

Válasz

Zólogy Imre, a műszaki tudományok doktora bírálói véleményére

Köszönöm Zólogy Professzor Úr nagyon részletes bírálatát, a kérdéseket, amelyekkel olyan pontokra hívja fel a figyelmemet, amelyeket hibásan írtam le vagy nem kellően részletesen tárgyalok a dolgozatban.

Válaszaim a felvetett problémákra és kérdésekre:

Néhány, egyébként szép és értékes ábra esetén egyes feliratok olyan aprók voltak, hogy az otthon található legerősebb nagyítóval sem tudtam elolvasni. (Pl. a 36. és 45. ábrák alsó részén található adatok.)

Sajnálom, hogy a nyomtatott verzióba nem nagyobb, jobb minőségű ábrák kerültek.

Az is előfordult, hogy egy ábra vízszintes tengelyén hiányzott a mértékegység és ez az ábraalírásból is lemaradt (pl. 34. ábra).

A 34. ábrán a tengelyről valóban sajnálatosan lemaradt a mértékegység, ami itt nm.

A disszertáció első átnézésekor feltűnt, hogy nem látok benne képleteket. A disszertáció részletesebb átnézésekor aztán rábukkantam egy kicsi, közismert képletre a 69. oldalon, mely a szilíciumdioxid vastagságát írja le az oxidációs idő függvényében. Amikor aztán alaposabban átolvastam a disszertációt, az a gyanúm támadt, hogy talán a hiba bennem van, kissé konzervatív a szemléletem. A szerző vagy az interneten vagy egyéb lehetőségeket kihasználva megkereste azon programokat, szoftvereket, amelyek segítségével szimulálta a vizsgált struktúrákat és a szimulációs eredményeket összevetette a mérési eredményekkel. Bizonyos illesztési paramétereket ügyesen megválasztva jó egyezést kapott. Ennek segítségével a vizsgált struktúra felépítésére vonatkozóan értékes információkhoz jutott.

Köszönöm az észrevételt. A munkám során természetesen sok számolást, számítást, szimulációt és modellezést használtam. Ezek azonban általában közismertek, újdonságot nem tartalmaznak. Ezért nem tárgyalom részletesen ezeket a dolgozatba, de igyekeztem hivatkozásokat adni rájuk. Például a termikus oxidáció esetében a kezelés hatására - meghatározott hőmérsékleten és nyomáson - létrejövő oxidréteg vastagsága jó pontossággal kiszámolható a kezelés időtartamának ismeretében. A számítás, az alkalmazott paraméterek közismertek, nem tartottam érdemesnek a dolgozatban részletesen leírni.

A nagyobb felület és így a mérhetőség elérése érdekében pórusos szilíciumon végezték a deutériumos felületkezelési kísérleteket. Azt viszont megkérdezném, hogy normál egykristályos szilícium szubsztráton miért nem készült MOS struktúra deutériumos kezeléssel és anélkül, így hagyományos módon is demonstrálható lett volna C-V méréssel a deutériumos előnye?

A bemutatott deutériumos munka nagy része a Mattson Thermal Products (Dornstadt, Németország) munkatársaival közösen, az ő laborjaikban, berendezéseik használatával

történt. Tudtommal olyan minta nem készült az együttműködésben, amelyen C-V méréseket végezhattünk volna.

A deutériumos kezelés után termikusan készített vékony dielektrikum réteg összetétele jelentősen eltért a hidrogénes tisztítás után készítettétől. A hidrogénes kezelés után oxigénben gazdag SiO_xN_y , míg a deutériumos kezelés után a sztöchiometrikushoz közeli összetételű Si_3N_4 réteget sikerült előállítani. Ha készülnek hasonló mintákon MOS szerkezetek, az azokon végzett C-V mérések eredményei csak korlátozottan lesznek összehasonlíthatóak, mert a szigetelő réteg összetétele és ezáltal elektromos jellemzői is mintánként eltérőek lesznek. Mindazonáltal, ha a deutériumos tisztítási eljárást be akarjuk vezetni az eszköztechnológiába, a létrehozható rétegek elektromos minősítésére, pl. C-V mérésekre szükség lesz.

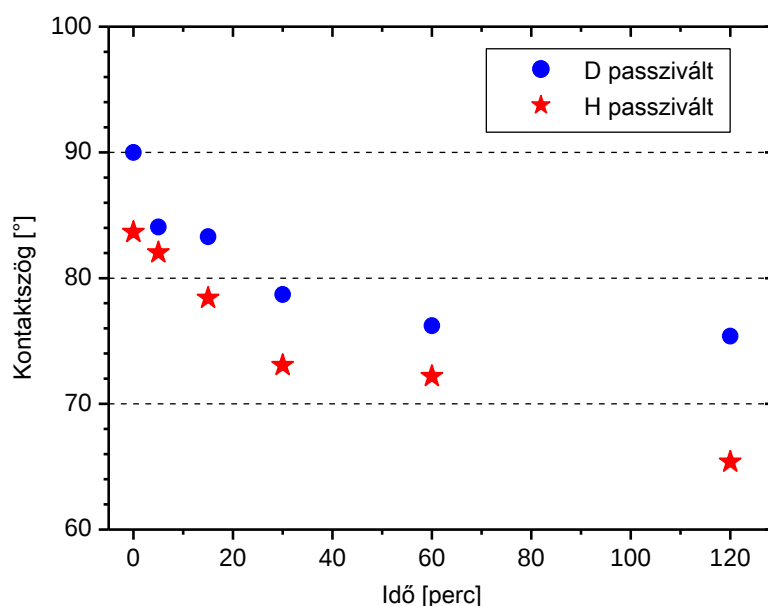
Nem tartom kizártnak, hogy ezeket a méréseket, minősítéseket az ipari partner saját laborjaiban már elvégezte, de ezekhez nincs hozzáférésem.

A pórusos szilícium előállítása anódikus oxidációval és az oxid marásával, HF-el történt vizes illetve nehézvizes oldatban. Az oxid HF-el történő marásakor víz keletkezik. Ez a víz nem hígította fel a nehézvizet? Ezért nem sikerült csak deuteriummal borított felületet létrehozni?

A kísérleteimben nehézvizet alkalmaztam a HF vizes oldatának elkészítésére. Az alkalmazott HF természetes hidrogén-izotóp koncentrációjú volt. A kiindulási 40%-os HF is hidrogént tartalmazott, nem deutériumot. A tisztításra használt nehézvíz több, mint 99%-os deutérium koncentrációra dúsított volt, de a marásra használt HF (nehéz)vizes oldatának D koncentrációja csak kb. 50% volt. A reakció termék H_2O molekulák csökkentették az oldat D koncentrációját, de csak elenyésző mennyiségben. A kezelés a minta felső kisebb, mint $1\text{ }\mu\text{m}$ -es tartományát érintette, az ebben található SiO_2 réteg marásakor keletkező víz „hígítja” a több deciliter térfogatú oldatot, amiben a kezelést végeztük. Ennek hatása viszont elhanyagolható.

