

INTRINZIČNO GETRANJE IN INŽENIRING DEFEKTOV

M. Maček

1. UVOD

Polprevodniške tehnologije, še zlasti izdelava integralnih vezij (IV), doživljajo v zadnjih nekaj letih nesluten razmah. Število integriranih aktivnih elementov se je v drugi polovici 80. let povzpelo še do nedavno komaj slutenega obsega in znaša pri spominskih vezjih že krepko prek 1 milijona. Tudi vezja po naročilu sledijo temu trendu, seveda v nekoliko manjši meri; po drugi strani pa se postavljajo za ta vezja, zlasti še za analogna, vedno hujše omejitve glede nekaterih drugih parametrov.

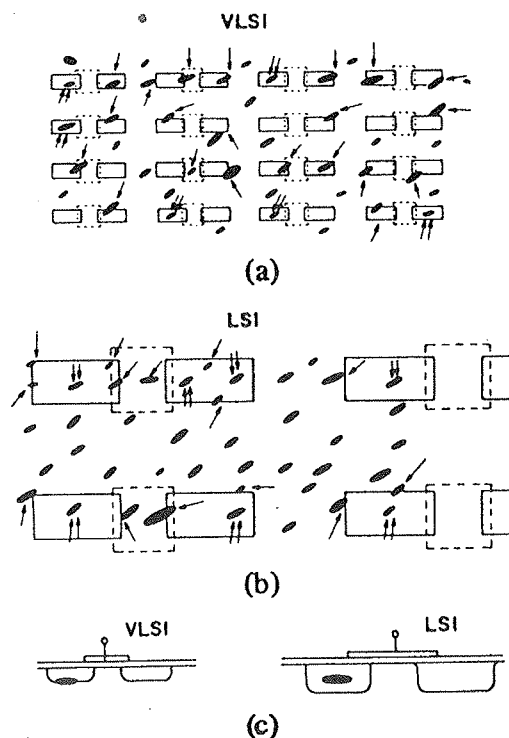
Vzporedno z zniževanjem dimenzije načrtovanih elementov so se ustrezno nižale debeline dielektričnih plasti in globine spojev, kar je postavilo oblikovalce procesov pred nove, do nedavnega slabo poznane probleme zanesljivosti tankih oksidov in p-n spojev.

Že iz zgodovinskih časov ⁽¹⁾ je dobro poznan vpliv kristalnih defektov v substratu in to tako onih prisotnih v startnem materialu (pri današnji kvaliteti Si rezin skoraj nepomembno), kakor tudi tistih, ki nukleirajo in rastejo med termičnim procesiranjem, na izplen vezij ⁽²⁾ ter na kvaliteto in zanesljivost tankih dielektričnih plasti ^(3,4), p-n spojev ^(5,6) in na življenjske čase nosilcev nabojev ^(7,8). Škodljivi so seveda samo tisti defekti, ki leže v osiromašenem področju aktivnih gradnikov integriranega vezja, to je na določenem delu površine rezine. Shematično je pozicija neškodljivih in škodljivih kristalnih defektov za LSI in VLSI proces prikazan na sliki 1.

Po drugi strani pa je tudi poznano, da imajo lahko defekti locirani v notranjosti, na hrbtni strani in tudi na čelni strani izven osiromašenih področij aktivnih elementov, pozitiven vpliv in se izkoriščajo za getranje, ki je lahko:

INTRINZIČNO ⁽⁹⁾, pri katerem izkoristimo defekte nastale med termičnim procesiranjem (precipitacijske zanke, dislokacijske zanke in napake zloga) v notranjosti rezine kot mesta za getranje neželenih kovinskih nečistoč.

EKSTRINZIČNO ⁽¹⁰⁾, ko getramo nečistoče na namerno ustvarjene defekte na čelni ali hrbtni strani (difuzija fosforja, mehanski defekti „soft damage“, implantacija Ar na hrbtno stran, lasersko pretaljevanje hrbtne strani rezin, depozicija Si_3N_4 ...).



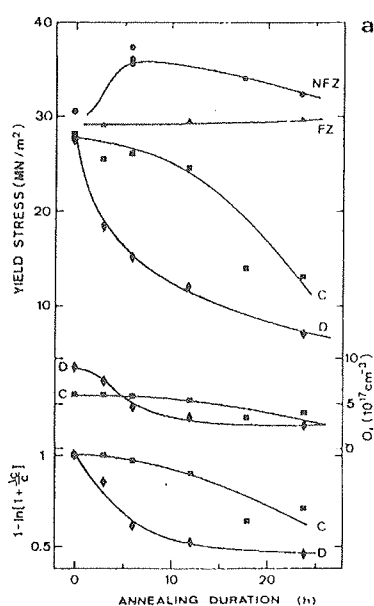
Slika 1: Efekt defektov ⁽²⁾ v substratu na VLSI (a) in na LSI (b) vezju. Defekti, označeni s puščico, sekajo osiromašeno področje in prispevajo k puščanju. Efekt defektov, označenih z dvojno puščico, je odvisen od globine spoja, kar vidimo na sliki c.

Po drugi strani lahko z defekti v notranjosti tudi kontrolirano zmanjšujemo življenjske čase nosilcev naboja in na ta način povečujemo odpornost proti „latch-up“ efektu ⁽¹¹⁾.

2. VPLIV DEFEKTOV NA IZPLEN IN ZANESLJIVOST VEZIJ

Najdirektnjši vpliv defektov na izplen opazimo zaradi zvijanja rezin (warp) po termičnih operacijah in s tem povezanim odklonom površine rezine od idealne fokalne ravnine med postopkom preslikave. Za sodobne projekcijske poravnalnike nekako velja, da je maksimalna dovoljena deviacija manjša od $\sim 2.5 \times D_{\text{min}}$ ⁽²⁾. Posledica prekomernega zvijanja se tako pokaže v nekvalitetni preslikavi (moščenja, neodprti kontakti ...) in s tem povezanimi defekti v SUPERSTRUKTURI vezja, kar ima vpliv na funkcionalne napake, prekomerno porabo itd., ali pa v obliki defektov v SUBSTRATU zaradi njegove plastične deformacije, kar se

lahko odraža v funkcionalnih odpovedih, povečani porabi in v slabši zanesljivosti. Odpornost rezin nasproti zvijanju je odvisna v največji meri od koncentracije intersticijskega kisika (večja ko je koncentracija, večja je odpornost), od deleža precipitiranega kisika^(12,13,14), od mikrostrukture defektov v notranjosti, vedno večjo pomembnost pa dobiva tudi nadzor nad koncentracijo dušika in ogljika⁽¹⁵⁾, saj se s povečano koncentracijo dušika povečuje odpornost rezin na zvijanje. Na sliki 2 so prikazane eksperimentalno dobljene krivulje⁽¹⁴⁾ za prepustno napetost („yield stress“) in precipitacijo kisika in FZ rezine dopirane z dušikom, ki nam zgornje navedbe najlepše komentirajo.



