



Ricerca di Sistema elettrico

## Realizzazione di celle solari ad eterogiunzione su wafer in silicio di tipo p

M. Della Noce, E. Bobeico, L. Lancellotti,  
L.V. Mercaldo, I. Usatii, L. Verdoliva,  
P. Delli Veneri, M. Izzi, M. Tucci

REALIZZAZIONE DI CELLE SOLARI AD ETEROGIUNZIONE SU WAFER IN SILICIO DI TIPO P

M. Della Noce, E. Bobeico, L. Lancellotti, L.V. Mercaldo, I. Usatii, L. Verdoliva, P. Delli Veneri, M. Izzì, M. Tucci  
(ENEA)

Settembre 2015

Report Ricerca di Sistema Elettrico

Accordo di Programma Ministero dello Sviluppo Economico - ENEA

Piano Annuale di Realizzazione 2014

Area: Produzione di energia elettrica e protezione dell'ambiente

Progetto: Energia elettrica da fonte solare – Ricerca su celle fotovoltaiche innovative

Obiettivo: Celle solari ad eterogiunzione a-Si/c-Si su wafer di tipo p

Responsabile del Progetto: Paola Delli Veneri, ENEA



## Indice

SOMMARIO.....	4
1 INTRODUZIONE.....	5
2 DESCRIZIONE DELLE ATTIVITÀ SVOLTE E RISULTATI .....	6
2.1 PASSIVAZIONE DEL WAFER P-C-SI CON I-A-SI:H .....	6
2.2 LAYER DROGATO DI TIPO P.....	9
2.3 DISPOSITIVI AD ETEROGIUNZIONE .....	111
3 CONCLUSIONI.....	177
4 RIFERIMENTI BIBLIOGRAFICI .....	177
5 ABBREVIAZIONI ED ACRONIMI.....	188

## Sommario

Nel presente rapporto tecnico sono descritte le attività sperimentali svolte per migliorare alcuni processi di fabbricazione di una cella fotovoltaica ad eterogiunzione in silicio, con l'obiettivo di realizzare un dispositivo con efficienza di conversione pari ad almeno il 18%.

L'introduzione (cap.1) fornisce la cornice di lavoro per focalizzare la problematica affrontata, e nella stessa viene motivata l'attività sperimentale condotta al fine di analizzare e migliorare sia la qualità della passivazione della superficie di un wafer di silicio cristallino di tipo p che le proprietà opto-elettroniche del layer drogato di tipo p. I risultati di tale attività, mostrati nei capitoli 2.1 e 2.2, sono stati utilizzati per la successiva sperimentazione su dispositivi fotovoltaici ad eterogiunzione in silicio, basandosi anche sull'esperienza condotta nella precedente annualità, nella quale si è ottenne un dispositivo con efficienza del 17.4 % su area attiva. Nel cap.2.3 sono quindi riportati i risultati ottenuti da misure operate su varie celle fotovoltaiche realizzate, basate su di una struttura test adatta a valutarne le prestazioni soprattutto in funzione delle diverse condizioni sperimentali utilizzate. L'individuazione delle migliori condizioni di processo ha portato alla realizzazione di dispositivi con efficienza massima del 18 % su area attiva. Nelle conclusioni del cap.3 vengono infine discussi i risultati ottenuti e viene tracciato il percorso da seguire per la realizzazione di dispositivi ad eterogiunzione con efficienza > 18 %.

## 1 Introduzione

La struttura ad eterogiunzione in silicio amorfo/cristallino rappresenta uno dei modi più efficaci per ottenere celle fotovoltaiche ad alta efficienza [1], soprattutto in quanto la principale caratteristica di questa tecnologia risiede nella elevata tensione a circuito aperto ( $V_{oc}$ ) potenzialmente ottenibile grazie alla struttura delle bande energetiche all'interfaccia drogata silicio amorfo/silicio cristallino (a-Si/c-Si). Il principale problema tecnologico risiede nella notevole densità di difetti superficiali che si creano in tale interfaccia, consistenti soprattutto nei legami insaturi del c-Si alla superficie (dangling bonds) che agiscono come centri di ricombinazione per le cariche fotogenerate comportando dal punto di vista energetico una diminuzione della tensione  $V_{oc}$  della cella [2]. L'introduzione di un sottile strato intrinseco di silicio amorfo idrogenato (a-Si:H) tra la superficie del wafer in c-Si e lo strato drogato, struttura denominata HIT (Heterojunction with Intrinsic Thin layer) [3], permette di contenere tale fenomeno grazie alle sue proprietà passivanti, agendo cioè sulla saturazione dei dangling bonds. L'efficacia del layer intrinseco sulla passivazione dipende da molti fattori e quindi anche dalle condizioni di crescita del film stesso, tipicamente depositato con tecnologia PECVD (Plasma Enhanced Chemical Vapour Deposition), ed il meccanismo stesso della passivazione è attualmente oggetto di studi soprattutto per quanto riguarda strutture ad eterogiunzione basate su c-Si di tipo p (p-c-Si): a tutt'oggi non si sono raggiunti gli stessi notevoli risultati ottenuti con dispositivi ad eterogiunzione basati su c-Si di tipo n [4].

La massima tensione  $V_{oc}$  ottenibile in un dispositivo HIT dipende dalla differenza tra i livelli di Fermi dei singoli layer drogati, dove a maggior drogaggio corrisponde una maggiore differenza, oltre che una maggiore conducibilità dei portatori di carica nei layer stessi. Lo sviluppo di materiali con adeguati drogaggio e struttura energetica può favorire in tal senso l'ottimizzazione della tensione  $V_{oc}$  per ottenere elevate efficienze di conversione, come ad esempio la crescita per PECVD di layer basati in silicio con fase mista micro-cristallina.

L'attività di ricerca descritta nel presente rapporto tecnico contiene uno studio iniziale delle proprietà passivanti di un layer sottile intrinseco in a-Si:H depositato su p-c-Si per PECVD in varie condizioni di crescita, sfruttando cioè differenti miscele di gas tecnici (silano, idrogeno) allo scopo di ottenere una struttura del materiale quasi micro-cristallina, condizione che favorisce la saturazione dei dangling bonds grazie alla maggiore concentrazione di idrogeno nella struttura a base di silicio [5, 6]. La qualità della passivazione, valutata da misure di tempi di vita media effettiva di portatori minoritari ( $\tau_{eff}$ ), è stata studiata sia su wafer p-c-Si passivati con a-Si:H che su strutture ottenute con successiva deposizione di layer drogati, in quanto il processo per PECVD di deposizione dei layer drogati sui layer intrinseci, che avviene per la realizzazione di una cella HIT, può eventualmente incidere sull'efficacia della passivazione [7, 8]. L'attività sullo studio della passivazione è descritta nel cap.2.1, mentre nel cap.2.2 viene presentato uno studio compiuto su tre materiali drogati di tipo p diversamente strutturati depositati per PECVD. Vengono quindi mostrati i risultati ottenuti in termini di conducibilità al buio ( $\sigma_d$ ) e di drogaggio, quest'ultimo valutato da misure di energia di attivazione ( $E_a$ ).

Si è proceduto quindi alla realizzazione e caratterizzazione di celle fotovoltaiche ad eterogiunzione, sperimentando fondamentalmente vari spessori e materiali per i layer drogati, pervenendo ad un dispositivo con efficienza di conversione del 18 % valutata su area attiva. I risultati sono mostrati e discussi nel cap.2.3 nel quale sono anche riportate le misure su primi dispositivi realizzati basati su c-Si di tipo n (n-c-Si) e/o su dispositivi a struttura invertita, per la quale la radiazione ottica incide dal lato opposto all'emitter. La struttura di test del dispositivo, utilizzata per la sperimentazione, è basata su wafer non testurizzato con contatto frontale ottenuto per deposizione di una griglia metallica la cui geometria è stata opportunamente disegnata, mentre il contatto metallico posteriore è composto da un singolo strato in alluminio depositato a film sottile sull'intera superficie del wafer. Tale configurazione non è ottimizzata per l'ottenimento di elevate efficienze di conversione soprattutto per quanto riguarda il confinamento ottico, ma risulta un utile test per poter successivamente trasferire l'intero processo su wafer testurizzati, con un'architettura di dispositivo che preveda un contatto frontale sviluppato per serigrafia ed un contatto posteriore ottenuto per laser firing.

