

# Thema | $p/i$ 계면 향상을 통한 고효율 박막 실리콘 태양전지 개발

## 1. 서론

명 승 업  
한국과학기술원  
전자전산학과 연구교수

임 광 수  
한국과학기술원  
전자전산학과 교수

비정질 실리콘( $a\text{-Si:H}$ ) 태양전지는 1976년에 최초로 개발된 이후로[1],  $a\text{-Si:H}$ 의 가시광 영역에서의 높은 광감응도(photosensitivity), 광학적 밴드갭(optical band gap) 조절의 용이성, 저가·저온·대면적 공정 가능성으로 인하여 널리 연구되어져 왔다. 하지만  $a\text{-Si:H}$ 은 빛 조사에 의해 심각히 열화(degradation)되는 Staebler-Wronski 효과라는 치명적인 단점을 지닌다는 것이 알려졌다[2].

따라서  $a\text{-Si:H}$ 을 바탕으로 한(based) 물질들의 Staebler-Wronski 효과를 줄이려는 노력들이 행해졌고, 그 결과 사일렌( $\text{SiH}_4$ )을 수소희석( $\text{H}_2$  dilution)하는 방법들이 개발되었다. 수소희석을 통하여 제작된, 빛 조사에 대한 열화가 작은 마이크로결정 실리콘( $\mu\text{c-Si:H}$ ), 나노결정 실리콘( $\text{nc-Si:H}$ ) 및 프로터결정 실리콘( $\text{pc-Si:H}$ ) 등이 박막 태양전지의 광 흡수층(absorber)으로 각광받고 있다. 또한 이들의 다양한 광학적 밴드갭을 조합하여 빛의 흡수를 극대화한 적층(tandem) 태양전지가 활발히 개발되고 있다.

고효율의 박막 실리콘 태양전지를 개발하기 위해서는 열화가 작은 광 흡수층과 더불어 광 흡수층(absorber layer)에 강한 전장(electric field) 형성을 위한  $p$ 형 창층(window layer)이 필수적이다. 이를 위해 요구되는  $p$ 형 창층의 성질은 넓은 광학적 밴드갭과 높은 전도도이다. 1982년 일본의 오사카대학에서 비수소희석으로 증착된 수소화된  $p$ 형 비정질 실리콘카바이드( $p\text{-a-SiC:H}$ ) 박막을  $a\text{-Si:H}$ 을 바탕으로 한 태양전지의 창층(window layer)으로 응용하여  $p/i$  계면에 이종접합(heterojunction)을 형성한 것이 태양전지의 효율향상에 커다란 이정표가 되었으며[3-4], 지금도 창층으로 널리 쓰이고 있다. 하지만  $p\text{-a-SiC:H}/i\text{-a-Si:H}$ 의 급격한(abrupt) 이종접합은 광 생성(photogeneration) 반송자(carrier) 생존 시간(life time)이 짧은 결함(defect)이 많은 계면을 형성하여 상당한 재결합(recombination) 손실을 야기한다. 또한 탄소를 결합시켜 광학적 밴드갭을 증가하면 전도도는 낮아지는 단점이 있기 때문에 고효율 달성에 한계가 있다[5].

따라서 이종접합  $p/i$  계면의 재결합 손실 감소는 고효율 박막 실리콘 태양전지 개발의 핵심 기술이 되었으며 전 세계적으로 활발히 연구되어

왔다. 지금까지 개발된 대표적인 방법으로는 창층 증착 후 계면처리 공정과 창층과 광 흡수층 사이에 완충층(buffer layer)을 삽입하는 방법이다. 본 논문에서는 지금까지 개발된 기술들을 소개하겠다.

## 2. 계면처리 공정

p-a-SiC:H 창층은 앞서 언급한 낮은 전도도뿐 아니라 박막 및 계면의 미결합손(dangling bond) 밀도(density)가 상당히 태양전지 특성을 제한한다. 이러한 미결합손 밀도를 감소시켜 전도도를 향상하기 위한 후처리 공정이 개발되어 a-Si:H을 바탕으로 한 태양전지에 응용되었다.

1997년 한국과학기술원에서 p-a-SiC:H 증착 후 수소(H<sub>2</sub>)처리를 통해서 a-Si:H을 바탕으로 한 태양전지의 효율 향상을 보였다[6]. 광-CVD(Photo-CVD: Photo-assisted Chemical Vapor Deposition)법으로 glass/SnO<sub>2</sub>/p-a-SiC:H/i-a-Si:H/n- $\mu$ c-Si:H/Al 구조(면적: 0.037 cm<sup>2</sup>)의 태양전지가 제작되었다. 창층 증착 후 수은증감(mercury-sensitized) 광 분해(photo decomposition)된 수소에 짧은 시간(~ 2 분) 노출하였다. 그림 1은 수소처리에 의한 a-Si:H을 바탕으로 한 태양전지의 초기(initial) 특성향상을 나타낸 것이다. 기준셀은 수소처리하지 않은 기본적인 셀을 의미한다. p-a-SiC:H 창층이 광 분해된 반응성이 강한

수소에 노출되면 결함이 많은 표면이 상당히 식각(etch)된다. 또한 p-a-SiC:H내에 분포된 미결합손들 사이로 뿔뿔이 전도(hopping conduction)를 통해서 수소가 박막내로 확산(diffusion)되어 미결합손들을 채우거나 약한 결합을 깨고 강한 결합을 재생성하여 조직(network)의 무질서도(disorder)를 감소시켜 완화(relaxation)한다. 따라서 박막 및 p/i 계면에서의 재결합 손실을 감소시킨다. 또한 수소가 박막내로 확산되면서 붕소(B) 이온들을 활성화시켜 전도도가 향상되기 때문에 p/i 계면에서의 장벽전위(built-in potential)가 증가하여 강한 전장이 형성되어 태양전지의 개방전압(open-circuit voltage)과 충실도(fill factor)가 향상된다. 짧은 공정시간이 이 기술의 가장 큰 장점이다. 하지만 수소처리를 통해서 p-a-SiC:H 창층이 심각하게 식각되기 때문에 이를 감안해서 창층을 증착해야 한다. 따라서 창층 및 수소처리 시간에 대한 시행착오(trial and error)적인 노력이 필요하다.

