

Latvijas Universitāte  
Cietvielu fizikas institūts

Roberts Zabels

**ĀTRO JONU IZRAISĪTIE STRUKTŪRAS UN  
MIKROMEHĀNISKO ĪPAŠĪBU MODIFIKĀCIJAS  
PROCESI PLATZONAS JONU KRISTĀLOS**

Promocijas darba kopsavilkums

Doktora grāda iegūšanai fizikas nozarē

Apakšnozare: cietvielu fizika

Rīga, 2015

Promocijas darbs izstrādāts Latvijas Universitātes Cietvielu fizikas institūtā laika posmā no 2010. gada līdz 2014. gadam



IEGULDĪJUMS TAVĀ NĀKOTNĒ

*Darbs izstrādāts ar Eiropas Sociālā fonda atbalstu projektā Nr. 2009/0138/1DP/1.1.2.1.2./09/IPIA/VIAA/004 ("Atbalsts doktora studijām Latvijas Universitātē").*

Darbs sastāv no ievada, 3 nodaļām, secinājumiem, aizstāvamām tēzēm un literatūras saraksta.

Darba forma: publikāciju kopa fizikas nozarē, cietvielu fizikas apakšnozarē.

Darba zinātniskais vadītājs: *Dr. habil. phys. Jānis Maniks*, vadošais pētnieks, LU CFI Virsmas fizikas laboratorijas vadītājs.

Darba recenzenti:

- 1) *Dr.habil.phys. Māris Knite*, profesors, Rīgas Tehniskā Universitāte, Tehniskās fizikas institūts.
- 2) *Dr.habil.phys. Juris Ekmanis*, LZA viceprezidents;
- 3) *Dr.habil.phys. Māris Sprinģis*, vadošais pētnieks, Cietvielu fizikas institūts, Latvijas Universitāte

Promocijas darba aizstāvēšana notiks Latvijas Universitātes Fizikas, astronomijas un mehānikas zinātņu nozares promocijas padomes atklātā sēdē 2015. gada 22. Maijā Cietvielu fizikas institūta konferenču zālē, Ķengaraga ielā 8, Rīgā.

Ar promocijas darbu un tā kopsavilkumu var iepazīties Latvijas Universitātes Bibliotēkā Rīgā, Raiņa bulvārī 19.

LU Fizikas, astronomijas un mehānikas specializētās promocijas padomes priekšsēdētājs *Dr.habil.phys. Linards Skuja*

Promocijas padomes sekretāre **Laureta Buševica**

© Latvijas Universitāte, 2015

© Roberts Zabels, 2015

ISBN 978-9984-45-990-5

## Anotācija

Viens no moderno tehnoloģiju attīstības virzieniem ir ātro jonu izmantošana materiālu optisko, elektrisko, mehānisko u.c. īpašību uzlabošanai, materiālu nanostrukturēšanai u.c. materiālzinātnes uzdevumu risināšanai. Apstarošana jonu trekus veidošanās režīmā paver perspektīvas lokālai iedarbībai, kas aktuāla nanotehnoloģiju, mikroelektronikas, medicīnas u.c. jomās. Promocijas darbs veltīts ātro jonu apstarošanas izraisīto struktūras un mikromehānisko īpašību izmaiņu izpētei platzonas jonu kristālos, galvenokārt LiF kā plaši izmantotā modeļa materiālā gan radiācijas defektu, gan arī dislokāciju procesu izpētē. Struktūras pētījumos blakus ASM, SEM un rentgendifrakcijas metodēm plaši izmantota instrumentētās nanoindentēšanas metode, kura ir jutīga pret defektu agregātiem un raksturojas ar mērījumu lokalitāti.

Darbā izpētīta dislokāciju veidošanās un dislokāciju struktūras evolūcija LiF kristālos, apstarojot ar GeV enerģijas smagajiem kompleksus trekus veidojošiem joniem (U, Au, Kr). Parādīts, ka sīkas dislokāciju cilpas un aizmetņi veidojas jau individuālos trekos, bet dislokāciju struktūra intensīvi formējas trekus pārklāšanās stadijā. Atrasts, ka pie noteiktiem apstarošanas parametriem jonu trekus veidojas apstarošanas virzienā orientēta nanostrukturā ar kolonveida bloku struktūrai raksturīgām iezīmēm. Konstatēts, ka atšķirībā no smagajiem joniem, vieglie joni (S, C) ar līdzīgu specifisko enerģiju (~11 MeV uz nuklonu) rada ar dislokācijām bagātu struktūru, neveidojot nanostrukturā. Gan nanostrukturā, gan dislokācijām bagātā struktūra uzrāda augstu cietību, pie augstām dozām sasniedzot piesātinājumu 3.5-4.5 GPa diapazonā, kas aptuveni trīskārt pārsniedz neapstarota materiāla cietību. Noskaidrots, ka cietības piesātinājumu izraisa pāreja no plastiskās deformācijas dislokāciju mehānisma uz lokalizēto bīdes zonu veidošanās mehānismu, kas radniecīgs metāliskos stiklos novērotajam un balstās uz bīdes zonā notiekošajiem atomāro pārkārtojumu procesiem.

Pētītas ātro jonu izraisītās struktūras un mikromehānisko īpašību izmaiņas dažos nukleārās tehnoloģijās izmantojamos materiālos (MgO, grafiīts). Rezultāti no mikromehānisko īpašību viedokļa raksturo šos materiālus kā izturīgus pret apstarošanu ar augstām dozām. Iegūto rezultātu novitātes ir MgO kristālos novērotā elektronisko ierosinājumu un nukleārā (elastīgo sadursmju) mehānisma līdzdalība defektu agregātu veidošanā.

# Saturs

Anotācija.....	3
Ievads.....	6
Motivācija.....	6
Promocijas darba mērķis un uzdevumi.....	7
Autora ieguldījums .....	8
Zinātniskā novitāte .....	9
1. Literatūras pārskats.....	10
2. Eksperimentālā daļa.....	16
2.1. Pētāmie paraugi .....	16
2.2. Apstarošana .....	16
2.3. Apstaroto paraugu sagatavošana pētījumiem .....	17
3. Rezultāti un to analīze .....	18
3.1. Mikromehānisko īpašību modifikācija ar ātrajiem joniem apstarotos LiF un MgO kristālos .....	18
3.1.1. <i>Smago (Au, U, Kr) un vieglo (S, N, C) jonu izraisīto efektu pētījumi, izmantojot nanoindentēšanas metodi.....</i>	18
3.1.2. <i>Mikromehānisko īpašību modifikācija MgO kristālos: elektrisko ierosinājumu un elastīgo sadursmju mehānismu ieguldījums .....</i>	25
3.2. Dislokāciju veidošanās un nanostrukturēšanās ar ātrajiem joniem apstarotos LiF kristālos.....	30
3.2.1. <i>Dislokāciju veidošanās individuālos jonu trekos .....</i>	30
3.2.2. <i>Dislokāciju struktūra un nanostrukturēšanās treku pārklāšanās stadijā.....</i>	33

3.2.3. Nanostrukturēšanās iespējas, apstarojot ar zemas enerģijas smagajiem joniem .....	40
3.3. Mikromehānisko metožu izmantošana pielietojumiem aktuālu materiālu radiācijas izturības izpētē .....	43
3.3.1. GeV enerģijas $^{238}\text{U}$ un $^{197}\text{Au}$ jonu ietekme uz MgO īpašībām .....	43
3.3.2. GeV enerģijas $^{238}\text{U}$ jonu ietekme uz polikristāliskā izotropā grafiņa struktūru un mikromehāniskām īpašībām .....	45
Secinājumi un galvenie rezultāti.....	47
Aizstāvamās tēzes.....	50
Literatūra .....	51
Autora publikāciju saraksts .....	57
Nozīmīgākās zinātniskās konferences .....	59
Pateicība .....	60

# Ievads

## Motivācija

Apstarošana ar joniem tiek plaši izmantota materiālu, it īpaši to virsmas slāņu modificēšanā saistībā ar optisko, elektrisko, mehānisko un citu īpašību uzlabošanu. Jonu tehnoloģijās gūti ievērojami panākumi, to skaitā jonu implantācijas metožu pielietojumos, jonu kūļu izmantošanā plāno kārtiņu iegūšanai, vakuuma tehnikā un analītiskajā aparatūrā virsmu sastāva un struktūras izpētei.

Līdz ar progresu jonu paātrinātāju izbūvē, jaunas iespējas materiālu struktūras un īpašību modifikācijā ir pavērusi augstas enerģijas (MeV-GeV) jonu kūļu pielietošana. Ātrie joni spēj dziļi (līdz pat ~100 μm un vairāk) iespieties materiālā, izsaucot radikālas izmaiņas struktūrā un virsmu topogrāfijā, izraisot virknē materiālu amorfizēšanos, fāžu sajaukšanos, latentu treku veidošanos un citas parādības [1, 2]. Minētie procesi efektīvi noris jau istabas temperatūrā, neprasot citas tehnoloģiskas iedarbības. Tāpēc struktūras modifikācijas procesu izpēte ar ātrajiem joniem apstarotos materiālos ir svarīgs uzdevums gan no fundamentālā, gan pielietojumu viedokļa.

Viens no aktuāliem virzieniem ātro jonu pielietojumos ir centieni tos izmantot nanostruktūru veidošanā. Veiksmīgi risinās pētījumi par virsmas nanostruktūru iegūšanu dielektriskos un pusvadītāju materiālos, ar treku tehnoloģijas palīdzību radot uz apstarotās virsmas no nanometru izmēra pauguriņiem, krāteriem vai jonu kodināšanas figūrām sastāvošus ansambļus [3]. Taču maz pētījumu ir veltīts struktūras modifikāciju izpētei un nanostrukturēšanas iespēju noskaidrošanai apstarotā slāņa tilpumā. Struktūras izmaiņas intensīvi noris pie augstām apstarošanas dozām primāro radiācijas defektu uzkrāšanās un defektu agregātu veidošanās apstākļos.

Lai pētītu ātro jonu izraisītās struktūras izmaiņas augstu dozu apstākļos, ir vēlamī pētāmie objekti, kuros jonu apstarošana neizraisa amorfizēšanos. Šai prasībai atbilst LiF un MgO kristāli, kuri tika izraudzīti kā izpētes materiāli promocijas darbā. LiF ir labi zināms un plaši izmantots kā modeļa materiāls radiācijas defektu izpētē. Eksperimentu veikšanai svarīgs ir arī apstāklis, ka radiācijas defekti LiF kristālos ir stabili istabas temperatūrā. Turklāt LiF vienlīdz plaši pazīstams arī kā modeļa materiāls mehānisko īpašību, it īpaši ar dislokācijām saistīto procesu izpētē [4]. Ātro jonu mijiedarbībā ar LiF

dominējoša loma ir elektronisko ierosinājumu un jonizācijas procesiem, kuri noved pie Frenkeļa pāru veidošanās ar eksitonu mehānisma palīdzību [5]. Tas nosaka materiāla augstu jutību pret radiāciju.

MgO pētāmo objektu skaitā ir iekļauts kā radiācijas izturīgs materiāls. Atšķirībā no LiF tā zonas platums ir mazāks par Frenkeļa defektu radīšanai nepieciešamo enerģiju, tāpēc defektu veidošanās MgO elektronisko ierosinājumu ceļā ir apgrūtināta, un vērā ņemama ir to rašanās jonu elastīgo sadursmju ceļā ar vielas atomiem [6].

## Promocijas darba mērķis un uzdevumi

Promocijas darba mērķis ir struktūrveidošanās procesu un mikromehānisko īpašību modifikācijas izpēte ar ātrajiem joniem apstarotos LiF un MgO kristālos augstu apstarošanas dozu apgabalā. Mērķis ietver arī nanostruktūru veidošanās iespēju noskaidrošanu.

Svarīga struktūras evolūcijas iezīme pie augstām apstarošanas dozām ir primāro radiācijas defektu koncentrācijas piesātināšanās un defektu klāsteru un agregātu (kompleksie, krāsu centri, koloīdi, vakanču klāsteri, dislokācijas u.c.) veidošanās. To izpētē apstarotos kristālos tiek plaši izmantota transmisijas elektronu mikroskopijas (TEM) metode. Taču tādos materiālos kā LiF, kurš raksturojas ar augstu radiācijas jutību, TEM metode nav pielietojama. Ir labi zināms, ka TEM metodē izmantotais elektronu starojums rada LiF kristālos daudzskaitlīgas dislokācijas u.c. defektus [7, 8].

Promocijas darbā kā alternatīvs metodiskais ceļš defektu agregātu izpētē ir nanoindentēšanas metodes pielietošana, ņemot vērā šīs metodes struktūrajūtīgumu un lokalitāti. Iepriekšējā pieredze liecina, ka mikro- un nanocietība ir jutīgas galvenokārt pret defektu agregātu klātbūtni, bet primāro radiācijas defektu ieguldījums ir niecīgs [9]. Otra promocijas darba metodiska iezīme ir pētījumu veikšana uz apstaroto kristālu profila virsmām, kuras iegūst, noskaldot paraugus jonu kūļa virzienā. Tas atļauj mērījumos izsekot struktūras un mikromehānisko īpašību izmaiņām gar visu jonu trajektoriju, radot iespēju saistīt novērotās struktūras izmaiņas ar aprēķinātajiem jonu nukleārajiem un elektroniskajiem enerģijas zudumiem visā ātro jonu trajektorijā.

Enerģijas zudumi ( $dE/dx$ ) vielā ir būtisks radiācijas efektus iespaidojošs faktors. LiF kristālu gadījumā treku morfoloģijā un defektu veidošanā svarīga robežšķirtne ir jonu enerģijas zudumu līmenis  $dE/dx = 10$  keV/nm, virs kura defektu agregāti veidojas jau individuālos trekos [10, 11]. Tāpēc darbā izmantota gan grupa smago jonu, kuru enerģijas

zudumi ievērojami pārsniedz 10 keV/nm sliekšni, gan arī vieglākie joni ar enerģijas zudumiem zem tā.

Promocijas darbam izvirzīti sekojoši uzdevumi:

1. Smago (Au, U, Kr) un vieglo (S, N, C) jonu izraisīto struktūras un mikromehānisko īpašību izmaiņu, kā arī nanostruktūru veidošanās iespēju izpēte LiF kristālos.
2. Plastiskās deformācijas mehānismu izpēte ar augstām ātro jonu dozām apstarotos LiF kristālos.
3. Nukleāro un elektronisko enerģijas zudumu lomas noskaidrošana struktūras un mikromehānisko īpašību modifikācijā ar ātrajiem joniem (U, Au, Kr, N) apstarotos MgO kristālos.
4. Nanoindentēšanas metodes apgūšana un pielietošana apstarošanas radīto defektu izpētē.

## **Autora ieguldījums**

Publikāciju kopu, uz kuras balstās promocijas darbs, veido 8 raksti citējamajos žurnālos (skat. autora publikāciju sarakstu 57. lpp.). Kopējais publikāciju skaits - 20.

Promocijas darbs ir izstrādāts LU Cietvielu fizikas institūta Virsmas fizikas laboratorijā. Izņēmumi ir paraugu apstarošana, kas veikta sadarbībā ar partneriem no GSI (Darmštate, Vācija) un Eirāzijas Nacionālās Universitātes (Astana, Kazahija), izmantojot to rīcībā esošos jonu paātrinātājus, kā arī rentgendifrakcijas (XRD) pētījumi, kas veikti sadarbībā ar Daugavpils Universitāti (Daugavpils, Latvija).

Darba autors ir apguvis metodes apstaroto paraugu struktūras izpētē, izmantojot ASM, SEM un optisko mikroskopiju, kā arī ķīmiskās kodināšanas metodes struktūras pētījumiem. Nozīmīgu vietu veiktajos pētījumos ieņem nanoindentēšanas metode. Autors apguvis un apkalpo instrumentētās nanoindentēšanas iekārtu (G200, Agilent, USA) modificēto virsmas slāņu un plāno kārtiņu pētīšanai un papildinājis metodiskās zināšanas, piedaloties virknē specializēto semināru.

Autors veicis aprakstītos eksperimentus un rezultātu apstrādi. Iegūto rezultātu analīze un interpretācija tika veikta kopīgi ar darba vadītāju un laboratorijas kolēģiem. Autoram pieder darba novitātes un aizstāvamajās tēzēs formulētie secinājumi. Promocijas darba rezultāti publicēti recenzējamajos un citējamajos žurnālos. Vairākās no publikācijām veikti korespondējošā autora pienākumi. Promocijas darba autors ir prezentējis iegūtos rezultātus 9 starptautiskās un vietējās konferencēs.



## Zinātniskā novitāte

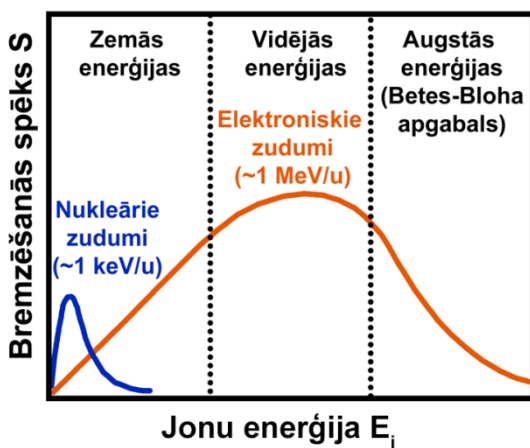
Promocijas darbā gūtas jaunas zināšanas par ātro jonu izraisītajiem struktūras modifikācijas procesiem LiF un MgO kristālos, balstoties uz struktūras un mikromehānisko īpašību pētījumiem. Svarīgākās novitātes ir sekojošas:

1. Parādīts būtisks apstarošanas radīto dislokāciju ieguldījums struktūrveidošanās procesos un mikromehānisko īpašību modifikācijā. Noskaidrots, ka sīkas dislokāciju cilpas rodas jau individuālos trekos, bet dislokāciju struktūra intensīvi veidojas treku pārklāšanās stadijā.
2. Iegūta mozaikas tipa nanostruktūra, apstarojot kristālus ar augstas enerģijas smagajiem joniem (U, Au, Kr, Xe). Noskaidroti tam nepieciešamie nosacījumi: (1) treku pārklāšanās stadijai atbilstoša fluence ( $>10^{12}$  joni/cm<sup>2</sup>); (2) jonu enerģijas elektroniskie zudumi virs 10 keV/nm, kas nepieciešami serdi saturošu treku veidošanai un treku virzienā orientētas struktūras formēšanai. Zem minētā 10 keV/nm sliekšņa veidojas ar dislokācijām bagāta struktūra.
3. Parādīts, ka gan dislokāciju veidošanos, gan nanostrukturēšanas pavada ievērojama cietības paaugstināšanās, sasniedzot piesātinājuma vērtības 3.5-4.5 GPa (efekts ~200%). Atrasts, ka piesātinājumu izraisa pāreja no plastiskās deformācijas dislokāciju mehānisma uz lokālo bīdes zonu veidošanās mehānismu.
4. Novērtēts sadursmju mehānisma un elektronisko ierosinājumu mehānisma ieguldījums cietināšanās efektā ar ātrajiem joniem apstarotos MgO kristālos.

# 1. Literatūras pārskats

Pārskatā aplūkota ātro (augstas enerģijas) jonu mijiedarbība ar LiF un radniecīgiem dielektriskiem materiāliem un apstarošanas izraisītie efekti tajos, neietverot detalizētu apskatu par parasto apstarošanas veidu (fotoni, elektroni,  $\gamma$ - un rentgena stari, neitroni) izraisītajiem procesiem.

Pētījuma objekti – LiF kristāli pieder platzonas jonu kristāliem ( $E_g=14.6$  eV) ar NaCl tipa režģi – skaldnē centrētu kubisku struktūru (režģa parametrs  $a=4.028$  Å, jonu rādiusi:  $r(F^-)=1.33$  Å,  $r(Li^+)=0.76$  Å). MgO kristāli arī ir jonu kristāli ar skaldnē centrētu kubisko struktūru. To aizliegtā zona  $E_g=7.8$  eV un režģa parametrs  $a=4.212$  Å, atbilstošie jonu rādiusi:  $r(O^{2-})=1.40$  Å,  $r(Mg^{2+})=0.72$  Å.

