

ისტორიული შესავალი

სალი მასალები, წარმოშობის ან შექმნის მიხედვით იყოფა ბუნებრივ (ალმასი, კორუნდი და სხვა) და სინთეზურ სალ მასალებად (ძნელად ღღობადი კარბიდები, ბორიდები, ნიტრიდები და სილიციდები); სინთეზურ მასალებს მიეკუთვნება აგრეთვე სილიციუმის კარბიდი, სილიციუმის ნიტრიდი, ბორის კარბიდი, კუბური ბორის ნიტრიდი, ხელოვნური ძვირფასი ქვები და სინთეზური ალმასი.

მეტალურგიისთვის, რომელიც საჭიროებს მასალებს სხმული მეტალოკერამიკული სალი შენადნობების დასამზადებლად, აუცილებელია, რომ მასალას მნიშვნელოვან სისაღესთან (მაგალითად, 8-9 მოოსის სკალით) და მაღალი ღღობის ტემპერატურასთან ერთად ჰქონდეს მეტალური ხასიათიც და შეეძლოს რკინის ჯგუფის მეტალებთან შეღღობა. თუ სპეციალისტთა ამ მოთხოვნებს გავითვალისწინებთ სალი მასალების კლასიფიკაციისთვის, მაშინ გამოვლინდება შემდეგი ორი ჯგუფი:

1. მეტალისებრი სალი მასალები – პერიოდული სისტემის 1V_a – VI_a გარდამავალი ჯგუფების მეტალების

ძნელად ღღობადი კარბიდები, ბორიდები, ნიტრიდები და სილიციდები.

2. არამეტალური სალი მასალები – ალმასი, კორუნდი და სხვა (ბუნებრივი და სინთეზური): სილიციუმის კარბიდი, ბორის ნიტრიდი, სილიციუმის ნიტრიდი და სხვა.

1-ელ ცხრილში წარმოდგენილია სალი მასალები კლასიფიკაციის ტიპის მიხედვით.

მეტალისებრი სალი მასალების ჯგუფი პრაქტიკულად ძნელად ღღობადი სალი მასალების იდენტურია, რომლებიც კ. ბეკერმა [1] განსაზღვრა, როგორც ნახშირბადის, ბორის და აზოტის ბინარული ნაერთები პერიოდული სისტემის 1V_a – VI_a გარდამავალი ჯგუფების მეტალებთან.

ისინი სხვა მეტალების, არამეტალების, აგრეთვე მეტალებისა და არამეტალების ნაერთებისაგან შემდეგი თვისებებით განსხვავდება:

1. ღღობის წერტილი ახლოსაა ნახშირბადისა და ძნელად ღღობადი მეტალების – ვოლფრამის, რენიუმისა და სხვა. ღღობის წერტილთან, ზოგიერთ შემთხვევაში კი მათ აჭარბებს.

ცხრილი 1. სალი მასალების კლასიფიკაცია

კლასიფიკაციის I ვარიანტი		კლასიფიკაციის II ვარიანტი	
ბუნებრივი სალი მასალები	სინთეზური სალი მასალები	მეტალისებრი სალი მასალები	არამეტალური სალი მასალები
• ალმასი • კორუნდი (ზუფმგარა-სახეები ფხვნილი, საფირონი, ლალი) • შპინელი • ირიკონი	• სინთეზური ალმასი; • წალღობი კორუნდი; • ზემგზვარი კორუნდი; • ზორის კარბიდი B₄C; • კუმური ზორის ნიტრიდი (ბორაზონი) BN • სილიციუმის კარბიდი SiC; • სილიციუმის ნიტრიდი Si₃N₄; • სილიციუმის ზორიდი SiB₆; • ალუმინის ნიტრიდი AlN; • ბერილიუმის კარბიდი BeC; • შედგენილი მასალები, მაგ., Si₃N₄+ SiC, B₄C+SiC, Al₂O₃+Mo₂C, BeC+WC; • პერიოდული სისტემის გარდა- მავალი მეტალების კარბიდები, ზორი- დები, ნიტრიდები და სილიციდები • სალი მასალების მყარი ხსნარები და შედგენილი სალი მასალები.	• პერიოდული სისტე- მის გარდამავალი მეტალების კარბიდები, ზორიდეები, ნიტრიდეები და სილიციდები: TiC, WC, TiB₂, TiN, TaN, MoSi₂, WSi₂ • სალი შენადნობების მყარი ხსნარები: TiC- TaC; TiC-WC; TiC-TiN; TiB₂-ZrB₂; MoSi₂-WSi₂. • შედგენილი მასალები, მაგ. TiC+TiB₂; ZrB₂+WSi₂; ZrC+B₄C; MoSi₂+SiC; Mo₂C+Al₂O₃; ZrB₂+B₄C; WC+Be₂C; • WC+Co+almasi • ბერილიუმის კარბიდი Be₂C; • რკინის კარბიდი Fe₃C; • ორმაგი და რთული კარბიდები Ca₂W₂C; Ni₃Mo₂C; (W,Cr,V,Mo)(Co,Fe,Ni)C. • მყარი ინტერმეტალური ნაერთები, მაგ., W-Re, Mo-Re, Nb-Re, W-Os, Mo-Re, W-Ir.	• ბუნებრივი და სინთეზური ალმასი; • ბუნებრივი და სინთეზური კორუნდი; • სალი მასალები: • ზორის კარბიდი B₄C; • კუმური ზორის ნიტრიდი (ბორაზონი) BN • სილიციუმის კარბიდი SiC; • სილიციუმის ნიტრიდი Si₃N₄; • სილიციუმის ზორიდი SiB₆; • ალუმინის ნიტრიდი AlN; • შედგენილი მასალები

2. სისაღე მოოსის სკალით, თითქმის გამონაკლისის გარეშე, იკავებს შუალედურ მდგომარეობას კორუნდისა და ალმასის სისაღეებს შორის ანუ 9-სა და 10-ს შორის.

3. ეს მასალები გამოირჩევა მაღალი ქიმიური მდგრადობით და კომპაქტურ მდგომარეობაში, თუ იგი ექვემდებარება რაიმე ქიმიურ ზემოქმედებას ოთახის ტემპერატურაზე, ძლიერკონცენტრირებულ მჟავათა ნარევი და ძლიერმჟანგავი ტუტოვანი გამხსნელები და ამავე დროს ძალიან ნელა მოქმედებს.

4. მეტალური ხასიათი (ზოხნვარება, თერმული და ელექტრული თვისებები).

5. თითქმის ყველას ახასიათებს ზეგამტარობა.

6. ამ მასალებს, როგორც წესი, აქვს რკინის ჯგუფის მეტალებთან შენადნობების წარმოქმნის უნარი. ხსნადობა, უმეტეს შემთხვევაში, მნიშვნელოვნადაა დამოკიდებული ტემპერატურაზე. ოთახის ტემპერატურაზე ის ხშირად უმნიშვნელოა.

7. ზოგიერთი გამონაკლისის გარდა, ახასიათებს ჩანერგვის სტრუქტურები და მაღალი დრეკადობის მოდული.

ბეკერის მიერ 1933 წელს გაკეთებული ეს ფორმულირება დღეს ნაწილობრივ სახეცვლილია. მის განმარტებაში სრუ-

ლად ვერ ჯდება სილიციდები, კოროზია და მხურვალმედვე სილიციუმის ნაერთები გარდამავალ მეტალებთან, შემდეგ ცნობილი შედარებით ადვილლობადი ქრომის კარბიდები, ვოლფრამისა და მოლიბდენის ნიტრიდები, რომლებიც მაღალ ტემპერატურაზე იშლება და ბოლოს მეტალების რბილი ბორიდები. სალ მასალებს შორის კარბიდები და ნაწილობრივ ბორიდები მეტალური ბზინვარების, ელექტრო- და თბოგამტარობის (სუფთა მეტალების დამახასიათებელი სიდიდის რიგის), წინააღობის დადებითი ტემპერატურული კოეფიციენტის, მაღალი სისალის, მნიშვნელოვანი დრეკადობის მოდულის და შესაბამისად დიდი სიმტკიცით გამოირჩევა მაღალი ტემპერატურისას, აგრეთვე კარგი ქიმიური მდგრადობის (ოთახის ტემპერატურაზე მაინც) გამო. კარბიდების ჯგუფიდან ტექნიკაში განსაკუთრებული მნიშვნელობა აქვს კოხალტითა და ნიკელით შეცემენტებულ WC, TiC, TaC, აგრეთვე VC, NbC და MoC. ისინი მჭრელი და ცვეთამედვეი მასალების დასაზაადებლად გამოყენებული ყველა თანამედროვე სალი შენადნობების საფუძველია.

ბორიდების ჯგუფიდან ტექნიკაში განსაკუთრებული მნიშვნელობა აქვს ტიტანისა და ცირკონიუმის დიბორიდებს,

რომლებიც სხვადასხვა ცვეთამედვეი დეტალების დასაზაადებლად გამოიყენება. გარდამავალი მეტალების ნიტრიდები და მათი მყარი ხსნარები კარბიდებსა და ბორიდებთან დღეისათვის მნიშვნელოვან ადგილს იკავებს ტექნიკაში. სილიციდების ნაწილმა, მოლიბდენის, ვოლფრამისა და ტიტანის დისილიციდებმა გამოყენება პოვა ჰაერის არეში მომუშავე გამახურებლებში, მათი განსაკუთრებული მხურვალმედვეობის გამო 1300–1700°C ინტერვალში. პერიოდული სისტემის VIII ჯგუფის მეტალები – რკინა, კოხალტი და ნიკელი მნიშვნელოვანი შემამჭიდებელი მეტალებია კარბიდების ზაზაზე შექმნილ სალ შენადნობებში, ამავე დროს ამ მეტალების შელდობის უნარს, ერთი მხრივ, სალ მასალებთან და, მეორე მხრივ, ნახშირბადთან, ბორთან, აზოტსა და სილიციუმთან დიდი მნიშვნელობა ენიჭება მეტალოკერამიკული სალი შენადნობების მეტალურგიაში. Fe₃C მდგრადია ოთახის ტემპერატურაზე მაშინ, როცა ნიკელი და კოხალტი არ წარმოქმნის სტაბილურ კარბიდებს, მაგრამ წარმოქმნის მდგრად ორმაგ კარბიდებს იმდენად, რამდენადაც პერიოდული სისტემის IV_a - VI_a ჯგუფების გარდამავალი მეტალების კარბიდების ხსნადობა კოხალტსა და ნიკელში ამ მეტალების ლდობის ტემპერატურაზე შედარე-

ბით დიდია, ხოლო ოთახის ტემპერატურაზე – ძალიან მცირე, კობალტი და ნიკელი მყარი ხსნარების დასაშვა-
დებლად შესაფერის მაცემენტებელ მეტალეზად ითვლება.

მე-2 ცხრილში მოცემულია პერიოდული სისტემის IVა - VIა ჯგუფების გარდამავალი მეტალების მნიშვნელოვანი ნაერთები ნახშირბადთან, აზოტთან, ბორსა და სილიცი-
უმთან, უმეტესად მონოკარბიდები, მონონიტრიდები, დიბო-
რიდები და დისილიციდები, აგრეთვე მათი კრისტალური სტრუქტურა, ლღობის ტემპერატურები, სისაღის მნიშვნე-
ლობები და ელექტროგამტარობა ისეთ შემთხვევაში, როდესაც ისინი ცნობილია. ლღობის ტემპერატურის შესახებ საინტერესოა აღინიშნოს, რომ როგორც სუფთა მეტალები, იგი ჯგუფის შიგნით იზრდება რიგითი ნომრის გაზრდით. სისტემის IVა ჯგუფიდან V და VIა-ზე გავლით, ე.ი. მარცხნიდან მარჯვნივ ლღობის ტემპერატურა ეცემა მაშინ, როდესაც მეტალებისა იზრდება.