## 2 Descrizione delle attività svolte e risultati

### 2.1 Passivazione del wafer p-c-Si con i-a-Si:H

La funzione del sottile strato intrinseco tra il c-Si e lo strato drogato è quella di saturare i dangling bonds che inevitabilmente si addensano sulla superficie di un wafer c-Si. Tali legami insaturi rappresentano centri di ricombinazione per le cariche fotogenerate e questo si traduce in un abbassamento della tensione Voc del dispositivo e quindi dell'efficienza stessa. La qualità della passivazione di tale strato è legata a vari fattori strutturali e chimici del film il cui controllo dipende a sua volta dai parametri di processo di deposizione, che nelle attività di seguito descritte è operato con tecnologia PECVD. Nella precedente annualità si è condotto uno studio sistematico delle proprietà passivanti del a-Si:H depositato a film sottile in varie condizioni di processo, variando in particolare la composizione dei gas di processo silano ( $\text{SiH}_4$ ) ed idrogeno ( $\text{H}_2$ ), la durata del trattamento termico dopo il processo (annealing) e la frequenza di eccitazione del plasma, dove in particolare si è riscontrato che a frequenze maggiori (40 e 100 MHz) di quella convenzionale a 13.56 MHz si determina un tasso di crescita maggiore del film. Nel nostro caso a frequenza di eccitazione di 40 MHz, e soprattutto 100 MHz, corrispondeva un tempo di deposizione dell'ordine di pochi secondi, cosa che comportava uno scarso controllo del processo stesso, soprattutto in termini di riproducibilità ma anche in termini di struttura morfologica del film stesso, come ad esempio un'eventuale porosità. Si è inoltre riscontrato nella precedente annualità che la passivazione peggiorava con la successiva deposizione dei layer drogati e ciò potrebbe essere attribuibile ad un aumento di difetti all'interfaccia c-Si/a-Si:H dovuti, ad esempio, ad una migrazione di elementi dei layer drogati attraverso il sottile strato di a-Si:H, eventualmente poroso. Si è quindi preferito in questa annualità condurre studi sull'ottimizzazione dell'intrinseco passivante solo attraverso la composizione dei gas di processo, ovvero la diluizione di silano in idrogeno, aiutati anche da un appropriato annealing a temperatura di processo, mantenendo fissa la frequenza di eccitazione del plasma a 13.56 MHz. Ci si aspetta che le proprietà passivanti migliorino in corrispondenza di una maggiore diluizione del silano in idrogeno in quanto la diluizione influisce soprattutto sulla concentrazione di idrogeno incorporata nel film, riflettendosi quindi sulla densità superficiale di stati di difetto passivati dall'idrogeno stesso. Una diluizione troppo spinta però può dar luogo alla crescita di un materiale micro-cristallino, da evitare in quanto caratterizzato da proprietà non passivanti.

La qualità della passivazione di a-Si:H è stata valutata mediante tecnica Quasi Steady State Photo-Conductance Decay (QSSPCD) (Sinton Consulting, WCT-100) che misura il tempo di vita media dei portatori minoritari ( $\tau_{\text{eff}}$ ) in un wafer di c-Si sulle cui superfici viene depositato un sottile film del materiale da caratterizzare [10]. I wafer utilizzati sono FZ (Floating Zone) di tipo p (p-c-Si) con resistività 1-5  $\Omega\cdot\text{cm}$ , spessore di 280  $\mu\text{m}$  e diametro da 4 pollici, con valore di tempo di vita media di 500  $\mu\text{s}$  dichiarato dal fornitore. Il sottile strato di ossido nativo, che inevitabilmente si forma sulle superfici del wafer, viene preventivamente rimosso con trattamento in acido fluoridrico (HF, soluzione diluita al 2%) immediatamente prima del caricamento del campione nella camera di "Load Lock" del sistema multicamera di deposizione PECVD.

Si sono eseguite delle prime prove esplorative depositando circa 7 nm di a-Si:H su entrambe le superfici lappate di un wafer p-c-Si, tenendo fissi come parametri di processo per PECVD la pressione ( $p = 400$  mTorr), la temperatura ( $T = 150$  °C), la potenza ( $P = 2.2$  W) del segnale di eccitazione a 13.56 MHz ed il flusso totale della miscela di gas idrogeno e silano a 20 sccm a rapporti di flusso silano/idrogeno variabili. Si è quindi individuata una diluizione ( $D_{\text{sil}}$ ) ottimale del silano in idrogeno che massimizzasse il valore di lifetime ottenendo, in corrispondenza del rapporto dei flussi di gas espresso in sccm  $D_{\text{sil}} = \text{SiH}_4/(\text{SiH}_4 + \text{H}_2) = 0.175$ , un lifetime effettivo  $\tau_{\text{eff}} = 326$   $\mu\text{s}$ . La misura di  $\tau_{\text{eff}}$  viene effettuata dopo un necessario trattamento termico del campione a  $T = 180$  °C per circa 2 ore, sperimentato sia in vuoto spinto ( $10^{-7}$  mbar, camera del sistema PECVD) che in vuoto medio ( $10^{-2}$  mbar, camera climatica esterna). È risultato in generale che il tempo di vita medio effettivo dei portatori è maggiore quando l'annealing è effettuato in camera esterna; ad esempio il campione migliore che presenta una  $\tau_{\text{eff}} = 326$   $\mu\text{s}$  con annealing nella camera del sistema PECVD, è invece caratterizzato da  $\tau_{\text{eff}} = 815$   $\mu\text{s}$  se il trattamento termico è effettuato in camera esterna a vuoto medio, fenomeno che ancora non è ben compreso. Sarebbe ovviamente preferibile effettuare un

annealing “interno” in vista della successiva deposizione per PECVD dei layer drogati della struttura di un dispositivo, in modo da evitare l'estrazione di un campione dal sistema di deposizione PECVD per operare il trattamento termico. Procedendo però alla misura di  $\tau_{eff}$  su campioni a struttura simmetrica layer drogato/a-Si:H/c-Si depositati su entrambe le superfici del wafer in p-c-Si, con layer drogato sia n che p rispettivamente in ossido di silicio a fase mista (n-SiOx) e silicio amorfo (p-a-Si), è risultato che un preventivo annealing “interno” risulta in valori di  $\tau_{eff}$  maggiori se comparati con quelli ottenuti con annealing “esterno”, e si è quindi deciso di proseguire le attività operando sempre un più conveniente trattamento termico nella camera del sistema di deposizione PECVD. Tale misura ha anche consentito di verificare che la deposizione dei layer drogati non danneggiasse la passivazione del layer intrinseco, cosa che avveniva nella precedente annualità soprattutto con layer passivanti depositati per PECVD a 100 MHz come frequenza di eccitazione del plasma che, come detto in precedenza poteva essere attribuibile ad una non ottimale struttura morfologica del film intrinseco passivante.

Il passo successivo è stato quello di verificare che il film in a-Si:H che ha restituito il  $\tau_{eff}$  maggiore, cioè con  $D_{sil} = 0.175$ , comportasse equivalentemente un  $\tau_{eff}$  maggiore anche in una struttura di cella semifinita, cioè completa solo dei layer passivanti e drogati. Sono stati quindi realizzati alcuni campioni strutturati come in figura 2 per i quali si è solo variato la diluizione dei gas per la deposizione dei layer passivante in a-Si:H, dove i parametri di processo di deposizione per PECVD, che nel caso dei film drogati sono stati ottimizzati nella precedente annualità [9], sono riportati in tabella 2.