Slika 2: Eksperimentalne krivulje za prepustno napetost „yield stress“ in precipitacijo kisika⁽¹⁴⁾ kot funkcija popuščenja na 1050°C in različno koncentracijo intersticijskega kisika (D: 9E17 in C: 5.5E17/cm³). NFZ pomeni z dušikom (5.4E15/cm³) dopiran FZ silicij.

Vendar na splošno velja, da se da s pazljivim načrtovanjem termičnih operacij zvijanje skorajda preprečiti, držati se je potrebno le dovolj nizkih temperatur vlaganja in izvlačanja rezin, ki naj ne presegajo 850°C, kakor so predlagali Andrews in soavtorji⁽¹⁶⁾. Navedena temperatura se tudi lepo ujema s temperaturo 800°C na kateri se Si razine začno plastično deformirati⁽¹⁷⁾.

Defekti v substratu zanimivi s stališča polvodniških tehnologij se delijo na točkaste defekte (intersticijski, vakance, kemijske primesi), linijske (ra-

zne vrste dislokacij in njihovih kompleksov), ploskovne (napake zloga) in na volumske pod katerimi zajemamo vse vrste precipitativ, ki pa so v bistvu gruče bolj, ali manj urejenih intersticijskih defektov.

Kristalni defekti so sami po sebi v določeni meri električno aktivni, njihova škodljivost pa se močno poveča z dekoracijo s težkimi kovinami (glej na primer⁽²⁾). Defekti lahko povzročijo trenutno odpoved v funkcionalnem smislu ali pa povzročijo preveliko porabo določenega vezja, oz. povzročijo poznejšo odpoved. Vzrok leži v lokaliziranih generacijskih tokovih, če defekti leže v osiromašenem področju ali pa v povečanem reverznem toku zaradi pojave lokalno okrepljenih difuzij („diffusion spikes“).

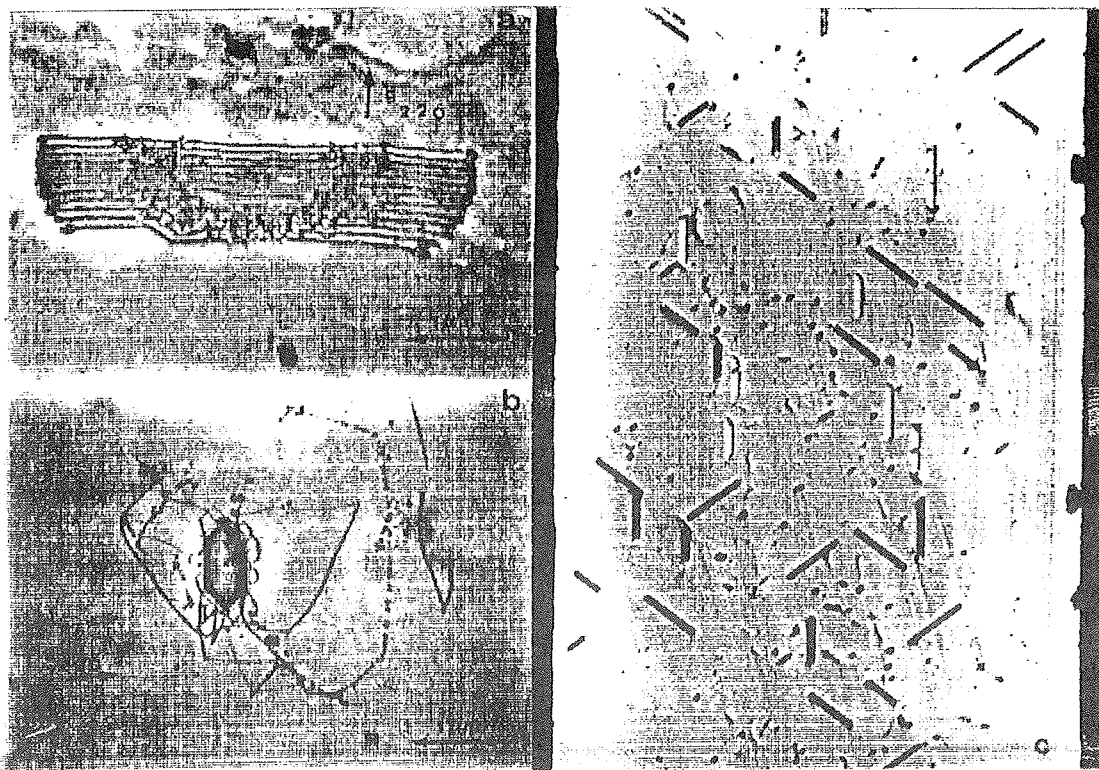
3. INŽENIRING DEFEKTOV

Kot je že bilo omenjeno, so defekti lahko škodljivi in neškodljivi, oz. celo koristni. Zato se je v zadnjem času razvila posebna veda, tako imenovani INŽENIRING DEFEKTOV. Njegova vodilna ideja je na osnovi poznavanja tvorbe in vplivov defektov doseči optimalno defektno strukturo substrata, ki bo zagotavljala:

BREZDEFEKTNO POVRŠINSKO PLAST, oz. denudirano cono (DZ) globine 2-3x večje od največje globine osiromašenih področij⁽¹⁸⁾, kar znaša tipično okrog 20 μm za sodobne procese CMOS. V njej naj ne bo ne precipitativ kisika, kakor tudi ne ostalih kristalnih defektov.

OPTIMALNO KONCENTRACIJO IN STRUKTURO DEFEKTOV v notranjosti rezine^(19,20,21), katerega namen je optimizirati možnost internega getranja pri optimalni odpornosti rezin na zvijanje. Zahtevi po čim boljšem getranju in odpornosti proti zvijanju sta si namreč nasprotni pa tudi zahteva po lepo denudirani površini je mnogokrat v nasprotju z željo po čim uspešnejšem getranju in je potrebno poiskati kompromis med nasprotujočimi si zahtevami. Primer dobro načrtovane defektne strukture notranjosti rezine s pozitivnim vplivom na izplen je prikazan na sliki 3.