ცხრილი 2. ნახშირბადთან, აზოტთან, ბორსა და სილიციუმთან გარდამავალი მეტალების სალი ნაერთების ზოგიერთი თვისება

IV _a	V _a	VI _a	IV _a	V _a	VI _a
TiC წდკ	VC წდკ	Cr3C2	TiN წდკ	VNწდკ	Cr₃N წდკ
ტლ 3160	2830	1895 იმლება	2950	2050	1500
R 68	60		11,1	86	
H3200	2950	2280	2450	+9	
ZrC წდკ	NbC წდკ	Mo₂C ჰქეს	ZrN წდკ	NbN წდკ	Mo₂N წდკ
ტლ 3530	3500	2400 იმლება	2980	2300 იმლება	იმლება
R 42	35	133	13,6	≈200	
H2560	2400	1950	1990	+8	
HfC	TaC წდკ	WC ჰქეს	HfN წდკ	TaN წდკ	W₂N წდკ
ტლ 3890	3780	2600 იმლება	2700	3090	იმლება
R 37	25	22	26	135	
H2700	1790	2080	2000	3240	
TiB₂ ჰქეს	VB₂ ჰქეს	CrB₂ ჰქეს	TiSi₂ ჰქეს	VSi₂ ჰქეს	CrSi₂ ჰქეს
ტლ 2900	2400	2200	1540	1650	1550
R 9	38	56	18	665	>250
H3480	2080	2250	620	960	1100
ZrB₂ ჰქეს	NbB₂ ჰქეს	MoB₂ ჰქეს	ZrSi₂ რომბული	NbSi₂ ჰქეს	MoSi₂ ტეტრაედრ
ტლ 2990	3000	2100	1520 იმლება	1950	2050
R 7	12	30	75	50,4	21,5
H2200	2600	≈3000	1030	700	1290
HfB₂ ჰქეს	TaB₂ ჰქეს	W₂B₂ ჰქეს	HfSi₂ რომბული	TaSi₂ ჰქეს	W₂Si₂ ტეტრაედრ
ტლ 3250	3150	≈2300	≈2000 იმლება	2200	2160
R 15,8	21	21	8	46	12,5
H2900	2200	2700	870	1200	1090

წდკ – წახნაგდაცენტრილი კუბური მესერი

ჰქეს – ჰექსაგონური მესერი

R - ხვედრითი ელექტროწინაღობა, მკ ომ . სმ

ტლ – ლღობის ტემპერატურა, °C

H - მიკროსისალე

მეტალისებრი სალი მასალების წინასტორია მჭიდროდაა დაკავშირებული მჭრელი მასალების განვითარებასთან, ნახშირბადშემცველი ფოლადებიდან ლეგირებული ფოლადის გავლით, სწრაფმჭრელი ფოლადებამდე და თანამედროვე მეტალოკერამიკულ სალ შენადნობებამდე. ეს უკანასკნელი ძირითადად შედგება TiC, WC და TaC-საგან ან მათი ნარეგების, ან კობალტის მყარი ხსნარებისაგან შემკვრელის სახით. სალი შენადნობების ცვეთამედეგობა, სისაღე და მჭრელი თვისებები განპირობებულია მათში მეტალთა კარბიდების შემცველობით. მიუხედავად იმისა, რომ ნახშირბადიანი ფოლადის უნარი წრთობისადმი უკვე დიდი ხანია ცნობილია, როგორც ფოლადს, რომელსაც XIX საუკუნის მეორე ნახევარში მეტალთამცოდნეების წყალობით მოხერხდა, რომ გამოეყოთ რკინის კარბიდი Fe_3C – ცემენტტი. ამის შემდეგ ქიმიკოსები მუშაობდნენ სუფთა კარბიდის მიღებაზე ექსტრაქციის შესაფერისი მეთოდების დახმარებით. სუფთა რკინის კარბიდის კვალდაკვალ მიიღეს ვოლფრამისა და ტიტანის კარბიდები. შემდგომში მიღებულ იქნა რკინის ორმაგი კარბიდები ქრომსა და ვოლფრამთან, აგრეთვე ვანადიუმის სუფთა კარბიდი – სალი მასალები, რომლებიც საფუძველი გახდა თანამედროვე სწრაფმჭრელი ფოლადების

დასამუშავებლად [2-5]. კარბიდებისა და სალი მასალების სისტემატური შესწავლა ითვლება ფრანგი ქიმიკოს ხ. მუასანის [6] დამსახურებად, რომელმაც აჩვენა თუ როგორ შეიძლება ელექტრული რკალის დახმარებით საჭირო ტემპერატურის მიღწევა კარბიდების მისაღებად და მისი რეგულირება.

1914 წელს ო. ჰონიგშმიტმა [7], რომელიც იყო პიონერი სილიციუმის ქიმიის სფეროში, თავის წიგნში “კარბიდები და სილიციდები” გამოთქვა მოსაზრება: “ხ. მუასანმა მოგვცა კარბიდების ქიმიის საფუძვლები და მიიყვანა იმ წერტილამდე, რომელზედაც დღეს ვიმყოფებით. მან აქამდე ყველა ცნობილი კარბიდი მიიღო ელექტროლუმელში და შემდგომ ნახსენები ყველა მეთოდით გააკეთა ანალიზი მათი ფიზიკური და ქიმიური თვისებების შესახებ. ამრიგად, ექსპერიმენტული მონაცემების საფუძველზე, მან შეძლო დაეზუსტებინა, რომ კარბიდები შეუცვლელად ფლობს მარტივ ფორმულას და ნახშირბადი თითქმის ყველა ელემენტთან მხოლოდ ერთ ნაერთს წარმოქმნის”.

ხ. მუასანის, ლ. ტრუსტის და ე. ვედეკინდის, აგრეთვე უფრო გვიანი მკვლევრების, კერძოდ ო. რუფის და ო. ხე-მინგშმიდტის სამუშაოები სუფთა თეორიულ ინტერესს

წარმოშობს სალი მასალების საფუძვლების შესასწავლად. გარდამავალი მეტალების სალი და ძნელღებადი კარბიდებისათვის იმ მომენტში მათ ვერ იპოვეს გამოყენების ვერანაირი სფერო, რადგან მაშინ მრეწველობის სხვადასხვა დარგი არ უყენებდა თავის მოთხოვნებს. XX საუკუნის დასაწყისში, ელექტროტექნიკის განვითარებასთან დაკავშირებით, განსაკუთრებით განათების ნათურების წარმოებაში (1909 წელს კ. კულიდჟიმ საწარმოო მასშტაბით მიიღო ვოლფრამის მავთული განათების ნათურებისათვის შეცხოების გზით), გაიღვიძა ინტერესმა ძნელღებადი მეტალების მიმართ, როგორც მასალების განათების სპირალებისათვის. კვლევა გავრცელდა გარდამავალი მეტალების ნიტრიდებზე და ბორიდებზე, რომლებიც აგრეთვე აღმოჩნდა ძნელღებადი და კარგი ელექტროგამტარი. ამ დროს იყენებდნენ მეტალების მყარ ან აირად კარბიდწარმოქმნელ ნივთიერებებთან ურთიერთქმედებას. უმეტეს შემთხვევაში, ნიტრიდებს იღებდნენ მეტალების ურთიერთქმედებით აზოტთან ან ამიაკთან ოქსიდ მურის ნარევის გახურებით ზემოაღნიშნულ აირებთან. ამ მეთოდების აღმოჩენა მჭიდროდა დაკავშირებული შემდეგი მკვლევრების სახელებთან: ე. ფიდრიხი და ლ. ზიტტიგი, კ. აგტე და კ. მოერსი, გ. ალტერტუმი,

კ. ბეკერი და სხვა. ამ დროის შუალედში დეტალურად იქნა შესწავლილი კარბიდების, ნიტრიდებისა და ბორიდების თვისებები, განსაკუთრებით მათი ლღობის ტემპერატურები, აგრეთვე ელექტროგამტარობა, ე.ი. მაჩვენებლები, რომლებიც პირველ რიგში აინტერესებდათ ელექტრონათურების სპეციალისტებს. ვაკუუმური ტექნოლოგია დაამუშავეს კ. აგტემ და კ. მოერსმა, რომლებმაც წანაზარდის მეთოდით მიიღეს კარბიდების, ნიტრიდებისა და ბორიდების ფენები. ძნელღებადი კარბიდების საწინააღმდეგოდ, ძნელღებადმა ნიტრიდებმა და ბორიდებმა შემდგომში შეიძინა უპირატესად თეორიული ინტერესი. მხოლოდ ტიტანის ნიტრიდი, რომელიც მაღალტემპერატურული ღუმელის ამონაგზია მყარი ხსნარის TiC-TiN სახით, სალი შენადნობის - WC-TiC-Co უცვლელი თანამზავრები აღმოჩნდა.

სალი მასალებით, განსაკუთრებით ვოლფრამის კარბიდით, დაინტერესებული იყო ელექტრონათურების მრავალი საწარმო, რომლებიც იყენებდა საწარმოო აღმასებს არა მხოლოდ მაღალი ლღობის ტემპერატურის გამო, არამედ მაღალი სისალისა და ცვეთამდეგობის გამო. ვოლფრამის მავთულის მისაღებად ძვირად ღირებული ალმასის ნაცვლად ცდილობდნენ გამოეყენებინათ პირველად სხმული

ვოლფრამის კარბიდი, შემდეგ შეცხოვილი ვოლფრამის კარბიდი და ბოლოს, 1923 წლიდან მოყოლებული, ვოლფრამის კარბიდი კობალტის შემკვერელით, რამაც გასაოცარი წარმატება მოიტანა. მეტალოკერამიკული სალი შენადნობის ვოლფრამის კარბიდ-კობალტის აღმოჩენა მჭიდროდა დაკავშირებული შემდეგ სახელებთან: კ. შრიოტერი, ფ. სკაუპი და მათი თანამშრომლები. ტიტანის კარბიდის მნიშვნელობა მეტალოკერამიკული და სხმული სალი შენადნობებისათვის აღმოაჩინეს გ. ფუკსმა და ა. კოპიცემ, ასევე პ. შვარცოფმა და მისმა თანამშრომლებმა.

მეტალოკერამიკული სალი შენადნობების ჭრისათვის წარმატებულმა განვითარებამ და მათი წარმოების სრულყოფის მცდელობამ, აგრეთვე კარბიდის საფუძველზე ახალი სახეობის პოვნამ მასალათმცოდნეების დიდი ინტერესი გამოიწვია სუფთა სალი მასალებისადმი. ვ. საიკსი, ა. ვესტგერნი, აგრეთვე გ. ფრაგმენი. უფრო დაწვრილებით სწავლობდნენ ზოგიერთი მეტალის კარბიდებს, განსაკუთრებით W-C, Mo-C. განსაზღვრეს მეტალების ნაერთების სტრუქტურა წყალბადთან, ნახშირბადთან, აზოტსა და ბორთან. ა. ხეგმა ჩანერგვის სტრუქტურის უპირატესობა დაამტკიცა.