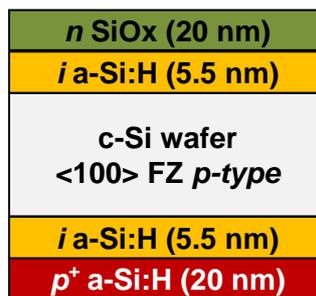


Fig. 1 Struttura di test per valutazione della passivazione del layer intrinseco

Tab. 1 Misure di  $\tau_{eff}$  per passivanti cresciuti con varie diluizioni di silano in idrogeno

Materiale	Pressione (mTorr)	Potenza RF (W)	Frequenza (MHz)	Flussi gas (sccm)
a-Si:H	400	2.2	13.56	SiH <sub>4</sub> + H <sub>2</sub> = 20
n-SiOx	2500	6	13.56	PH <sub>3</sub> = 1, CO <sub>2</sub> = 1, H <sub>2</sub> = 200
p-a-Si	500	5	40	SiH <sub>4</sub> = 20, TMB = 10

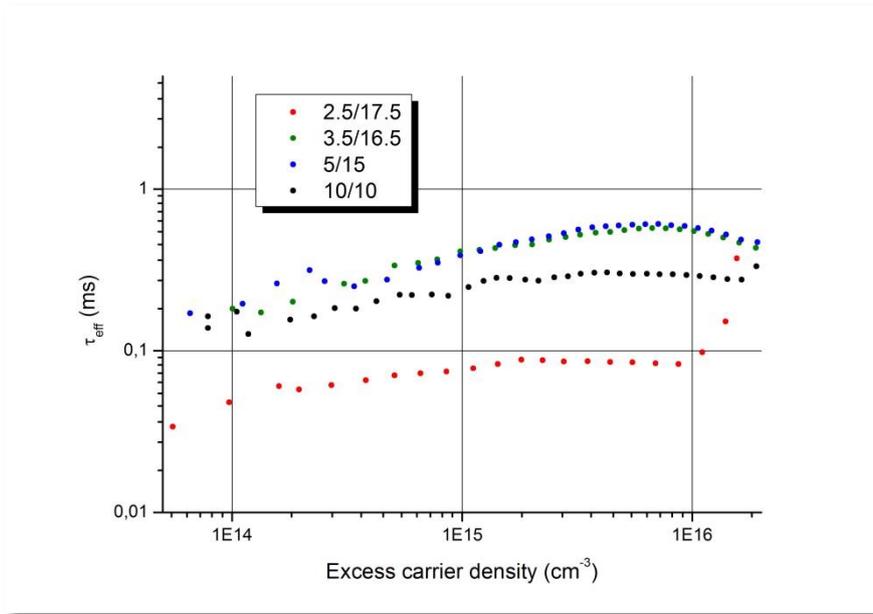
La struttura in esame è ottenuta convenientemente mediante la sequenza di processi di deposizione a temperatura  $T = 150$  °C:

*i (lato n) → i (lato p) → annealing (2h) → p-a-Si → n-SiOx*

Il film n-SiOx è cresciuto con una miscela di fosfina (PH<sub>3</sub> al 2% in SiH<sub>4</sub>), anidride carbonica (CO<sub>2</sub>) ed idrogeno, mentre per p-a-Si si è utilizzato silano e trimetilboro (TMB al 2% in H<sub>2</sub>). In tabella 2 sono riportate le misure di  $\tau_{eff}$  relative a quattro campioni più significativi identificati dalle rispettive diluizioni di gas utilizzate per la crescita del layer in a-Si:H. I valori di  $\tau_{eff}$  corrispondono ad un livello di iniezione di carica di  $8 \times 10^{15} \text{ cm}^{-3}$  estrapolato dalle misure complete illustrate in figura 3.

**Tab. 2 Misure di  $\tau_{eff}$  per passivanti cresciuti con varie diluizioni di silano in idrogeno**

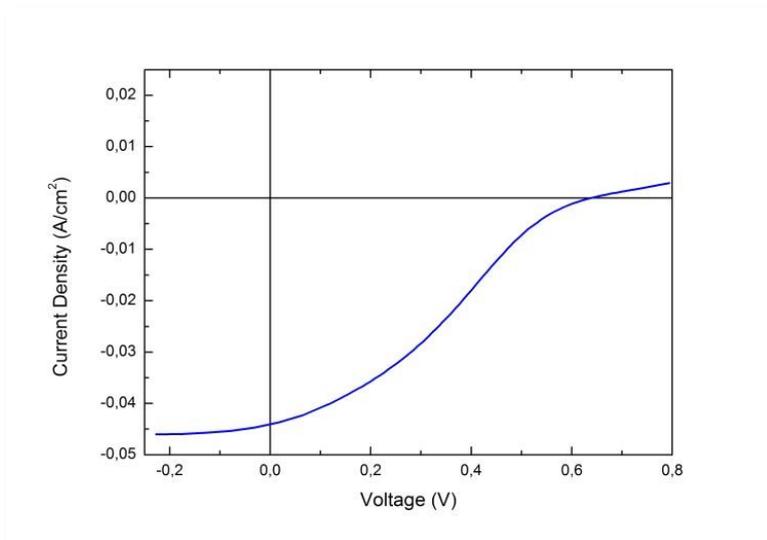
Campione	Diluizione gas ( $D_{sil}$ )	Flussi $SiH_4/H_2$ (sccm)	$\tau_{eff}$ ( $\mu s$ )
<b>CL29</b>	0.125	2.5/17.5	80
<b>CL30</b>	0.175	3.5/16.5	972
<b>CL31</b>	0.25	5/15	765
<b>CL32</b>	0.5	10/10	362



**Fig. 2 Confronto tra  $\tau_{eff}$  per i-layer ottenuti a varie diluizioni di silano in idrogeno**

E' importante precisare che la misura di  $\tau_{eff}$  su di una struttura con layer drogati, ed inoltre non simmetrica, non è di immediata interpretazione in quanto oltre all'effetto passivante dovuto alla saturazione dei dangling bonds del c-Si da parte del layer intrinseco, vi può essere anche un contributo dovuto all'effetto di campo [11] causato dal campo elettrico generato dalla distribuzione di cariche fisse, ad esempio quelle costituenti le regioni di svuotamento intorno alle interfacce. Nella struttura in esame però si è variato solo la composizione degli strati passivanti, lasciando inalterati i layer drogati e quindi ha senso operare un confronto relativo delle misure di lifetime. Dai valori in tabella 2 e più generalmente dai grafici di figura 2, si nota che all'aumentare della diluizione del silano in idrogeno, cioè al diminuire della frazione  $D_{sil}$ , si ha un aumento di  $\tau_{eff}$ : studi recenti infatti mostrano che la passivazione migliora quando la deposizione di a-Si:H avviene in condizioni prossime alla fase micro-cristallina [5], come ad esempio con alte diluizioni di silano in idrogeno, in quanto la maggiore concentrazione di idrogeno incorporato nel film comporta una maggiore densità superficiale di legami passivanti (Si-H) all'interfaccia amorfo/cristallino. Ma un'eccessiva fase microcristallina risulta deleteria, come si evince dal dato relativo a  $D_{sil} = 0.125$  e per comprendere ciò basti pensare al caso estremo: un film di c-Si, cresciuto ad esempio in modo epitassiale, non produrrebbe alcun effetto di passivazione ma sposterebbe solo il problema sulla sua superficie libera.

Si è quindi proceduto a realizzare un dispositivo ad eterogiunzione completo, partendo dalla struttura ottimizzata in termini di lifetime (vedi CL30, tab. 2) e completandola con contatti in AZO/Alluminio, sul front con griglia di raccolta mentre sul retro l'alluminio è depositato sull'intera superficie del wafer sul layer in AZO. E' risultato un dispositivo che presenta un evidente controdiodo, causato quasi sicuramente da una barriera energetica che si forma all'interfaccia AZO/p-a-Si, come evidenziato dalla forma cosiddetta "S-shape" della curva IV-light in figura 3 ottenuta da misure con radiazione da simulatore solare a spettro convenzionale AM1.5G.



**Fig. 3** Caratteristica IV-light per dispositivo con layer p-a-Si:H

E' importante precisare che nella precedente annualità, durante la quale si sono ottenuti risultati soddisfacenti in termini di efficienza di conversione, ci si è concentrati sulla messa a punto dell'emitter in n-SiOx [9] completando i vari dispositivi di test con un layer drogato p non ancora ottimizzato e senza l'introduzione del layer in AZO sul back, peraltro realizzato con contatto in argento. In quel caso è ipotizzabile che la struttura a bande energetiche sul retro della cella fosse tale da creare un sufficiente campo repulsivo per gli elettroni (Back Surface Field, BSF) ed al contempo assicurare una raccolta di lacune efficace, visti anche i bassi valori di resistenza serie che si ottennero per i migliori dispositivi.