수소처리의 경우에는 식각에 의한 최적화 공정 설계의 복잡성의 문제가 대두되어 식각이 작은 공정이 연구되었다. 2004년 한국과학기술원에서는 알곤(Ar) 분위기에서의 자외광처리(UTA: Ultraviolet Treatment in an Ar ambient)가 개발되었다[7]. 광-CVD법을 사용하여 glass/SnO<sub>2</sub>/p-a-SiC:H/i-a-Si:H/n- $\mu$ c-Si:H/Al 구조(면적: 0.092 cm<sup>2</sup>)의 태양전

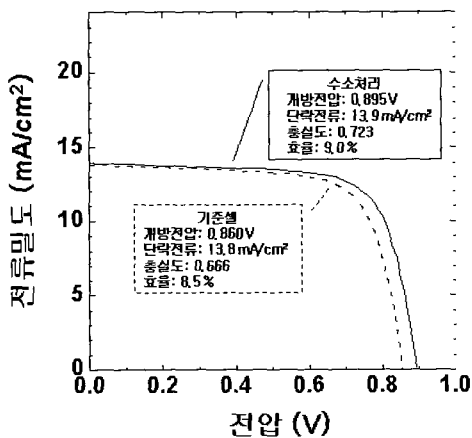


그림 1. p/i 계면에서의 수소처리에 의한 a-Si:H을 바탕으로 한 태양전지의 초기 특성향상.

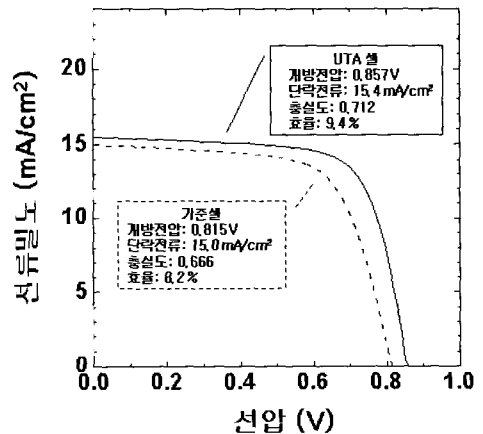


그림 2. p/i 계면에서의 알곤 분위기에서의 자외광처리(UTA)에 의한 a-Si:H을 바탕으로 한 태양전지의 초기 특성향상.

지가 제작되었다. 창층 증착 후 30 분 동안 알곤 분위기에서 자외광에 노광하였다. 그림 2는 이 방법에 의한 태양전지의 초기 특성향상을 나타내었다. 타원편광분석(spectroscopic ellipsometry)을 통하여 알곤 분위기에서의 자외광 처리 이후의 p-a-SiC:H 창층의 구조적 변화를 분석하였다. 자외광에 의해 활성화된 알곤 분자들은 p-a-SiC:H 창층내로 확산되어 이동(migration)하면서 약한 실리콘-수소(Si-H)결합을 깨고 수소원자들을 해방 시킨다[8]. 해방된 수소원자들은 박막내를 이동하다가 결국은 표면으로부터 방출된다. 결합 수소원자의 손실은 곧바로 강한 실리콘-실리콘(Si-Si) 결합을 새로 구축한다. 이러한 과정에서 박막내의 붕소 이온들이 활성화되어 전도도가 향상되기 때문에 p/i 계면에서의 장벽전위가 증가하여 강한 전장이 형성되어 태양전지의 개방전압과 충실도가 향상된다. 수소가 방출되는 과정에서 박막은 밀도가 커지면서 두께가 10% 정도 감소한다. 하지만 창층 공정 후 실시된 알곤 분위기에서의 자외광 처리에 의해서 반응실 벽면에 붙어있던 종들(species)이 활성화되어 박막 표면에 흡착되면서 창

층보다 탄소함량 및 붕소 도핑농도가 낮아서 광학적 밴드갭이 작고 전도도가 낮은 p-a-SiC:H 오염층(contaminant layer)이 형성된다. 이러한 오염층의 형성에 의해서 수소 방출 메커니즘에 의한 박막 두께 감소가 보상되기 때문에 공정 후 p층의 전체 두께는 일정하게 유지된다.

그림 3은 알곤 분위기에서의 자외광처리에 의한 비정질실리콘을 바탕으로 한 태양전지의 장벽전위의 증가( $\Delta V_{bi}$ )를 나타낸 밴드 구조도(band diagram)이다. 이 공정에 의해서 창층의 전도도가 향상되면서 SnO<sub>2</sub> 투명전극과 창층 사이의 장벽이 감소( $\phi_{b1} - \phi_{b2}$ )하고, 창층의 페르미 준위가 i-a-Si:H 광 흡수층의 가전대(valence band)에 가까워지면서 밴드가 상승(lifting)하여( $\Delta E_v$ ) 장벽전위가 증가된다. 이러한 장벽전위의 증가는 강한 전장을 형성하여 태양전지의 개방전압과 충실도를 향상한다. 또한 p/i 계면에 형성된 p-a-SiC:H 오염층이 급격한 이종접합을 완화하는 완충층으로 작용하여 단락전류의 상승도 가져온다. 따라서 초기효율을 1.2% 정도 향상시킨다. 공정에 의한 창층의 두께변화가 없어서 광-CVD법에 의한 태양전지 제작에 쉽게 적용할 수 있다는 것이 알곤 분위기에서의 자외광처리의 장점이다.