მას შემდეგ, რაც გაირკვა, რომ მრავალრიცხოვან კარბიდებსა და ნიტრიდებს აქვს უნარი ერთმანეთთან წარმოქმნას მყარი ხსნარები [8], შეისწავლეს მეტალოგრაფიულად და რენტგენოსტრუქტურულად ფსევდობინარული და ფსევდოსამაგი სისტემები. პირველი კვლევები ჩაატარეს კ. აგტემ და გ. ალტერტუმმა, რომლებმაც გამოავლინეს კარბიდ-კარბიდი და კარბიდ-ნიტრიდის სისტემებში ლდობის ტემპერატურის მაქსიმუმები, აგრეთვე მეტალოგრაფიული კვლევებით შეისწავლეს შეცხოვილი და მყარი ხსნარები. კარბიდული სისტემების კვლევა შეზღუდული და შეუზღუდავი ურთიერთხსნადობით იქნა ჩატარებული ბოლო პერიოდში. საჭიროა მკვლევართა სახელების დასახელება: ა. კონალსკი, ხ. ნოვოტნი, რ. კიფერი და ფ. ბენეზოვსკი, ა. მეტკალფი, დ. ნორტონი და ა. მაუერი, რ. დუვეცი და ფ. ოდელი, გ. ბრაუერი, გ. მეერსონი, გ. სამსონოვი, ნ. შენბერგი და სხვები. მიუხედავად იმისა, რომ ნიტრიდები, განსაკუთრებით ბორიდები, სალი მასალების შესწავლისას, უმეტეს შემთხვევაში, მოხვდა განსახილველ სფეროში, კვლევები ნიტრიდებზე და ბორიდებზე ძლიერ ჩამორჩება. უკანასკნელ წლებში ინტენსიურად დაიწყო ამ მასალების შესწავლა, განსაკუთრებით ბორიდების. დადგენილია, რომ

არსებობს ბორიდები მაღალი ლღობის ტემპერატურით, მნიშვნელოვანი სისალით და კარგი ელექტროგამტარობით და ერთდროულად ხენჯმედეგია. ეს თვისება, კარგ სიმტკიცესთან ერთად, მნიშვნელოვანია ტურბინის ნიჭების, რეაქტიული ძრავების, რაკეტების საჭმენის და სხვა მაღალტემპერატურული დეტალების დასამზადებლად

1902 წელს პირველად გამოქვეყნდა პატენტი ტანტალის კარბიდის, როგორც მასალის ვარვარების ძაფების დასამზადებლად ელექტრონათურებში. ხოლო 20 წლის შემდეგ მოხერხდა ტანტალის მავთულისაგან მიეღოთ სპირალი ვარვარებისათვის. პ. შვარცკოფმა რეკომენდაცია მისცა ამ მიზნისათვის გამოეყენებინათ ბორიდები. ამჟამად წარმოებაში. გამოიყენება ზოგიერთი დიბორიდის მდგრადობა თხევადი ლითონების აგრესიის მიმართ, განსაკუთრებით ალუმინის მიმართ.

გარდამავალი მეტალების ბორიდები სუფთა სახით მიიღო ლ. ანდრიიომ ელექტროლიზის გზით გალღობილ გარემოში. მოგვიანებით სხვა მეცნიერებმაც გამოიყენეს ეს მეთოდი სხვა ბორიდების მისაღებად. ბორიდების სტრუქტურის შესწავლაში ყველაზე დიდი დამსახურება მიუძღვით

რ. კისლინგს, დ. ნორტონს, გ. ბლიუმენტალს, ლ. ბრიუერს, ვ. სამსონოვს.

შედარებით ადრე ცნობილი სილიციდები სუფთა სახით ხ. მუასანმა და ო. ხემინშმიდტმა მიიღეს. მათ თავიდან არ ჰქონდათ პრაქტიკული გამოყენება. სილიციდები არ ხასიათდება მნიშვნელოვანი სისალით და მაღალი ლღობის ტემპერატურით, მაგრამ მაღალ ტემპერატურაზე ჰაერზე ხენჯმედეგია. ისინი იმავე მიზეზით, როგორც ბორიდები ბოლო პერიოდში უფრო წარმატებით გამოიყენება. $TiSi_2$, $MoSi_2$ სილიციდები გამოიყენება გამახურებლების სახით, რომლებიც ჰაერზე 1500-1700°C მუშაობს. აღსანიშნავია სილიციდების სტრუქტურის შესწავლის მცდელობა. ამ სფეროში დიდი სამუშაო ჩაატარა გ. ვალბაუმმა.

Ti-Si, Zr-Si, Hf-Si, V-Si, Nb-SiCr-Si, Mo-Si, W-Si-ის სისტემების ღრმა შესწავლა, სხვადასხვა სილიციდური ფაზის ურთიერთხსნადობისა და სილიციდების სტრუქტურის გამოვლენა უმეტესწილად მოცემულია ხ. ნოვოტნის, რ. კიფერის, ფ. ბენეზოვსკის და მათი თანამშრომლების ნაშრომებში.

სინთეზური ძნელღღობადი სალი მასალების საწარმოო მასშტაბით გამოყენების ისტორია, განსაკუთრებით სუფთა

კარბიდების ასეთია: ერთ-ერთი პირველი სალი მასალა, რომელიც საწარმოო მასშტაბით გამოუშვეს იყო სილიციუმის კარბიდი. ამ მასალებზე უამრავი მეცნიერი მუშაობდა, მაგრამ სერიული დამზადების პრიორიტეტი ეკუთვნის ე. აჩესონს. სილიციუმის კარბიდი, რომელსაც ხშირად კარ-ბორუნდს უწოდებენ, როგორც საშლიფი მარცვალი, გამოა-ძევებს მრავალი პოზიციიდან კორუნდს, ხშირად ალმასსაც. სილიციუმის კარბიდს, მისი დაჟანგვისადმი განსაკუთ-რებული სიმტკიცისა და მუხრვალმდეგობის გამო, ხშირად იყენებენ ღუმლების ამონაგის სახით, ხოლო ქიმიურ მრეწ-ველობაში – მჟავაგამძლე ჭურჭლის სახით. ამავე მიზეზების გამო, სილიციუმის კარბიდი ითვლება საწყის მასალად მაღალტემპერატურული გამახურებლების დასამზადებლად.

ბ. მუასანმა 1900 წელს გამოთქვა მოსაზრება, რომ ტიტანის კარბიდისგან, განსაკუთრებით ბორის კარბიდი-საგან ალმასის გახეხვა შესაძლებელია, რომელიც შემდგომი 15 წლის განმავლობაში გამოიყენეს შეცვლილი ფორმით. ბორის კარბიდის დახმარებით (ზოგჯერ ალმასის ფხვნილის დამატებით) შესაძლებელია გახეხვა და მსხვილგაბარიტიანი სალი შენადნობების შტამპების პოლირება. 1909 წელს საათების ქვებისათვის შესთავაზეს ვოლფრამის კარბიდი-

საგან დამზადებული ბურთულები, ეს იყო დაპატენტებული იდეა, რომელმაც ვერ პოვა სამრეწველო გამოყენება. 1914 წელს გ. ლომანმა მიიღო სხმული ვოლფრამის კარბიდ-მოლიბდენის კარბიდის დამატებით და მის გარეშე.

გ. ლომანი ითვლება თანამედროვე სალი მასალების ფხვნილოვანი მეტალურგიის ფუძემდებლად გ. ფუკსთან ერთად, რომლებმაც პირველად შესთავაზეს შეეყვანათ ტი-ტანის კარბიდი ვოლფრამის კარბიდი კობალტ-ნახშირბადის შენადნობში, გ. ბაუმგაუერი, რომელმაც გაჟღენთა ვოლფ-რამის კარბიდის ჩონჩხი კობალტით და კ. შრეტერი, რომელიც შეეცადა დაემზადებინა ვოლფრამის კარბიდი – კობალტის ტიპის მეტალოკერამიკული შენადნობები. პ. შვა-რცკოფმა თანამშრომლებთან ერთად დიდი წვლილი შეიტანა სალი შენადნობების განვითარებაში ისეთი მასალების დასამუშავებლად, რომლებიც ბურბუმელას იძლეოდა, შეს-თავაზა რა გამოეყენებინათ მყარი ხსნარები კარბიდების მეტალის შემკვრელით. შეცხოვის პროცესის წყალობით იზ-რდება ბორიდებისა და ნიტრიდების გამოყენების სფერო მჭრელი მასალების სახით. მეტალოკერამიკული სალი შე-ნადნობები გამოიყენება ქიმიურ მრეწველობასა და ხელ-

საწყობთმშენებლობაში, როგორც კოროზიულად მედეგი და მხურვალე გამძლე მასალები.

ამჟამად სალი მასალების გამოყენებით დაინტერესებულია მრეწველობის მრავალი დარგი: ვაკუუმური ტექნიკა, ელექტრონათურების წარმოება, გამამდიერებლების, რადიომილაკების, ღუმლების, სახეხი საშუალებების, საათების წარმოება და სხვა. უფრო მეტად წარმატებულია თანამედროვე სალი შენადნობების გამოყენება მჭრელი მასალებისათვის. ბორიდები და სილიციდები გამოიყენება, როგორც მაღალცეცხლგამძლე, კოროზიამედეგი და ხენჯმედეგი მასალები.

ლიტერატურა

1. Bekker K. Hochschmelzende Harstoffe und ihre technische Anwendung, Verlag Chemie, Berlin, 1933.
2. Arnold J. O. Read A.A. J. Iron and Steel Inst., 1912 bd.85. s. 22-215.
3. Shimer P.W. Chem. News. 1887, v. 55, p.58-156.
4. Р. Киффер, Ф Бенезовский Твердые материалы, Издательство «Металлургия» Москва 1968 стр. 7-20.
5. Mueller F.C. G.Z. Ver. Dtsch. Ing. 1878, Bd. 22. S. 456.
6. Moissan H. der electrische Ofen, Berlin. 1900.
7. Honigschmidt O. Karbide end Silizide, W. Knapp, Hall/Sal, 1914.
8. Kollenberg W.-Technische Keramik, Vulkan-Verlag ESSEN. 2004.

თავი 1. კერამიკაში არსებული მყარი ფაზების მახასიათებელი თვისებები

კერამიკული მასალები შეიძლება იყოს მონოკრისტალების სახით, ამორფული ან შედგებოდეს ორი ან მეტი კრისტალური და ამორფული ფაზებისაგან. ფორვანი სივრცე მატრიცაში ასევე მრავალი კერამიკული მასალების ძირითადი და მნიშვნელოვანი ფაზაა. კერამიკულ მასალათა და კომპოზიციათა თვისებების შესწავლისა და გაგებისათვის არსებითს წარმოადგენს მონოკრისტალებისა და არაკრისტალური მყარი სხეულების თვისებების ცოდნა. მნიშვნელოვანია აგრეთვე ცალკეული ფაზების განხილვა მათი წარმოშობასთან კავშირის გარეშე და სხვა ფაზების ზეგავლენით წარმოქმნილი ეფექტების გაუთვალისწინებლად. მნიშვნელოვანი პარამეტრია მესერში ატომთა განლაგება და მათ შორის ურთიერთქმედების ძალების განხილვა. არაკრისტალური მყარი სხეულების სტრუქტურა სრულად განსხვავდება კრისტალების სტრუქტურისაგან და მრავალი მათი თვისება მჭიდროდაა დაკავშირებული მატრიცაში ატომთა განლაგების არაკრისტალურ ხასიათთან.

როგორც კრისტალურის, ისე არაკრისტალური მასალების აგებულება ხშირ შემთხვევაში განსხვავდება იდეალურისაგან, ამიტომ მნიშვნელოვანია სტრუქტურული არასრულყოფილების შესწავლა, წარმოქმნა და მათი თვისებები, ფაზათა ზედაპირებისა და გამყოფი საზღვრების განხილვა და ბოლოს ატომთა მოძრაობის საკითხები, რითაც განპირობებულია მყარი სხეულის ბევრი თვისება და კავშირი მასალის სტრუქტურასთან.

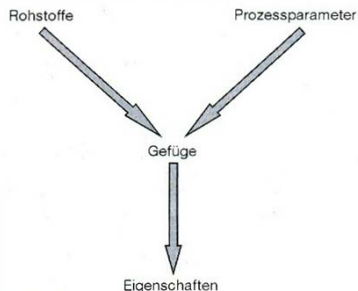
1.1. სტრუქტურა

კერამიკული მასალები ხშირად შედგება მრავალი და უმრავლეს შემთხვევაში სხვადასხვა კრისტალისაგან, შესაბამისად მარცვლებისაგან. არაიშვიათად მატრიცაში გვხვდება ფორები და მინისებრი ფაზა. ამ ფაზების რაოდენობა და სახეობა როგორც მათი ზომები, ფორმა, ორიენტაცია და განაწილება მატრიცაში, აღინიშნება როგორც სტრუქტურა. სტრუქტურა მნიშვნელოვნად განსაზღვრავს კერამიკული მასალების თვისებებს. ამდენად, კერამიკულ მასალებს ერთნაირი ქიმიური შედგენილობით მკეთრად განსხვავებული

თვისებები შეიძლება ჰქონდეს, რასაც ასევე სტრუქტურის განსხვავებამდე მივყავართ.