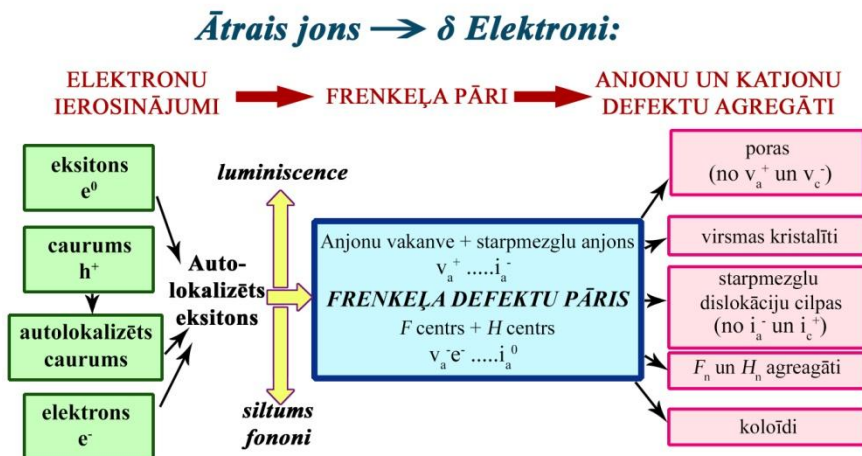


1. attēls. Shēma jonu enerģijas zudumu ieguldījumu atkarībai no to specifiskās enerģijas.

Joni ar specifisko enerģiju  $>1$  MeV/nuklons tiek saukti par ātrajiem joniem. Ietiecoties materiālā, tie zaudē enerģiju un bremzējas galvenokārt divu mehānismu dēļ: (1) elektronisko enerģijas zudumu rezultātā, kuri rodas mijiedarbībā ar vielas elektroniem, izraisot jonizāciju un ierosinājumus; (2) kodola jeb nukleāro enerģijas zudumu rezultātā elastīgās sadursmēs ar vielas atomiem, izraisot to pārvietojumus vai pārvietojumu kaskādes (1. attēls). Ātro jonu gadījumā dielektriskos materiālos dominējoša loma ir elektroniskajiem enerģijas zudumiem, bet sadursmēs ar atomiem radušos enerģijas zudumu

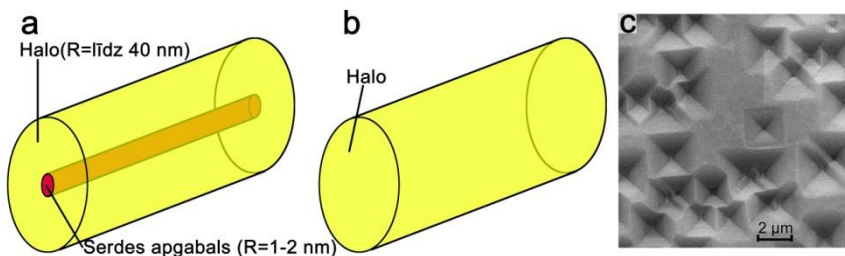
ieguldījums ir neliels [5]. Ātro jonu bremzēšanās process vielā ir labi izpētīts. Jonu elektroniskos un kodola (nukleāros) enerģijas zudumus, kā arī jonu noskrējienu pētāmajā materiālā var skaitliski aprēķināt ar SRIM programmas palīdzību [12]. Izpētes darbs ir vērsts uz to, lai noskaidrotu, kā absorbētā doza transformējas pētāmo materiālu struktūras un mikromehānisko īpašību izmaiņās.

Specifika apstarošanā ar ātrajiem joniem ir radiācijas defektu lokalizācija trekos. Joni, pārvietojoties vielā, jonizē treka centrālo apgabalu, un no tā tiek emitēti  $\delta$  – elektroni ar plašu kinētisko enerģiju spektru [13]. Šie elektroni izraisa jonizāciju, elektroniskos ierosinājumus un defektu veidošanos (2. attēls) treka trajektoriju aptverošajā halo apgabalā ar rādiusu līdz dažiem desmitiem nm. Šāds halo apgabals ir raksturīgs visiem ātrajiem joniem.



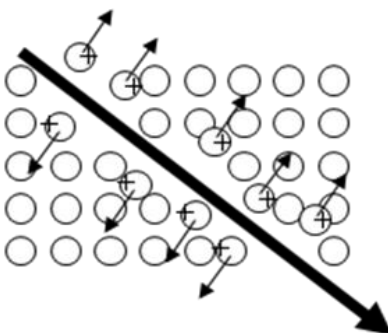
2. attēls. Shēma ātro jonu izraisītajiem procesiem jonu kristālos.

Jonu elektroniskajiem enerģijas zudumiem LiF kristālos pārsniedzot 10 keV/nm sliekšni, veidojas kompleksas uzbūves treki, kuri satur ļoti defektētu serdi ar rādiusu 1-2 nm (3. attēls) [10, 11]. Serdes apgabals ir ar mazāku blīvumu nekā neapstarots kristāls [11, 14]. Teorētiskie novērtējumi liecina, ka serdes apgabals satur ļoti sīkus defektu agregātus [15]. Šādi kompleksie serdi saturošie treki ir ķīmiski kodināmi (3. c attēls), līdzīgi kā dislokācijas [16, 17]. Tas liecina, ka serdi saturošiem trekiem tāpat kā dislokācijām piemīt mehānisko spriegumu lauks.



3. attēls. Jonu treka uzbūves shēma LiF monokristālā: (a) gadījumā, kad tiek pārsniegts 10 keV/nm sliekšnis elektroniskajos jona enerģijas zudumos; (b) kad elektroniskie enerģijas zudumi nepārsniedz 10 keV/nm; (c) piemērs treku ķīmiskai kodināšanai ar 2.2 GeV Au joniem apstarotā LiF.

Trekos notiekošo procesu skaidrojumam ir izstrādāti divi modeļi. Tiek izmantots Kulona sprādziena modelis [18], kurā struktūras evolūcija aizsākas ar elektrostatisko atgrūšanos starp vienādas zīmes (pozitīvi lādētiem) joniem treka centra apgabalā, radot šeit retinājumu (4. attēls). Tam seko relaksācijas process, kurš daļēji atjauno struktūru. Plaši izmantots tiek arī termiskā trieciena modelis [19], kurš balstās uz aprēķiniem par ievērojamu, taču ļoti īslaicīgu, temperatūras paaugstināšanos treka serdē līdz pat kušanas temperatūrai. Tas tiek izmantots apstarošanas izraisītās amorfizācijas, fāžu pāreju u.c. efektu aprakstam. Reāli kušanas process nav novērots un aprēķini rāda, ka visa treka, nevis tikai serdes „robežās” temperatūras paaugstinājums sagaidāms ap 250 K [20].



4. attēls. „Kulona sprādziena” veidošanās jonu kristālos. Ātrais jons jonizē anjonus, kas kļūst pozitīvi lādēti un Kulona atgrūšanās spēka iedarbībā tiek izspiesti no savām pozīcijām.

Primārie radiācijas defekti ar ātrajiem joniem apstarotos LiF kristālos rodas elektronisko ierosinājumu rezultātā, veidojoties eksitoniem, to autolokalizācijai un sabrukšanai ar neitrālo Frenkeļa  $F-H$  pāru un lādēto ( $\alpha-I$ ) pāru rašanos [5, 21]. Eksitonu mehānisms nodrošina augstu LiF jutību pret apstarošanu (sk. 2. attēlu).

Optiskās absorbcijas spektroskopijas un luminiscences pētījumi ar ātriem joniem istabas temperatūrā apstarotos LiF kristālos kā redzamākos uzrāda  $F$ -centrus (elektrons anjonu vakancē) un  $F_2$  centrus, kā arī  $F_3^+$ ,  $F_3$ ,  $F_4$  kompleksos krāsu centrus [11, 22, 23]. Reizē ar  $F$  centriem rodas arī  $H$ -centri (starpmezglu fluora atomi) un to agregāti fluora molekulu ( $H+H \rightarrow X_2$ ) un  $nX_2$  kompleksu veidā.  $H$ -centru absorbcija notiek tālu ārpus spektra redzamās daļas UV reģionā. LiF sastopamie primārie radiācijas defekti un tiem atbilstošo optiskās absorbcijas maksimu dati atrodami 1. tabulā. Rezultāti liecina, ka primāro radiācijas defektu tipi un to veidošanās procesi ātro jonu iedarbībā, izņemot ar trekiem saistīto specifiku, ir līdzīgi novērotajam sārnu metālu halogenīdos un radniecīgos jonu kristālos, apstarotos ar elektroniem, neitroniem, rentgena vai  $\gamma$ -stariem [24, 25].

1. tabula. Tipiskie krāsu centri LiF kristālos

Centrs	Modelis	Absorbcijas joslas maksimums [nm]
$F$	$V_a^+ e^-$	248
$F_2$	$2V_a^+ 2e^-$	444
$F_2^+$	$2V_a^+ e^-$	645
$F_2^-$	$2V_a^+ 3e^-$	950
$F_3$	$3V_a^+ 3e^-$	317, 377
$F_3^+$	$3V_a^+ 2e^-$	448
$F_3^-$	$3V_a^+ 4e^-$	820
$F_4$	$4V_a^+ 4e^-$	518, 540
$H$	$X_2^-/X^-$	~345
Li koloīdi	nLi	~445
Na koloīdi	nNa	~520
K koloīdi	nK	~680
Mg koloīdi	nMg	275-280

Ātro jonu radīto primāro radiācijas defektu (*F*-centru) koncentrācija ir atkarīga no absorbētās enerģijas, kuru nosaka doza:

$$E_{\text{abs}} = E_j \times \Phi / R \quad (1)$$

kur  $E_j$  ir jonu enerģija,  $\Phi$  –fluence un  $R$ –jonu iespiešanās dziļums. Optiskās absorbcijas spektroskopijas un luminiscences mērījumu rezultāti rāda *F*-centru koncentrācijas palielināšanos: palielinot absorbēto enerģiju, tiek sasniegts piesātinājums ap  $10^{19} \text{ cm}^{-3}$  pie absorbētās enerģijas virs  $\sim 10^{22} \text{ eV/cm}^3$  [23]. Piesātinājuma veidošanos izskaidro gan ar defektu anihilāciju paaugstināta ierosinājumu blīvuma apstākļos, gan ar defektu agregātu veidošanos pie augstām dozām, kuri kalpo kā piesaistes vietas dažāda tipa radiācijas defektiem. Ar ātrajiem joniem apstarotos kristālos par augstām dozām tiek uzskatītas tādas, pie kurām noris treku halo apgabalu pārklāšanās, kas noved pie primāro defektu koncentrācijas piesātināšanās. Vairumam jonu treku pārklāšanās notiek pie fluencēm virs  $10^9 - 10^{10}$  joni/cm<sup>2</sup>.

Ar primāro radiācijas defektu koncentrācijas piesātināšanos nozīmīga kļūst lineāro defektu (dislokācijas) un dažāda veida defektu agregātu (koloīdi, vakanču un fluora klāsteri u.c.), un planāro defektu (graudu vai substrukturās veidojumu robežas) loma struktūras modifikācijā. Sistemātiski pētījumi ir veikti, un teorētiskie modeļi izstrādāti koloīdu augšanai ar parastajiem avotiem (elektroni, neitroni u.c.) apstarotos sārmu metālu halogenīdos un citos jonu kristālos [26, 27, 28 un references šajos avotos]. Taču ar ātrajiem joniem istabas temperatūrā apstarotā LiF izmantotās pētīšanas metodes (mikroskopija, elektronu spinu rezonanse (ESR) u.c.) neuzrāda koloīdu klātbūtni. Koloīdi nav atrasti arī LiF, kas apstarots nedaudz paaugstinātā temperatūrā (ap 350 K), kāda var stabilizēties ilgstošā apstarošanā ar ātrajiem joniem. Var pieļaut ļoti sīku koloīdu klātbūtni, kuru izmērs ir zem izmantoto metožu jutības sliekšņa. Galvenokārt tas skar jautājumu par defektiem treka serdē, kur teorētiski tiek pieļauta no dažiem (4-5) atomiem sastāvošu klāsteru rašanās [15].

MgO kristāli, salīdzinot ar LiF, raksturojas ar ievērojami augstāku radiācijas izturību. Tas izskaidrojams ar faktu, ka aizliegtās zonas platums tajos atšķirībā no LiF ir mazāks nekā Frenkeļa pāru radīšanai nepieciešamā enerģija. Tas būtiski ierobežo defektu veidošanos elektronisko ierosinājumu ceļā, un vērā ņemama kļūst defektu veidošanās ātro jonu izraisītās sadursmju kaskādēs. MgO kristālos, izņemot īpaši augstas tīrības kristālus, kuros dominē nukleārie enerģijas zudumi, radiācijas defektu veidošanā iesaistīts gan ar piemaisījumu

klātbūtni saistītais elektronisko ierosinājumu, gan elastīgo sadursmju mehānisms [6].

Defektu agregātu veidošanā augstu dozu apstākļos priekšplānā izvirzās un pieaugošu interesi izraisa jautājums par dislokāciju rašanos un to lomu ar joniem apstarotos kristālos. Pētījumi šajā virzienā promocijas darbā ieņem vienu no centrālajām vietām. MgO kristālos un to saturošos špīneļu savienojumos TEM rezultāti uzrāda daudzskaitlīgu prizmatisko dislokāciju cilpu rašanos [29]. Jonu apstarošanas izraisītās dislokācijas LiF kristālos ir novērotas ar ķīmiskās kodināšanas metodi [30]. Dislokāciju ģenerēšanās iespēju LiF kristālos elektronu starojuma iedarbībā apliecina arī *in-situ* TEM novērojumi [7, 8], bet teorētiskajos modeļos ir sniegts pamatojums, ka dislokāciju augšana varētu notikt ar istabas temperatūrā kustīgo starpmezglu fluora molekulu starpniecību [7]. Taču sistemātiski pētījumi LiF kristālos līdz šim izpaliek. Daļēji tas izskaidrojams ar metodiskām grūtībām. TEM izmantošana LiF kristālu gadījumā nav pieļaujama, jo šis materiāls ir pārāk jutīgs pret elektronu starojumu. Daļējs risinājums ir selektīvās ķīmiskās kodināšanas metodes izmantošana. Taču metode pielietojama tikai mērenām dozām.

Sakarā ar nanoindentēšanas metožu attīstību paveras jaunas iespējas šīs lokālās un struktūrjutīgās metodes izmantošanā defektu agregātu diagnosticēšanai. Iepriekšējā pieredze liecina par ievērojamu (līdz 200%) cietināšanās efektu ar ātrajiem joniem apstarotos LiF kristālos [30]. Parādīts, ka cietināšanās efekts saistāms galvenokārt ar defektu agregātu, to skaitā dislokāciju veidošanos. Būtiska priekšrocība ir iespēja iegūt defektu evolūcijas procesu izpratnei aktuālu informāciju par defektu agregātu sadalījumu dziļumā gar jonu trajektoriju, veicot indentēšanas mērījumus uz apstarotās zonas profila virsmas.

No literatūras apskata izriet, ka struktūrveidošanās procesu izpēte pie augstām ātro jonu dozām ir aktuāls uzdevums. Tā risināšana skar problēmas par tilpuma nanostruktūru veidošanos, mikromehānisko īpašību modifikācijas (uzlabošanas) iespējām un pielietojumiem aktuālu materiālu (MgO u.c.) radiācijas izturību jaunās paaudzes jonu paātrinātāju un citu nukleāro tehnoloģiju vajadzībām.

## 2. Eksperimentālā daļa

### 2.1. Pētāmie paraugi

Pētījumos izmantoti Korth Kristalle GmbH (Vācija) ražotie LiF monokristāli ar tīrību 20 ppm. Piemaisījumu elementu skaitā nozīmīgākie – Mg un Na. Vidējais augšanas dislokāciju blīvums kristālos  $5 \times 10^4 \text{ cm}^{-2}$ .

Eksperimentos ar MgO tika izmantoti MTI, Ca (ASV) ražotie monokristāli. No piemaisījumiem nozīmīgākie – Ca un Fe.

Paraugi pētījumiem bija ap 1 – 2 mm biezas plāksnītes, kas skaldīšanas ceļā tika atdalītas no masīva bloka.

### 2.2. Apstarošana

Paraugu apstarošana veikta ar sadarbības partneru palīdzību, izmantojot to rīcībā esošos jonu paātrinātājus:

- Ar smagajiem augstas enerģijas (MeV-GeV) joniem apstarošana veikta UNILAC lineārajā jonu paātrinātājā, GSI Helmholtzzentrum für Schwerionenforschung GmbH, Darmstatē, Vācijā;
- ar MeV enerģijas smagajiem joniem (Kr, Xe) un vieglajiem joniem (N) apstarošana veikta DC-60 ciklotronā, Astanā, Kazahstānā;
- ar 410 MeV S un C joniem apstarošana veikta GANIL paātrinātājā Kānā, Francijā;
- ar 3-15 MeV enerģijas zelta joniem apstarošana veikta Tanderton paātrinātājā, Porto Alegre, Brazīlijā.

Apstarošanas procesā jonu kūlis vērsts perpendikulāri parauga (001) plaknei, izņemot īpaši atrunātus eksperimentus, kuros paraugi apstaroti noteiktā leņķī pret šīs plaknes normāli.

Jonu iespiešanās dziļuma un to nukleāro un elektronisko enerģijas zudumu aprēķinam pētāmajos materiālos izmantota programmpakete SRIM Code 2008 [12].

Apstarošanā ar ātrajiem joniem vienkāršotai dozu raksturošanai izmantota fluence ( $\Phi$ ) [joni/cm<sup>2</sup>]. Jonu plūsmu attiecīgi novērtē kā [joni·cm<sup>-2</sup>·s<sup>-1</sup>]. Fluence  $\Phi$  rāda parauga saņemto jonu skaitu un uzskatāmi ļauj salīdzināt apstarošanas efektus dažādiem joniem, kā arī ērti izmantojama treku struktūras raksturošanai, nosakot vidējos attālumus starp trekiem un treku pārklāšanos.



Radiācijas dozu SI sistēmā mēra grejos (Gy), kuru dimensija ir [J/kg]. Dozu aprēķināšanai grejos (Gy), zinot fluenci, izmantojama formula

$$D[\text{Gy}] = 1.6 \times 10^{-10} \frac{E_{\text{tot}}[\text{MeV}] \times \Phi[\text{joni}/\text{cm}^2]}{\rho[\text{g}/\text{cm}^3] \times R[\text{cm}]} \quad (2)$$

kur  $E_{\text{tot}}$  – ir jonu enerģija,  $\Phi$  ir ieejošo jonu skaits uz  $\text{cm}^2$ ,  $\rho$  ir pētāmā materiāla blīvums un  $R$  ir jonu iespiešanās dziļums materiālā (aprēķināms ar SRIM programmu).

### 2.3. Apstaroto paraugu sagatavošana pētījumiem

Pētījumi veikti gan uz apstarotās virsmas, gan arī uz profila virsmām, kuras iegūtas, noskaldot apstaroto paraugu jonu kūļa virzienā. Mērījumi uz profila virsmām ir informatīvāki, jo atļauj iegūt datus par struktūras un mehānisko īpašību izmaiņām gar jona trajektoriju, t.i., atkarībā no dziļuma, ko mēra kā attālumu no apstarotās virsmas.

**Mikro- un nanomehānisko īpašību pētījumiem** izmantota instrumentētās nanoindentēšanas iekārta – Agilent Nano G200 (ASV). Iekārta ļauj veikt mērījumus kā standarta (BASIC) režīmā, tā arī nepārtrauktajā CSM (Continuous Stiffness Measurement) režīmā, datorizēti reģistrējot pielikto spēku un pārvietojumu un aprēķinot cietības un Junga moduļa datus kā funkciju no indentora iespiešanās dziļuma. Aprēķiniem izmantots Olivera-Pharra modelis [31]. Iekārtas kalibrēšanai izmantoti etalona paraugi un izgatavotāja rekomendētā metodika.

Rezultāti izmantojami arī plastiskuma novērtēšanai, no složošanas un atslogošanas P-h līknēm, kur P – pieliktais spēks un h – indentora iespiešanas dziļums, aprēķinot plastiskās un elastīgās deformācijas komponentes un attiecīgi plastiskās un elastīgās deformācijas darbu.

#### **Struktūras un virsmu topogrāfijas pētījumi.**

Pētījumos izmantota optiskā mikroskopija, atomspēka mikroskopija (ASM), skanējošā elektronu mikroskopija (SEM). Dislokāciju u.c. defektu vizualizēšanai mikroskopijas pētījumos apstarotajiem paraugiem iepriekš tika veikta selektīvā ķīmiskā kodināšana piesātinātā  $\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$  šķīdumā.