Preden pa se lahko lotimo inženiringa defektov si moramo razčistiti osnovne pojme o najvažnejših intrinzičnih in ekstrinzičnih defektih v Si kristalu, pomembnih s stališča inženiringa defektov, kakor tudi na delovanje in zanesljivosti vezij. Defekti so lahko točkasti, linijski (razne oblike dislokacije), ploskovni (tipičen primer so napake zloga), ali pa volumski, od katerih so najpogostejši razni precipitativ, oz. gruče točkastih defektov.

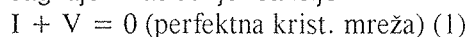


Slika 3: a) primer močno dekorirane napake zlaga v procesu CMOS; b) primer heksagonalnega precipitata obdanega z dekoriranimi dislokacijami v istem procesu ⁽¹⁴⁾; c) presek rezine z lepo razvito DZ in optimalno defektno strukturo za določen bipolarni proces.

3.1. Točkasti defekti

V skladu s termodinamiko so v kristalu vedno prisotni točkasti defekti v obliki lastnih intersticialnih atomov in praznin-vakanc. Njihova koncentracija je odvisna od tehnologije vlečenja kristala in poznejših termičnih obdelav, manifestirajo se kot tako imenovani A, B in D „swirl“ defekti ⁽¹⁷⁾, ki pa so v bistvu gruče točkastih defektov z volumsko naravo.

V kristalu obstaja med točkastimi defekti termodinamsko ravnovesje. Defekti med seboj namreč reagirajo z naslednjo reakcijo



Vedno pa velja, da kljub zunanjim ali notranjim perturbacijam kristala ostaja produkt koncentracij $C_{i \times C_v}$ bolj ali manj konstanten. To so bili tako imenovani intrinzični defekti. Poznamo pa tudi ekstrinzične defekte. V to grupo spadajo tisti defekti, ki smo jih v kristal hote ali nehote vnesli. S stališča zagotavljanja izplena in zanesljivosti polvodniških tehnologij so najpomembnejši naslednji ekstrinzični defekti:

KISIK, OGLJIK, DUŠIK, ki so prisotni že v startnem polikristaliničnem materialu ali pa jih naknadno vnesemo vanj med procesiranjem. Do nedav-

nega je bil njihov pomen (razen kisika) na procesiranje IV še slabo poznan, danes pa jim dajejo veliko pozornost, zaradi njihovih direktnih pozitivnih ali pa tudi negativnih vplivov na lastnosti vezij in izplen.

PREHODNE KOVINE so nezaželene, vendar vedno prisotne ekstrinzične primesi že v startnem polikristaliničnem materialu, še večjo koncentracijo pa dosežejo med samim vlečenjem kristala in poznejšim procesiranjem. Najpogosteje prisotne kovine so Fe, Ni, Cu in imajo katastrofalne posledice na izplen ter na kvaliteto in zanesljivost p-n spojev in tankih dielektričnih plasti.

HALKOGENI ATOMI S, Se, Te povzročajo v Si pojav donorjev, zato so jih v zadnjem času začeli intenzivno raziskovati.

Poleg teh defektov sodijo s stališča fizike med ekstrinzične defekte tudi dopanti P, As, Sb, B, Ga, vendar pa jih s stališča tehnologije ne uvrščamo med defekte, saj so nujno potrebni v določenih koncentracijah za delovanje polvodniških elementov.

3.2. Dislokacije

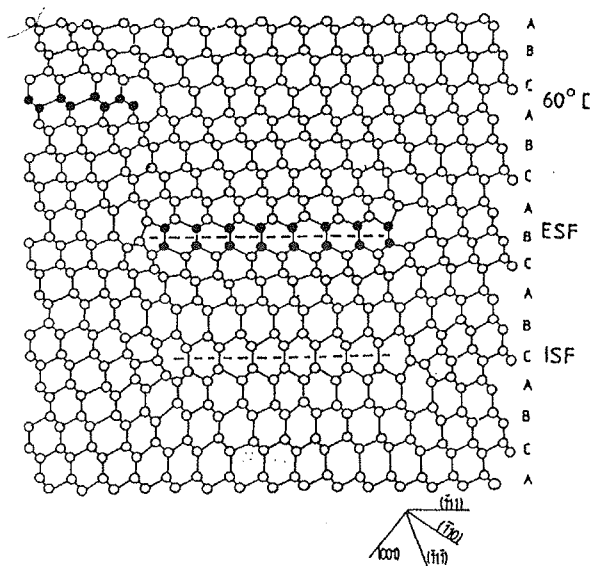
Današnji Si monokristali se prodajajo kot brezdislokacijski. Gostota dislokacij je torej zelo majhna, oz. jih po zagotovitih proizvajalcev ne bi smelo biti. Vendar prihaja med procesiranjem IV do tvorbe dislokacij v raznih oblikah (pretežno v obliki zank) kot posledica mehanskih napetosti na robu LOCOS strukture, precipitativ SiO_x , kot posledica rekristalizacije implantiranih območij in difuzije (12,22). Ker pa so te dislokacije prostorsko omejene, običajno niso škodljive (vsaj dokler so omejene na neaktivna področja, kot na primer implantacijski defekti v ponorjih in izvorihi). V primeru, ko pa pride zaradi termičnih napetosti pri temperaturah nad 800°C do plastične deformacije, nastanejo tako imenovane „slip“ dislokacije, ki imajo še posebej, če so dekorirane s kovinami in če leže v osiromašenem področju p-n spoja, oz. ga prečkajo, katastrofalne posledice. Znano je, da jih težko getramo.

