

MAKRO A MIKRONAPÄTIA V POLYKRYŠTALICKÝCH TENKÝCH VRSTVÁCH SI NANESENÝCH NA KERAMICKÉ PODLOŽKY

LATTICE AND MICRO-STRAINS IN POLYCRYSTALLINE SILICON FILMS DEPOSITED ON CERAMIC SUBSTRATES

Quido Jackuliak ⁽¹⁾, Pavol Šutta ⁽²⁾

(1) Katedra fyziky, Elektrotechnická fakulta, Žilinská univerzita, 010 26 Žilina

(2) Katedra fyziky, Fakulta logistiky, Vojenská akadémia, 031 19 Liptovský Mikuláš

Abstrakt Röntgenoštruktúrnou analýzou bolo zistené, že tenké vrstvy Si sú polykryštalické a majú výraznú textúru. Tenké vrstvy Si nanosené na SiAlON majú prednostnú orientáciu v smere [110] kolmom na rovinu podložky. Tenké vrstvy Si nanosené na mullite a oxidu hlinitom v smere [111]. Rozmery oblastí koherentného rozptylu sa pohybujú od niekoľko sto nanometrov u vzoriek nanosených na oxid hlinitý do niekoľko mikrometrov u tenkých vrstiev nanosených na mullit. Pri podložke SiAlON, tieto rozmery sú v tom istom rozsahu a závisia od teploty nanášania ako aj od orientácie. Makroskopické napätia v tenkých vrstvách nanosených na SiAlON-e sú ťahové a znižujú sa s rastom teploty nanášania, zatiaľ čo v tenkých vrstvách Si nanosených na mullite a oxidu hlinitom sú napätia tlakové. Vrstevnaté chyby boli zistené len u tenkej vrstvy nanosenej na oxid hlinitý v smere rastu [111] a ich pravdepodobnosť sa rovnala 0,010.

Summary X-ray diffraction analysis indicated that the all silicon films are polycrystalline. The preferred orientation of silicon films deposited on SiAlON is almost in [110] direction perpendicular to substrate, whereas the preferred orientation of the silicon films deposited on mullite and alumina is in [111] direction. The crystallite sizes reach from several hundreds of nanometers in Si films on alumina to several micrometers in Si films on mullite. The crystallite sizes SiAlON in Si films on depending on deposition temperature and crystallographic orientation. The tensile lattice stress decreasing with increasing deposition temperature was observed in Si films on SiAlON, whereas the compressive lattice stress was observed in Si films deposited on mullite and alumina substrates. The probability of stacking faults of 0,010 was observed only in direction [111] in Si film on alumina deposited at 1100°C.

1. ÚVOD

Polykryštalické kremíkové tenké vrstvy sa javia ako vhodný materiál pre výrobu relatívne lacných fotoelektrických prvkov. Ale aby bolo možné vyrábať tenké vrstvy kremíku v požadovanej vysokej kvalite, je treba zvoliť a dokonale zvládnuť zodpovedajúcu technológiu prípravy týchto tenkých vrstiev. Z tohto dôvodu bolo potrebné preskúmať či v súčasnosti bežné keramické materiály, ako sú oxid hlinitý, mullit a SiAlON sú vhodné pre nanášanie na nich tenkých vrstiev Si.

Cieľom tejto práce bolo pomocou röntgenografickej analýzy skúmať mikroštruktúru a napätový stav tenkých vrstiev Si nanosených na rôznych keramických podložkách, pretože röntgenoštruktúrne metódy sú vhodné pre skúmanie štruktúry tenkých vrstiev. V prípade tenkých vrstiev nám umožňujú zistiť prednostný rast – textúru vzorky, prítomnosť porúch rastu ako sú vrstevnaté chyby a dvočatenie, veľkosť makronapätí vo vzorke ako aj jej subštruktúru – veľkosť oblastí koherentného rozptylu a veľkosť mikronapätí. Znalosť mikroštruktúry tenkých vrstiev potom umožňuje lepšie interpretovať iné fyzikálne vlastnosti namerané na tých istých vzorkách.