그 밖에 스위스의 네샤텔(neuchatel)대학에서는 수소나 이산화탄소(CO<sub>2</sub>) 플라즈마(plasma) 처리를 통한 nip형의 a-Si:H을 바탕으로 한 태양전지의 p/i 계면 향상을 발표하였다[9].

### 3. 완충층 삽입

한편, a-Si:H을 바탕으로 한 태양전지의 p/i 계면 향상을 위해서 다양한 완충층이 개발되었다. 1984년 일본의 동경공대에서 탄소 함량을 점차적으로 줄여서 만든 경사(graded) 밴드갭 i-a-SiC:H 완충층을 최초로 개발하여 p-a-SiC:H/i-a-Si:H 계면에 삽입했다[10]. 그림 4는 광-CVD 법을 사용하여 Al/Ni/Cr/n- $\mu$ c-Si:H/i-a-Si:H/경사 밴드갭 i-a-SiC:H/p-a-SiC:H/ITO 구조로 개발된 태양전지의 초기 특성이 다. 경사 밴드갭 완충층은 p-a-SiC:H/i-a-Si:H 계면에 완만한 경사를 이루어 재결합 손실을 줄인다. 따라서 개방전압과 단락전류가 상승하여 태양전지의

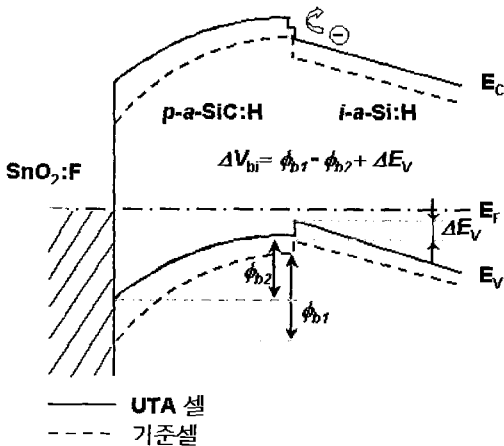


그림 3. p/i 계면에서의 알곤 분위기에서의 자외광처리(UTA)에 의한 a-Si:H을 바탕으로 한 태양전지의 장벽전위 상승( $\Delta V_{bi}$ ).  $\phi_{b1}$ 과  $\phi_{b2}$ 의 차이는 p-a-SiC:H 창층의 전도도가 향상되면서 창층에서 SnO<sub>2</sub> 투명전극으로 정공(hole) 전도의 장벽 감소를 나타냄.  $\Delta E_v$ 는 창층의 페르미 준위가 i-a-Si:H 광 흡수층의 가전대로 가까워지는 밴드 상승을 나타냄.

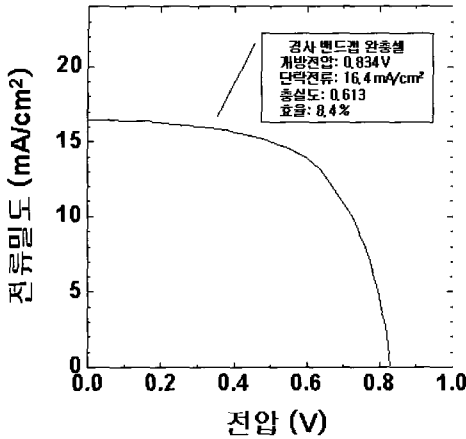


그림 4. 최초의 경사 밴드갭 i-a-SiC:H 완충층을 삽입한 a-Si:H을 바탕으로 한 태양전지의 초기 특성.

초기효율이 6.5%에서 8.4%로 상승한다. 미국의 솔라렉스(Solarax)사에서도 플라즈마-CVD (PECVD: Plasma-Enhanced Chemical Vapor Deposition)법으로 경사 밴드갭 i-a-SiC:H 완충층을 삽입한 a-Si:H을 바탕으로 한 태양전지를 개발하였다[11]. 일본 동경공대에서는 연구를 거듭하여 광-CVD법으로 glass/SnO<sub>2</sub>/p-a-SiC:H/경사 밴드갭 i-a-SiC:H/i-a-Si:H/n- $\mu$ C-Si:H/Ag 구조(면적: 0.09 cm<sup>2</sup>)의 박막 실리콘 태양전지를 개발하여 초기효율 11.2%를 달성하였다[12]. 하지만 비수소희석으로 증착되는 경사 밴드갭 i-a-SiC:H 완충층의 미결합손 결합 밀도가 상당히 높기 때문에 p/i 계면에서의 재결합 손실이 여전히 높은 편이다. 또한 완충층의 낮은 전도도로 인하여 태양전지의 충실도가 감소하는 단점이 있다.

이러한 문제를 해결하기 위해서 한국과학기술원에서는 높은 전도도와 낮은 결합 밀도를 갖는 수소희석된 완충층을 개발하였다. 1997년 광-CVD법으로 p- $\mu$ C-Si:H 완충층을 개발하여 a-Si:H을 바탕으로 한 태양전지에 응용하였다[13]. 높은 전도도로 인하여 p- $\mu$ C-Si:H 완충층은 개방전압과 단락전류의 상승뿐 아니라 충실도도 약간 향상시킨다. 광-CVD법을 사용하여 glass/SnO<sub>2</sub>/p-a-SiC:H/p- $\mu$ C-Si:H/i-a-Si:H/n- $\mu$ C-Si:H/Al 구조(면적: 0.09 cm<sup>2</sup>)의 태양전지를 제작하여 초기효율 10.7% (개방전압: 0.894 V, 단

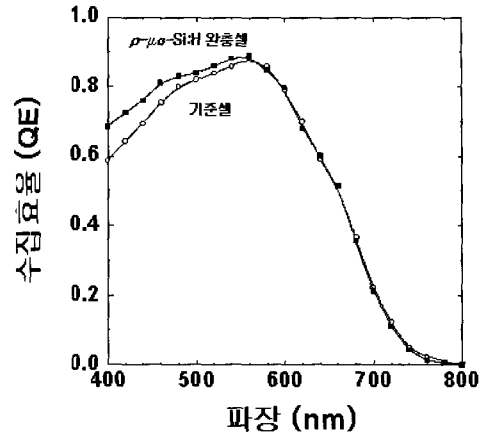


그림 5. p- $\mu$ C-Si:H 완충층을 삽입한 a-Si:H을 바탕으로 한 태양전지의 수집효율 향상을 나타내었다.