3.3. Napake zloga

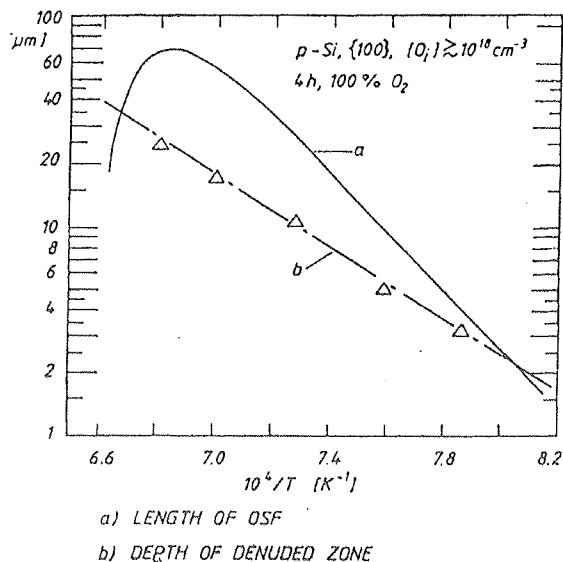
Napake zloga (SF) so največji defekti, prisotni v monokristalnem Si, saj dosegajo velikost tudi do $200\ \mu\text{m}$. Nastanejo med termičnimi operacijami, s precipitacijo lastnih intersticialnih atomov in so torej ekstrinzične narave. Intrinzične SF nastanejo s precipitacijo vakanc, vendar so do sedaj bile opažene le v epitaksialnih plasteh. Kristalna struktura defektov je prikazana na sliki 4. S stališča procesiranja pa jih moramo deliti na volumske, ki rastejo v notranjosti rezine in jim za vir intersticialov služijo precipitati kisika ter površinske, oksidacijsko inducirane, ki rastejo na površini med visoko temperaturnimi oksidacijami zaradi kontaminacije s kovinami ali pa mehanskih poškodb površine in preslabega intrinzičnega getranja. Ločimo jih po izgledu, saj so slednje enakomerne velikosti, medtem ko so volumske različnih velikosti na površini. Slika 5 (17) nam kaže odvisnost rasti volumskih SF in globine denudirane cone. Vidimo, da na temperaturah med 1000 in 1200°C lahko napake rastejo v denudirano cono, zato je potrebno pred operacijami, ki povzročijo rast SF, doseči ustrezno globino cone brez kisika. S stališča intrinzičnega getranja so SF v notranjosti rezine zelo zaželene, saj so zelo ugodna mesta za precipitacijo kovin (slika 3a).

3.4. Precipitati

Precipitati so defekti s katastrofalnimi posledicami za procesiranje, če so na površini rezine v aktivnem področju, saj direktno vplivajo na kvaliteto p-n spojev, tankih oksidov in na življenjske čase. Najpogostejši precipitati v CZ Si so SiO_x v



Slika 4: Projekcija (110) ravnine Si mreže z intrinzično (ISF) in ekstrinzično (ESF) napako zloga ter 60° dislokacijo ($60^\circ/D$), (17).



Slika 5: Primerjava dolžine napake zloga in globine denudirane cone za različne procesne temperature, (17).

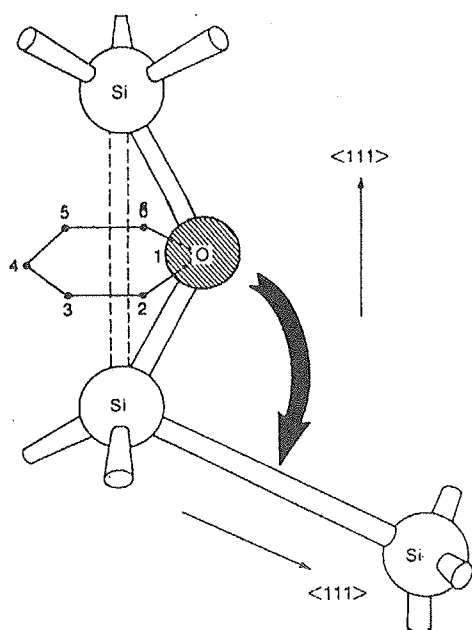
različnih kristalnih strukturah in morfologijah ter precipitati prehodnih kovin. Slednji so v vsakem primeru nezaželeni, medtem ko so precipitati SiO_x zelo zaželeni v notranjosti rezine, saj so vir Si lastnih intersticialov in dislokacijskih zank (primer je na sliki 3b). Zato igrajo v inženiringu defektov, oz. intrinzičnem getranju ključno vlogo.

4. KISIK V SI

Kisik je glavna primes v CZ Si kristalih. Njegova koncentracija se giblje od $5E17-1E18 \text{ at/cm}^3$, izvira pa v glavnem iz direktnega kontakta Si taline in kvarčnega lonca med postopkom vlečenja kristala. Kisik je vgrajen na intersticialnih položajih, kakor nam kaže slika 6, povzeta po ⁽²³⁾. Najustreznejša metoda za študij kisika (O_i) v Si je IR spektroskopija, s pomočjo katere je bila tudi določena pozicija intersticialnega O_i na sliki 6, prav tako pa se s to metodo meri koncentracija intersticialnega kisika ⁽²⁴⁾. Topnost kisika opišemo z enačbo:

$$C_s = C_o * \exp(-E_a/kT) \quad (2)$$

Vrednosti za C_o in E_a varirajo od avtorja do avtorja, najpogosteje pa se uporabljajo vrednosti $C_o = 0.15E22/\text{cm}^3$ in $E_a = 1.03 \text{ eV}$, ki jih je določil Craven ⁽²⁵⁾.



Slika 6: Shematičen prikaz položaja intersticialnega kisika, ⁽²³⁾.

Med termičnim procesiranjem Si rezine prihaja do treh pojavov:

Na temperaturah pod 1000°C , še zlasti pa pod 800°C , prihaja do NUKLEACIJE ^(9,10), to je tvorbe precipitacijskih jeder. Pojav je lahko homogen ali pa heterogen, odvisno od kvalitete vlečenja kristala. O heterogeni nukleaciji govorimo takrat, kadar so v izvlečenem kristalu prisotni defekti (zelo majhni precipitati SiO_x , C ..), ki služijo kot mesta za nadaljno precipitacijo. O homogeni pa govorimo tedaj, ko se jedra tvorijo enakomerno med nizkotemperaturnim popuščanjem. Opišemo jo z naslednjo enačbo:

$$N_o(x,t) = J_s(x)(t - t_o(1 - \exp(-t/t_o))) \quad (3)$$

v kateri pomeni

$$J_s(x) = J_o D(T) O_i(x,0) T \wedge (-1/2) * \exp(-E_o/(T(1-T/T_s) \wedge 2)) \quad (4)$$

V njej pomeni t - čas popuščanja, t_o - inkubacijski čas, potreben, da precipitat zraste do kritične velikosti $R_c(*)$ (10) za naslednji postopek, T_s - pomeni temperaturo, na kateri je koncentracija O_i enaka topnosti. Konstanti J_o in E_o sta materialni konstanti ($J_o \sim 7.94E-11 \text{ cmK} \wedge 0.5$, $E_o \sim 1082 \text{ K}$), ⁽²⁶⁾.

