CAPITOLO 1

Applicazioni dei TFT e tecniche di ricristallizzazione

Il crescente interesse che si è avuto negli ultimi anni per i transistor a film sottile (TFT, thin film transistor) a silicio policristallino, è legata soprattutto alle loro applicazioni nella microelettronica di larga area (LAM, large area microelectronics) come display a cristalli liquidi a matrice attiva (AMLCD, active matrix liquid crystal displays) e display a matrice attiva organica (AMOLED, active matrix organic light emitting display) da impiegare nei personal computer portatili, nei telefonini di nuova generazione (UMTS) e per gli schermi televisivi ad alta risoluzione in alternativa al tubo a raggi catodici (CRT, cathode ray tube) convenzionale.

Rispetto ai transistor in silicio amorfo, con cui sono stati realizzati i primi display a schermo piatto (FPD, flat panel displays), i TFT in polisilicio hanno una maggiore mobilità elettronica ad effetto campo che permette di utilizzarli sia come interruttori della matrice attiva, sia per realizzare gli elementi integrati della logica di indirizzamento e di controllo per le righe e le colonne della matrice stessa.

Inizialmente polisilicio di buona qualità si otteneva per deposizione ad alta temperatura, superiore ai 600°*C*, su costosi substrati di quarzo, che lo rendevano poco competitivo a causa dell'elevato costo del prodotto finale. L'applicazione del polisilicio nei TFT venne sviluppata intorno alla metà degli anni 80[°] quando il centro di ricerca Hirst (UK) della

General Electric Corporation (GEC) sviluppò un nuovo processo di deposizione a bassa temperatura ($\approx 600^{\circ}C$), su substrati di vetro molto economici, rendendo così possibile l'utilizzo del silicio policristallino nelle applicazioni elettroniche.

Nei prossimi paragrafi verranno illustrate le tecniche di realizzazione del silicio policristallino e le applicazioni dei TFT nelle matrici attive a cristalli liquidi e nelle AMOLED; è quindi opportuno mostrare la struttura tipica di un TFT, nella quale vengono evidenziati i tre contatti metallici, la sorgente (*Source*), il collettore (*Drain*) e la porta (*Gate*) (vedi fig 1.1).



Figura 1.1 Schematizzazione bidimensionale di un transistor a film sottile in polisilicio.

1.1 Applicazioni dei TFT nelle AMLCD

L'AMLCD è una matrice attiva costituita da celle a cristalli liquidi, la cui struttura e i principi di funzionamento sono schematizzati in figura 1.2.



Figura 1.2 Illustrazione schematica di una cella a cristalli liquidi [1].

Il cristallo liquido nematico è posto fra due placche di vetro ricoperte da elettrodi trasparenti, normalmente ossido di stagno, a loro volta racchiuse tra due polarizzatori con asse di polarizzazione sfasato di 90°. Le due placche determinano la polarizzazione della luce entrante e uscente mentre la tensione applicata determina la trasmittanza della cella. In figura 1.3 viene mostrata la matrice di indirizzamento attiva nella quale i TFT sono usati per controllare la tensione ai capi delle celle.

Capitolo 1



Figura 1.3 Schema di una matrice attiva a cristalli liquidi [1].

Nelle AMLCD la tensione di ogni cella (pixel) è gestita da una linea di indirizzamento a tempo; infatti ogni singola riga di TFT, collegata con elettrodo di gate in comune, viene abilitata per un tempo pari alla durata di una linea televisiva, circa 32µs. In questo intervallo di tempo la capacità dei pixel si carica al valore del corrispondente segnale televisivo applicato al source del TFT. La carica viene mantenuta per 20ms e poi reindirizzata (refresh). Successivamente la tensione di gate viene rimossa, tutti i transistor su una linea si spengono e si procede ad accendere quelli della riga successiva. Sono proprio queste due condizioni di caricamento della capacità dei pixel, durante i 32 µs di accensione della linea, e di mantenimento della carica, per il periodo di un fotogramma (frame) circa 20ms, a stabilire il rapporto tra le correnti di accensione (on) e di spegnimento (off) del TFT che tipicamente è dell'ordine di 10⁵. Attualmente la logica di controllo, costituita da circuiti integrati di silicio, viene montata attorno alla matrice attiva, aumentando notevolmente i costi del processo di fabbricazione. Sarebbe infatti più vantaggioso fabbricare i circuiti di indirizzamento nella stessa fase in cui si realizzano i TFT di controllo dei pixel. Tale schema ridurrebbe enormemente le connessioni esterne delle righe e delle colonne.

