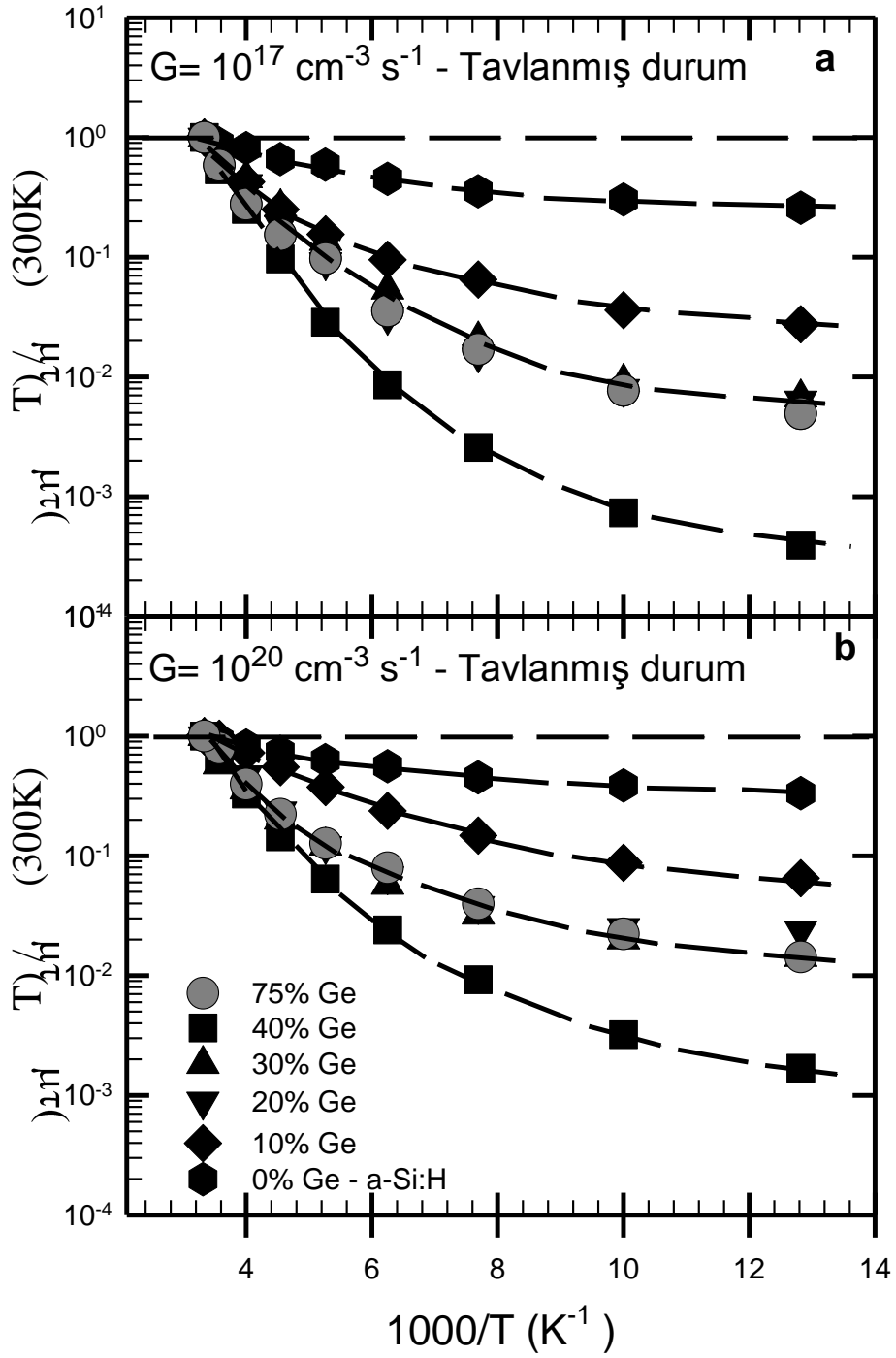


Şekil 3.21. %75 germanyum yüzdesine sahip a-SiGe:H malzeme için (a) $G=10^{17} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ve $G=10^{20} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ışıl yaratma hızına karşılık gelen fotoiletkenlik değerlerinin sıcaklıkla değişimi (b) Fotoiletkenlik değerlerinden hesaplanan $\mu\tau$ -çarpımı değerlerinin sıcaklıkla değişimi



Şekil 3.22. %75 germanyum yüzdesine sahip a-SiGe:H malzeme için (a) $G=10^{17} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ve $G=10^{20} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ışıl yaratma hızına karşılık gelen $\mu\tau$ çarpımlarının oda sıcaklığına karşılık gelen $\mu\tau(300K)$ değerine oranının sıcaklıkla değişimi (b) γ üstel parametresinin sıcaklıkla değişimi

Bu oran $G = 10^{20} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ yüksek ışık şiddeti için 1'den 1.4×10^{-2} 'ye kadar azalmıştır. σ_{ph} ve $\mu\tau$ -çarpımı değerlerini sıcaklığa bağlılığını görmek için $G = 10^{20} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ve $G = 10^{17} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ışık şiddetine karşılık gelen σ_{ph} ve $\mu\tau$ -çarpımı değerleri Şekil 3.22'de yeniden gösterilmiştir. Değişimlerin aynı sıcaklık aralığındaki azalması %20 ve %30 germanyum oranlarına sahip a-SiGe:H malzemelere benzemektedir. $\mu\tau$ -çarpımının oda sıcaklığındaki $\mu\tau(300\text{K})$ değerine oranı ise Şekil 3.23a'da özetlenmiştir. $G = 10^{17} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ deki değişim diğer a-SiGe:H malzemelerden daha fazladır. $\mu\tau(T)/\mu\tau(300\text{K})$ oranındaki değişim 1'den 5.0×10^{-3} 'e kadar azalmaktadır. Bu oran $G = 10^{20} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ yüksek ışık şiddeti için 1'den 1.4×10^{-2} 'ye kadar azalmıştır. Bu azalma miktarı %75 germanyum oranına sahip amorf silisyum germanyum alaşımı malzemesinin çok fazla elektronik kusur yoğunluğuna sahip olduğunu gösterir. Fakat bunların özellik ve doğalarının silisyum zengin a-SiGe:H malzemelerinden farklı olduğu açıktır. Çünkü $\mu\tau$ -çarpımının mutlak değeri aşırı düşüktür. Bu farklılığı γ üstel parametresinin sıcaklığa bağlı değişiminden de görebilmekteyiz. Şekil 3.22b'de verilen grafikten γ üstel parametresi oda sıcaklığında 0.68 iken, sıcaklık 220K'e kadar azaldığında γ parametresi yavaşça artarak 0.77 değerine ulaşmakta ve daha sonra 77K'e kadar bu değerde sabit kalmaktadır. 220K'den düşük sıcaklıklarda bant uçlarına yakın enerjilerde yerleşmiş elektronik kusurların baskın olduğu yeni tip yeniden birleşme merkezleri etkindir. Bu yeni tip elektronik kusurların dağılımının bant ortalarına kadar uzandığı açıktır. Çünkü %40 germanyum oranına sahip malzemede 125K'nin altında γ sabit kalırken %75'lik malzemede 220K'e kadar etkisini göstermektedirler. Dolayısı ile %75 germanyum oranına sahip a-SiGe:H alaşımı malzeme germanyum zengindir ve farklı elektronik kusur dağılımına sahiptir. Ayrıca incelenmelidir.



Şekil 3.23. %0 ile %75 germanyum oranına sahip a-SiGe:H alaşımı malzemelerin $\mu\tau(T)/\mu\tau(300K)$ oranının sıcaklığa bağlı değişimi (a) $G=10^{17}$ cm⁻³ s⁻¹ (b) $G=10^{20}$ cm⁻³ s⁻¹

Sonuç olarak, tavllanmış durumda farklı germanyum oranlarına sahip a-SiGe:H alaşımı malzemelerin oda sıcaklığında ve 77K'e kadar değişik sıcaklıklarda ölçülen G değerlerine bağlı fotoiletkenlik bulgularını değerlendirdiğimizde şu sonuçları çıkarabiliriz. Amorf yapının doğası gereği malzemenin ince filim olarak büyütülmesi sırasında kazanmış olduğu elektronik kusur dağılımları malzeme karanlıkta 450K sıcaklığında tavlendiğinde sahip olduğu kusur dağılımıdır. Hiç germanyum olmayan a-Si:H malzeme en yüksek σ_{ph} ve $\mu\tau$ - çarpımı değerlerine sahiptir. Germanyum oranı artırıldığında silisyum zengin amorf yapıda germanyum orijinli elektronik kusurların yaratılması ile σ_{ph} ve $\mu\tau$ - çarpımı sıcaklıkla daha fazla değişim göstermektedir. Şekil 3.23'de $G = 10^{17} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ve $G = 10^{20} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ışık şiddetlerine karşılık gelen $\mu\tau(T)/\mu\tau(300K)$ oranındaki sıcaklığa bağlı değişim bütün malzemeler için aynı grafikte özetlenmiştir. a-Si:H'dan başlayarak %40 germanyum oranına sahip silisyum zengin a-SiGe:H alaşımı malzemelerde $\mu\tau(T)/\mu\tau(300K)$ oranı artan germanyum yüzdesi ile sistematik olarak azalmaktadır. $G = 10^{17} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ deki değişim bütün malzemelerde $G = 10^{20} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ de ölçülen değişimden daha fazladır. Eğer bant ortasındaki ve bant uçlarına yakın enerjilerde yerleşmiş elektronik kusurlar aynı özellikte olsa idi $G = 10^{20} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ de ölçülen değişimlerin $G = 10^{17} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ deki değişimlerde daha fazla olması gerekirdi. Burada bunun tam aksi bir değişim gözlenmiştir. %75 germanyum oranına sahip germanyum zengin a-SiGe:H alaşımı ise %20 ile %30 germanyum oranına sahip a-SiGe:H malzemelere benzer bir değişim göstermesine rağmen $\mu\tau$ - çarpımının mutlak değeri çok daha düşüktür. Bundan dolayı çok düşük $\mu\tau$ - çarpımı değerlerine sahip a-SiGe:H alaşımı malzemeler çok katmanlı ince filim silisyum güneş pillerinde soğurucu katman olarak kullanılamaz.

4. STAEBLER-WRONSKİ DURUMUNDA DENEYSEL BULGULAR

4.1 Giriş

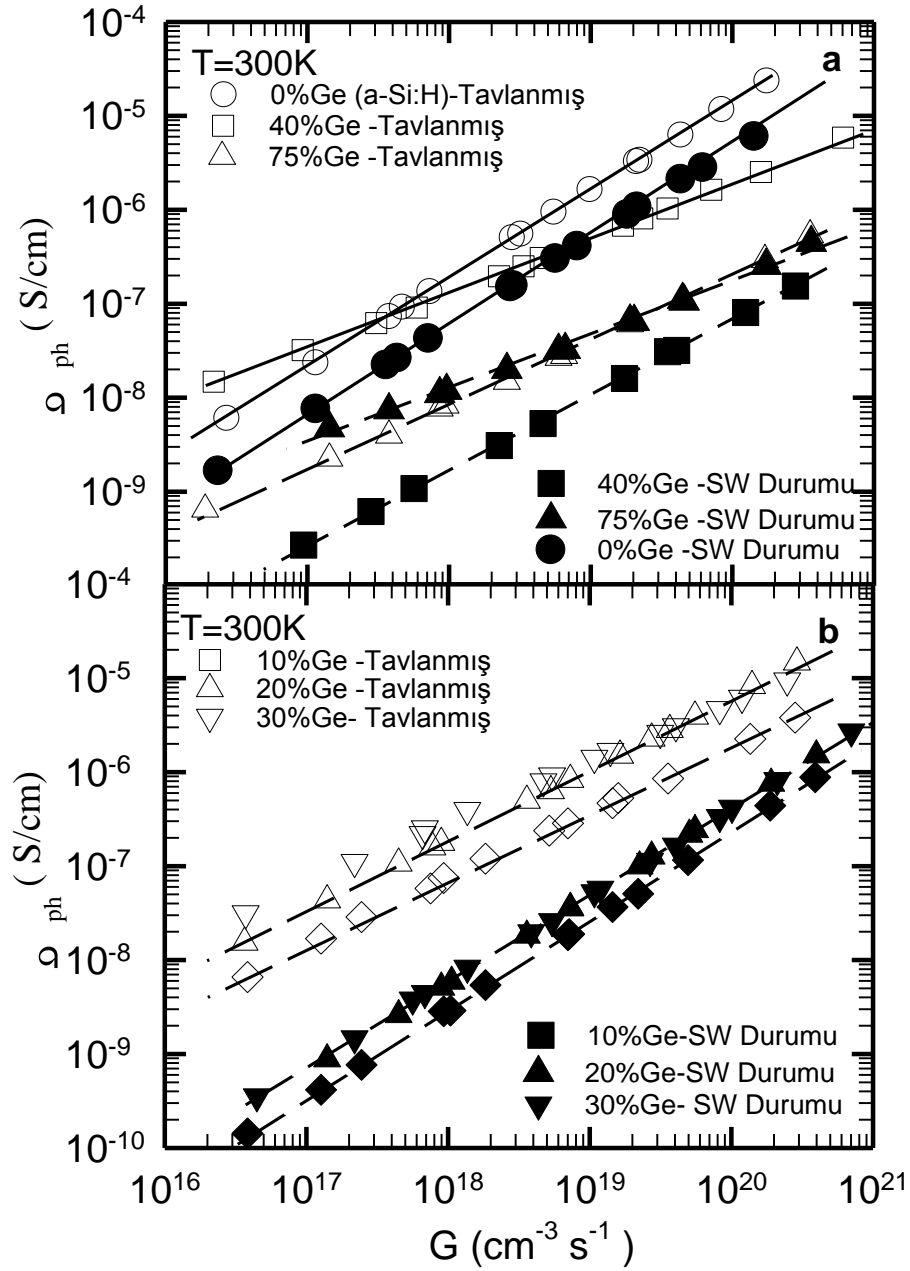
Staebler-Wronski olayı 1977 yılında ilk keşfedildiğinde fotovoltaik amorf silisyum malzemenin teknolojik uygulamaları için büyük bir hayal kırıklığı yaşattı. Diğer yandan da fizikçiler ve ilgili alanların bilim insanları için büyük ilgi odağı haline geldi. Hidrojenlendirilmiş amorf silisyumda görülen bu etkinin daha sonra silisyum zengin hidrojenlendirilmiş amorf silisyum-karbon (a-SiC:H), hidrojenlendirilmiş amorf silisyum-germanyum (a-SiGe:H) ve hidrojenlendirilmiş amorf germanyum (a-Ge:H) malzemelerde de mevcut olduğu ortaya çıkarıldı. İnce film malzemeler uzun süre ışık altında kaldıklarında karanlık ve fotoiletkenlik özelliklerinde ciddi azalmalar meydana gelmekte, malzeme karanlıkta yüksek sıcaklıklarda (150-200 °C) tavlendiğinde ise kaybettiği özelliklerini geri kazanmaktadır. Tezin bu bölümünde değişik germanyum yüzdesine sahip a-SiGe:H malzemelerin tavllanmış durumda sahip olduğu fotoiletkenlik değerlerinin Staebler-Wronski etkisi altında ne kadar değişeceği, bu değişimlerin germanyum yüzdesine göre nasıl bir bağlılık göstereceği incelenmiştir. İlk kısımda oda sıcaklığındaki fotoiletkenlik bulguları karşılaştırılacak, ikinci kısımda ise sıcaklığa bağlı fotoiletkenlik değişimleri incelenecektir.

4.2 Oda Sıcaklığında Fotoiletkenlik Ölçümleri

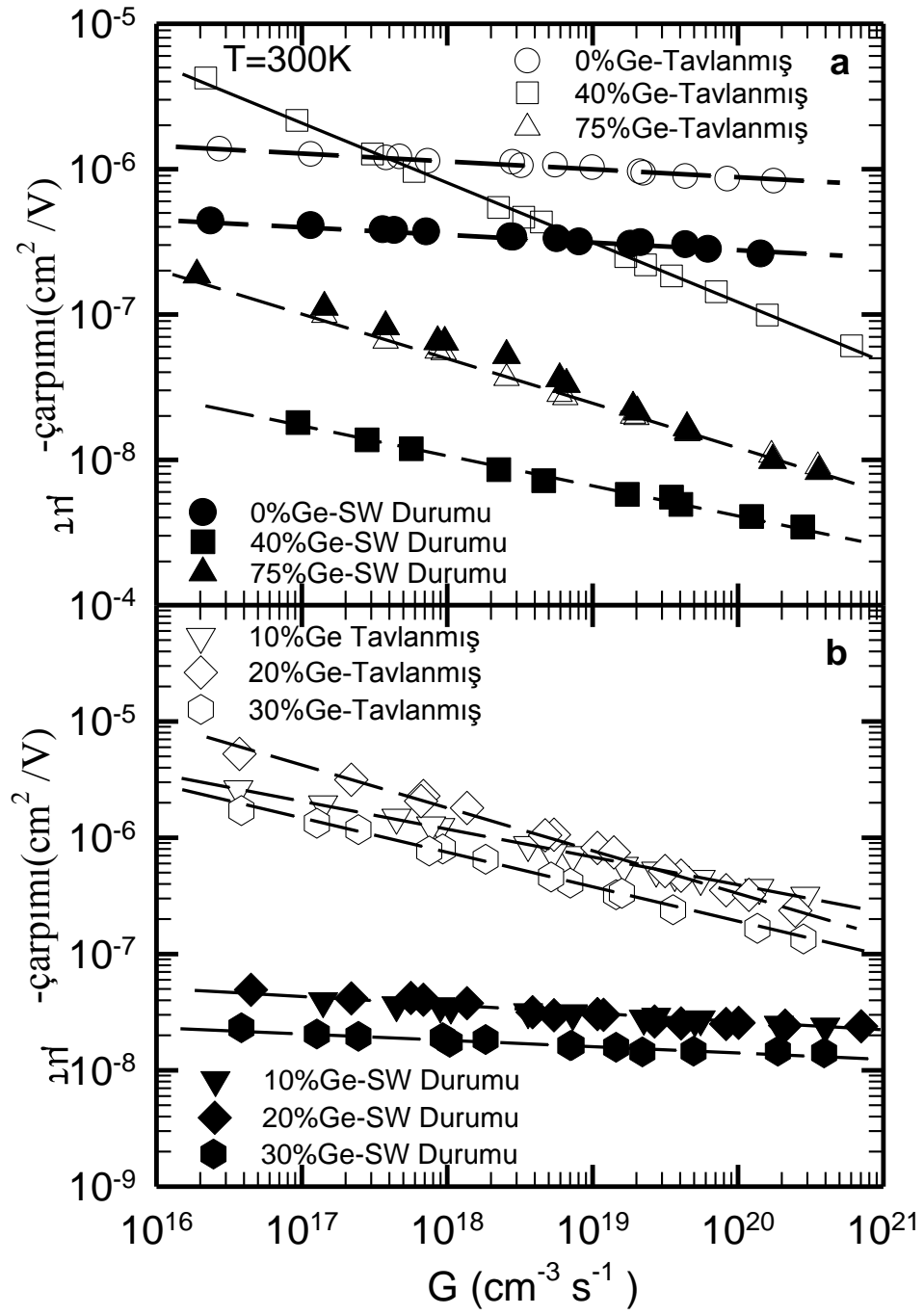
%0 ile %75 arasında değişik germanyum yüzdelere sahip a-SiGe:H malzemelerin Staebler-Wronski durumu bütün malzemeler için aynı koşullar altında gerçekleştirilmiştir. a-SiGe:H ince film malzeme önce 450K'de tavllanmış, daha sonra tavllanmış durumun 77K ile 300K arasında sıcaklığa ve G'ye bağlı fotoiletkenlik ölçümleri gerçekleştirilmiştir. Bundan sonra, malzeme Kriostat içinde iken yüksek vakum altında (1.2×10^{-6} mbar) 5 güneş şiddetine sahip homojen beyaz ışık demeti Kriostat penceresinden a-SiGe:H malzeme üzerine düşürülmüştür. Yüksek şiddete sahip ışık banyosu sırasında malzemenin sıcaklığındaki artış, malzeme yanına bir cam üzerine monte edilip örnek tutucu üzerine sabitlenmiş PT100 sıcaklık algılayıcısı ile ölçülmüştür.

Kriostatın sıcaklığı sıcaklık kontrol ünitesi ve sıvı azot ile sürekli ayarlı tutulmasına rağmen PT100 sıcaklık algılayıcısı yaklaşık 5-10K daha yüksek bir sıcaklık göstermiştir. Beyaz ışık PT100 üzerine de düşmektedir. Staebler-Wronski durumu T=300K, 150K ve 77K'de aynı ışık şiddeti ve 5 saatlik sürelerle gerçekleştirildi. Ayrıca, ışık banyosu V=100V'luk voltaj altında ve V=0V voltaj uygulamadan deneyler ayrı ayrı tekrarlandı. Bütün malzemelerde yapılan ışık altında bekletme işlemleri sonunda Staebler-Wronski etkisinin sıcaklık ve uygulanan gerilime bağlı olmadığı bulundu. Sonuç olarak, bu bölümde sunulacak deneysel bulgular T=300K'de V=0V altında 5 saat süre ile 5 güneş şiddetinde homojen beyaz ışık altında sürekli olarak bekletildikten sonra ölçülen fotoiletkenlik bulguları gösterilip bir önceki bölümde sunulan tavllanmış durumun sonuçları ile karşılaştırılacaktır.

Şekil 4.1'de oda sıcaklığında ölçülen fotoiletkenlik değerlerinin ışık altında elektron-deşik yaratma hızına (G) göre değişimi bütün a-SiGe:H malzemeler için birlikte gösterilmiştir. Tavllanmış durum değerleri ile karşılaştırıldığında fotoiletkenlik değerlerinin azaldığı görülmektedir. Fotoiletkenlik, σ_{ph} , ile G arasında beklenen doğrusal ilişki grafikten görülmektedir. Fakat bütün malzemeler için γ üstel parametresinin değeri tavllanmış durumdakinden artarak 1'e doğru yaklaşmaktadır. Şekil 4.2'de ise fotoiletkenlik değerlerinden hesaplanan $\mu\tau$ -çarpımı değerleri sunulmuştur. Staebler-Wronski durumunda $\mu\tau$ -çarpımlarının kayda değer bir şekilde azaldığı görülmektedir. Burada en önemli nokta ise, %75 germanyum oranına sahip a-SiGe:H malzemenin hemen hemen hiçbir değişime uğramadığı, $\mu\tau$ -çarpımlarının tavllanmış ve Staebler-Wronski durumunda aynı olduğu görülmektedir. Buradan germanyum zengin a-SiGe:H malzemelerde Staebler-Wronski olayının olmadığı yada ihmal edilebilir bir mertebede olduğu ileri sürülebilir.