## 2.2 Layer drogato di tipo p

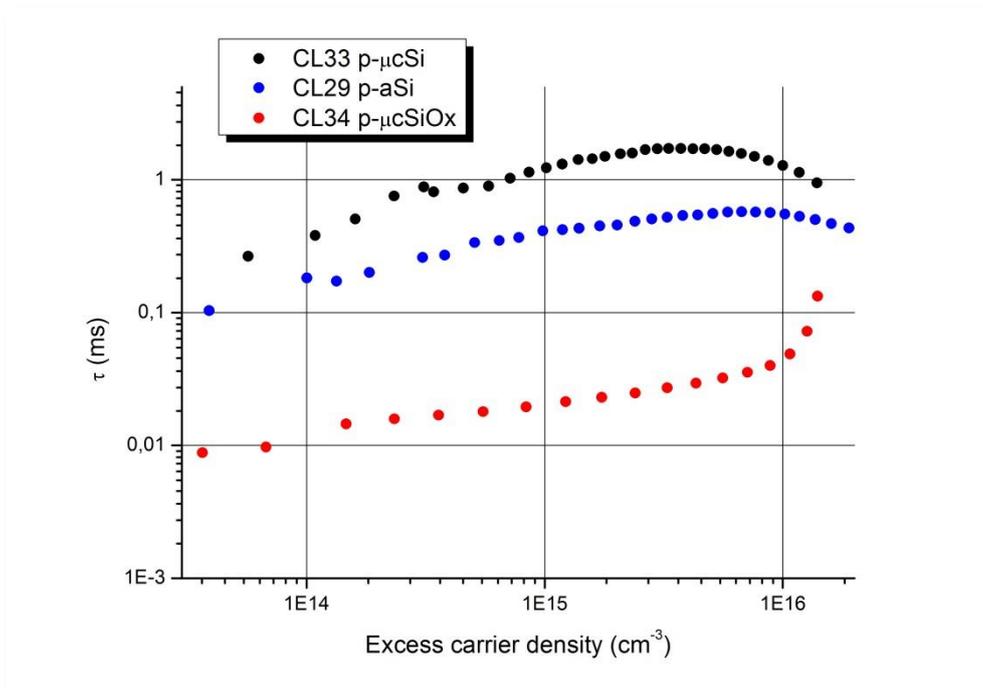
La messa a punto del layer drogato p è uno degli obiettivi prefissati per le attività descritte nel presente rapporto tecnico e, come evidenziato dai risultati su dispositivi ad eterogiunzione mostrati nel precedente capitolo (vedi fig. 3), risulta necessaria per lo sviluppo di un dispositivo ad alta efficienza nel quale è prevista l'introduzione di un layer di AZO tra lo strato p ed il contatto metallico sul retro della cella fotovoltaica.

La funzione principale dello strato drogato di tipo p sul back della cella consiste nel creare una barriera energetica (BSF) che blocchi il passaggio di elettroni fotogenerati verso il contatto posteriore ed al contempo consenta la raccolta di lacune attraverso un'adeguata conduzione elettrica che avviene tipicamente per "tunneling" o per emissione termoionica [12]. Risulta però generalmente difficile se non impossibile trovare un adeguato TCO caratterizzato da una funzione lavoro che si adatti perfettamente a quella del layer p in modo da ottenere il giusto contatto, ma si può sfruttare il meccanismo di conduzione per tunneling soprattutto se il layer p è molto drogato ed al contempo la differenza tra le funzioni lavoro del layer p e del TCO non sia elevata. In tal senso si è condotto uno studio su diversi materiali drogati di tipo p, ovviamente basati su silicio a film sottile e cresciuti con tecnologia PECVD. Nella tabella seguente (tab. 3) sono riportate le misure di conducibilità al buio ( $\sigma_d$ ) e di energia di attivazione ( $E_a$ ) di tre materiali drogati di tipo p diversamente strutturati, realizzati cioè a base di silicio amorfo (p-a-Si:H), silicio micro-cristallino (p- $\mu$ c-Si:H) e ossido di silicio micro-cristallino a fase mista (p- $\mu$ c-SiOx:H), dove quest'ultimo materiale è ottenuto in alta diluizione di idrogeno. L'idea di utilizzare un layer drogato di tipo p, utilizzando una base microcristallina, è legata sia all'ottenimento di un materiale a più bassa gap energetica rispetto ad a-Si, in modo da ottimizzarne l'adattamento alla funzione lavoro dello strato di AZO e di evitare quindi la barriera energetica che comporta l'evidente controdiiodo presente nella curva IV di fig. 4, sia alla possibilità di ottenere un maggior drogaggio, come ci si aspetta da un materiale a fase microcristallina.

Tab. 3 Confronto di conducibilità ( $\sigma_d$ ) ed energia di attivazione ( $E_a$ ) tra diversi layer drogati tipo p

Campione	d (nm)	$\sigma_d$ (S/cm)	Condizione di deposizione	$E_a$ (eV)
PA-26 (p- $\alpha$ -Si:H)	130	$4 \times 10^{-6}$	SiH <sub>4</sub> , TMB, 5W, 150°C	0.290
PA-27 (p- $\alpha$ -Si:H)	20	$1 \times 10^{-7}$		0.245
P5-92 (p- $\mu$ c-Si:H)	32	0.11	15W	0.059
P5-93 (p- $\mu$ c-Si:H)	60	0.9	8W	0.036
P5-95 (p- $\mu$ c-SiO <sub>x</sub> )	29	$7 \times 10^{-5}$	CO <sub>2</sub> =0.5, H <sub>2</sub> =125, 8W	0.259
P5-96 (p- $\mu$ c-SiO <sub>x</sub> )	116	$2.3 \times 10^{-2}$		0.072
P5-98 (p- $\mu$ c-SiO <sub>x</sub> )	31	$3.6 \times 10^{-5}$	CO <sub>2</sub> =1, H <sub>2</sub> =150, 8W	0.260
P5-99 (p- $\mu$ c-SiO <sub>x</sub> )	90	$1.1 \times 10^{-2}$		0.094

I campioni indicati in tab. 3 sono stati depositati per PECVD su vetro sui quali sono stati realizzati dei contatti coplanari in pasta d'argento (silver print) per poter opportunamente valutarne la conducibilità ( $\sigma_d$ ) al buio tramite misure elettriche. L'energia di attivazione  $E_a$ , che esprime la distanza media tra gli stati elettronici introdotti dal dopante nella gap energetica del materiale e il livello  $E_v$  della banda di valenza, è stata valutata da misure di corrente a tensione fissa ed a temperatura variabile. Risulta innanzitutto evidente che, a parità di condizioni di deposizione, a spessore maggiore corrisponde una maggiore conducibilità; tale fenomeno è noto ed è dovuto al processo di crescita stesso del film per il quale, dopo una prima fase di nucleazione, si riesce ad incorporare una maggiore densità di impurità droganti nella struttura a base di silicio. È interessante però operare un confronto di  $\sigma_d$  tra campioni a spessore minore in vista dell'applicazione finale, che prevede appunto uno spessore dell'ordine di 10-20 nm nella struttura del dispositivo ad eterogiunzione. In tal senso risulta evidente che il p- $\mu$ c-Si:H è il miglior candidato, essendo caratterizzato da una conducibilità ( $\sigma_d \sim 0.1$  S/cm) di oltre 3 ordini di grandezza maggiore rispetto agli altri materiali sperimentati ( $\sigma_d < 2 \times 10^{-5}$  S/cm). C'è inoltre da considerare che l'energia di attivazione è, con buona approssimazione a temperatura ambiente, pari alla distanza del livello di Fermi  $E_F$  da quello della banda di valenza  $E_v$  per un materiale drogato di tipo p. Quindi, considerando entrambi i layer n e p nel dispositivo ad eterogiunzione, quanto più è piccola  $E_a$  tanto maggiore sarà la distanza tra i livelli  $E_F$  dei semiconduttori drogati n e p, il che si riflette su una maggiore tensione  $V_{oc}$  del dispositivo e quindi ad una maggiore efficienza di conversione. In tal senso va letto il confronto tra  $E_a \sim 60$  meV del campione P5-92 ed  $E_a > 200$  meV degli altri a spessore compatibile, confermando quindi che il p- $\mu$ c-Si:H sia ottimale anche in questo caso. Infine, dal confronto tra i campioni P5-92 e P5-93 in p- $\mu$ c-Si depositati rispettivamente con potenza del segnale RF a 15W e 8W, non ci si aspetta una grossa differenza in  $\sigma_d$  e  $E_a$  a parità di spessore, ma è preferibile optare per una deposizione a potenza minore (8W) in quanto a maggior potenza ci si può aspettare una maggiore probabilità di danneggiare il layer intrinseco sottostante nella struttura del dispositivo ad eterogiunzione. Risulta altresì importante valutare l'influenza del layer p sulla passivazione attuata dai layer intrinseci che, come già accennato in precedenza, può essere modificata sia dal processo per PECVD mediante la variazione dello stato di legame dei dangling bonds saturati sia da un eventuale effetto campo. In figura 4 sono riportate le misure di  $\tau_{eff}$  in funzione dell'iniezione di carica (portatori minoritari) ottenute da strutture semifinite come in fig. 1 al variare del tipo di p-layer.