Nel caso di un AMLCD con risoluzione TV (575 righe * 720 colonne) vi sono 1295 connessioni che verrebbero ridotte a circa 20 realizzando i circuiti sulla matrice attiva. Per capire se tale schema, TFT più circuiti di indirizzamento, è possibile, si deve trovare la

relazione che intercorre tra velocità dei circuiti e mobilità dei TFT. In prima approssimazione si può affermare che il legame fra la frequenza massima di funzionamento, f_m , e la mobilità, μ_{fe} , di un TFT è del tipo:

$$f_m \approx \frac{\mu_{fe} V_D}{L^2}.$$
 (1.1)

Tale relazione è mostrata graficamente nel caso di transistor con lunghezza di canale pari a $L = 6\mu m$ in figura 1.4 [1].



Figura 1.4 Relazione approssimata tra la mobilità ad effetto campo e la velocità del dispositivo per una lunghezza di canale di $6\mu m$ [1].

Generalmente il circuito di indirizzamento delle righe lavora ad una frequenza di 15*KHz* e quello delle colonne a 10*MHz*. Come si evince dal grafico, la mobilità per i TFT dei circuiti di riga deve essere superiore a $0.2cm^2V^{-1}s^{-1}$ mentre per quelli dei circuiti delle colonne superiore a $100cm^2/Vs$. Sulla base di queste considerazioni si può affermare che i TFT in silicio amorfo, dotati di mobilità ad effetto campo dell'ordine di $1cm^2/Vs$, hanno i requisiti necessari per realizzare il circuito di indirizzamento delle righe ma non delle

colonne. Mentre, l'elevata mobilità dei TFT di silicio policristallino, consente l'integrazione totale della circuiteria, indirizzamento delle righe e delle colonne.

1.2 Applicazioni dei TFT nelle AMOLED

L'interesse nella comunità degli FPD (Flat Panel Display) verso display basati sull'uso di diodi emettitori organici, si è sviluppato dal 1987, quando fu riportato il fenomeno dell'elettroluminescenza ad alta efficienza da film molecolari organici [2].

Un OLED (Organic Light Emitting Diode) è costituito da un film di materiali organici che viene posto tra due elettrodi adeguatamente scelti; gli elettroni e le buche, iniettati nel film dai rispettivi elettrodi, si ricombinano nello strato organico generando uno stato eccitato metastabile, l'eccitone, che decade radiativamente emettendo fotoni nel visibile (elettroluminescenza).

Grazie alla semplicità della struttura di un OLED, l'uso di questo tipo di dispositivi nei display è molto promettente; in tali display, ogni pixel è costituito da un diodo emettitore (in uno schermo a colori sono necessari dei sub-pixel corrispondenti ai colori primari rosso, verde e blu), e l'immagine si forma portando ciascun pixel al livello di colore e brillanza desiderato attraverso il controllo della quantità di carica iniettata.

Nella figura 1.5 sono riportati schematicamente la struttura della matrice di un display e il diagramma a bande di un OLED polarizzato in diretta.



Figua 1.5 (a) Schematizzazione di un AMOLED, (b) Diagramma a bande di un diodo organico; l'elettrodo per l'iniezione di lacune è ITO.

All'equilibrio i livelli di Fermi dei materiali degli elettrodi devono essere allineati con i livelli energetici HOMO (highest occupied molecular orbital) e LUMO (lowest unoccupied molecular orbital) del materiale organico, inoltre uno dei due elettrodi deve essere trasparente per consentire il passaggio della luce. Generalmente per l'iniezione delle buche si utilizza un elettrodo trasparente, realizzato con un strato di Ossido di Indio e Stagno (ITO, Indium Tin Oxide), mentre per gli elettroni si usa un metallo con una bassa funzione-lavoro (tipicamente Calcio) [3].

Nelle AMOLED l'indirizzamento dei pixel della matrice avviene mediante l'impiego di TFT in polisilicio; il principio di funzionamento di un pixel con circuito di indirizzamento a transistor p-channel è riportato in figura 1.6. Le righe della matrice sono abilitate in sequenza durante il singolo periodo di frame. Quando una riga è selezionata, tutti i transistor di indirizzamento T1 sono nello stato di ON e i dati sono trasferiti sul gate dei transistor T2; successivamente la riga viene disabilitata e i T1 vengono portati allo stato di OFF, mentre viene selezionata la riga successiva. Il capacitore di storage C_s è incluso per compensare la corrente di leakage di T1. In questo modo all'OLED è fornita la corrente di drain I_d di T2 per tutta la durata del fotogramma, dato che indirizzamento ed emissione di luce sono disaccopiati.



Figura 1.6 Circuito di indirizzamento di un pixel di un AMOLED.