Şekil 4.1. a-SiGe:H malzemeleri için Tavlanmış durumda ve Staebler-Wronski (S.W) durumunda, oda sıcaklığında fotoiletkenlik değerlerinin ışıl yaratma hızına göre değişimleri



Şekil 4.2. a-SiGe:H alaşımı malzemelerin (a) Tavlanmış durumda, (b) Staebler-Wronski (S.W) durumunda, oda sıcaklığında $\mu\tau$ -çarpımlarının ışıl yaratma hızına göre değişimleri

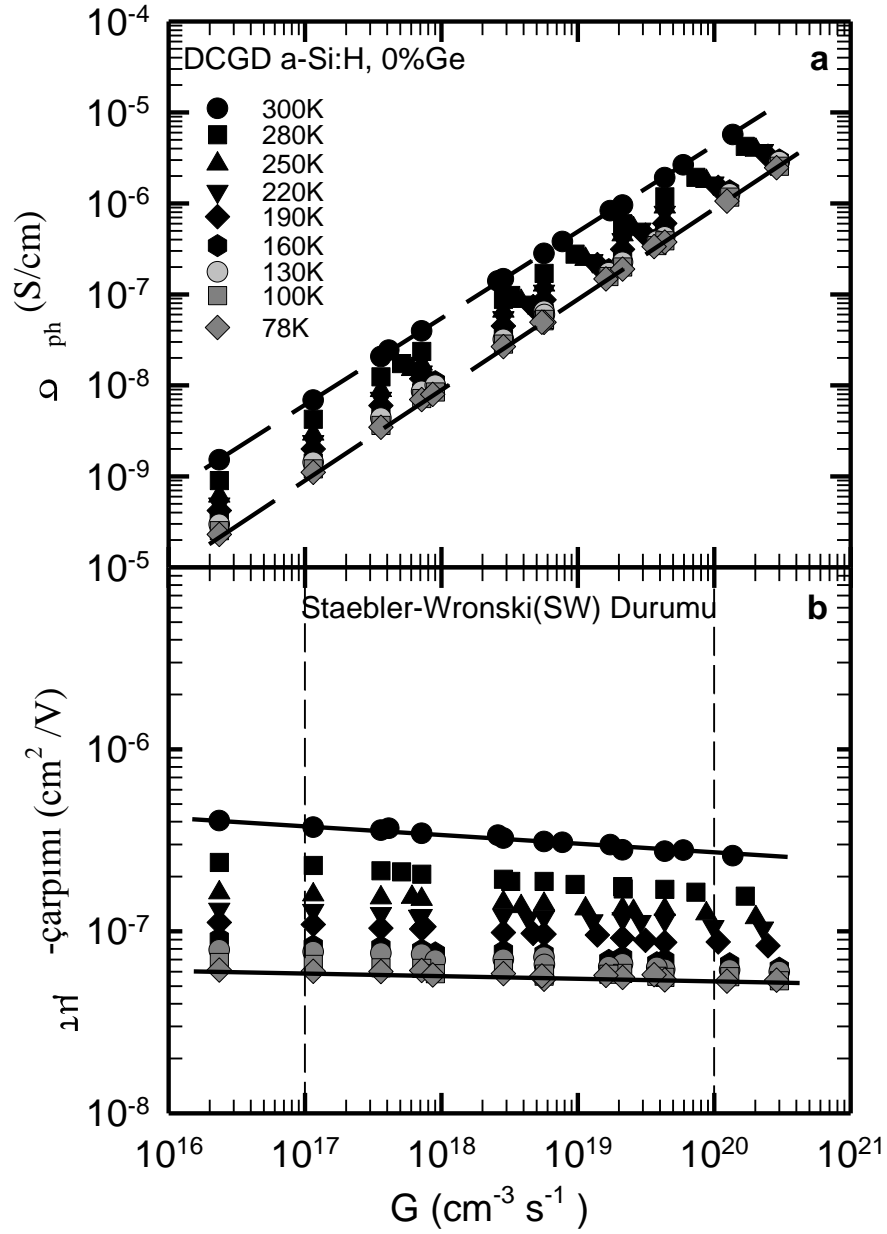
Fakat %10, %20, %30 ve %40 germanyum yüzdesine sahip silisyum zengin a-SiGe:H alaşımlarda a-Si:H'dan daha ciddi Staebler-Wronski etkisinin olduğu Şekil 4.1 ve Şekil 4.2'den açıkça görülmektedir. a-Si:H için $\mu\tau$ -çarpımı sadece 3 kat azalırken, silisyum zengin a-SiGe:H alaşımı malzemeler birkaç merteye azalma göstermektedirler. Bu azalma miktarını belirlemek için $G = 10^{17} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ışık şiddetinde ölçülen $\mu\tau$ -çarpımı değerlerini karşılaştırdığımızda, a-Si:H için 2.5 kat, %10 a-SiGe:H malzeme için 25 kat, %20 a-SiGe:H malzeme için 100 kat, %30 a-SiGe:H malzeme için 50 kat ve %40 a-SiGe:H malzeme için 200 kat azaldığı görülmektedir. $G = 10^{20} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ yüksek ışık şiddetinde ölçülen fotoiletkenlik ve $\mu\tau$ -çarpımları ise daha az bir azalma göstermektedir. a-Si:H'da yine 3 kat bir azalma olmasına rağmen %10, %20, %30 ve %40 germanyum yüzdelere sahip malzemelerin $\mu\tau$ -çarpımı sırasıyla 20 kat, 15 kat, 8 kat ve 40 kat azalmıştır. Bu değerler $G = 10^{17} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ 'deki değişimlere göre daha azdır. Bu sonuçlara göre ışık ile yaratılan Staebler-Wronski kusurlarının homojen olmayan bir şekilde yasak enerji aralığında dağılım gösterdiği anlaşılmaktadır. Fakat bunları tavllanmış durumda amorf yapıda mevcut olan elektronik özkusurlardan ayırt etmek mümkün değildir. γ üstel parametresindeki artış bütün malzemeler için a-Si:H için bulunan 1 değerine doğru yaklaşmaktadır. Yani hepsi aynı tür elektronik kusur dağılımlarının hakim olduğu bir duruma sahip olmaktadır.

4.3 Sıcaklığa Bağlı Fotoiletkenlik Ölçümleri

Oda sıcaklığında G ' ye bağlı olarak ölçülen fotoiletkenlik değerleri yasak enerji aralığının bant ortalarına yakın enerjilerde yerleşmiş elektronik kusurlar tarafından kontrol edilmektedir. Çoğunluk yük taşıyıcısı elektronların yaşam süresi karanlıktaki Fermi seviyesi etrafında ayrılan E_{Fn} ve E_{Fp} kuazi Fermi seviyeleri arasında kalan yeniden birleşme merkezlerinin yoğunluğu ile ters orantılıdır (Rose, 1963; Simmons Taylor, 1970). Değişik hazırlık koşulları ve farklı büyütme sistemlerinde üretilen a-Si:H ve a-SiGe:H alaşımı ince film malzemelerin Staebler-Wronski etkisi genellikle oda sıcaklığında ölçülen fotoiletkenlik değerlerindeki değişimler tavllanmış durumdakilerle

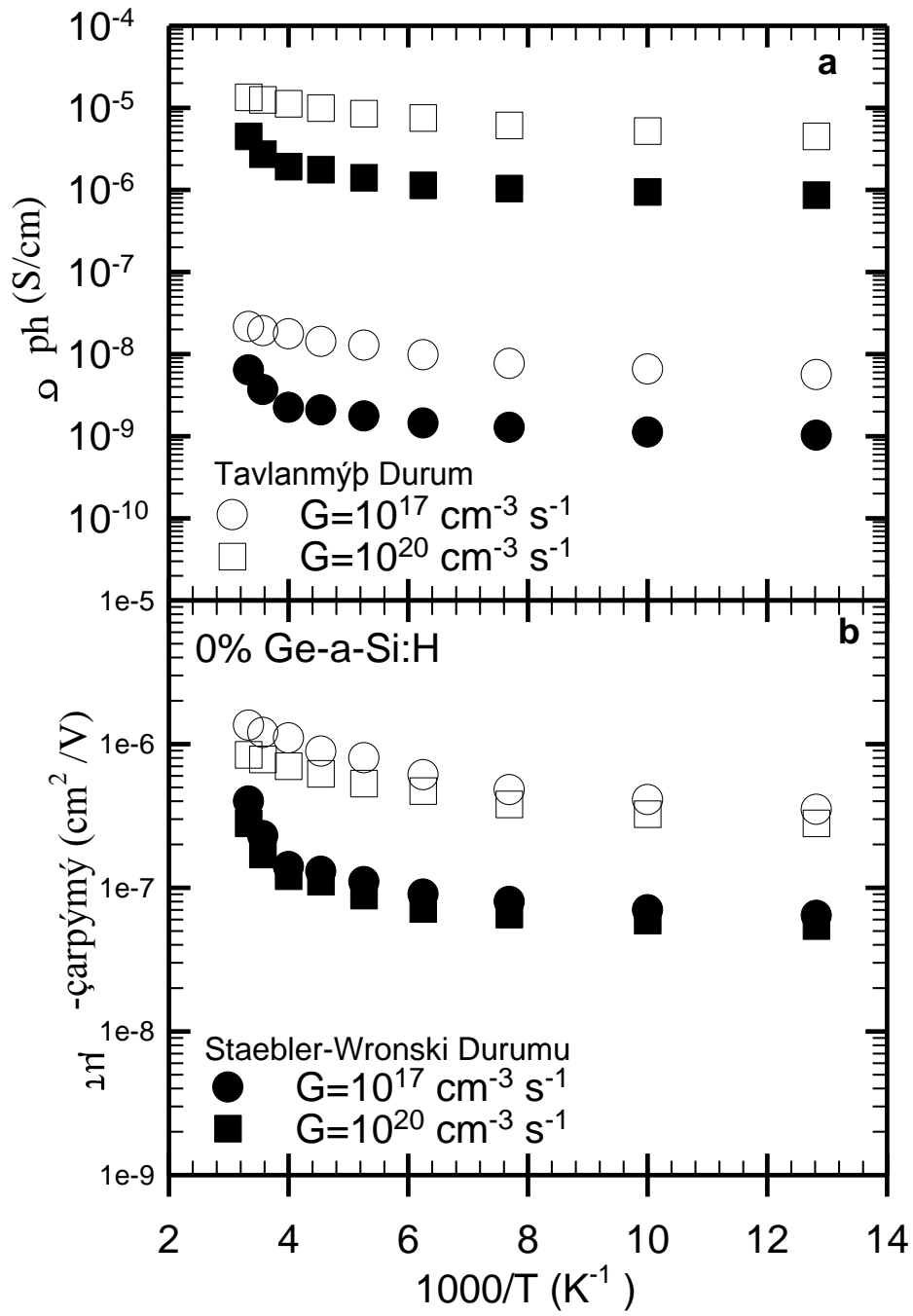
karşılaştırılıp malzemenin ışığa dayanıklılığı belirlenmektedir. Amorf yapının doğasından kaynaklanan elektronik kusurlar birkaç çeşittir. Bu kusurlar değerlik bant ucu ile iletkenlik bant ucu arasındaki enerjilerde sürekli bir dağılım göstermektedir. Işık ile yaratılan Staebler-Wronski kusurlarının birden fazla çeşidi olduğu, ESR tarafından algılanan yüksüz silisyum kırık bağların D° , Staebler-Wronski etkisini açıklamaya yetmediği çok sayıda bilimsel çalışma ile ortaya konmuştur (M.Stutzmann vd, 1989). Dolayısı ile farklı özelliğe sahip Staebler-Wronski kusurlarının enerji dağılımları farklı olacağından E_{Fn} ile E_{Fp} arasında bütün enerji değerlerinde yerleşmiş olabilirler. Işık ile yaratılan Staebler-Wronski kusurlarının geniş bir enerji aralığında algılanmasına olanak sağlayan sıcaklığa bağlı fotoiletkenlik yöntemi E_{Fn} ve E_{Fp} kuazi Fermi seviyelerini bant uçlarına kadar hareket ettirerek o enerjilerdeki elektronik kusurları yeniden birleşme merkezine dönüştürmekte ve elektronların yaşam süresine belirlemektedir. Tavlanmış durumda a-SiGe:H malzemelerin mevcut kusur dağılımlarının germanyum yüzdesi ile değişiminin incelenmesi ile önemli bulgular elde edilmişti.

Bu bölümde ise a-SiGe:H malzemelerin 5 güneş ışığı altında 5 saatlik ışık banyosu sonunda oda sıcaklığından 77K'e kadar sıcaklık aralığında ışık şiddetine bağlı olarak fotoiletkenlik değerleri ölçülmüş ve $\mu\tau$ -çarpımları hesaplanmıştır. Şekil 4.3'de a-Si:H referans malzemenin Staebler-Wronski durumunda oda sıcaklığından 77K'e kadar ölçülen fotoiletkenlik değerlerinin ışık şiddetine göre değişimi gösterilmiştir. σ_{ph} sıcaklık azaldığında azalmaktadır. Doğrunun eğimi γ üstel parametresine eşittir. γ parametresi 1'e çok yakın olduğundan Şekil 4.3b'de gösterilen $\mu\tau$ -çarpımları ışık şiddetine çok az değişim göstermektedir. Hatta düşük sıcaklıklarda $\mu\tau$ -çarpımının hiç değişmediği görülmektedir. Staebler-Wronski durumunda fotoiletkenlik ve $\mu\tau$ -çarpımının ne kadar azaldığını anlamak için $G = 10^{17} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ve $G = 10^{20} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ışık şiddetlerinde elde edilen değerleri her iki durum için

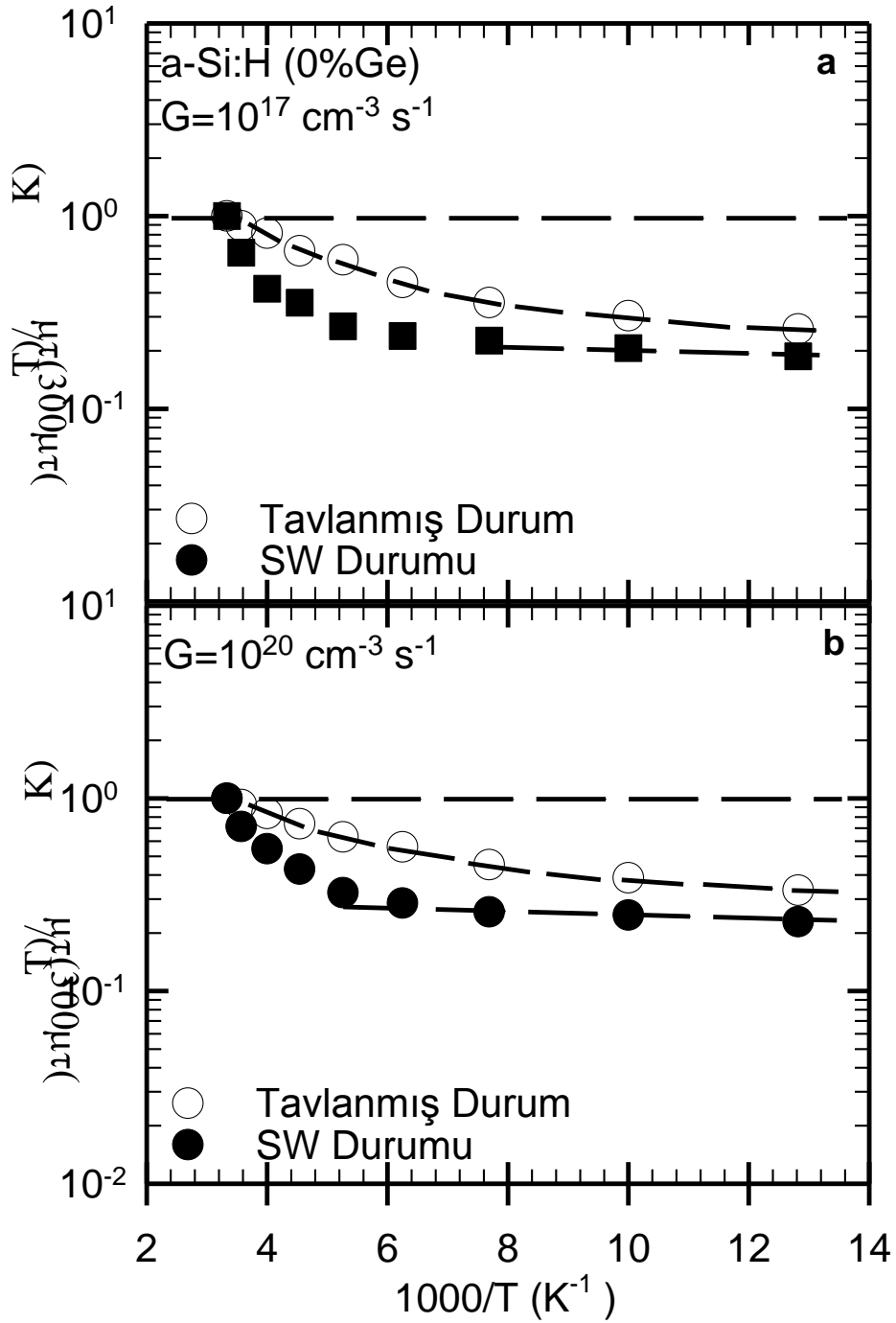


Şekil 4.3. %0 germanyum yüzdesine sahip a-Si:H referans malzemenin Staebler-Wronski (S.W) durumunda 300K ile 77K arasında ölçülen ışıl yaratma hızına bağlı (a) Fotoiletkenlik, (b) $\mu\tau$ -çarpımı, değerleri

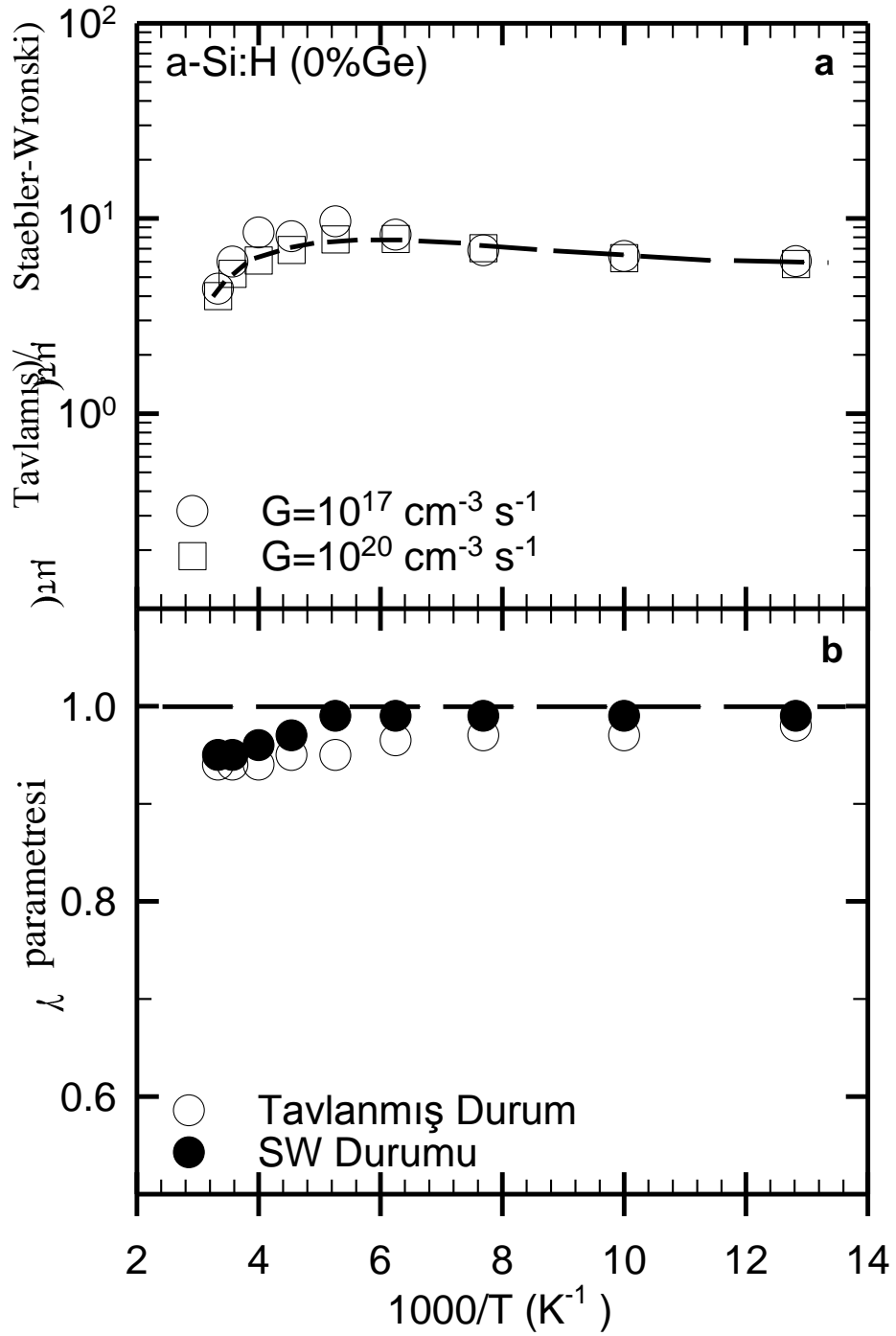
Şekil 4.4'de birlikte özetlenmiştir. İçi boş semboller tavllanmış durumda ölçülen değerleri içi dolu semboller ise Staebler-Wronski durumundaki ölçümleri göstermektedir. σ_{ph} ve $\mu\tau$ -çarpımı değerleri her iki ışık şiddetinde kayda değer bir bozunma (azalma) göstermektedir. 77K'de ölçülen $\mu\tau$ -çarpımı $3.0 \times 10^{-7} \text{ cm}^2 / \text{V}$ değerinden $6.0 \times 10^{-8} \text{ cm}^2 / \text{V}$ değerine azalarak 5 kat bir bozunma göstermiştir. Buna karşılık oda sıcaklığında ise $1.35 \times 10^{-6} \text{ cm}^2 / \text{V}$ değerinden $4.0 \times 10^{-7} \text{ cm}^2 / \text{V}$ değerine azalarak yaklaşık 3.5 kat bir bozunma göstermiştir. Bu farklılık ışıkla yaratılan Staebler-Wronski kusurlarının yasak enerji aralığı içinde homojen olmayan bir şekilde yaratıldığını ima etmektedir. Çok fazla bir fark olmamakla birlikte a-Si:H içinde tavllanmış durumda mevcut elektronik kusur dağılımı ile Staebler-Wronski durumundaki kusur dağılımını karşılaştırmak için Şekil 4.5'de her sıcaklık için ölçülen $\mu\tau$ (T)-çarpımını oda sıcaklığında ölçülen $\mu\tau$ (300K)-çarpımına oranlayarak her iki durum için $G = 10^{20} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ve $G = 10^{17} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ışık şiddetlerinde üst üste gösterilmiştir. $\mu\tau(T) / \mu\tau(300K)$ oranının sıcaklığa bağlı grafiğinden Staebler-Wronski durumunun Tavllanmış durumdan farklı olduğu görülmektedir. Oda sıcaklığı ile 140K arasında $\mu\tau(T) / \mu\tau(300K)$ oranı daha keskin değişerek daha düşük sıcaklıklarda sabit kalmaktadır. Bu bulgulardan iki durum arasındaki elektronik kusur dağılımındaki fark açıkça görülmektedir. Yaratılan elektronik kusurların miktarı ve hangi enerji bölgesinde yerleştiğini anlamak için Şekil 4.6a'da tavllanmış durumda ölçülen $\mu\tau$ -çarpımı Staebler-Wronski durumunda ölçülen $\mu\tau$ -çarpımına oranlanmıştır. Bu grafikten de görüldüğü gibi her iki yüksek ve düşük ışık şiddetinde ölçülen $\mu\tau$ -çarpımı aynı miktarda azalma göstermektedir. Fakat oda sıcaklığı civarında 3.5 kat bir azalma olurken düşük sıcaklıklarda 6 kat bir azalma gözlemlenmiştir. Gözlemlenen bu bozunma miktarları kayda değer olmasına rağmen literatürde yayımlanmış σ_{ph} ve $\mu\tau$ -çarpımındaki azalmalarla karşılaştırıldığında bu tezde kullanılan a-Si:H malzemenin çok iyi elektronik kaliteye sahip olduğu söylenebilir.