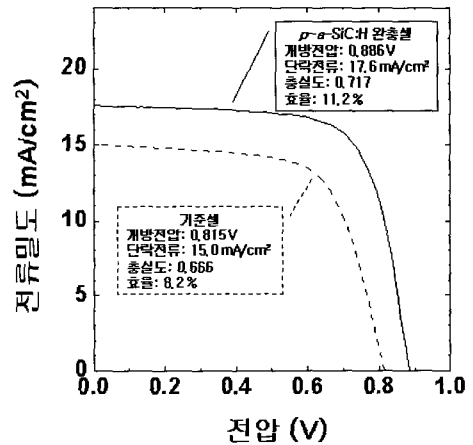


그림 6. 수소희석된 p-a-SiC:H 완충층을 삽입한 a-Si:H을 바탕으로 한 태양전지의 초기 특성향상.

락전류: 16.4 mA/cm<sup>2</sup>, 충실도: 0.729)를 달성하였다[14]. 그림 5는 p- $\mu$ C-Si:H 완충층삽입에 의한 수집효율(QE: Quantum Efficiency)의 향상을 나타내었다. 높은 전도도를 가진 완충층에 의한 p/i 계면에서의 강한 전장이 형성되어 단파장영역에서 수집효율이 향상되어 단락전류의 향상을 가져온다. 넓은 밴드갭을 가진 수소화된 p형 비정질 다이아몬드화탄소(p-a-DLC:H) 완충층을 개발하여[15-16], p-a-DLC:H/p-a-SiC:H/p- $\mu$ C-Si:H 3층 p형 구조와 ZnO[17]/Ag 이층 후면반사기(back reflector)를 사용하여 12.0% (개방

전압: 0.900 V, 단락전류: 18.3 mA/cm<sup>2</sup>, 충실도: 0.727)의 국내 최고 초기효율을 달성하였다[14].

p/i 계면에서의 재결합 손실을 보다 효과적으로 감소하기 위해서, 1998년에 광-CVD법으로 수소희석된 p-a-SiC:H 완충층이 개발되었다[18]. 수소희석된 p-a-SiC:H 완충층 증착 방법은 수소화된 p형 나노 결정 실리콘카바이드(p-nc-SiC:H) 박막 증착에 기반을 두고 있다. p-nc-SiC:H 박막은 p-a-SiC:H 조직내에 나노결정 실리콘(nc-Si) 입자(grain)가 박혀 있는 구조로 형성[19]되어 높은 전도도[20-21], 넓은 광학적 밴드갭[22] 및 낮은 결함밀도[23-26]를 갖기 때문에 박막 실리콘 태양전지의 p형 물질로 유망하다. 하지만 비수소희석된 p-a-SiC:H 층에서 결정 생성을 방해하기 때문에 20 nm이하의 얇은 두께의 완충층에서는 p-a-SiC:H이 형성된다. 그림 6은 저 도핑(B<sub>2</sub>H<sub>6</sub>/SiH<sub>4</sub>: 1000 ppm) 수소희석된 p-a-SiC:H 완충층을 사용하여 glass/SnO<sub>2</sub>/비수소희석 p-a-SiC:H/수소희석 p-a-SiC:H/i-a-Si:H/n- $\mu$ C-SiC:H/Al 구조(면적: 0.092 cm<sup>2</sup>)로 제작한 태양전지의 특성을 나타낸다. 완충층을 사용하지 않은 기준셀에 비하여 개방전압, 단락전류 및 충실도의 모든 파라미터들을 크게 향상하여 초기효율 11.2% (개방전압: 0.886 V, 단락전류: 17.6 mA/cm<sup>2</sup>, 충실도: 0.717)를 달성하였다[27]. 타원편광분석을 통하여 비수소희석된 p-a-SiC:H 층과 수소희석된 p-a-SiC:H 완충층으로 구성된 이중 p-a-SiC:H 구조 형성동안의 구조적인 변화를 연구하였다. 그 결과 완충층 증착 직전에 다음과 같은 두 과정으로 구성된 자연적인 수소처리 효과가 관찰되었다. 첫째, 상당량의 반응성이 강한 수소가 기관 주변을 둘러싸아 완충층 형성이 지연되고 비수소희석된 p-a-SiC:H 층의 결함이 많은 표면을 식각하여 두께를 1/3가량 감소한다. 둘째, 비수소희석된 p-a-SiC:H 층내로 확산된 수소에 의해서 약한 실리콘-실리콘 결합이 깨지고 보다 강한 실리콘-실리콘 결합이 재구축되어 조직이 완화되어 무질서도가 감소한다. 이러한 수소 확산에 의한 층 조직의 개선은 층위에 수소희석된 p-a-SiC:H 완충층이 형성되는 동안에도 정도는 약하지만 계속된다. 이러한 층내로 확산된 수소들이 미결합손을 없앨 뿐 아니라 붕소 이온들도 활성화하여 층의 전

도도도 향상된다. 최적화된 조건에서 이중 p-a-SiC:H 구조 형성중 p층의 전체 두께는 층의 식각현상과 매우 얇은 (~ 5 nm) 완충층의 증착으로 오히려 감소하게 된다.