სტრუქტურა ყალიბდება და განისაზღვრება საწყისი ნედლეული მასალებისა (ფხვნილი, დანამატები) და ტექნოლოგიური პროცესის პარამეტრებისაგან (მოზადება, ფორმის მიცემა, გამოწვა) (სურ. 1.1). სტრუქტურის ოპტიმირებით შესაძლებელია მასალის თვისებები წინასწარ დავაპროექტოთ.

ზანდერის [1.1] მიხედვით, სტრუქტურა განისაზღვრება როგორც განსახილველი მასალის ყველა მოცულობითი მონაცემის ჯამი.



სურ 1.1. სტრუქტურისა და თვისებების დამოკიდებულება ნედლეულებსა და ტექნოლოგიურ პარამეტრებზე

სტრუქტურის განმარტება მოიცავს მის გეომეტრიულ ფორმებს, აგებულებას და ფიზიკურ მონაცემებს (ფუნქციური სტრუქტურა). გეომეტრიულ მონაცემებში, რომლებიც წარმოქმნის სტრუქტურულ ფორმებს, მოიაზრება განსახილველი უზნის შემადგენელი ნაწილების სახეობა, რაოდენობა, სიდიდე, ფორმა, განლაგება და ორიენტაცია. ფიზიკურ მონაცემებში, რომლებიც ფუნქციონალურ სტრუქტურას ქმნის, მოიაზრება ფიზიკური და განსაკუთრებით ე.წ. მიმართულებასთან დაკავშირებული ფიზიკური თვისებები (მაგ. მაგნეტიზმი, თერმული გაფართოება, თბოგამტარობა). ფორმისა და ფუნქციური სტრუქტურის განმარტება აღიწერება განცალკევებულად, მაგრამ ყოველთვის განიხილება ურთიერთდამოკიდებულებაში. ამ მონაცემების ერთ ნაწილს აქვს სკალარული, ¹ ხოლო მეორეს – ვექტორული ² თვისება, როდესაც სტრუქტურის სკალარული შემადგენლები გაიზომება, შესაბამისად გვექნება წარმოდგენა თვისებებზე ან მათ განაწილებაზე.

¹ სკალარული – საფეხურებრივი მნიშვნელობა. ყოველი მნიშვნელობა ერთი რიცხვით გამოიხატება.

² ვექტორული სიდიდე, რომელიც აღინიშნება არა მარტო რიცხობრივად, არამედ მიმართულებითაც. მიმართული მონაკვეთი – წერტილთა წყვილი აღებული გარკვეული მიმართულებით ან მოწესრიგებულობით.

1. მარცვალთა გარკვეული სახეობის, სიდიდის და რაოდენობიდან გამომდინარე, შესაძლებელია ჯამური მოცულობითი წილის ან ჯამური წონითი წილის მიღება.

2. მარცვლის ყოველი სახეობის მიხედვით შესაძლებელია მარცვალთა საშუალო ზომის ან მარცვლის ზომის მიხედვით მათი გადანაწილების სიხშირის მონაცემების გამოანგარიშება.

3. მარცვლების ფორმა შეიძლება აღიწეროს, როგორც იზოთერმული, ლეროსებრი, ფირფიტოვანი, იდეალურად მრგვალი ან ელიფსოიდური.

4. მარცვალთა საზღვრები შეიძლება დახასიათდეს, როგორც ერთმანეთში გარდამავალი და შესაძლებელია რიცხობრივად გამოიხატოს.

სტრუქტურის ფორმის სკალარული სიდიდეებიდან, ხშირ შემთხვევაში, მოცემულია ფუნქციური სტრუქტურების სკალარული სიდიდეები. ასე, მაგ., მარცვალთა სახეობის მიხედვით შესაძლებელია სიმკვრივე ან თბოტევადობა იქნეს გამოანგარიშებული.

სტრუქტურის ჰომოგენურობა განისაზღვრება მარცვალთა ზომების, ფორმის და სახეობის მიხედვით. ეს, რა თქმა უნდა, აღიწერება მასალის განსახილველი უბნიდან.

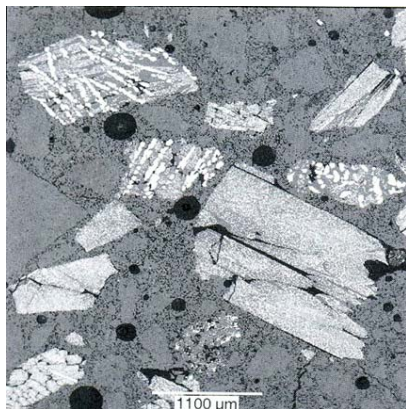
სტრუქტურა, რომელიც მაღალი გადიდების დროს, მარცვალთა ზომების სხვადასხვა სიდიდის გამო (მარცვალთა ზომების მიხედვით გადანაწილება მატრიცაში) არაჰომოგენურად მოჩანს, მცირე გადიდების შემთხვევაში, ჰომოგენურად დაიშვიროს. მსგავს შემთხვევასთან გვაქვს საქმე კრისტალების ელემენტარული უჯრედების აღწერის დროს.

საწყისი ფხვნილების კრისტალიზაციაზე დამოკიდებულიებით, დამუშავებისას და განსაკუთრებით სინთეზის პროცესში, კრისტალური ფაზები შესაძლებელია წარმოიქმნას იდიომორფულად ³ ან ქსენომორფულად⁴. იმ შემთხვევაში, თუ სტრუქტურაში ერთზე მეტი ფაზა წარმოიქმნება, განასხვავებენ სტრუქტურის ორ ძირითად ტიპს – მკვრივად ჩაწყობილი სტრუქტურა და არაერთგვაროვანი სიდიდის მარცვლოვანი სტრუქტურა. მეორე შემთხვევაში წარმოიქმნება სულ მცირე, ერთი არაერთგვაროვანი სიდიდის მარცვლები. მისი ნაწილაკები განთავსებულია უწყვეტ ფაზაში (მატრიცის ფაზა) და მისი საშუალებით

³ იდიომორფული ფორმა მულიტის კრისტალებისა მიიღება ფაიფურში, ვინაიდან ამ შემთხვევაში კრისტალები რეაქციის შედაგად წარმოიქმნება და შეუზღუდავად შეიძლება გაიზარდონ.

⁴ ქსენომორფული ფორმა წარმოიქმნება იქ, სადაც, გარემო პირობების გამო, მარცვლების ზრდა სინთეზის პროცესში შეზღუდულია.

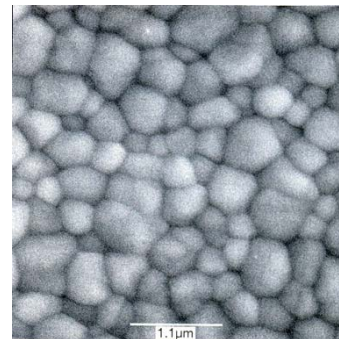
ერთმანეთისაგან იზოლირებულია. ცეცხლგამძლე მასალე-
ბის ეს ტიპური სტრუქტურა ამ ზომით და არაერთგვაროვანი
ფრაქციით, რომელიც წვრილმარცვლოვან მატრიცაშია
განთავსებული, შეესაბამება არაერთგვაროვანი სიდიდის
მარცვლოვან სტრუქტურას (სურ 1.2).



სურ.1.2. არაერთგვაროვანი სიდიდის მარცვლოვანი
სტრუქტურის მაგალითი. ალუმინ/ზლიტის მასალა
მაღალი მედეგობით ტემპერატურული შოკების
მიმართ. იდიომორფული სტრუქტურა

მკვრივად ჩაწყობილი სტრუქტურა განიხილება საპი-
რისპიროდ, როდესაც ერთი ან რამდენიმე ფაზა თანაბრად
წარმოიქმნება და ყველა მარცვალი ამ ფაზებისა დაახლო-
ებით მსგავსი ზომის სიდიდითაა განლაგებული.

ასეთი მკვრივად ჩაწყობილი სტრუქტურის ქსენომორ-
ფული მარცვლების შესახებ მაგალითის სახით შეიძლება
მკვრივი წვრილდისპერსიული ZrO_2 მასალა მოვიყვანოთ
(სურ 1.3).



სურ. 1. 3. ცირკონიუმის ჟანგის მკვრივად
ჩაწყობილი სტრუქტურის მაგალითი.
ქსენომორფული სტრუქტურა

სტრუქტურული ფაზების ორიენტაცია შეიძლება იყოს სტატისტიკურად და მიმართულად. ასევე შეიძლება ეს ითქვას კრისტალებზე და ამით ტექსტურის ანალიზი აღიწეროს. ასეთი მიდგომა შეიძლება გამოყენებულ იქნეს აგრეთვე მარცვლების ფორმის ან ფორების მოწესრიგებულობის მიმართ. იმ შემთხვევაში, თუ არსებობს გამოვლინება გადახრისა სტატისტიკურად ორიენტირებული მდგომარეობიდან, საქმე გვაქვს ანიზოტროპიასთან. ამ შემთხვევაში არ არის აუცილებელი ვიმსჯელოთ მთლიანად სტრუქტურის ანიზოტროპიაზე. მაგ., იზოტროპიულ მატრიცაში შეიძლება იყოს ანიზოტროპიული ღეროსებრი მარცვლები. მარცვლების საშუალო ზომის გამომავალიშემა მარცვალთა ფორმის არათანაბრობის გამო, არ არის არაპრობლემური. სტრუქტურული შედგენილობის ზომების პრაქტიკაში გამოყენებული გათვლები დაფუძნებულია მარცვალთა სასაზღვრო ხვედრითი ზედაპირების საშუალო ხაზობრივი ზომების d მონაცემებზე [1.2]

$$d = l_0 / N,$$

სადაც N მარცვლების რაოდენობაა, რომლებიც გაზომვის ხაზობრივი სიგრძიდან l_0 გამოითვლება. მარცვალთა სასაზ-

ღვრო ფართობი S მარცვალთა სიდიდის უკუპროპორციულია

$$d = 4 / S_v$$

აქედან გამომდინარე, ერთფაზიან მყარ სხეულში 10 მკმ მარცვლების საშუალო ზომით, მარცვალთა სასაზღვრო ზედაპირის ფართობის სიმკვრივე მიიღება $0,4 \text{ მ}^2/\text{სმ}^3$, ხოლო 1 მკმ ზომის მარცვალთა საზღვარი ზედაპირის სიმკვრივეს ზრდის $4 \text{ მ}^2/\text{სმ}^3$ -მდე.

იმ შემთხვევაში, როდესაც სტრუქტურის ნაწილებს ერთნაირი ზომა და ფორმა აქვს, შედარებით ადვილია ფორმის პარამეტრის განსაზღვრა. ამ შემთხვევაში საკმარისია მათი ფორმა განისაზღვროს, როგორც სფეროსებრი. სტრუქტურის ცალკეული შედგენილობის დახასიათება ხდება მათი კვეთის ფორმის თანამიმდევრობითი განვითარების კოეფიციენტით ან სხვადასხვა ზედაპირის ფორმის პარამეტრების მიხედვით, გარკვეული ფორმის ასპექტებით აღწერით.