Şekil 4.4. %0 germanyum yüzdesine sahip a-Si:H referans malzemenin Staebler-Wronski (S:W) durumunda ve tavlanmış durumda $G=10^{17} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ve $G=10^{20} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ışıl yaratma hızında ölçülen (a) Fotoiletkenlik, (b) $\mu\tau$ -çarpımı, değerlerinin sıcaklıkla değişimi



Şekil 4.5. %0 germanyum yüzdesine sahip a-Si:H referans malzemenin tavllanmış durumda ve Staebler-Wronski durumunda (a) $G=10^{17} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ışıl yaratma hızında, (b) $G=10^{20} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ışıl yaratma hızında, ölçülen $\mu\tau(T)/\mu\tau(300\text{K})$ oranlarının sıcaklıkla değişimi

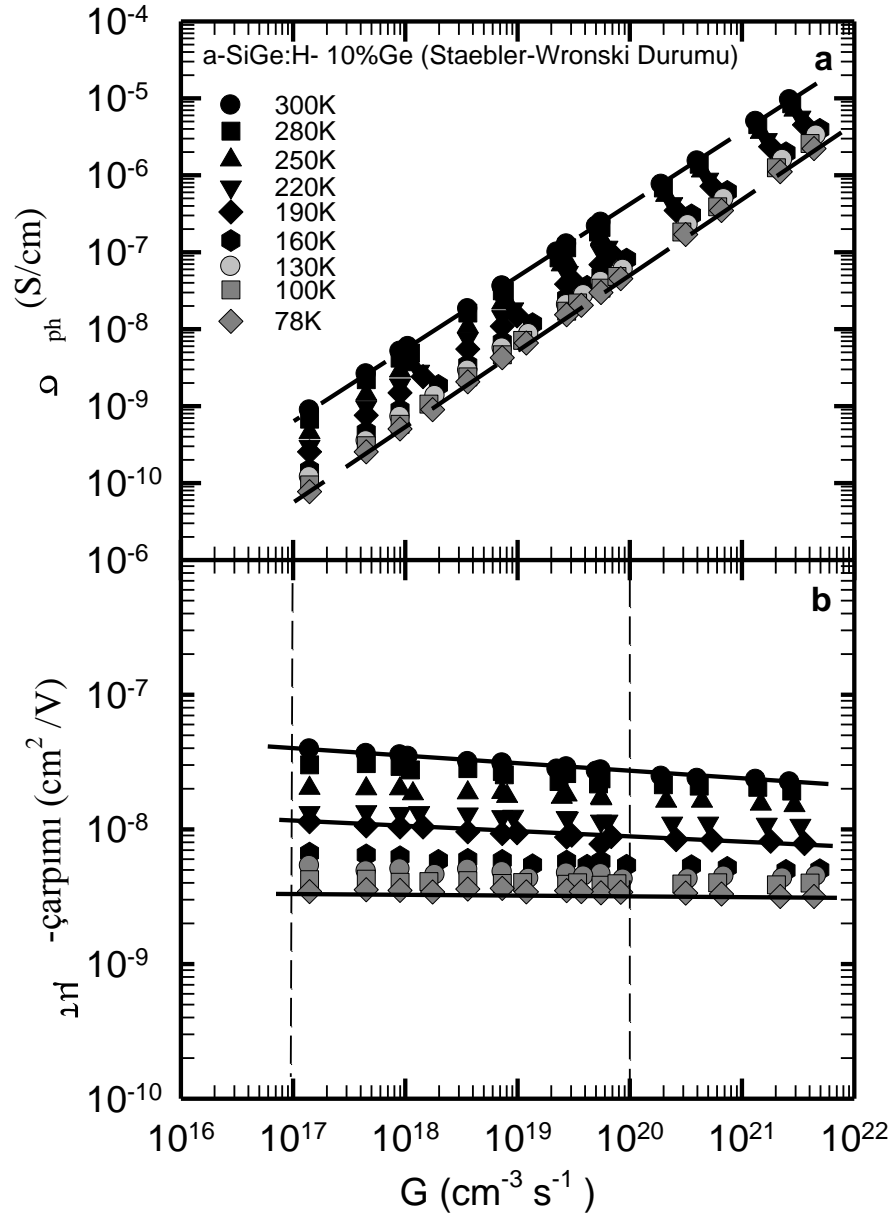


Şekil 4.6. %0 germanyum yüzdesine sahip a-Si:H referans malzemenin tavllanmış durumda ve Staebler-Wronski (S.W) durumunda (a) $G=10^{17} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ve $G=10^{20} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ışıl yaratma hızına karşılık gelen $\mu\tau$ -çarpımındaki bozunma miktarının sıcaklıkla değişimi (b) γ parametresinin tavllanmış ve Staebler Wronski durumunda sıcaklıkla değişimi

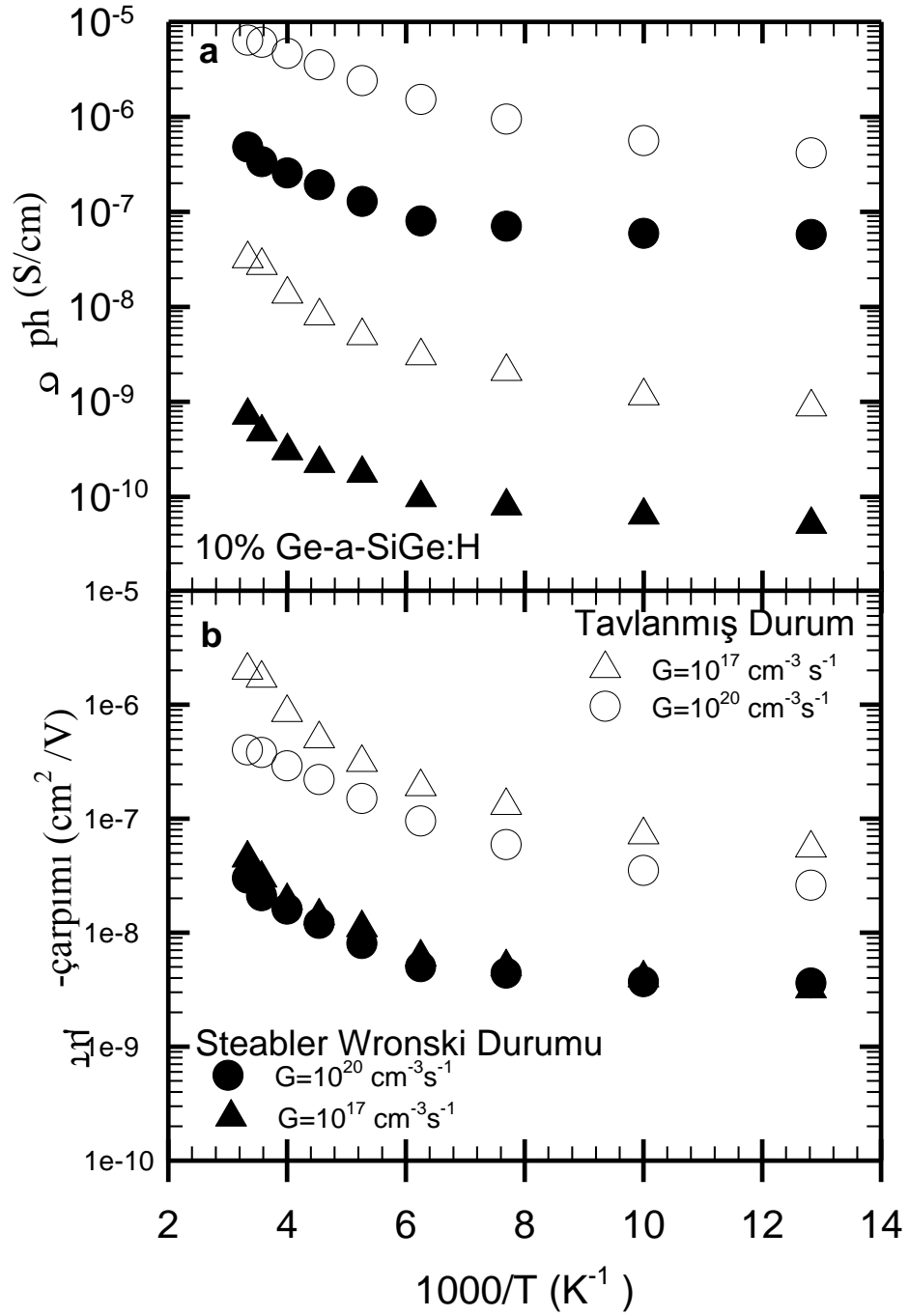
Son olarak, γ üstel parametresinin sıcaklığa göre değişimi Şekil 4.6b’de gösterilmiştir. Oda sıcaklığında 0.95 civarında olan γ parametresi, 190K’e kadar yavaşça artarak hemen hemen ideal 1.0 değerine ulaşarak sabit kalmıştır. Referans malzeme olarak incelenen a-Si:H kayda değer bir Staebler-Wronski etkisi göstermektedir.

Silisyum zengin amorf yapı içine germanyum eklenmesi ile yasak enerji aralığının azalması a-SiGe:H alaşımı malzemeleri çok katmanlı ince filim silisyum güneş pillerinde cazip soğurucu katman olarak öne çıkarmaktadır. Bu malzemelerin güneş ışığı altında bozunma gösterip göstermeyeceği son derece önem kazanmaktadır. Amorf silisyum-germanyum alaşımı malzemelerde Staebler-Wronski etkisinin incelendiği çok sınırlı sayıda çalışma mevcuttur. Özellikle sıcaklığa bağlı fotoiletkenlik yöntemi ile yapılmış olan hiçbir çalışma yoktur. Bu tezin ikinci amacı, farklı germanyum yüzdelerine sahip a-SiGe:H malzemelerin ışık altında bozunma miktarının sıcaklığa bağlı fotoiletkenlik yöntemi ile incelemektir.

Şekil 4.7’de %10 germanyum yüzdesine sahip a-SiGe:H malzemenin Staebler-Wronski durumunda oda sıcaklığından 77K’e kadar sıcaklık aralığında ışık şiddetine bağlı olarak ölçülen σ_{ph} ve $\mu\tau$ -çarpımı değerleri gösterilmiştir. σ_{ph} değerleri G ile logaritmik grafikte doğrusal bağıllığını sürdürmekte ve sıcaklık azaldığında σ_{ph} değerleri azalmaktadır. $\mu\tau$ -çarpımı değerlerinde aynı şekilde G’ye $(\gamma-1)$ üstel parametresi ile bağıllık göstermektedir. σ_{ph} ve $\mu\tau$ -çarpımı değerlerinin Staebler-Wronski durumunda ne kadar bozunuma uğradığını görmek için $G = 10^{17} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ve $G = 10^{20} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ışık şiddetlerinde elde edilen σ_{ph} ve $\mu\tau$ -çarpımı değerleri tavllanmış ve Staebler-Wronski durumunda sırası ile Şekil 4.8a ve Şekil 4.8b’de özetlenmiştir. Şekilden de görüldüğü gibi σ_{ph} değerleri a-Si:H malzemeninkinden daha fazla azalma göstermektedir. $G = 10^{20} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ışık şiddetinde 77K’de ölçülen σ_{ph} veya $\mu\tau$ -çarpımı 8 kat azalma gösterirken, oda sıcaklığında ölçülen değerler 13 kat azalma göstermektedir.

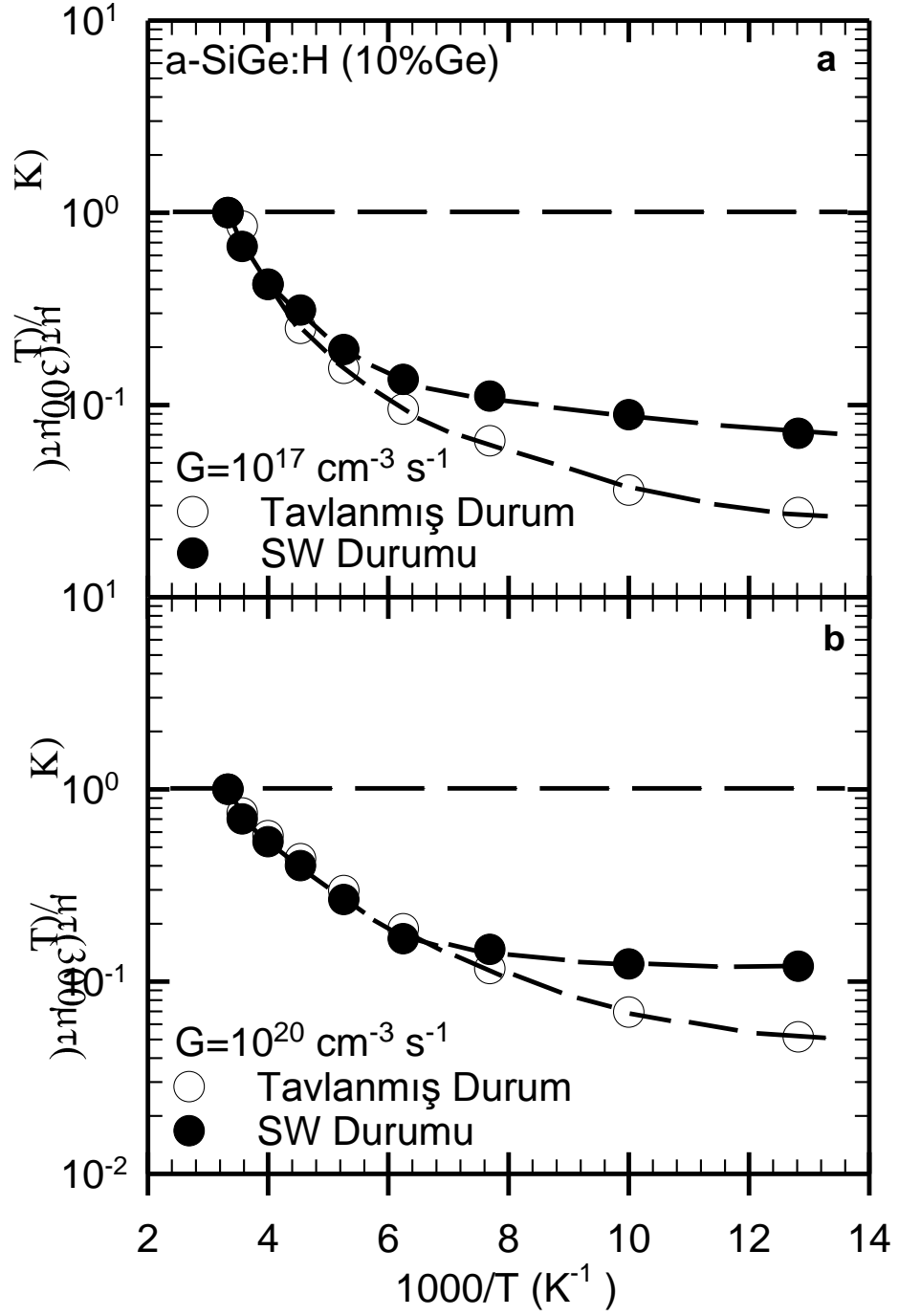


Şekil 4.7. %10 germanyum yüzdesine sahip a-SiGe:H malzemenin Staebler-Wronski durumunda 300K ile 77K arasında ölçülen ışık şiddetine bağlı (a) Fotoiletkenlik, (b) $\mu\tau$ -çarpımı, değerleri.



Şekil 4.8. %10 germanyum yüzdesine sahip a-SiGe:H malzemenin Steabler-Wronski durumunda ve tavllanmış durumda $G=10^{17} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ve $G=10^{20} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ışık şiddetlerinde ölçülen (a) Fotoiletkenlik, (b) $\mu\tau$ -çarpımı, değerlerinin sıcaklıkla değişimi

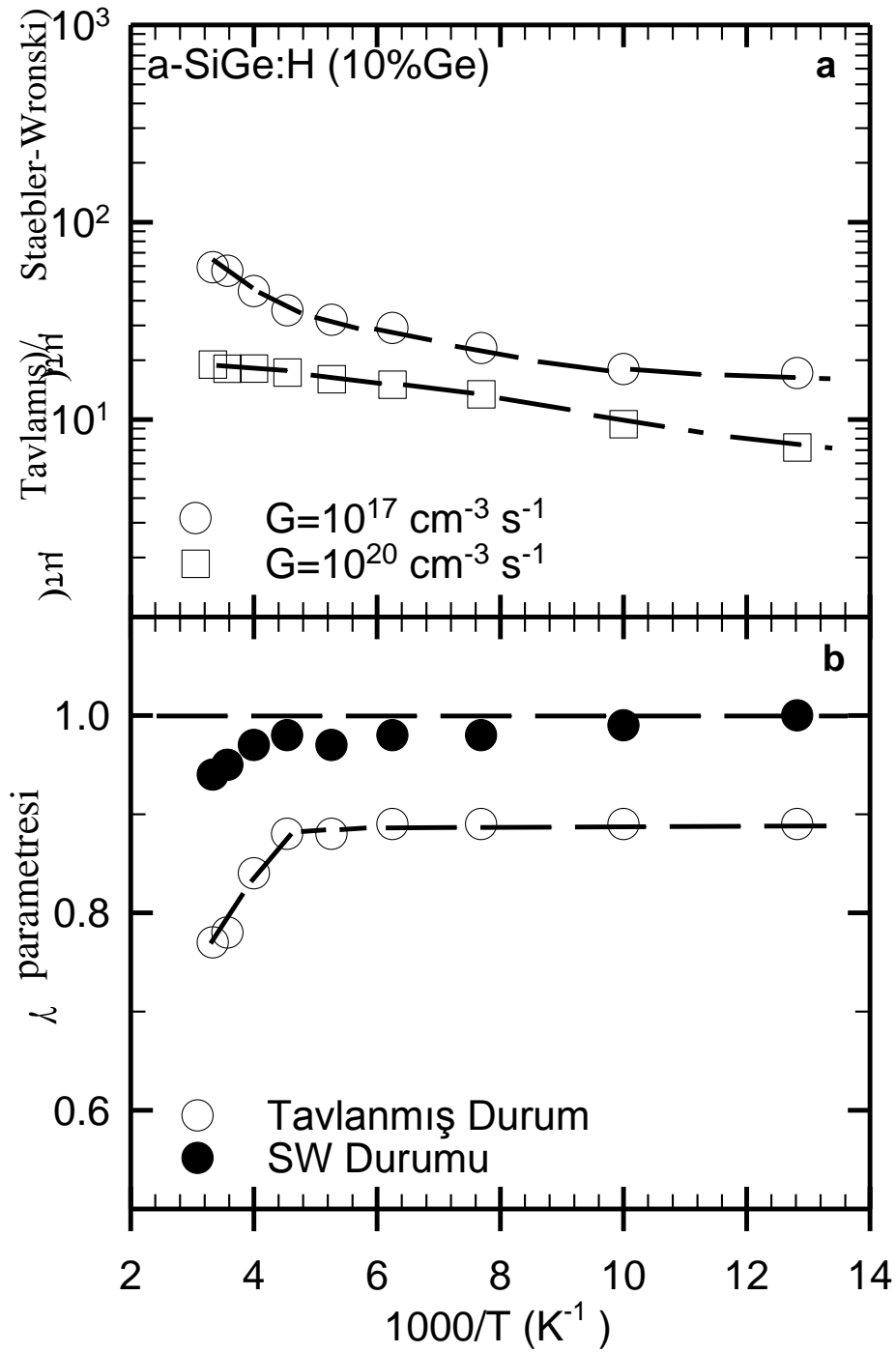
Buna karşılık, $G = 10^{17} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ düşük ışık şiddetinde 77K'de σ_{ph} veya $\mu\tau$ -çarpımı 18 kat azalma gösterirken, oda sıcaklığında ölçülen değerler 40 kat azalma göstermektedir. Fotoiletkenlik değerlerindeki bu azalma miktarının a-Si:H referans malzemesinden birkaç kat daha fazla olduğu görülmektedir. Amorf yapıya germanyum eklenmesi ile Staebler-Wronski etkisi daha kayda değer bir durum almaktadır. Tavlanmış durumda $\mu\tau$ -çarpımındaki sıcaklıkla olan değişim yüksek ve düşük ışık şiddetinde bariz bir şekilde ortada iken, Staebler-Wronski durumunda bu durum ortadan kalkmış ve her iki ışık şiddetinde ölçülen $\mu\tau$ -çarpımları amorf silisyumdaki gibi hemen hemen aynı eğri üzerinde değişmektedir. Işık ile yaratılan Staebler-Wronski elektronik kusurların dağılımını tavlanmış durumda mevcut amorf yapının özkusurları ile karşılaştırmak için her sıcaklık değerinde ölçülen $\mu\tau$ -çarpımını oda sıcaklığında ölçülen $\mu\tau(300\text{K})$ -çarpımına oranlanmıştır. Şekil 4.9'da $G = 10^{17} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ve $G = 10^{20} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ışık şiddetinde tavlanmış ve Staebler-Wronski durumlarında elde edilen $\mu\tau(T)/\mu\tau(300\text{K})$ oranlarının sıcaklıkla değişimi gösterilmiştir. Her iki ışık şiddetine karşılık gelen $\mu\tau(T)/\mu\tau(300\text{K})$ oranları Staebler-Wronski durumunda farklılık göstermektedir. Bu farklılık düşük sıcaklıklarda ortaya çıkmaktadır. Düşük sıcaklıklarda etkin olan yeniden birleşme merkezleri bant uçlarına yakın enerjilerde yerleşmiş elektronik kusurlardır. Işık ile Staebler-Wronski kusurları yaratıldığı halde, bant uçlarına yakın enerjilerde yerleşmiş kusurlar yeniden birleşme merkezine dönüştüğünde $\mu\tau$ -çarpımını azaltacağına artırmaktadır. Yani $\mu\tau$ -çarpımı daha çok kusur yoğunluğuna sahip bir durumda bariz bir iyileşme göstermektedir. Tavlanmış durumdaki $\mu\tau(T)/\mu\tau(300\text{K})$ oranındaki değişim a-Si:H malzemeninkinden farklı olmasına rağmen, Staebler-Wronski durumunda a-Si:H'unkine benzer bir değişim göstermektedir. Buradan elde edilen bulgular ışığında ışık ile yaratılan kusurların a-Si:H ve a-SiGe:H malzemelerde aynı doğaya ve dağılıma sahip kusurlar olabileceği söylenebilir.



Şekil 4.9. %10 germanyum yüzdesine sahip a-SiGe:H malzemenin tavlanmış durumda ve Staebler-Wronski durumunda (a) $G=10^{17} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ışık şiddeti için için, (b) $G=10^{20} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ışık şiddeti için, ölçülen $\mu\tau(T)/\mu\tau(300\text{K})$ oranlarının sıcaklıkla değişimi

Fakat bozunmanın miktarı farklıdır. Şekil 4.10a'da iki farklı ışık şiddetinde tavllanmış durumda ölçülmüş $\mu\tau$ -çarpımı değerlerinin Staebler-Wronski durumunda ölçülen değerlere oranı gösterilmiştir. $\mu\tau$ (Tavllanmış) / $\mu\tau$ (Staebler-Wronski) oranının sıcaklığa bağlı değişiminden $\mu\tau$ -çarpımındaki bozunma miktarı kabaca görülmektedir. Oda sıcaklığında düşük ışık şiddetinde ölçülen $\mu\tau$ -çarpımının daha fazla azaldığı açıktır. $G = 10^{17} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ışık şiddetinde ölçülen $\mu\tau$ -çarpımı 300K'de 60 kat azalırken 77K'de 18 kat azalmıştır. $G = 10^{20} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ışık şiddetinde ölçülen $\mu\tau$ -çarpımı ise 300K'de 20 kat azalırken 77K'de 7 kat azalmıştır. Bu farklı değişimlerden çıkarılacak sonuç ise yasak enerji aralığı ortasında yerleşmiş Staebler-Wronski elektronik kusurları $\mu\tau$ -çarpımının azalmasına neden olan kusurlar gibi davranmakta, yasak enerji aralığının bant uçlarına yakın enerjilerde yerleşmiş Staebler-Wronski kusurları ise $\mu\tau$ -çarpımının artmasına yada iyileşmesine neden kusurlar gibi davranmaktadır.