Predstopnjo nukleacije na temperaturah pod 700°C predstavlja tvorba sekundarnih termičnih donorjev, katerih struktura pa danes še ni enolično določena.

Med termičnim procesiranjem na temperaturah nad 1000°C pride do dveh pojavov: DIFUZIJE kisika iz/v rezine(o) in difuzijsko kontrolirane PRECIPITACIJE.

Difuzijo kisika opišemo z znano difuzijsko enačbo, koeficient difuzije pa opišemo z enačbo:

$$D = D_o * \exp(-E_a/kT) \quad (5)$$

Najpogosteje upoštevamo naslednje vrednosti: $D_o = 0.07 \text{ cm}^2/\text{s}$ in $E_a = 2.44 \text{ eV}$ ⁽²⁷⁾, vendar pa lahko iz slike 7 vidimo precejšnje razlike med izmerjenimi vrednostmi, še zlasti pri temperaturah pod 800°C , za katere se predpostavlja, da je difuzija ojačana vsled difuzije molekularnega kisika ⁽²⁸⁾.

Delež sprecipitiranega kisika v sferičnih precipitatih, katerim raste velikost skladno s količino precipitirane snovi, opišemo s Hamovo ⁽²⁹⁾ teorijo precipitacije. Velja:

$$Kot = H(Sp \wedge 1/3) \quad (6)$$

K_o - je tako imenovana dinamična konstanta

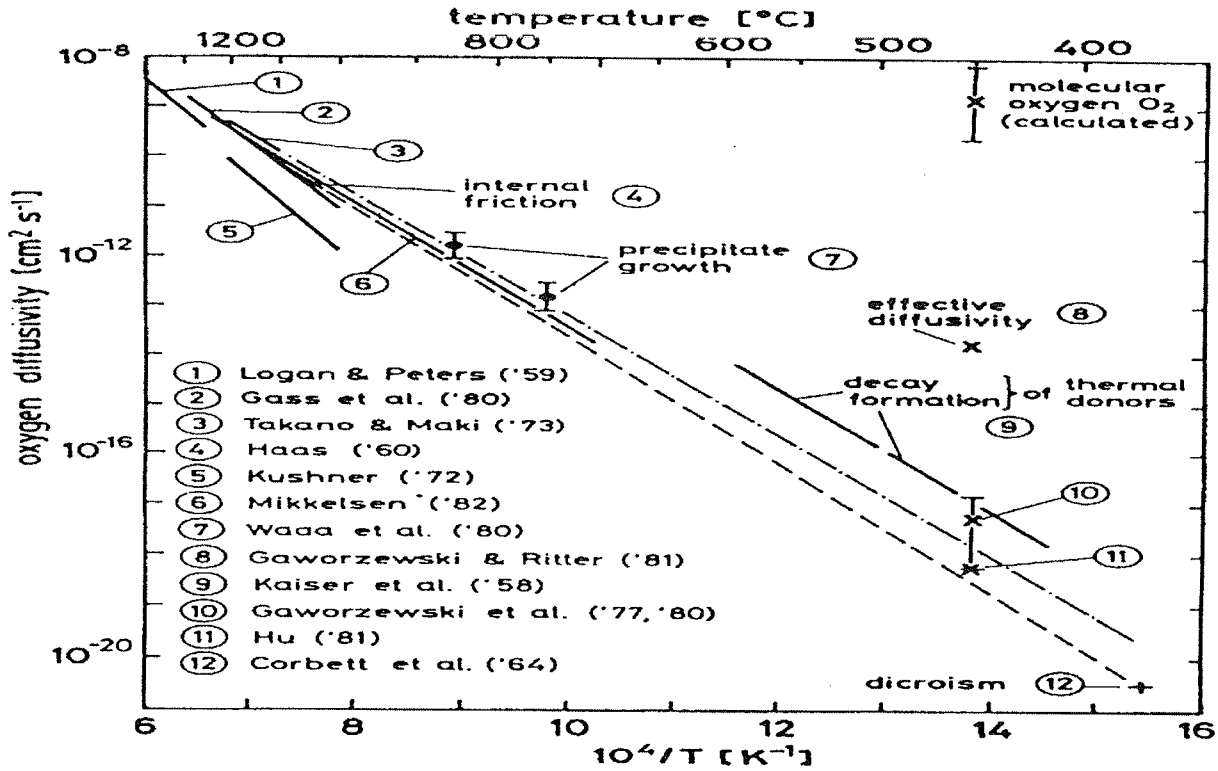
$$K_o = D(T) 3 \wedge (1/3) (4\pi N_o) * 9(2/3) * ((C_o - C_s(T))/C_p) \wedge (1/3), \quad (7)$$

pri čemer pomenita C_o in C_p koncentraciji precipitanta v matriki in precipitatu. $H(x)$ je komplicirana funkcija razmerja koncentracij Sp

$$H(x) = (1/2) \ln((x \wedge 2 + x + 1)/(x \wedge 2 - 2x + 1)) - 3 \wedge (1/2) \text{artg}((2x + 1)/3 \wedge (1/2)) + 0.09068 \quad (8)$$

$$Sp(t) = (C_o - C(t))/C_o - C_s(T), \quad (9)$$

v katerem pomeni: $C(t)$ - Trenutno koncentracija precipitanta v matriki, $C_s(T)$ - pa topnost pri temperaturi T .

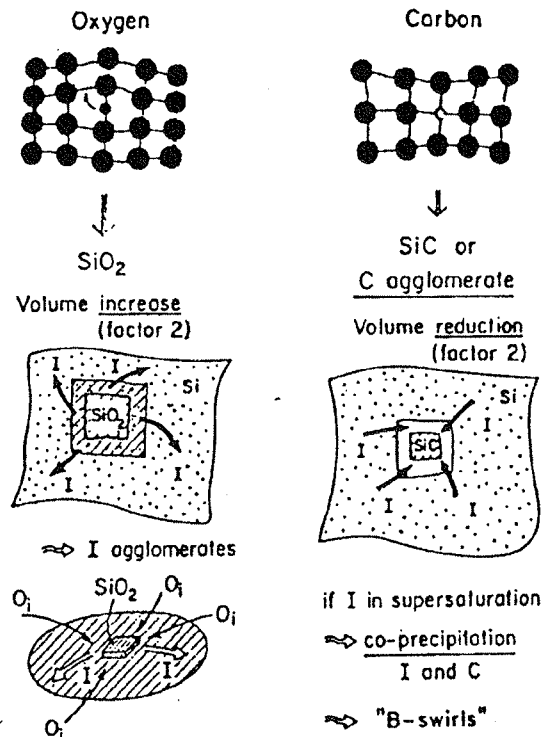
Slika 7: Difuznost kisika kot funkcija temperature, ⁽²⁷⁾.