**Fig. 4 Confronto tra  $\tau_{eff}$  per differenti tipi di p-layer**

Appare evidente dal grafico di fig. 4 come il layer p- $\mu$ c-Si possa comportare una tensione Voc maggiore in un dispositivo completo, ottenendo un interessante valore di  $\tau_{eff} > 1$  ms su buona parte del range di interesse di iniezione di carica. Il basso valore di lifetime ottenuto con p- $\mu$ c-SiOx deve essere ulteriormente analizzato per una migliore comprensione; ad esempio, l'ipotesi di un effetto campo non ottimale va verificata attraverso la conoscenza della struttura a bande del materiale, quale la sua band-gap ( $E_g$ ) e l'affinità elettronica, nonché la sua funzione lavoro o la posizione del livello di Fermi all'interno della gap energetica, dati attualmente non disponibili.

### 2.3 Dispositivi ad eterogiunzione

Sulla base dei risultati ottenuti dallo studio del layer intrinseco passivante e del layer drogato p, si è proceduto alla realizzazione di celle fotovoltaiche strutturate come in fig. 5. Sono state inizialmente disegnate delle nuove geometrie di griglia frontale di raccolta, in modo da trovare un punto di equilibrio tra la minima ombreggiatura e le minima resistenza serie tra i diversi fingers allo scopo di massimizzare la corrente di emettitore. Sono quindi state fatte realizzare delle maschere metalliche, da utilizzare per la deposizione delle griglie metalliche mediante evaporazione di alluminio, cercando di massimizzare il numero di dispositivi ottenibili su di un wafer da 4 pollici. In fig. 6 sono mostrati i disegni delle maschere utilizzate le cui geometrie individuano su di un wafer singole celle da  $2 \times 2$  cm<sup>2</sup> (fig. 5a) e da  $1 \times 1$  cm<sup>2</sup> (fig. 5b). La struttura metallica risultante della griglia presenta vari fingers paralleli di larghezza 50  $\mu$ m, un bus-bar largo 400  $\mu$ m e 100  $\mu$ m rispettivamente nei casi (a) e (b) ed un isolotto per contattare elettricamente la cella dal lato emitter. La perdita di potenza per ombreggiamento è di circa il 4% e la perdita totale, considerando quella dovuta alla resistività dello strato di AZO, dell'alluminio della griglia e della resistenza di contatto risulta del 6.4% e 5.7% rispettivamente per i casi (a) e (b).

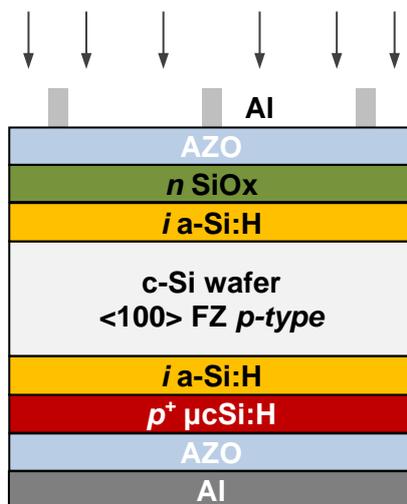


Fig. 5 Struttura della cella solare ad eterogiunzione

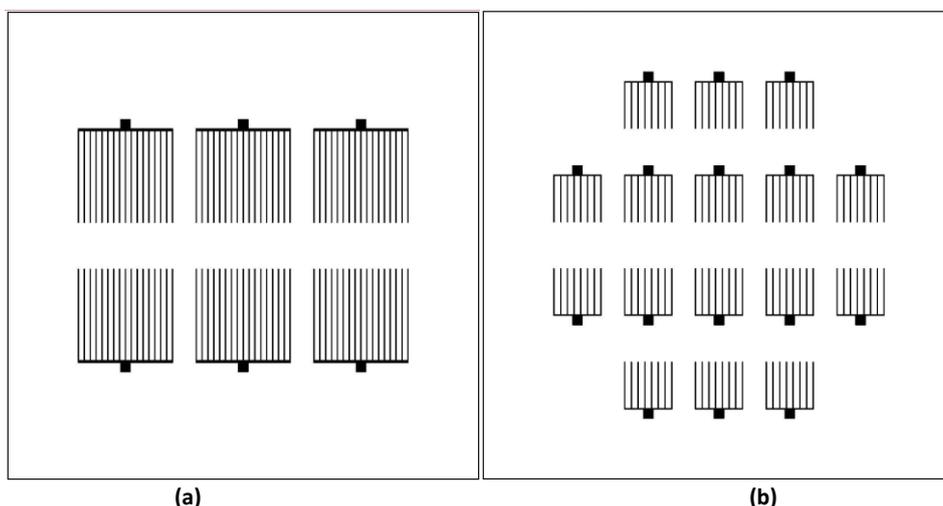


Fig. 6 Maschere metalliche per deposizione griglia frontale per celle da (a) 4 cm<sup>2</sup> e (b) 1 cm<sup>2</sup>

La realizzazione di un dispositivo ad eterogiunzione prevede i seguenti passi di processo:

1. Pulizia delle superfici del wafer p-c-Si con procedura RCA standard
2. Rimozione dell'ossido nativo superficiale con soluzione in HF (2%)
3. Deposizione i-layer lato emitter (PECVD)
4. Deposizione i-layer lato back (PECVD)
5. Annealing in vuoto di 2 ore a T = 150 °C
6. Deposizione p-layer su back (PECVD)
7. Deposizione n-layer su front (PECVD)
8. Deposizione AZO su front (Sputtering)
9. Deposizione AZO su back (Sputtering)
10. Annealing in basso vuoto di 30 minuti a T = 180 °C
11. Deposizione griglia frontale in Al (Evaporazione e-gun)
12. Deposizione contatto posteriore in Al (Evaporazione e-gun)

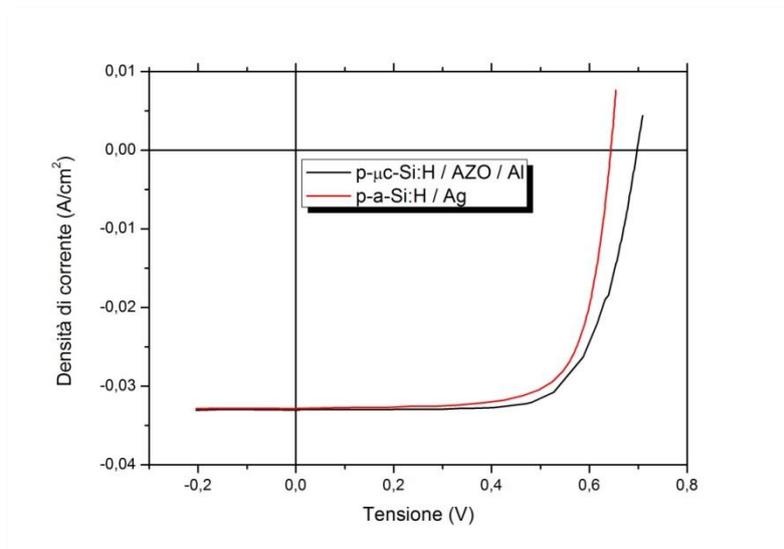
Sono stati utilizzati wafer di c-Si p-type di ottima qualità (FZ, 1-5 Ωcm, spessore ~ 270μm) sia mono-lappati che bi-lappati, rimandando ad una successiva sperimentazione su wafer testurizzati. Tale scelta consente la messa a punto ottimale dell'intero processo di realizzazione di una cella ad eterogiunzione, a scapito di una maggiore corrente di corto circuito del dispositivo comportata da una testurizzazione