Van-e különbség a H és D borított felület kontaktszöge között?

A 23. oldalon a 10. ábrán mutatom be a H-nel és a D-mal passzívált Si felületeken mért kontaktszögek időfüggését. A kezelés után azonos idő elteltével a D-mal borított felületen szignifikánsan nagyobb a kontaktszög, mint a H-nel borított.



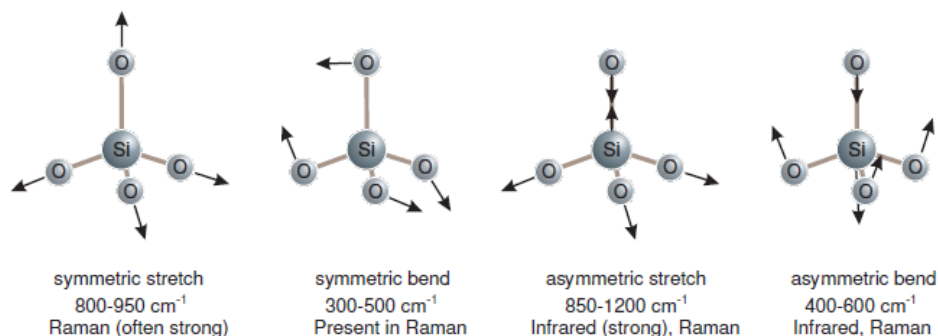
10. ábra: A H-nel és D-mal passzívált Si felületeken mért kontaktszögek a mintakészítéstől eltelt idő (max. 120 perc) függvényében.

A kontaktszögben azonban már látható különbség azonnal a tisztítást követően azonnal (az ábrán a 0 perchez tartozó kontaktszög értékek). Ez is azt mutatja, hogy a deutériummal passzívált felület stabilabb, hiszen a hidrogénnel passzívált felület már degradálódik abban a kis időben is, amíg a tisztítást követően a kontaktszög mérésre átkerült a minta és a mérés megtörtént.

Az 5. és 6. ábrán a 600/cm és 900/cm hullámszámokon jelentkező maximumok milyen kötésekre utalnak?

Az ott látható csúcsok a Si-O kötések különféle rezgési módusaihoz kapcsolódnak. Az ábrán a SiO₂ molekula fontosabb rezgési módusait és a jellemző FTIR spektrumát mutatom be.

Megjegyzem, hogy az ábrán a IR transzmisszió van ábrázolva a hullámszám függvényében. Ez a reciproka a dolgozatomban szereplő IR abszorpciónak.



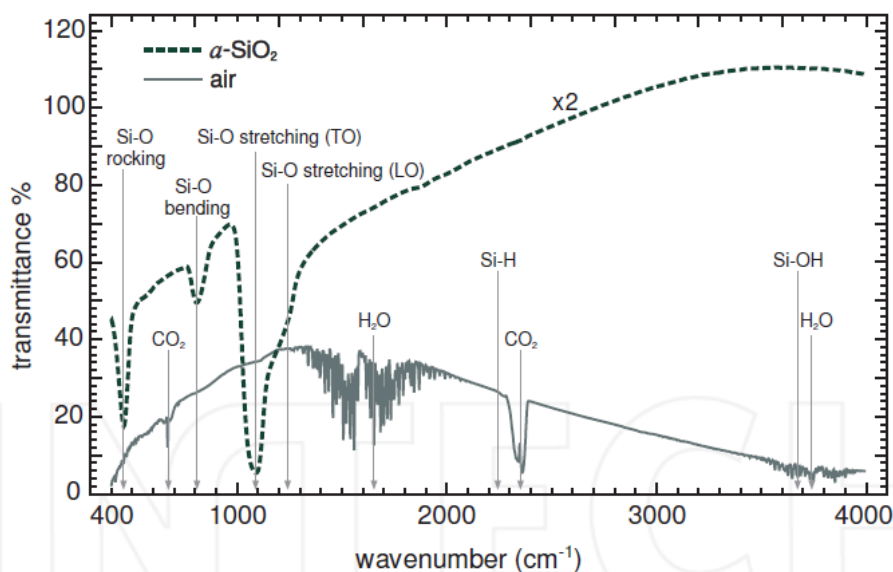


Fig. 3.7 A single-beam IR spectrum of α -SiO₂ and air (background), showing different Si-O vibration modes and the contribution of the ambient water and carbon dioxide CO₂.

Referencia: Roushdey Salh (2011). Silicon Nanocluster in Silicon Dioxide: Cathodoluminescence, Energy Dispersive X-Ray, Analysis, Infrared Spectroscopy Studies, Crystalline Silicon - Properties and Uses, Prof. Sukumar Basu (Ed.), ISBN: 978-953-307-587-7, InTech,
<http://www.intechopen.com/books/crystalline-siliconproperties-and-uses/silicon-nanocluster-in-silicon-dioxide-cathodoluminescence-energy-dispersive-x-rayanalysis-infrared>

A mintában található SiO kötések mennyiségének kvalitatív jellemzésére én az 1100 cm⁻¹ hullámszámnál jelentkező csúcsot használtam. Az a legintenzívebb és a SiO₂ molekula kötéseinek legnagyobb rugóállandójú rezgési módusa, a legérzékenyebb mindenfajta konfiguráció-változásra. A minták felület-közeli tartományában mindig találhatók Si-OH, Si-H kötések valamint az atmoszférából kemisorbeálódott H₂O és CO₂ molekulák is. Az ezekhez köthető rezgési módusok frekvenciája jól elkülöníthető a figyelembevett Si-O rezgési frekvenciától.

A 35. oldal tetején az a megállapítás olvasható, hogy SiC-ban a töltéshordozók mozgékonyasága kb. kétszerese a fontosabb (pl. Si) félvezetőkben tapasztalhatóknak. A szöveg alatt lévő táblázatból pont az ellenkezője derül ki. A szövegben lévő állítás a termikus határsebességre igaz, valószínűleg elírás történt.

Köszönöm, hogy felhívta erre az elírásra a figyelmemet. Valóban az elektron mozgékonyaság kisebb SiC-ban, mint Si-ban. Az állítás a driftsebességre igaz, a SiC-ban kb. kétszeres ez az érték, mint pl. Si-ban. A táblázatban megadott értékek a helyesek.

36.o. Az alacsony ionizációs energia miatt eredményez alacsony töltéshordozó koncentrációt? Nem fordítva? Valószínűleg elírás.

Köszönöm az észrevételt, sajnos elírás. Az SiC-ben az adalékatomok ionizációs energiája magas, ezért érhető el kisebb töltéshordozó koncentráció.

	Al - E _A [meV]	B - E _A [meV]	Ga - E _A [meV]
6H-SiC	200–250	300–400	317–333
Si	57	45	65

Al, B és Ga acceptorok ionizációs energiái SiC-ban és összehasonlításul Si-ban [Heera et al, Applied Surface Science 184 (2001) 307–316]

45.-46. o. A 20. ábrán nagyon jó egyezés látható a mért és szimulált értékek között. Melyek voltak a szimuláció illesztését elősegítő paraméterek?