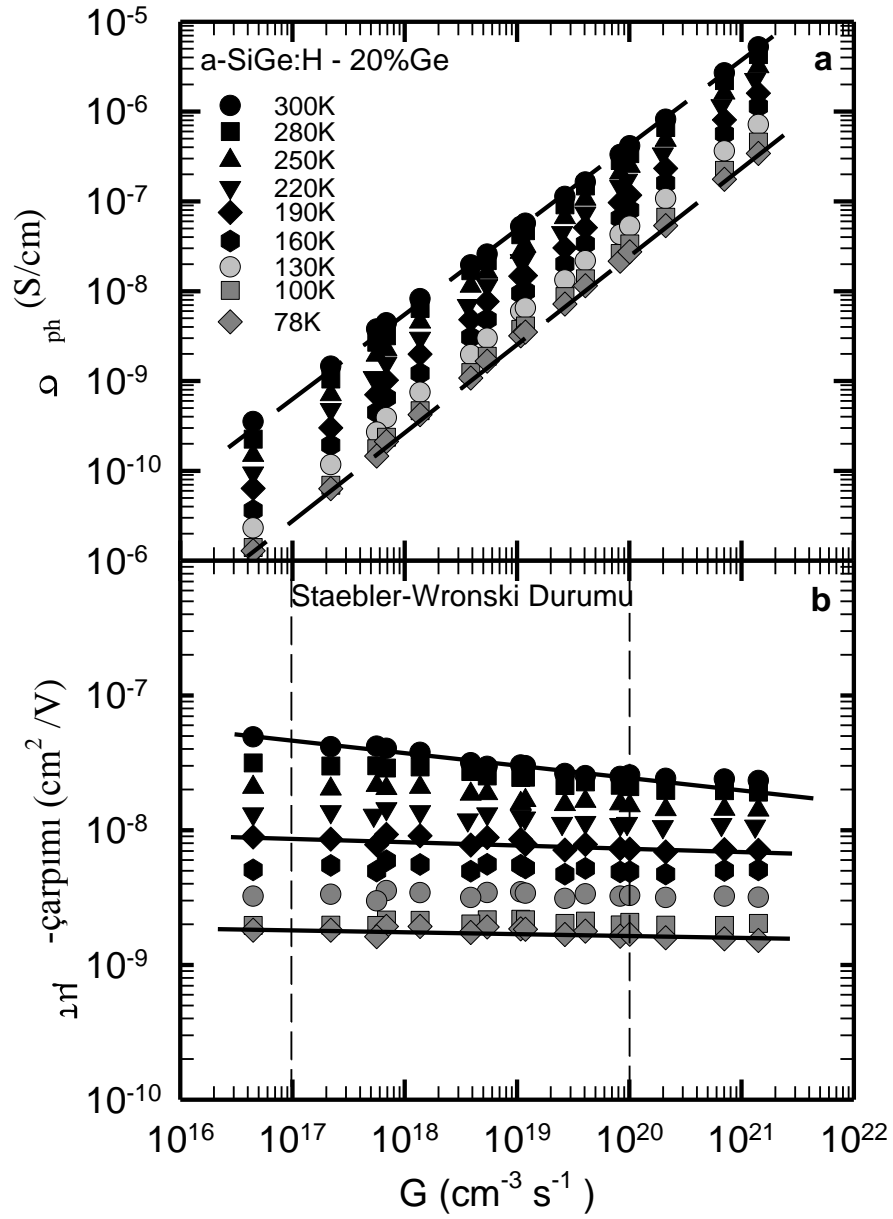
Diğer önemli bulgu ise Staebler-Wronski durumunda γ üstel parametresindeki ciddi değişimdir. Buradaki önemli farklılık Şekil 4.10b'de gösterilen γ üstel parametresinin sıcaklığa bağlı grafiğinden de anlaşılmaktadır. Tavllanmış durumda 0.89 civarında olan γ parametresi 200K'den düşük sıcaklıklarda a-Si:H malzemede olduğu gibi hemen hemen ideal 1.0 değerine yaklaşmaktadır. Oda sıcaklığı ile 200K arasında ise 0.93 değerinden 0.98 değerine yavaşça artmaktadır. γ üstel parametresindeki bu değişim Staebler-Wronski durumunda a-Si:H ve a-SiGe:H malzemelerinde aynı tür elektronik kusur dağılımının bulunduğunu ortaya koymaktadır. Fakat $\gamma = 1.0$ ideal değeri sadece elektronik kusur yoğunluğu çok düşük olan malzemelerde görülmektedir. Örneğin tavllanmış a-Si:H malzemede olduğu gibi. Buradaki paradoks elektronik kusur yoğunluğu bir kaç mertebe artan bir malzemede γ parametresinin 1.0'e yaklaşmış olmasıdır. Bu tür davranış, Staebler-Wronski etkisi ile sadece tek çeşit elektronik kusur yoğunluğunun artmasıyla (örneğin ESR tarafından algılanan yüksüz kusurlar gibi) açıklanması olanaksızdır.



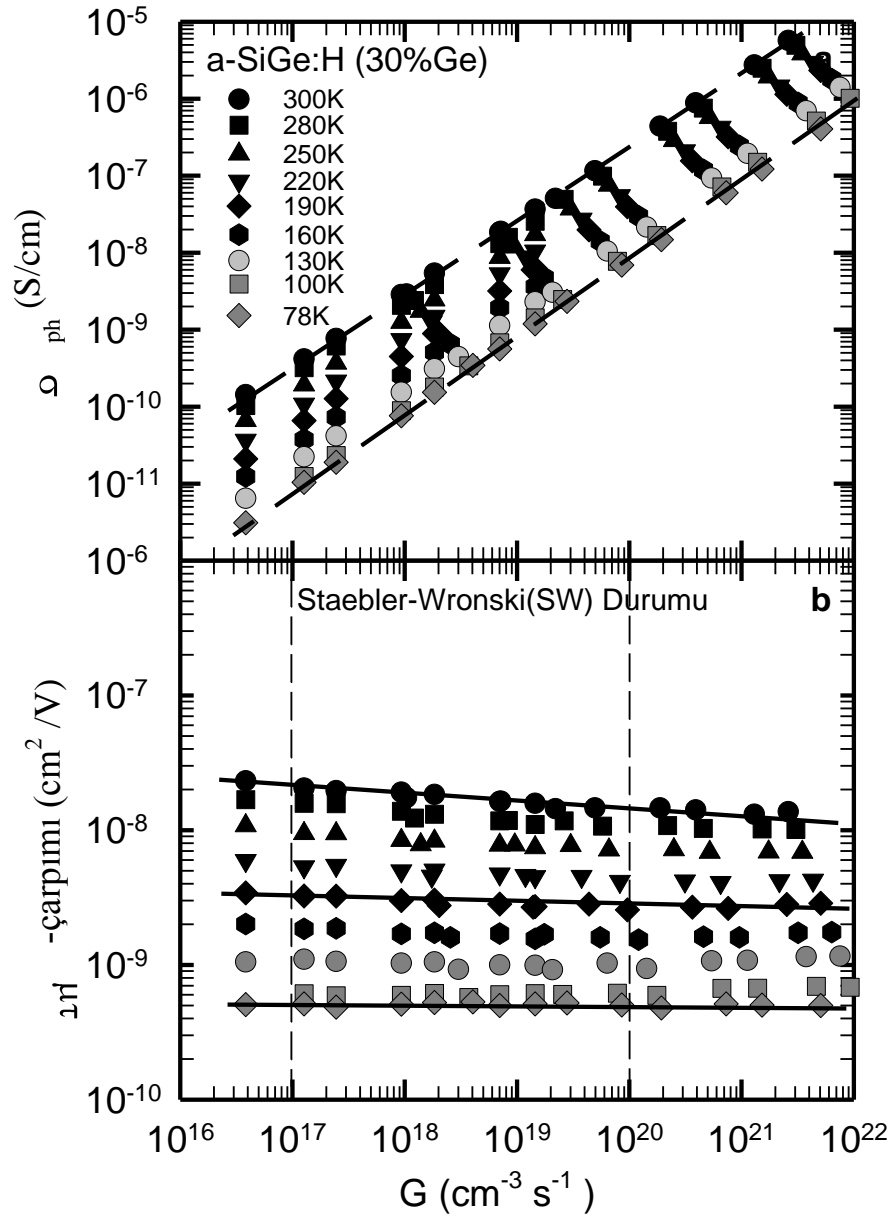
Şekil 4.10. %10 germanyum yüzdesine sahip a-SiGe:H malzemenin tavlanmış durumda ve Staebler-Wronski durumunda (a) $G=10^{17} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ve $G=10^{20} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ışık şiddetlerine karşılık gelen $\mu\tau$ -çarpımındaki bozunma miktarının sıcaklıkla değişimi (b) γ parametresinin tavlanmış ve Staebler-Wronski durumunda sıcaklıkla değişimi.

Birden fazla Staebler-Wronski kusurlarının yaratıldığını belirtmektedir. Silisyum zengin amorf yapıdaki germanyum yüzdesinin çok azda olsa artması fotoiletkenlik değerlerindeki bozunmanın miktarının ciddi bir şekilde arttığını göstermiştir.

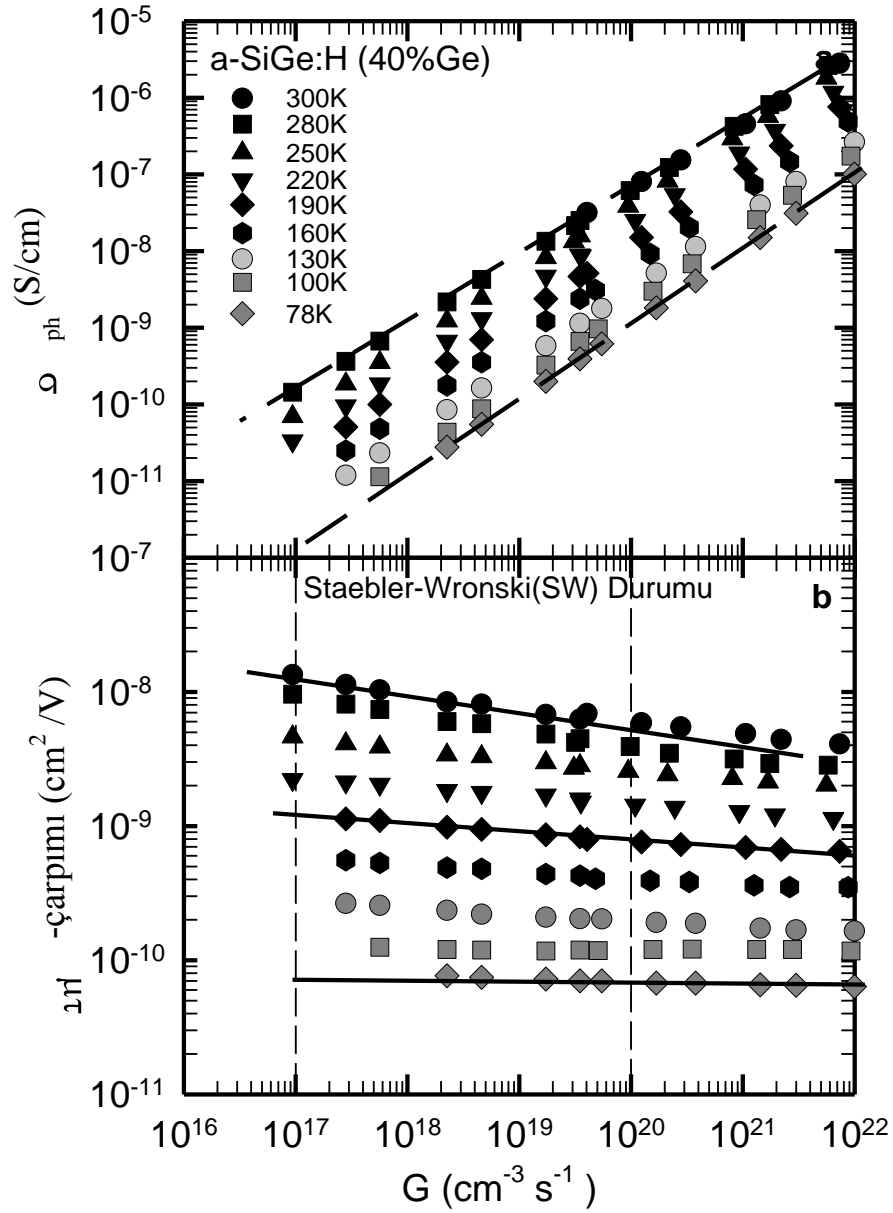
Germanyum yüzdesi daha fazla arttırıldığı zaman germanyum orijinli elektronik öz kusurların sistematik olarak arttığı tavllanmış durumdaki sonuçlardan anlaşılmıştır. Germanyum oranı %20, %30 ve %40 olan silisyum zengin a-SiGe:H ince filim malzemelerin Staebler-Wronski durumunda aynı koşullar altında ölçülen ışık şiddetine bağlı fotoiletkenlik ölçümleri sırası ile Şekil 4.11, Şekil 4.12 ve Şekil 4.13'de gösterilmiştir. $\log \sigma_{ph} - \log G$ ve $\log \mu\tau$ - çarpımı - $\log G$ grafikleri bütün ölçüm sıcaklıklarında beklenen doğrusal değişimleri sergilemektedir. Bu doğruların eğimi γ üstel parametresini vermektedir. Bu grafiklerden de görüldüğü gibi γ üstel parametresi sıcaklıkla artarak ideal 1.0 değerine ulaşmaktadır. Bundan dolayı Şekil 4.11b, Şekil 4.12b ve Şekil 4.13b'de gösterilen $\mu\tau$ - çarpımı değerleri düşük sıcaklıklarda tamamıyla sabit kalmaktadır. Yukarıdaki bölümde biraz önce açıklanan %10 germanyum oranına sahip a-SiGe:H malzemeninde Staebler-Wronski durumunda benzer γ üstel parametresi sergilediği açıklanmıştı. Bu dört silisyum zengin a-SiGe:H alaşımı ince filim malzemelerin tavllanmış durumda 1,0'den daha küçük ve birbirinden farklı γ üstel parametresine sahip olmasına rağmen Staebler-Wronski durumunda hepsinin de birbirine çok yakın ve a-Si:H'da gözlenen γ üstel parametresi ile aynı değişimi gösterdiği görülmektedir. γ üstel parametresindeki bu değişimler Şekil 4.14'de özetlenmiştir. Buradan şu sonuç çıkarılabilir; tavllanmış durumda, a-Si:H ve her bir silisyum zengin a-SiGe:H alaşımı ince filim malzeme farklı elektronik kusur yoğunluğu ve dağılımına sahip iken, Staebler-Wronski durumunda hem a-Si:H hem de a-SiGe:H ince filimlerin aynı tür elektronik kusur dağılımına sahiptir. γ üstel parametresindeki değişim bunu ortaya koymaktadır.



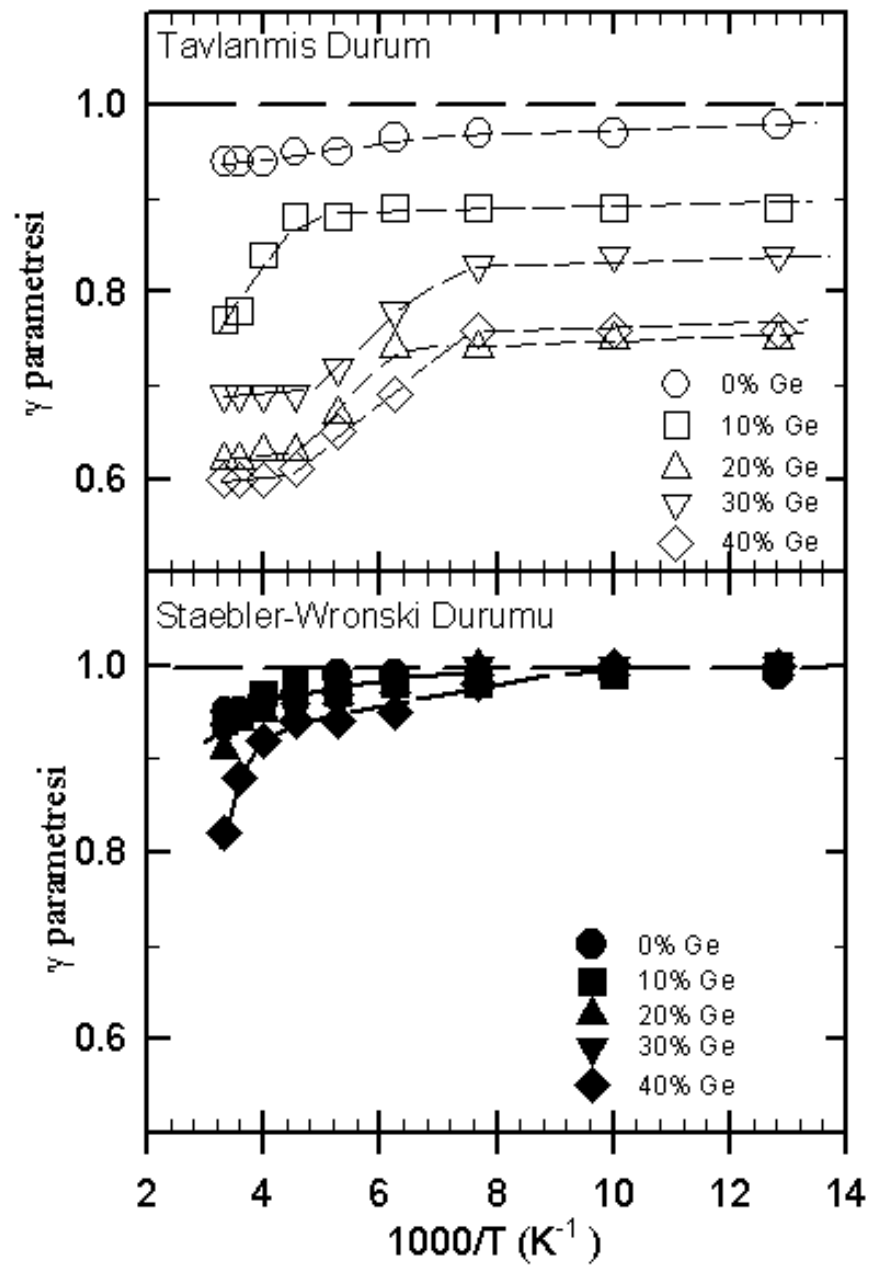
Şekil 4.11. %20 germanyum yüzdesine sahip a-SiGe:H malzemenin Staebler-Wronski durumunda 300K ile 77K arasında ölçülen ışık şiddetine bağlı (a) Fotoiletkenlik, (b) $\mu\tau$ -çarpımı, değerleri.



Şekil 4.12. %30 germanyum yüzdesine sahip a-SiGe:H malzemenin Staebler-Wronski durumunda 300K ile 77K arasında ölçülen ışık şiddetine bağlı (a) Fotoiletkenlik, (b) $\mu\tau$ -çarpımı, değerleri.

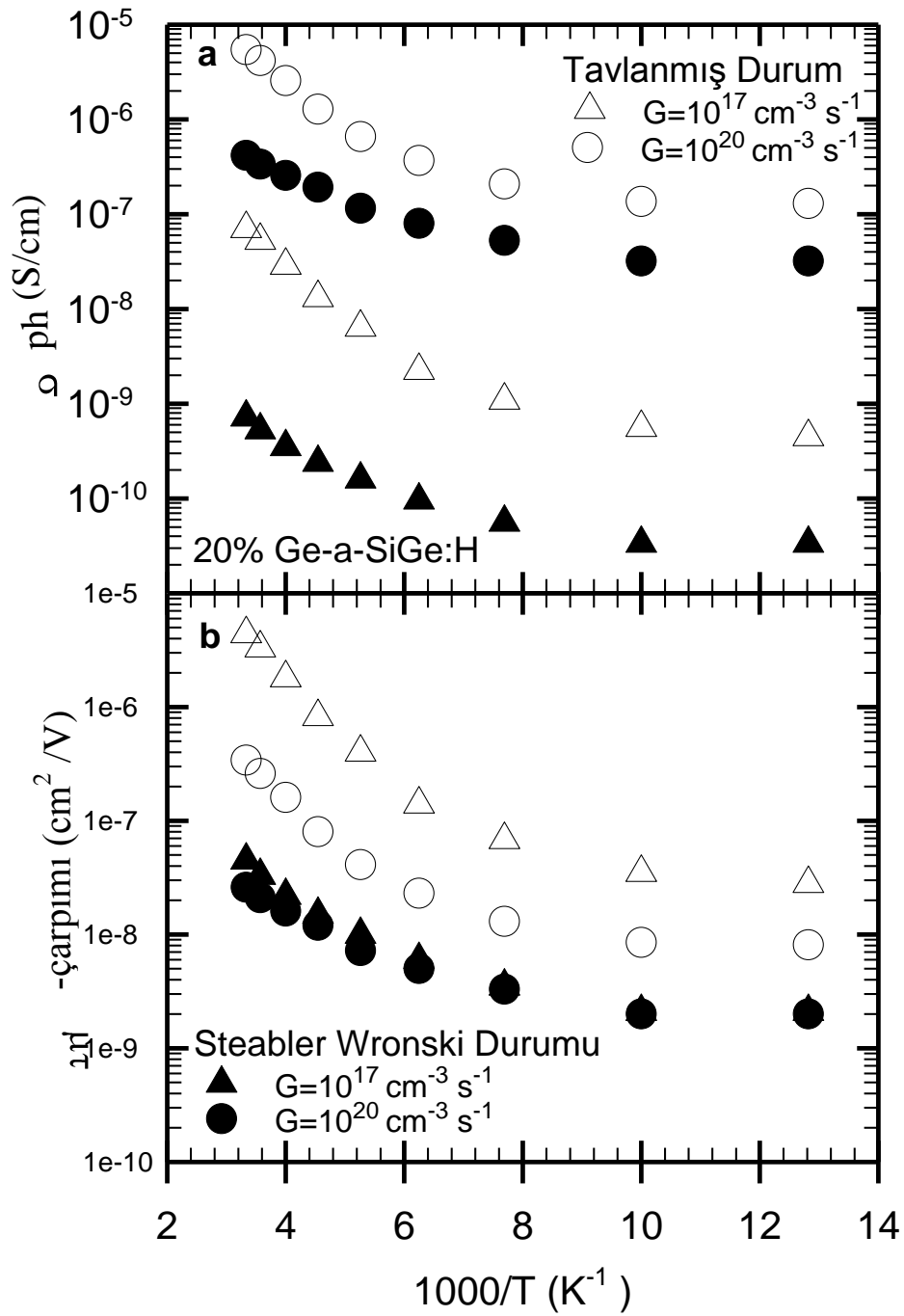


Şekil 4.13. %40 germanyum yüzdesine sahip a-SiGe:H malzemenin Staebler-Wronski durumunda 300K ile 77K arasında ölçülen ışık şiddetine bağlı (a) Fotoiletkenlik, (b) $\mu\tau$ -çarpımı, değerleri.

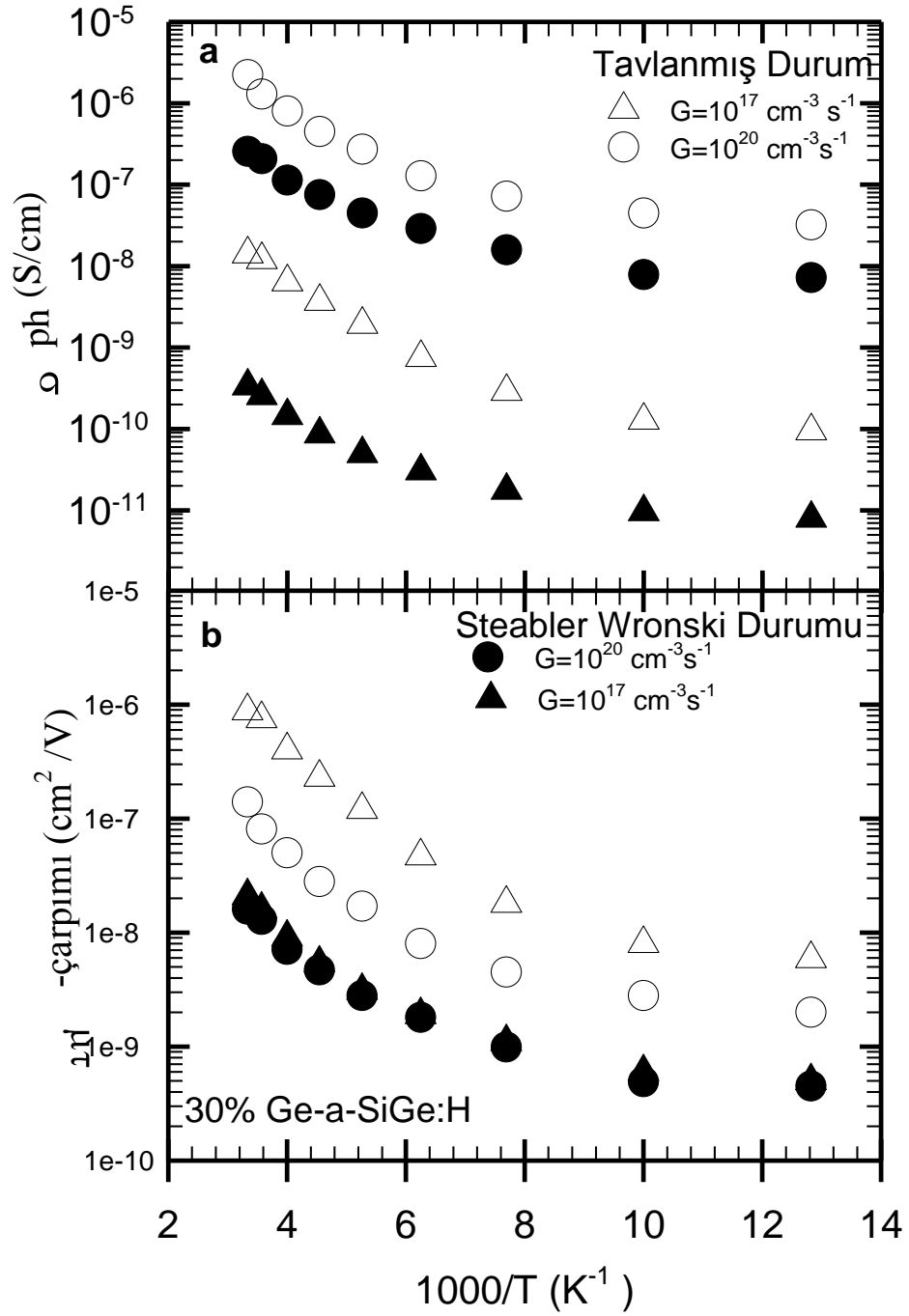


Şekil 4.14. Silisyum zengin a-SiGe:H alaşımı ince film malzemelerin tavllanmış durumda ve Staebler-Wronski durumunda ölçülen γ üstel parametresinin sıcaklıkla değişimi.