ფორმის პარამეტრის შესატყვისი ზედაპირი შეიძლება განისაზღვროს ბრტყელი ზედაპირის შემოსაზღვრულობით და ზედაპირით, მზიდი მომენტების მეშვეობით, სიმრუდეებისა და ზედაპირის ფართობის სხვა განმსაზღვრელი სიდიდეების მეშვეობით. ხშირად გამოყენებადი ფორმის

პარამეტრს ადარებენ ფიგურის შემოსაზღვრულობას, ბრტყლად გადაჭრილი ზედაპირისათვის U , შესაბამისი ფართობის წრიულ ზედაპირს A

$$f = 4 \pi A / U^2$$

ფორმის ფაქტორი f გვიჩვენებს გადახრას წრიული ფორმიდან. შედარებით უფრო დეტალური აღწერისათვის გამოიყენება აგრეთვე ფორმის სხვა პარამეტრები.

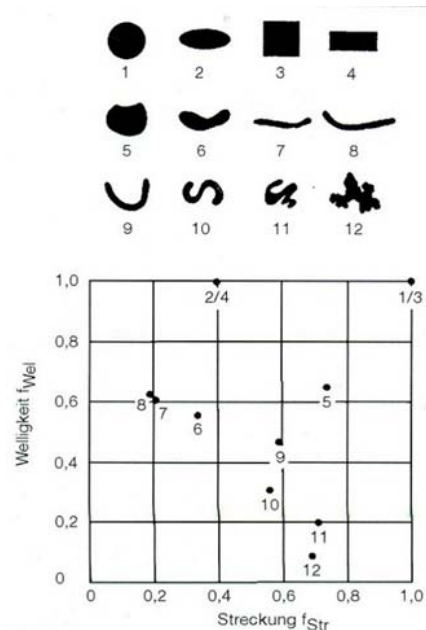
მარცვლის წაგრძელება აღიწერება ფორმულით:

$$f_{\text{სგრ.}} = (i_2/i_1)^{1/2}$$

სადაც i_2 და i_1 ძირითადი მზიდი მომენტებია ბრტყლად გაჭრილი ზედაპირისათვის.

ფიგურის ტალღოვნება შეიძლება აღიწეროს U გარემოწერილობის მოცულობის შედარებით ამობურცულობის მოცულობასთან – U_k გარშემოწერილობასთან (სურ 1.4) [1.3].

$$F_{\text{ტალ}} = U_k / U$$



სურ. 1.4. ფორმათა მნიშვნელობები
წაგრძელება-ტალღოვნობის დიაგრამის მიხედვით
12 მარტივი ფიგურისათვის [1.3]

სტრუქტურის აღწერისათვის, ფორმისა და ორიენტაციის გარდა, განსაკუთრებული მნიშვნელობა აქვს ფაზათა კონცენტრაციას. ფაზათა კონცენტრაცია არის პროდუქტის ფუნქცია, მასში შემავალი ნაწილაკების ზომისა და სიმკვრივის მიხედვით. ნაწილაკების სიმკვრივე განიხილება არამართო მათი რაოდენობით ზედაპირზე და შესაბამისად მოცულობაში. ხშირ შემთხვევებში, გასათვალისწინებელია განაწილების არაჰომოგენურობები, კლასტერების ფორმით.

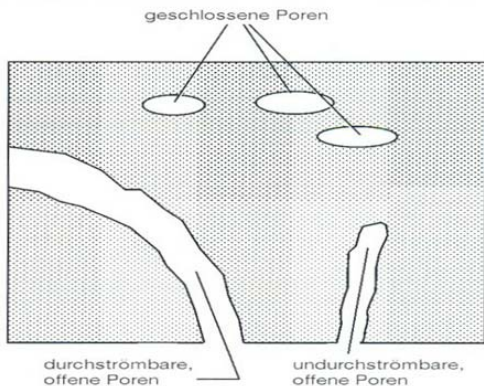
კერამიკული მასალის სტრუქტურა სამგანზომილებიანია, მაგრამ არსებობს მეთოდები, რომელთა საშუალებითაც პირდაპირი სამგანზომილებიანი აღწერა შესაძლებელი. როგორც წესი, მკვლევრებს საშუალება აქვთ დააკვირდნენ ორგანზომილებიან სურათს ზედაპირის ფორმის სახით, გადანატეხის ზედაპირს ან მასალის გარკვეულ უბანს.

მეთოდებს, რომლებიც საშუალებას იძლევა ორგანზომილებიანი სურათებიდან აღწერონ სამგანზომილებიანი სივრცე, სტერეოლოგია ეწოდება.

კერამიკული მასალების სტრუქტურის ნაწილია ფორები. ისინი არასასურველად მოქმედებს ისეთ მასალებზე, რომლებიც არასაკმარისადაა შემცხვარი ან ვითარდება მასალაში, როგორც აირადი ფაზა, ან სტრუქტურის მიზნობრივად

შემადგენელი ნაწილია, იმ შემთხვევაში, თუ საჭიროა განსაკუთრებით დაბალი თბოგამტარობის მიღწევა ან მედეგობა თერმოშოკების მიმართ იყოს გაუმჯობესებული. მასალის სიმტკიცისათვის ხელსაყრელია: დიდი ფორების შემთხვევაში გარე დაძაბულობის დროს მასალა შეიძლება დაიშალოს; იზოლირებული მიკროფორების შემთხვევაში მექანიკური სიმტკიცე პირიქით იზრდება ანუ უზრუნველყოფს მასალის მაღალ მექანიკას [1.4]. ფორიანობა მრავალი გარემოების გამო მნიშვნელოვანი სიდიდეა მასალის ტექნიკაში გამოყენების თვალსაზრისით. აქედან გამომდინარე, ფორები იყოფა:

1. დახურული ფორები;
 2. ღია ფორები.
- გამჭოლი
 - არაგამჭოლი (სურ. 1.5).



სურ. 1.5. ფორების სქემატური გამოსახვა

მასალის კვლევისას მნიშვნელოვანია ფორების ფორმა, ზომა და მათი მატრიცაში გადანაწილება.

ღია ფორიანობა მარტივად შეიძლება განისაზღვროს მასალის შრობით. ფორები, მასალის ცნობილი სიმკვრივისას სითხით შეივსება და მასალა კვლავ აიწონება.

ღია ფორები მნიშვნელოვანია, როდესაც მასალის აირ შეღწევადობაზეა საუბარი. ეს განისაზღვრება იმ შემთხვევაში, როდესაც ფორების დიამეტრი მეტია 10 მკმ-ზე.

გასათვალისწინებელია აირის სიბლანტის ზრდა ტემპერატურაზე დამოკიდებულებით. ჰაერის შემთხვევაში, მაგალითად, 500°C-ზე აირის შეღწევადობა დაახლოებით 50%-ით მცირდება. ცხელი ჰაერის შეღწევადობის გაზომვამ აჩვენა, რომ შეღწევადობა მკვეთრად მცირდება აირის სიბლანტისათვის, თეორიულ გათვლებთან შედარებით, რასაც მიკრობზარების დახურვამდე მიეყვარათ. ფორების გარკვეული სიდიდის შემთხვევაში შესაძლებელია აირების დაყოფა [1.5, 1.6].

1.2. კარკასული სტრუქტურები

ტექნიკურად მნიშვნელოვანი სილიკატების სტრუქტურა დაფუძნებულია უსასრულო სამგანზომილებიანი კარკასის შექმნაზე ტეტრაედრებისაგან – SiO_4 .

ასეთ სილიკატებს განეკუთვნება მინდვრის შპატები და ცეოლიტები. მინდვრის შპატები ხასიათდება კარკასით, რომელშიც ნაწილი S^{4+} იონებისა ჩანაცვლებულია A^{3+} იონებით ისე, რომ კარკასს აქვს საერთო უარყოფითი მუხტი, რის ხარჯზეც ერთმანეთს უკავშირდება მსხვილი იონები, რომლებიც განლაგებულია კარკასის სივრცეებში ან კვანძთაშორისებში. მათ განეკუთვნება ალბიტი $\text{NaAl Si}_3\text{O}_8$,

ანორთიტი $\text{CaAl}_2\text{SiO}_8$, ორთოკლაზი KAlSi_3O_8 , ცელზიანი $\text{BaAl}_2\text{Si}_2\text{O}_8$ და სხვა. მათი სივრცული მესრის აგებულება ტრიდიმიტის სტრუქტურის მსგავსია.

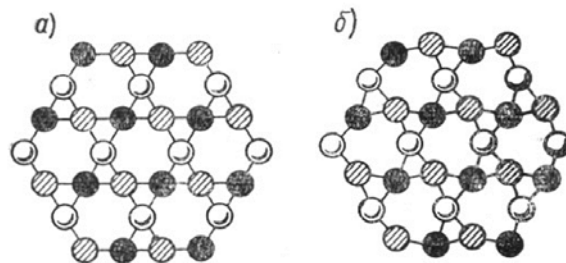
ტუტე და ტუტემიწა იონები ასეთ სტრუქტურაში სიცარიელეს ავსებს. მინდვრის შპატები წარმოქმნის მხოლოდ მსხვილ დადებით იონებს. მცირე ზომის დადებითი იონები, რომელსაც აქვს ოქტაედრული კოორდინაცია, წარმოქმნის სილიკატებს ჯაჭვური ან ფენოვანი სტრუქტურით.

ცეოლიტებსა და ულტრამარინებს აქვს მნიშვნელოვნად ნაკლები მკვრივი ალუმინსილიკატური სივრცული მესერი, შედარებით განიერი არხებით. ასეთი ნაერთების ტუტე და ტუტემიწა იონები ფლობს გაცვლის უნარს წყლიან ხსნარებში, რაც გამოყენებულია კაღციუმის მარილებისგან წყლის გასაწმენდად. ეს არხები გამოიყენება, როგორც “მოლეკულური საცრები” სხვადასხვა ნარევის განსაცალკევებლად, მოლეკულების ზომების მიხედვით. მესერში ამ არხების ზომა დამოკიდებულია სილიკატების შედგენილობაზე.

1.3. წარმოებული სტრუქტურები

მრავალი ასეთი სტრუქტურა მჭიდროდ არის დაკავშირებული კაჟმიწის სტრუქტურის სხვადასხვა ფორმასთან.

წარმოებული სტრუქტურის ერთ-ერთი ხერხია ძირითადი მესრის დამახინჯება. ეს შეინიშნება კვარცში, ტრიდიმიტსა და კრისტობალიტში. აქვს დაბალტემპერატურული პოლიმორფული ფორმები, რომლებიც წარმოიქმნება შედარებით სიმეტრიული მაღალტემპერატურული ფორმებისაგან. ასეთი დამახინჯება ხორციელდება იონების გადაადგილებით, როგორც ეს 1.6 სურ-ზეა ნაჩვენები.



სურ. 1.6. ა-კვარცის (a) და ბ-კვარცის (b) აგებულების განსხვავების სქემატური წარმოდგენა

წარმოებული სტრუქტურების სხვა მეთოდი მდგომარეობს სხვადასხვა ქიმიური შედგენილობის ჩანაცვლებაში. თუ ეს ჩანაცვლება ვალენტობის ცვლილებაშია, მაშინ სტრუქტურაში შესაძლებელია შეყვანილ იქნეს დამატებითი იონები. ამ შემთხვევებს მივყავართ კაჟმიწის შევსებულ სტრუქტურამდე.

ნაშრომში (მ.ჯ. ბიურგერი ამერ. მინერალოგი, 39,600, 1954), სადაც Si^{4+} იონების ნაწილი ჩანაცვლებულია Al^{3+} იონებით, ხოლო ელექტრონეიტრალურობის შენარჩუნებისათვის სტრუქტურულ სივარტეებში შედის დამატებითი იონები. კვარცის მესერში სივარტეეები და კვანძთაშორისები შედარებით მცირეა და მათში შესაძლებელია განთავსდეს მხოლოდ Li^{+} ან Be^{2+} იონები. ევკრიტიტი LiAlSiO_4 კვარცის შევსებული ნაწარმოებია.