Mi a magyarázata annak, hogy az ábrán az implantált, de nem hőkezelt minták görbéi a nem implantált görbéje felett találhatók, míg az implantált és hőkezelt minták görbéi a nem implantált minta görbéje alatt. Azt gondolhatnánk, hogy a kristálykárosodások mértéke hőkezelt minták esetén a hőkezeletlen és a nem implantált mintáké közé esik.

A Spektroszkópiai Ellipszometria (SE) a minta felületközei részének optikai tulajdonságait vizsgálja. A mérés a hullámhossz, tehát a megvilágító fotonok energiájának függvényében adja meg a $\tan\Psi$ és $\cos\Delta$, a vizsgáló fény polarizációjára jellemző értékeket. A mérés kiértékelésekor optikai modellt állítunk fel, ez egy feltételezett rétegszerkezet. A modellt ismert komplex dielektromos függvényű egyszerű elemekből építjük fel. Az optikai modellre az alrétegek ismert paramétereivel kiszámítjuk a hullámhossz függvényében a $\tan\Psi$ és $\cos\Delta$ értékeket, majd a mért görbékkel összevetve meghatározzuk a mért és a számított görbék átlagos négyzetes eltérését (MSE). Ezután egy iterációs eljárással megkereshetjük a legkisebb MSE értéket a modell, pl. a feltételezett rétegszerkezetet vagy az egyes alrétegek vastagságának változtatásával. Az így meghatározott optikai modell jó egyezéssel leírja a valódi minta szerkezetét.

A SE nem egy abszolút mérési módszer, nem állapítható meg egyértelműen a vizsgált minta anyagi összetétele vagy rétegszerkezete. Esetleg az MSE érték egy lokálális minimumát találtuk meg az iterációs eljárás során. Ekkor a modell optikai jellemzői jól leírhatják a mért értékeket, de a valódi mintáról nem kapunk egyértelmű információt. A mintáról helytálló információkat akkor kapunk, ha a SE mérések mellett más anyagvizsgálati módszerrel is megvizsgáltuk a mintát.

Az általam vizsgált ion implantált SiC minták esetében az optikai modell egyszerű: a felületen egy kb. 1.5 nm vastag SiO₂ réteg majd alatta amorf SiC és egykristályos 4H-SiC anyag keveréke egy, két vagy három eltérő keverékű és vastagságú rétegben. Mindezek alatt egykristályos 4H-SiC hordozó van. Az ionsugaras mérések igazolják ennek a modellnek a létjogosultságát.

A 6. táblázatban megadott SE roncsoltság értékét az amorf és kristályos SiC keverésének arányából állapítottam meg. (pl. 75% roncsoltsághoz az amorf és egykristályos SiC keverési aránya a rétegben 75%/25%.)

Az SE mérés során a minta optikai tulajdonságait mérjük származtatott értékekkel. A $\tan\Psi$ és $\cos\Delta$ görbék hullámhossz függő lefutásából „ránézésre”, közvetlenül nem következtethetünk a minta anyagi minőségére vagy szerkezetére. Az ábrán is látható görbék közül csak azt tudjuk megállapítani, hogy a nem implantált mintán mért görbéhez leginkább a legkisebb dózissal és áramsűrűséggel implantált és hőkezelt minta esetében felvett görbe áll közel.

48. o, "A legkisebb dózisú implantáció esetében a felső 40 nm vastagságban hibamentes 4H kristályszerkezet alakult ki a hőkezelés alatt. A rétegben kiterjedt hibák találhatók."?

Valóban hibás a szöveg, helyesen:

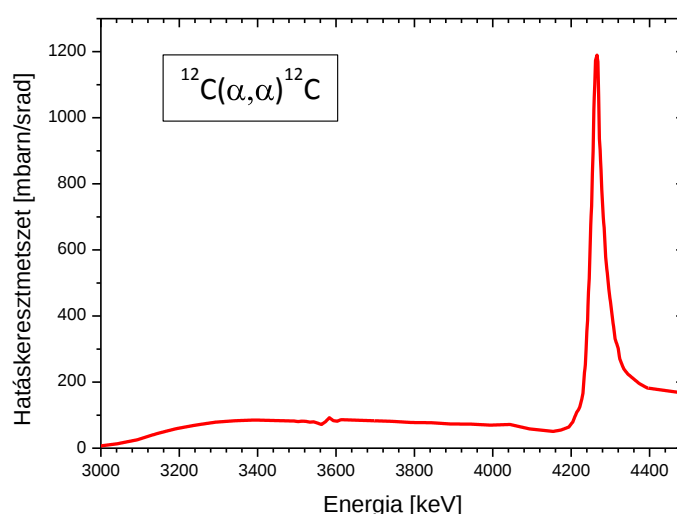
"A legkisebb dózisú implantáció esetében a felső 40 nm vastagságban hibamentes 4H kristályszerkezet alakult ki a hőkezelés alatt. Az **alatta fekvő** rétegben viszont kiterjedt hibák találhatók."

Jelentős ötletnek tartom a csatornázás jelenségének a kihasználását a mélységbeli anyagösszetétel vizsgálatára.

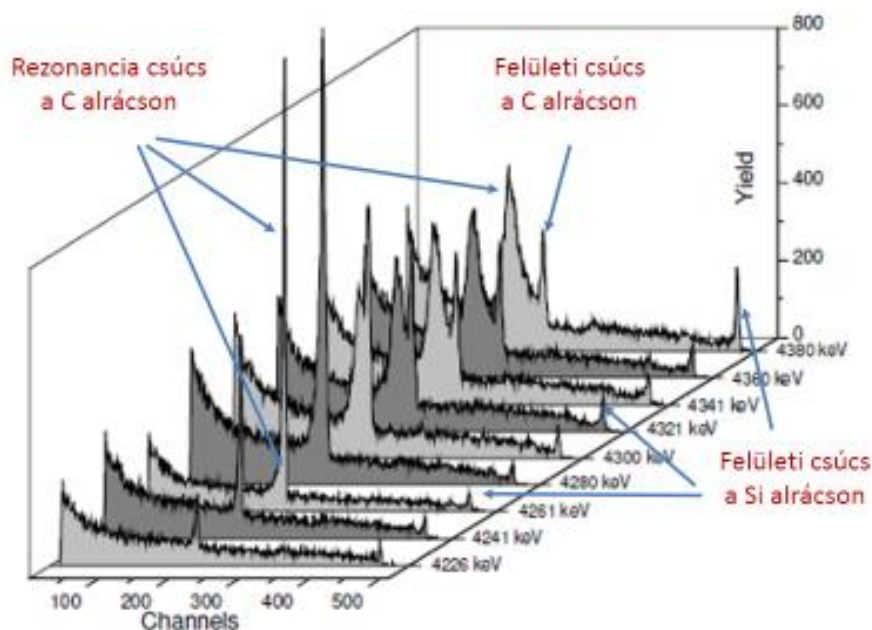
Köszönöm, de a módszer régóta ismert, sajnos nem én találtam ki.