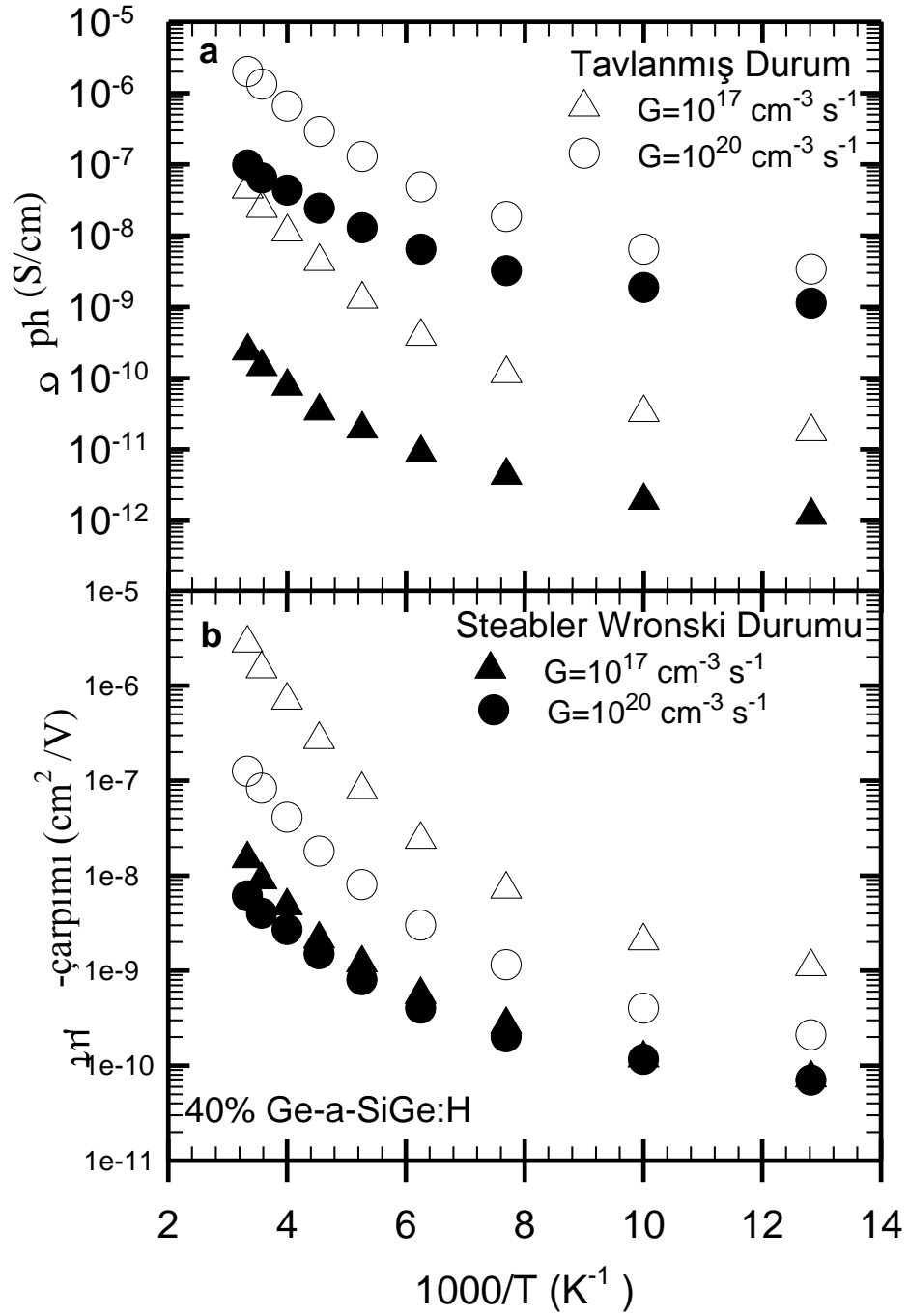
Silisyum zengin %20, %30 ve %40 germanyum yüzdelere sahip a-SiGe:H alaşımı ince filim malzemelerin σ_{ph} ve $\mu\tau$ -çarpımı değerlerinin Staebler-Wronski durumunda ne kadar bozunuma uğradığını (azaldığını) görmek için $G=10^{17} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ve $G=10^{20} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ışık şiddetlerinde elde edilen σ_{ph} ve $\mu\tau$ -çarpımı değerleri tavllanmış ve Staebler-Wronski durumunda sırası ile Şekil 4.15, Şekil 4.16 ve Şekil 4.17’de %20, %30 ve %40 Ge yüzdesine sahip a-SiGe:H ince filim malzemeler için gösterilmiştir. Aynı ışık şiddetinde ölçülmüş σ_{ph} eğrilerinin ciddi miktarlarda aşağıya doğru kaydığını içi dolu sembollerden görmekteyiz. Fakat her sıcaklıktaki azalmanın miktarı aynı olmadığından simetrik olmayan bir kayma bu üç malzeme içinde geçerlidir. En fazla azalma oda sıcaklığında düşük ışık şiddetinde yapılan ölçümlerde görülmektedir. Fotoiletkenlik değerlerinden hesaplanan $\mu\tau$ -çarpımı değerleri aynı şekillerin alt kısımlarında gösterilmiştir. Tavllanmış durum ile (içi boş semboller) Staebler-Wronski durumu (içi dolu semboller) arasında bir kaç mertebelik bir fark, a-SiGe:H alaşımı malzemelerde Staebler-Wronski etkisinin a-Si:H malzemelerden çok daha ciddi boyutlarda olduğunu göstermektedir. Fakat önemli bir bulgu olarak, Staebler-Wronski durumunda her iki ışık şiddetinde ölçülen $\mu\tau$ -çarpımı eğrilerinin sıcaklıkla değişimi birbirine çok yakındır. Tavllanmış durumdaki ölçümlerden iki eğri arasındaki bariz farklılığı aynı grafiklerdeki içi boş sembollerden görebilmekteyiz. Staebler-Wronski durumunda bu fark ortadan kalkmakta ve bütün silisyum zengin a-SiGe:H alaşımı malzemeler birbirine benzer $\mu\tau$ -çarpımı eğrileri göstermektedirler (içi dolu semboller). Yüksek ve düşük ışık şiddetinde ölçülen $\mu\tau$ -çarpımı eğrilerinin birbirine çok yakın olmasının nedeni yukarıda Şekil 4.14’de özetlediğimiz gibi Staebler-Wronski durumunda γ üstel parametresinin hem a-Si:H hem de silisyum zengin a-SiGe:H ince filim malzemelerde 1,0 ideal değerine çok yakın olmasındandır. γ üstel parametresinin 1,0 ideal değerine sahip olmasının anlamı $\mu\tau$ -çarpımı’nın sabit yani ışık şiddetinden ve sıcaklıktan bağımsızdır.



Şekil 4.15. %20 germanyum yüzdesine sahip a-SiGe:H malzemenin Staebler-Wronski durumunda ve tavlanmış durumda $G=10^{17} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ve $G=10^{20} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ışık şiddetlerinde ölçülen (a) Fotoiletkenlik, (b) $\mu\tau$ -çarpımı, değerlerinin sıcaklıkla değişimi

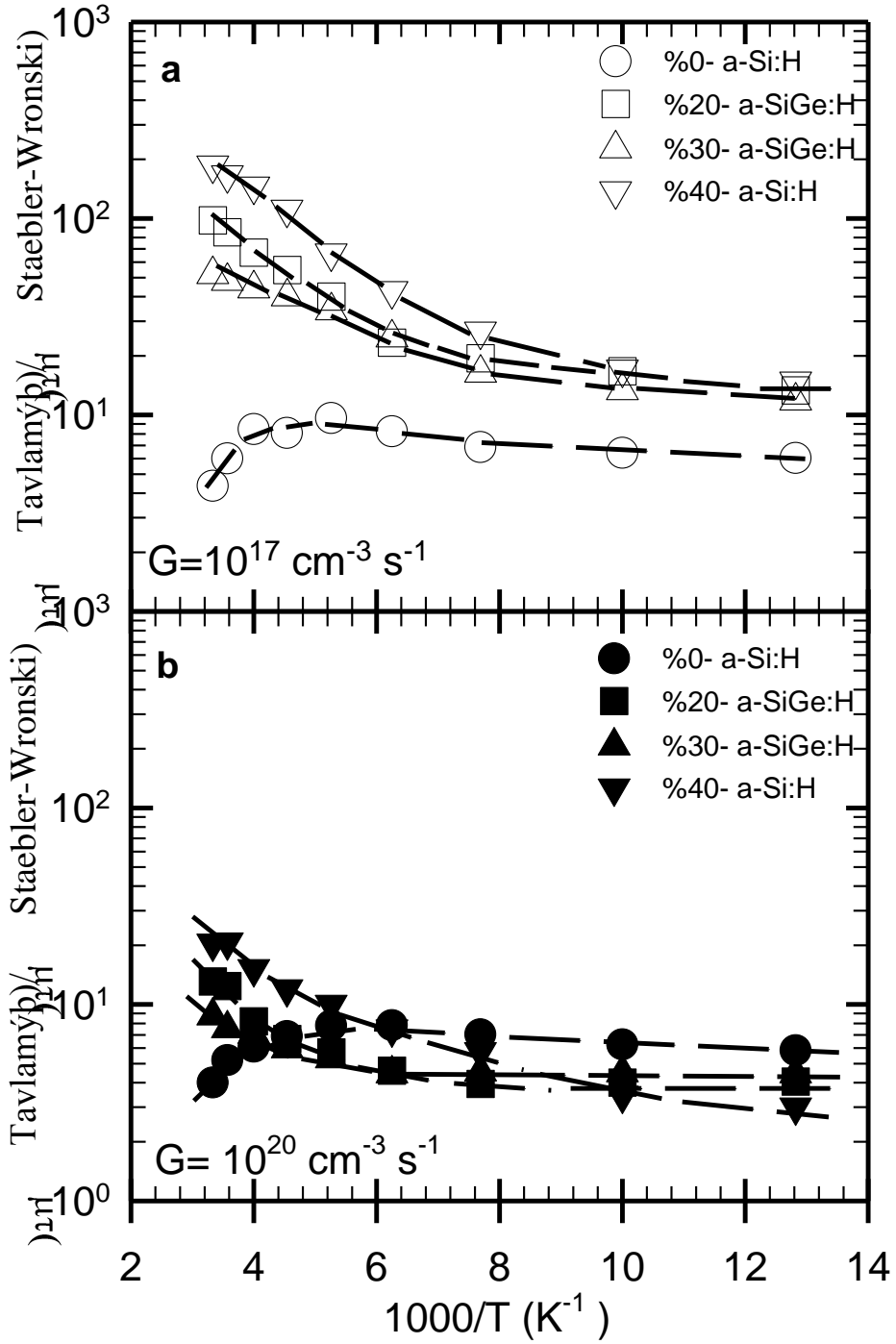


Şekil 4.16. %30 germanyum yüzdesine sahip a-SiGe:H malzemenin Staebler-Wronski durumunda ve tavlanmış durumda $G=10^{17} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ve $G=10^{20} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ışık şiddetlerinde ölçülen (a) Fotoiletkenlik, (b) $\mu\tau$ -çarpımı, değerlerinin sıcaklıkla değişimi



Şekil 4.17. %40 germanyum yüzdesine sahip a-SiGe:H malzemenin Staebler-Wronski durumunda ve tavllanmış durumda $G=10^{17} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ve $G=10^{20} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ışık şiddetleri için ölçülen **(a)** Fotoiletkenlik, **(b)** $\mu\tau$ -çarpımı, değerlerinin sıcaklıkla değişimi.

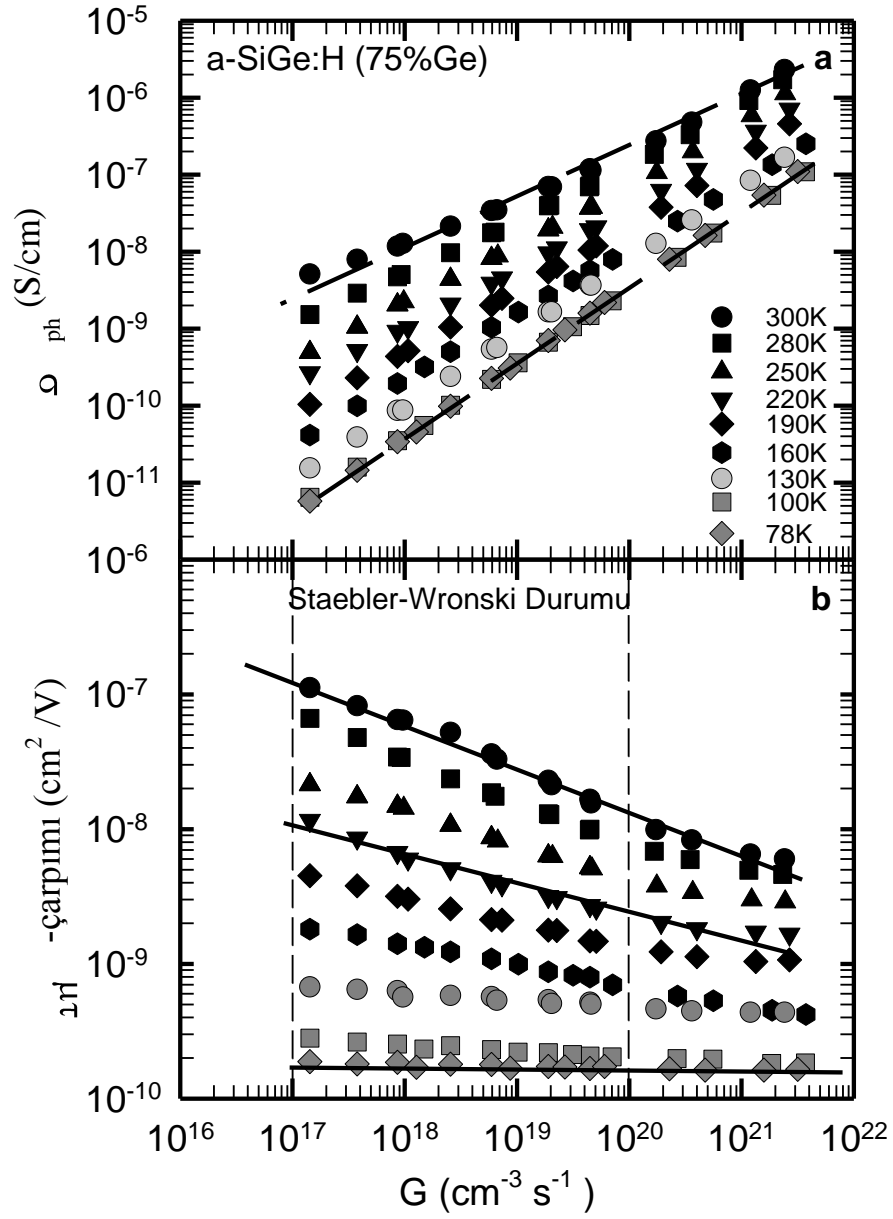
Bu son üç şekil üzerindeki sonuçlar da Staebler-Wronski durumunda a-Si:H ve silisyum zengin a-SiGe:H alaşımı ince filim malzemelerin aynı tür elektronik kusur dağılımına sahip olduğunu belirtmektedir. Fakat ışık ile yaratılan elektronik kusurların miktarı her malzeme için farklı değerlere sahiptir. Çünkü başlangıçta tavllanmış durumdaki elektronik kusur dağılımlarının Ge yüzdesi ile değiştiği ve sonuç olarakta $\mu\tau$ -çarpımı değerlerindeki farklılıklar belirtilmişti. Her bir malzeme için Staebler-Wronski durumunda yaratılan elektronik kusurların miktarını nitel olarak belirleyebilmek ve yasak enerji aralığındaki dağılımı hakkında bilgi edinebilmek için her sıcaklık değerinde tavllanmış durumda ölçülmüş $\mu\tau$ -çarpımı değerleri Staebler-Wronski durumunda aynı sıcaklık ve ışık şiddetinde ölçülmüş $\mu\tau$ -çarpımı değerlerine oranlanmıştır. $\mu\tau(\text{Tavllanmış})/\mu\tau(\text{Staebler-Wronski})$ oranının sıcaklığa göre değişimi hem yüksek hem de düşük ışık şiddeti için Şekil 4.18a ve Şekil 4.18b’de %20, %30 ve %40 Ge yüzdesine sahip a-SiGe:H alaşımı ince filim malzemeler ve referans malzeme a-Si:H için özetlenmiştir. Düşük ışık şiddetinde ölçülen $\mu\tau$ -çarpımındaki bozunma miktarı en fazla oda sıcaklığına yakın sıcaklıklarda gözlenmektedir. Sıcaklık azaldığında bozunma miktarı azalmaktadır. En fazla azalma %40 Ge yüzdesine sahip malzemede olmuştur. 300K’de ölçülmüş $\mu\tau$ -çarpımı 200 kat azalırken %20’lik malzemenin 100 kat ve %30’luk malzemenin ise 50 kat azalmıştır. Referans malzeme a-Si:H için bu azalma sadece 4 kat olmuştur. Sıcaklık düştükçe bozunmanın miktarı azalmakta ve 77K’de ölçülen $\mu\tau$ -çarpımı bu üç malzeme içinde yaklaşık 12 kat kadar azalmıştır. Bu sıcaklıkta referans a-Si:H ise 6 kat bir azalma göstermiştir. Silisyum zengin a-SiGe:H malzemeler 77K’de bile a-Si:H malzemedan daha fazla Staebler-Wronski etkisi göstermektedirler. Yüksek ışık şiddetinde ölçülen $\mu\tau$ -çarpımındaki bozunma grafiği incelendiğinde en fazla azalmanın oda sıcaklığında olmasına rağmen yine de düşük ışık şiddetinde ölçülen $\mu\tau$ -çarpımı değerlerinden yaklaşık 10 kat daha az bozunma olduğu görülmektedir. Düşük sıcaklıklarda ise sadece 3-4 kat azalma olmuştur. Hatta bu azalma



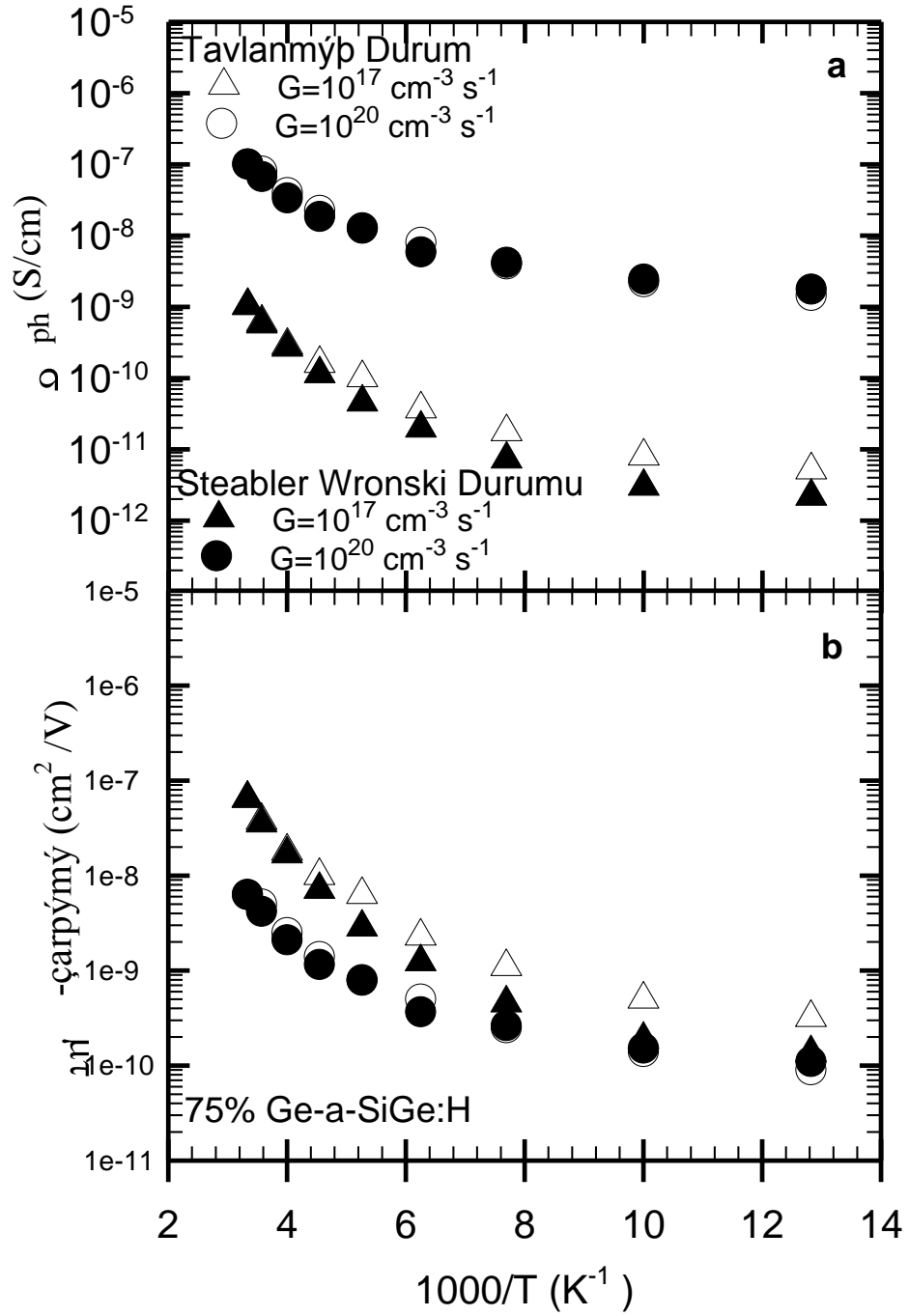
Şekil 4.18. Silisyum zengin a-SiGe:H alaşımı malzemelerin ve referans malzeme a-Si:H için (a) $G=10^{17} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ve (b) $G=10^{20} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ışık şiddetlerinde ölçülmüş $\mu\tau$ -çarpımındaki bozunma miktarının sıcaklıkla değişimi.

miktarı referans malzeme a-Si:H'nin aynı sıcaklık değerlerinde ölçülen $\mu\tau$ -çarpımındaki bozunma miktarından bile daha azdır. Bu sonuçların yorumlanması son derece önemlidir. Silisyum zengin a-SiGe:H alaşımı ince film malzemelerde Staebler-Wronski etkisinin kaynağı birden fazla elektronik kusurdan oluşmaktadır. Birincisi yasak enerji aralığı ortalarındaki enerjilerde yerleşmiş elektronik kusurlar ikincisi ise bant uçlarına yakın enerjilerde yerleşmiş elektronik kusurlardır. Bant ortasına yakın enerjilerdeki kusurlar oda sıcaklığına yakın sıcaklıklarda algılanabilir ve $\mu\tau$ -çarpımının azalmasına sebep olurlar. Bant uçlarına yakın enerjilerdeki elektronik kusurlar düşük sıcaklıklarda algılanabilmekte ve $\mu\tau$ -çarpımının artmasına neden olmaktadır. Bundan dolayı, düşük sıcaklıklarda ölçülen $\mu\tau$ -çarpımındaki bozunma miktarı a-Si:H'dan bile daha az olmaktadır.