2. TEÓRIA

Pri skúmaní tenkých vrstiev pomocou difraktometra s usporiadaním Bragg-Brentano je možné získať informáciu tak z intenzity jednotlivých reflexov ako aj z ich polohy a profilu.

V prípade, že sa prejaví vplyv podložky na epitaxiálny rast kryštálikov tenkej vrstvy, budeme pozorovať rastovú textúru, ktorá sa prejaví tým, že intenzity difrakčných čiar od jednotlivých difrakčných rovín budú iné oproti intenzitám, ktoré by zodpovedali dokonale neusporiadaným kryštálikom v polykryštale. Mierou textúry môže slúžiť Harrisov texturný index.

$$T_i = \frac{\frac{I_i}{R_i}}{\frac{1}{n} \sum_{j=1}^n \frac{I_j}{R_j}}, \quad (1)$$

kde n je počet jednotlivých reflexií (vyššie rády sa nezapočítavajú), I_i je nameraná intenzita od roviny h_i, k_i, l_i a R_i je zodpovedajúca hodnota intenzity pre vzorku tej istej látky s dokonale neusporiadanou orientáciou. Ak pre niektorú rovinu h_i, k_i, l_i je $T_i > 1$, hovorí to o tom, že došlo k prednostnej orientácii týchto rovín paralelne voči povrchu vzorky.

Na polohu difrakčných čiar u čistých prvkov budú mať vplyv predovšetkým makroskopické napätia a vrstevnaté chyby. Podľa Višňakova [1] v takomto prípade môžeme parameter mriežky a vyjadriť nasledovne:

$$a_{hkl} = a_0 + s_1 \sigma a_0 + G \alpha a_0 + mf(\theta), \quad (2)$$

kde a_0 je parameter mriežky bez zvyškových napätí a vrstevnatých chýb, s_1 – elastická konštanta, ktorá môže závisieť od indexov h, k, l , σ – zvyškové napätie, G – faktor posunu difrakčných čiar v dôsledku prítomnosti

vrstevnatých chýb, ktorý závisí od indexov h, k, l a m – sklon funkcie $f(\theta)$. Funkcia $f(\theta)$ vyjadruje závislosť parametra mriežky od difrakčného uhla. Najvhodnejšie je brať túto podľa [2] v tvare:

$$f(\theta) = \frac{1}{2} \left(\frac{\cos^2 \theta}{\sin \theta} + \frac{\cos^2 \theta}{\theta} \right), \quad (3)$$

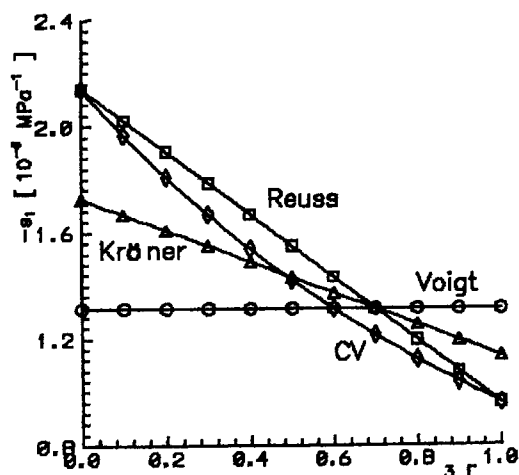
ako to navrhli Nelson a Reghley.

Pre kompaktné polykryštálické vzorky sa bežne doporučuje elasticnú konštantu s_1 brať podľa [3]

$$s_1 = k^R s_1^R + k^V s_1^V, \quad (4)$$

kde

$$k^R + k^V = 1. \quad (5)$$



Obr.1 Závislosť elastickej konštanty s_1 od orientácie pre polykryštálický kremík.

Fig.1: $-s_1$ of Si versus orientation.