7

Per ottenere un'immagine stabile e di buona qualità, la corrente iniettata nell'OLED deve essere costante; gli effetti delle variazioni nella tensione di soglia dei diodi organici possono essere compensati connettendo elettricamente l'elettrodo in ITO con il drain di T2 e portando il dispositivo in saturazione; regime in cui la corrente di drain I_d resta costante rispetto a variazioni di tensione di drain [4]. Da questo punto di vista, l'impiego dei Poly-Si TFT nel controllo degli OLED risulta molto diverso da quello delle AMLCD, infatti a differenza di quanto avviene nei display a cristalli liquidi, il transistor T2 deve rimanere acceso per tutta la durata del periodo del frame, per fornire corrente al diodo organico. In queste condizioni la stabilità dei dispositivi assume un ruolo cruciale e sebbene sia possibile l'impiego di TFT in silicio amorfo, vengono scelti TFT in polisilicio realizzati a bassa temperatura. Questi sono compatibili con i substrati in vetro e presentano una ottima stabilità intrinseca [3].

Da un punto di vista fabbricativo, esistono due possibili strutture per un AMOLED, le cui sezioni e il cui circuito di indirizzamento sono riportati in figura 1.7.



Figura 1.7 Schematizzazione della struttura di un pixel di un AMOLED (a) bottom-emitting e (b) topemitting, con il relativo circuito di indirizzamento.

Nella prima, Bottom Emitting, i TFT impegati sono p-channel, e la luce è emessa attraverso la superficie inferiore della struttura. Nella seconda struttura, Top Emitting, è necessario l'impiego di TFT di tipo "n". L'elettrodo di ITO viene realizzato nella fase

finale del processo, sopra lo strato emettitore organico, e l'OLED è connesso con il source del transistor T2. In questo caso un cambiamento della tensione di soglia del diodo equivale a una variazione di tensione gate-source del transistor, quindi a un'elevata variazione di corrente. E' quindi necessario integrare il circuito di indirizzamento con dei sistemi di compensazione delle variazioni di tensione sull'OLED, in modo che la differenza di potenziale tra gate e source non abbia alcuna influenza sul lavoro del TFT. Quanto detto costituisce la ragione principale per cui vengono preferiti i TFT p-channel, e attualmente rappresenta il motivo di maggior interesse verso i poly-Si TFT a canale "p". Per quanto riguarda il transistor T1, valgono le considerazioni fatte per le AMLCD sulla velocità del circuito, vengono quindi impiegati poly-Si TFT ti tipo "n", che rappresentano attualmente il miglior compromesso prestazioni-costi di fabbricazione.

1.3 Tecniche di realizzazione del silicio policristallino

La tecnologia per la produzione di silicio policristallino è volta all'ottimizzazione della qualità dello strato attivo, che andrà a costituire il canale del dispositivo. Le caratteristiche strutturali del polisilicio dipendono fortemente dalle tecniche utilizzate per la realizzazione del materiale. Quelle utilizzate attualmente sono:

- Low Pressure Chemical Vapor Deposition (LPCVD),
- Solid Phase Crystallization (SPC),
- Excimer Laser Crystallization (ELC).

1.3.1 Crescita del silicio policristallino tramite LPCVD

Con la tecnica LPCVD sono stati realizzati i primi TFT di polisilicio. Essa consiste nella deposizione di silicio policristallino per pirolisi del gas di silano (SiH_4), ad una temperatura superiore ai 600°C. La reazione chimica che si sviluppa è:

$$SiH_4 \rightarrow Si + 2H_2$$

La struttura del materiale dipende fortemente dai parametri di crescita, quali pressione e temperatura, come mostrato nei risultati ottenuti da Joubert, sotto riportati (vedi fig 1.8):



Figura 1.8 Relazione tra la struttura del film di silicio e le condizioni di deposizione [5].

Nella figura 1.9 viene mostrato in sezione, un film di silicio policristallino depositato a $T=630^{\circ}C$, p=100*mTorr* e una velocità di crescita 5-10*nm/min*. I grani sono disposti a "V", ossia con vertice verso il substrato con un angolo di circa 15° rispetto alla normale [6]; la grandezza media è circa 100-200*nm* e l'orientazione tipica dei cristalli in ogni singolo grano è <110>. Le ridotte dimensioni dei grani danno luogo ad un numero elevato di bordi di grano e quindi innumerevoli difetti interni (microtwins) che impediscono di avere TFT con valori elevati di mobilità ad effetto campo. I valori di mobilità ottenuti con la LPCVD sono compresi tra 5-10*cm*²/*Vs*.