Uz selektīvās ķīmiskās kodināšanas metodi balstīta arī promocijas darbā izmantotā dislokāciju kustīguma metode. Tajā mikrociētības metode apvienota ar deformācijas zonas ķīmisko kodināšanu, kā

parametram kalpojot ap nospiedumu veidotās dislokāciju rozetes izmēram [32]. Šī metode pēc būtības ir materiāla zondēšana ar indentēšanas radītām dislokācijām, kuru kustību bremsē radiācijas radītie defekti – dislokācijas un defektu agregāti.

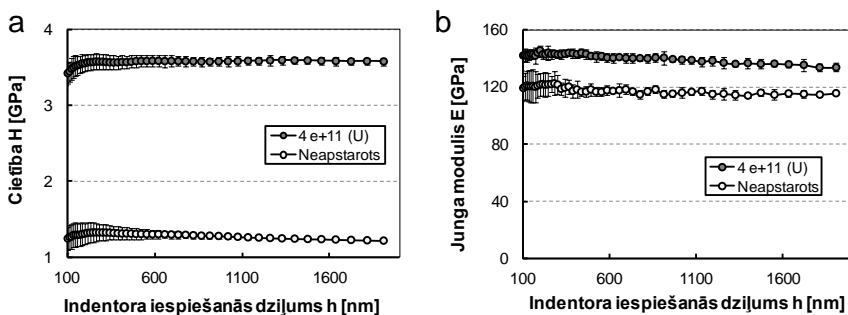
Papildus mikroskopijas metodēm struktūras izpētei izmantots rentgenstaru difraktometrs SmartLab (Rigaku). XRD mērījumi veikti sadarbībā ar partneriem Daugavpils Universitātē.

### 3. Rezultāti un to analīze

#### 3.1. Mikromehānisko īpašību modifikācija ar ātrajiem joniem apstarotos LiF un MgO kristālos

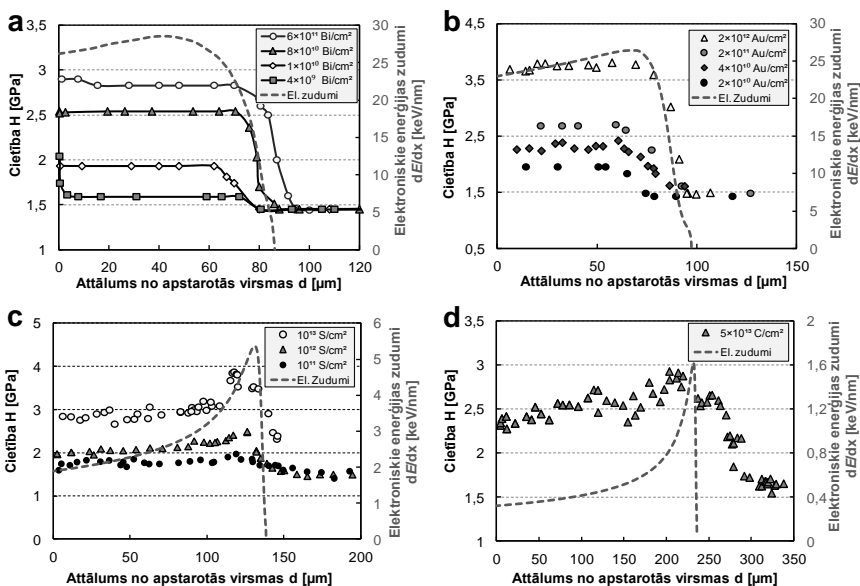
##### 3.1.1. Smago (Au, U, Kr) un vieglo (S, N, C) jonu izraisīto efektu pētījumi, izmantojot nanoindentēšanas metodi

Literatūras dati un mūsu iepriekšējie pētījumi liecina, ka LiF kristālu apstarošana ar dažādiem avotiem, to skaitā arī ar ātrajiem joniem, izraisa radiācijas defektu veidošanos, to uzkrāšanos un cietības paaugstināšanos [9, 30]. Šajā promocijas darba sadaļā veikta cietināšanās efekta likumsakarību izpēte, izmantojot nanoindentēšanas metodi [33]. Rezultātu salīdzināšanai pētāmo jonu enerģija eksperimentos tika izraudzīta ar tādu aprēķinu, lai specifiskā enerģija (MeV uz nuklonu) visiem jonu veidiem būtu vienāda. Šajā sadaļā aprakstītajos eksperimentos tā bija 11 MeV/u.



5. attēls. Cietības (a) un Junga moduļa (b) izmaiņas ar 2.6 GeV  $^{238}\text{U}$  joniem apstarotā LiF. Mērījumi veikti uz apstarotās virsmas.  $\Phi=4 \times 10^{11}$  joni/cm $^2$ .

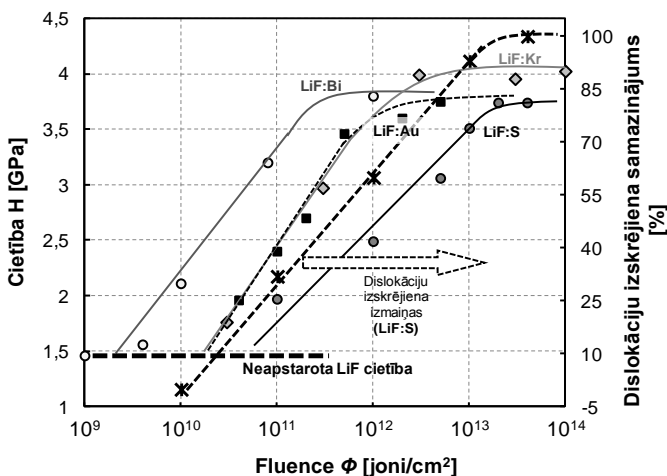
Mērījumu rezultāti uz apstarotās virsmas (5. attēls) rāda ievērojamu (līdz 170%) cietināšanās efektu. Zinot, ka cietība ir jutīga pret defektu agregātu un lineāro defektu (dislokāciju) klātbūtni, var secināt, ka apstarošanas procesā notiek šāda tipa agregātu uzkrāšanās. Junga moduļa izmaiņas ir nelielas, sasniedzot ap 20 %. Moduļa saglabāšanās monokristāliskam LiF raksturīgā līmenī liecina, ka materiālā nenotiek radikāla struktūras pārkārtošanās (amorfizēšanās u.c.). Nelielās moduļa izmaiņas var saistīt ar mehānisko spriegumu klātbūtni apstarotos kristālos, uz ko norāda arī apstaroto paraugu izliekšanās. Līdzīga rakstura cietības un moduļa izmaiņas uz apstarotās LiF virsmas tika novērotas arī uz pārējiem pētītajiem paraugiem, kas apstaroti ar citiem joniem.



**6. attēls.** Cietības un elektronisko enerģijas zudumu atkarība no dziļuma LiF paraugiem (profila virsma), kas apstaroti ar 2.05 GeV <sup>209</sup>Bi joniem (a), 2.2 GeV <sup>197</sup>Au joniem (b), 410 MeV <sup>36</sup>S joniem (c) un 130 MeV <sup>12</sup>C joniem (d). Dziļums mērīts uz parauga šķērsgriezuma kā distance līdz apstarotai virsmai.

Detalizēti cietināšanās efekta likumsakarības tika pētītas uz apstaroto kristālu profila virsmām, kuras iegūtas, noskaldot paraugu jonu kūļa virzienā. Nanoindentēšanas testi veikti visam apstarotās zonas šķērsgriezumam, ar optisko mikroskopu kontrolējot katra mērījuma punkta

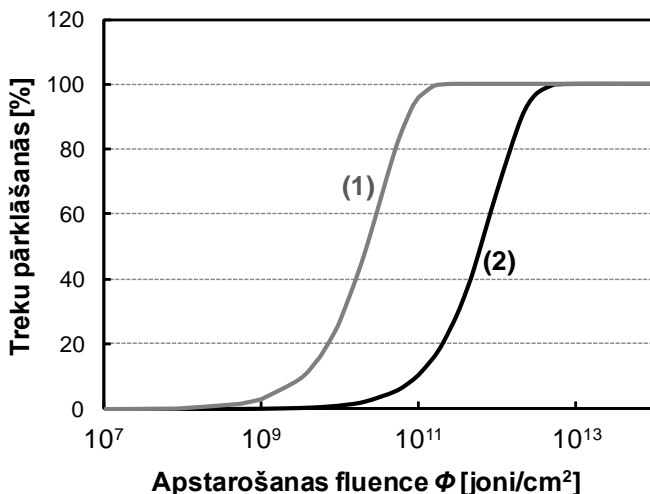
attālumu līdz apstarotajai virsmai, resp., dziļumu. Nanoindentēšanas mērījumu raksturīgie rezultāti par cietības atkarību no dziļuma parādīti 6. attēlā. Salīdzinājumam uzrādītas aprēķināto jonu elektronisko enerģijas zudumu izmaiņas atkarībā no dziļuma. Aplūkotā diapazona jonu enerģijām elektroniskie enerģijas zudumi ir dominējoši. Jonu enerģijas zudumu izmaiņu līkni atkarībā no dziļuma sauc par Brega līkni un maksimumu uz tās attiecīgi par Brega maksimumu. Salīdzinot rezultātus, var secināt, ka cietības dati kopumā korelē ar aprēķinātajām enerģijas zudumu izmaiņām. Īpaši uzskatāmi tas redzams vieglo jonu gadījumā, kur enerģijas zudumu līknēs Brega maksimums ir spilgtāk izteikts.



7. attēls. Cietības atkarība no fluences ar  $^{209}\text{Bi}$ ,  $^{197}\text{Au}$ ,  $^{84}\text{Kr}$  un  $^{36}\text{S}$  joniem apstarotos LiF kristālos (kreisā ass) un dislokāciju rozetes izmēra relatīvā izmaiņa, apstarojot ar  $^{36}\text{S}$  joniem (labā ass).

Nanoindentēšanas testos noteiktais cietinātā slāņa biežums (6. attēls) kļuva robežās sakrīt ar Brega līknēs aprēķināto jonu iespiešanās dziļumu. Kā rets izņēmums ir ar C joniem apstarotie LiF kristāli (6. d attēls). Šajā gadījumā cietinātās zonas dziļums tālu pārsniedz ar SRIM programmu aprēķināto jonu noskrējieni. Literatūras avotos minēts, ka  $^{12}\text{C}$  joni LiF kristālos rada krāsu centrus ārpus apstarotā slāņa robežas [34, 35]. Darbā analizēti vairāki iespējamie krāsu centru veidošanās mehānismi [36]. Kā viens no iespējamajiem cēloņiem šo krāsu centru veidošanā minēta  $^{12}\text{C}$  jonu kodolreakcija ar Li un  $^{14}\text{C}$  izotopa rašanās [34]. Šo reakciju pavada  $\beta$ -starojums, kurš

savukārt rada krāsu centrus. Promocijas darbā novērotais apliecina, ka, apstarojot LiF ar ātrajiem C joniem, ārpus implantācijas zonas rodas ne tikai krāsu centri, bet arī cietību paaugstinoši defektu agregāti. Ticamību tam, ka minētā reakcija varētu novest pie defektu rašanās ārpus jonu implantācijas zonas, pastiprina fakts, ka aprēķinātais dotās enerģijas  $\beta$ -starojuma iespiešanās dziļums LiF kristālos ( $150 \mu\text{m}$  [34]) ir tuvs mūsu nanoindentēšanas eksperimentos novērotajai dziļuma izmaiņai.



**8. attēls.** LiF kristālos veidoto urāna (1) un sēra jonu (2) treku pārklāšanās atkarībā no fluences.

Iepriekšējos pētījumos novērots, ka ātro jonu izraisīta LiF kristālu cietināšanās aizsākas fluencu apgabalā virs  $10^9 - 10^{10}$  joni/cm<sup>2</sup>. Cietināšanās efekts pieaug, palielinot fluenci līdz tiek sasniegts piesātinājums [9]. Šādu notikumu evolūciju apliecina arī promocijas darbā veiktie nanoindentēšanas mērījumi (7. attēls). Slietīga fluence, pie kuras cietināšanās efekts ir konstatējams, pētītajiem joniem atšķiras. Smagākajiem joniem (Bi) cietināšanās notiek pie fluences ap  $3 \times 10^9$  joni/cm<sup>2</sup>, bet vieglākajiem – pie aptuveni par vienu kārtu augstākas fluences. Atšķirības slietīga fluencē un visā cietības līkņu gaitā var izskaidrot ar to, ka par cietināšanos atbildīgie defekti veidojas treku pārklāšanās stadijā, bet pārklāšanās pakāpe šiem joniem ir dažāda, jo atšķirīgi ir treku rādiusi. Veikts pārklāšanās efekta novērtējums urāna

un sēra joniem, no kura redzamas tam nepieciešamo dozu atšķirības (8. attēls). Treku pārklāšanās novērtēta pēc Thevenarda formulas [37]

$$A/A_0 = 1 - \exp(-\pi r_F^2 \times \Phi) \quad (3)$$

kur  $A/A_0$  ir apstarotā laukuma daļas attiecība pret visu nominālo laukumu,  $r_F$  ir treka rādiuss un  $\Phi$  ir fluence. Aprēķinā lietots treku vidējais rādiuss, kurš aprēķināts no  $F$ -centru optiskās absorbcijas datiem [11, 16, 17]. Novērtējums ir aptuvenis, jo faktiskās rādiusa vērtības treka trajektorijā mainās, augstāko vērtību sasniedzot Brega maksimumā [21].

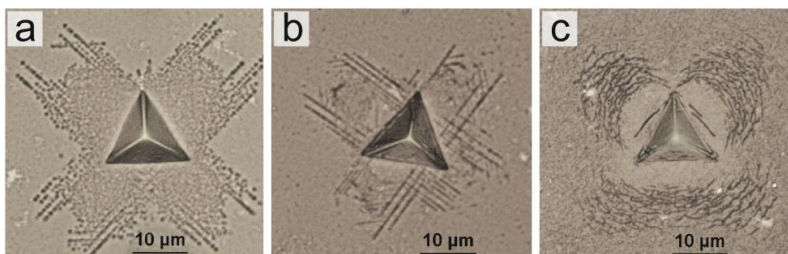
7. attēla dati, kā arī daudzu citu eksperimentu rezultāti, rāda, ka visiem pētītajiem joniem cietība sasniedz aptuveni vienādas piesātinājuma vērtības 3.5-4.5 GPa intervālā, kas aptuveni trīskārt pārsniedz neapstarota kristāla cietību. Cietības augšējās robežas jeb cietības „griestu” veidošanās cēloņi līdz šim nebija noskaidroti. Šīs problēmas risināšanai tika veikta deformācijas zonas izpēte ar dažādām dozām (fluencēm) apstarotos paraugos.

Neapstarotos LiF un MgO kristālos indentēšana izraisa plastisko deformāciju dislokāciju slīdēšanas ceļā  $\{110\} \langle 100 \rangle$  un  $\langle 110 \rangle$  sistēmā [38]. Ap indentora dūriena vietu uz (001) plaknes veidojas plastiskās deformācijas zona, kuru var vizualizēt ķīmiskās kodināšanas ceļā, iegūstot raksturīgo dislokāciju rozeti. Rozeti veido vieglās slīdēšanas virzienos orientēti dislokāciju stari. To garums rozetē raksturo dislokāciju kustīgumu pētāmajā materiālā. Ir zināms, ka apstarotos kristālos dislokāciju staru garums samazinās, jo radiācijas defekti kalpo kā šķēršļi indentēšanas radītajām dislokācijām [9 un references tajā].

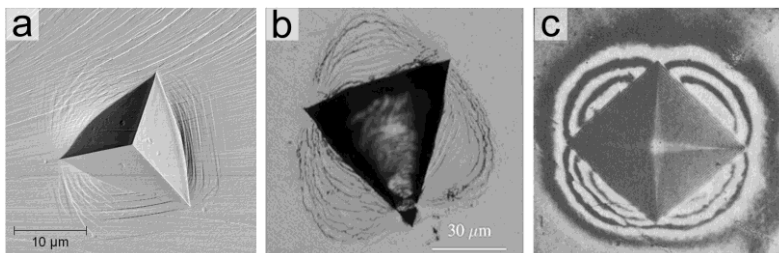
Lai noskaidrotu ātro jonu izraisītās izmaiņas deformācijas procesā, tika pētīts dislokāciju kustīgums LiF kristālos atkarībā no apstarošanas dozas (fluences) [39]. 7. attēls rāda dislokācijas rozetes izmēra relatīvo izmaiņu ar S joniem apstarotā LiF kristālā. Kā redzams, dislokāciju rozetes izmērs, pieaugot fluencei, pakāpeniski samazinās, un fluencēm virs  $10^{13}$  S/cm<sup>2</sup> deformācijas pēdas raksturīgajos dislokāciju vieglās slīdēšanas virzienos vairs nav novērojamas. Pie šīs S jonu fluences arī tiek sasniegti cietināšanās efekta „griesti”. Minētajos apstākļos dislokāciju rozeti nomaina deformācijas zona, kura orientēta nevis noteiktā kristalogrāfiskā virzienā, bet seko mehānisko spriegumu sadalījumam ap indentoru, ko nosaka indentora ģeometrija. Piramidālas formas indentoram maksimālie bīdes spriegumi un maksimālā plastiskā deformācija ir vērsti pret indentora skaldņu centru, bet minimālie – pret virsotnēm. Aprakstītās izmaiņas deformācijas zonā uzskatāmi parādītas ar zelta joniem apstarotā LiF kristālā (9. attēls). Redzama deformācijas norise lokalizētās bīdes zonās ap indentoru (9. c attēls). Fluences

pārejai uz šādu deformācijas veidu un cietības piesātinājuma sasniegšana ( $5 \times 10^{13}$  Au/cm<sup>2</sup>) ir sakrītošas.

Nanoindentēšanā iegūtās sloģošanas un atsloģošanas līknes nesatur plaisu pazīmes. Indentēšanā plaisas novērojamas tikai pie lielām slodzēm un to virziens nesakrīt ar bīdes zonām raksturīgo. Tas liecina, ka bīdes zonām nav nekā kopīga ar plaisu veidošanos.



9. attēls. Deformācijas zonas izskats neapstarotam (a) un ar 3 MeV Au joniem apstarotam LiF kristālam pie fluencēm  $5 \times 10^{12}$  Au/cm<sup>2</sup> (b) un  $5 \times 10^{13}$  Au/cm<sup>2</sup> (c). Pēc selektīvās kodināšanas.



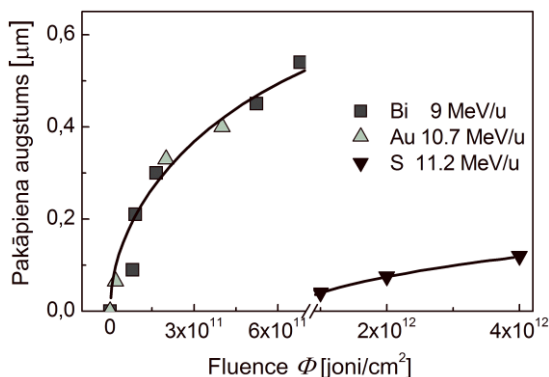
10. attēls. Nanoindentēšanā veidotās lokalizētās bīdes deformācijas zonas ar  $2 \times 10^{13}$  S/cm<sup>2</sup> apstarotā LiF kristālā (ASM attēls) (a) un metāliskā stiklā [38] (b). Spriegumu sadalījums, iespējot Vikersa indentoru (c).

Iegūtie rezultāti rāda, ka apstarotos kristālos plastiskās deformācijas iespējas dislokāciju slīdēšanas ceļā, dozu palielinot, tiek pakāpeniski izsmeltas, un tā vietā stājas cits mehānisms, kurā deformācija lokalizēta maksimālo bīdes spriegumu zonās. Kā parādīts 10. c attēlā, maksimālie bīdes spriegumi un maksimālā deformācija tiek sasniegti iepretim indentora skaldņu centriem.