Popuščanje Si na temperaturah 650-1150°C povzroči formacijo vrste različnih defektov, kot so paličasti coesitni precipitanti, ploščati amorfni precipitanti, napake zloga, dislokacije in razne kompleksnejše strukture. Vsi ti defekti so postali dobro določljivi šele v 80. letih, z uporabo HRTEM, saj je na primer tipična velikost precipitativ SiO_x od nekaj do nekaj 100nm. V tabeli 1 ⁽²²⁾ so shematično prikazani tipi in morfologija precipitativ za eno, oz. dvostopenjsko popuščanje.

Proces precipitiranja SiO_x povzroči veliko volumsko spremembo približno za faktor 2, kar pomeni, da se morajo na nek način relaksirati napetosti. Zato prične precipitat po določeni količini precipitiranega kisika emitirati intersticijske Si atome v mrežo, oz. absorbirati vakance. V poznejši fazi pa spremlja proces precipitacije emitiranje prizmatičnih dislokacijskih zank. Volumske razmere v okolici precipitata so razvidne na sliki 8 ⁽²⁷⁾.

4.1. Prehodne kovine

Omenjeno je že bilo, da so v Si kristalu vedno prisotne večje ali manjše koncentracije kovinskih nečistoč. Pretežno so to elementi iz 3d skupine Fe, Cr, Co, Ni in Cu, ki so vgrajeni pretežno na intersticijskih mestih, medtem, ko z naraščajočim atomskim številom narašča tendenca po zasedbi substicionalnih mest kristalne rešetke. Kovinske

Slika 8: Preprost shematski prikaz volumskih razmer pri precipitaciji kisika in ogljika, ⁽²⁷⁾.

nečistoče povzročijo dodatne nivoje v sredini prepovedanega pasu in s tem okrepljeno rekombinacijo. Še bolj škodljivo pa delujejo kovinski precipitanti v osiromašenem področju. Tipične koncentracije kovin v surovih rezinah, ugotovljene z metodo NNA so okrog $1E13-1E14/cm^3$, med procesiranjem pa se koncentracija poveča na $1E14-1E16$ in tudi več v primeru velike kontaminacije⁽²⁹⁾.

Topnost kovin⁽³¹⁾ prikazana na sliki 9 na tipičnih procesnih temperaturah je mnogo nižja od tipičnega nivoja kontaminacije, kar pomeni da so kontaminanti v prenasičenem stanju in težje k precipitaciji. Še bolj neugodna pa postane zadeva zaradi velike difuzijske konstante intersticialnih kovin. Primer je prikazan na sliki 10 in je zajet iz istega vira kot topnost. Vidimo, da tipična kovinska primes predfundira globino celotne rezine v nekaj minutah pri zmerni temperaturi $800^{\circ}C$.

4.2. Princip getranja kovinskih nečistoč

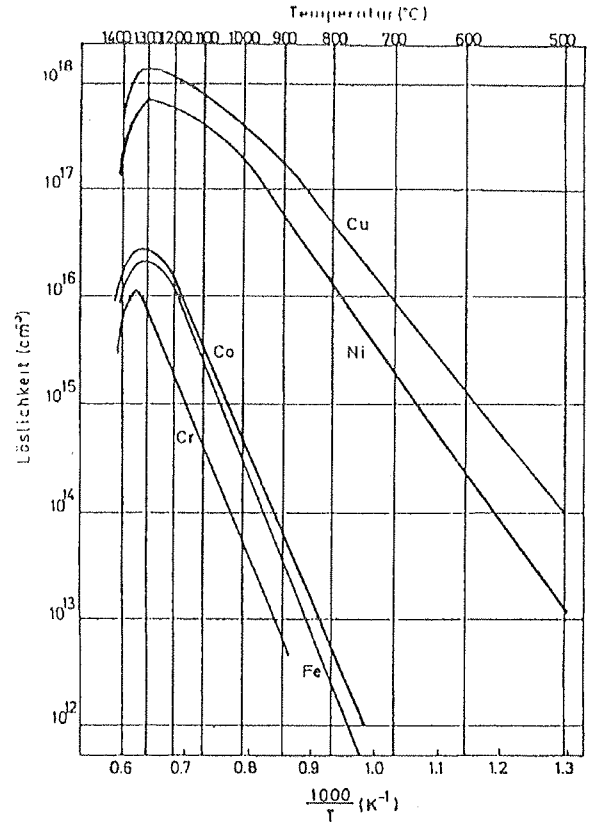
V zgodovini procesiranja IV je bilo mnogo razlag getranja kovinskih nečistoč s takoimenovanim ekstrinzičnim načinom, ko mesta za getranje uvedemo na površino ali intrinzičnim, ko izkoristimo lastnosti intersticijalnega kisika oziroma defektov v notranjosti rezine. Vendar kaže, da se izoblikuje nekakšna splošna teorija, ki opiše getranje tako intersticijalnih (Fe, Ni, Cu), kakor tudi substitucionalnih prehodnih kovin (Au, Pt). Po tej teoriji imajo ne glede na način getranja vodilno vlogo Si lastni intersticijali.

Postopek getranja sestavljata v bistvu dve fazi. V prvi fazi uvedemo v kristal intersticiale v zadostni koncentraciji tako, da povzročimo topljenje kovinskih precipitativ, saj vemo da je topnost kovin majhna in so pretežno prisotne v obliki silicidnih precipitativ. V teoriji precipitacije obstaja namreč kritični radij R_c , ki je funkcija temperature T , koncentracije lastnih intersticialov C_i , vakanc C_v , precipitanta P , vrste precipitirane faze Si_yP_x in površinske energije σ ^(14,32). Po tej teoriji bodo precipitanti z radijem večjim od R_c na določeni temperaturi rastle, medtem ko se bodo precipitanti z radijem manjšim od R_c raztopili, kljub temu, da je topnost za določeno temperaturo presežena. Kritični radij definiramo z enačbo:

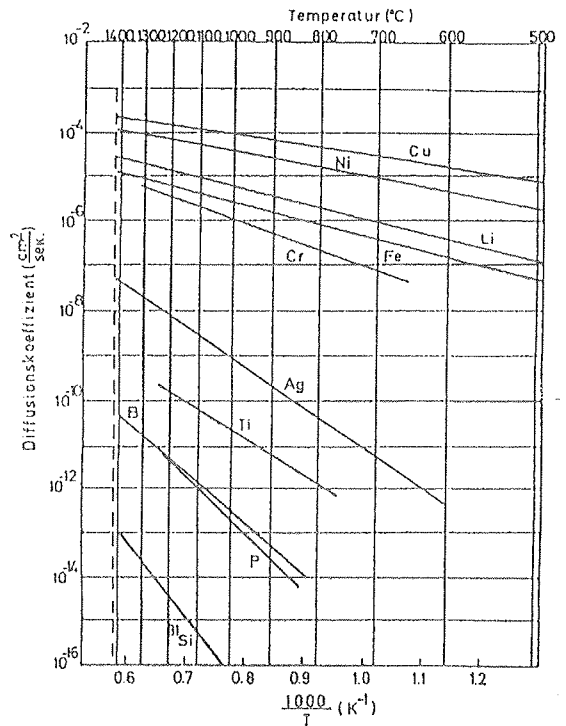
$$R_c = 2\sigma / (EkT/q) \ln(C_o C_v \wedge m / C_i \wedge n) - \delta_{\mu} d E' \quad (10)$$

v kateri pomenijo:

$E = (1-E') \wedge -3$ in pomeni E' - napetost, ki je v idealnem primeru, ko se vse napetosti relaksirajo zaradi emitiranja intersticialov enaka 0.



Slika 9: Topnost prehodnih kovin v Si,⁽²⁹⁾



Slika 10: Difuzijski koeficienti⁽²⁹⁾ raznih elementov iz 3d skupine v Si.

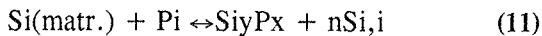
n, m - število emitiranih intersticialov in absorbiranih vakanc.

C_0, C_i, C_v - relativno koncentracijo $C/C(T)$ precipitanta, intersticialov in vakanc, ki imajo ravnotežno vrednost $C_i, v(T)$.

μ, d - sta strižni modul in linearna neskladnost matrike in precipitata.

q - gostota precipitata $SiyPx$.

Reakcija namreč poteka po naslednji enačbi:

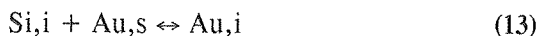


v kateri je volumska sprememba, oz. število emitiranih intersticialov n v idealnem primeru enako:

$$n = y/x(C(Si, \text{matr})/C(Si, SiyPx) - 1) \quad (12)$$

Vidimo, da injekcija lastnih intersticialov (bodisi iz notranjosti zaradi rasti precipitativ, bodisi od zunaj zaradi ekstrinzičnega getranja) povečuje kritični radij, če je volumska sprememba n večja od 0 ($SiO_2, CuSi, Fe(1,3)Si, Ni(1,2,3)Si$) in zmanjšuje, če je manjša ($NiSi_2, FeSi_2$)⁽³²⁾. Na srečo pa oba poslednja silicida z $n=0$, ki raste ob presežku Si intersticialov precipitirata v območju z visoko koncentracijo intersticialov⁽³³⁾ (v bližini SiO_x precipitata, močno s fosforjem, ali bromom dopirane plasti).

Mehanizem getranja substitucijskih prehodnih kovin (Au, Pt) je nekoliko drugačen. Pri njih dosežemo z visoko koncentracijo lastnih Si intersticialov s tako imenovano „klick-out“ reakcijo:

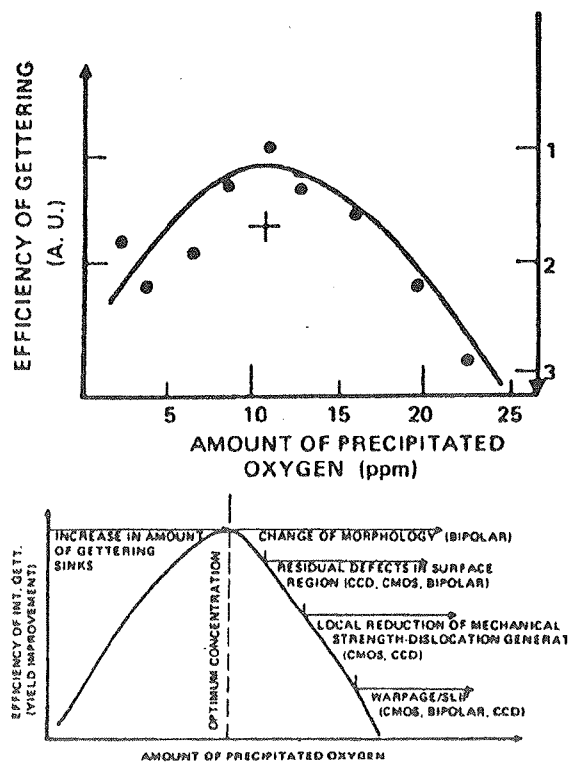


pretvorbo substitucijske (večinske) v intersticialno kovino, ki ima mnogo večjo difuzijsko konstanto (razlika znaša okrog 5 velikostnih razredov!). Na ta način omogočimo difuzijo zlata na s fosforjem močno dopirana področja rezine, ki so hkrati tudi izvor intersticialov, kjer se veže s kompleksom fosfor-vakanca⁽³⁴⁾.

Pri optimiziranju intrinzičnega getranja lahko sledimo dvema fazama:

HITRI PRECIPITACIJI kisika na startu umazanega procesnega koraka, pri čemer tvegamo, da povečamo nukleacijo defektov zaradi difuzije intersticialov generiranih med precipitacijo v aktivno območje na površini in s tem povezanim zmanjšanjem popustne napetosti, kar lahko privede do plastične deformacije na robovih LOCOS struktur in difuzijskih front, kar lahko v končni meri izplen celo poslabša.

POSTOPNI PRECIPITACIJI v kontroliranem obsegu skozi celoten proces, ki izgleda bolj obetavna. Seveda pa smo pri optimizaciji omejeni s procesnimi koraki in se vedno ne da doseči optimalne postopne precipitacije, kar je običajno primer pri tipičnih procesih CMOS, kjer se večina precipitacije izvrši med difuzijo p otoka, ki je edini res visokotemperaturni korak s temperaturo večjo od 1100°C . Na sliki 11a⁽²⁰⁾ je prikazana odvisnost izplena od količine sprecipitiranega kisika za nek bipolarni proces, medtem ko je na sliki 11b shematično prikazan efekt precipitacije.