Figura 1.9 Sezione trasversale di film in polisilicio depositato mediante LPCVD a T=630°C, p=100mTorr.

A causa della struttura a "V" la dimensione dei grani in superficie, ossia nella zona in cui si troverà il canale del transistor, aumenterà al crescere dello spessore del film con conseguente diminuzione dei bordi di grano e significativo incremento della mobilità. Tale incremento è però accompagnato da un innalzamento della corrente di spegnimento ("offcurrent") come evidenziato in figura 1.10.



Figura 1.10 Caratteristiche di trasferimento di un TFT di tipo *n* a differenti spessori dello strato attivo di polisilicio [7].

1.3.2 SPC del silicio amorfo

Questa tecnica si basa sulla deposizione di un film di silicio amorfo mediante LPCVD a temperature inferiori ai 550-600°C e conseguente conversione in polisilicio tramite ricristallizzazione termica a temperature di (550-650)°C, per un periodo prolungato di tempo, dalle 10 alle 100 ore. Il silicio amorfo è infatti una struttura priva di periodicità che si trova in uno stato metastabile, pertanto l'energia della fase policristallina è più bassa rispetto a quella dello stato amorfo. Questo implica che il passaggio dalla fase amorfa a policristallina è energeticamente favorita; basta fornire l'energia sufficiente al sistema affinché abbia inizio la trasformazione. Inizialmente si ha un processo di nucleazione

seguito dallo sviluppo di agglomerati (semi) cristallini che crescono spontaneamente quando viene raggiunta una dimensione critica.

La frazione cristallina al variare del tempo è ben descritta dall' equazione di Avrami-Johnson-Mehl [1]

$$\chi(t) = 1 - \exp\left[\frac{-(t - t_0)^3}{\tau_c^3}\right]$$
(1.2)

dove:

 $\chi(t)$ = frazione cristallina in funzione del tempo,

 t_0 = tempo necessario affinché il primo cristallo raggiunga la dimensione critica, detto tempo di incubazione,

$$\tau_c = \left(\frac{1}{3}\pi v_g^2 dv_n\right)^{-\frac{1}{3}}$$
 = tempo caratteristico di cristallizzazione,

 v_g = velocità di crescita dei grani,

d = spessore del film,

 $v_n ==$ velocità di nucleazione per unità di volume.

I grani ottenuti da questo processo hanno generalmente forma ellittica a causa della crescita preferenziale lungo la direzione <112> e raggiungono grandi dimensioni, circa 1 μ m, ma sono ricchi di difetti similmente a quelli ottenuti mediante tecnica LPCVD tradizionale. La crescita parallela della dimensione media dei grani e della densità di difetti spiega perché nonostante le maggiori dimensioni dei grani, rispetto a quelle tipiche della LPCVD, la mobilità sia limitata a valori di (30-50) cm^2/Vs .

La dimensione dei grani raggiunta mediante SPC dipende fortemente sia dalla temperatura di annealing che di deposizione come mostrato in figura 1.11.



Figura 1.11 Dimensione dei grani in funzione della temperatura di "annealing" per un film di spessore pari 200*nm* depositato a tre differenti temperature [8].

Come si può ben vedere dal grafico, la dimensione dei grani è inversamente proporzionale alla temperatura di annealing e di deposizione [8]. Questo suggerisce l'utilizzo del disilano (Si_2H_6) che ha una temperatura di dissociazione più bassa del silano, circa 460-480°*C*.

1.3.3 ELC Excimer Laser Crystallization

La tecnica ELC ("Excimer Laser Crystallization") rappresenta una svolta decisiva per l'applicazione del polisilicio nella microelettronica di larga area (LAM). Essa dà la possibilità di ricristallizzare un film di silicio amorfo tramite irraggiamento con laser ad eccimeri.

Il silicio amorfo può essere ottenuto mediante due tecniche la LPCVD, vista precedentemente, o la PECVD, *deposizione chimica da fase vapore assistita da plasma*, in cui la deposizione avviene ad una temperatura inferiore rispetto a quella utilizzata nell'LPCVD, circa 250-350°C.