그림 7은 그림 6의 태양전지들의 수집효율의 비교이다. 수소희석된 p-a-SiC:H 완충층을 사용하면 380 - 650 nm의 넓은 파장 영역에서 수집효율이 놀랄만큼 향상된다. 380 - 500 nm의 단파장 영역에서의 수

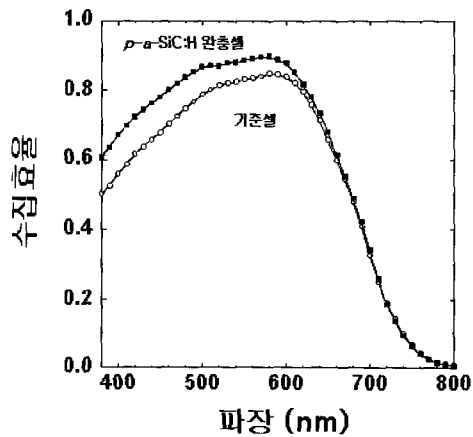


그림 7. 수소희석된 p-a-SiC:H 완충층을 삽입한 a-Si:H을 바탕으로 한 태양전지의 수집효율 향상.

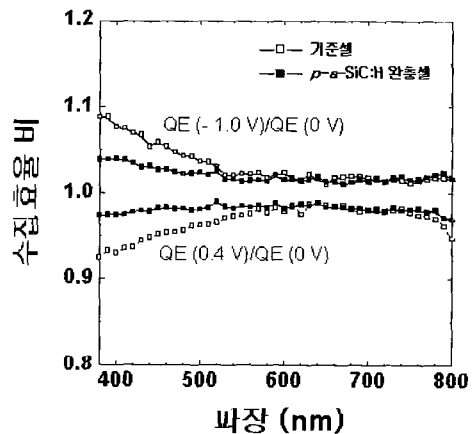


그림 8. 수소희석된 p-a-SiC:H 완충층을 삽입한 a-Si:H을 바탕으로 한 태양전지 및 기준셀의 역방향(-1.0V)과 순방향(0.4 V) 인가전압에 대한 파장별 수집효율을 각각의 영 인가전압에 대한 파장별 수집효율로 나눈 값들의 비교.

집효율의 향상은 이층 p-a-SiC:H 구조 형성중 자연적인 수소처리 효과에 의해서 p층 영역에서의 광학적 흡수가 감소하기 때문이다. 즉, 완충층 형성 이후 창층의 광학적 밴드갭이 약간 감소함에도 불구하고 결합이 많은 창층 표면의 식각과 조직의 질서(structural order) 향상 및 양질의 비수소희석 p-a-SiC:H/수소희석 p-a-SiC:H 계면의 형성으로 인하여 수집효율의 향상을 가져온다. 500 - 680 nm의 중파장 영역에서의 수집효율의 상승은 전도도가 높은 완충층의 삽입에 의한 장벽전위 상승으로 광 생성된 전자가 광 흡수층에서 창층으로 역확산(back diffusion)되는 것을 효과적으로 방지하기 때문이다.

그림 8은 그림 6의 수소희석된 p-a-SiC:H 완충층을 삽입한 태양전지의 순방향(+0.4 V) 및 역방향(-1.0 V) 인가전압(bias voltage)에 대한 수집효율을 각각 그림 7의 영(zero) 인가전압 수집효율로 나눈 비율이다 [27]. 역방향 인가전압에 대한 수집효율 비율(QE (-1.0 V)/QE (0 V))을 보면, 완충셀에 비하여 기준셀은 380 - 500 nm의 단파장 영역에서 상당한 향상을 보인다.

이는 고 도핑(B.H./Si:H6: 42000 ppm) 창층과 i-a-Si:H 광 흡수층 사이에 저 도핑 수소희석된 완충층을 삽입하여 붕소가 광 흡수층으로 확산되는 것을 줄이고 계면에서의 스트레인(strain)을 완화하여 이중접합에서의 재결합 손실을 성공적으로 줄였기 때문이다. 500 - 680 nm의 중파장 영역에서의 역방향 인가전압에 대한 수집효율 비율의 감소로부터 높은 전도도의 완충층 삽입으로 인하여 광 흡수층에 강한 전장이 형성되었다는 것을 추측할 수 있다[11]. 이러한 강한 전장의 형성은 태양전지의 충실도의 증가를 가져온다. 수소희석된 p-a-SiC:H 완충층 삽입에 의한 충실도의 증가는 자연적인 수소처리효과로 인하여 창층의 전도도가 향상되고 전체 p층 두께가 감소하는데도 기인한다. 한편 순방향 인가전압에 대한 수집효율 비율(QE (0.4 V)/QE (0 V))을 보면, 완충셀에 비하여 기준셀이 380 - 680 nm의 영역에서 상당한 감소를 보인다. 이로부터, 이층 p-a-SiC:H 구조 형성으로 인하여 태양전지에 강한 전장 및 양질의 p/i 계면이 형성되었다는 것을 알 수 있다. 그림 9는 수소희석된 p-a-SiC:H 완충층 삽입에 의한 장벽전위의 증가( $\Delta V_{bi}$ )를 나타낸 밴드 구조도이다. 이층 p-a-

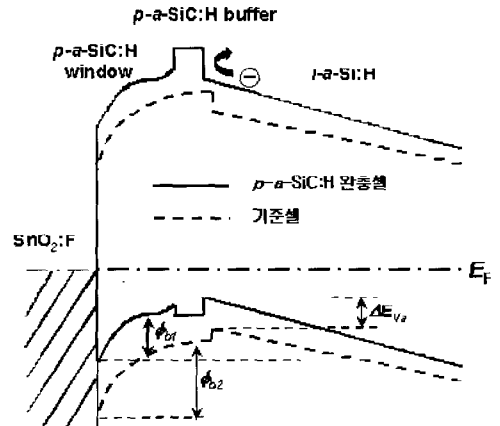


그림 9. 수소희석된 p-a-SiC:H 완충층을 삽입에 의한 a-Si:H을 바탕으로 한 태양전지의 장벽전위 상승( $\Delta V_{bi}$ ).  $\Phi_{bi1}$ 과  $\Phi_{bi2}$ 의 차이는 p-a-SiC:H 창층의 전도도가 향상되면서 창층에서 SnO<sub>2</sub> 투명전극으로 정공 전도의 장벽 감소를 나타냄.  $\Delta E_v$ 는 완충층의 높은 전도도로 인하여 페르미 준위가 i-a-Si:H 광 흡수층의 가전대로 가까워지는 밴드 상승을 나타냄.