frontale. La rimozione dell'ossido nativo avviene immediatamente prima dell'introduzione del wafer nella camera di reazione. L'annealing in vuoto consente di funzionalizzare in maniera ottimale la passivazione da parte dei layer intrinseci mentre il secondo annealing, operato dopo la deposizione degli strati di AZO, è risultato necessario a valle di una sperimentazione mirata a valutare il danno comportato alla passivazione dal processo di sputtering stesso. Da studi recenti risulta infatti che la radiazione di plasma in argon pertinente al processo di sputtering modifica l'energia di legame dei dangling bonds saturati diminuendone la capacità passivante [13], ma un trattamento termico operato a 180 °C e per una durata di 30 minuti è sufficiente per ripristinare i legami in maniera corretta. Ciò è stato verificato da misure di  $\tau_{eff}$  su vari campioni prima e dopo il trattamento termico operato in una camera climatizzata in basso vuoto. Lo spessore di AZO su front è di 70 nm, risultante come compromesso ottimale tra la funzione anti riflesso e come canale conduttivo tra la superficie dell'emitter e la griglia di raccolta, presentando un'accettabile resistenza sheet di circa 145  $\Omega/sq$ . Lo strato di AZO sul back serve per ottimizzare il contatto tra alluminio e layer p per la raccolta di lacune ed in questo caso non vi è conduzione laterale e quindi non vi sono vincoli sullo spessore per una resistenza di sheet ottimale. Si è quindi depositato uno spessore di 70 nm convenientemente per simmetria con il front, rimandando ad una sperimentazione futura sullo spessore, volta ad ottimizzare il confinamento ottico della radiazione incidente in concomitanza della testurizzazione della superficie frontale. Lo spessore della griglia frontale in alluminio è di 5  $\mu m$ , mentre per il contatto posteriore è risultato sufficiente depositare un layer di 500 nm di alluminio, entrambi i layer depositati per evaporazione a cannone elettronico.

L'introduzione dei layer p- $\mu c$ -Si:H ed AZO sul back della cella ha principalmente comportato un importante aumento della tensione di circuito aperto Voc, se paragonato al miglior risultato della precedente annualità, come mostrato nelle caratteristiche misurate per due dispositivi rappresentativi in tabella 4 e dal confronto delle rispettive curve IV-light in figura 7. Il ragguardevole valore ottenuto per Voc (702 mV) ha permesso di raggiungere un primo obiettivo e cioè quello di ottenere un dispositivo con efficienza di almeno il 18 % su area attiva, calcolata cioè a meno del fattore di ombreggiamento della griglia frontale di raccolta, contro il 17.4 % raggiunto l'anno precedente.

**Tab. 4 Caratteristiche di dispositivi ad eterogiunzione da misure IV-light**

Cella	p-layer	Eff (%)	FF (%)	Jsc (mA/cm <sup>2</sup> )	Voc (mV)	Rs ( $\Omega cm^2$ )	Rsh ( $\Omega cm^2$ )
CL5	a-Si:H	17.4	73.0	<b>37.0</b>	644	1.4	1400
CL39	$\mu c$ -Si:H	<b>18.0</b>	70.5	<b>36.3</b>	<b>702</b>	2.3	47000



**Fig. 7 Confronto di curve IV-light tra dispositivi con differente struttura sul back**

Sebbene il dispositivo CL39 con p- $\mu$ -Si presenti una migliore efficienza rispetto al dispositivo CL5 ottenuto con p-a-Si, il fill factor risulta leggermente minore e ciò è dovuto in gran parte alla maggiore resistenza serie che a sua volta può dipendere da vari fattori, come ad esempio una peggiore caratteristica di trasporto elettrico dello strato in AZO oppure dallo spessore e dalla conducibilità dei layer drogati, soprattutto qualora vi sia un consistente svuotamento di cariche libere dovuto alla formazione della regione di carica spaziale. In tal senso si è proceduto alla realizzazione di vari dispositivi ad eterogiunzione secondo la struttura di figura 5, ottenuti principalmente al variare degli spessori dei layer drogati, tenendo però presente che lo spessore dello strato drogato influisce in maniera differente per i due layer: nel caso dell'emitter (n) ci si aspetta un contatto ohmico con la sovrastante struttura AZO/Al, mentre per il layer posteriore di tipo p la conduzione delle lacune verso il contatto AZO/Al avviene quasi sicuramente per tunneling; bisogna infine considerare anche che per entrambi i layer drogati la conducibilità diminuisce con lo spessore a causa di un minor drogaggio. In tabella 5 sono sintetizzati i principali risultati ottenuti da misure IV-light su vari dispositivi realizzati. Tutti i dispositivi sono ottenuti con entrambi i layer in AZO depositati con spessore di 70 nm, se non altrimenti specificato.

**Tab. 5 Caratteristiche di dispositivi ad eterogiunzione da misure IV-light: B = Bi-lappato, M = Mono-lappato, p = p-type, n = n-type, O = SiOx,  $\mu$  =  $\mu$ -Si,**

Cella	Wafer	n-layer (nm)	p-layer (nm)	Eff (%)	FF (%)	Jsc_QY mA/cm <sup>2</sup>	Voc (V)	Rs ( $\Omega$ cm <sup>2</sup> )	Note
33	Mp	O_20	$\mu$ _20	14,7	62,5	34,34	687	2,5	
39 b	Bp	O_10	$\mu$ _20	16,2	65,3	35,08	707	3,4	
39 m	<b>Mp</b>	<b>O_10</b>	<b><math>\mu</math>_20</b>	<b>18,0</b>	<b>70,5</b>	<b>36,32</b>	<b>702</b>	<b>2,3</b>	
40 m	Mp	O_10	$\mu$ _10	13,8	58,2	35,87	664	5,3	
40 b	Bp	O_10	$\mu$ _10	13,6	57,2	35,19	678	4,2	
41	Mp	O_20	$\mu$ _20	16,5	68,6	34,86	690	2,3	
42	Mp	O_20	$\mu$ _20	13,8	73,6	32,66	576	1,6	No AZO back
43	Bp	O_20	$\mu$ _20	11,2	48,9	34,04	674	8,7	20 nm AZO back
44 n1*	Bn	O_20	$\mu$ _20	17,2	71	34,37	705	1,9	Cella invertita
44 p*	Bp	O_20	$\mu$ _20	14,7	65,2	31,92	704	2,9	Cella invertita
44 n2	Bn	O_20	$\mu$ _20	15,4	71,6	30,8	699	2,1	
45	Mp	$\mu$ _10	$\mu$ _20	14,2	57,8	35,55	689	8,9	
47	Mp	O_20	$\mu$ _25	12,8	52,6	35,23	694	8,8	
48	Mp	O_20	$\mu$ _30	12,9	54,9	33,66	696	14	
49	Mp	$\mu$ _20	$\mu$ _20	15,0	67,5	34,74	641	2,7	

Nella prima colonna di tabella 5 è indicata la tipologia di wafer di c-Si utilizzato, dove ad esempio Mp indica un wafer p-type mono-lappato. Nelle colonne relative ai layer drogati sono indicati il materiale e lo spessore in nm e nelle colonne Eff e FF sono rispettivamente riportati i valori di efficienza e fill factor. La densità di corrente di corto circuito (Jsc) è ottenuta da misure di efficienza quantica (Quantum Yield, QY) operate in condizioni di corto circuito: tale misura permette una più corretta valutazione della Jsc in quanto la tecnica di misura stessa è meno perturbativa termicamente rispetto ad una misura con simulatore solare, ed inoltre elimina la possibilità di commettere errori in eccesso o in difetto legati alla raccolta di correnti laterali. Il valore di Jsc\_QY viene convenientemente utilizzato per valutare l'efficienza di un dispositivo su area attiva. Conviene innanzitutto osservare dai dati riportati in tab. 5, che si riesce a replicare l'elevato valore di Voc per varie tipologie di dispositivo. I valori più bassi sono attribuibili a varie spiegazioni:

- Uno spessore minore di AZO sul back (cella 43), o addirittura la mancanza dello stesso (cella 42), comporta una bassa tensione Voc se confrontata con quella di una cella a parità di struttura (cella 33). Ciò è probabilmente legato ad un non ottimale allineamento delle bande energetiche che introduce una sfavorevole barriera energetica per la raccolta delle lacune dal retro del dispositivo.