Il silicio amorfo ottenuto viene successivamente irraggiato mediante laser ad eccimeri, il quale emette nella regione degli ultravioletti (UV) a lunghezze d'onda che variano a

seconda della miscela di gas utilizzati (es: ArF, KrF, XeCl) con impulsi di breve durata, circa 10-30*ns*. Esso è particolarmente adatto alla ricristallizzazione del silicio amorfo, essendo quest'ultimo caratterizzato da un forte assorbimento della radiazione UV ($\alpha \approx 10^6 cm^{-1}$) e da una bassa diffusione del calore, lunghezza di diffusione pari a 100*nm*. Queste due proprietà del silicio amorfo permettono di lasciare l'intero substrato a temperature inferiori a 400°C [9], rendendo la ELC una tecnica compatibile con l'uso di economici substrati di vetro. L'energia della radiazione laser, viene assorbita dal silicio amorfo e si trasforma in calore che si propaga secondo la seguente equazione [1]:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{1}{\rho c_p} \frac{\partial}{\partial z} \left(k \frac{\partial T}{\partial z} \right) + \frac{\alpha}{\rho c_p} I(z, t)$$
(1.3)

dove:

 ρ = densità del film,

 c_p = calore specifico del film,

I(z,t) = intensità della radiazione laser.

Ipotizzando un fascio laser omogeneo, con propagazione perpendicolare alla superficie di film irraggiata, si ottiene:

$$I(z,t) = I_0 (1-R) e^{-\alpha z}$$
(1.4)

con

 I_0 = intensità della radiazione incidente,

R = riflettività del materiale.

Il silicio ottenuto con ELC ha una buona cristallinità all'interno del grano grazie al processo di ricrescita dal liquido. Questa è una caratteristica fondamentale per la realizzazione di TFT ad alta mobilità, superiore ai $100 cm^2/Vs$.

Il processo di ricristallizzazione del silicio amorfo è fortemente legato al meccanismo della "cristallizzazione esplosiva" (XC, esplosive crystallization). Questo fenomeno è dovuto alla sostanziale differenza tra i calori latenti di fusione del silicio amorfo e policristallino (vedi tabella 1), che determina la seguente distribuzione dei livelli energetici (vedi fig. 1.12).



Figura 1.12 Schematizzazione dei livelli energetici per il silicio amorfo e policristallino.

	R	α^{-1}	T _{melting}	ρ	c_p	k	$Q_{melting}$
		(nm)	(°K)	(g/cm^3)	(J/g°K)	(W/cm°K)	(J/g)
a-Si	0.62	5.7	1418 ± 40	2.26	1.1	0.013	1282 ± 70
c-Si	0.67	5.5	1687	2.31	1.0	0.23	1800

Tabella 1 Confronto tra le costanti ottiche e termiche del silicio amorfo e cristallino. Le costanti ottiche sono riferite a $\lambda = 248nm$; le costanti termiche, dove possibile, sono riferite a temperatura vicino alla fusione [1].

La dinamica della cristallizzazione esplosiva può essere riassunta in questo modo:

quando il silicio amorfo viene irraggiato dal fascio laser, uno strato superficiale fonde e passa allo stato liquido. Quest'ultimo risolidifica in silicio policristallino a piccoli grani (*microcristallino*) e rilascia un'energia maggiore di quella utilizzata per la fusione del silicio amorfo ($\Delta E_2 > \Delta E_1$) (vedi fig 1.12); questa energia fonde un altro strato di silicio amorfo sottostante che a sua volta risolidifica in silicio policristallino a piccoli grani. Si innesca quindi un processo a catena che trasforma silicio amorfo in silicio microcristallino. Questo processo è molto veloce, infatti il fronte di fusione si muove ad una velocità di circa 10*m/s*, e si sviluppa in un tempo inferiore alla durata del singolo colpo laser 10-30*ns*. In questo modo, se il fascio laser ha l'energia sufficiente per fondere lo strato microcristallino dato dalla cristallizzazione esplosiva, si avrà una seconda fusione con successiva risolidificazione che parte da un seme microcristallino e non amorfo. Questo assicura una migliore ricrescita del silicio intorno al seme. A seconda dell'energia d'irraggiamento si possono quindi distinguere quattro casi in cui i grani raggiungono dimensioni diverse (vedi fig. 1.13):

• Caso 1:

Per densità di energia minori della soglia di fusione del silicio microcristallino, non si innesca la seconda fusione. In questo modo si avrà una ricristallizzazione in polisilicio a piccoli grani dati dalla sola cristallizzazione esplosiva [10].

• Caso 2:

Ad energie maggiori della soglia di fusione del silicio microcristallino, si innesca la fusione parziale dello strato microcristallino indotto dalla cristallizzazione esplosiva. In questo caso la risolidificazione avviene da un seme microcristallino che dà luogo ad una struttura a due strati:

• un strato superiore, caratterizzato da grani con dimensioni di circa 100-200*nm*, relativi alla risolidificazione che parte da seme microcristallino e non amorfo,

• uno strato inferiore, costituito da grani più piccoli dati dalla sola cristallizzazione esplosiva.