SiC:H 구조 형성중 창층의 전도도가 향상되면서 SnO<sub>2</sub> 투명전극과 창층 사이의 장벽이 감소( $\Phi_{bi1} - \Phi_{bi2}$ )하고, 완충층의 높은 전도도로 인하여 완충층의 페르미 준위가 i-a-Si:H 광 흡수층의 가전대에 가까워지면서 밴드가 상승하여( $\Delta E_v$ ) 장벽전위가 증가된다. 이러한 장벽전위의 상승은 태양전지의 개방전압 향상 및 광 생성된 전자의 역확산을 방지하여 단락전류의 상승을 가져온다(그림 6). 그림 7에 나타나듯이, 낮은 장파장영역에서의 수집효율을 향상하기 위해서 전기적 특성의 안정성과 표면요철이 뛰어난 강제적으로 수소도핑된 산화아연(ZnO:H)[28-29] 또는 ZnO:H/Ag 이층 후면반사기를 적용한다면 12.5% 이상의 초기효율이 기대된다.

단일접합 박막 실리콘 태양전지의 세계최고 초기효율은 1993년 일본의 미쯔이 토아즈 화학(Mitsui Toatsu Chemicals)사에서 기록한 13.2%이다[30]. 이를 위해, 플라즈마-CVD법으로 p-(a-Si/a-C)<sub>n</sub> 다층막(multilayer) 창층 및 주기적으로 증착하고 수소 플라즈마 처리(ADHT: Alternately repeating Deposition and Hydrogen plasma Treatment)된 i-a-SiC:H 완충층을 적용 하여 반사방지막/glass/SnO<sub>2</sub>/p-(a-Si/a-

C) 다층막/ADHT i-a-Si:H/i-a-Si:H/n<sup>-</sup>a-Si:H/n-a-Si:H/Ag (1.0 cm<sup>2</sup>) 구조의 태양전지를 개발하였다. 초기효율은 높아 상징성은 있지만 이를 얻기 위해 너무나도 복잡한 구조와 공정을 선택하여 많은 시간이 소요되므로 현실성이 결여된다.

최근에는 a-Si:H을 바탕으로 한 박막 실리콘 태양전지의 열화문제로 인하여 초기효율보다 안정화효율(stabilized efficiency)이 더욱 중요해졌다. 한국과학기술원에서는 1998년 최초로 광-CVD법을 사용하여 주기적인 수소희석된 pc-Si:H 다층막을 광 흡수층으로 개발하였다[31]. pc-Si:H 다층막 태양전지를 제작하여 안정화가 빠르고 열화율이 작은 탁월한 안정화 특성을 미국의 NREL (National Renewable Energy Laboratory)에서 검증받았다[32]. 그림 10은 광-CVD법으로 제작한 저 도핑 (B.H./SiH<sub>4</sub>: 1000 ppm) 수소희석된 p-a-SiC:H 완충층을 사용하여 glass/SnO<sub>2</sub>/비수소희석 p-a-SiC:H/수소희석 p-a-SiC:H/i-pc-Si:H 다층막/n- $\mu$ c-Si:H/Al 구조(면적: 0.092 cm<sup>2</sup>)로 제작한 태양전지의 특성을 나타낸다 [33]. 기준셀과 비교하여 a-Si:H을 바탕으로 한 태양전지와 마찬가지로, pc-Si:H 다층막 태양전지도 이층 p-a-SiC:H 형성중 자연적인 수소처리 효과와 장벽전위의 향상으로 개방전압, 단락전류 및 충실도의 모든 파라미터들이 증가하여 효율이 크게 향상되는 것을 볼 수 있다.

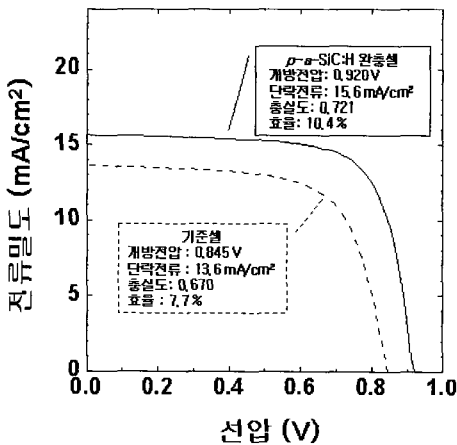


그림 10. 수소희석된 p-a-SiC:H 완충층을 삽입한 pc-Si:H 다층막 태양전지의 초기 특성향상.