Wern a kol. [4] navrhli použiť pre výpočet elastickej konštanty s_1 a $1/2 s_2$ obmedzený (Constraint) Voigtov model, skrátene CV model. Súhlasne tomuto CV modelu elasticná konštantu s_1 pre Si sa dá vypočítať z elastickej konštanty monokryštálu Si.

$$s_1^{CV} = \frac{\Gamma S^* - 2s_{12}s_{44}}{3\Gamma(2s_{44} + s_{12} - s_{11}) - 2s_{44}}, \quad (6)$$

kde

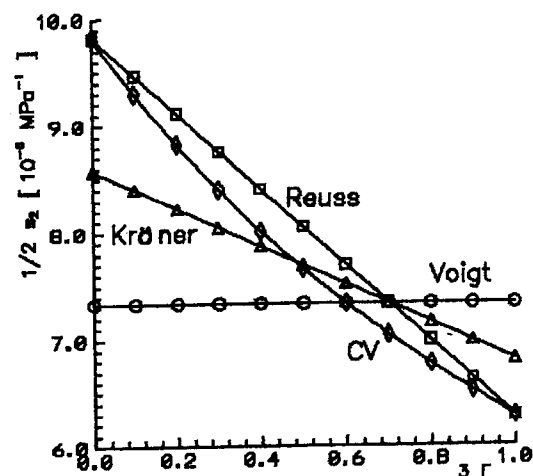
$$S^* = 4s_{12}s_{44} + 2s_{11}s_{44} + 2(s_{12})^2 - s_{11}s_{12} - s_{11}^2 \text{ a} \\ \Gamma = \frac{h^2k^2 + h^2l^2 + k^2l^2}{(h^2 + k^2 + l^2)} \quad (7)$$

je faktor orientácie. Podobne pre elasticnú konštantu $1/2s_2$ dostaneme

$$\left(\frac{1}{2}s_2\right) = \frac{2(s_{12} - s_{11})s_{44}}{3\Gamma(2s_{44} + s_{12} - s_{11}) - 2s_{44}}. \quad (8)$$

Na základe elastickej konštanty pre monokryštály Si [5] sme vypočítali $s_1^{CV}, s_1^R, s_1^V, s_1^K$ ako aj zodpovedajúce elastickej konštanty $1/2s_2$ ako funkcie 3Γ , kde horný index K znamená, že rovnica (5) sa berie podľa Krönera. Výsledky sú znázornené na obr.1 a 2. Analýza závislosti parametra mriežky a od $f(\theta)$ umožní

rozhodnúť, ktoré elastickej konštanty budú použité pre výpočet zvyškových napätí.



Obr.2. Závislosť elastickej konštanty $1/2s_2$ od orientácie pre polykryštálický kremík.

Fig.2: $1/2s_2$ of Si versus orientation.

Pretože G faktor nebol v práci [1] vypočítaný pre všetky nami použité roviny h,k,l , dopočítali sme ho pre chýbajúce roviny podľa vzorca

$$\frac{1}{D_{eff}} = \frac{1}{D} + \frac{1}{u+b} \sum_{u+b} \frac{\cos \phi}{\omega} + \frac{1.5\alpha + \beta}{ah_0(u+b)} \sum_b |L_0|, \quad (9)$$

kde b je počet rovín h,k,l , ktoré sa posúvajú v dôsledku vrstevnatých chýb, u – počet rovín h,k,l , ktoré sa neposúvajú v dôsledku prítomnosti vrstevnatých chýb a $(u+b)$ je faktor čítnosti pre roviny h,k,l . V tabuľke 1 sú uvedené hodnoty G faktora.

Tabuľka 1. Hodnoty G faktora pre kryštály vrstevnatými chybami v rovine (111) pre plošne centrovanú kubickú mriežku.

Tab.1. The value of G factor for fcc cubic crystals with stacking faults in (111) plane.

hkl	G_{hkl}
111	-0,035
220	-0,035
311	+0,013
331	-0,007
422	0,0
531	0,008

Mikronapätia a rozmery oblasti koherentného rozptylu je možné získať pomocou profilovej analýzy. V prípade, že rozšírenie difrakčných čiar je spôsobené len mikrodeformáciami a malými rozmermi oblastí koherentného rozptylu bude mať fyzikálne rozšírenie Voigtov profil [6]. Tento je konvolúciou Gaussova a Cauchyho rozdelenia, preto je možné v prípade, že nie sú k dispozícii aspoň dva rády od jednej roviny použiť aproximačnú metódu pre stanovenie Gaussovej a Cauchyho zložiek fyzikálneho rozšírenia, napríklad metódu nepriamej dekonvolúcie [7]. Táto metóda umožní zistiť najlepšie priblíženie k fyzikálnemu rozšíreniu a tým aj výpočet $2w$ šírky čiar (šírka čiar

v polovičnej výške jej intenzity) a pomocou tabuľkových integrálov aj integrálne šírky 2β jednotlivých zložiek. Z týchto je možné vypočítať hľadané hodnoty mikrodeformácií a rozmerov oblastí konkrétneho rozptylu.