Germanyum oranı daha fazla artırıldığında amorf yapı silisyum zengin yapıdan germanyum zengin bir yapıya dönüşmektedir. Bu bölümün baş kısmında %75 germanyum oranına sahip a-SiGe:H malzemenin oda sıcaklığında ölçülen fotoiletkenlik değerleri karşılaştırıldığında hiç Staebler-Wronski etkisi göstermediği belirtilmiştir. Bu tespitin diğer sıcaklıklarda da geçerli olup olmadığını görmek için 300K ile 77K arasında ışık şiddetine bağlı fotoiletkenlik ölçümleri gerçekleştirildi. Şekil 4.19'de $\log \sigma_{ph} - \log G$ ve $\log \mu\tau$ -çarpımı - $\log G$ grafikleri sıcaklığa bağlı olarak ayrı ayrı gösterilmiştir. Sıcaklık azaldığında σ_{ph} veya $\mu\tau$ -çarpımı önceki malzemedeki gibi azalmaktadır. Fakat sıcaklık azaldığında γ üstel parametresinde kayda değer bir artış görülmektedir. Bu malzemenin 300K'de yapılan ölçümlerinden Staebler-Wronski etkisinin olmadığı yada ihmal edilebilir bir seviyede olduğu bulunmuştu. Düşük sıcaklıklarda aynı etkinin olup olmadığını anlamak için tavllanmış durum ve Staebler-Wronski durumunda ölçülen σ_{ph} ve $\mu\tau$ -çarpımları Şekil 4.20'de $G = 10^{17} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ve $G = 10^{20} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ışık şiddetleri için özetlenmiştir. Şekil 4.20'den açıkça görüldüğü gibi $G = 10^{20} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ yüksek ışık şiddeti ile ölçülen σ_{ph} ve $\mu\tau$ -çarpımı değerlerinde hiç bir azalma yoktur. Hemen hemen ihmal edilebilecek



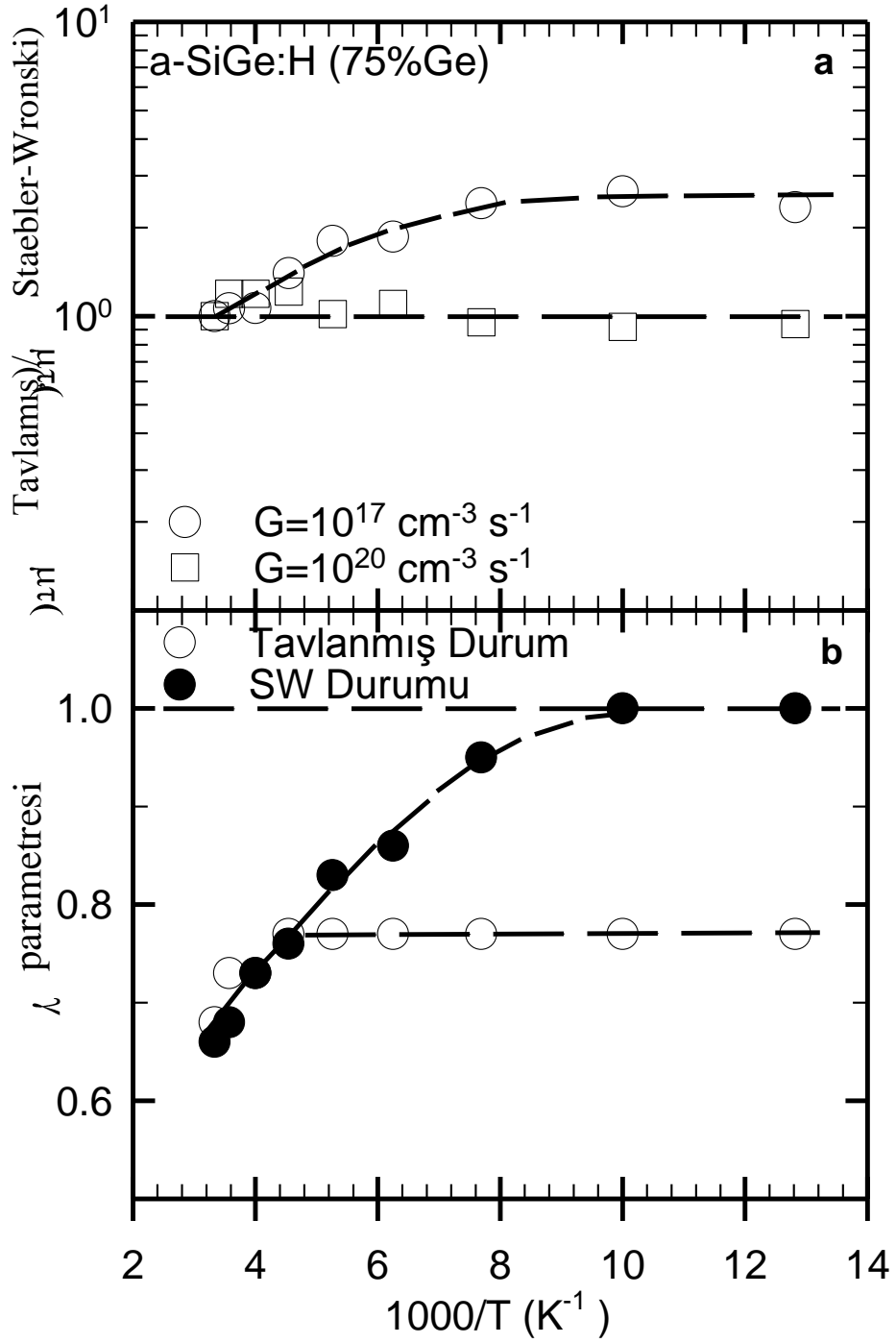
Şekil 4.19. %75 germanyum yüzdesine sahip germanyum zengin a-SiGe:H malzemenin Staebler-Wronski durumunda 300K ile 77K arasında ölçülen ışık şiddetine bağlı (a) Fotoiletkenlik, (b) $\mu\tau$ -çarpımı, değerleri.



Şekil 4.20. %75 germanyum yüzdesine sahip germanyum zengin a-SiGe:H malzemenin Staebler-Wronski durumunda ve tavlanmış durumda $G=10^{17} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ve $G=10^{20} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ışık şiddetleri için ölçülen (a) Fotoiletkenlik, (b) $\mu\tau$ - çarpımı, değerlerinin sıcaklıkla değişimi.

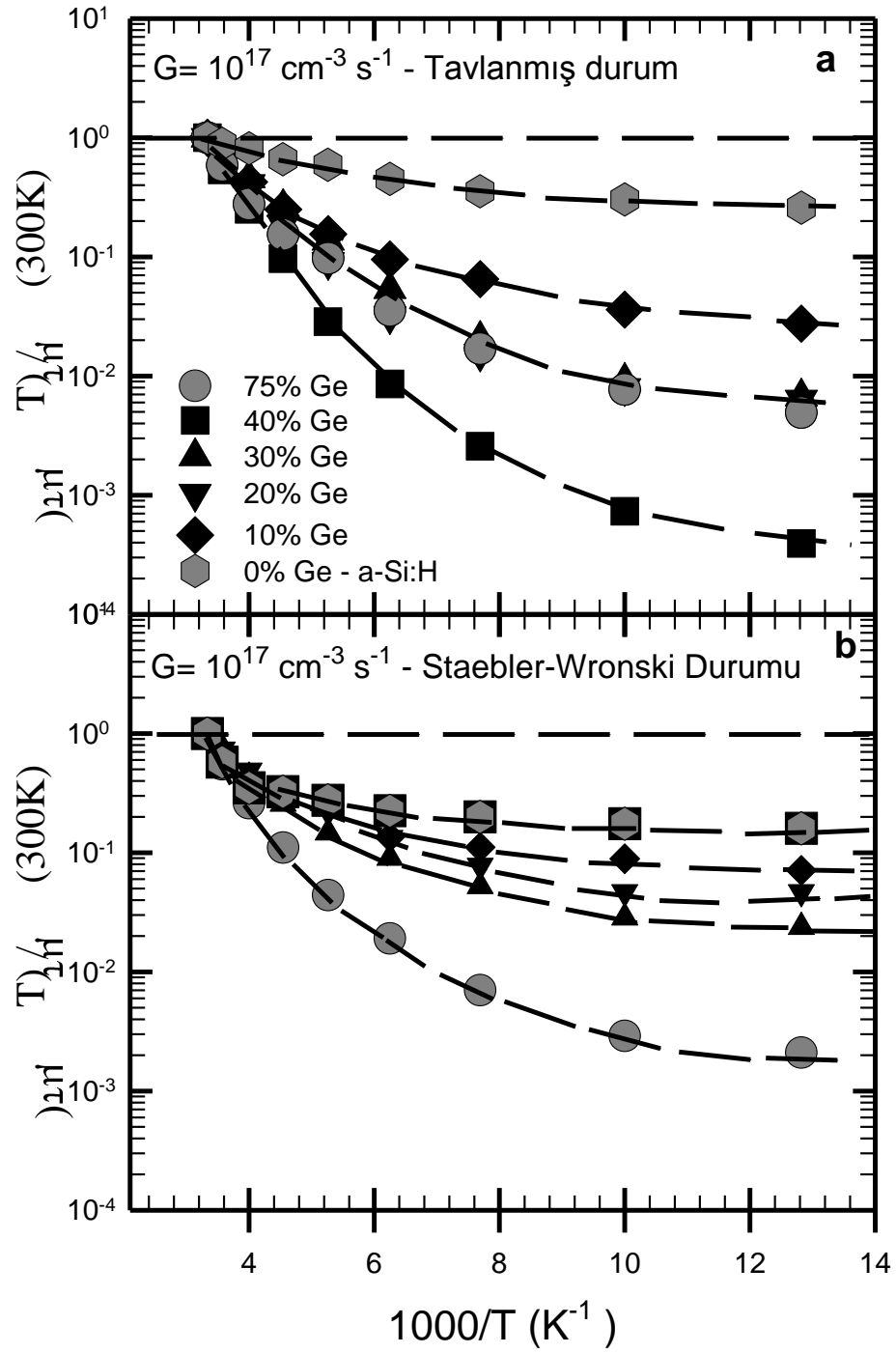
bir Staebler-Wronski etkisi ortaya çıkmaktadır. Fakat $G = 10^{17} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ düşük ışık şiddetinde ölçülmüş σ_{ph} ve $\mu\tau$ -çarpımı değerlerinde sadece düşük sıcaklıklarda yaklaşık 2 kat bir azalma olmuştur. Staebler-Wronski etkisi azda olsa mevcuttur ve sadece düşük sıcaklıklarda yapılan ölçümlerle algılanabilmektedir. Bu azalmanın miktarı Şekil 4.21'de $\mu\tau$ (tavlanmış)/ $\mu\tau$ (Staebler-Wronski) oranının sıcaklığa bağlı grafiğinden açıkça görülmektedir. Düşük sıcaklıklarda algılanabilen bu değişimin diğer önemli kanıtı ise γ üstel parametresindeki değişimdir. Şekil 4.20b'de tavlanmış durum ve Staebler-Wronski durumunda elde edilen γ üstel parametresi oda sıcaklığındaki 0,64 değerinde iken, sıcaklık azaldığında sürekli artarak 100K'de 1,0 ideal değerine ulaşarak sabit kalmıştır. Bu gözlem Şekil 4. 14'de gösterilen silisyum zengin a-SiGe:H alaşımı malzemelerde gözlenen durum ile aynıdır. γ üstel parametresinin değişimine neden olan etken bant uçlarına yakın enerjilerde yerleşmiş elektronik kusurlardır. Bu tip elektronik kusurlar yüklüdür ve yoğunlukları ışık banyosu ile artmasına rağmen $\mu\tau$ -çarpımı değerlerini arttırmaktadır. Bundan dolayı %75 Ge yüzdesine sahip germanyum zengin a-SiGe:H alaşımı malzeme hemen hemen hiç Staebler-Wronski etkisi göstermemektedir. Silisyum zengin a-SiGe:H alaşımı malzemelerde ise düşük sıcaklıklarda a-Si:H'dan bile daha az bozunma görülmektedir.

Staebler-Wronski durumunun elde edilen bulguları özetleyecek olursak, tavlanmış durumunda germanyum yüzdesinin artması ile yasak enerji aralığında germanyum orijinli kusurların artmakta, bundan dolayı $\mu\tau$ -çarpımı %0'dan başlayarak %40 germanyum yüzdesi malzemeye kadar oda sıcaklığı ile 77K arasında artan bir değişim sergilemektedir. $G=10^{17} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ düşük ışık şiddetinde ölçülen $\mu\tau$ -çarpımındaki değişiminin $G=10^{20} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ yüksek ışık şiddetinde ölçülen $\mu\tau$ -çarpımındaki değişimin yüksek olmasının nedeni, bant ortasına yakın enerjilerdeki elektronik kusurların $\mu\tau$ -çarpımını azaltması, bant uçlarına yakın enerjilerdeki elektronik kusurların ise $\mu\tau$ -çarpımını arttırmasından kaynaklanır.

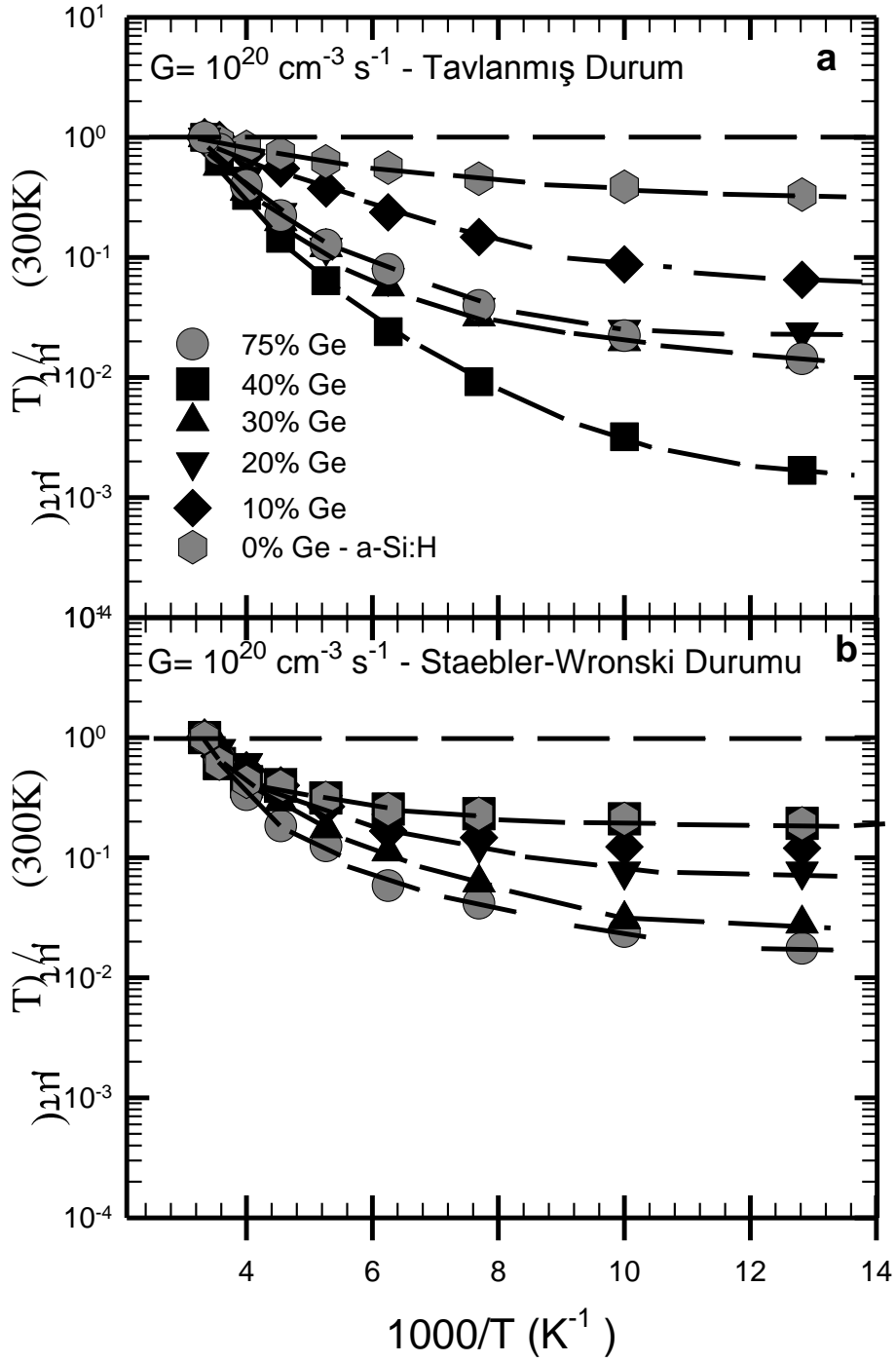


Şekil 4.21. %75 germanyum yüzdesine sahip a-SiGe:H malzemenin tavlanmış durumda ve Staebler-Wronski durumunda (a) $G=10^{17} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ve $G=10^{20} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ışık şiddetlerine karşılık gelen $\mu\tau$ -çarpımındaki bozunma miktarının sıcaklıkla değişimi (b) γ parametresinin tavlanmış ve Staebler-Wronski durumunda sıcaklıkla değişimi.

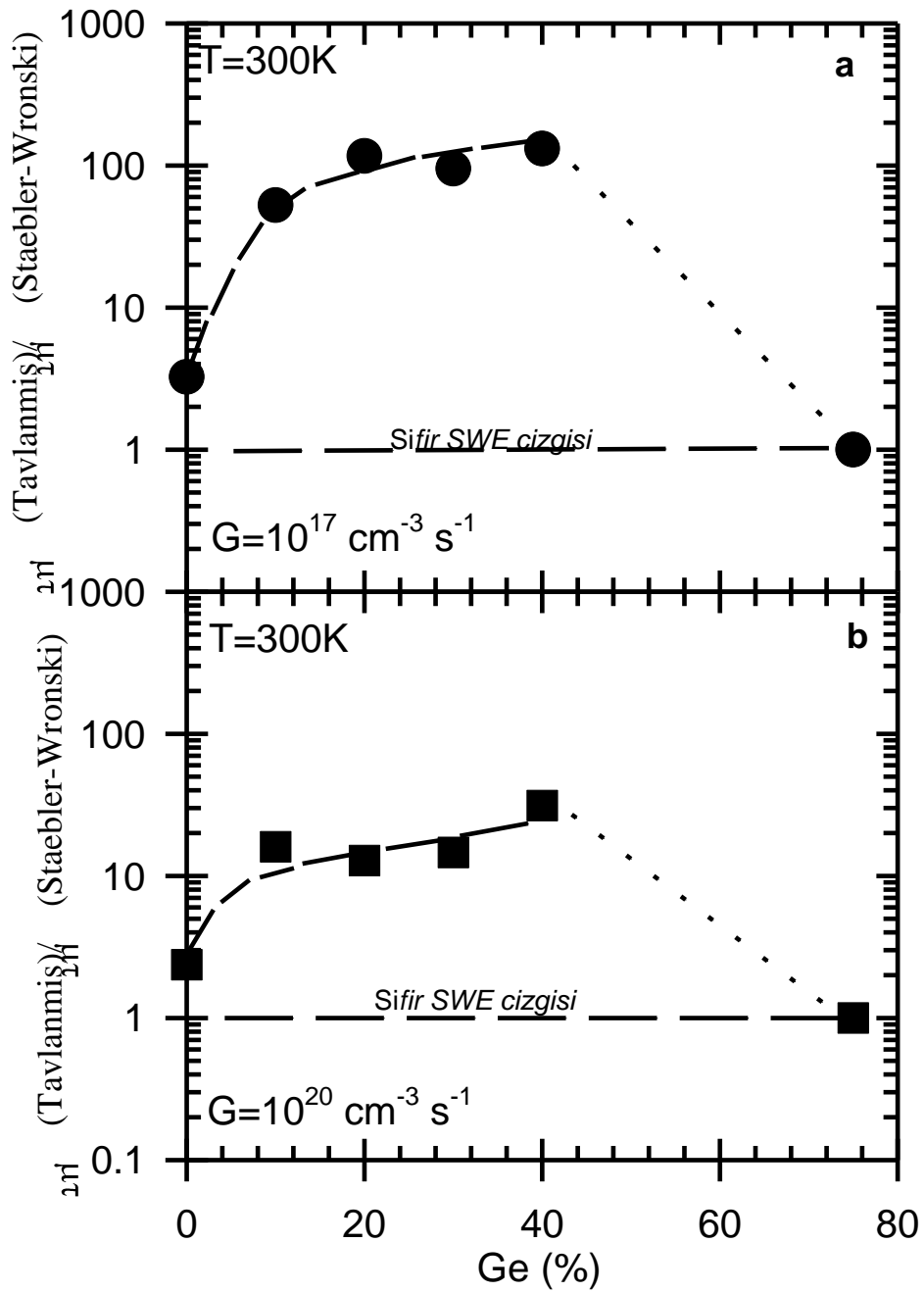
Işık altında bekletildikten sonra ölçülen $\mu\tau$ -çarpımlarının oda sıcaklığı ile 77K arasındaki değişimi Şekil 4.22 ve Şekil 4.23’de belirtildiği gibi tavllanmış durumdan çok farklıdır. İster $G=10^{17}\text{cm}^{-3}\text{s}^{-1}$ düşük ışık şiddetinde ister $G=10^{20}\text{cm}^{-3}\text{s}^{-1}$ yüksek ışık şiddetinde ölçülmüş olsun $\mu\tau(T)/\mu\tau(300\text{K})$ oranının sıcaklıkla değişimi %0’dan %30 germanyum yüzdesine sahip malzemeler için birbirine çok benzerdir. Fakat %40 germanyum yüzdesine sahip (silisyum zengin en yüksek germanyum yüzdesine sahip a-SiGe:H malzeme) a-SiGe:H malzeme a-Si:H ’un eğrisine özdeş bir değişim sergilemiştir. %75 germanyum oranına sahip germanyum zengin a-SiGe:H malzeme ise hemen hemen hiç bir değişim göstermemektedir. Birbirine benzer $\mu\tau(T)/\mu\tau(300\text{K}) - 1000/T$ ve $\gamma - 1000/T$ eğrilerinin elde edilmesinden dolayı Staebler-Wronski durumunda a-Si:H ve silisyum zengin a-SiGe:H malzemelerde ışık ile aynı tür kusurların yaratıldığı, Staebler-Wronski kusurlarının tavllanmış durumda amorf yapıda mevcut öz kusurların yoğunluklarından daha fazla yoğunluklara sahip olduğunu anlaşılmaktadır. Staebler-Wronski durumunda yaratılan elektronik kusurlar tavllanmış durumda yaratılan kusurlarla aynı özellikte ve aynı enerjilerde sadece kusur yoğunluğunun artması ile açıklanabilseydi, γ üstel parametresi yine tavllanmış durumdaki gibi bir değişim gösterecekti. Burada bütün malzemelerin γ üstel parametresi artarak düşük sıcaklıklarda $\gamma=1.0$ ideal değerine ulaşmaktadır. Işık ile yaratılan elektronik kusurların miktarı germanyum yüzdesi ile değişim göstermektedir. Şekil 4.24’de oda sıcaklığında her iki durumda yapılan ölçümlerdeki azalmanın miktarı germanyum yüzdesine göre gösterilmiştir. Düşük ışık şiddetinde, $G=10^{17}\text{cm}^{-3}\text{s}^{-1}$, ve 300K’de yapılan ölçümler sadece karanlıktaki Fermi seviyesi etrafındaki elektronik kusurları algılamaktadır. Ge yüzdesi arttığında $\mu\tau$ -çarpımı daha fazla bozunuma uğramaktadır. a-Si:H için 3 kat azalırken, %10, %20, %30 ve %40 Ge yüzdesine sahip malzemelerde $\mu\tau$ -çarpımı sırası ile 52, 116, 96 ve 131 kat azalmıştır. Bunun anlamı, Ge yüzdesi arttıkça karanlıktaki Fermi seviyesi etrafında daha fazla germanyum orijinli elektronik kusurlar yaratılmaktadır. %75 germanyum yüzdesine sahip a-SiGe:H malzeme ise hiç bozunuma uğramamıştır. Bu durum sıfır Staebler-



Şekil 4.22. %0 ile %75 germanyum oranına sahip a-SiGe:H alaşımı malzemelerin $\mu\tau(T)/\mu\tau(300K)$ oranının $G=10^{17} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ışık şiddetinde sıcaklığa bağlı değişimi **(a)** Tavlanmış durum **(b)** Staebler-Wronski durumu.