그림 11은 인가전압에 대한 그림10의 태양전지들의 파장 400 nm에서의 수집효율의 변화를 나타낸다. 기준셀에 비하여 수소희석된 p-a-SiC:H 완충층 삽입에 의해서 강한 전장 형성 및 p/i 계면에서의 재결합 감소로 인가전압에 대한 수집효율 의존성이 줄어드는 것을 알 수 있다. 하지만 pc-Si:H 다층막 태양전지에서는 수소희석된 광 흡수층을 사용하기 때문에 완충층이 없더라도 p/i 계면에서의 자연적인 수소처리 효과가 약간은 반영되어 그 차이는 그다지

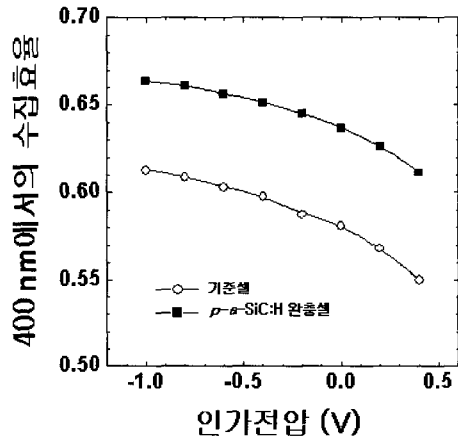


그림 11. 수소희석된 p-a-SiC:H 완충층을 삽입한 pc-Si:H 다층막 태양전지와 기준셀의 인가전압에 대한 파장 400 nm에서의 수집효율 변화.

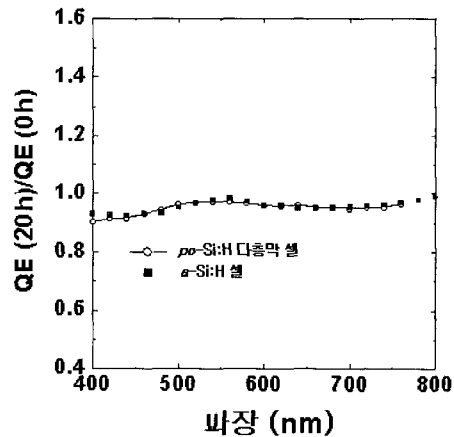


그림 12. 수소희석된 p-a-SiC:H 완충층을 삽입한 a-Si:H을 바탕으로 한 태양전지와 pc-Si:H 다층막 태양전지의 20 시간 빛 조사 후 수집효율을 초기 수집효율로 나눈 값들의 비교.

크지 않다. 10 시간 빛 조사(AM 1.5, 100 mW/cm<sup>2</sup>)에 의해서 9.0%의 고 안정화효율(개방전압: 0.919 V, 단락전류: 15.0 mA/cm<sup>2</sup>, 충실도: 0.652)을 얻었다[33].

그림 12는 이층 p-a-SiC:H 구조를 갖는 그림 6의 a-Si:H을 바탕으로 한 태양전지와 그림 10의 pc-Si:H 다층막 태양전지의 20 시간 빛 조사후의 수집효율을 각각의 초기 수집효율로 나눈 비율이다[34]. 일반적으로 pin형 태양전지는 p층에서 광 흡수층으로 붕소가 확산되어 결함을 생성하는 고질적인 문제로 인하여 단파장에서의 수집효율이 빛 조사에 의해서 뚜렷하게 감소하는 것으로 알려져 있다[35]. 하지만 그림 12에서 저 도핑 수소희석된 p-a-SiC:H 완충층 삽입은 붕소가 광 흡수층으로 확산되는 것을 상당히 줄인다는 것을 알 수 있다.

pc-Si:H 다층막 태양전지의 경우에는, 수소희석된 광 흡수층을 사용하기 때문에 a-Si:H을 바탕으로 한 태양전지에 비해서 광 흡수층으로의 붕소 확산이 더 커서 빛 조사로 인해 단파장에서의 수집효율이 약간 더 감소한다. 수소희석으로 인하여 i-pc-Si:H 다층막의 광학적 밴드갭이 i-a-Si:H 보다 약간 더 넓고 광감응도가 약간 낮기 때문에 pc-Si:H 다층막 태양전지의 장파장 수집효율은 상당히 낮아서 후면반사기 적용에 의한 효율향상이 절실하다[33]. 앞서 언급한, 전기적 안정성과 표면요철이 탁월한 ZnO:H[28-29]나 ZnO:H/Ag 이층 후면반사기를 적용한다면 9.5% 이상의 안정화효율이 기대된다. 이는 미국의 유나이티드 솔라(United Solar)사에서 개발한 a-Si:H을 바탕으로 한 단일접합 태양전지의 세계최고 효율 9.2%를 상회하는 것이다[36].

#### 4. 결론

고 효율의 박막 실리콘 태양전지를 제작하기 위해서는 p/i 이종접합에서의 재결합 손실을 줄이는 것이 중요하기 때문에 다양한 창층 증착 후 계면처리 공정들과 완충층들이 개발되었다. 국내에서는 한국과학기술원에서 활발히 연구되어 왔으며 박막 실리콘 태양전지의 p/i 계면 향상에 있어서는 세계적인 수준의 기술을 보유하고 있다.