Deformācija lokalizēto bīdes zonu veidošanās ceļā novērota dažādos materiālos un var notikt ar dažādu mehānismu palīdzību. Taču virkne faktu liecina, ka apstarotā LiF deformācijas mehānisms ir tuvs

metāliskiem stikliem izstrādātajam, kurš balstās uz deformācijas norisi atomāru pārvietojumu ceļā [40]. Tam nepieciešami divi priekšnoteikumi – (1) brīvais tilpums materiālā un (2) augsti mehāniskie spriegumi. Abi šie nosacījumi izpildās arī apstarotā LiF. Indentēšanas zonā tiek sasniegti augsti spriegumi, par ko liecina cietības trīskārtējs pieaugums. Arī brīvā tilpuma esamība apstarotā LiF ir neapšaubāma. Makroskopiski par to liecina materiāla tilpuma palielināšanās (*swelling* efekts) [17] (11. attēls). Arī mikroskopiskie (RSEM un SAXS) pētījumi raksturo treku serdi kā mazāka blīvuma apgabalu [14]. Uz līdzību mehānismos norāda arī ārējā līdzība lokalizēto bīdes zonu izskatā apstarotā LiF un metāliskos stiklos (10. a, b attēli).

Raksturīga lokalizēto bīdes zonu veidošanās iezīme ir tā, ka deformācija, atšķirībā no dislokāciju mehānisma, norisinās bez deformācijas nesēju uzkrāšanās un deformēšanai nepieciešamā sprieguma paaugstināšanās. Tāpēc eksperimentos skaidri iezīmējas cietības augšējā robeža. Pēc šīs robežas sasniegšanas cietības metode neatspoguļo materiālā notiekošās turpmākās struktūras izmaiņas. Taču jāņem vērā, ka fluences, pie kurām cietībā iestājas piesātinājums, ir tuvas radiācijas izraisītai spontānai sagraušanai. Bīdes zonu veidošanos var uzskatīt par materiāla pēdējo deformācijas iespēju, kuru izsmēlot, seko trausla sagraušana plaisu veidošanās ceļā.



**11. attēls.** Apstarotā materiāla tilpuma palielināšanās LiF kristālos (*swelling* efekts), apstarojot tos ar ātrajiem Bi, U un S joniem [17]. Efekts mērīts kā pakāpiena augstums uz apstarotās virsmas.

Neapstarotā LiF kristālā plastiskās deformācijas dislokāciju mehānisms ir neapšaubāmi dominējošs. Tomēr virknē darbu ir novērots



neliels ar atomāriem pārkārtošanās procesiem saistīta mehānisma ieguldījums [41]. Arī mūsu novērotā deformācijas mehānismu maiņa nav krasa, un iezīmējas pārejas apgabals, kurā vienlaicīgi izpaužas gan dislokāciju, gan arī atomāro pārkārtojumu mehānismam raksturīgās iezīmes.

Apkopojot rezultātus, var secināt, ka ātro jonu izraisītā cietināšanās efekta augšējo robežu (aptuveni trīskārtējs cietības palielinājums) izraisa pāreja no plastiskās deformācijas dislokāciju mehānisma uz lokālo bīdes zonu veidošanās mehānismu, kas radniecīgs metāliskajos stiklos novērotajam un balstās uz atomāro pārkārtojumu procesiem.

### ***3.1.2. Mikromehānisko īpašību modifikācija MgO kristālos: elektrisko ierosinājumu un elastīgo sadursmju mehānismu ieguldījums***

MgO kristāliem atšķirībā no LiF aizliegtās zonas platums ( $E_g = 7.8$  eV) ir mazāks par Frenkeļa defektu veidošanai nepieciešamo enerģiju anjonu apakšrežģī ( $E_{FD} = 15.2$  eV), tāpēc ļoti augstas tīrības MgO kristālos defektu veidošanās elektronisko ierosinājumu ceļā nenotiek, un to radīšana var risināties ar mazāk produktīva elastīgo sadursmju mehānisma palīdzību [6]. Šī komponente MeV-GeV jonu gadījumā ir neliela, jo vairāk kā 90% no kopējiem enerģijas zudumiem sastāda elektroniskie zudumi. Tāpēc MgO pieskaitāms radiācijas izturīgiem materiāliem ar pielietojumu perspektīvu nukleārajās tehnoloģijās un radniecīgos procesos.

Literatūras dati liecina, ka piemaisījumus saturošos MgO kristālos augstu elektronisko ierosinājumu blīvuma apstākļos, kādi raksturīgi apstarošanai ar augstas enerģijas joniem, Frenkeļa defektu veidošanās tomēr notiek [42, 43], jo ierosinājumu autolokalizācijā iesaistās aizvietošanas pozīcijā esošie piemaisījumu (Ca u.c.) joni [6, 42, 43]. Novērota gan krāsu centru veidošanās, gan apstarošanas izraisīta cietināšanās [42-44]. Tāpēc komerciālajos nomināli tīros MgO kristālos, kuros piemaisījumu koncentrācija ir vērā ņemama, domājama gan elektronisko ierosinājumu, gan arī elastīgo sadursmju mehānisma līdzdalība defektu veidošanā un īpašību modifikācijā. SRIM novērtējumi rāda, ka sadursmju mehānisma ieguldījums sasniedz maksimumu jonu noskrējiena beigu posmā.

Promocijas darbā galvenā vērība tika veltīta abu minēto mehānismu ieguldījuma noskaidrošanai mikromehānisko īpašību modifikācijā,

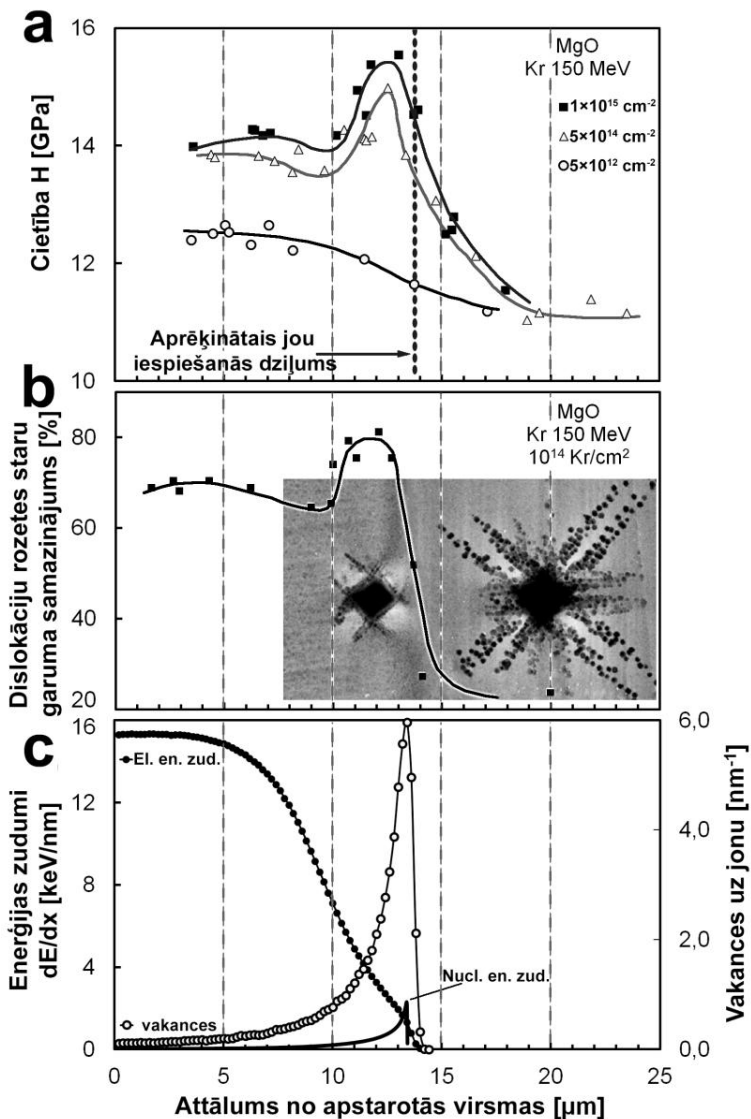
pielietojot nanoindentēšanas un dislokāciju kustīguma metodes mērījumos uz paraugu profila virsmām. No izmantoto jonu skaita (U, Au, Kr, N) detalizētiem pētījumiem tika lietoti vieglākie Kr un N joni, kuriem sagaidāms relatīvi augstāks nukleāro enerģijas zudumu ieguldījums.

Jonu enerģijas zudumi tika aprēķināti ar SRIM programmu. Nukleāro zudumu aprēķinam tika izmantota gan standarta metode, iegūstot lineāros enerģijas zudumus [keV/nm], gan arī novērtēts sadursmju kaskādēs radīto skābekļa un magnija vakanču skaits uz vienu krītošo jonu, ņemot vērā, ka sadursmēs izsisto sekundāro jonu enerģija var būt pietiekami augsta nākošajiem defektu radīšanas aktiem. Šo aprēķinu veica sadarbības partneris M. Sorokins.

Rezultāti ar Kr joniem apstarotam paraugam rāda, ka cietināšanās efekts novērojams visā apstarotajā zonā, bet cietības sadalījums atkarībā no dziļuma ir mainīgs, cietībai sasniedzot maksimumu jonu trajektorijas beigās, kur krasi pieaug sadursmju ceļā radīto defektu skaits (12. attēls). Līdzīgas izmaiņas apstarotajā zonā uzrāda ar N joniem apstarotie MgO kristāli (13. attēls).

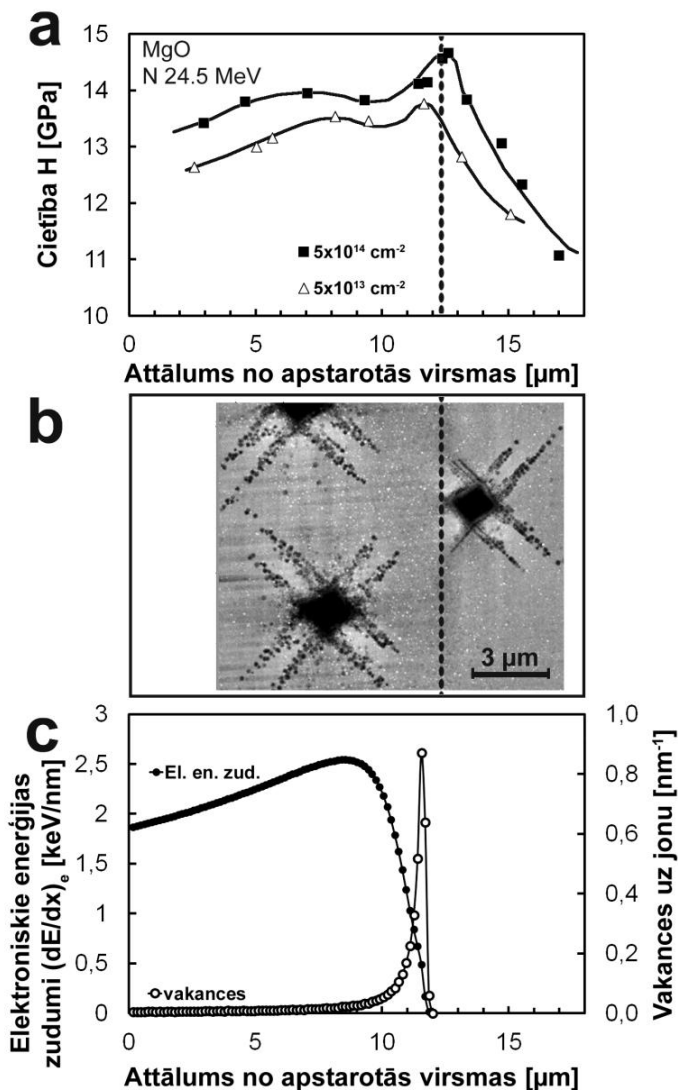
Rezultāti tika papildināti ar dislokāciju kustīguma mērījumiem. Virkne darbu rāda dislokāciju selektīvās ķīmiskās kodināšanas iespēju MgO kristālos [44, 45]. Rezultāti liecina, ka jonu noskrējiena beigās dislokāciju kustību bremzējošo defektu koncentrācija ir īpaši augsta (12. b attēls). Pievienotais ASM attēls rāda, ka dislokāciju rozešu izmērs ir krasi samazināts šaurā dziļumu intervālā (iezīmētā ar raustītām līnijām). Dislokāciju kustīguma mērījumu analīze ļauj secināt, ka līdzīgi kā LiF kristālos, arī apstarotā MgO ir novērojama dislokāciju zonas izmēra samazināšanās, palielinot dozu. Reizē ar to deformācijas zonas struktūrā iezīmējas lokālās bīdes zonas, (12. b un 13. b attēli), kas liecina par bīdes zonu mehānisma būtisku ieguldījumu plastiskās deformācijas norisē.

Zemākajai fluencei ( $5 \times 10^{12}$  Kr/cm<sup>2</sup>) cietības maksimums apstarotās zonas beigās neparādās, kas var liecināt par atšķirībām abu enerģijas zudumu komponentu ieguldījumā atkarībā no fluences (12. attēls). Visām fluencēm tika veikta komponentu sadalīšana un rezultāts parādīts 14. attēlā. Redzams, ka elektronisko ierosinājumu izraisītais cietināšanās efekts novērojams pie fluencēm virs  $10^{10}$  Kr/cm<sup>2</sup>, bet elastīgo sadursmju mehānisma izraisītās cietības izmaiņas – virs  $10^{12}$  Kr/cm<sup>2</sup>. Tas izskaidrojams ar ievērojami lielāku defektu veidošanās šķērsgrīzumu elektronisko ierosinājumu gadījumā [46]. Ņemot vērā, ka cietināšanās efekts parādās treku pārklāšanās stadijā, no iegūtajiem datiem var aptuveni novērtēt treku diametru, kas elektroniskā un nukleārā mehānisma gadījumos ir attiecīgi 17 nm un 1.5 – 2 nm.



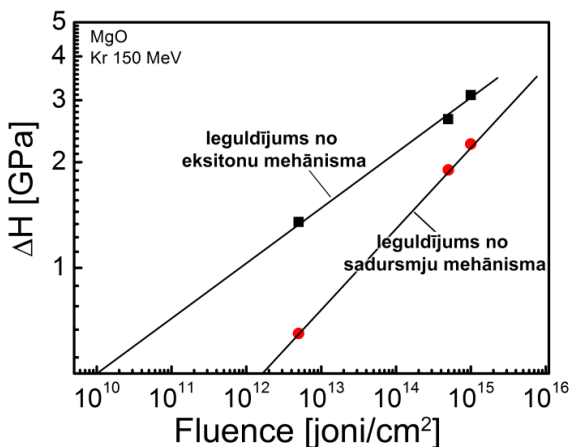
12. attēls. Cietības (a), dislokāciju kustīguma\* (b) un aprēķināto elektronisko enerģijas zudumu (kreisā ass) un elastīgajās sadursmēs radīto skābekļa un magnija vakancu skaita uz vienu krītošo Kr jonu (labā ass) (c) atkarība no dziļuma ar 150 MeV Kr joniem apstarotā MgO kristālā.  $\Phi = 5 \times 10^{12}$ ,  $5 \times 10^{14}$  un  $5 \times 10^{15} \text{ Kr/cm}^2$ .

\*Ievietotais ASM attēls rāda dislokāciju rozetes atbilstošajā dziļumā.



13. attēls. Cietības (a), dislokāciju kustīguma\* (b) un aprēķināto elektronisko enerģijas zudumu (kreisā ass) un elastīgajās sadursmēs radīto skābekļa un magnija vakancu skaitu uz vienu krītošo N jonu (labā ass) (c) atkarība no dziļuma ar 24.5 MeV  $^{14}\text{N}$  joniem apstarotā MgO kristālā.  $\Phi = 5 \times 10^{15}$  un  $5 \times 10^{14} \text{ N/cm}^2$

\* ASM attēls rāda dislokāciju rozetes atbilstošajā dziļumā.



**14. attēls.** Elektronisko ierosinājumu un elastīgo sadursmju mehānisma ieguldījums cietināšanās efektā MgO kristālos, apstarojot ar 150 MeV Kr joniem pie dažādām fluencēm.

No šajā sadaļā aprakstītajiem eksperimentiem var secināt, ka defektu veidošanā un mikromehānisko īpašību modifikācijā iesaistīts gan elektronisko ierosinājumu mehānisms, kurš dominē apgabalā līdz Brega maksimumam, gan sadursmju mehānisms, kurš ir noteicošais jonu trajektorijas beigās.

### *Secinājumi par sadaļā 3.1. paveikto*

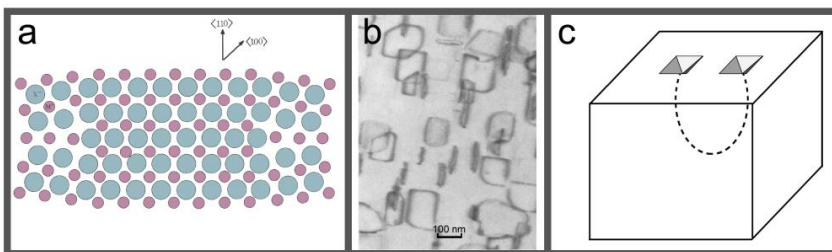
1. Jauns rezultāts ir plastiskās deformācijas mehānisma maiņas noskaidrošana ar augstām ātro jonu dozām apstarotā LiF kristālā, kur dislokāciju mehānismu nomaina lokālo bīdes zonu veidošanās mehānisms, kurš radniecīgs metāliskajos stiklos novērotajam un balstās uz atomāro pārkārtojumu procesiem. Deformācijas mehānismu maiņa nosaka apstarošanas izraisītās cietināšanās augšējo robežu. Parādīts, ka galvenie nosacījumi lokālo bīdes zonu veidošanai apstarotā LiF ir augsts deformējošais spriegums un atomāriem pārkārtojumiem vajadzīgais brīvais tilpums, kura rašanos apliecina materiāla izplešanās (*swelling*) apstarošanas rezultātā. Līdzīgas plastiskās deformācijas mehānismu maiņas iezīmes izpaužas arī ar augstu dozu apstarotos MgO kristālos. Rezultāts publicēts autora darbā [39].

- Parādīts, ka cietināšanās efektā ar ātrajiem joniem apstarotos MgO kristālos blakus eksitonu mehānismam, kura ieguldījums dominē apgabalā līdz Brega maksimumam, darbojas nukleārais (sadursmju) mehānisms, kurš kļūst dominējošs treka beigu posmā. Rezultāts demonstrē arī nanoindentēšanas metodes iespējas šo atšķirību detektēšanā. Pētījums apkopots rakstā, kas 2015. gada 30. martā pieņemts publicēšanai žurnālā Applied Physics A, piešķirtais DOI: 10.1007/s00339-015-9145-9.

## 3.2. Dislokāciju veidošanās un nanostrukturēšanās ar ātrajiem joniem apstarotos LiF kristālos

### 3.2.1. Dislokāciju veidošanās individuālos jonu trekos

Literatūras datu analīze liecina, ka dislokācijas tiek uzskatītas par nozīmīgāko no defektu agregātu veidiem istabas temperatūrā ar ātriem joniem apstarotos LiF kristālos. Šis uzskats lielā mērā ir veidojies, balstoties uz novērojumiem par daudzskaitlīgu prizmatisko dislokāciju cilpu rašanos TEM elektronu kūļa iedarbībā, bet daļēji arī iztrūkstot apstiprinājumiem par masveidīgu citu prominentu defektu agregātu (koloīdi, poras, fluora burbuļi) formēšanos. Esošie modeļi spēj izskaidrot dislokāciju augšanu [7, 8], bet dislokāciju rašanās un treku loma šajā procesā nav izziņāta.

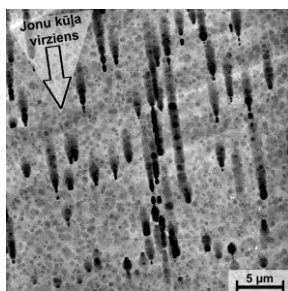


15. attēls. (a) Prizmatiskas starpmezglu dislokācijas cilpas shēma jonu kristālā. Lielākie aplīši – anjoni, bet mazākie – katjoni; (b)- dislokāciju izskats TEM [47]; (c)- dislokācijas cilpas shēma uz kodinātas virsmas.