54.o. 24. ábra jobb oldalával kapcsolatban az a szövegben található magyarázat, hogy az ott látható csúcs betolódik a minta mélyebb rétegeibe, így végigpásztázható a szén mennyisége a mélység függvényében. A szén mennyisége nem állandó a SiC-ben? Alaposabban megnézve az ábrát az látható, hogy a vizsgáló feszültség növelésével a csúcs kettéválik. A jobboldali csúcs egyre gyengébb, de helyzete nem változik, a skála jobb oldali szélétől kb. 16 mm-re van, ami megfelel a 250-es csatornaszámnak. Az egyre növekvő baloldali csúcs a skála szélétől kb.19-20 mm távol van, ami kb. a 190-200-as csatornának felel meg, és ennek a helyzete sem változik. Más vizsgálatok és a szimuláció is azt mutatták, hogy az implantáció a felületen kisebb károsodást okozott és befelé haladva a kristályban nőtt a károsodás mértéke, majd egy maximum elérése után csökkent. Nem lehet az a magyarázat, hogy a jobboldali, egyre csökkenő csúcs a rácspontban maradó, a baloldali egyre növekvő csúcs pedig az abból kimozdított szénatomok számára jellemző? Ha így van, akkor a csúcs alatti területből megbecsülhető a helyben maradt és a kimozdult szénatomok aránya a mélység függvényében.

Az ábrán a nem implantált SiC mintán véletlen és csatornairányba felvett spektrumok láthatóak, a csatornahatás és magrezonancia együttes alkalmazásának demonstrálására.



A $^{12}\text{C}(\alpha, \alpha)^{12}\text{C}$ magreakció hatáskeresztmetszete a 3000-4500 keV energiatartományban.



A referencia, nem implantált SiC mintán csatornairányba felvett spektrumok sorozata. A méréseket 4.226-4.380 MeV energiatarományban vettem fel.

A mért csatornairányú spektrumokon a ≈ 470 csatornaszámnál jelentkező csúcs a Si alrácscon jelentkező felületi csúcs. A csatornaszám a mérésre jellemző konverziós faktor figyelembevételével a visszaszórt részecskék energiáját adja meg.

A szén alrács a spektrum ≈ 250 csatornaszám alatti részén látható. A bombázó He ion energia növelésével a hatáskeresztmetszeten látható nagy csúcs (4260 keV) jelenik meg, „tolódik be” a fékezés miatt egyre mélyebbre a mintában. A ≈ 250 csatornaszámnál fellépő újabb csúcs a szén alrácscon jelentkező felületi csúcs. Ez minden energián felvett spektrumon jelentkezik. A 4241 - 4261 keV-en mért spektrumokon a felületi csúcsot emeli ki a hatáskeresztmetszeten lévő rezonanciacsúcs. A nagyobb energián felvett spektrumokon a hatáskeresztmetszetenből adódó csúcs és a felületi csúcs jobban szétválik. A felületi csúcs mindig a ≈ 250 csatornaszámnál jelentkezik, míg a rezonancia-feltétel egyre nagyobb bombázó energiák miatt a fékezés által meghatározottan egyre mélyebben jelentkezik.

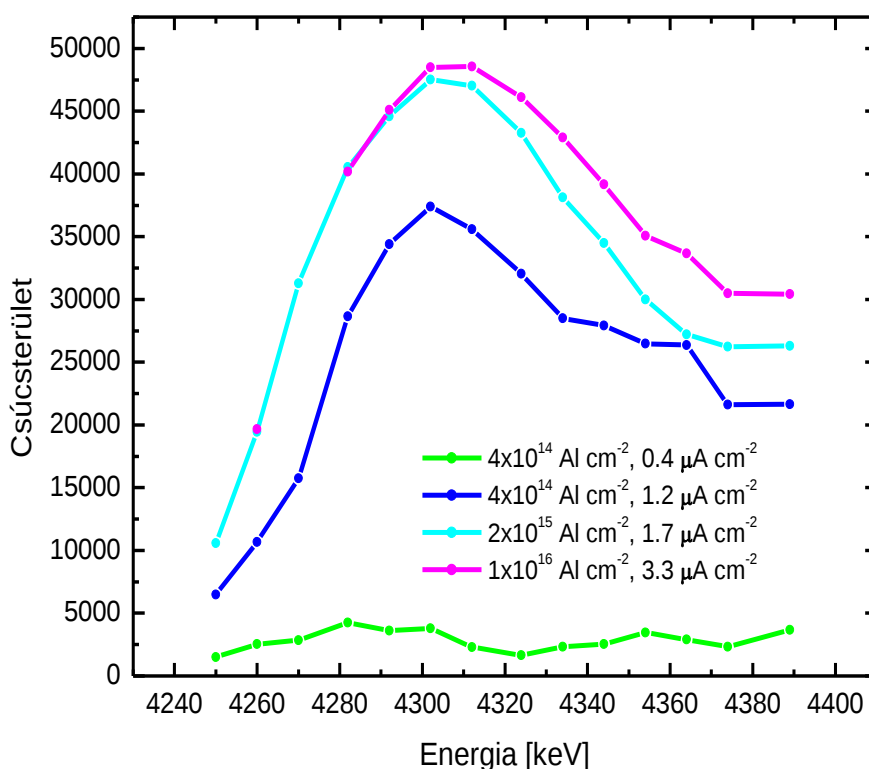
A 24. ábrán bemutatott méréssorozat a $^{12}\text{C}(\alpha, \alpha)^{12}\text{C}$ magreakció hatáskeresztmetszének pontos kimérésére nem implantált SiC mintán készült. Az implantált SiC mintákon készült hasonló méréseket a 25. ábrán mutattam be. Az implantáció okozta roncsolás mélységfüggését azokból a spektrumokból határoztam meg.

56.o. 26 ábrával kapcsolatban is felmerül egy probléma. Az ábra a rácskárosodás mértékének mélységbeli eloszlását mutatja különböző implantációs dózisok és áramsűrűségek mellett. Az implatált Al ionok gyorsítófeszültsége valamennyi esetben azonos, 150keV volt. Ennek megfelelően a maximális roncsolódás is azonos mélységben keletkezett. Az alsó zöld és a fekete vonal összevetéséből az látható, hogy azonos dózis esetén jelentősen nő a roncsolódás, ha nő az áramsűrűség. A dózis növekedése meg

egyértelműen növeli a roncsolódást. Ennek fényében hogyan magyarázható, hogy a felső két görbe (a kék és a piros) esetén szinte azonos a maximális roncsolódás mértéke, miközben a piros görbe esetén ötször nagyobb a dózis és kétszer nagyobb az áramsűrűség? Esetleg az a magyarázat, hogy a nagy dózis és nagy áramsűrűség hatására erősen felmelegszik a kristály és fokozott öngyógyítás jön létre?