Şekil 4.23. %0 ile %75 germanyum oranına sahip a-SiGe:H alaşımı malzemelerin $\mu\tau(T)/\mu\tau(300K)$ oranının $G=10^{20} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ışık şiddetinde sıcaklığa bağlı değişimi (a) Tavlanmış durum (b) Staebler-Wronski durumu.

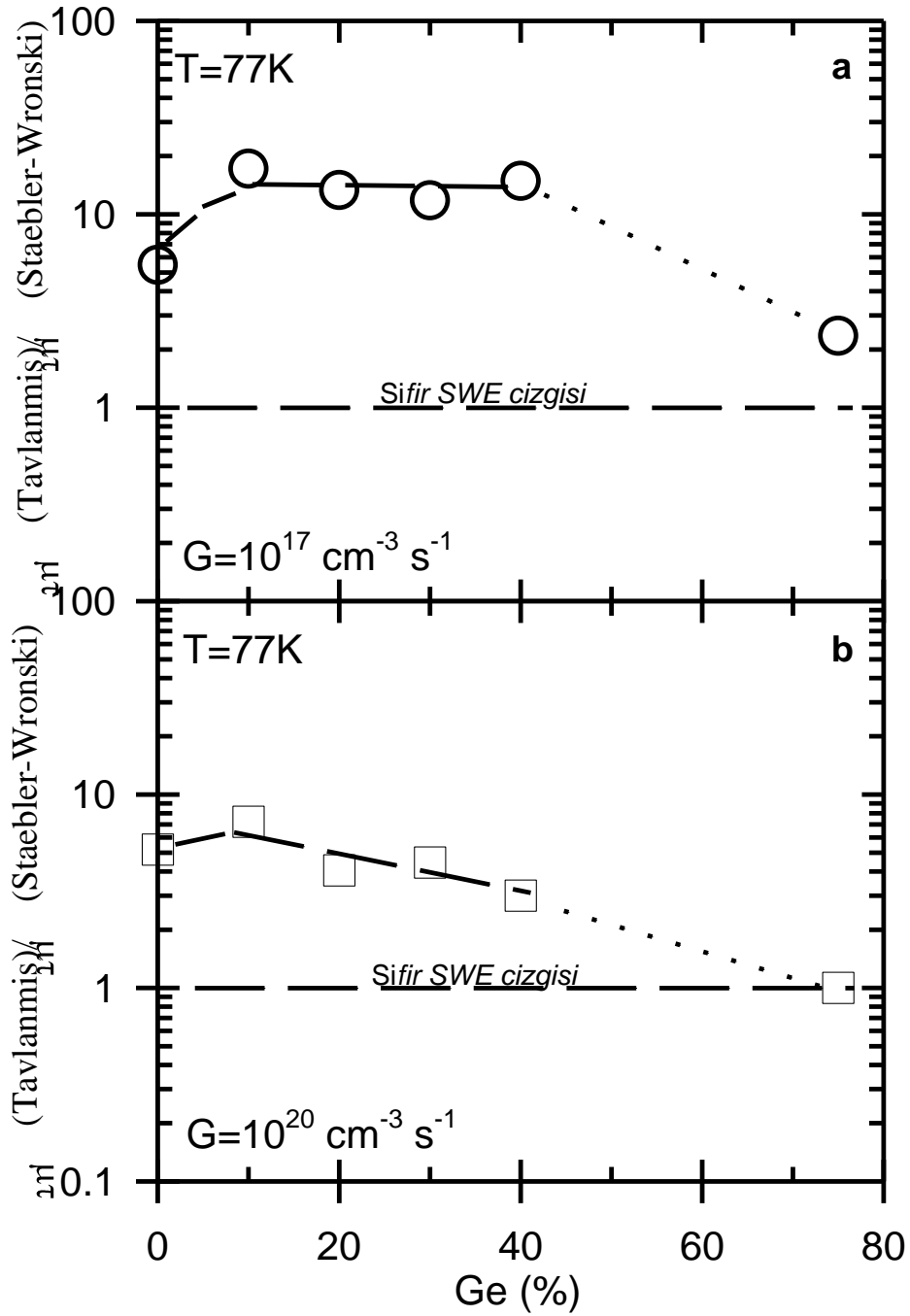


Şekil 4.24. a-SiGe:H alaşımı ince film malzemelerin oda sıcaklığında (a) $G=10^{17}\text{ cm}^{-3}\text{ s}^{-1}$ ve (b) $G=10^{20}\text{ cm}^{-3}\text{ s}^{-1}$ ışık şiddetlerinde, tavlanmış durumda ölçülmüş $\mu\tau$ -çarpımı değerlerinin Staebler-Wronski durumunda ölçülmüş $\mu\tau$ -çarpımı değerlerine oranının germanyum yüzdesine göre değişimi.

Wronski etkisi çizgisi (*sıfır SWE çizgisi*) ile grafikte belirtilmiştir. Düşük sıcaklıklarda ise, kuazi Fermi seviyeleri E_{fn} ve E_{fp} bant uçlarına kadar açıldığından yasak enerji aralığındaki bütün elektronik kusurlar aktif hale gelerek $\mu\tau$ -çarpımını belirlemektedir. Yani fotoiletkenlik ölçümleri ile algılanmaktadır. Şekil 4.25’de 77K’de tavllanmış durum ve Staebler-Wronski durumunda ölçülmüş $\mu\tau$ -çarpımı değerleri oranlanarak germanyum yüzdesine göre özetlenmiştir. $\mu\tau$ -çarpımındaki bozunma miktarı oda sıcaklığına göre yaklaşık 10 kat daha az olmuştur. Yüksek ışık şiddetinde, $G=10^{20}\text{cm}^{-3}\text{s}^{-1}$ yapılan $\mu\tau$ -çarpımı ölçümleri a-Si:H için 5 kat azalırken, %10, %20, %30, ve %40 Ge yüzdesine sahip a-SiGe:H malzemeler için sırası ile 7, 4, 4 ve 3 kat azalmıştır. Düşük sıcaklıklarda gözlenen bu az değişim sanki ışık ile hiç elektronik kusur yaratılmadığını ifade edebilir. Fakat Şekil 4.14’de özetlenen γ üstel parametresindeki Staebler-Wronski durumundaki ciddi değişim bant uçlarına yakın enerjilerde yüksek yoğunluğa sahip elektronik kusurların yaratıldığını hatta bu kusurların elektron-deşik yaratma-yeniden birleşme mekanizmasını kontrol altına aldığını belirtmektedir. Çünkü Staebler-Wronski durumunda düşük sıcaklıklarda bütün malzemeler $\gamma=1,0$ idel değerine sahip olmaktadır (Tablo 4.1.). Dolayısı ile düşük sıcaklıklarda algılanan elektronik kusurların bant uçlarından bant ortalarına doğru bir dağılıma sahip olduğu, karanlıktaki Fermi seviyesi etrafında yaratılan elektronik kusurlardan farklı olduğu ve $\mu\tau$ -çarpımını iyileştirdiği ortaya çıkmaktadır. Bu tür elektronik kusurlar “sensitizing states”(A.Rose, 1963) yada “safe hole traps” (R.J.Crandall ve T.J.McMahon, 1989) adları ile literatürde yayınlanmış yüklü (D_{Si}^+ , D_{Si}^- , D_{Ge}^+ , D_{Ge}^-) kusurlar olabilir.

Tablo 4.1. S.W. durumunda örneklerin 78K ve 300K deki γ değerleri

Örnekler	γ (T=78K)	γ (T=300K)
SmartA2-a-Si:H	0.99	0.95
DL 146-a-SiGe:H	1	0.94
DL 147-a-SiGe:H	1	0.91
DL 148-a-SiGe:H	1	0.93
DL 149-a-SiGe:H	1	0.79
DL 154-a-SiGe:H	1	0.66



Şekil 4.25 a-SiGe:H alaşımı ince film malzemelerin 77K’de (a) $G=10^{17} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ve (b) $G=10^{20} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ışık şiddetlerinde, tavllanmış durumda ölçülmüş $\mu\tau$ -çarpımı değerlerinin Steabler-Wronski durumunda ölçülmüş $\mu\tau$ -çarpımı değerlerine oranının germanyum yüzdesine göre değişimi.

5. TARTIŞMA VE SONUÇLAR

Hidrojenlendirilmiş amorf silisyum–germanyum (a-SiGe:H) alaşımı ince filim malzemeler çok katmanlı ince filim silisyum güneş pillerinin düşük yasak enerji aralığına sahip soğurucu katmanını oluşturan ekonomik olarak potansiyeli en yüksek malzemelerden biridir. Amorf yapı içerisinde germanyum oranı artırılarak Tauc yasak enerji aralığının azalması (Kolodzey vd, 1986) bunun sonucunda güneş spektrumunun kızıl ötesi bölgesini daha etkin bir şekilde soğurulması amaçlanmaktadır. Germanyumun amorf silisyum mikro yapıya eklenmesinin getirisi olduğu kadar götürüsü de vardır. Büyütülme işlemi sırasında hidrojenlendirilmiş amorf silisyumun, a-Si:H, kazandığı özkusurların miktarında, germanyum oranının artmasıyla bir artış olmaktadır. Diğer araştırmacıların elektron spin rezonans deneyleri ile yaptığı çalışmalar bu artışı ortaya koymaktadır (Fuhs ve Finger, ; Stutzman vd, 1989). Ayrıca a-SiGe:H ince filim alaşımlarının ışığa maruz kaldıklarında tıpkı a-Si:H malzemelerde görüldüğü gibi foto iletkenliği azalmaktadır. Buna Staebler-Wronski etkisi denir (Staebler-Wronski,1977).

Katkısız hidrojenlendirilmiş amorf silisyumun, a-Si:H, içerisindeki mevcut özkusurların doğasının bu malzeme içerisine eklenen farklı germanyum yüzdelerine göre nasıl değiştiğini incelemek için tüm örnekler aynı koşullar altında karanlıkta sıcaklığa bağlı iletkenlik, ışık şiddetine bağlı fotoiletkenlik ve sıcaklığa bağlı fotoiletkenlik deneyleri yapılmıştır. Ölçülen karanlık akım değerlerinden örneğin kalınlığı ve kontaklar arasındaki mesafe değerleri kullanılarak hesaplanan karanlık iletkenlik değerlerinin $1000/T$ 'ye karşılık çizilen yarı logaritmik grafikten a-Si:H malzeme içerisinde germanyum artırıldığında yasak enerji aralığının azalmasından dolayı karanlık akım değerlerinin arttığı görülmektedir. Bu grafiğin eğiminden hesaplanan aktivasyon enerjilerinden ($E_A=E_C-E_F$) a-Si:H ile 10%, 20%, 30%, 40% ve 75% germanyum konsantrasyonlarına sahip farklı a-SiGe:H ince filim alaşımlarının karanlıktaki Fermi enerji değerlerinin iletkenlik bandına yakın olduğu, bu nedenle n- tipi iletkenlik mekanizmasına sahip olduğu anlaşılmaktadır. Germanyum yüzdesine göre çizilen E_{04} yasak enerji değeri ile aktivasyon enerjisi E_A 'nın grafiği literatürde benzer germanyum yüzdesine sahip

malzemeler için yayınlanmış bulgularla uyumlu olduğu görülmektedir (Kolodzey vd, 1986).

a-Si:H ve alaşımlarının fotoiletkenlik değerlerinin birim hacimde elektron-deşik yaratma hızına $\sigma_{ph} \propto G^\gamma$ γ üstel parametresi ile bağıllık gösterdiği Bölüm 2’de açıklanmıştır. γ parametresi ışık ile yaratılan serbest yük taşıyıcıların (elektron-deşik çiftlerinin) yeniden birleşme kinetiği ile ilgili önemli bilgiler verir. Eğer $\gamma=1$ ise bu durum malzeme içerisindeki mevcut kusurların az sayıda ($10^{14} - 10^{15} \text{ cm}^{-3}$) olduğu ve elektron ile deşiklerin bu kusurların yardımı ile birleşip yok oldukları anlamına gelir. γ ’nın 0.5 ile 1 arasında bir değere sahip olması incelenen malzemenin yasak enerji aralığındaki kusurların yoğunluklarının arttığı ve sürekli bir dağılıma sahip olduğu, ışık ile yaratılan serbest yük taşıyıcıların bu yerleşmiş kusurlar üzerinden birleşerek yok olduğunu gösterir. Bu tip yeniden birleşme kinetiğine “monomolecular” yeniden birleşme mekanizması denir. $\gamma=0.5$ ise iletkenlik bandındaki serbest elektronların değerlik bandındaki serbest deşiklerle doğrudan birleşip yok olduğu anlamına gelmektedir (Rose, 1963). Bu tür yeniden birleşme mekanizmasına ise “bimolecular” yeniden birleşme mekanizması denir.

a-SiGe:H malzemelerin tavlanmış durumu için oda sıcaklığında yapılan ölçümlerden a-Si:H malzeme için foto akım değerlerinden hesaplanan fotoiletkenlik değerlerinin ışık şiddetine göre çizilen logaritmik grafiğe bakıldığında fotoiletkenlik değerlerinin ışık şiddeti ile doğrusal olarak arttığı görülmektedir. Bu grafiğin eğiminden hesaplanan γ değeri ise 1’e çok yakındır. Yani a-Si:H’un içerisindeki mevcut kusurların sayısı çok azdır (10^{15} cm^{-3} mertebesinde). Fotoiletkenlik değerinden hesaplanan $\mu\tau$ -çarpımı’nın ışık şiddetine bağıllığı ise $\mu\tau \propto G^{\gamma-1}$ ilişkisi ile değişmektedir. Bundan dolayı $\mu\tau$ -çarpımının çok fazla değişmediği görülmektedir. a-Si:H ince filim malzemenin “sanat eseri” değerinde kaliteli ve düşük kusur yoğunluğuna sahip olduğunu söyleyebiliriz. Silisyum zengin a-SiGe:H malzemelerde germanyum etkisini gözlemlemek için a-Si:H referans malzeme olarak ele alınacaktır. Bunun anlamı hidrojenlendirilmiş amorf silisyum içerisine germanyum eklendiğinde

mevcut kusurların sayısında nasıl bir artış meydana geldiğini gözlemektir. Literatürde yapılan çalışmalardan a-Si:H içerisindeki kusurların silisyum orijinli kusurlar olduğu biliniyor. Bu kusurlar hidrojenlendirilmiş amorf silisyum içerisindeki sallanan bağlardan, silisyumun komşu atomlarla yaptığı bağların açılarının farklı olmasından ve silisyumun eksik bağ yapmasından kaynaklanır. a-Si:H içerisine germanyum eklendiğinde silisyum orijinli kusurlara germanyum orijinli kusurlar eklenerek malzemenin kusur yoğunluğunun artmasına neden olacaktır (Fuhs ve Finger, 1989; Stutzman vd, 1989). $\mu\tau$ -çarpımının oda sıcaklığında germanyum konsantrasyonuna göre çizilen grafiğine bakıldığında düşük ışık iddetinde ($G = 10^{17} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$) 20% germanyum konsantrasyonuna sahip malzemenin en büyük $\mu\tau$ -çarpım değerine sahip olduğu ve bu değer artan germanyum konsantrasyonu ile azaldığı ve en fazla azalmanın 75% Ge konsantrasyonuna sahip malzemede olduğu görülür. Yüksek ışık şiddetinde ise ($G = 10^{20} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$) a-Si:H'dan itibaren artan germanyum konsantrasyonu ile $\mu\tau$ -çarpımı azalmaktadır. Bu sonuçlardan yola çıkarak 10% ile 40% arasında değişen germanyum konsantrasyonuna sahip a-SiGe:H alaşımlarının çok katmanlı güneş pillerinde soğurucu katman olarak kullanılmasının uygun olduğu söylenebilir.

Silisyum zengin amorf silisyum germanyum, a-SiGe:H, alaşımı malzeme içerisindeki germanyum yüzdesi arttığında malzemenin daha kusurlu hale gelmesi germanyum orijinli kusurların da eklenmesi ile oluşur. Bundan dolayı fotoiletkenliğin γ üstel parametresi 1.0'den daha düşük değerler gösterir. Oda sıcaklığında yapılan ölçümlerden bütün a-SiGe:H alaşımları ince filimlerin γ üstel parametresi 0.60 ile 0.90 arasındadır. Bu aralıktaki γ değerlerinin belirttiği yeniden birleşme mekanizması elektronik kusur yoğunluğu fazla olan çok çeşitli amorf yarıiletkenlerde gözlenmiştir (A.Rose, 1963). Aynı şekilde çoğunluk yük taşıyıcısı elektronların $\mu\tau$ -çarpımı değerleri ışık şiddetine ($\mu\tau \propto G^{\gamma-1}$) ilişkisi ile bağlılık göstermektedir. γ üstel parametresinin farklı olmasından dolayı $\mu\tau$ -çarpımının ışık şiddetine bağlılığı farklı olacağından, germanyum yüzdesine göre oda sıcaklığında ölçülen $\mu\tau$ -çarpımlarını karşılaştırmak için düşük ve yüksek ışık şiddetlerindeki değerlerin germanyum

yüzdesine göre değişimi gösterilmiştir. Bu iki ölçüm bant ortasında karanlıktaki Fermi seviyesi etrafındaki kusur dağılımındaki farklılıkların 2-3 katlık bir değişim içinde olduğunu belirtiyor. Literatürde yapılan ilk çalışmalar (K.D.Mackenzi vd, 1985) benzer bulguları sunmuştur. Fakat, oda sıcaklığında ve kullanılan ışık şiddetinin sınırları içinde yasak enerji aralığındaki bütün kusurları algılamak olanaksızdır. Bu nedenle sıcaklığa bağlı fotoiletkenlik ölçümleri planlanmıştır. Literatürde a-SiGe:H malzemelerde sıcaklığa bağlı fotoiletkenlik çalışması mevcut değildir. Simmons ve Taylor tarafından geliştirilen fotoiletkenliğin sıcaklık ve ışık şiddetine bağlı teorisi elektronik kusur yoğunluğu yüksek malzemelere başarı ile uygulanmaktadır (J.G.Simmons ve G.W. Taylor, 1971)

Tavlanmış durumda mevcut amorf yapının öz kusurları değişik özelliklere sahiptir. Yüksüz ve yüklü olabilirler. Örneğin ESR yöntemi sadece yüksüz kusurları algılayabilir. Fotoiletkenlik yöntemi ise bütün kusurları algılayabilir. Tavlanmış durumda sıcaklığa bağlı foto iletkenlik ölçümlerinden elde edilen sonuçları değerlendirdiğimizde, a-Si:H malzemesi birkaç katlık bir azalma göstermektedir. γ üstel parametresi düşük sıcaklıklarda ideal 1,0 değerine erişmiş, az da olsa sıcaklığa bağlılık göstermiştir. Germanyum oranı artmaya başladığında 300K ile 77K arasında ölçülen σ_{ph} ve $\mu\tau$ -çarpımı değerleri giderek artan bir değişim sergilemektedir. Bu germanyum yüzdesi arttıkça malzeme içinde daha fazla germanyum orijinli kusurların oluştuğu ve bundan dolayı $\mu\tau$ 'nun değişiminin daha fazla olduğu anlamına gelir. Buradaki azalma $\mu\tau(T)/\mu\tau(300K)$ oranındaki değişimin germanyum yüzdesi ile nasıl değiştiğini göstermektedir. Bunun yanında γ üstel parametresi sıcaklıkla sistematik olarak değişerek iki farklı özellikte kusur dağılımının varlığını işaret etmektedir. Düşük sıcaklıklarda, γ artarak bir sabit değere ulaşıyor. Bölüm 3'de Şekil 3.20'de gösterildiği gibi farklı Ge konsantrasyonuna sahip a-SiGe:H ince filim alaşımları oda sıcaklığındaki γ değeri artarak düşük sıcaklıklarda daha yüksek sabit bir değere ulaşmaktadır. Her malzeme için aynı özellik ve sabit bir γ değeri gözlemlenmiştir. Düşük sıcaklıklarda elektron ve deşik kuazi Fermi seviyeleri E_{Fn} ve E_{Fp} bant ortalarından bant uçlarına doğru sıcaklığın

etkisi ile yeterince kaydığında, ikisi arasındaki bütün kusurlar yeniden birleşme merkezine dönüşmüştür (Simmons ve Taylor, 1981). Bu sıcaklıklarda ışık şiddeti artırılarak ölçülen yeni kusurların yeniden birleşme merkezine dönüşmesinin sonucu γ üstel parametresi belirlenmektedir. Bundan dolayı γ üstel parametresi oda sıcaklığındakinden farklı bir değere sahip olmaktadır. γ üstel parametresinin a-Si:H malzemelerde sıcaklıkla değişimi hatta 1.0 ideal değerinin bile üzerine nasıl çıkabileceği yakın bir zamanda Balberg ve çalışma arkadaşlarının makalelerinden de görülmektedir (Balberg vd, 2001).

Eğer iki farklı özellikte kusurlar yasak enerji aralığında farklı enerjilere ve farklı yoğunluklarda yerleşmişlerse γ üstel parametresinin sıcaklıkla değişimi bu iki farklı özellikte kusurların belirlenmesinde çok kullanışlı bir yöntemdir. Bu tezde kullanılan bütün malzemelerin sıcaklığa bağlı fotoiletkenlik ölçümleri γ üstel parametresinin sistematik değişimini ortaya koymaktadır. a-Si:H için iki farklı kusur dağılımı ile bu değişim açıklanabilmektedir (Balberg, 2001). Bunlar yüksüz silisyum kusurları ve yüklü silisyum kusurlarından oluşmaktadır. Özellikle değerlik bandına yakın enerjilere yerleşmiş D^- tipi negatif yüklü kusurların elektron yakalama tesir kesitlerinin çok küçük olmasından dolayı, bu tür kusurların yeniden birleşme merkezine dönüşerek $\mu\tau$ -çarpımını azaltacağına arttırdığı yapılan hesaplarca görülmüştür. Bu tip kusurlar “sensitizing states” yada “safe hole traps” olarak adlandırılmıştır (Rose, 1963; McMahon, 1989; Balberg, 1994).

Silisyum-germanyum alaşımı ince filimlerde germanyum orijinli kusurlara ek olarak ayrı tür kusurların olması muhtemeldir. Tavlanmış durumda germanyum yüzdesine göre mevcut kusurların neler olabileceği literatürde ESR yöntemi ile araştırılmıştır (Stutzman vd, 1989). Germanyum yüzdesi arttığında D_{Ge}^0 / D_{Si}^0 oranının artarak değiştiği gösterilmiştir (Fuhs ve Finger,; Stutzman vd, 1989) . Yani daha fazla germanyum orijinli yüksüz kırık bağların oluştuğu belirtiliyor. Bu tezde yapılan sıcaklığa bağlı fotoiletkenlik değerlerinin 300K'den 77K'e kadar değişimi Ge yüzdesi ile artmaktadır. Buna göre germanyum orijinli D_{Ge}^0 tipi elektronik kusurların daha etkin yeniden birleşme merkezi gibi davranarak $\mu\tau$ -çarpımını azalttığı görülmektedir. a-Si:H

malzemede Ge orijinli D_{Ge}^0 kusurları olmadığından $\mu\tau(T)/\mu\tau(300K)$ oranı sadece 3-4 kat azalmaktadır.

ESR ile algılanan kusurların üzerine, yüklü kusurlarda mevcut olabilir. Özellikle artan germanyum yüzdesi ile daha fazla yüklü kusurların olduğu Cohen ve çalışma arkadaşları tarafından “drive level capacitance” yöntemi kullanılarak yayımlanmıştır (Cohen, 1998). Buna ek olarak, “modulated photoconductivity (MPC)” yöntemi kullanılarak incelenen a-Si:H ve a-SiGe:H alaşımı ince filimlerin sonuçlarından germanyum yüzdesi ile yeni kusurların yaratıldığı belirtilmektedir (Cohen, 2000). a-Si:H için iletkenlik bandından 0.6eV enerjide tek kusur bandı MPC ile gözlenirken, a-SiGe:H alaşımı malzemelerde hem 0.6eV kusur bandı hem de 0.75 eV-0.8eV enerjilerde ikinci bir kusur bandının Ge orijinli kusurlara ait olduğu belirtilmektedir (Cohen, 2000). Bu tezde incelenen bütün a-SiGe:H alaşımı malzemelerde algılanan kusurlar bu iki farklı enerjideki silisyum ve germanyum orijinli kusurlardır. Bunlar bant ortalarına yakın enerjilerde yerleşmiş kusurlardır. Bunlara ek olarak bant uçlarına yakın enerjilerdeki kusurlarda algılanmaktadır.