V prípade prítomnosti vrstevnatých chýb môžeme vypočítať len efektívny rozmer oblastí konkrétneho rozptylu D_{ef} ako to je uvedené v [1],

kde D je skutočný rozmer oblasti konkrétneho rozptylu, $\sin \phi = L_0 |B_3| d_{hkl}$, $L_0 = h + k + l$,

B_3 je jednotkový vektor v recipročnom priestore $|B_3| = \frac{1}{3d_1}$, a – parameter mriežky, $u + b$ – faktor

četnosti pre roviny (hkl) , b – počet rovín zo súboru (hkl) , ktoré sa rozširujú v dôsledku vrstevnatých chýb, u – počet rovín zo súboru (hkl) , ktoré sa nerozširujú v dôsledku vrstevnatých chýb, $h_0 = \sqrt{h^2 + k^2 + l^2}$, α – pravdepodobnosť vrstevnatých chýb, β – pravdepodobnosť výskytu dvojčatenia a ω – šírka vrstevnatej chyby.

3. EXPERIMENT

Tenké vrstvy kremíku hrúbky 10 μm boli nanosené na keramické podložky SiAlON-u, oxidu hlinitého a mullitu CVD metódou pri rôznych teplotách od 900°C po 1100°C [8]. Keramické podložky boli v polykryštalickom stave, ako potvrdila röntgenoštruktúrna analýza. Predbežná röntgenoštruktúrna analýza ukázala, že všetky tenké vrstvy Si boli tiež polykryštalické. Pre stanovenie makroskopických napätí v tenkých vrstvách ako aj mikronapätí a veľkostí oblastí koherentného rozptylu sme použili röntgenoštruktúrne metódy. Röntgenová analýza bola urobená na difraktometri URD-6 s použitím Bragg-Brentanovho usporiadania goniometra. Použili sme $\text{Cu}_{K\alpha}$ žiarenie.

Meranie intenzity jednotlivých difrakčných čiar sa robilo s konštantným krokom 0,02 stupňov v stupnici 2θ s dobou načítavania 20 sekúnd v každom bode. Namerané hodnoty boli upravené pomocou vyhladzovania chvostov čiar a korekciou na pozadie.

Pre stanovenie makroskopických napätí vo vzorkách je nutné čo najpresnejšie stanoviť polohy jednotlivých difrakčných čiar. Preto na zistenie polohy

α_1 zložky röntgenového žiarenia sme použili aproximačnú metódu. Osvedčila sa nám metóda aproximácie difrakčnej čiary asymetrickým profilom Pearson VII [9].

Pre profilovú analýzu sme použili pre zistenie prístrojových čiar práškový $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ etalón z NIST-u. Experimentálne namerané difrakčné čiary boli upravené podobne ako difrakčné čiary od vzoriek a bola zistená uhlová závislosť $2w$ a 2β širok difrakčných čiar [9]. Ukázalo sa, že nie u všetkých vzoriek je možné použiť integrálnu metódu napr. [9] stanovenia širok $2w$ a 2β difrakčných čiar. Príčina je v prítomnosti difúzneho rozptylu od silne neusporiadanej medzivrstvy Si. V prípade použitia integrálnej metódy sa tento difúzny rozptyl premietne pri aproximácii ako chvosty difrakčnej čiary, čo vedie k nesprávnemu stanoveniu $2w$ a 2β širok čiar, napr. šírka difrakčnej čiary pri menšom uhle 2θ je väčšia ako pri väčšom uhle 2θ . Preto sme použili metódu nepriamej dekonvolúcie [7], pretože vo väčšine vzoriek nie sú prítomné vrstevnaté chyby a teda v dôsledku malých rozmerov oblastí koherentného rozptylu a mikrodeformácií bude mať fyzikálne rozšírenie difrakčnej čiary Foigtov profil.