Az ion implantációval létre lehet hozni 100% roncsoltságot, ez az amorf, tehát semmilyen rendet nem mutató anyagnak felel meg. Ennél nagyobb roncsoltságot viszont nem lehetséges előállítani.

A 25. ábrán látható spektrumokon a csúcsok területe arányos a roncsoltsággal. A területeket kiszámítottam és a 26. ábrán ábrázoltam az energia, tehát a mélység függvényében.



26. ábra: Az egyre növekvő energiákon felvett, a 25. ábrán bemutatott görbékhez hasonló spektrumok a 100-220 csatornák közötti görbe alatti területe a vizsgáló nyaláb energiájának függvényében.

Kis dózisu és kis áramsűrűségű implantáció esetében (zöld görbe) minimális az implantáció okozta rácskárosodás. Ugyanilyen kis dózis, de már nagyobb áramsűrűség esetében (sötétkék görbe) jelentős rácskárosodás keletkezett a gyorsítófeszültség által meghatározott mélységben, a felülethez közelebb, illetve a mélyebb rétegekben kisebb a rácskárosodás. Nagydózisu és nagy áramsűrűségű besugárzás (világoskék) a gyorsítófeszültség által meghatározott mélységben már teljes mértékben roncsolja, amorfizálja az anyagot. A felülethez közelebbi részben roncsolt kristályszerkezetű réteg helyezkedik el, alatta a teljes roncsoltság, majd még mélyebben ismét kisebb roncsoltság mérhető. Az implantáció által már nem érintett mélységekben a minta egykristályos marad. Még nagyobb dózis és áramsűrűség

esetében az amorfizáció szintén teljes, a görbe eléri a maximumát. A nagyobb dózis valamivel vastagabb teljesen roncsolt réteget alakít ki.

A legnagyobb dózisú és áramú besugárzás esetében (piros görbe) A felület közelében hasonló roncsoltság mérhető, mint az előző esetben. Itt is teljesen roncsolt, amorfizált réteg található mélyebben, de az amorfizált térfogat nagyobb. Mélyebben, az implantáció által már nem érintett mélységekben a roncsoltság jelentősen csökken.

Egyébként a nagyobb áramsűrűség miatt az egyes ionok becsapódásakor keletkező fékeződési kaszkádok mind időben, mind térben közelebb következnek be, ezért ott a lokális hőmérséklet magasabb lehet. Emiatt az implantáció közbeni kihőkezelődés is jelentősebb lehet. A itt ismertetett mérésekből az *in-situ* kihőkezelődés hatása nem állapítható meg. Megjegyzem, hogy a SiC ion implantációs adalékolásának bevált módszere a hordozó hőmérsékletének magasan tartása (>800°C) implantáció közben. Ebben az esetben valóban jelentős a folyamat közbeni hőkezelés, kisebb rácskárosodás marad a minta implantált rétegében azonos dózis és áramsűrűség esetében is, mint a szobahőmérsékletű implantáció esetében.

62.o. Ha a CO molekulák a szelet teljes felületén egyenletesen diffundálnak a szilíciumdioxid rétegen keresztül az oxid-szilícium határfelülethez, miért nem egyenletes vastagságú SiC réteg alakul ki? Esetleg az oxid nem homogén, vagy a felületen vannak kristályosodási gócok és a szénatomok oda vándorolnak?

A SiO₂/Si rendszerben a CO-ban történő hőkezelés hatására a határfelületen kialakuló SiC kristályszemcsék nukleációs folyamata, a SiC nanokristályok kialakulásának kezdeti szakasza még nem teljesen feltárt. A kísérleti eredményeim szerint a mozgóképes CO molekula a SiO₂/Si határfelületen mozog és csak egy hibahely környezetében tud reakcióba lépni a Si-mal. Erre utalhat, hogy az átlagos nukleációs sűrűség a 10¹⁰ cm⁻² tartományba esik, a SiO₂/Si határfelületen az átlagos határfelületi állapotsűrűség nagyságrendjébe esik.

65.o. 29. ábra. A baloldali felvételen látható három SiC kristály, mindhárom kúp alakú és szorosan egymás mellett vannak. A két szélső kúp fejjel lefelé állónak tűnik. Ezt az érdekességet nem említi a szerző. A szemcsék magassága több mint fele az alapjuknak, ahogy az egyszerű távolságméréssel meghatározható. Az oldallapok az alappal kb. 60 fokos szöget zárnak be, de a kúp teteje nem tudott kiépülni. A 64. oldalon az olvasható, hogy a nanoszemcsék magassága kb. egy harmada az alapnak. Szintén a magyarázattól eltérően a határfelületi illeszkedés nem tekinthető tökéletesnek, sok kötés hiányzik. A szimuláció szerint a határfelületen 8 atomból álló gyűrűk alakulnak ki, az ebben található atomoknak három-három szomszédjuk van csak. Tehát nyilván előfordulnak ebben a gyűrűben kettős kötések is. Lehet, hogy előfordul Si-C kettős kötés is?

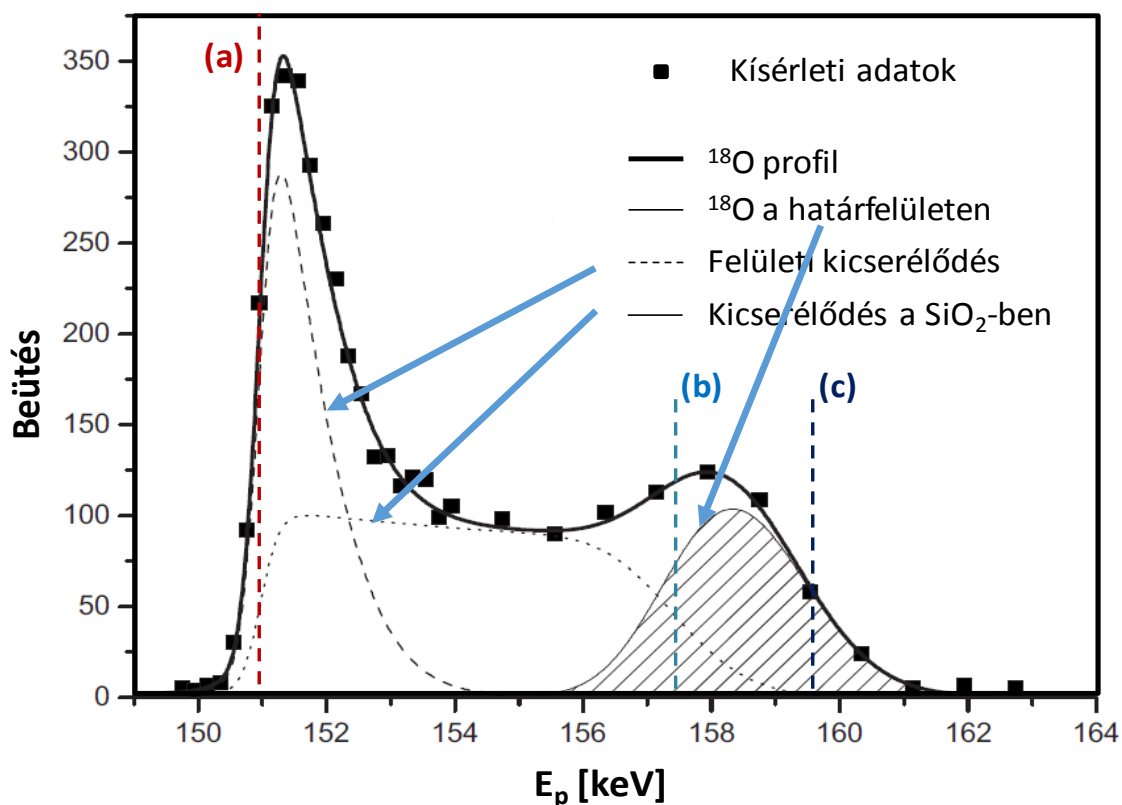
Sajnos a TEM képek némileg megtévesztőek. Ennek egyik oka a méréshez szükséges mintavékonyítás. A transzmissziós elektronmikroszkópiával vizsgálható minta vastagságának a ≈20 nm tartományba kell esnie. Előre nem lehet pontosan meghatározni, hogy a minta mely része és az milyen szögben kerül majd be a vékonyított TEM lamellába. Esetünkben például a 37. ábrán bemutatott (100) orientációjú szemcséhez hasonló szemcséből bárhol kivághatjuk a