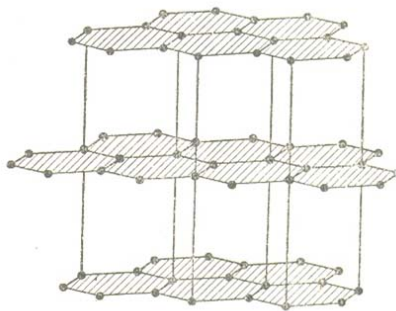
ტრიდიმიტისა და კრისტობალიტის მესრის კვანძთაშორისები შედარებით დიდია და მის საფუძველზე წარმოიქმნება მეტი წარმოებული სტრუქტურები, უფრო ხშირად ტრიდიმიტის. მათ რიცხვშია ნეფელინი $\text{KNa}_3\text{Al}_4\text{Si}_4\text{O}_{16}$, რამდენიმე ფორმა KAlSiO_4 და სხვა მრავალი კრისტალური ნაერთი. კრისტობალიტის შევსებულ წარმოებულს განეკუთვნება კარნეგიტი NaAlSiO_4 .

1.4. სხვა ტიპის სტრუქტურები

შედარებით საინტერესოა შემდეგი ტიპის სტრუქტურები.

გიბსიტი: $\text{Al}(\text{OH})_3$ -s სტრუქტურაში Al^{3+} იონი გარემოტყმულია ექვსი OH იონებით, შესაბამისი ფენების წარმოქმნით. ასეთივე სტრუქტურა დაიზიარება ბრუსიტში $\text{Mg}(\text{OH})_2$, მაგრამ ამ შემთხვევაში კრისტალურ მესერში შევსებულია ყველა ოქტაედრული სივარტე.

გრაფიტი: (სურ 1.7) ხასიათდება ფენოვანი სტრუქტურით, რომელშიც ნახშირბადის ატომები ბაზალურ სიბრტყეებში დაკავშირებულია ძლიერი მიმართული კავშირებით. ამგვარად, წარმოქმნილი ფენები ერთმანეთთან დაკავშირებულია სუსტი ვანდერ-ვაალსის ძალებით ისე რომ, მესერს აქვს თვისებათა მკვეთრად გამოხატული მიმართულება. მაგ., გაფართოების ხაზობრივი კოეფიციენტი ფენების სიბრტყეში 1.10-6 უდრის 700°C -ზე, ხოლო ფენების მართობულად - 27.10-6. ბორის ნიტრიდს მსგავსი მესერი აქვს.



სურ. 1.7. გრაფიტის სტრუქტურა

კარბიდები: კრისტალური მესრის აგებულება ძირითადად განისაზღვრება ნახშირბადის ატომების მცირე ზომით, რომელსაც ადვილად შეუძლია შევიდეს კვანძთაშორისებში. ამდენად, გარდამავალი მეტალების კარბიდების უმრავლესობას აქვს მკვერივად ჩაწყობილი მესერი, შემდგარი მეტალთა ატომებისაგან, რომელთა კვანძთაშორისები შევსებულია ნახშირბადის ატომებით. მეტალ-ნახშირბადის კავშირის ხასიათი ასეთ კრისტალებში არის შუალედური კოვალენტურ და მეტალურ კავშირებს შორის.

ნახშირბადის ნერთს ატომებთან, რომელსაც აქვს დაახლოებით ერთნაირი ელექტროუარყოფითობა, როგორიცაა SiC, არის მთლიანად კოვალენტური, ხოლო SiC- ის ერთ-ერთ ფორმას ვიურციტის სტრუქტურა აქვს.

ნიტრიდები: ნიტრიდების კრისტალური მესრის სტრუქტურა მსგავსია კარბიდების სტრუქტურისა. კავშირი მეტალ-აზოტი ნაკლებად მეტალურია მეტალი-ნახშირბადის კავშირთან შედარებით.

პოლიმორფიზმი: პოლიმორფულ ფორმებს განეკუთვნება ერთი და იგივე ქიმიური ნივთიერებების სხვადასხვა კრისტალური მოდიფიკაცია, ხოლო ტერმინით პოლიმორფიზმი აღიწერება ერთი და იგივე ნივთიერების საერთო თანაფარდობა ამ სხვადასხვა ფორმებს შორის, იმის მიუხედავად, თუ რამდენი ასეთი ფორმა განიხილება [1.7, 1.8].

ფაზური გარდაქმნების სტრუქტურული ასპექტები – პოლიმორფული ფაზური გარდაქმნები შეიძლება დაიყოს ორ ძირითად ტიპად, ცვლილების ხასიათის მიხედვით, რომელიც კრისტალურ მესერში მიმდინარეობს. მიმდინარეობის სიჩქარის მიხედვითაც ისინი შეიძლება ორ ნაწილად დაიყოს. მაღალტემპერატურული მოდიფიკაციიდან დაბალტემპერატურულში გადასვლა შეესაბამება მეო-

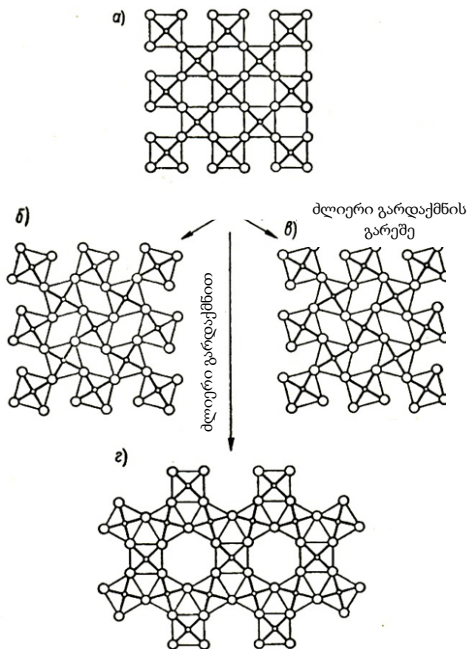
რეული კოორდინაციის ცვლილებას მესრის დამახინჯებით კავშირების გაწყვეტის გარეშე ან ახლო მეზობლების რაოდენობის შეცვლით. ასეთი გადასვლები წარმოებს ატომთა უბრალო გადაადგილებით საწყისი მდგომარეობიდან. ამ ტიპის გარდაქმნები მიმდინარეობს ჩქარა და გარკვეულ ტემპერატურებზე. ამის საწინააღმდეგოდ გარკვეული პოლიმორფული გარდაქმნები ხორციელდება მეორეული კოორდინაციის მნიშვნელოვანი ცვლილებით, კავშირების გაწყვეტით და განსხვავებული სტრუქტურის კრისტალური მესრის წარმოქმნით. კავშირების გაწყვეტა და განმეორებით წარმოქმნა დაკავშირებულია ენერგიების დიდ ხარჯვასთან, შედარებით ატომების უბრალო გადაადგილების მექანიზმთან. შესაბამისად, ამის გამო, ასეთი გარდაქმნები ნელა მიმდინარეობს.

ხშირად მაღალტემპერატურული ფორმები შეიძლება გაცივდეს ისეთ ტემპერატურამდე, რომელიც უფრო დაბალია მათი მდგრადობის ტემპერატურულ უბანზე ისე, რომ პოლიმორფული გარდაქმნა საერთოდ არ მიმდინარეობს.

1.5. ფაზური გარდაქმნები კავშირების გაწყვეტის გარეშე

სტრუქტურული თვალთახედვით, გარდაქმნის მეორეული ტიპი არის ისეთი, რომელსაც არ სდევს ატომთა პირველადი კოორდინაციის შეცვლა (ახლომდებარე მეზობლების რიცხვის). მესრის ენერგიის შეცვლა აიხსნება მეორეული კოორდინაციის შეცვლით ანუ გარშემო მდებარე ატომების განლაგებით, რომლებიც მდებარეობს შორ მანძილებზე. პერიოდული მესერი, რომელიც ნაჩვენებია 1.8 ა სურ-ზე, შეიძლება გარდაიქმნას (სურ. 1.8, ბ ან ვ) სხვადასხვა ფორმაში, მარტივი დამახინჯებით კავშირების გაწყვეტის გარეშე ან ძირითადი სტრუქტურის ძირეული გარდაქმნით. დამახინჯებულ სტრუქტურას აქვს ფორმა, რომელიც მიიღება საწყისი მასალის სტრუქტურისაგან.

ასეთ გარდაქმნას ეწოდა გარდაქმნა კავშირების გაწყვეტის გარეშე (displasive transformation) და მისთვის დამახასიათებელია გარდაქმნის მიმდინარეობის მაღალი სიჩქარე.



სურ. 1.8. მესრის არამკვერთი ფორმა, გარდამავალი ძლიერი გარდაქმნის გარეშე ფორმებში (b)-(d) და ძლიერი გარდაქმნით პრინციპულად ახალ ფორმაში (e), ზიურგერის [1.6] მიხედვით

თუ განვიხილავთ მესრების ენერგიას (სურ. 1.8), ნათელი გახდება, რომ გარდაქმნას კავშირების გაწყვეტის გარეშე არამკვერთი ფორმიდან (სურ 1.4 ა) შედარებით მკვერთში (სურ. 1.8 ბ), თან სდევს კრისტალური მესრის ენერგიის შემცირება, ვინაიდან ატომთა შორის მანძილები მცირდება. შესაბამისად, დამახინჯებული ფორმა დაბალტემპერატურულია, კრისტალური მესრის შედარებით დაბალი ენერგიით.

არსებობს კრისტალური მესრის აგებულების რამდენიმე დამახასიათებელი თავისებურება, რომლებიც წარმოიქმნება პოლიმორფული გარდაქმნების დროს კავშირების გაწყვეტის გარეშე და მესრის მნიშვნელოვანი გარდაქმნის გარეშე. ესენია:

1. მაღალტემპერატურული ფორმის კრისტალური მესერი ყოველთვის ნაკლებად მკვერთია;
2. მაღალტემპერატურულ ფორმას აქვს მეტი ხვედრითი მოცულობა;
3. მაღალტემპერატურულ ფორმას აქვს მეტი თბოტევადობა და ხვედრითი მოცულობა.

4. მაღალტემპერატურული ფორმა ხასიათდება მაღალი სიმეტრიით, ვინაიდან დაბალტემპერატურულ ფორმას აქვს მაღალტემპერატურული ფორმის ნაწარმოები სტრუქტურა;

5. იმის გამო, რომ შედარებით მკვერთ ფორმაში გადასვლა შეიძლება მიმდინარეობდეს რამდენიმე ხერხით (სურ. 1.8), დაბალტემპერატურულ ფორმაში გარდაქმნა ხშირად ორეულის წარმოქმნას იწვევს.

1.6. გარდაქმნები კავშირების გაწყვეტით

მეორეული კოორდინაციის შეცვლის განსხვავებული მეთოდია მესრის მთლიანად გარდაქმნა, როგორც ეს ნაჩვენებია ფორმის გადასვლისათვის α (სურ. 1.8), ფორმაში γ . მესრის აგებულების ასეთი ცვლილება ვერ განხორციელდება ატომთა მარტივი გადაადგილებით და უნდა მიმდინარეობდეს ატომთაშორისი კავშირების დაშლით.

ენერგია, რომელიც იხარჯება ასეთი კავშირების დაშლისას, გამოიყოფა განმეორებით ახალი მესრის წარმოქმნისას. ცხადია, რომ აქტივაციის ენერგია ბევრად მეტი უნდა იყოს, ვიდრე იმ შემთხვევაში, როდესაც ხდება მესრის გარდაქმნა ატომთა გადაადგილების შედეგად. აქედან

გამომდინარე ამ ტიპის გარდაქმნები ნელ რეჟიმში მიმდინარეობს. მაღალტემპერატურული ფორმები შესაძლებელია გაცივდეს გარდაქმნის ტემპერატურაზე დაბლა, მათ შესაბამის თერმოდინამიკურ სტაბილურ ფორმებში გადასვლელად. გარდაქმნის ამ ტიპს ეწოდა გარდაქმნა კავშირების გაწყვეტით (reconstructive transformation). გარდაქმნა კავშირების გაწყვეტით მიმდინარეობს რამდენიმე გზით. პირველი მათ შორის ახალი ფაზების კრისტალიზაციის ცენტრების წარმოქმნაა.