Slika 11: Izboljšave izplena z uporabo intrinzičnega getranja v bipolarnem procesu kot funkcija sprecipitiranega kisika za hitro (+) in za postopno (o) precipitirajoč material; b) shematični prikaz vpliva količine sprecipitiranega kisika na izplen.

5. STANJE V ISKRI MIKROELEKTRONIKI

V zadnjem pol leta smo se v naši tovarni začeli načrtno ukvarjati z uvajanjem filozofije inženiringa defektov v obstoječe in predvidene procese. Prvi rezultati raziskave precipitacije kisika za določen proces so bili prikazani že na MIEL v Zagrebu meseca maja. Upam pa, da bodo končni rezultati vsaj tako dobri, če ne še boljši kot rezultati ekstrinzičnega getranja, ki ga že uspešno uporabljamo za specialne produkte.

TEMPERATURE (°C)	N ₂ ANNEAL								
	650	700	750	800	850	900	950	1000	
Rod-like cossite precipitates	●	●	●						
Platelike SiO ₂ precipitates with small perfect loops	●	●	●	●	●	●	●	●	
60° dislocation dipoles	●	●	●	●					
90° dislocation dipoles	●	●	●	●					
				+ WET O ₂ 1150°C					
Frank stacking faults	●	●	●	●	●	●	●	●	
$\frac{a}{6}\langle 114 \rangle$ stacking faults	●	●	●	●	●	●	●	●	
Elongated dislocation loops	●	●	●	●	●	●	●	●	
Hexagonal prismatic loops	●	●	●	●	●	●	●	●	
Octahedral SiO ₂ precipitates	●	●	●	●	●	(e)			
Platelike SiO ₂ precipitates						●	●	●	
Prismatic punching systems						●	●	●	
Small irregular loops						●	●	●	

Tabela 1: Tipični defekti ⁽²²⁾ nastali med eno in dvostopenjskim popuščanjem Si kristala. Velikost pike je sorazmerna gostoti defektov.

6. LITERATURA

1. A. Goetzberger, W. Shockley, J. Appl. Phys., 31, 1821 (1960)
2. L. Jastrzebski, IEEE Trans. Electron Devices ED-29, No. 4, 475 (1982)
3. K. Yamabe, K. Taniguchi, IEEE Journal of Solid State Circuits, SC-20, No. 1, 343 (1985)
4. J.O. Borland, Proceedings 2nd Int. Autumn Meeting GADEST, 360, Garzau, DDR, October 1987
5. S.P. Murarka, T.E. Seidel, J.V. Dalton, J.M. Dishman, M.H. Read, J. Electrochem. Soc., 127, No. 3, 716 (1980)
6. M. Maček, Proceedings 2nd Int. Autumn Meeting GADEST, 357, Garzau, DDR, October 1987
7. J.M. Hwang, D.K. Schroder, A.M. Goodman, IEEE Electron Devices Letters, EDL-7, No. 3, 172 (1986)
8. M. Kittler, H. Richter, W. Seifert, Proceedings ESSDERC 87, 343, Bologna, Italy 1987
9. N. Inoue, J. Osaka, K. Wada, J. Electrochem. Soc., 129, 2780 (1982)
10. N. Inoue, J. Osaka, K. Wada, Semiconductor Silicon 1981, ed. H.R. Huff, R.J. Kriegler, Y. Takeishi, (J. Electrochem. Society, NJ, 1981), p 282
11. J.O. Borland, T. Deacon, Solid State Tehnology 27, 123 (1984)
12. L. Jastrzebski, R. Soydan, J. McGinn, R. Kleppinger, M. Blumenfeld, G. Gillespie, N. Armour, B. Goldsmith, W. Henry, S. Vecrumba, J. Electrochem. Soc., 131, 2944 (1984)
13. Chang-Du Lee, P.J. Tobin, J. Electrochem. Soc., 133, 2147 (1986)
14. C. Claeys, J. Vanhillemont, Proceedings 2nd Int. Autumn Meeting GADEST, 3, Garzau, DDR, October 1987
15. H.U. Habermeier, Proceedings 2nd Int. Autumn Meeting GADEST, 72, Garzau, DDR, October 1987
16. J.M. Andrews, S. Muller, G.A. Rozgony, VLSI Science and Technology 1982, Edt. C.J. Dell Oca W.M. Bullis, The Electrochem. Soc. Softboun Proceedings Series, Princeton, NJ (1982)
17. W. Zulehner, D. Huber, Crystals, 8, p131, Springer-Verlag Berlin
18. D. Huber, osebno obvestilo
19. R.B. Swaroop, Solid State Technology, 27, 177 (1984)
20. L. Jastrzebski, R. Soydan, J. McGinn, J. Electrochem. Soc., 131, 2944 (1984)
21. M. Polignano, G.F. Cerofolini, Proceedings ESSDERC 87, 335, Bologna, Italy 1987
22. C. Claeys, J. Vanhillemont, H. Bender, Proceedings 2nd Int. Autumn Meeting GADEST, 130, Garzau, DDR, October 1987
23. W. Kaiser, P.H. Keck, C.F. Lange, Phys. Rev. 101, 1264 (1956)
24. ASTM F121-79
25. R.A. Craven, Semiconductor Silicon 1981, ed. H.R. Huff, R.J. Kriegler, Y. Takeishi, (Electrochem. Society, NJ, 1981), p 225
26. M. Pagani, W. Huber, Proceedings ESSDERC 87, 339, Bologna, Italy 1987
27. J.C. Mikkelsen Jr., Appl. Phys. Lett., A 40, 336 (1982)
28. U. Goesele, T.Y. Tan, Appl. Phys. Lett., A 28, 79 (1982)
29. P.F. Schmidt, C.W. Pearce, J. Electrochem. Soc., 128, 631 (1981)
30. F.S. Ham, J. Phys. Chem. Solids, 6, 335 (1958)
31. E.R. Weber, Appl. Phys. Lett., A 30, 1, (1983)
32. G. Bronner, J. Plummer, Proceedings ESSDERC 87, 557, Bologna, Italy 1987
33. A. Ourmazd, W. Schroeter, Appl. Phys. Lett., 45 (7), 781 (1984)
34. D. Lecrosnier, J. Paugam, G. Pelous, F. Richou, M. Salvi, J. Appl. Phys., 52 (8), 5090(1981)

Mag. Marjan Maček
ISKRA MIKROELEKTRONIKA
LJUBLJANA, Stegne 15d