TEM mintát, annak 2D vetületét látjuk a TEM képen. Mivel a TEM lamella több atomi réteg vastagságú, ezért a térben pl. mélyebben található szemcserészlet is látható a képen. A 29. ábrán bemutatott SiC szemcse képről csak elég tág keretek között mondhatunk valamit a szemcse 3D alakjáról.

A SiC/Si határfelületről készült atomi felbontású TEM képen látható, hogy egy-két atomsor távolságon belül a SiC rácsszerkezet illeszkedik a Si rácsszerkezethez – epitaxiális növekedés valósult meg. A SiC/Si határfelületen kiterjedt üreg vagy esetlegesen amorf SiO₂ átmeneti réteg nem látható.

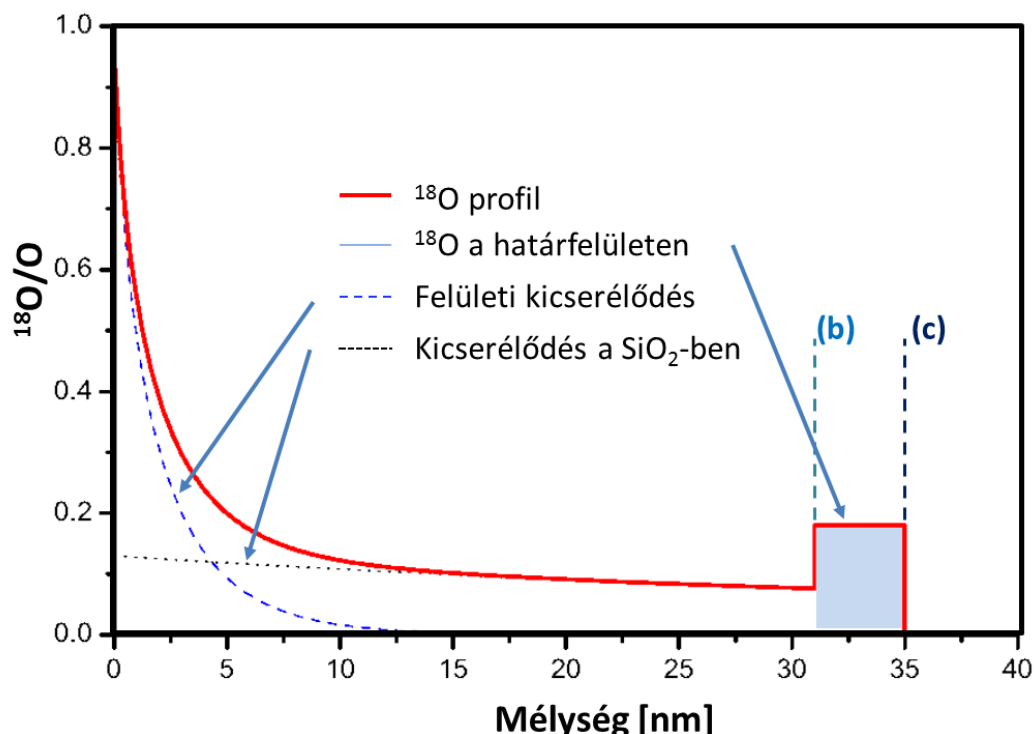
Az elméleti modellezéssel meghatározható az energetikailag leginkább előnyös átmenet a Si és a SiC kristálystruktúra között. A rácsállandók közötti 20 % különbség miatt nagyobb csatornaszerű alakzatok alakulnak ki, melyek a rajzra merőlegesen hosszan elnyúlhatnak a határfelületen. A gyűrű-szerű, de inkább cső-szerű elrendezésben is minden atomnak négy szomszédja van, de lokálisan erősen torzul a rács. A modellezés alapján kettős kötések sosem alakulnak ki a határfelületi rétegben.

A 32. ábrán a feliratban a "Kicserélődés..." felirathoz folytonos fekete vonal van hozzárendelve, az ábrán magán ez valószínűleg a pontozott fekete vonal.



Valóban a nyomtatott ábrán nehezen különböztethetőek meg az egyes görbék, ezért itt benyilaztam.

Ugyan ez a probléma a 33. ábrával is.



A tisztább kép érdekében itt is benyilaztam a görbe összetevőit.

A 72. oldalon az a fontos megállapítás található, hogy a hagyományos oxidációval ellentétben a CO molekulák oxidon történő átdiffundálása közben a CO reakcióba léphet a szilíciumdioxiddal. Ezt a megállapítást nem találtam a tézisek között.

Sajnos ez nem a saját eredményem. Az irodalomból ismert, hogy a CO redukálja a SiO_2 -t, a reakció során oxigén vakanciák és volatilis SiO keletkezik. [F.M. Fowkes, D.W. Hess, Appl. Phys. Lett. 22 (1973) 377, C.E. Jones, D. Embree, J. Appl. Phys. 47 (1976) 5365].