Caso 3:

La condizione di irraggiamento più interessante è quella in cui il laser ha l'energia sufficiente per fondere quasi completamente l'intero strato microcristallino che si viene a creare dopo la cristallizzazione esplosiva e solo pochi agglomerati, microcristallini, rimangono solidi ed agiscono da semi per la ricrescita dei grani. Inizia così un processo di crescita laterale intorno al seme che dà luogo a grani di dimensioni abbastanza grandi, circa 1 μ m. Questa condizione, detta di "super lateral growth" (SLG) [11] si raggiunge in un intervallo di energia ΔE intorno al valore E_{SLG} tale che $\Delta E/E_{SLG} = 2.5\%$.

Caso 4:

Ad elevate densità di energia ($E > E_{SLG}$), lo strato microcristallino fonde completamente e non rimane nessun seme per la successiva ricrescita. In questo caso la ricristallizzazione avviene tramite "nucleazione omogenea" in una struttura policristallina a piccoli grani, circa 50*nm*. Si parla di nucleazione quando nella materia avvengono delle transizioni dalla fase amorfa a policristallina a causa della generazione di nuclei stabili con struttura cristallina che riescono ad espandersi.



Figura 1.13 Schematizzazione della ricristallizzazione del silicio amorfo con laser ad eccimeri a differenti densità di energia.

Nella seguente figura (vedi fig. 1.14) vengono mostrate delle immagini realizzate al TEM di silicio policristallino ottenuto nel caso 1 (cistallizzazione esplosiva) e nel caso 3 ("super lateral growth", SLG) [6].



Figura 1.14 Immagine TEM di uno strato di silicio amorfo spesso 200*nm* ricristallizzato a due differenti energie di irraggiamento: (a) 185mJ/cm² (cristallizzazione esplosiva), (b) 590mJ/cm² ("super lateral growth") [6].

Inoltre viene riportato un grafico della mobilità rispetto all'energia del fascio laser a diversi spessori di silicio amorfo depositato, in cui sono ben visibili dei picchi della mobilità in corrispondenza di $E \approx E_{SLG}$ (vedi fig.1.15) [12].



Figura 1.15 Variazione della mobilità ad effetto campo con lo spessore del film e l'intensità del picco laser, per un dispositivo di tipo *n* [12].

1.4 Tecniche di omogeneizzazione dei grani

Tra le tecniche sopra descritte la ELC, in regime di SLG, sembra essere quella più adatta per ottenere silicio policristallino con pochi difetti e con grani di buone dimensioni. Vi sono però dei problemi che rendono il film non uniforme, come:

1) le fluttuazioni dello spessore del film e dell'energia di irraggiamento laser.

2) semi microcristallini disposti a grande distanza uno dall'altro.

Recentemente sono state sviluppate delle tecniche per ovviare al problema delle fluttuazioni di spessore del film e dell'energia del laser, come l'irraggiamento a molti colpi e la profilatura del fascio laser, che permettono di rendere abbastanza omogenea la dimensione dei grani su tutto il campione. Mentre il problema della distribuzione dei semi microcristallini è un problema ancora non risolto che impedisce una migliore ricrescita dei grani.

1.4.1 Irraggiamento a molti colpi

Una delle tecniche usate per rendere più uniforme il materiale policristallino consiste nell'aumentare il numero di impulsi laser ricevuti da ciascun punto del campione. In figura 1.16 [12] è mostrato l'andamento della mobilità in funzione del numero di colpi ricevuti da ciascun punto.



Figura 1.16 Variazione spaziale della mobilità degli elettroni, nel silicio policristallino, in funzione del numero di colpi, per irraggiamenti statici mediante un fascio laser con profilo gaussiano. Nei casi I e II si ha una fusione parziale del film, mentre nel caso III si ha una fusione quasi completa del film (regime di SLG) [12].

Come si evince dalla figura, nei regimi I e II, corrispondenti ad una fusione parziale del film, la mobilità dipende poco dal numero di colpi. Viceversa nel regime III, condizione di SLG, la mobilità aumenta sensibilmente all'aumentare del numero di colpi. Studi SEM e TEM hanno dimostrato che l'incremento della mobilità non dipende soltanto da un aumento della dimensione dei grani, ma anche da un effettivo miglioramento della omogeneità delle loro dimensioni. Infatti i campioni che hanno ricevuto 10 colpi sono costituiti da grani con estensione compresa tra (50-300)*nm* di diametro. Simile è la

situazione di quelli che hanno ricevuto un solo colpo, ma con una percentuale più alta di grani a bassa dimensione. Invece i campioni che hanno ricevuto 100 colpi sono molto più omogenei dei precedenti e presentano grani che hanno dimensione pari a 300*nm* [13].