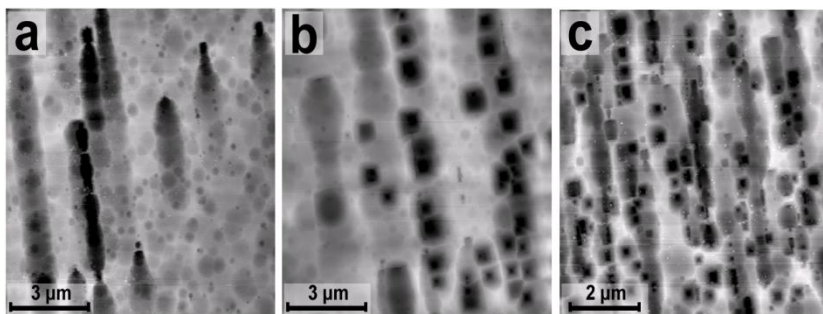
Balstoties uz TEM novērojumiem, secināts, ka apstarošanās veidojas prizmatiskas starpmezglu dislokāciju cilpas ar Birgersa vektoru  $b = a/2(1\ \bar{1}\ 0)$ . Kā parādīts 15. a attēlā, shematiski starpmezglu dislokāciju

var uzskatīt par normālā režģī ievietotām divām diskveida ekstraplaknēm – anjonu un katjonu. Vienāds anjonu un katjonu skaits nepieciešams lādiņa neitralitātes saglabāšanai. Dislokāciju izskats elektronu mikroskopā redzams 15. b attēlā, bet uz ķīmiski kodinātas virsmas shematiski parādīts 15. c attēlā. Kodināšanas procesā uz plaknes, kura šķeļ dislokāciju cilpu, veidojas saistītu kodināšanas bedrīšu pāris.

Pētījumu uzsākot, tika veikta eksperimentu sērija par LiF kristālu apstarošanu ar smagajiem joniem (Au, Bi, U, Kr), kuri veido serdi saturošus trekus [48]. Tika izmantotas relatīvi zemas fluences ( $10^8 - 5 \times 10^9$  joni/cm<sup>2</sup>), lai veidotos tālu stāvoši individuāli treki vai lai to pārklāšanās pakāpe būtu neliela. Jonu kūlis bija vērsts perpendikulāri (001) virsmai. Treku trajektorijas novērošanai apstarotie paraugi tika noskaldīti jonu kūļa virzienā, pēc kā tika veikta īslaicīga ķīmiskā kodināšana FeCl<sub>3</sub> šķīdumā. 16. attēlā parādīts apstarotās profila virsmas kopskats. Sakarā ar to, ka apstarošanas virziens mūsu eksperimentos vienmēr nedaudz atšķiras no normāles, uz šķēluma virsmas redzami tajā ieejošu treku fragmenti.

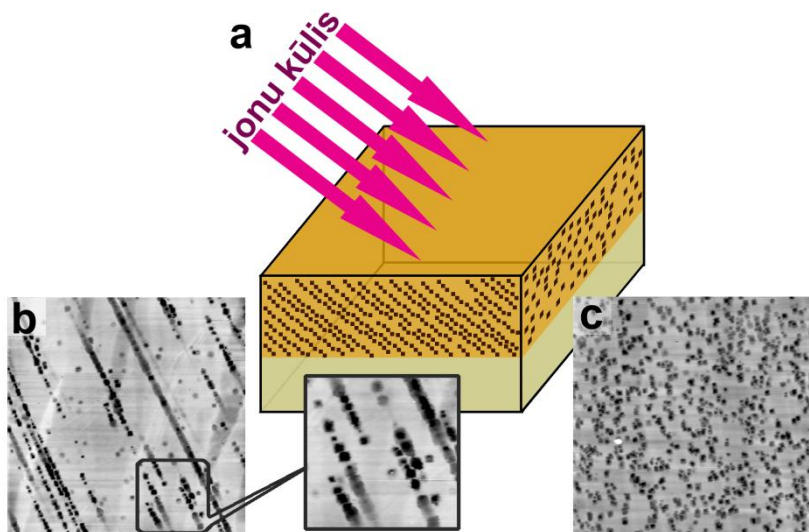


16. attēls. Ar U joniem apstarota LiF kristāla profila virsma, uz kuras redzami ķīmiski izkodināti jonu treki un dislokāciju kodināšanas bedrītes tajos.  $\Phi = 10^9$  U/cm<sup>2</sup>



17. attēls. Dislokāciju kodināšanas bedrītes jonu trajektorijā LiF kristāliem, kas apstaroti ar 2.6 GeV U joniem pie dažādām fluencēm (a)- $10^8$ , (b)- $10^9$ , (c) - $5 \times 10^9$  U/cm<sup>2</sup>.

Lielākā palielinājumā treki parādīti 17. attēlā pieaugošu fluenču secībā. Individuālo treku trajektorijā skaidri saskatāmas kodināšanas bedrīšu rindas, kuras var interpretēt vai nu kā dislokāciju aizmetņus, vai, kas ticamāk, kā ļoti sīkas dislokāciju cilpas ar izmēru tuvu kritiskajam (~7-10 nm) stabilu cilpu eksistēšanai. Uz cilpu mazo izmēru norāda tas, ka kodināšanas bedrītes ir nevis piramidālas, bet noapaļotas. Aizsākoties treku pārklāšanās stadijai, kodināšanas bedrīšu sakārtojums rindās gar treku trajektoriju joprojām saglabājas, bet tās iegūst klasisko piramidālo formu, kas liecina par dislokāciju cilpu izmēra palielināšanos ar primārajiem krāsu centriem piesātinātā vidē. Uz to norāda arī bedrīšu pāru veidošanās (17. b attēls). Dislokāciju rindošanās gar treka trajektoriju novērota arī TEM eksperimentos uz MgO kristāliem, kas apstaroti ar ātrajiem joniem [49]. Rindu veidošanās izskaidrojama ar to, ka gan trekiem, kuri satur serdi, gan dislokācijām piemīt mehānisko spriegumu lauku un šo lauku mijiedarbība izraisa pašorganizētu dislokāciju sakārtošanos.



18. attēls. Apstarošanas virziena un treku projekciju shēma uz atbilstošajām skaldņu virsmām (a), struktūra sānskata (b) un frontālajai plaknei (c). LiF kristālam pēc apstarošanas ar 2.38 GeV Bi joniem. Apstarošanas leņķis  $20^\circ$  pret normāli.  $\Phi = 5 \times 10^9$  Bi/cm<sup>2</sup>.



Lai noskaidrotu, vai dislokāciju rindu veidošanās nav saistīta ar parauga kristalogrāfisko orientāciju, tika veikta eksperimentu sērija ar dažādos leņķos orientētu jonu kūli [50]. Eksperimentos tika izmantoti GeV enerģijas Bi joni. Rezultāti redzami 18. attēlā, kur apstarošana veikta  $20^\circ$  leņķī pret normāli. Apstarotam paraugam skaldīšanas ceļā veikti divi šķēlumi atbilstoši pievienotajai shēmai (18. a attēls). Frontālo virsmu šķērso treki, uz tās redzamas treku kodināšanas bedrītes (18. c attēls), kuru skaits uz laukuma vienību aptuveni atbilst fluencei. 18. b attēlā parādīts parauga sānskats, kurā labi saskatāmas  $20$  grādu leņķī vērstās treku trajektorijas. Līdzīgi kā normāla apstarošanas leņķa gadījumā, arī  $20$  grādu leņķim dislokāciju kodināšanas bedrītes grupējas rindā gar treku trajektoriju, bet apgabalā starp trekiem dislokāciju ir ļoti maz. Dislokāciju rindas treka trajektorijā apraujas dziļumā, kur jonu elektroniskie enerģijas zudumi nokrīt zem  $10$  keV/nm robežas. Pirms tā novērojams pārejas apgabals ar pārtraukumiem trekos. Turpmākajā trajektorijā dislokācijas veidojas tikai treku pārklāšanās apstākļos un to sakārtojuma ir haotisks raksturs, neiezīmējoties apstarošanas virzienam.

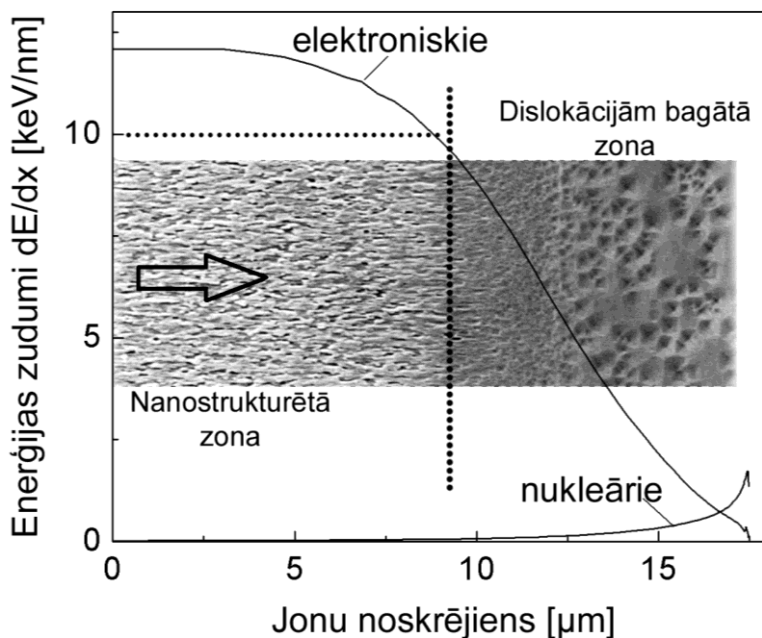
Minētie rezultāti apliecina, ka ar smagajiem joniem apstarotā LiF dislokāciju cilpas rodas komplekso treku trajektorijā, kuri satur defektētu serdes apgabalu. Domājams, ka prizmatisko dislokāciju cilpu veidošanās (emisija) treka serdes apgabalā notiek Kulona spēku iedarbībā. Arī relaksējot Kulonu spēku radītajām atomu nobīdēm, var risināties ar dislokācijām saistīti procesi, to skaitā starpmezglu anjonu un katjonu tuvināšanās [51] un to klāsteru rašanās, kuri kalpo kā aizmetņi starpmezglu dislokāciju cilpām.

Vieglo jonu gadījumā zemo enerģijas zudumu dēļ ( $dE/dx < 10$  keV/nm) veidojas tikai halo apgabalu saturoši treki. Individuālos šo jonu trekos dislokācijas netika saskatītas, bet var pieļaut to aizmetņu rašanos.

### ***3.2.2. Dislokāciju struktūra un nanostrukturēšanās treku pārklāšanās stadijā***

Dislokāciju būtiskā loma materiālu mehāniskajās īpašībās ir labi zināma, un to savstarpējās mijiedarbības mehānismi, kā arī mijiedarbības mehānismi ar citiem defektiem ir labi izpētīti [52-54]. Tāpēc dislokāciju struktūras evolūcijas izpēte ar ātrajiem joniem apstarotos kristālos ir aktuāla.

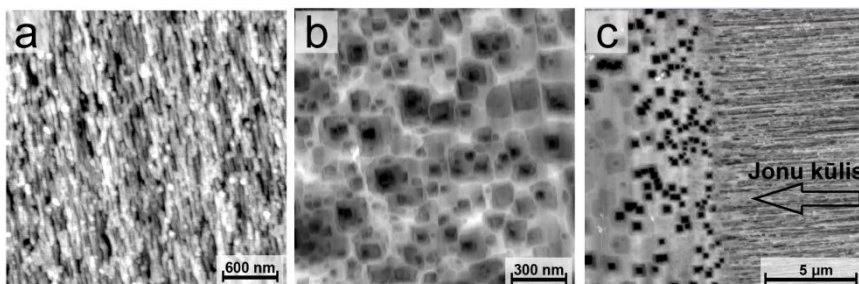
Dislokāciju veidošanās ar smagajiem joniem apstarotā LiF aizsākas jau individuālos trekos, kā tas ir parādīts iepriekšējā sadaļā. Dozu palielinot, treku blīvums un līdz ar to arī dislokāciju koncentrācija apstarotā materiālā palielinās. Treku pārklāšanās rezultātā mainās ne tikai dislokāciju cilpu blīvums, bet arī to izmērs. Dislokāciju savstarpējās mijiedarbības, kā arī treku mehānisko spriegumu lauka orientējošās ietekmes rezultātā pie augstām fluencēm noris dislokāciju sistēmas pašorganizēta sakārtošanās un veidojas struktūra, kas sastāv no nanoizmēra blokiem.



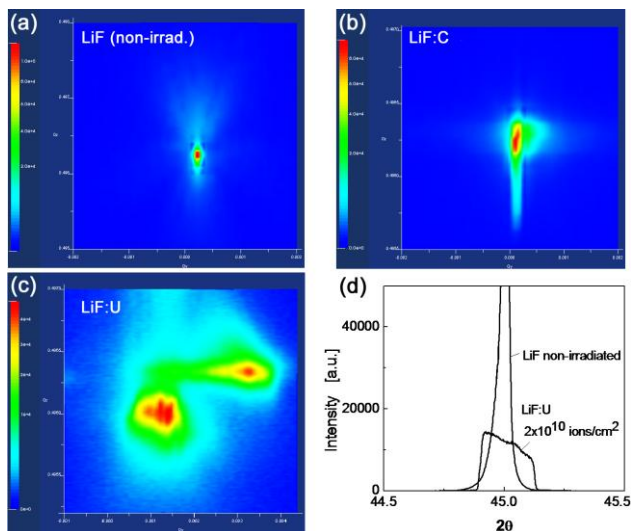
19. attēls. 150 MeV kriptonu jonu enerģijas zudumu un apstarošanas radīto struktūras izmaiņu atkarība no jonu veiktā ceļa LiF kristālos.  $\Phi = 6 \times 10^{12}$  Kr/cm<sup>2</sup>, jonu plūsma  $8 \times 10^{10}$  joni·cm<sup>-2</sup>·s<sup>-1</sup>. SEM attēls rāda profila virsmas kopskatu (pēc kodināšanas). Apstarošanas virziens parādīts ar bultiņu.

Aprakstīto struktūras evolūciju apstiprina struktūras izmaiņu pētījumi gar jonu trajektoriju ar 150 MeV Kr joniem apstarotam LiF kristālam [55]. Dotās enerģijas joniem apmēram pusē no trajektorijas, kur  $dE/dx > 10$  keV/nm, veidojas nanostrukturā, bet atlikušajā trajektorijas daļā

redzamas apstarošanas radītās dislokācijas brīvā izkārtojumā (19. attēls). Starp šīm divām zonām atrodas pārejas josla. Minēto zonu struktūra lielākā palielinājumā parādīta 20. attēlā. Nanostrukturētā daļa satur blokus ar izmēru 30-90 nm un izstiepumu jonu kūļa virzienā. Dislokāciju blīvums 20. c attēlā ir ap  $2 \times 10^9 \text{ cm}^{-2}$ . Līdzīga struktūra  $dE/dx > 10 \text{ keV/nm}$  apgabalā pie fluencēm virs  $10^{12} \text{ joni/cm}^2$  novērota arī citiem pētītajiem smagajiem joniem (U, Au, Bi).



20. attēls. Nanostrukturētā (a), ar dislokācijām bagātā (b) un pārejas zona (c) ar 150 MeV  $^{84}\text{Kr}$  joniem apstarotā LiF (ASM attēli).



21. attēls. Ar rentgenstaru difrakcijas metodi iegūtās inversās telpas kartes LiF kristāliem (a) neapstarotam, (b) apstarotam ar  $10^{12} \text{ cm}^{-2}$  C joniem, (c) nanostrukturētam, apstarojot ar  $4 \times 10^{11} \text{ cm}^{-2}$  U joniem. (d) Rentgenstaru difrakcijas aina pirms un pēc apstarošanas ar  $4 \times 10^{11} \text{ cm}^{-2}$  U joniem.

Rentgenstaru difrakcija (21. d attēls) uzrāda monokristāliskuma saglabāšanos, taču ar ievērojamu nesakārtotības pakāpi [33]. Augstas izšķirtspējas rentgena difrakcijas rezultāti ar U joniem apstarotā LiF rāda mazos leņķos dezorientētu struktūras elementu klātbūtni, kā arī starpatomu attālumu izmaiņu (21. c attēls). Starpatomu attālumu neliela izmaiņa ir izskaidrojama ar daudzskaitlīgu vienāda tipa lineāro defektu (starpmezglu prizmatisko dislokāciju cilpas) klātbūtni. Struktūras pētījumi kopā ar rentgena datiem ļauj interpretēt novēroto struktūru kā mozaīkas tipa nanostruktūru ar mazo leņķu robežām starp blokiem, kurā kā nozīmīgākais struktūras elements ir dislokācijas.

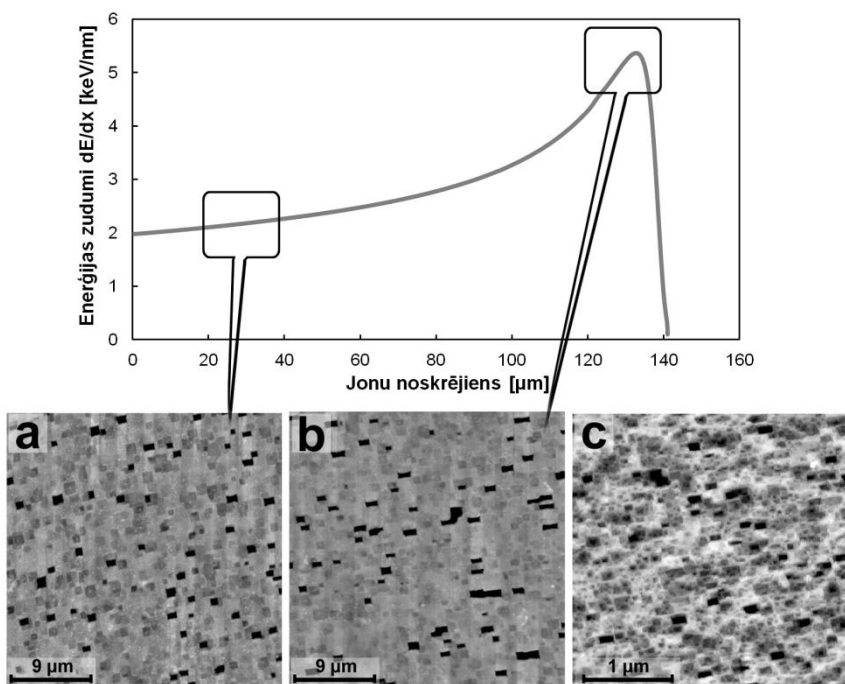
Nanostruktūra veidojas, jonu elektroniskajiem enerģijas zudumiem pārsniedzot 10 keV/nm sliekšni pie dozām (fluencēm), kas nodrošina treku pārklāšanos. Vairumam smago jonu nanostrukturēšanās notiek pie fluencēm virs  $10^{12}$  joni/cm<sup>2</sup>.

***Nanostruktūras termiskā stabilitāte.*** Iegūtās nanostruktūras un dislokācijām bagātās struktūras termiskās stabilitātes noteikšanai veikti atkvēlināšanas eksperimenti [55]. Struktūras pētījumi, izmantojot ASM un SEM mikroskopiju, rāda, ka ātro jonu radītā nanostruktūra LiF kristālos ir stabila līdz aptuveni 500 K temperatūrai. Pēc atkvēlināšanas temperatūrā virs 500 K novērota nanostruktūras transformēšanās par struktūru, kas bagāta ar haotiski izkārtotām dislokācijām. Temperatūru paaugstinot, dislokāciju blīvums pakāpeniski samazinās, pie 830 K sasniedzot neapstarotiem kristāliem raksturīgo stāvokli.

Paralēli struktūras pētījumiem veikta arī atkvēlināšanas ietekmes izpēte uz apstaroto LiF kristālu cietību. Cietības samazināšanās līdzīgi struktūras izmaiņai aizsākas pie temperatūras virs 500 K un pilnībā atjaunojas līdz neapstarotam LiF raksturīgajai pie 830 K. Atliekot cietības izmaiņas procentuālo atkarību no temperatūras Areniusa koordinātēs, temperatūru 530-830 K intervālā noteikta aktivācijas enerģija  $0,2 \pm 0,03$  eV. Šī vērtība ir tuvu *H*-centru migrācijas aktivācijas enerģijai LiF [56]. Aktivācijas enerģija *F*-centru migrācijai ir ievērojami augstāka ( $\sim 1,5$  eV). Šis rezultāts norāda uz starpmezglu fluora defektu būtisko lomu cietināšanās efektā. Apstarotā kristālā atbilstoši Hobsa modelim kompleksie *H*-centri fluora molekulu veidā ir saistīti pie dislokācijām. Acīmredzot, karsēšana virs 500 K noved pie šo kompleksu sadalīšanās, rodoties brīviem *H*-centriem, kuri var anihilēt ar mazāk kustīgajiem *F*-centriem. No teiktā var secināt, ka dislokāciju struktūras sairšana un mehānisko īpašību atjaunošanās saistāma ar komplekso *H*-centru sadalīšanos un šīs reakcijas produktu aizvadīšanu no dislokācijām. Jaunradītie brīvie *H*-centri var anihilēt ar *F*-centriem,

kuri ir mazāk kustīgi, vai arī kā alternatīva tie var iziet uz kristāla virsmas, emitējot neitrālu fluora atomu.