V prípade tenkej vrstvy nanosennej na oxid hlinitý, kde bola zistená prítomnosť vrstevnatých chýb, boli stanovené mikronapätia a rozmery oblastí koherentného rozptylu aproximačnou metódou s použitím asymetrického profilu Pearson VII. V tomto prípade sme stanovili rozmery D_{ef} ako je zrejme zo vzorca (9).

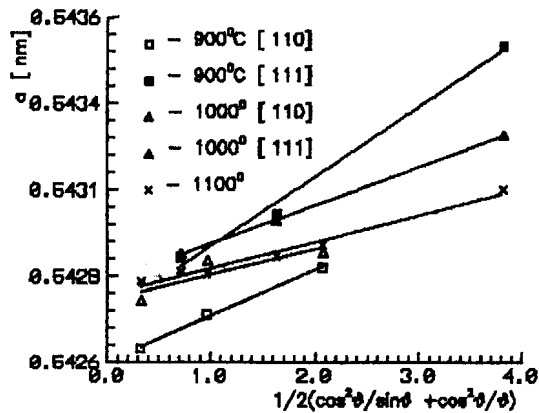
4. VÝSLEDKY A DISKUSIA

Tenké vrstvy Si na použitých keramických podložkách vykazujú textúru. Veľkosť textúry je možné posúdiť z hodnôt Harrisovho textúrneho indexu, ktoré sú uvedené v tab.2. Na položkách oxidu hlinitého a mullitu je textúra podľa očakávania v smere [111]. Výraznejšiu textúru sme pozorovali na podložke oxida hlinitého oproti podložke mullitu, pozri tabuľku 2. Textúra na podložke SiAlON-u je v smere [110], silne závisí od teploty a s rastom teploty nanášania klesá. Pozoruhodné je, že práve podložka SiAlON-u má rovinu s medzirovinnou vzdialenosťou najbližšou k medzirovinnnej vzdialenosti Si pre rovinu (111). Zdá sa, že pre vznik textúry je dôležitejšie, ako sú usporiadané atómy v rovine, na ktorej bude tenká vrstva rásť, ako zhodnosť medzirovinných vzdialeností.

Tabuľka 2. Harrisov textúrny index pre tenké vrstvy Si nanosené na keramických podložkách.

Tab. 2. Harris texture index for silicon films deposited on ceramic substrates

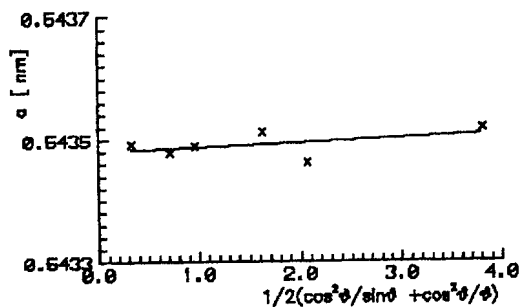
Podložka	Teplota nanášania	Smer textúry	T
Sialon	900°C	[110]	4,63
Sialon	1000°C	[110]	2,28
Sialon	1100°C	[110]	2,02
Alumina	1100°C	[111]	3,20
Mullit	1100°C	[111]	2,08



Obr.3. Závislosť parametra mriežky Si nanoseného na SiAlON-e v závislosti od funkcie $f(\vartheta)$.

Fig.3: Lattice parameter Si deposited on SiAlON as a function of $f(\vartheta)$.

Pri skúmaní posunu polohy difrakčných čiar Si v závislosti na podložke a teplote nanášania sme pozorovali, že vo väčšine prípadov je tento posun lineárny v závislosti od funkcie $f(\vartheta)$ (3), za predpokladu, že máme dve systavy rastu vrstiev, a to v smeroch [111] a [110]. Vo vzorkách na podložkách SiAlON-u a mullitu pri teplote 1100°C je závislosť posunu čiar od funkcie $f(\vartheta)$ lineárna pre všetky merané difrakčné čiary, pozri obr. 3 a 4.