ამას გარდა, თუ ორთქლის წნევა გარდაქმნის ტემპერატურის პროცესში საკმაოდ მაღალია, მასალა არასტაბილური მოდიფიკაციიდან შესაძლებელია აორთქლდეს და შემდეგ მოხდეს კონდენსირება სტაბილური ფორმის სახით, რომელსაც ექნება შედარებით დაბალი ორთქლის წონასწორობის წნევა. ასევე, პოლიმორფული გარდაქმნების სიჩქარე იმატებს თხევადი ფაზის თანაობისას. ასეთ ფაზაში არასტაბილური ფორმების ხსნადობა ინტენსიურია სტაბილური ფორმის ხსნადობასთან შედარებით. შედეგად მიმდინარეობს არასტაბილური ფორმის ხსნადობა და სტაბილური ფორმის წარმოქმნა. ეს მოვლენა გამოიყენება დინასის აგურის წარმოებაში, როდესაც CaO-s მცირე

დანამატები მოქმედებს ისე, როგორც მალღობელი გამოწვის ტემპერატურის დროს, ხსნის კვარცს და გამოიყოფა კაჟმიწა ტრიდიმიტის სახით. ტრიდიმიტი შედარებით სასურველი ფაზაა, ვინაიდან მისი გარდაქმნა მაღალტემპერატურული ფორმიდან დაბალტემპერატურულში მიმდინარეობს მოცულობის ზევრად მცირე ცვლილებით, შედარებით კვარცის ანალოგიური გარდაქმნისას.

პოლიმორფული გარდაქმნები კავშირების გაწყვეტით და მესრის გარდაქმნით შესაძლებელია დაჩქარდეს მექანიკური ზემოქმედების შედეგადაც. სტრუქტურული წარმოდგენებიდან გამომდინარე, გარდაქმნები მესერში კავშირების დაშლით დაკავშირებულია აქტივაციის მაღალ ენერგიებთან და ხშირად ვერ ხორციელდება თუ არ არის გამხსნელი, მექანიკური ზემოქმედება და სხვა ფაქტორები, რომლებიც ენერგეტიკული ბარიერების გადალახვას უზრუნველყოფს.

ლიტერატურა

- 1.1 Sander, B.: Gefuegekunde der Gesteine. Springer-Verlag, Berlin (1930)
- 1.2 Exner, H.; Hougardy, H.: Einfuehrung in die quantitative Gefuegeanalyse. Deutsche Gesellschaft fuer Metallkunde (1986)
- 1.3 Schwarz, H.: Quantitative Kennzeichnung der Anordnung und Form von Bild-und Gefuegebestandteilen. Dissertation, Universitaet Stuttgart (1980)
- 1.4 Kroekel, O.: Der Einfluss der porositaet auf die mechanische Festigkeit von keramischen Werkstoffen. Silikattechnik 23, 3 (1972). S. 83-87
- 1.5 Routschka, G.; Kollenberg, W.; Decker, J.; Groger, P.: Die Heissgasdurchlaessigkeit feuerfester Werkstoffe. Keram. Z. 47, 9, (1995), s. 699-703.
- 1.6 Bragg W.L.: Atomic Structure of Minerals. Cornell University Press, Ithaca, New York, 1937.
- 1.7 Buerger M. J. Crystallographic Aspects of Phase Transformation, Phase Transformations in Solids. R. Smoluchowski, J.E. Mayer, and W.A. Weyl. Editors, John Wiley & Sons. New York, 1951, p.183.
- 1.8 Белов Н.В. Кристаллохимия силикатов с крупными катионами Институт геохимии и аналитической химии им. В.И. Вернадского АН СССР. М. 1961.

თავი 2. მასალათმცოდნეობის ზოგიერთი საკითხი

2.1. თანამედროვე მდგომარეობის ანალიზი

ახალი მოწინავე მასალების ტექნოლოგიის შემუშავება საზოგადოების ტექნიკური და სოციალური განვითარების ობიექტური აუცილებლობაა. ახალ მასალებს, როგორც მიღებულია, XXI საუკუნის მასალებს უწოდებენ. მათ გარეშე წარმოუდგენელია არსებითი მიღწევები მეცნიერებისა და ტექნიკის დარგებში. მათი როლი წლიდან წლამდე მნიშვნელოვნად იზრდება. ამერიკელი ექსპერტების შეფასებით, უახლოეს 20 წელიწადში თანამედროვე მასალების 90% ჩანაცვლებული იქნება პრინციპულად ახალი მოწინავე მასალებით, რაც ტექნიკის ყველა სფეროში რევოლუციას მოახდენს.

განსაკუთრებული ყურადღება ეთმობა ნანომასალებსა და ნანოტექნოლოგიებს, რომლებიც XXI საუკუნის ტექნიკური პროგრესის პრიორიტეტია.

გამოქვეყნებული მონაცემებით, დღეს მეცნიერების ყველაზე უფრო განვითარებადი სექტორი ბიოსამედიცინო

კვლევებია, შემდეგ მოდის ინფორმაციული ტექნოლოგიები და მესამე ადგილს იკავებს ახალი და კომპოზიციური მასალები. ამერიკის შეერთებულ შტატებში ამ გამოკვლევებზე გამოყოფილი თანხები მნიშვნელოვნად მატულობს.

მეცნიერებისა და ტექნიკის მკვეთრ განვითარებას ყოველთვის თან სდევს წარმოების სხვადასხვა დარგის კანონზომიერი სრულყოფა, რასაც უადრესად დიდი მნიშვნელობა აქვს ქვეყნის ეკონომიკისათვის.

კერამიკული მასალები დიდი ხნის წინ გამოიყენებოდა სხვადასხვა დანიშნულებით. მისი ასაკი 29 000 წელს ითვლის, მაგრამ ტექნიკის დარგებისათვის კერამიკა ძირითადად მეოცე საუკუნის დასაწყისიდან იწარმოება. ტექნიკის სხვადასხვა დარგის განვითარება მოითხოვდა განსხვავებული თვისებების ახალი მასალების მიღებას, რამაც ბიძგი მისცა ახალი კერამიკული კომპოზიციური მასალების შექმნას და ტექნოლოგიურ ინოვაციას. ეს მასალები ამჟამად წარმატებით გამოიყენება მანქანათმშენებლობაში, მეტალურგიაში, ქიმიურ მრეწველობაში, ატომურ და რაკეტულ-კოსმოსურ ტექნიკაში, ელექტროტექნიკაში, ელექტრონიკაში, ენერგეტიკაში და ა.შ. მიუხედავად ამისა, კერამიკა და კერამიკული კომპოზიციები, მსოფლიოს სხვადასხვა ქვეყნის

მკვლევართა აზრით, ჯერ კიდევ საჭიროებს შესწავლას. თანამედროვე ტექნოლოგიები მოითხოვს კიდევ უფრო მაღალი სიმტკიცის და კოროზიამდეგი მასალების მიღებას, მაღალ და ძალიან მაღალ ტემპერატურაზე მუშაობის უნარით.

ბოლო ათწლეულებში სპეციალისტთა დიდი ინტერესი ვლინდება პოლიმერული მატრიცის ბაზაზე ნანოზომის ფხვნილებით მიღებული კომპოზიციური მასალებისადმი. ასეთი სახის მასალები თანდათანობით ტექნიკის დარგებიდან აქტიურად გამოდევნის ტრადიციულ მასალებს და ბევრ შემთხვევაში შეუცვლელია. დღეს უკვე უნდა ვიფიქროთ პიკოტექნოლოგიის შექმნასა და განვითარებაზე ანუ ისეთი ზემადალი დისპერსიულობის ფხვნილების შექმნაზე, სადაც ნაწილაკების ზომა ნაკლებია ერთ ნანომეტრზე. ამ შემთხვევაში ატომთა შორის მანძილები, მაღალი დისპერსიულობის (2–5 მ) მიკროფხვნილებთან შედარებით, სავარაუდოდ 25–30%-ით ნაკლები იქნება. ეს საშუალებას მოგვცემს, მაღალი ტექნოლოგიების დახმარებით, მივიღოთ თეორიულთან მიახლოებული ზემადალი სიმძლავრის კერამიკული მასალები და კომპოზიციები.

მეცნიერება კერამიკისა და კერამიკული ტექნოლოგიის შესახებ დღეისათვის მნიშვნელოვანწილად საჭიროებს სრულყოფას, განსაკუთრებით ტერმინოლოგიური თვალსაზრისით. ამ მხრივ არ არსებობს ერთიანი ჩამოყალიბებული მოსაზრება სხვადასხვა ქვეყნის მეცნიერებს შორის, მეტალურგიის მსგავსად ვერ დამკვიდრდა ტერმინი “კერამურგია”.

ფართოდ ცნობილი “chemical abstracts” რეფერატული ჟურნალის კერამიკულ განყოფილებაში ტერმინი “კერამიკა” მოიცავს ალმასებს, გრაფიტს, მინას. არ არის უკეთესი სიტუაცია ისეთი მნიშვნელოვანი ტერმინის თვალსაზრისით, როგორცაა კერამიკული მასალების თაობის აღნიშვნა. გამოყენებულია ტერმინები “ფაქიზი, წმინდა კერამიკა”, “კერამიკა ახალი ტექნოლოგიებისათვის”, “მოწინავე კერამიკა”, “კერამიკა უმაღლესი ტექნოლოგიებისათვის”, “ახალი კერამიკა”. ასეთი ახალი ტერმინების ძიება გამოწვეულია იმიტომ, რომ მეოცე საუკუნის 60-იან წლებში კერამიკა და კერამიკული კომპოზიციები პირდაპირი გაგებით შეიჭრა ტექნიკაში და კერამიკამ ნამდვილი რევოლუცია მოახდინა მასალათმცოდნეობაში, მიგვიყვანა ახალი ერის დადგომამდე იმ გაგებით, რომ ვერცერთი პრიორიტეტული დარგი: ავტო-

მატიზაცია, ელექტრონიკა, რაკეტულ-კოსმოსური ტექნიკა, ატომური ენერგეტიკა, ბიოტექნოლოგია, ახალი მასალები, რობოტიზაცია წარმატებით ვერ განვითარდება ახალი კერამიკის გამოყენების გარეშე [2.1]. ამას მოჰყვა “კერამიკული აფეთქება” – ბრძოლა კერამიკისათვის ორ დასავლურ ტექნოლოგიურ ლიდერს – აშშ-ს და იაპონიას შორის. დღეს მათ უკვე სხვა განვითარებული ქვეყნები შეუერთდა. დღეს აშშ ტექნიკის სხვადასხვა დარგისათვის აწარმოებს 2 მილიარდ ცალ კერამიკულ ნაკეთობას წელიწადში, იაპონია ცოტათი მეტს. ტექნიკური კერამიკული მასალების წარმოებაზე წლიურად მსოფლიოში ათეული მილიარდობით დოლარი იხარჯება.

2.2. მასალათა განმარტების

ზოგიერთი საკითხები

მიუხედავად იმისა, რომ კერამიკა და კერამიკული კომპოზიციები მოწინავე მასალებია ტექნიკის მრავალ დარგში, მისი, როგორც მასალის ლაკონური განმარტება, არ არსებობს. საჭიროდ მიგვაჩნია ჩვენი მოკრძალებული წვლილი შევიტანოთ ამ საკითხში. დავესესხებით მსოფლიოში

აღიარებულ მეცნიერს, მასაჩუსეტის შტატის უნივერსიტეტის პროფესორ, ბატონ დევიდ კინგერის, რომელიც განმარტავს: “ჩვენი განვსაზღვრავთ კერამიკას, როგორც მეცნიერებასა და ხელოვნებას არაორგანული არამეტალური მასალებისგან მაგარი ნაკეთობების დამზადებისა და გამოყენების შესახებ”.