Tālāk aplūkosim dislokāciju veidošanos, izmantojot vieglos jonus. ASM dati liecina, ka viegie joni, kuru enerģijas zudumi pie līdzīgas specifiskās enerģijas kā smagajiem joniem (11 MeV/u) ir zem kritiskā enerģijas zudumu sliekšņa (<10 keV/nm), treku pārklāšanās stadijā veido gan dislokāciju aizmetņus, gan arī daudzskaitlīgas dislokācijas. Dislokāciju izkārtojums, atšķirībā no smagajiem joniem, nav saistīts ar treku virzienu.



22. attēls. Elektroniskie enerģijas zudumi 410 MeV S jonu trajektorijā un dislokāciju struktūra pie fluences  $\Phi=10^{12}$  S/cm<sup>2</sup> treku sākuma daļā (a) un Brega maksimumā (b). Dislokāciju struktūra pie  $\Phi=4 \times 10^{13}$  S/cm<sup>2</sup> (c).

22. attēls rāda dislokāciju struktūru LiF kristālos, kas apstaroti ar 410 MeV S joniem. Dislokācijas ir novērojamas visā apstarotajā zonā. Taču attēlos parādītā dislokāciju kodināšanas bedrīšu koncentrācija gar jonu trajektoriju nav vienmērīga. Maksimumu tā sasniedz dziļumā, kas atbilst elektronisko enerģijas zudumu Brega maksimumam. Šajā

maksimumā (22. b attēls) dislokāciju cilpu izmērs ir ievērojami lielāks nekā apstarotās virsmas tuvumā (22. a attēls). Par to liecina kodināšanas bedrīšu pagarināta taisnstūra forma, kura veidojas, kodināšanas procesā saplūstot dislokāciju cilpu veidojošo bedrīšu pāriem (sk. 15. c attēlu). Virsmas tuvumā cilpu izmērs ir tik mazs, ka abas bedrītes pārklājas un ar kodināšanas metodi atsevišķi nav izšķiramas. Fluenci paaugstinot, dislokāciju koncentrācija palielinās tuvojoties  $10^{10} \text{ cm}^{-2}$ , saglabājoties haotiskam dislokāciju sakārtojuma (22. c attēls). Samazinās kodināšanas selektivitāte un attēlu kontrasts, kas liecina par visas virsmas ķīmiskās aktivitātes paaugstināšanos.

Līdzīgs rezultāts kā S jonu gadījumā tika iegūts arī citiem vieglajiem joniem (C, N) apstarotā LiF. Novērota dislokāciju veidošanās apstarotajā zonā, taču nanostrukturēšanās, līdzīgi kā S jonu gadījumā, netika novērota pat pie maksimālajām fluencēm, pie kurām paraugi vēl saglabā integritāti [33]. Arī augstas izšķirtspējas XRD dati C joniem neuzrāda substruktūras un mazo leņķu robežu veidošanos (21. b attēls).

No 22. a un b attēliem var novērtēt dislokāciju blīvumu ar S joniem apstarotā LiF. Pie fluences  $10^{12} \text{ S/cm}^2$  (absorbētā doza 1,75 MGy) dislokāciju blīvums novērtēts kā  $9 \times 10^7 \text{ cm}^{-2}$ , savukārt vidējais dislokāciju cilpas diametrs novērtēts kā 150 nm. No šiem datiem izriet, ka dislokācijās ietvertu dislocēto jonu skaits šai fluencei sasniedz  $1,25 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ . Salīdzinājumam var minēt, ka F-centru koncentrācija piesātinājumā sasniedz  $4,5 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$  [57].

Pie šīs pašas absorbētās dozas (1,75 MGy) tika novērtēta dislokāciju veidošanās efektivitāte smagajiem (Bi) joniem. Šim nolūkam tika novērtēts dislokāciju skaits vienā trekā, no kā izteikts dislokāciju blīvums 1.75 MGy dozaī atbilstošajai fluencei  $1,2 \times 10^{11} \text{ Bi/cm}^2$ . Tika iegūts  $1,7 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$  dislokāciju blīvums. Tas liecina, ka dislokāciju veidošanās efektivitāte, apstarojot ar smagajiem joniem, ir ievērojami augstāka.

Nanoindentēšanas mērījumi rāda, ka apstarošana gan ar smagajiem, gan viegliem joniem izraisa cietības palielināšanos (skat. sadaļu 3.1). Papildinot šo novērojumu, mūsu eksperimentos ir atrasts, ka lielu cietināšanās efektu uzrāda gan dislokācijām bagātā struktūra, gan arī smago jonu veidotā nanostrukturā. Abos gadījumos pie attiecīgi augstas fluences tiek sasniegta cietināšanās efekta augšējā robeža.

Veiktie pētījumi liecina par nozīmīgo dislokāciju lomu cietināšanās efektā. Dislokāciju loma apstarotos kristālos pastiprinās, jo dislokācijas kalpo kā piesaistes vietas dažādiem radiācijas defektiem un kā aizmetņi to klāsteru augšanai. Dislokāciju kustīguma samazināšanās

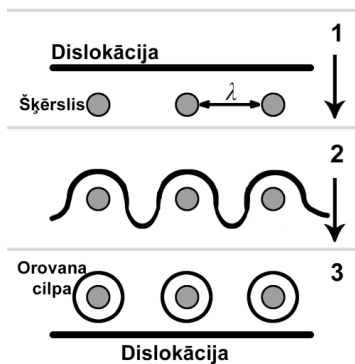
kristālos segregācijas ietēmē ir labi zināma. Šādas „atmosfēru” saturošas dislokācijas kļūst nekustīgas un var kalpot kā spēcīgi šķēršļi indentēšanas radītajām dislokācijām [58].

Ar ātrajiem joniem apstarotos kristālos dislokāciju kustīguma samazināšanās, palielinot dozu, ir spilgti izteikta. Tas MgO kristālu gadījumā parādīts 12. un 13. attēlā. Tāpēc pie augstām fluencēm apstarošanas radītās dislokācijas, zaudējot kustīgumu, kļūst par spēcīgiem šķēršļiem indentēšanas radītajām dislokācijām.

Dislokāciju mijiedarbības aprakstīšanai ar spēcīgu šķēršļu ansambli kalpo Orovana modelis [54]. Saskaņā ar Orovana modeli (23. attēls) dislokāciju līnija starp šķēršļiem pieliktā bīdes sprieguma iedarbībā izliecas, aptverot šķēršļus, un turpina savu kustību, atstājot aiz sevis šķēršļus aptverošas dislokāciju cilpas (Orovana cilpas). Mehānisko spriegumu, kas nepieciešams dislokācijas pārvietošanai caur šķēršļiem, aprēķina pēc Orovana formulas. Cietības gadījumā efektu, kas saistīts ar šķēršļu pārvarēšanu, izsaka pēc formulas (4).

$$H = H_b + \frac{\alpha \cdot G \cdot b}{\lambda} \quad (4)$$

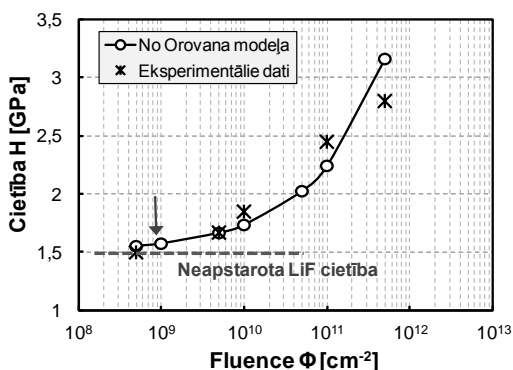
kur  $H$  – šķēršļus saturoša materiāla cietība,  $H_b$  – izejas materiāla cietība,  $\alpha$  – šķēršļus stiprumu raksturojošs koeficients,  $G$  – bīdes modulis,  $b$  – Birgersa vektors un  $\lambda$  – vidējais attālums starp šķēršļiem.



23. attēls. Orovana modelis dislokācijas mijiedarbībai ar bremsējošiem šķēršļiem.

Nemot vērā to, ka dislokācijas lokalizētas jonu trekos, attālumu starp trekiem var izmantot kā parametru Orovana formulā (4) apstaroto kristālu cietības aprēķināšanai. Ar šo formulu (4) aprēķinātās vērtības

tika salīdzinātas ar eksperimentāli iegūtajām cietības vērtībām. Salīdzinājums, kas dots 24. attēlā LiF, apstarotam ar serdi saturošus trekus veidojošiem Bi joniem, liecina par labu aprēķināto un novēroto cietības vērtību sakritību. Kā sagaidāms, atšķirības tika novērotas cietības piesātinājuma apgabalā. Laba eksperimentālo datu saskaņa ar Orovana modeli tika novērota arī citiem smagajiem joniem, kas ļauj to izmantot ātro jonu izraisītā cietināšanās efekta mehānisma skaidrojumā. Vieglo jonu gadījumā novērtējumiem nepieciešamie eksperimentālie dati par dislokāciju koncentrāciju bija iegūstami tikai fluencēm līdz  $10^{12}$  joni/cm<sup>2</sup>.



24. attēls. Eksperimentāli noteiktās cietības un pēc Orovana formulas aprēķinātās cietības (izmantojot vidējo attālumu starp trekjiem) LiF kristālam atkarība no 2.38 GeV <sup>209</sup>Bi jonu apstarošanas fluences.

### 3.2.3. Nanostrukturēšanās iespējas, apstarojot ar zemas enerģijas smagajiem joniem

Literatūras datu analīze par krāsu centru veidošanos LiF kristālos liecina, ka smagajiem joniem, kuru enerģija ir dažu MeV diapazonā un kuru lineārie enerģijas zudumi ir zem kritiskā 10 keV/nm sliekšņa, ir īpatnības salīdzinājumā ar GeV enerģijas joniem. Būtiskākā no tām ir relatīvi augstais nukleāro enerģijas zudumu ieguldījums. Šis apstāklis kopā ar MeV enerģijas jonu mazo iespiešanās dziļumu kristālā un augsto ierosinājumu blīvumu ļauj iegūt par vairāk nekā vienu kārtu augstākas *F*-centru koncentrācijas nekā ar GeV jonu palīdzību pie vienādas absorbētās enerģijas [42, 43]. Bija sagaidāms, ka augstāka primāro radiācijas defektu koncentrācija, intensificējot defektu agregātu veidošanos, ienesīs īpatnības

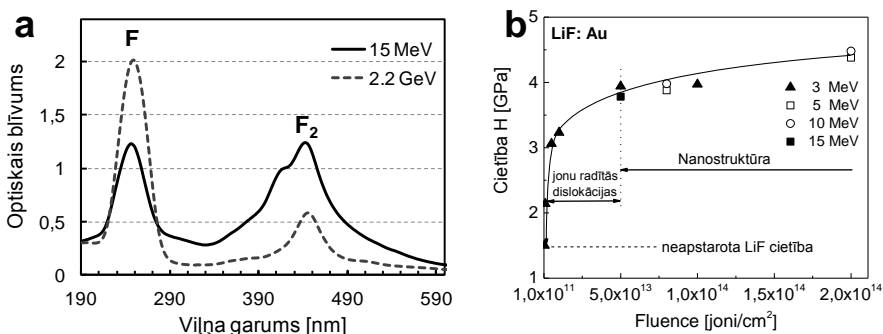


arī strukturveidošanās procesos un mehānisko īpašību modifikācijā. Tā noskaidrošanai tika veikti struktūras un mikromehānisko īpašību pētījumi ar 3-15 MeV Au joniem apstarotā LiF [59, 60]. Šo jonu iespiešanās dziļums materiālā ir diapazonā no 0.7-3.5  $\mu\text{m}$ , bet kopējos enerģijas zudumos līdz 50% dod nukleārie zudumi.

Optiskās absorbcijas spektri ar MeV joniem apstarotiem paraugiem atšķiras no GeV joniem novērotajiem ar relatīvi intensīvāku 445 nm joslu, kas liecina par izteiktu krāsu centru agregatizācijas tendenci (25. a attēls).

Nanoindentēšanas testi uz apstarotās virsmas (25. attēls) rāda spilgti izteiktu cietināšanās efektu. Efekts pieaug, paaugstinot fluenci. Pie fluencēm virs  $10^{14}$  Au/cm<sup>2</sup> tiek sasniegta cietības augšējā robeža. Visām MeV jonu enerģijām rezultāti grupējas uz vienas līknes, kas saistāms ar to, ka attiecība  $E/R$ , kur R ir jonu iespiešanās dziļums, ir praktiski vienāda.

MeV un GeV jonu salīdzinājums rāda, ka abos gadījumos tiek sasniegtas augstas cietības vērtības, bet MeV joniem tas prasa vairāk nekā par kārtu augstāku fluenci.

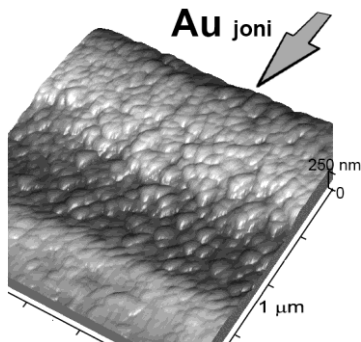


25. attēls. (a) Optiskās absorbcijas spektri LiF apstarotam ar 15 MeV ( $\Phi=5 \times 10^{13}$  joni/cm<sup>2</sup>) un 2.2 GeV ( $\Phi=1 \times 10^{10}$  joni/cm<sup>2</sup>) zelta joniem. (b) Cietības atkarība no fluences ar 3-, 5-, 10- un 15- MeV <sup>197</sup>Au joniem apstarotā LiF.

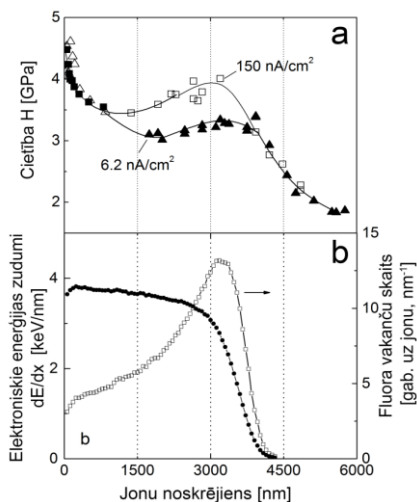
Struktūras pētījumi ar MeV joniem apstarotā LiF fluencēm līdz  $5 \times 10^{13}$  Au/cm<sup>2</sup> parāda ar dislokācijām bagātas struktūras veidošanos, bet, to pārsniedzot, parauga apstarotajā daļā novērojama nanostrukturēšanās, veidojoties graudiem ar 50 - 150 nm izmēru (26. attēls). Par struktūras fragmentēšanās tendenci ātro jonu iedarbībā var liecināt arī apstaroto LiF plāno polikristālisko kārtiņu pētījumi [61].

Mūsu rezultāti liek domāt, ka fragmentēšanās notiek dislokāciju sistēmas evolūcijas ceļā, veidojoties substrukturā robežām.

MeV jonu gadījumā augsto dozu apgabalā indentēšanas zonā skaidri iezīmējas pāreja no plastiskās deformācijas dislokāciju mehānisma uz lokālo bīdes zonu veidošanās mehānismu, kurš aprakstīts sadaļā 3.1.



26. attēls. Apstarotās LiF virsmas struktūra pēc apstarošanas ar 15-MeV Au joniem pie fluences  $\Phi = 5 \times 10^{13} \text{ Au/cm}^2$  (3D-ASM attēls).



27. attēls. (a) Cietības dziļuma profils LiF kristālā, apstarotā ar 15-MeV Au joniem pie jonu kūļa strāvām 6.2 un 150 nA/cm<sup>2</sup>. Mērījumi veikti uz profila virsmas, kontrolējot attālumu no apstarotās virsmas. (b) Aprēķinātais elektronisko enerģijas zudumu dziļuma profils (kreisā ass, pildītie simboli) un sadursmju kaskādēm aprēķinātais fluora vakanču skaits uz vienu krītošo Au jonu (labā ass).

27. attēls rāda cietības un enerģijas zudumu dziļuma profilus (to vērtības gar jonu trajektoriju). Sakarā ar to, ka elektroniskie un nukleārie enerģijas zudumi dotās enerģijas joniem ir tuvi, cietības līknēs atspoguļojas abu šo mehānismu ieguldījums. Elektronisko ierosinājumu mehānisms defektu veidošanā dominē apgabalā līdz Brega maksimumam, bet treku beigu daļā dominējošs kļūst elastīgo sadursmju mehānisma ieguldījums. Šai ziņā ir līdzība ar MgO kristāliem novēroto abu mehānismu vērā ņemamo ieguldījumu defektu agregātu veidošanā un cietināšanas efektā.

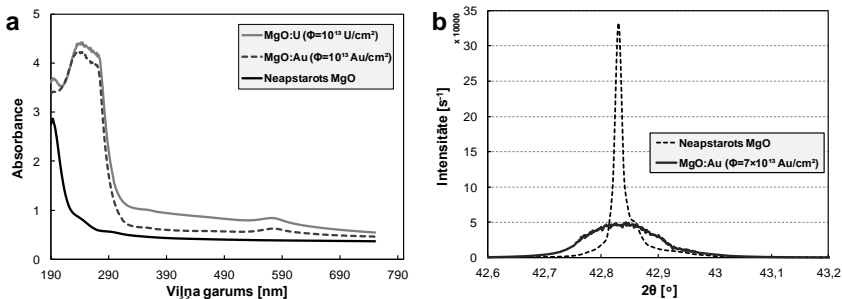
27. attēlā redzams, ka defektu evolūcijā būtiska nozīme ir jonu strāvai, kas nosaka jonu plūsmu. Šī problēma skarta darbā [42] un *F*-centru koncentrācijas palielināšanās pie stiprām strāvām tiek saistīta ar to, ka augsta defektu blīvuma apstākļos pastiprinās komplekso *H*-centru veidošanās, izslēdzot tos no rekombinācijas ar *F*-centriem. Sakrītot virknei faktoru – mazs šo jonu iespēšanās dziļums (līdz 3.5 μm), intensīva jonu plūsma ( $6.2 \times 10^{10}$  joni·cm<sup>-2</sup>s<sup>-1</sup>) un augsta fluence (līdz 10<sup>14</sup> Au/cm<sup>2</sup>) - tika iegūta par kārtu augstāka primāro radiācijas defektu koncentrācija, salīdzinot ar GeV enerģijas joniem novēroto. Augsta apstarošanas intensitāte un augsta primāro defektu koncentrācija ir labvēlīgi faktori defektu agregātu un nanostruktūras veidošanai.

### **3.3. Mikromehānisko metožu izmantošana pielietojumiem aktuālu materiālu radiācijas izturības izpētē**

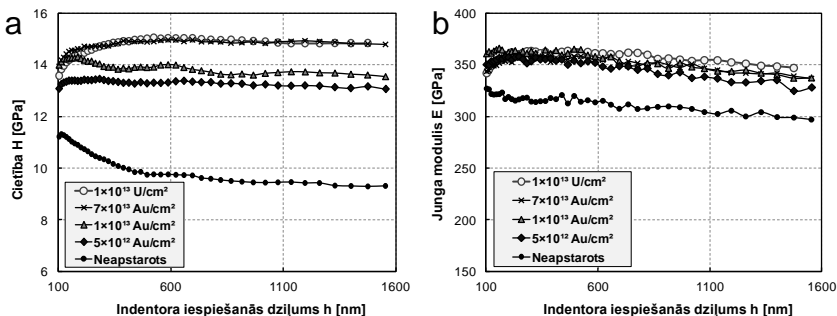
#### **3.3.1. GeV enerģijas <sup>238</sup>U un <sup>197</sup>Au jonu ietekme uz MgO īpašībām**

Sakarā ar nukleāro tehnoloģiju attīstību un līdzīgām aktivitātēm pieaug interese par materiāliem, kuri ir izturīgi pret ātro jonu, dalīšanās fragmentu un citu enerģētisko daļiņu iedarbību. Kā viens no šādu materiālu kandidātiem ir MgO, kura izmantošana radioaktīvo materiālu uzglabāšanā un citos ar radiāciju saistītos procesos ir aktuāla problēma. Materiāla stiprības un integritātes saglabāšanās šādos apstākļos ir viena no pielietojamības pamatprasībām.