- b) Dal confronto delle celle 39 e 40, sia basate su wafer mono- che bi-lappato, risulta che con p-layer più sottile sul back si ottiene una Voc minore dove tale effetto è attribuibile ad un drogaggio minore dovuto ad uno spessore minore, visto che il drogaggio influisce logarithmicamente sulla tensione  $V_{bi}$  (tensione di Built in) e quindi sulla Voc.

Il confronto tra le celle 33, 47 e 48 permette di studiare le caratteristiche del dispositivo in funzione dello spessore del solo layer p. Aumentando lo spessore di p da 20 a 30 nm si osserva un aumento inaccettabile della resistenza serie ed un corrispondente piccolo aumento della tensione Voc. L'aumento della tensione potrebbe corrispondere ad un maggior drogaggio del materiale, mentre l'aumento della resistenza serie non è invocabile al solo aumento dello spessore: volendo infatti calcolare la resistenza ohmica del singolo layer p, a partire dalla sua conducibilità, dall'area e dallo spessore, risulterebbe una resistenza minore di 1  $\Omega$  di qualche ordine di grandezza. La maggiore resistenza introdotta potrebbe invece essere attribuibile ad una minore probabilità di passaggio attraverso il layer p di una carica per tunneling (tra il p-c-Si ed AZO), forse dovuto ad una regione di svuotamento nel layer p troppo estesa. Tali ipotesi sono verificabili con una successiva sperimentazione.

Si è anche cominciato a sperimentare su dispositivi ad eterogiunzione con wafer di tipo n bi-lappati ottenendo risultati incoraggianti sia con strutture "classiche", cioè con radiazione incidente sull'emitter (cella 44 n2) che con prime strutture invertite (cella 44 n1\*), con radiazione incidente dal lato posteriore. Quest'ultima configurazione è stata infine sperimentata anche con wafer di tipo p (cella 44 p\*), ottenendo prestazioni comparabili a quelle pertinenti ad una configurazione classica (cella 33) ed un interessante tensione Voc (704 mV).

L'emitter di un dispositivo ad eterogiunzione comporta un inevitabile seppur piccolo assorbimento della radiazione incidente e quindi una conseguente minore corrente di cariche fotogenerate. La riduzione dello spessore può risultare in tal senso benefica, tenendo però presente che ad un minor spessore di emitter corrisponde un minor drogaggio ed inoltre una maggiore probabilità che esso sia completamente svuotato di cariche libere dal layer adiacente in AZO, quest'ultimo potendolo considerare un materiale conduttore di tipo n. Si può operare in tal senso un confronto tra i dispositivi 33 e 39m, entrambi su wafer mono-lappato, per il quale a minor spessore di emitter corrisponde una maggiore densità di corrente Jsc; in figura 8 sono mostrate le curve relative alle misure di risposta spettrale dei dispositivi 33 e 39m, dove nel riquadro è riportata la valutazione della corrente Jsc ottenuta da una elaborazione delle misure stesse.

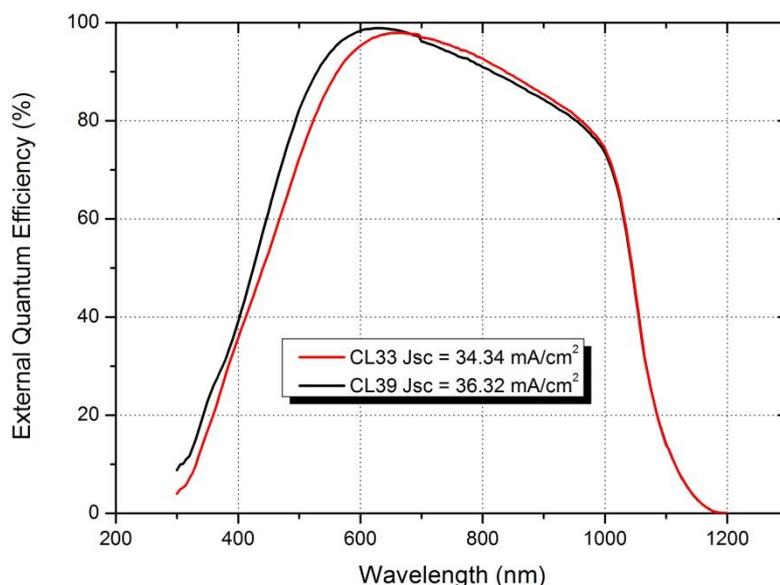


Fig. 8 Confronto di efficienza quantica esterna per dispositivi a diverso spessore di emitter

Appare evidente dalle curve di figura 8 che un emitter più sottile comporta una efficienza quantica maggiore soprattutto nella regione spettrale a lunghezza d'onda minore di 1000 nm. La diminuzione dello spessore dell'emitter non ha inoltre comportato una diminuzione della tensione Voc, come si può osservare dal confronto dei dati in tabella 5 per le celle 33 e 39m.

Si è infine cominciato a sperimentare l'applicazione di un emitter cresciuto in fase micro cristallina allo scopo di ottenere un maggior drogaggio, come nel caso del p-layer micro cristallino, e quindi una maggiore tensione Voc. I primi risultati sperimentali, ottenuti utilizzando wafer mono-lappati, sono riportati in tabella 5: nella cella 45 si è depositato un emitter n- $\mu$ c-Si con spessore 10 nm mentre nel caso della cella 49 si è variato sia lo spessore (20 nm) che il processo di deposizione per PECVD, utilizzando in questo caso una maggiore diluizione in idrogeno. Confrontando opportunamente la cella 45 con la cella 39m (stessi spessori per p- ed n-layer) si osserva una Voc paragonabile ma una resistenza serie inaccettabile per la cella 45. Di contro, dal confronto tra cella 33 e cella 49 si osserva una resistenza serie simile ma una tensione Voc minore nel caso di emitter di tipo  $\mu$ c-Si, dove tale risultato potrebbe essere legato ad un peggioramento della passivazione da parte del layer intrinseco sottostante: il processo di deposizione ad elevata diluizione in idrogeno potrebbe aver introdotto dei difetti localizzati all'interfaccia a-Si/c-Si. Quest'ultima affermazione potrebbe essere supportata da misure di lifetime effettivo operate sul dispositivo semifinito, mancante cioè dei soli contatti metallici come nella struttura test di figura 1 utilizzata per confrontare  $\tau_{eff}$  ottenuto per differenti i-layer. In figura 9 è mostrato il confronto tra  $\tau_{eff}$  in funzione dell'iniezione di carica per i dispositivi (semifiniti) sopra discussi realizzati con differenti emitter.

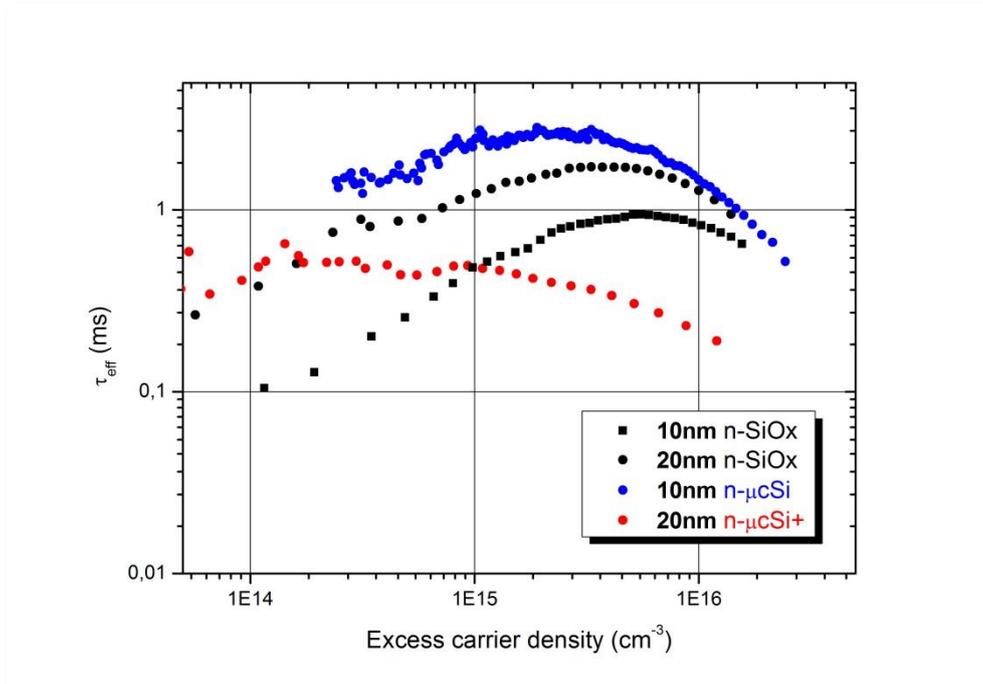


Fig. 9 Confronto di  $\tau_{eff}$  per dispositivi semifiniti con differente emitter