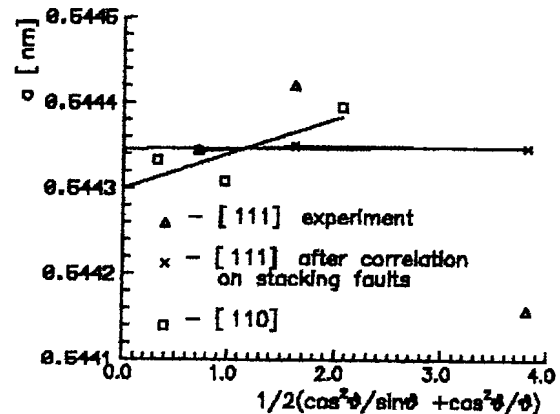
Obr.4. Závislosť parametra mriežky Si nanoseného na mullite v závislosti od funkcie $f(\vartheta)$.

Fig.4: Lattice parameter Si deposited on mullite as a function of $f(\vartheta)$.

Znamená to, že v týchto vrstvách deformácie kryštálikov nezávisia od orientácie a nie sú prítomné vrstevnaté chyby. Parametre m vo vzorci (2) pre tieto závislosti sú uvedené v tabuľke 3. Na podložke SiAlON-u pri nižších teplotách 900°C a 1000°C dochádza k spomínanému rozdzvojeniu do dvoch sústav rastu, ale pre predpokladané smery rastu [111] a [110] je závislosť od funkcie $f(\vartheta)$ lineárna, pozri obr. 3.

Z tohto vyplýva, že ani v týchto vrstvách neboli pozorované vrstevnaté chyby.

Najzložitejšia závislosť parametra mriežky od $f(\vartheta)$ je u vzorky Si nanosenej na podložke oxidu hlinitého, pozri obr.5. Posun difrakčnej čiary od roviny (111) je veľmi výrazný. Pre smer rastu [111] sme urobili metódou pokus – omyl korekciu na vrstevnaté chyby v rovine (111). Dobrú zhodu s experimentálnymi údajmi sme dosiahli pre pravdepodobnosť vrstevnatých chýb 0,010, pozri obr. 5. Pre smer rastu [110] boli posuny difrakčných čiar také, že ani metódou pokus – omyl nebolo možné preukázať prítomnosť vrstevnatých chýb v rovine (111) a na druhej strane vylepšiť lineárnu závislosť parametra mriežky od funkcie $f(\vartheta)$.



Obr.5. Závislosť parametra mriežky Si nanoseného na oxidu hlinitom v závislosti od funkcie $f(\vartheta)$.

Fig.5: Lattice parameter Si deposited on alumina as a function of $f(\vartheta)$.

Pre výpočet makroskopických napätí sme za nedeformovanú mriežkovú konštantu uvažovali tabuľkovú hodnotu pre čistý Si. Ako bude vidieť z nižšie uvedeného, polohy difrakčných čiar Si sú od dostatočne veľkých kryštálikov a len s veľmi malými mikrodeformáciami. Silne neusporiadaná medzivrstva Si vo vzorke na podložke SiAlON-u pri teplote 900°C spôsobuje difúzný rozptyl [10], ale neovplyvňuje polohu difrakčnej čiary. Preto môžeme predpokladať, že u nami skúmaných vzoriek je posun difrakčných čiar vyvolaný len makronapätiami a vrstevnatými chybami. Pre presné stanovenie polohy vrcholu difrakčnej čiary sa nám osvedčila metóda popísaná v [10]. Výsledky nameraných makronapätí pre jednotlivé vzorky sú uvedené v tab.3. Elastickú konštantu s_1 sme brali vypočítanú podľa CV modelu okrem vzoriek na podložkách SiAlON-u a mullitu pri teplote nanášania 1100°C, kde sme použili s_1 vypočítanú podľa modelu Foigta. Ukázalo sa, že na podložke SiAlON-u sú napätia v tenkej vrstve Si ťahové a s rastúcou teplotou klesajú. Ukázalo sa, že ak použijeme model rozdelenia napätí podľa Werna a kol [4] dostaneme rovnaké napätia v smere rastu [110] a [111] pre tenkú vrstvu Si nanosenú na podložku