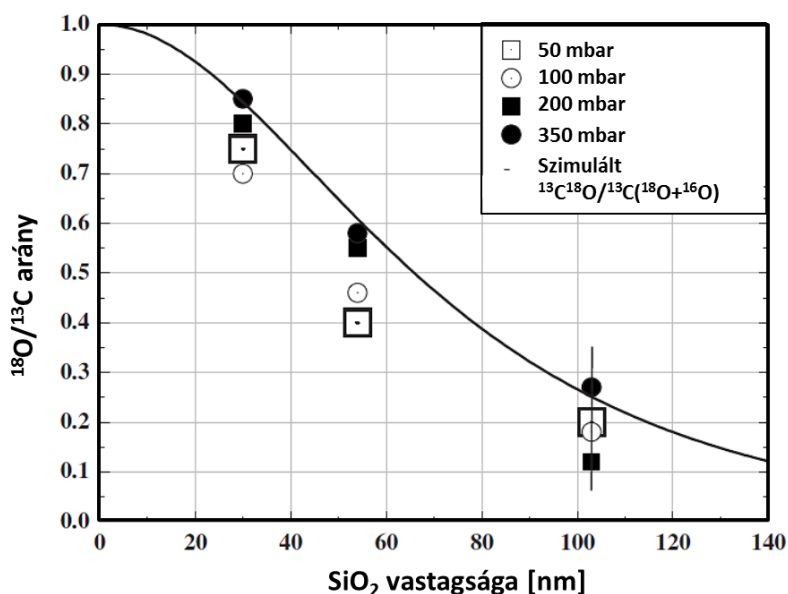
A 73.o. 34. ábrán az látható, hogy hogyan csökken a 18-as oxigénizotópok aránya az összes oxigénatomhoz képest a szilíciumdioxid-szilícium határfelületen különböző oxidvastagságok és CO gáznyomások esetén, továbbá a szimuláció eredménye is. Ezen ábra is bizonyítja az oxigénatomok kicserélődését a CO és a szilíciumdioxid között a CO szilíciumdioxidon keresztül történő diffundálása folyamán. Az ábra vízszintes tengelyéről, mely az oxidréteg vastagságát mutatja, lemaradt a mértékegység. Esetleg nm? A középső mérési eredmény összhangban van a fizikai képpel. Nagyobb nyomás esetén a CO molekulák gyorsabban átdiffundálnak a szilíciumdioxid rétegen, a rövidebb idő kisebb mértékű oxigénatom-kicserélődést eredményez. Ettől azonban eltérés tapasztalható a két szélső mérési eredmény esetén.

A 34. ábráról sajnálatosan lemaradt mértékegység nm.

Az ábrához kapcsolódó izotópjelöléses kísérletekben azt vizsgáltam, hogy mi történik a CO molekulával miközben átdiffundál a SiO₂ rétegen keresztül. A CO molekula formában halad át a SiO₂ rétegen, még hosszú idejű kezelés után sem található szén a SiO₂ rétegben. Viszont a ¹⁸O-¹⁶O véletlenszerű kicserélődési folyamat eredményeként a SiO₂/Si határfelületet elérő CO molekulákban, a kezdetben 100% ¹⁸O atomkoncentráció lecsökken. A ¹⁶O atomok koncentrációja a határfelületet elérő CO molekulában annál nagyobb, minél vastagabb SiO₂ rétegen haladt keresztül a CO molekula.

A 34. ábrán az y tengely felirata sajnos hibás, helyesen ¹⁸O/¹³C. Az ábrán a felületi SiO₂ vastagságának függvényében ábrázoltam az adott mélységben mért ¹⁸O mennyiséget a ¹³C mennyiségére normálva. A normálást az tette szükségessé, hogy az egyre növekvő SiO₂ vastagságon keresztül, a diffúzió által meghatározott, egyre kevesebb CO molekula éri el a SiO₂/Si határfelületet. A felületen még csak ¹³C¹⁸O molekulák találhatók a gáztérből, a diffúzió során a kicserélődés és az esetleges SiO₂-vel való reakció miatt a határfelületet már ¹³C(¹⁸O+¹⁶O) összetételű molekulák érik el. Szén nem marad az oxidban, az összes ¹³C eléri a határfelületet.

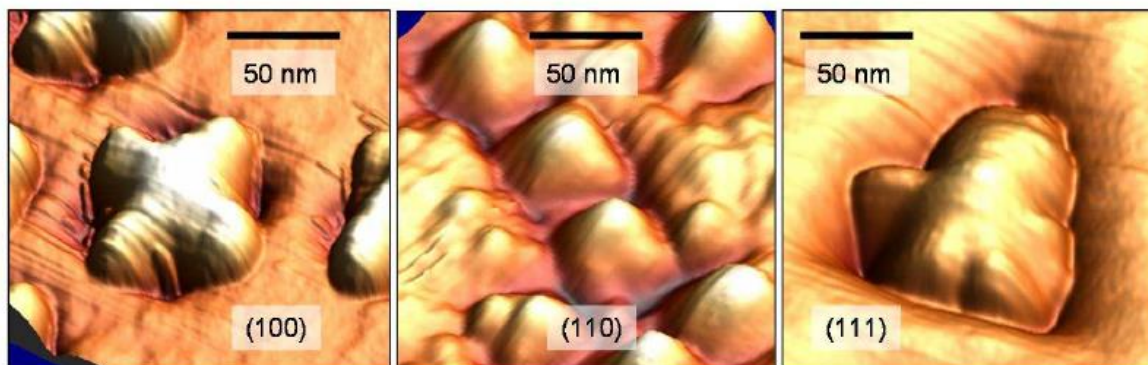
Az ábrán a ¹³C mennyiségére történt normálás miatt a gáz nyomásának hatása nem jelentkezik. A diffúzió arányaiban ugyanúgy játszódik le minden nyomáson. A grafikonon az egyes SiO₂ vastagságok esetében a különféle CO nyomásokon mért ¹⁸O/¹³C arányok a mérési bizonytalanság, a mérés hibái miatt eltérőek. A 100 nm SiO₂ vastagságnál vonallal jelöltem a mérés hibáját.



A 34. ábra helyesen

75.o. 37. ábra. A szövegben található magyarázat szerint az (110) alapon növekvő nanokristályok kisebbek, mint az (100) alapon növekvők. Az ábra szerint azonban meglehetősen azonos nagyságúnak tűnnek, amennyiben a két ábrán a lépték azonos. Ezt

azonban nem tudtam megállapítani, mivel a felső ábrák alján látható feliratokat nagyítóval sem tudtam elolvasni.