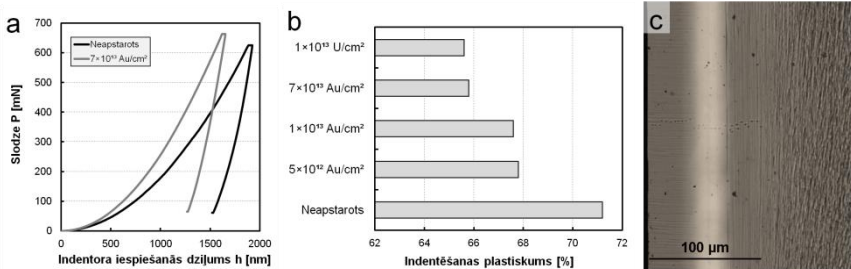
Darbā tika pētīta 2.2 GeV enerģijas U un Au jonu apstarošanas ietekme uz MgO kristālu mikromehānisko īpašību un struktūras izmaiņām. MgO tika apstarots ar fluencēm līdz  $7 \times 10^{13}$  joni/cm<sup>2</sup>. Darbs tika veikts sadarbībā ar GSI, Darmštate, Vācija.



28. attēls. Optiskās absorbcijas (a) un rentgena difrakcijas (b) spektru izmaiņas ar zelta un urāna joniem apstarotā MgO.



29. attēls. Nanocietības (a) un Junga moduļa (b) atkarība no indentēšanas dziļuma ar dažādām fluencēm apstarotam MgO. Mērījumi veikti uz apstarotās virsmas.



30. attēls. (a) slodšanas un atslogošanas līknes nanoindentēšanas procesā, (b) no tām aprēķinātais indentēšanas plastiskās deformācijas darbs, (c) apstarošanas radīto mehānisko spriegumu josla aiz apstarotā MgO slāņa.

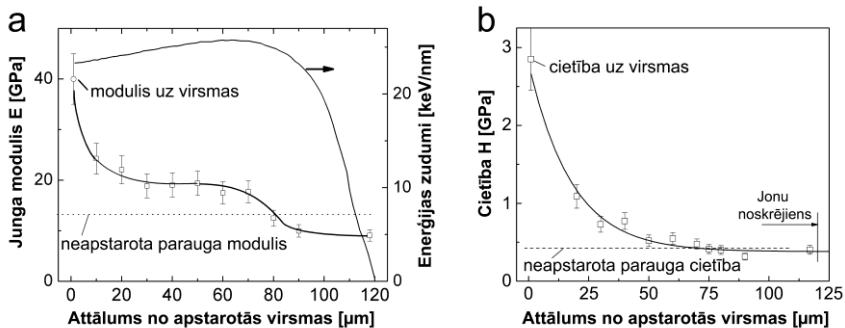
Rezultāti parādīti 28.-30. attēlā. Optiskās absorbcijas spektroskopija uzrāda *F*-tipa krāsu centru veidošanos. Nanoindentēšanas mērījumos uz apstarotās virsmas (24. a attēls) atrasts cietināšanās efekts, kurš pie maksimālās fluences ( $7 \times 10^{13}$  joni/cm<sup>2</sup>) sasniedz 55%. Indentēšanas procesā veiktā plastiskās un elastīgās deformācijas darba aprēķini no sloģošanas un atsloģošanas līknēm parāda nelielu mikroplastiskuma samazināšanos (no 72% līdz 67%). Līdzīga rakstura izmaiņas mikromehāniskajās īpašībās mūsu pētījumos tika novērotas arī ar 150 MeV Kr joniem apstarotos radniecīgos ZnO kristālos.

Kopumā rezultāti apliecina svarīgāko mehānisko īpašību saglabāšanos, cietības gadījumā pat ievērojamu uzlabošanos. Gan nanoindentēšanas, gan rentģena difrakcijas, gan optiskās absorbcijas spektroskopijas dati, gan struktūras modifikāciju rezultāti liecina par radiācijas defektu un to agregātu (galvenokārt dislokāciju) uzkrāšanos, nesakārtotības palielināšanos un radiācijas radīto mehānisko spriegumu veidošanos materiālā. Minētās izmaiņas nav kritiskas mikromehānisko procesu norisēs, bet var nelabvēlīgi iespaidot mehāniskās īpašības makromērogā.

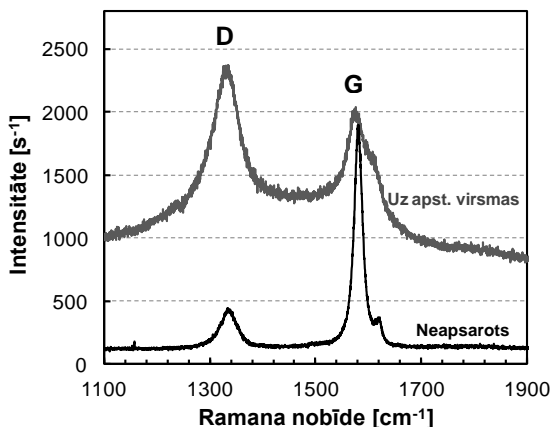
### ***3.3.2. GeV enerģijas <sup>238</sup>U jonu ietekme uz polikristāliskā izotropā grafiņa struktūru un mikromehāniskām īpašībām***

Grafiņa mikromehānisko īpašību noturības raksturošana GeV enerģijas jonu iedarbībā ir aktuāla sakarā ar grafiņa kā konstrukcijas materiāla potenciālo pielietojumu nukleārās tehnoloģijās, tai skaitā arī modernos jonu paātrinātājos. No fundamentālā viedokļa procesi ātro jonu trekos grafiņā, kur darbojas īslaicīgs termiskais trieciens un augstas impulsu slodzes, ir interesanti sakarā ar dažādu oglekļa formu (dimantveida, fullerenu, nanocauruļu u.c.) veidošanās iespējām.

Monokristālisks grafiņš ir ļoti trausls un ļoti anizotrops materiāls, tāpēc tehnikā izmanto smalkgādainu izotropu grafiņu. Darbā pētītas GeV enerģijas U jonu izraisītās modifikācijas grafiņa mehāniskajās īpašībās un struktūrā [62]. Apstarošanai izmantotā maksimālā fluence  $10^{13}$  U/cm<sup>2</sup> atbilst dozai 250 MGy.



31. attēls. (a) - Junga moduļa un elektronisko enerģijas zudumu dziļuma profili, (b) cietības dziļuma profils ar 2.6 GeV  $^{238}\text{U}$  joniem apstarotam R6650 markas smalkgraudainam grafitam. Fluence  $10^{13}\text{U/cm}^2$ .

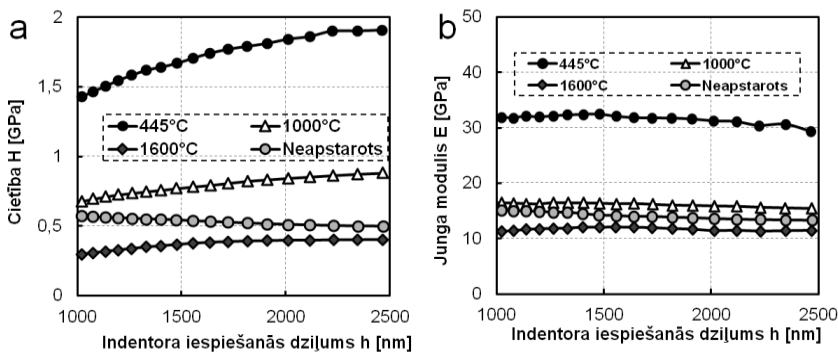


32. attēls. Ramana spektri neapstarotam un ar 2.6 GeV U joniem apstarotam izotropam polikristāliskam grafitam (R6650), fluence  $\Phi=1\times 10^{13}\text{U/cm}^2$ .

Iegūtie rezultāti rāda, ka ļoti mīkstais grafitā apstarošanas procesā pārtop par materiālu ar augstu cietību un Junga moduli (31. attēls). Tas liecina par cietas oglekļa formas veidošanos. Minētās izmaiņas maksimāli skar virsmas slāni, bet ir novērojamas arī dažu desmitu mikrometru dziļumā. Lai noskaidrotu, kādai oglekļa formai pieder šāds materiāls, tika pētīti Ramana spektri. Rezultāti uzrādīja amorfam (stiklveida) ogleklim raksturīgos Ramana spektrus ar G joslu pie  $1580\text{cm}^{-1}$ , D joslu pie  $1350\text{cm}^{-1}$  un plašu plato starp šīm joslām

(32. attēls) [63]. Stiklveida ogleklis ir neparasts ar to, ka tajā dominē  $sp^2$  saites, bet cietība ir augsta [64]. To skaidro ar apstākli, ka stiklveida ogleklim ir izliektām oglekļa formām raksturīgas iezīmes [65].

Kopumā grafitis ļoti labi iztur apstarošanu, mikromehāniskajās īpašībās un mikroplastiskumā neuzrāda nopietnas degradācijas pazīmes. Taču nevienmērīgais cietības sadalījums dziļumā var būt tāl darbīgu mehānisko spriegumu, kuri var stimulēt makroskopiskās sagraušanas procesus, cēlonis.



33. attēls. Cietības (a) un Junga moduļa (b) atkarība no temperatūras.

Labvēlīgs šai ziņā ir novērojums, ka reāliem apstākļiem raksturīgās augstās apstarošanas temperatūrās noris daļēja mikromehānisko īpašību un struktūras atjaunošanās difūzijas intensificēšanās un defektu rekombinācijas rezultātā (33. attēls).

## Secinājumi un galvenie rezultāti

Promocijas darbs veltīts struktūrveidošanās procesu un mikromehānisko īpašību modifikācijas izpētei ar ātrajiem joniem istabas temperatūrā apstarotos LiF un MgO kristālos augstu dozu apgabalā. Apstarošanas dozas vieglajiem joniem sniedzas līdz 90 MGy, bet smagajiem - līdz 250 MGy.

Parādīts, ka apstarošana ar MeV-GeV enerģijas joniem LiF kristālos rada prizmatiskās starpmezglu tipa dislokāciju cilpas, līdzīgi kā tas novērots, apstarojot ar augstas enerģijas elektroniem [7, 47]. Izmantojot ASM, SEM un ķīmiskās kodināšanas metodes, noskaidrots, ka dislokācijas rodas jau smago jonu individuālos jonu trekos, veidojot

dislokāciju rindu treka trajektorijā. Dislokāciju struktūra intensīvi veidojas treku pārklāšanās stadijā. Dislokācijas rindas novērotas visu smago jonu treku trajektorijā, kur pārsniegts 10 keV/nm elektronisko enerģijas zudumu sliekšnis. To veidošanās konstatēta plašā apstarošanas leņķu intervālā. Var secināt, ka dislokācijas ir smago jonu radīto komplekso treku struktūras raksturīga iezīme.

Parādīts būtisks apstarošanas radīto dislokāciju ieguldījums struktūrveidošanās procesos un mikromehānisko īpašību modifikācijā. Raksturīgie piemēri ir ātro jonu izraisītā nanostruktūru veidošanās un novērotais cietināšanās efekts.

Apstarojot LiF kristālus ar augstas enerģijas smagajiem joniem (U, Au, Kr, Xe), iegūta mozaikas tipa nanostruktūra ar bloku izmēru 30-90 nm un mazo leņķu robežām starp blokiem. Noskaidroti tam nepieciešamie nosacījumi: (1) treku pārklāšanās stadijai atbilstoša fluence ( $\geq 10^{12}$  joni/cm<sup>2</sup>); (2) pietiekami augsta jonu enerģija, kurai atbilstošie jonu elektroniskie enerģijas zudumi lielā pārsniedz kritisko sliekšni ( $dE/dx \geq 10$  keV/nm), kas nepieciešams serdi saturošu treku veidošanai. Šādas uzbūves trekiem piemīt mehānisko spriegumu lauks, kas, mijiedarbojoties ar dislokāciju spriegumu laukiem, kalpo treku virzienā orientētas nanostruktūras izveidošanai.

Apstarojot LiF kristālus ar joniem, kuru enerģijas zudumi ir zem minētā sliekšņa ( $dE/dx < 10$  keV/nm), gan smago, gan vieglo jonu gadījumā parasti tika novērota struktūra, kas bagāta ar brīvi izkārtotām dislokācijām.

Taču specifiskos apstākļos nanostrukturēšanās tika panākta, apstarojot LiF kristālus ar relatīvi zemas enerģijas smagajiem joniem. Eksperimentos tika izmantoti 3 MeV – 15 MeV enerģijas Au joni. Sakrītot virknei faktoru – mazs šo jonu iespīšanās dziļums (līdz 3.5 μm), intensīva jonu plūsma ( $6.2 \times 10^{10}$  joni·cm<sup>-2</sup>·s<sup>-1</sup>) un augsta fluence (līdz  $10^{14}$  Au/cm<sup>2</sup>) - tika iegūta par kārtu augstāka primāro radiācijas defektu koncentrācija, salīdzinot ar GeV enerģijas joniem. Šajos apstākļos tika panākta nanostrukturēšanās intensīvas dislokāciju veidošanās un to pašorganizētas sakārtošanās ceļā. Eksperimentos novērotā neparasti augstā *F*-centru koncentrācija saistāma ar intensīvu komplekso *H* centru veidošanos, izslēdzot tos no rekombinācijas ar *F* centriem [43].

Iegūtie rezultāti liecina, ka gan ar dislokācijām bagātā struktūra, gan nanostruktūra raksturojas ar ievērojamu cietības paaugstināšanos, pie augstām fluencēm sasniedzot piesātinājuma vērtības 3.5-4.5 GPa, kuras aptuveni trīskārt pārsniedz neapstarota kristāla cietību. Atrasts, ka



piesātinājumu izraisa pāreja no plastiskās deformācijas dislokāciju mehānisma uz lokālo bīdes zonu veidošanās mehānismu, kas radniecīgs metāliskajos stiklos novērotajam un balstās uz atomāro pārkārtojumu procesiem.

Pētījumos veiksmīgi izmantota nanoindentēšanas metode. To papildinot ar dislokāciju kustīguma mērījumiem, novērtēts sadursmju mehānisma un elektronisko ierosinājumu mehānisma ieguldījums cietināšanās efektā ar ātrajiem joniem apstarotos MgO un LiF kristālos.

Ar pielietojumu ievirzi nanoindentēšanas metode izmantota struktūras un mikromehānisko īpašību pētījumiem MgO un radniecīgos oksīdos (ZnO) un radiācijas izturīgos materiālos (grafīts). Novērota MgO augsta radiācijas izturība pret apstarošanu ar GeV enerģijas U un Au joniem. Parādīta mikroplastiskuma saglabāšanās apstarotos MgO kristālos un ievērojama (par 55%) to cietības paaugstināšanās.

Pētīta apstarošanas ar GeV enerģijas smagajiem joniem (U, Au) ietekme uz grafīta īpašībām. Pie novitātēm pieder rezultāts, ka apstarošana izraisa grafīta transformēšanos stiklveida  $sp^2$  formas ogleklī, ievērojami palielinoties tā cietībai un Junga modulim. Nanoindentēšanas un ASM metodes sekmīgi izmantotas ZnO nanokompozītu un keramikas, kā arī oglekļa DLC kārtiņu mehānisko īpašību raksturošanai [67-70].

Struktūras pētījumu jomā ir sekmīgi risināta ar dislokācijām saistīto procesu izpēte, kura prasa detalizētāku turpinājumu. Turpmākajiem pētījumiem interešu lokā ir arī struktūras modifikācijas procesi, kurus funkcionālos materiālos izraisa zemas enerģijas, it īpaši lēnie, bet augsti lādētie joni (lādiņš +30 līdz +90). Atšķirībā no GeV joniem, kuri raksturojas ar ļoti augstu kinētisko enerģiju, augsti lādētiem joniem ir ievērojama potenciālā (jonizācijai izlietotā) enerģija. Literatūras dati liecina par lēno augsti lādēto jonu pārsteidzošo efektivitāti virsmas nanostruktūru veidošanā [66]. Interesi izraisa to iespējas radīt tīlpuma nanostruktūras.

## Aizstāvamās tēzes

1. Pētīta dislokāciju cilpu veidošanās ar augstas enerģijas (MeV-GeV) joniem apstarotos LiF kristālos. Noskaidrots, ka sākas dislokāciju cilpas un to aizmetņi veidojas jau individuālos trekos, bet intensīva to augšana un sakārtošanās mehānisko spriegumu lauku iedarbībā notiek treku pārklāšanās stadijā. Kompleksos jonu trekos, kuri satur serdes apgabalu, dislokācijas ir sakārtotas rindā gar treka trajektoriju.
2. LiF kristālos iegūta mozaīkas tipa nanostruktūra, apstarojot tos ar augstas enerģijas smagajiem joniem (U, Au, Kr, Xe). Noskaidroti tam nepieciešamie nosacījumi: (1) fluence, kura nodrošina treku pārklāšanos ( $10^{11}$ - $10^{12}$  joni/cm<sup>2</sup>) un (2) jonu elektroniskie enerģijas zudumi virs 10 keV/nm. Ja enerģijas zudumi nesasniedz 10 keV/nm, augstas enerģijas joni veido ar dislokācijām bagātu struktūru ar vienmērīgu dislokāciju sakārojumu.
3. Atrasts, ka gan nanostruktūra, gan dislokācijām bagātā struktūra uzrāda paaugstinātu cietību, pie augstām dozām sasniedzot piesātinājumu (3.5-4.5 GPa, cietināšanās efekts 200%). Parādīts, ka efekta piesātinājumu izraisa pāreja no plastiskās deformācijas dislokāciju mehānisma uz lokālu bīdes zonu veidošanās mehānismu, kurš balstīts uz atomāro pārkārtojumu procesiem.
4. Parādīts, ka ar ātrajiem joniem apstarotos LiF un MgO kristālos novērotajā cietināšanās efektā blakus eksitonu mehānismam ievērojamu ieguldījumu dod nukleārais (sadursmju) mehānisms. Eksitonu mehānisms ir dominējošs ar ātrajiem joniem apstarotos LiF kristālos, bet piemaisījumus saturošos komerciālos MgO kristālos būtisku ieguldījumu dod abi mehānismi.

## Literatūra

1. D.K. Avasthi, G.K. Mehta, *Swift Heavy Ions for Materials Engineering and Nanostructuring* (2011) Springer: Netherlands.
2. M. Toulemonde, C. Trautmann, E. Balanzat, K. Hjort, A. Weidlinger, Track formation and fabrication of nanostructures with MeV-ion beams, *Nucl. Instr. Meth. B*, 216 (2004) 1.
3. R. Neumann, Scanning probe microscopy of ion irradiated materials, *Nucl. Instr. Meth. B*, 151 (1999) 42.
4. W.G. Johnston, J.J. Gilman, Dislocation velocities, dislocation densities, and plastic flow in lithium fluoride crystals, *J. Appl. Phys.*, 30 (1959) 129.
5. N. Itoh, A.M. Stoneham, *Materials Modification by Electronic Excitations* (2001) University Press: Cambridge.
6. A. Lushchik, E. Feldbach, S. Galajev, T. Kärner, P. Liblik, Ch. Lushchik, A. Maaros, V. Nagirnyi, E. Vasil'chenko, Some aspects of radiation resistance of wide-gap metal oxides, *Radiation Measurements*, 42 (2007) 792.
7. L.W. Hobbs, A.E. Hughes, D. Pooley, A study of interstitial clusters in irradiated alkali halides using direct electron microscopy, *Proc. Royal Soc. London, Series A*, 332 (1973) 167.
8. C.R.A. Catlow, K.M. Diller, L.W. Hobbs, Irradiation-induced defects in alkali halide crystals, *Philos. Mag. A*, 42 (1980) 123.
9. I. Manika, J. Maniks, K. Schwartz, Swift-ion-induced hardening and reduction of dislocation mobility in LiF crystals, *J. Phys. D: Appl. Phys.*, 41 (2008) 074008.
10. K. Schwartz, C. Trautmann and R. Neumann, Electronic excitations and heavy-ion-induced processes in ionic crystals, *Nucl. Instr. Meth. B*, 209 (2003) 73.
11. K. Schwartz, G. Wirth, C. Trautmann and T. Steckenreiter, Ion-induced formation of colloids in LiF at 15 K, *Phys. Rev. B*, 56 (1997) 10711.
12. J.F. Ziegler, P. Biersack and U. Littmark, *The Stopping and Range of Ions in Matter* (1985) Ed. J.F. Ziegler. Pergamon, New York.
13. N.A. Medvedev, A. E. Volkov, K. Schwartz, C. Trautmann, Effect of spatial redistribution of valence holes on the formation of a defect halo of swift heavy-ion tracks in LiF, *Phys.Rev. B*, 87 (2013) 104103.