Tabuľka 3. Makroskopické napätia v tenkých vrstvách Si nanosených na keramických podložkách

Tab.3. Lattice strains in polycrystalline silicon films deposited on ceramic substrates

Podložka	Teplota nanášania	Smer textúry	a [nm]	m	$\sigma_1 + \sigma_2$
Sialon	900 °C	[110]	0,542603	+ 0,00013	700 MPa
Sialon	900 °C	[111]	0,542739	+ 0,00020	570 MPa
Sialon	1000 °C	[110]	0,542799	+ 0,000075	400 MPa
Sialon	1000 °C	[111]	0,542831	+ 0,00011	400 MPa
Sialon	1100 °C		0,542806	+0,000077	340 MPa*
Alumina	1100 °C	[110]	0,544300	-0,000046	-2,0 GPa
Alumina	1100 °C	[111]	0,544346	-0,000007	-2,4 GPa
Mullitt	1100 °C		0,543481	+0,000007	-600 MPa*

Veličiny označené * sú vypočítané podľa Voigtovho modelu, nakoľko deformácie vo všetkých meraných kryštalografických rovinách boli rovnaké.

Tabuľka 4. Mikrodeformácie a rozmery oblastí koherentného rozptylu v tenkej vrstve Si nanosenej na SiAlON v závislosti od kryštalografickej roviny

Tab.4 Microstrains and crystallite size in polycrystalline silicon films deposited on SiAlON as function of crystallographic plane.

h k l	Teplota nanášania					
	900 °C		1000 °C		1100 °C	
	$\langle \epsilon^2 \rangle \times 10^8$	$\langle D \rangle$ [nm]	$\langle \epsilon^2 \rangle \times 10^8$	$\langle D \rangle$ [nm]	$\langle \epsilon^2 \rangle \times 10^8$	$\langle D \rangle$ [nm]
111	19,3	66	11,7	2100	11,2	nad 10000
220	41	215	0,7	530	0,4	nad 10000
311	359	94	92	160	3,7	nad 10000
331	31,4	58	6,4	157	2,0	7000
422	0,7	40	2,0	73	7,7	2780

Tabuľka 5. Mikrodeformácie a rozmery oblastí koherentného rozptylu v tenkej vrstve Si nanosenej na mullitt a korund pri teplote 1100 °C v závislosti od kryštalografickej roviny.

Tab.5 Microstrains and crystallite size in polycrystalline silicon films deposited on mullitt and alumina as function of crystallographic plane

h k l	mullitt		Alumina	
	$\langle \epsilon^2 \rangle \times 10^8$	$\langle D \rangle$ [nm]	$\langle \epsilon^2 \rangle \times 10^8$	$\langle D \rangle$ [nm]
111	3,1	524	10,8	340*
220	3,5	4010	4	200
311	3,2	320	116	255*
331	0,5	340	2,5	93
422	3,0	280	2,4	84*

Poznámka: Veličiny označené * sú hodnoty D_{ef} , pretože v týchto rovinách sú prítomné vrstevnaté chyby.

hové a s rastúcou teplotou klesajú. Ukázalo sa, že ak použijeme model rozdelenia napätí podľa Werna a kol [4], dostaneme rovnaké napätia v smere rastu [110] a [111] pre tenkú vrstvu Si nanosenú na podložku SiAlON-u pri teplote nanášania 1000 °C. Pri použití iných modelov rozdelenia napätí sú hodnoty zistených napätí rôzne. Na podložke mullittu sú napätia čo do veľkosti rádové ako u podložky SiAlON-u, ale sú tlakové. Na podložke oxidu hlinitého sú v tenkých vrstvách Si veľmi vysoké tlakové napätia rádové GPa. Zistili sme, že makronapätia sú vyššie v smere prednostného rastu kryštálikov