#### 참고 문헌

- [1] D. E. Carlson and C. R. Wronski, *Appl. Phys. Lett.*, Vol. 29, p. 602, 1976.
- [2] D. L. Staebler and C. R. Wronski, *Appl. Phys. Lett.*, Vol. 31, p. 292, 1977.
- [3] Y. Hamakawa, H. Okamoto, and Y. Tawada, *Int. J. Solar Energy*, Vol. 1, p. 125, 1982.
- [4] Y. Tawada, K. Tsuge, M. Kondo, H. Okamoto, and Y. Hamakawa, *J. Appl. Phys.*, Vol. 53, p. 5273, 1982.
- [5] B. Goldstein and C. R. Dickson, *Appl. Phys. Lett.*, Vol. 53, p. 2672, 1988.
- [6] J. H. Jang and K. S. Lim, *Appl. Phys. Lett.*, Vol. 71, p. 1846, 1997.
- [7] S. Y. Myong, S. S. Kim, and K. S. Lim, *Appl. Phys. Lett.*, Vol. 84, p. 5416, 2004.
- [8] S. Y. Myong, S. S. Kim, and K. S. Lim, *Thin Solid Films*, Vol. 455-456, p. 482, 2004.
- [9] P. Pernet, M. Hengsberger, C. Hof, M. Goetz, and A. Shah, *proceedings of the 16th European PVSEC, Glasgow, UK*, p. 498, 2000.
- [10] K. S. Lim, M. Konagai, and K. Takahashi, *J. Appl. Phys.*, Vol. 56, p. 538, 1984.
- [11] R. R. Arya, A. Catalano, and R. S. Oswald, *Appl. Phys. Lett.*, Vol. 49, p. 1089, 1986.
- [12] W. Y. Kim, H. Tasaki, M. Konagai, and K. Takahashi, *J. Appl. Phys.*, Vol. 61, p. 3071, 1987.
- [13] 장재훈, 박사학위논문, 한국과학기술원, 1997.
- [14] C. H. Lee, J. W. Jeon, and K. S. Lim, *J. Appl. Phys.*, Vol. 87, p. 8778, 2000.
- [15] C. H. Lee and K. S. Lim, *Appl. Phys. Lett.*, Vol. 72, p. 106, 1998.
- [16] C. H. Lee and K. S. Lim, *Appl. Phys. Lett.*, Vol. 75, p. 569, 1999.
- [17] S. Y. Myong, S. J. Baik, C. H. Lee, W. Y. Cho, and K. S. Lim, *Jpn. J. Appl. Phys.*, Vol. 36, p. L1078, 1997.



[18] S. Y. Myong, C. H. Lee, and K. S. Lim, Proceedings of the 2nd Korea-Japan Joint Seminar on Photovoltaics, Jeju, Korea, p. 183, 1998.

[19] S. Y. Myong, T. H. Kim, K. H. Kim, B. T. Ahn, S. Miyajima, M. Konagai, and K. S. Lim, Sol. Energy Mater. Sol. Cells, Vol. 81, p. 485, 2004.

[20] S. Y. Myong, H. K. Lee, E. Yoon, and K. S. Lim, J. Non-Cryst. Solids, Vol. 298, p. 131, 2002.

[21] H. K. Lee, S. Y. Myong, K. S. Lim, and E. Yoon, J. Non-Cryst. Solids, Vol. 316, p. 297, 2003.

[22] S. Y. Myong, O. Shevaleevskiy, S. Miyajima, M. Konagai, and K. S. Lim, J. Non-Cryst. Solids, Vol. 351, p. 89, 2005.

[23] O. Chevaleevski, S. Y. Myong, and K. S. Lim, Solid State Communications, Vol. 128, p. 355, 2003.

[24] O. Shevaleevskiy, A. A. Tsvetkov, S. Y. Myong, and K. S. Lim, Physics and Technology of Semiconductors, Vol. 38, p. 547, 2004.

[25] O. Shevaleevskiy, A. A. Tsvetkov, S. Y. Myong, and K. S. Lim, Semiconductors, Vol. 128, p. 35, 2004.

[26] O. Shevaleevskiy, S. Y. Myong, and K. S. Lim, Semiconductors, 2004 (계재승인).

[27] S. Y. Myong and K. S. Lim, Appl. Phys. Lett., 2005 (계재승인).

[28] S. Y. Myong and K. S. Lim, Appl. Phys. Lett., Vol. 82, p. 3026, 2003.

[29] S. Y. Myong and K. S. Lim, Sol. Energy Mater. Sol. Cells, Vol. 86, p. 105, 2005.

[30] H. Tanaka, N. Ishiguro, T. Miyashita, N. Yanagawa, M. Sadamoro, M. Koyama, K. Miyachi, Y. Ashida, and N. Fukuda, Proceedings of the 23th IEEE PVSC, New York, USA, p. 811, 1993.

[31] K. H. Jun and K. S. Lim, Technical Programs of the 2nd World Conference on PVSEC, Vienna, Austria, p. 830, 1998.

[32] K. H. Jun, J. D. Ouwers, R. E. I. Schropp, J. Y. Lee, J. H. Choi, H. S. Lee, and K. S. Lim, J. Appl. Phys., Vol. 88, p. 4881, 2000.

[33] S. Y. Myong, S. W. Kwon, M. Konagai, and K. S. Lim, Sol. Energy Mater. Sol. Cells, Vol. 85, p. 133, 2004.

[34] S. Y. Myong, M. Konagai, and K. S. Lim, Proceedings of the 19th European PVSEC, Paris, France, p. 1633, 2004.

[35] D. Caputo and G. de Cesare, Sol. Energy Mater. Sol. Cells, Vol. 43, p. 263, 1996.

[36] S. Guha, J. Yang, A. Banerjee, T. Glatfleter, and S. Sugiyama, Proceedings of the 14th European PVSEC, Barcelona, Spain, p. 2679, 1997.

저자약력



성명: 명 승 업

- ◆ 학 력
  - 1995년 한국과학기술대학 전기 및 전자공학과 공학사
  - 1997년 한국과학기술원 전기 및 전자공학과 공학석사
  - 2002년 한국과학기술원 전자전산학과 공학박사

- ◆ 경 력
  - 2002년 ~ 2003년 한국과학기술원 전자전산학과 연수연구원
  - 2003년 ~ 현재 한국과학기술원 전자전산학과 연구교수



성명: 임 경 수

- ◆ 학 력
  - 1977년 요코하마 국립대학 전자공학과 공학사
  - 1979년 요코하마 국립대학 에너지 및 재료공학과 공학석사
  - 1984년 동경 공업대학 전자물리공학과 공학박사

- ◆ 경 력
  - 1984년 ~ 1988년 한국과학기술대학 전자전산학부 조교수
  - 1988년 ~ 1997년 한국과학기술원 전기및전자공학과 부교수
  - 1997년 ~ 현재 한국과학기술원 전자전산학과 교수