Risulta innanzitutto evidente dal grafico di figura 9 di come l'andamento di  $\tau_{eff}$  sia diverso soprattutto nel caso della cella 49, ovvero con emitter ottenuto in alta diluizione in idrogeno ed indicato come n- $\mu$ c-Si+; per bassi valori di iniezione di carica ( $< 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ ) il lifetime resta intorno a 0.5 ms per poi diminuire e restare inferiore rispetto agli altri dispositivi. Tale andamento necessita di ulteriori indagini ma potrebbe essere attribuibile ad un effetto campo (bassa iniezione) e ad un deterioramento della passivazione (maggiore iniezione), quest'ultimo responsabile della bassa tensione Voc riscontrata per la relativa cella ad eterogiunzione. In particolare se si considera un valore di iniezione di circa  $5 \times 10^{15}$ , utilizzato opportunamente per confronto, si ottiene un lifetime di circa 0.3 ms nel caso di emitter in n- $\mu$ c-Si+, valore probabilmente insufficiente per ottenere elevate tensioni Voc nella casistica fin qui studiata. La

corrispondenza tra le misure di  $\tau_{\text{eff}}$  di figura 9 ed il valore di  $V_{\text{oc}}$  ottenuto per i relativi dispositivi non è di immediata interpretazione come già detto in precedenza, ma un valore generalmente basso di lifetime comporta di sicuro una bassa tensione  $V_{\text{oc}}$ . Questo tipo di misura risulta in tal senso utile come check point dell'intero processo di realizzazione del dispositivo ad eterogiunzione.

### 3 Conclusioni

E' stata condotta un'attività sperimentale focalizzata su due aspetti critici del processo di realizzazione di un dispositivo ad eterogiunzione su wafer c-Si di tipo p, allo scopo di ottenere ragionevoli valori di tensione  $V_{\text{oc}}$  atti a restituire un'efficienza di conversione pari ad almeno il 18 %. In particolare si è condotto uno studio sulla passivazione delle superfici di un wafer p-c-Si ad opera di strati in a-Si:H depositati a film sottile con tecnologia PECVD, e parallelamente si è condotto uno studio volto allo sviluppo di un materiale costituente lo strato drogato di tipo p caratterizzato da opportune proprietà opto-elettroniche. Tali attività hanno permesso la successiva sperimentazione su dispositivi di test ad eterogiunzione per i quali si sono ottenuti in maniera stabile e riproducibile degli importanti valori di tensione  $V_{\text{oc}}$  per vari dispositivi realizzati, tra i quali si è raggiunta un'efficienza di conversione del 18 % su area attiva, obiettivo principale previsto dal progetto.

L'intero processo di fabbricazione qui descritto presenta margini di miglioramento su più aspetti, in particolare sulla resistenza serie che limita il valore di fill factor e sulla stessa tensione  $V_{\text{oc}}$ , quest'ultima migliorabile anche attraverso una procedura di ricalibrazione del processo di cleaning standard RCA qui utilizzato. Inoltre c'è da precisare che la sperimentazione sui dispositivi è stata condotta utilizzando una struttura di eterogiunzione con confinamento ottico non ottimizzato, ovvero senza riflettore posteriore e con superfici del wafer non testurizzate, ed è quindi ragionevole supporre che la messa a punto di tale aspetto possa anch'esso contribuire all'ottenimento di efficienza di conversione maggiore del 18 % ottenuto.

### 4 Riferimenti bibliografici

1. M.A. Green, K. Emery, Y. Hishikawa, W. Warta, E.D. Dunlop, *Progress in Photovoltaics: Research and Applications* 22 (7) (2014) 701.
2. A. Yano, S. Tohoda, K. Matsuyama, Y. Nakamura, T. Nishiwaki, K. Fujita, M. Taguchi, E. Maruyama, *Proceedings of 28<sup>th</sup> European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition* (2013) 748.
3. M. Taguchi, K. Kawamoto, S. Tsuge, T. Baba, H. Sakata, M. Morizane, K. Uchihashi, N. Nakamura, S. Kiyama, O. Oota, *Prog. Phototovolta. Res. Appl.*, vol. 8 (2000) 503.
4. A. Descoedres, Z.C. Holman, L. Barraud, S. Morel, S. De Wolf, C. Ballif, *IEEE Journal of Photovoltaics*, vol. 3, no. 1 (2013) 83.
5. A. Descoedres, L. Barraud, S. De Wolf, B. Strahm, D. Lachenal, C. Guérin, C.Z. Holman, F. Zicarelli, B. Demarex, J. Seif, J. Holovsky, C. Ballif, *Appl. Phys. Lett.* 99 (2011) 123506.
6. O. Vetterl, F. Finger, R. Carius, P. Hapke, L. Houben, O. Kluth, A. Lambertz, A. Mück, B. Rech, H. Wagner, *Solar Energy Mater. Solar Cells* 62 (2000) 97.
7. S. De Wolf, A. Descoedres, Z. C. Holman, and C. Ballif, *Green*, vol. 2 (2012) 7.
8. M. Stuckelberger, M. Despeisse, G. Bugnon, J.W. Schuttauf, F.J. Haug, and C. Ballif, *Journal of Applied Physics* 114 (2013) 154509.
9. M. Izzi, M. Tucci M, L. Serenelli, P. Mangiapane, M. Della Noce, I. Usatii, E. Esposito, L.V. Mercaldo, P. Delli Veneri, *Applied Physics A: Materials Science & Processing*, 115 (2) (2014) 705.
10. R. Sinton, A. Cuevas, *Appl. Phys. Lett.*, vol. 69 (1996) 2510.
11. C. Leendertz, N. Mingirulli, T.F. Schulze, J.P. Kleider, B. Rech, and L. Korte, *Appl. Phys. Lett.* 98 (2011) 202108.
12. O.M. Ghahfarokhi, K. von Maydell, and C. Agert, *Appl. Phys. Lett.* 104 (2014) 113901.
13. B. Demarex, S. De Wolf, A. Descoedres, Z.C. Holman and C. Ballif, *Appl. Phys. Lett.* 101 (2012) 171604.

## 5 Abbreviazioni ed acronimi

a-Si:H	silicio amorfo idrogenato
a-SiO <sub>x</sub>	ossido di silicio amorfo
AZO	Aluminum doped Zinc Oxide, ZnO:Al
c-Si	silicio cristallino
EQE	External Quantum Efficiency
FZ	Floating Zone
H <sub>2</sub>	idrogeno
HF	acido fluoridrico
HIT	Heterojunction with Intrinsic Thin layer
J <sub>sc</sub>	densità di corrente di corto circuito
n-μc-Si	silicio micro-cristallino drogato n
n-SiO <sub>x</sub>	ossido di silicio a fase mista drogato n
p-μc-Si	silicio micro-cristallino drogato p
p-a-Si	silicio amorfo drogato p
p-c-Si	silicio cristallino di tipo p
PECVD	Plasma Enhanced Chemical Vapour Deposition
QSSPC	Quasi Steady State Photo Conductance decay
QY	Quantum Yield
RF	Radio Frequenza
SiH <sub>4</sub>	silano
TCO	Transparent Conductive Oxide
τ <sub>eff</sub>	lifetime effettivo di portatori minoritari
V <sub>oc</sub>	Tensione di circuito aperto
V <sub>oc<sub>im</sub></sub>	Implied-Voc