1.4.2 Profilatura del fascio

Per migliorare ulteriormente l'omogeneità dello strato attivo si può utilizzare un fascio laser con profilo gaussiano. Attraverso piccoli spostamenti del fascio è possibile irraggiare ogni singolo punto del campione alle diverse energie del profilo gaussiano.

Nel caso in cui l'energia massima della distribuzione gaussiana, E_{max} , è maggiore dell'energia, E_T , necessaria per fondere completamente lo strato di silicio policristallino a piccoli grani (*microcristallino*), $E_{max} > E_T$, lo strato di silicio amorfo viene convertito dalla parte avanzante della distribuzione del fascio laser in silicio microcristallino. Con un ulteriore avanzamento del fascio, la coda posteriore della gaussiana (*trailing edge mode*) induce, in un opportuno intervallo spaziale e quindi di energia, la condizione di "super lateral growth" $E = E_{SLG}$ e i grani arrivano a dimensioni di circa $1\mu m$. Il materiale trasformato in grani più grandi sarà poi esposto ad altri impulsi di energia sempre inferiore $E < E_{SLG}$ che non né cambieranno la struttura (vedi fig. 1.17a).

Per energia $E_{max} < E_T$ il silicio amorfo viene fuso dalla coda avanzante della distribuzione gaussiana (*leading edge mode*) e ricristallizza in polisilicio a piccoli grani di dimensioni comprese tra 100-200*nm*. Successivamente il silicio microcristallino viene irraggiato dal picco della distribuzione che ricristallizza le residue parti amorfe presenti ai bordi di grano ma non migliora le dimensioni dei grani. Per ulteriori avanzamenti del fascio il materiale viene esposto ad altri impulsi laser relativi alla coda posteriore della gaussiana che non sono in grado di modificare la struttura già indotta dalla "leading edge" (vedi fig. 1.17b).



Figura 1.17 Scansione del profilo gaussiano a due differenti valori di energia massima della distribuzione del fascio laser E_{max} ; (a) "*trailing edge mode*", (b) "*leading edge mode*".

1.4.3 Two step annealing

Questa tecnica è la combinazione della SPC, che dà la possibilità di produrre materiali con grandi grani, e dell'ELC che fornisce materiali con bassa densità di difetti. Essa consiste nella crescita di silicio amorfo attraverso LPCVD da disilano, con successivo annealing in un forno convenzionale in atmosfera inerte ad una temperatura $T = 600^{\circ}C$ per 12 ore, seguito da laser annealing. Quando i grani grandi ma ricchi di difetti, ottenuti da SPC, vengono fusi parzialmente dal laser, lo strato di silicio policristallino sottostante, rimasto solido, funziona da seme per la ricrescita [14]. Si ottengono così dei grani grandi, tipici della SPC, con buona cristallinità tipica della ELC (vedi fig. 1.18).



Figura 1.18 (a) Immagine TEM di uno strato di polisilicio ricristallizzato mediante SPC seguita da ELC, (b) Schematizzazione del film di polisilicio dopo il trattamento SPC e l'irraggiamento laser ELC [14].

La figura 1.18a mostra una sezione al TEM del polisilicio risultante da SPC più ELC. Nello strato superiore, fuso e risolidificato, i grani hanno mantenuto inalterate le loro dimensioni ma sono stati eliminati la maggior parte dei difetti al loro interno. La figura 1.18b schematizza i due strati ottenuti con questa tecnica.

I dispositivi realizzati mediante "two step annealing" presentano una mobilità compresa tra $(100-150)cm^2/Vs$ [15].

1.4.4 Controllo della crescita laterale

Attualmente si stanno sviluppando nuove tecniche per aumentare le dimensioni dei grani. In particolare, si cercano di ottenere dei grani che si estendano lungo l'intero canale, in modo da rendere il film più uniforme e diminuire la densità dei difetti. Queste nuove tecniche prevedono il controllo artificiale della crescita laterale (ACSLG, artificially controlled super lateral growth) e si basano sulla fusione di determinate zone del film lasciando quelle adiacenti solide o parzialmente fuse che agiscono da seme nella risolidificazione. Questo viene realizzato mascherando il campione in alcune zone con strati metallici riflettenti che impediscono alla radiazione laser di fondere la parte sottostante in modo da creare due zone vicine, una completamente fusa e l'altra solida che agisce da seme [9] (vedi fig. 1.20).



Figura 1.20 Immagine SEM dei grani in un film di polisilicio cresciuti lateralmente mediante irraggiamento con maschera [16].