14. S.A. Saleh, Y. Eyal, Core structure of latent heavy-ion tracks in {100} LiF derived by small-angle X-ray scattering, *J. Appl. Cryst.* 40 (2007) 121.
15. E.A. Kotomin, V. Kashcheyevs, V.N. Kuzovkov, K. Schwartz, and C. Trautmann, Modeling of primary defect aggregation in tracks of swift heavy ions in LiF, *Phys. Rev. B*, 64 (2001) 144108.
16. K. Schwartz, C. Trautmann, T. Steckenreiter, O. Geiß, M. Krämer, Damage and track morphology in LiF crystals irradiated with GeV ions, *Phys. Rev. B*, 58 (1998) 11232.
17. K. Schwartz, C. Trautmann, R. Neumann, Electronic excitations and heavy-ion-induced processes in ionic crystals, *Nucl. Instr. Meth. B*, 209 (2003) 73.
18. R.L. Fleischer, P.B. Price, R.M. Walker, Ion explosion spike mechanism for formation of charged-particle tracks in solids, *J. Appl. Phys.* 36 (1965) 3645.
19. Z.G. Wang, C. Dufour, E. Paumier, M. Toulemonde, The  $S_e$  sensitivity of metals under swift-heavy-ion irradiation: a transient thermal process, *J. Phys.: Condens. Matter*, 6 (1994) 6733.
20. K. Schwartz, M. Lang, R. Neumann, M.V. Sorokin, C. Trautmann, A.E. Volkov, K.-O. Voss, Damage creation in LiF and NaCl crystals irradiated with swift heavy ions at 8 and 300 K, *Phys. Stat. Sol.(c)*, 4 (2007) 1105.
21. A. Perez, E. Balanzat, J. Dural, Experimental study of point-defect creation in high-energy heavy-ion tracks, *Phys. Rev. B*, 41 (1990) 3943.
22. K. Schwartz, Electronic excitations and defect creation in LiF crystals, *Nucl. Instr. Meth. B*, 107 (1996) 128.
23. A. Daultebekova, K. Schwartz, M.V. Sorokin, A. Rusakova, M. Baizhumanov, A. Akilbekov, M. Zdorovets, M. Koloberdin, F center creation and aggregation in LiF crystals irradiated with  $^{14}\text{N}$ ,  $^{40}\text{Ar}$ , and  $^{84}\text{Kr}$  ions, *Nucl. Instr. Meth. B*, 326 (2014) 311.
24. Ch. Lushchik, I.K. Vitol, M.A. Elango, Decay of electronic excitations into radiation defects in ionic crystals, *Sov. Phys. Usp.*, 20 (1977) 489.
25. Ч.Б. Лущик, А.Ч. Лущик, Распад электронных возбуждений с рождением дефектов в твердых телах (1989) Наука: Москва.
26. E.A. Kotomin, A.I. Popov, Radiation Effects in Solids (2007) Ed. Sickafus et.al., Springer: Amsterdam; 153-192.

27. V.I. Dubinko, A.A. Turkin, D.I. Vainshtein, H.W. den Hartog, Modeling of the radiation-induced microstructural evolution in ionic crystals, *Nucl. Instr. Meth. B*, 153 (1999) 163.
28. К.К. Шварц, Ю.А. Экманис, Диэлектрические материалы: радиационные процессы и радиационная стойкость (1989) Зинатне: Рига.
29. J. Zinkle, V.A. Skuratov, Track formation and dislocation loop interaction in spinel irradiated with swift heavy ions, *Nucl. Instr. and Meth. B*, 141 (1998) 737.
30. I. Manika, J. Maniks, K. Schwartz, M. Toulemonde, C. Trautmann, Hardening and long-range stress formation in lithium fluoride induced by energetic ions, *Nucl. Instr. Meth. B*, 209 (2003) 93.
31. W.C. Oliver, G.M. Pharr, An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments, *J. Mater. Res.*, 7 (1992) 1564.
32. I. Manika, J. Maniks, M. Toulemonde, K. Schwartz, Dislocation mobility study of heavy ion induced track damage in LiF crystals, *Nucl. Instr. Meth. B*, 267 (2009) 949.
33. J. Maniks, I. Manika, **R. Zabels**, R. Grants, E. Tamanis, K. Schwartz, Nanostructuring and strengthening of LiF crystals by swift heavy ions: AFM, XRD and nanoindentation study, *Nucl. Instr. Meth. B*, 282 (2012) 81.
34. V.R. Regel, L.I. Alekseeva, A.A. Urusovskaya, G.G. Knab, G.V. Sotserdotova, Peculiarities of the interaction of accelerated  $^{12}\text{C}$  ions with LiF crystals, *Radiat. Eff.*, 82 (1984) 157.
35. A. Kikuchi, H. Naramoto, K. Ozawa, Y. Kazumata, Damage profiles in alkali halides irradiated with high-energy heavy ions, *Nucl. Instr. Meth. B*, 39 (1989) 724.
36. M.V. Sorokin, K. Schwartz, K.-O. Voss, O. Rosmej, A.E. Volkov, R. Neumann, Color centers beyond the swift ion ranges in LiF crystals, *Nucl. Instr. Meth. B*, 285 (2012) 24.
37. P. Thevenard, G. Guiraud, C.H.S. Dupuy, B. Delaunay, Assumption of F-centre creation in LiF bombarded with high-energy particles, *Radiat. Eff.*, 32 (1977) 83.
38. А.А. Предводителев, В.Н. Рожанский, В.М. Степанова, Дислокационная структура, возникающая в кристаллах NaCl при деформации сосредоточенной нагрузкой, *Кристаллография*, 7 (1962) 418.

39. J. Maniks, **R. Zabels**, I. Manika, Shear banding mechanism of plastic deformation in LiF irradiated with swift heavy ions, *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*, 38 (2012) 012017.
40. V. Keryvin, Indentation of bulk metallic glasses: Relationships between shear bands observed around the prints and hardness, *Acta Mater.*, 55 (2007) 2565.
41. Yu.I. Golovin, A.I. Tjurin, B.Y. Farber, Investigation of time-dependent characteristics of materials and micromechanisms of plastic deformation on a submicron scale by a new pulse indentation technique, *J. Mater. Sci.*, 37 (2002) 895.
42. A. Lushchik, T. Kärner, Ch. Lushchik, K. Schwartz, F. Savikhin, E. Shablonin, A. Shugai, E. Vasil'chenko, Electronic excitation to defect creation in wide-gap MgO and Lu<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>O<sub>12</sub> crystals irradiated with swift heavy ions, *Nucl. Instr. Meth. B*, 286 (2012) 200.
43. K. Schwartz, M.V. Sorokin, A. Lushchik, Ch. Lushchik, E. Vasil'chenko, R.M. Papaleo, D. de Souza, A.E. Volkov, K.-O. Voss, R. Neumann, C. Trautmann, Color center creation in LiF crystals irradiated with 5- and 10-MeV Au ions, *Nucl. Instr. Meth. B*, 266 (2008) 2736.
44. Y. Gaillard, C. Tromas, J. Woïrgard, Study of the dislocation structure involved in a nanoindentation test by atomic force microscopy and controlled chemical etching, *Acta Mater.*, 51 (2003) 1059.
45. M.P. Shaw, C.A. Brookes, Dislocation produced in magnesium oxide crystals due to contact pressures developed by softer cones, *J. Mater. Sci.*, 24 (1989) 2727.
46. W.A. Sibley, Y. Chen, Radiation damage in MgO, *Phys Rev.*, 160 (1967) 712.
47. J. Kawamata, The formation of dislocation loops and the outgrowth of crystalites by electron irradiation of thin alkali halide fossils, *J. Phys. Colloques*, 37 (1976) C7–502.
48. **R. Zabels**, I. Manika, K. Schwartz, J. Maniks, R. Grants, MeV-GeV ion induced dislocation loops in LiF crystals, *Nucl. Instr. Meth. B*, 326 (2014) 318.
49. P. Thevenard, M. Beranger, B. Canut, S.M.M. Ramos, N. Bonardi, G. Fuchs, Defects and phase change induced by giant electronic excitations with GeV ions and 30 MeV cluster beam, *MRS Proceedings*, 439 (1997) 721.

50. I. Manika, J. Maniks, **R. Zabels**, K. Schwartz, R. Grants, A. Dauletbekova, A. Rusakova, M. Zdorovets, Modification of LiF structure by irradiation with swift heavy ions under oblique incidence, *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering* 49 (2013) 012011.
51. D.A. Young, Molecular Dynamics simulation of swift ion damage in lithium fluoride, *Nucl. Instr. Meth. B*, 225 (2004) 231.
52. D. Hull, D.J. Bacon, Introduction to Dislocations, 5th ed. (2011) Butterworth-Heinemann.
53. F.R.N. Nabarro, M.S. Duesbery (eds.), Dislocations in Solids 10 (1996) Elsevier: Amsterdam.
54. E. Orowan, Dislocations in Metals (1954) AIME: New York.
55. A. Dauletbekova, J. Maniks, I. Manika, **R. Zabels**, A.T. Aklibekov, M.V. Zdorovets, Y. Bikert, K. Schwartz, Color centers and nanodefects in LiF crystals irradiated with 150 MeV Kr ions, *Nucl. Instr. Meth. B*, 286 (2011) 56.
56. N. Seifert, W. Husinsky, G. Betz, Thermal-annealing studies of defects in lithium fluoride after electron-beam irradiation, *Phys. Rev. B*, 43 (1991) 6723.
57. K. Schwartz, C. Trautmann, A.S. El-Said, R. Neumann, M. Toulemonde, W. Knolle, Color-center creation in LiF under irradiation with swift heavy ions: Dependence on energy loss and fluence, *Phys. Rev. B*, 70 (2004) 184104.
58. J.J. Gilman, W.G. Johnston, G.W. Sears, Dislocation etch pit formation in lithium fluoride, *J. Appl. Phys.*, 29 (1958) 747.
59. J. Maniks, I. Manika, R. Grants, **R. Zabels**, K. Schwartz, M. Sorokin, R.M. Papaleo, Nanostructuring and hardening of LiF crystals irradiated with 3-15 MeV Au ions, *Applied Physics A*, 104 (2011) 1121.
60. J. Maniks, I. Manika, **R. Zabels**, R. Grants, K. Schwartz, M. Sorokin, Modification of the structure and nano-mechanical properties of LiF crystals under irradiation with swift heavy ions, *Materials Science (Medžiagotyra)* 17 (2011) 223.
61. M. Kumar, F. Singh, S.A. Khan, V. Baranwal, S. Kumar, D.C. Agarwal, A.M. Siddiqui, A. Tripathi, D.K. Avasthi, A.C. Pandey, Swift heavy ion induced structural and optical modifications in LiF thin film, *J. Phys. D: Appl. Phys.*, 38 (2005) 637.

62. I. Manika, J. Maniks, **R. Zabels**, J. Gabrusenoks, M. Krause, M. Tomut, K. Schwartz, Nanoindentation and Raman spectroscopic study of graphite irradiated with swift  $^{238}\text{U}$  ions, *Fullerenes, Nanotubes, and Carbon Nanostructures*, 20 (2012) 548.
63. D.G. McCulloch, S. Prawer, A. Hoffman, Structural investigation of xenon-ion-beam-irradiated glassy carbon, *Phys. Rev. B*, 50 (1994) 5905.
64. J.S. Field, M.V. Swain, The indentation characterisation of the mechanical properties of various carbon materials: Glassy carbon, coke and pyrolytic graphite, *Carbon*, 34 (1996) 1357.
65. P.J.F. Harris, Fullerene-related structure of commercial glassy carbons, *Phil. Mag.*, 84 (2004) 3159.
66. F. Aumayr, A.S. El-Said, W. Meissl, Nano-sized surface modifications induced by the impact of slow highly charged ions – a first review, *Nucl. Instr. Meth. B*, 266 (2008) 2729.
67. F. Muktepavela, G. Bakradze, L. Grigorjeva, **R. Zabels**, E. Tamanis, Properties of ZnO coatings obtained by mechanoactivated oxidation, *Thin Solid Films*, 518 (2009) 1263.
68. **R. Zabels**, F. Muktepavela, L. Grigorjeva, E. Tamanis, M. Mishels-Piesins, Nanoindentation and photoluminescence characterization of ZnO thin films and single crystals, *Optical Materials*, 32 (2010) 818.
69. **R. Zabels**, F. Muktepavela, L. Grigorjeva, Deformation behavior of nanostructured ZnO films on glass, *Thin Solid Films*, 520 (2012) 4685.
70. J. Maniks, L. Grigorjeva, **R. Zabels**, D. Millers, I. Bochkov, J. Zicans, T. Ivanova, J. Grabis, Swift heavy ion induced modifications of luminescence and mechanical properties of polypropylene/ZnO nanocomposites, *Nucl. Instr. Meth. B*, 326 (2014) 154.



## Autora publikāciju saraksts

### Par promocijas darba tēmu publicētie darbi

1. J. Maniks, I. Manika, R. Grants, **R. Zabels**, K. Schwartz, M. Sorokin, R.M. Papaleo, Nanostructuring and hardening of LiF crystals irradiated with 3-15 MeV Au ions, *Applied Physics A: Materials Science and Processing*, 104 (2011) 1121-1128.
2. J. Maniks, I. Manika, **R. Zabels**, R. Grants, K. Schwartz, M. Sorokin, Modification of the structure and nano-mechanical properties of LiF crystals under irradiation with swift heavy ions, *Materials Science (Medžiagotyra)*, 17 (2011) 223.
3. J. Maniks, I. Manika, **R. Zabels**, R. Grants, E. Tamanis, K. Schwartz, Nanostructuring and strengthening of LiF crystals by swift heavy ions: AFM, XRD and nanoindentation study, *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research, Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms*, 282 (2012) 81-84.
4. A. Dauletbekova, J. Maniks, I. Manika, **R. Zabels**, A.T. Akilbekov, M.V. Zdorovets, Y. Bikhert, K. Schwartz, Color centers and nanodefects in LiF crystals irradiated with 150 MeV Kr ions, *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research, Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms*, 286 (2012) 56-60.
5. J. Maniks, **R. Zabels**, I. Manika, Shear banding mechanism of plastic deformation in LiF irradiated with swift heavy ions, *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 38 (2012) 012017.
6. I. Manika, J. Maniks, **R. Zabels**, K. Schwartz, R. Grants, A. Dauletbekova, A. Rusakova, M. Zdorovets, Modification of LiF structure by irradiation with swift heavy ions under oblique incidence, *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 49 (2013) 012011.
7. **R. Zabels**, I. Manika, K. Schwartz, J. Maniks, R. Grants, MeV-GeV ion induced dislocation loops in LiF crystals, *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research, Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms*, 326 (2014) 318-321.
8. **R. Zabels**, I. Manika, K. Schwartz, J. Maniks, R. Grants, M. Sorokin, M. Zdorovets, Depth profiles of indentation hardness and dislocation mobility in MgO single crystals irradiated with swift  $^{84}\text{Kr}$  and  $^{14}\text{N}$  ions, DOI: 10.1007/s00339-015-9145-9  
Raksts 2015. gada 30. martā pieņemts publicēšanai žurnālā *Applied physics A*.

## Citi publicētie darbi

9. J. Maniks, L. Grigorjeva, **R. Zabels**, D. Millers, I. Bochkov, J. Zicans, T. Ivanova, J. Grabis, Swift heavy ion induced modifications of luminescence and mechanical properties of polypropylene/ZnO nanocomposites, *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research, Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms*, 326 (2011) 154-157.
10. J. Maniks, **R. Zabels**, R. M. Meri, J. Zicans, Structure, micromechanical and magnetic properties of polycarbonate nanocomposites, *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 49 (2013) 012012.
11. V. Vinciunaite, A. Grigonis, A. Medvid, **R. Zabels**, Changes in amorphous hydrogenated carbon films by ultraviolet and infrared laser irradiation, *Acta Physica Polonica A*, 123 (2013) 874-876.
12. F. Muktepavela, **R. Zabels**, V. Sursajeva, L. Grigorjeva, K. Kundzins, The role of nanopowder particle surfaces and grain boundary defects in the sintering of ZnO ceramics, *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 38 (2012) 012016.
13. **R. Zabels**, F. Muktepavela, L. Grigorjeva, Deformation behavior of nanostructured ZnO films on glass, *Thin Solid Films*, 520 (2012) 4685-4688.
14. A. Grigonis, R. Naujokaitis, A. Mychko, E. Dauksta, **R. Zabels**, Infrared and visible light pulsed laser irradiation of DLC films, *IOP 3rd International Conference - Radiation Interaction with Material and Its Use in Technologies 2010, Program and Materials, Interaction'2010* (2010) 337-340.
15. **R. Zabels**, F. Muktepavela, L. Grigorjeva, E. Tamanis, M. Mishels-Piesins, Nanoindentation and photoluminescence characterization of ZnO thin films and single crystals, *Optical Materials*, 32 (2010) 818-822.
16. F. Muktepavela, **R. Zabels**, The role of diffusion accommodation and phase boundary wetting in the deformation behavior of ultrafine grained Sn-Pb eutectic, *Defect and Diffusion Forum*, 297-301 (2010) 1002-1009.
17. F. Muktepavela, G. Bakradze, L. Grigorjeva, **R. Zabels**, E. Tamanis, Properties of ZnO coatings obtained by mechanoactivated oxidation, *Thin Solid Films*, 518 (2009) 1263-1266.
18. **R. Zabels**, F. Muktepavela, M. Chubarov, Nanomechanical properties and possible applications of mechanoactivated ZnO coatings, *Latvian Journal of Physics and Technical Sciences*, 46 (2009) 55-63.
19. F. Muktepavela, G. Bakradze, **R. Zabels**, The role of interphase boundaries in the deformation behaviour of fine-grained Sn-38wt.%Pb eutectics, *Latvian Journal of Physics and Technical Sciences*, 46 (2009) 33-43

## Nozīmīgākās zinātniskās konferences

1. **R. Zabels**, J. Maniks, I. Manika, Shear banding mechanism of plastic deformation in LiF irradiated with swift heavy ions, *Functional Materials and Nanotechnologies 2012 (FM&NT-2012)*, Riga, April 17-20, 2012, Abstract p. 129.
2. **R. Zabels**, K.Schwartz, I.Manika Swift heavy ion induced structural damage and hardening of MgO, *E-MRS 2012 Fall Meeting*, September 17-21, 2012, Warsaw, L26.
3. **R. Zabels**, I.Manika, K. Schwartz, J.Maniks, R.Grants, Structural and micromechanical changes in MgO after high-dose irradiation with swift heavy ions, *Functional Materials and Nanotechnologies 2013 (FM&NT-2013)*, Tartu, April 21-24, 2013, PO-26.
4. **R. Zabels**, I.Manika, K.Schwartz, J.Maniks, R.Grants. MeV-GeV ion induced dislocation loops in LiF crystals, *17<sup>th</sup> International Conference on Radiation Defects in Insulators (REI- 17)*, Helsinki, June 30 – July 5, 2013, Abstracts PB-11.
5. **R. Zabels**, I.Manika, K. Schwartz, J. Maniks, M. Sorokin, A. Dauletbekova, M. Zdorovets, Depth profiles of indentation hardness and dislocation mobility in MgO crystals irradiated with swift Kr and N ions, *9th International Conference Functional Materials and Nanotechnologies 2014 (FM&NT-2014)*, Riga, 29 September – 2 October, 2014, F-78, Abstract p. 343.

## **Pateicība**

Autors izsaka īpašu pateicību darba vadītājam Jānim Manikam un Virsmas fizikas laboratorijas kolēģiem – Ilzei Manikai, Fainai Muktepāvelai un Rolandam Grantam par atbalstu un konsultācijām darba tapšanas gaitā.

Pateicība sadarbības partnerim Prof. Kurtam Švarcam par ieguldījumu rezultātu apspriešanā, vērtīgām konsultācijām un apstarošanas eksperimentu veikšanu, kā arī pateicība Mihailam Sorokinam par dalību teorētiskajos aprēķinos.

Pateicība par finansiālo atbalstu šī darba tapšanā Eiropas Sociālā Fonda projektam „Atbalsts doktora studijām Latvijas Universitātē”.