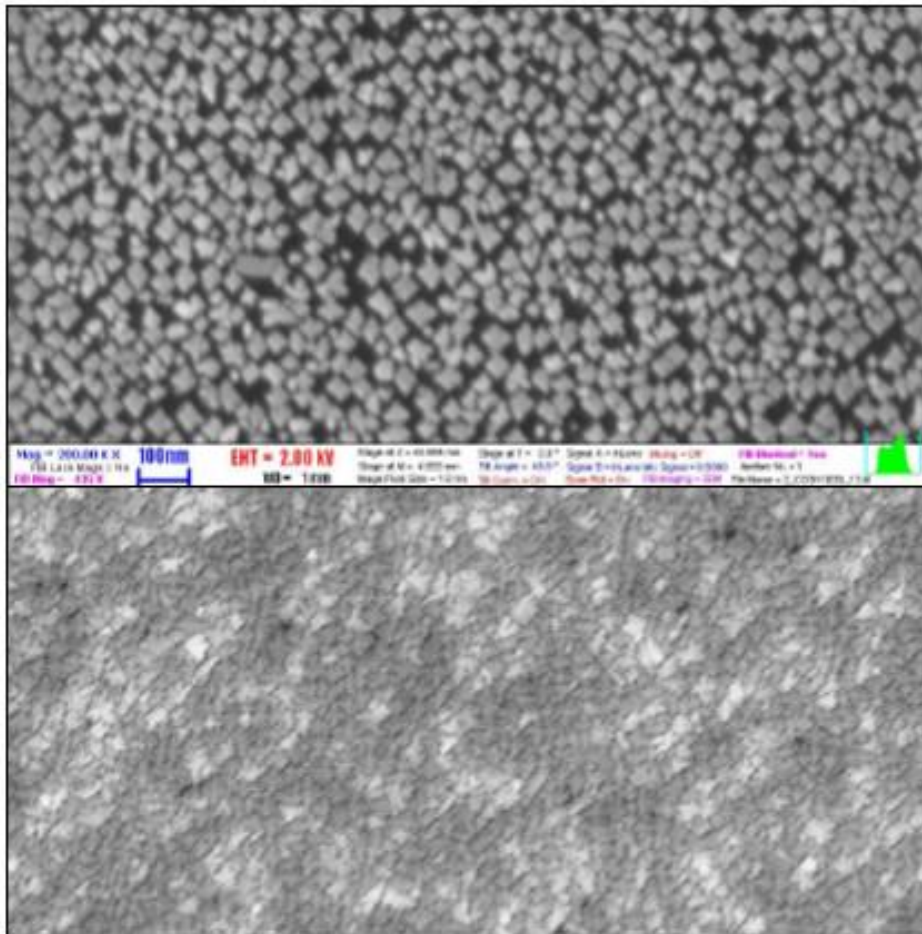
Az AFM képen jobban látszanak a méretek. A SEM képekből kiértékelt, a Si hordozó (100), (110) és (111) orientációjához tartozó átlagos SiC szemcseméreteket a 7. táblázatban adtam meg, ezek 63 ± 8 , 42 ± 8 és 63 ± 7 nm.

A SiC képződéshez Si atomokra van szükség. Mivel a SiC-on keresztül igen kicsi a szilíciumatomok diffúziója, ez a szilícium csak a nanokristály körüli szilícium felületről származhat. Valószínűleg ez magyarázza az árkok kialakulását a szilícium nanorészecske határvonalánál. Ha kialakul a felületen az összefüggő SiC réteg, hogyan jutnak el a szilícium atomok a SiC-szilíciumdioxid határfelülethez? Valószínűleg ezért lehet a kb. 20 nm vastag SiC réteg kialakulása után csak epitaxiális úton tovább növesztetni a SiC réteget.

A SiC nanoszemcsék körüli árkok a magashőmérsékletű CO-s kezelés után SiO_2 -t tartalmaznak, csak a felületen lévő összes SiO_2 lemarása után válnak látható árkokká. A nukleációs hely közelében kialakul a SiC nanokristály. A térfogategységre eső Si atomok száma Si-ben és SiC-ban közel azonos, ezért nem „fogyaszt” Si atomokat a SiC nanoszemcse a növekedése során a környezetéből.

A hőkezelés idejének növelésével a SiC szemcse jellemző laterális mérete kismértékben növekszik (ld. 31. ábra – 1.5 órás és 20 órás kezelés után 30,5 nm és 67,6 nm. A már kialakult SiC nanoszemcsék gátolják a CO atomok diffúzióját a SiC/Si határfelülethez, ezért a részecske vastagsága nem növekszik tovább. Az oldalirányú növekedés a Si/ SiO_2 /SiC hármas határfelületen lehetséges. Nagy koncentrációjú CO-ban történő hosszúidejű hőkezelés hatására akár teljes borítottság is elérhető, de a jellemző szemcseméret nem növekszik jelentősen, csak a szemcsék száma lesz több (45. ábra).

A CO-s hőkezelés alkalmatlan vastag epitaxiális SiC réteg előállítására a Si hordozón. Csak epitaxiális növesztés alkalmas vastag egykristályos SiC réteg létrehozására a SiC nanoszemcsékkel borított Si hordozón.



45. ábra: Felülnézeti SEM képek SiC nanokristályokkal borított Si felületről. A minták a fenti képen 3 óráig, a lenti 6 óráig 1100°C hőmérsékleten voltak kezelve 100% CO-ban. A lenti képen a borítottság közel teljes.

A dolgozat a nanorészecskék lehetséges alkalmazásai közt említi a szilíciumdioxidba ágyazott nanorészecskék töltéstárolóként való felhasználását EPROM vagy EEPROM memóriákban. Ezzel kapcsolatban két probléma is felmerül. Jelen dolgozat azt írja le, hogy hogyan képződnek a SiC nanorészecskék a szilícium-szilíciumdioxid határfelületen. Szilíciumdioxid belsejében, az előbbi határfelületről definiált távolságra hogyan hozhatók létre nanorészecskék? A másik probléma az, hogy a jelenlegi MOS FET technológia már a 10 nm-es csatornahossznál tart és ez a közeljövőben még minden bizonnyal tovább fog csökkenni. Az alkalmazott nanorészecskék méretének ennél lényegesen kisebbnek kellene lenni. Lehetséges ilyen rendkívül kisméretű nanorészecskéket létrehozni? Ha igen, akkor az már a pikoelektronika kezdetét jelentené.

A kiindulási SiO₂/Si szerkezet magashőmérsékletű CO-s kezelés hatására epitaxiás SiC nanokristályok alakulnak ki a határfelületen. Ezt követően egy magashőmérsékletű oxidnővesztés 100% O₂ gázban tovább növeszti az eredeti SiO₂ réteg vastagságát. A Si oxidációja a határfelületen történik, az O₂ molekula a SiO₂ rétegen keresztül a határfelületig diffundál és ott játszódik le a kémiai reakció. A kezelés eredményeként a SiO₂/Si határfelület

a felülettől mélyebbre tolódik. A SiC nanokristályok maradnak ugyanolyan mélységben, de most már körbe lesznek véve szigetelő SiO_2 -vel.

Valóban a SiC részecskék mérete túl nagy a gyakorlati alkalmazásokhoz. Mostanra a technológia messze túlhaladta a nem felejtő memóriákban A SiC nanorészecskék méreteit.

Még egyszer nagyon köszönöm Professzor úr nagyon részletes bírálatát és az észrevételeit, kérdéseit. Remélem a válaszaimmal sikerült tisztáznom a nyitott kérdéseket.

Budapest, 2017. március 26.