Nella figura precedente è evidente la ricrescita longitudinale che parte dal bordo delle zone mascherate e converge al centro dando vita ad un singolo bordo di grano perpendicolare al cammino dei portatori [16].

Un'altra tecnica di controllo della crescita laterale, attualmente in rapido sviluppo, è la Solidificazione Laterale Sequenziale (SLS, Sequential Lateral Solidification) [17]. Nel processo SLS, il film di a:Si è irraggiato attraverso una maschera per il controllo della crescita laterale, ad una densità di energia tale da indurre la fusione completa dell'area esposta. La ricrescita laterale quindi procede dalla regione non esposta alla regione fusa durante il raffreddamento del film. Contemporaneamente il campione viene traslato nella direzione perpendicolare all'asse della fenditura della maschera, su una distanza minore della lunghezza di ricrescita laterale relativa al singolo impulso, ed è irraggiato di nuovo. In questo modo, la ricrescita laterale riparte dalla regione fusa all'impulso precedente. La ricrescita laterale dei grani può essere quindi continuata ad ogni microtraslazione, ed è possibile ottenere una struttura a grani di dimensioni molto maggiori della lunghezza di crescita laterale indotta da un singolo impulso. Studi SEM su film realizzati attraverso la tecnica SLS [17] hanno rivelato che la struttura del materiale è costituita da grani estremamente allungati superiori a $10\mu m$, separati da bordi di grano quasi paralleli (fig. 1.21). Tale tecnica permette di realizzare TFT con mobilità superiori ai $450cm^2/Vs$.



Figura 1.21 Film in silicio policristallino realizzato tramite SLS, (a) Immagine ottenuta al microscopio ottico, (b) Immagine SEM.

Bibliografia

- [1] S.D. Brotherton, Semicond. Sci. Technol. 10 (1995), 721.
- [2] C. W. Tang, S. A. Van Slyke, Appl. Phys. Lett. 51 (1987) 913.
- [3] D. Pribat, F. Plais, Thin Solid Films 383 (2001) 25.
- [4] R. M. A. Dawson, Z. Shen, D. A. Furst, S. Connor, J. Hs, M. G. Kane, R.G. Stewart, A
- Ipri, C. N. King, P. J. Green, R. T. Flegal, S. Pearson, W. A. Barrow, E. Dicley, K. Ping,
- C. W. Tang, S. Van Slyke, F. Chen, J. Shi, J. C. Sturm, M. H. Lu, Proceedings SID 1998.
- [5] D. B. Meakin, P. A. Coxon, P. Migliorato, J. Stoemenos and N. A. Economon. Appl. Phys. Lett. 50 (1987) 1984.
- [6] F. C. Voogt, R. Ishihara, Thin Solid Film (2001) 45.
- [7] G. Fortunato and L. Mariucci, Thin film transistor, Capitolo su The Encyclopedia of

Electrical and electronics Engineering, Editor John Webster (John Wiley & Sons, 1999).

- [8] M. K. Hatalis and D. W. Greve, J.Appl. Phys. 63 (1988) 2260.
- [9] L. Mariucci, R. Carluccio, A. Pecora, V. Foglietti, G. Fortunato, P. Legagneux, D. Pri
- bat, D. Della Sala, and J. Stoemenos, Thin Solid Films 337 (1999) 137.
- [10] M. O. Thompson, G. J. Galvin, J. W. Mayer, P. S. J. M. Poate, D. C. Jacobson, A. G. Cullis, and N. G. Chew, Physical Review Letters 52, (1984) 2360.
- [11] J.S. Imm and R.S. Sposili, MRS Bulletin (Marc 1996) 39.
- [12] S.D. Brotherton, Electrochemical Society Proceedings 98 n 22 (1998) 25.
- [13] S.D. Brotherton, DJ Mc Culloc, J.P. Gowers, J.R. Ayres, and M.J. Trainor J. Appl. Phys. 82 (1997) 4086.
- [14] A. Pecora, L. Mariucci, R. Carluccio, G. Fortunato, P. Legagneux, F. Plais, C. Reita,D. Pribat, and J. Stoemenos, Phys. Stat. Sol. 166 (1998) 707.
- [15] R. Carluccio, J. Stoemenos, G. Fortunato, D.B. Meakin, and M. Bianconi, Appl. Phys. Lett. 66 (1995) 11.
- [16] L. Mariucci, R. Carluccio, A. Pecora, V. Foglietti, G. Fortunato, and D. Della Sala, Jpn. J. Appl. Phys.Part 2, No. 8B (1999).
- [17] R. S. Sposili and J. S. Im, Appl. Phys. Lett.. 69 (1996) 2864.