Germanyum yüzdesi 75% olduğunda malzeme artık germanyum zengin bir a-SiGe:H alaşımı haline gelmiştir. D_{Ge}^0 / D_{Si}^0 oranı aşırı yüksektir (10-100 arasında). ESR araştırması bunu açıkça belirtmektedir (Stutzman vd, 1989). Dolayısı ile $\mu\tau$ -çarpımı hızla düşmüştür. Yasak enerji aralığında çok yüksek kusur dağılımının olmasından dolayı γ üstel parametresi düşüktür ve 0.67’den 0.78 değerine artıp bu değerde sabit kalmıştır. Yine iki farklı kusur dağılımının belirtisini göstermektedir. $\mu\tau$ -çarpımı sıcaklıkla kuvvetli bir azalma göstermektedir. Tavlanmış durumdaki bulgulardan elde edilen sonuçlar, a-SiGe:H malzeme içerisindeki Ge orijinli elektronik kusur dağılımlarının a-Si:H’da mevcut öz kusur dağılımlarından farklı etkilerinin olduğu ve bunun germanyum yüzdesi ile artış gösterdiğiidir. Bu bulguların literatürde yayınlanmış bulgularla da uyumlu olduğu bulunmuştur (F.Finger vd, R.A.Street vd, 1987).

Amorf yapının doğası gereği malzemenin sahip olduğu öz kusurlara ilave olarak ışık ile yaratılan Staebler-Wronski kusurları amorf silisyum ve amorf silisyum-germanyum alaşımı malzemelerin en önemli sorunudur. Staebler-

Wronski etkisi olarak adlandırılan ve 1977 yılında keşfedilen bu etki (Staebler-Wronski, 1977) malzeme ışık altında iken fotoiletkenlik değerlerinin zamanla azaldığını belirtmektedir. Bunun nedeni ışık ile yaratılan yeni tür kusurların yasak enerji aralığına yerleşip (mevcutların üzerinde) daha fazla yeniden birleşme trafiği yaratarak elektronların yaşam süresini azaltmasıdır. 1980'lerin başlarında, malzeme ilk çalışılmaya başlandığı yıllarda yapılan çalışmalar (J.Bulloc ve G.Nakamura, 1983) Staebler-Wronski etkisinin a-SiGe:H alaşımı malzemelerde ihmal edilebilecek bir değerde olduğunu belirtmiştir. Daha sonra 1980'lerin sonlarına doğru yapılan geniş kapsamlı araştırmalar (S.Guha, 1988; C.E.Nebel, 1988; S.Aljishi, 1989; M.Stutzman, 1989) a-SiGe:H malzemelerin ışık altında yeterince bozunuma uğradığını, ışık ile yeni kusurların yaratıldığını belirtmişlerdir. Staebler-Wronski etkisini daha kapsamlı araştırmak için 1990'ların başlarında yeni çalışma grupları oluşturulmuş ve temel çalışmalar yapılmıştır. Buna rağmen Staebler-Wronski etkisini a-SiGe:H malzemelerde incelemesi üzerine çok az sayıda çalışma bulunmaktadır. Bu tezin ikinci amacı olarak ortaya konmuş sıcaklığa bağlı fotoiletkenlik yöntemi ile hiçbir çalışma yayınlanmamıştır. Bu nedenle sıcaklığa bağlı fotoiletkenlik yönteminin a-SiGe:H malzemelere uygulanması büyük bir motivasyon yaratmıştır.

Staebler-Wronski durumu olarak tezin 4. bölümünde sunulan bulgular malzemeleri yeterince ışık altında bırakıp belirli bir değişimi gözleyecek şekilde planlanmıştır. Bu amaç için 5 güneş ışık şiddetinde homojen beyaz ışık demeti ile 5 saat süre ışık banyosu altında bekleterek Staebler-Wronski etkisi yaratılmıştır. Bu işlem tamamıyla yüksek vakum altında ($1-2 \times 10^{-6} \text{ mbar}$), malzemeler havaya maruz bırakılmadan gerçekleştirilip yine aynı vakum ortamında vakum kırılmadan ölçülmüştür. Literatürde yayınlanmış bir çok çalışma normal atmosfer koşullarında ışığa maruz bırakılarak gerçekleştirilmiştir. Aynı koşullarda Staebler-Wronski etkisine maruz bırakılan a-SiGe:H malzemelerin 4. bölümde sunulan bulgularını değerlendirdiğimizde elde edilen bulgular şu şekilde özetlenebilir.

Staebler-Wronski durumunun incelenmesi genellikle oda sıcaklığındaki ölçümler karşılaştırılarak yapılmaktadır. Bu sebeple 300K'de malzeme vakum ortamında ışık banyosuna maruz bırakıldıktan sonra gerçekleştirilen

fotoiletkenlik ölçümlerini karşılaştırdığımız zaman hem a-Si:H hem de silisyum zengin a-SiGe:H alaşımı malzemelerin kayda değer Staebler-Wronski etkisi gösterdiğini görmekteyiz. Sadece σ_{ph} ve $\mu\tau$ -çarpımının azalma miktarı malzemeye göre değişim göstermektedir. Buna ek olarak, önemli bir değişim ise, γ üstel parametresinin değerinin artarak 1.0 ideal değerine yakın değerlere ulaşmasıdır. Germanyum zengin %75 germanyum yüzdesine sahip malzemede ise hiçbir bozunma yani Staebler-Wronski etkisi oluşmamıştır. γ üstel parametresindeki artıştan dolayı düşük ışık şiddeti ve yüksek ışık şiddetinde ölçülen σ_{ph} ve $\mu\tau$ -çarpımındaki bozunma aynı değildir. Düşük ışık şiddetindeki bozunma miktarı daha fazla olmuştur. 0% germanyum yüzdesi ile 40% germanyum yüzdesine kadar Staebler-Wronski durumundaki $\mu\tau$ -çarpımı Ge yüzdesi ile azalmaktadır. Silisyum zengin a-SiGe:H alaşımı malzemelerin a-Si:H'dan daha fazla Staebler-Wronski etkisi gösterdiğini ve bu etkinin artan germanyum oranı ile arttığını söyleyebiliriz. 1990'lı yıllardan sonra yapılan çalışmalar malzeme kalitesinin daha yüksek olduğu a-SiGe:H alaşımları üzerine yapılmıştır (W.Paul vd, 1993; T.Unold vd, 1994). Aynı şekilde Staebler-Wronski etkisinin artan germanyum yüzdesi ile daha şiddetlendiğini ortaya koymuştur. Xerox grubu tarafından ESR yöntemi kullanılarak Staebler-Wronski etkisi üzerine yapılan çalışmalarda yüksüz silisyum kırık bağların ışık altında bozunma sonucunda arttığı fakat germanyum orijinli yüksüz kırık bağ sayısında bir değişim olmadığı bulunmuştur (M.Stutzman, 1989). Germanyum yüzdesi 40%'dan daha fazla olan a-SiGe:H alaşımlarında ise silisyum orijinli ve germanyum orijinli yüksüz kırık bağlarda hiçbir artmanın olmadığını bulmuşlardır. 1990'lı yılların başlarında yapılan çalışmalarda ise düşük germanyum yüzdesine sahip a-SiGe:H alaşımı malzemelerde hem silisyum hem de germanyum orijinli yüksüz sallanan bağların (D_{Si}^0 ve D_{Ge}^0) Staebler-Wronski etkisinde önemli rol oynadığını, germanyum yüzdesi yüksek a-SiGe:H alaşımı malzemelerde ise yüklü silisyum ve germanyum kırık bağların daha etkin olduğu bulunmuştur (S.Guha, 1992; W.Paul, 1993; T.Unold,1994). Oda sıcaklığında yapılan fotoiletkenlik ölçümleri bozunmanın ne tür elektronik kusurlardan kaynaklandığını ayırt etmekte yeterli değildir. Fakat sıcaklığa bağlı fotoiletkenlik ölçümleri sonuçlarına bakıldığında önemli bulgular ortaya

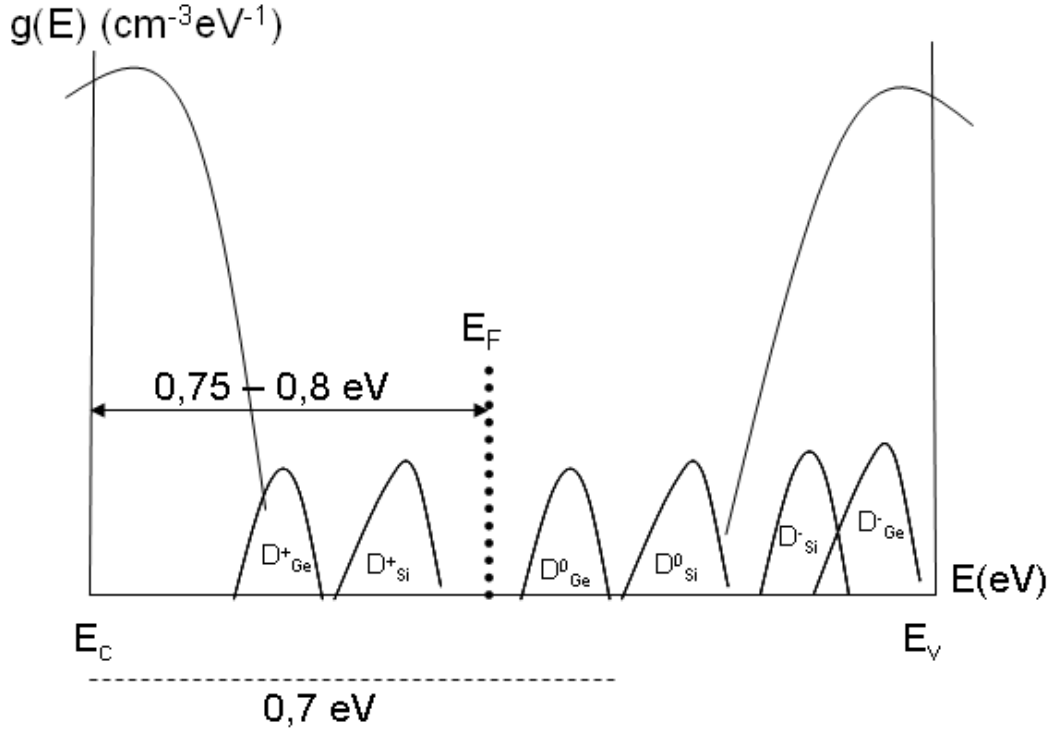
çıkılmaktadır. Malzemeler ışık altında bekletildikten sonra bütün malzemelerin γ üstel parametresi oda sıcaklığında ve $T=77K$ de 1.0 ideal değerine yaklaşılarak tavllanmış durumdan büyük bir değişimi ortaya koymuştur. Bu sonuç Staebler-Wronski durumunda yaratılan kusurların bütün malzemelerde aynı tür kusurlar olduğunu göstermektedir. Yani ESR çalışmaları, tavllanmış durumda germanyum orijinli D_{Ge}^0 kusurların baskın olmasına rağmen Staebler-Wronski durumunda D_{Si}^0 kusurlarının baskın olduğunu göstermektedir (Cohen, 2000). Bu sonuca göre bu tezde çalışılan a-SiGe:H alaşımı malzemelerin germanyum konsantrasyonu 0% ile 40% arasında olanların Staebler-Wronski durumunda aynı γ üstel parametresine ve sıcaklık değişimine sahip olduğu bulunmuştur. Ayrıca $\mu\tau(T)/\mu\tau(300K)$ oranının sıcaklıkla değişimi hem a-Si:H hem de 40%'a kadar olan alaşımlarda birbirine benzer bir değişim sergilemektedir. Fakat $\mu\tau$ -çarpımındaki bozunmanın miktarı germanyum yüzdesine göre artmaktadır.

$G=10^{17} \text{ cm}^{-3}\text{s}^{-1}$ düşük ışık şiddetinde 77K de ölçülen $\mu\tau$ -çarpımındaki bozunma miktarı a-Si:H için 5 kat, 10%, 20%, 30% ve 40% a-SiGe:H alaşımı malzemeler için sırasıyla 11 kat, 10 kat, 10 kat ve 10 kat kadar olmuştur. 75% germanyum yüzdesine sahip a-SiGe:H malzeme için ise 2 kat olmuştur. Yani 77K'de yapılan ölçüm yüksek germanyum yüzdesine sahip a-SiGe:H alaşımı malzemenin bozunmadığını göstermektedir. Elektronik kusurlar enerji bant uçlarına yakın enerjilerde yaratılıyorsa bu tür elektronik kusurların $\mu\tau$ -çarpımını azaltmadığını aksine arttırdığını ortaya çıkarmaktadır. Eğer $\mu\tau$ -çarpımı azalmıyorsa, yüklü (D_{Si}^+ , D_{Si}^- , D_{Ge}^+ , D_{Ge}^-) silisyum ve germanyum orijinli elektronik kusurların yaratılabileceğini ortaya koymaktadır. Bundan dolayı 77K'de ölçülen $\mu\tau$ -çarpımı bütün malzemelerle aynı mertebede bozunum göstermektedir. Buna ek olarak γ üstel parametresinin bütün malzemelerde düşük sıcaklıklarda $\gamma=1.0$ ideal değerine yaklaştığı bulunmuştur. Bu değişim bant uçlarına yakın enerjilerde yerleşmiş yüklü kusurların yaratıldığını doğrulamaktadır. Bant ortalarındaki enerjilerde daha fazla Si orijinli D_{Si}^0 tipi kusurların yaratılması, $\mu\tau$ -çarpımını düşük ışık şiddetinde yapılan ölçümler sonucu daha fazla azaltmaktadır.

Bu bulgular ESR çalışmalarında elde edilen sonuçları desteklemektedir. Bu çalışmalara ek olarak son zamanlarda “ Modulated Photocurrent Method” ile yapılan incelemeler a-Si:H malzemelerde iletkenlik bandından 0.65 eV altında bulunan elektronik kusur bandının D_{Si}^0 veya D_{Si}^- olabileceği tartışılmaktadır. Tavlanmış durumda ise hem 0,6 eV kusur bantı hemde 0,78 eV-0,80 eV deki kusur bantının a-SiGe:H alaşımı malzemelerde olduğu bulunmuştur (Cohen, 2000). Şekil 5.1’de bu malzemeler içerisindeki kusur dağılımının enerji bant diyagramı gösterilmiştir. Aynı çalışma, düşük germanyum yüzdesine sahip a-SiGe:H alaşımı malzemelerde tavlanmış durumda D_{Ge}^0 tipi kusurların baskın olduğunu fakat Staebler-Wronski durumunda ise D_{Si}^0 tipi kusurların daha fazla yaratılarak baskın hale geçtiğini göstermektedir. Bu tezde bulunan sonuçlar MPC yöntemi ile bulunan sonuçları desteklemektedir. Sonuç olarak, tavlanmış durumda artan Ge yüzdesi ile germanyum orijinli D_{Ge}^0 tipi kusurların arttığını bundan dolayı $\mu\tau(T)/\mu\tau(300K)$ oranının artan Ge yüzdesi ile arttığını söyleyebiliriz. Staebler-Wronski durumunda ise daha çok D_{Si}^0 tipi kusurların yaratılmasından bütün malzemelerin aynı γ parametresi ve sıcaklıkla değişim gösterdiğini söyleyebiliriz. Yüksek germanyum yüzdesine sahip a-SiGe:H malzemede ise hiç bozunma olmaması sadece yüklü D_{Si}^+ , D_{Si}^- , D_{Ge}^+ , D_{Ge}^- tipi kusurların yaratılmasından dolayıdır ve bu nedenle $\mu\tau$ -çarpımının azalmadığını aksine arttığını söyleyebiliriz.

Sonuç olarak, farklı germanyum yüzdelere sahip a-SiGe:H alaşımı ince film malzemelerde tavlanmış durumda germanyum orijinli D_{Ge}^0 tipi kusurların bant ortalarındaki enerjilerde yelleştiği ve yoğunluklarının artan germanyum yüzdesi ile arttığı yapılan deneysel bulgulardan çıkarılabilir. Elde edilen bulgular literatürde önceki araştırmacıların bulgularını desteklemektedir (C.C.Chen vd, 1998). Staebler-Wronski durumunda ise, silisyum zengin a-SiGe:H alaşımı malzemelerin bozunma miktarları farklı olsa da benzer elektronik kusur dağılımına sahip olduğu benzer γ üstel parametresinin elde edilmesinden ve de benzer $\mu\tau(T)/\mu\tau(300K)$ oranlarındaki değişimlerden anlaşılmaktadır. Bu bulgular, ışık altında bütün silisyum zengin a-SiGe:H alaşımı malzemelerde aynı tür elektronik kusurların yaratıldığını ve bunların

tavlanmış durumda amorf yapıda mevcut öz kusurlardan farklı olduğunu ortaya koymaktadır. Elde edilen sonuçlar ESR çalışmalarını desteklemektedir.



Şekil 5.1. a-Si:H ve a-SiGe:H alaşımı ince film malzemeler içerisindeki kusur dağılımını gösteren bant diagramı

Gelecekte Yapılması Planlanan Araştırmalar

Sıcaklık ve ışık şiddetine bağlı yapılan foto iletkenlik ölçümleri amorf silisyum germanyum malzemelerde mevcut kusurlar hakkında daha kapsamlı bir bilgi sunmakla beraber, bu mevcut kusurların enerji dağılımları, kaç çeşit oldukları, doğalarının neler olduğu konusunda nicel olarak bir bilgi sunamamaktadır. Sadece genel bir değerlendirme yapılmasına olanak sağlamaktadır. Bu tür kusurların daha ayrıntılı analizi ise ancak elde edilen deneysel ölçümlerin bilinen elektronik kusur çeşitlerini ve doğalarını bir ön kabulü altında sayısal modelleme yapılarak bulunabilir. Bu sayısal modellemenin çok sayıdaki parametrelerinin çoğu deneysel bulgulardan elde edilerek giriş parametreleri olarak verilip bilinmeyen kusur yoğunlukları ve enerji değerleri bulunabilir. Bu tür çalışmalar sonraki araştırmacılara ışık

tutacaktır. Bunlara ek olarak, aynı koşullar altında yapılabilecek başka deneysel yöntemler uygulanarak mevcut elektronik kusurlar hakkında daha sağlam bilgiler elde edilebilir. Bu amaç için yeni deneysel ölçüm teknikleri, örnek olarak düşük enerjili ışık soğurma spektroskopisi ve kararlı durum foto yük taşıyıcısı ağı teknikleri geliştirilecektir.

KAYNAKLAR

Aljishi, S., Smith, Z.E. and Wagner, S. 1989. Amorphous Silicon and Related Materials edited by Fritzsche H. p. 887.

Bullot, J., Galin, M., Gauthier, M., Bourdon, B. 1983. "Electronic Properties of Hydrogenated Amorphous Silicon-Germanium Alloys". Journal de Physique. Vol. 44, . (6): p. 713.

Bullot, J., Schmidt, M.P. Phys.Stat.Sol. (b) 143, 345, 1987

Chen, C.C., Zhong, F., Cohen, J.D., Yang, J., Guha, S., Phys. Rev. B 57 (1998) R4210

Cohen, J.D. 1998. "Properties of Amorphous Silicon and its Alloys", EMIS Datareview Series , INSPEC, London, (19): p. 180.

Cohen, J.D. 1998. "Identifying Electronic Properties Relevant to Improving Stability a-Si:H-Based Cells and Overall Performance in a-Si,Ge:H-Based Cells",NREL/SR-520-25802.

Dönertaş Yavaş, M.E. The Effects of Native and Light Induced Defects In the Optical and Electronic Properties of Hydrogenated Amorphous Silicon Germanium (a-SiGe:H) alloys Thin Films, MS Thesis, İzmir Institute of Technology, 2005

Fölsch, J., Finger, F., Stiebig, H., Rech, B., Lundszen, D., Beyer, W., Kulesa, T., Reetz, W. and Wagner, H. Proc.of 13th EC-PVSEC,257,1995

Fuhs, W. and Finger, F. 1989. "Defects and Recombination in a-Si_{1-x}Ge_x:H", Journal of Non-Crystalline Solids, Vol.114, Part 2, p. 387.

Guha, S., Yang, J. High-Efficiency Amorphous Silicon and Nanocrystalline Silicon-Based Solar Cells and Modules, Final Technical Progress Report 30 January 2006 – 29 January 2008

Kolodzey, J., Aljishi, S., Smith, Z.E., Chu, V., Schwarz, R., Wagner, S. 1986. "Measurements of Light-Induced Degradation in a-Si,Ge:H,F Alloys".Materials Issues in Amorphous-Semiconductor Technology Symposium. p. 237.

Lundszen, D., Fölsch, J., Finger, F. and Wagner, H. Proc.of 14th EC-PVSEC, 578, 1997

McKenzie, P.R., Smith, G.B., Li, Z.Q. Phys.Rev. B 37, 8875, 1988

Nakamara, G., Sato, K., Yukimoto, Y. 1983. Solar Cells. Vol. 9, p. 75.

Nebel, C.E., Weller, H.C., Bauer, G.H. 1988. "Extended State Mobility and Tail State Distribution of a-Si_{1-x}Ge_x:H Alloys". Amorphous Silicon Technology Symposium. p. 507.

Paul, W., Chen, J.H., Liu, E.Z., Wetsel, A.E., Wickboldt, P., J. Non-Cryst. Solids 164–166 (1993) 1.

Rose, A.1955. "Recombination in insulators and semiconductors", Phy.Rev.B, 97, 322

Simmons, J.G., Taylor, G.W. 1971. "Non-equilibrium steady state statistics and associated effects for insulators and semiconductors containing an arbitrary distribution of traps", Phy.Rev.B,4, 502

Staebler, D.L. and Wronski, C.R. 1977. "Reversible Conductivity Change in Discharge-Produced Amorphous Si". Applied Physics Letters. Vol. 31, (2): p. 292.

Stutzmann, M., Street, R.A., Tsai, C.C., Boyce, J.B., Ready, S.E. 1989. "Structural Optical, and Spin Properties of Hydrogenated Amorphous Silicon-Germanium Alloys". Journal of Applied Physics. Vol. 66, (2), p. 569.

Taylor, P.C. Characterization of Amorphous Silicon Advanced Materials and PV Devices , Final Technical Report 15 December 2001- 31 January 2005, NREL.

Unold, T., Cohen, J.D., Fortmann, C.M. 1994. "Electronic Mobility Gap Structure and Deep Defects in Amorphous Silicon-Germanium Alloys", Applied Physics Letters. Vol. 64, No. 13 , p. 1714.

Wagner, S., Xu, X., Li, X.R., Shen, D.S., Isomura, M., Bennett, M., Delahoy, A.E., Li,X., Arch, J.K., Nicque, J.L. and Fonash, S.J.1991. IEEE Photovoltaic Specialists Conference. p.1307.

Yang, J.,Banerjee, A., Guha, S., 1997. "Triple-Junction Amorphous Silicon Alloy Solar Cell with 14.6% Initial and 13.0% Stable Conversion Efficiencies ", Applied Physics Letters. Vol.70, No.22, p.297

ÖZGEÇMİŞ

1979 yılında Malatya’da doğdu. İlköğrenimini Maltepe İlkokulunda, orta öğretimini Turan Çakın Ortaokulunda ve lise öğretimini Ahmet Adnan Saygun Lisesinde tamamladı. 1999 yılında girdiği Ege Üniversitesi Fizik bölümünü 2002 yılında tamamladı. 2005 yılında Muğla Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Fizik Anabilim dalında yüksek lisans eğitimine başladı. Aralık 2005’den itibaren Muğla Üniversitesi Fizik Bölümü’nde Araştırma Görevlisi olarak çalışmaktadır.