Pretože pre kryštály Si je dominantný smer rastu [111], zistili sme podľa očakávania, že najmenšie rozmery oblastí koherentného rozptylu a najväčšie mikrodeformácie sú u tenkej vrstvy Si nanosenej na SiAlON-e pri teplote 900 °C, ktorá má výraznú textúru v

smere [110]. Naopak u tenkej vrstvy Si nanosenej na podložke SiAlON pri teplote 1100 °C rozmer kryštálikov v smere kolmom na podložku je prakticky rovný hrúbke samotnej tenkej vrstvy. Mikrodeformácie sú veľmi malé, ale u niektorých tenkých vrstiev, ako u tenkých vrstiev Si na SiAlON-e pri teplotách 900 °C a 1000 °C a tiež pri podložke oxidu hlinitého sme pozorovali ich výrazný nárast v rovinách $\{311\}$. Zistené hodnoty mikrodeformácií a rozmerov oblastí koherentného rozptylu sú uvedené v tab.4 a tab.5

5. ZÁVER

Polykryštalické tenké vrstvy Si nanosené na keramických podložkách SiAlON-u, mullitu a oxidu hlinitom sa vyznačujú textúrou, ktorá nie vždy zodpovedá misfitu. Na podložke SiAlON-u je prednostný smer rastu kryštálov [110], hoci práve u

tejto podložky je misfit roviny [111] Si najmenší. Na podložkách mullitu a oxidu hlinitého je prednostný smer rastu [111].

Makronapätia v tenkých vrstvách Si na podložkách SiAlON-u a oxidu hlinitého sú rôzne v rôznych smeroch rastu. Pričom napätia v tenkých vrstvách Si na podložkách SiAlON-u sú ťahové a na podložkách oxidu hlinitého a mullitu sú tlakové. Väčšie napätia sme pozorovali v rovinách zodpovedajúcich prednostnému smeru rastu. V tenkých vrstvách Si na podložkách SiAlON-u napätia závisia od teploty a s rastom teploty klesajú.

Vrstevnaté chyby sme pozorovali len u tenkej vrstvy nanesej na podložke oxidu hlinitého a to v smere prednostného rastu [111], kde zistená hodnota pravdepodobnosti v rovinách (111) bola 0,010.

Mikronapätia vo všetkých tenkých vrstvách Si sú veľmi malé. Určitú anomáliu sme pozorovali v tenkej vrstve Si nanesej na podložke SiAlON-u pri teplote nanášania 900°C, kde sú mikronapätia vyššie.

Rozmery oblastí koherentného rozptylu sú relatívne vysoké. V tenkých vrstvách, nanesených na podložkách mullitu a SiAlON-u pri teplote nanášania 1100°C, jednotlivé kryštáliky v smere rastu majú rozmer hrúbky nanesej vrstvy.

LITERATÚRA:

- [1] Višňakov, Ja.D.: Defekty upakovki kristalličes koj strukture. Metallurgia, Moskva, 1970
- [2] Rentgenografia (redaktor Kacnel'son A.A.) Izdatel'stvo Moskovskogo universiteta, Moskva, 1986.
- [3] Kraus I, Trofimov V.V.: Rentgenová tenzometrie, Academia, Praha, 1988
- [4] Wern H., Johannes R. and Walz H.: Phys.stat.sol. (6) 206, 545, (1998)
- [5] Kelli A., Grovs G.: Kristallografia i defekty v kristallach, Mir, Moskva, 1974
- [6] Balzar D. and Ledbetter H.: Appl. Cryst. 26, (1993) 97 – 103
- [7] Jackuliak Q., Šutta P.: A Method of Indirect Deconvolution for Determination of the Physical Profile of Dif fraction Line, in Elektro 2001 section: Fundamental Phenomena and Principles for Application in Electrical Engineering, May 22 – 23, 2001, Žilina
- [8] J.M.M. van Zutphen, P. Šutta, F.D. Tichelaar, A. von Keitz, M. Zeman, J.W. Metselaar, Journal of Crystal Growth 223 (2001) pp. 332-340.
- [9] Jackuliak Q., Šutta P.: Method of Calculation of $K\alpha_1$ and $K\alpha_2$ Components of Intrumental Difrraction Line Considering Different Components Asymetry, In Elektro '99 section: Fundamental Phenomena and Principles for Application in Electrical Engineering, May 25 – 26, 1999, Žilina