ჩვენი მოკრძალებული განმარტებით: “კერამიკა ეს არის მეცნიერება, ტექნოლოგია და ხელოვნება არაორგანული ნედლეულებისგან კონსოლიდირებული მასალის მიღებისა”.

განმარტებიდან ამოვიღეთ სიტყვა არამეტალური, ვინაიდან არის ტექნოლოგიები, სადაც გამოიყენება მეტალი ჟანგელთან, კარბიდთან, ნიტრიდთან ან სილიციდთან კომპოზიციაში და, ხშირ შემთხვევაში, წარმოიქმნება არა მარტო ნაერთი, არამედ მეტალი რჩება როგორც ფაზა მასალაში და აძლევს მას საჭირო ფიზიკურ ან სხვა ტექნიკურ თვისებებს.

ასევე შევეცადეთ ტექნოლოგიური თვალსაზრისით ფართოდ გამოყენებული ტერმინების – “ახალი კერამიკა”, “მოწინავე კერამიკა” – გვერდით შემოგვეტანა ტერმინი “მაღალი სიმძლავრის ჰეტერომოდულური კერამიკა” [22-2.5]. მაღალ სიმძლავრეში მოვიაზრებთ მექანიკურ სიმტკიცეს

ღუნვაზე, კუმშვაზე, წყვეტაზე, მიკრომექანიკას, როგორებიცაა წერტილოვანი სიმტკიცე ვიკერსის, როკველის და კნუპის მიხედვით, მიკროსისალე, სიმძლავრე, ასევე მოიაზრება მხურვალისიმტკიცე, მხურვალმედევობა, მოძრაობის მოდული, ელასტიკურობის მოდული, რომლებიც განპირობებულია ატომთა შორის კავშირების სიძლიერით და კომპლექსში შეადგენს ჰეტერომოდულურ თვისებებს, რაც განსაზღვრავს ერთი და იგივე მასალის ტექნიკის რამდენიმე დარგში გამოყენებას, რათა დაზოგილ იქნეს ხარჯები ნედლეულზე, ტექნოლოგიებზე, მიღებულ მასალათა დამუშავებაზე და სხვა.

თანამედროვე ტექნოლოგიებში არსებობს ისეთი ახალი მასალების მიღების საჭიროება, რომლებსაც შეუძლია შესარულოს სრულიად ახალი ფუნქციები, მაგ., ძალოვან ლაზერებში, კოსმოსური ნავების გარსაცმებისთვის ზეგამტარ მოწყობილობებში და სხვა. ასევე არსებული მასალებისა და ნაკეთობების თვისებათა მკვეთრი გაუმჯობესება, მაგ., მათი დამუშავების ახალი მეთოდების გამოყენება ან დანაფარების დატანა და ბოჭკოების გამოყენება. უკვე გამოყენებული ან პროექტში მყოფი დანადგარების მუშაობის ეფექტიანობის ამაღლება, თბური დანადგარების მუშა ტემპერატურების

მატება. ყველა ამ და სხვა საჭიროების დაკმაყოფილებას შედარებით სრულად პასუხობს კერამიკული მასალები და კომპოზიციები, რომლებიც ფლობს პრაქტიკულად თვისებათა და ფუნქციური უნარების შეუზღუდავ შეხამებას. კერამიკული მასალების ასეთმა მაღალმა შესაძლებლობებმა განაპირობა მათი ფართო კლასიფიკაცია, რომელიც წარმოდგენილია 2.1 ცხრილში.

ცხრილი 2.1

კერამიკის ფუნქციური ტიპი	გამოყენებული თვისებები	გამოყენება	გამოყენებული ნაერთები
ელექტროკერამიკა	ელექტროგამტარობა, საიზოლაციო, დიელექტრიკული და პიეზოკერამიკული თვისებები	ინტეგრალური სქემები, კონდენსატორები, ვიბრატორები, გამახურებლები, თერმისტორები, ტრანზისტორები, ფილტრები, მზის ბატარეები, მყარი ელექტროლიტები	BeO, MgO, Y ₂ O ₃ , ZnO, Al ₂ O ₃ , ZrO ₂ , SiC, B ₄ C, TiC, CdS, ტიტანატები, Si ₃ N ₄
მაგნეტოკერამიკა	მაგნიტური თვისებები	მაგნიტური ჩაწერების თავაკები, მაგნიტური მატარებელი, მაგნიტები	მაგნეტორბილი და მაგნეტო-მაგარი ფერიტები

ოპტოკერამიკა	გამჭვირვალობა, პოლარიზაცია, ფლუორესცენცია	მაღალი წნევის ნათურები, იწ. გამჭვირვალე ფანჯრები ლაზერული მასალები, ოპტიკური მეხსიერების ელემენტები, დისკ-ლეგების კვრანები მოდულატორები	გაგრძელება Al_2O_3 , MgO , Y_2O_3 , SiO_2 , ZrO_2 , TiO_2 , Y_2O_3 - ThO_2 , ZnS , CdS
ქემოკერამიკა	აბსორბიციული და ადსორბიციული უნარი, კატალიზური აქტიობა, კოროზიული მედეგობა.	სორბენტები, კატალიზატორები და მათი მატარებლები, ელექტროდები (მაგ., სათბობი ელემენტები), გაზების სინსტის მზომები, ქიმიური რეაქტორების ელემენტები	ZnO , Fe_2O_3 , SnO , SiO_2 , MgO , BaS , CeS , TiB_2 , ZrB_2 , Al_2O_3 , SiC , ტიტანატები
ბიოკერამიკა	ბიოლოგიური თავსებადობა, მედეგობა ბიოკოროზიის მიმართ.	კბილების პროტეზები, სახსრები	ოქსიდების სისტემები
თერმოკერამიკა	მზურვალმედეგობა, მზურვალსიმტკიცე, ცეცხლგამძლეობა, თბოგამტარებლობა, თერმიული გაფართოების კოეფიციენტი (თგკ), თბოტევადობა	ცეცხლგამძლეები, სათბობის მილები, მაღალტემპერატურული რეაქტორების ამონაგები, ელექტროდები მეტალურგიისათვის, ზომცვლელები, თბოდაცვა	SiC , TiC , B_4C , TiB_2 , ZrB_2 , Si_3N_4 , BeS , CeS , BeO , MgO , ZrO_2 , Al_2O_3 , TiO_2 , კომპოზიტები

მექანოკერამიკა	სიმაგრე, სიმტკიცე, დრეკადობის მოდული, დაშლის სიბლანტე, ცვეთამედეგობა, ტრიბოტექნიკური თვისებები, თგკ, თერმომედეგობა	კერამიკა თბური ძრავებისათვის, მამკერივებლები, ანტიფრიქციული და ფრიქციული კერამიკა, მჭრელი ინსტრუმენტი, წნეხინსტრუმენტი, მიმმართველი და სხვა ცვეთამედეგი დეტალები	გაგრძელება Si_3N_4 , ZrO_2 , SiC , TiB_2 , ZnB_4 , TiC , TiN , WC , B_4C , Al_2O_3 , BN , კომპოზიტები
ბირთვული კერამიკა	რადიაციული მედეგობა, მზურვალმედეგობა, მზურვალსიმტკიცე, ცეცხლგამძლეობა, რადიოაქტიურობა, ნეიტრონების შთანთქმის კვეთი	ბირთვული საწვავი, რეაქტორების ამონაგი და კვრანების მასალები, გამოსხივების შთანთქმელები, ნეიტრონების შთანთქმელები	UO_2 , UO_2 - PuO_2 , UC , US , ThS , SiC , B_4C , Al_2O_3 , BeO

მნიშვნელოვანია ისეთი საიმედო მექანოკერამიკის შექმნა, რომელიც შეინარჩუნებს თვისებებს დროში. ეს პირდაპირ არის დაკავშირებული მისი სიბლანტის მომატებასთან, დაშლის თეორიის დამუშავებასთან მრავალდერძული დინამიკური დატვირთვის პირობებში, საბოლოოდ ბლანტი კერამიკის შექმნაში. კერამიკის ყველა შესაძლებლობის სრული რეალიზაცია მნიშვნელოვნად გააძლიერებს

ტექნიკურ პროგრესს. ამისათვის საჭიროა კერამიკისათვის ისეთი მნიშვნელოვანი უარყოფითი თვისებების გადალახვა, როგორიცაა: სიმყიფე, ნაკლები საიმედოობა, სიმკვრივე, დამუშავების სირთულე მაღალი სიმანერის (>9-ზე მოოსის სკალით) გამო, თვისებათა ცუდი აღდგენა, კვლავწარმოება. ამ ნაკლოვანებების გადალახვა შესაძლებელია მხოლოდ მეცნიერებისა და ტექნოლოგიების უახლესი დამუშავების შედეგად, ასევე ნაკეთობათა სპეციალური არადაშლადი კონტროლის მეშვეობით. აქ თეორიას, რა თქმა უნდა, მნიშვნელოვანი ადგილი უკავია და იმას, თუ როგორი კოორდინირებული სამუშაოები ჩატარდება ფიზიკური ქიმიის და მყარი სხეულის ფიზიკის სფეროებში.

ბლანტი კერამიკის შექმნა მნიშვნელოვანი პროგრესია, რასაც ხელს უწყობს ორი შედარებით კარგად დამუშავებული თეორიული მიდგომა: დრეკადი დამლის ხაზობრივი მექანიკა და ვეიბულის სტატისტიკა, რომელიც უკავშირებს მასალის დამლის ალბათობას, მასში სუსტ უზანს. პირველმა მიმართულებამ თეორიასა და პრაქტიკას მისცა ისეთი გაგება, როგორიცაა დამაბულობის ინტენსიობის კრიტიკული კოეფიციენტი (K_{Ic}) და მცირე ვეიბულის მოდული

(m). კერამიკებისათვის მიღწეულია მაღალი შედეგები: $K_{Ic}=(25/30)\text{Mpa}\cdot\text{m}^{1/2}$ და $m\geq 20$.

დღეს კერამიკის საიმედოობის განსასაზღვრავად ძირითადად სამი მეთოდი-პირობა გამოიყენება: სიმტკიცის ამაღლება, მზიდი უნარები – შესაძლებლობები და ნაკეთობების წუნის შერჩევა სიმტკიცეზე, რომელიც ნაკლებია წინასწარ დაგეგმილზე. პირველი ორი მეთოდი უშუალო გავლენას ახდენს კერამიკის სიბლანტის ზღვარზე.

ცნობილია კერამიკული მასალების სიბლანტის ზრდის სხვადასხვა მექანიზმი. რაისის კლასიფიკაციით, ისინი ექვსია, აქედან ხუთი “იდეალური” – ფაზური გარდაქმნები, ზხარის გადახრა, მიკროზხარული სტრუქტურა, ზხარების განტოტება, დაარმატურება და ერთი “რეალური” – კომბინირებული, როდესაც სინერგიულად ერწყმის ერთმანეთს დაარმატურება და ფაზური გარდაქმნა მიკროზხარული სტრუქტურის წარმოქმნით [2.6-2.8]. აღსანიშნავია, რომ ზხარის გადახრის ხარჯზე სიბლანტე შეიძლება ორჯერ გაიზარდოს. დიდი მნიშვნელობა აქვს არმატურისა და მატრიცის ფიზიკურ-ქიმიურ ურთიერთქმედებას. დაარმატურების დანარჩენი ეფექტი მიიღწევა ბოჭკოს მატრიციდან

ამოწელებით. ამ შემთხვევაში მნიშვნელოვანი როლი ენიჭება ფაზათშორის ურთიერთქმედებას.

ტექნოლოგიები თვლიან, რომ მაღალხარისხიანი ახალი კერამიკის მისაღებად აუცილებელია “იდეალური” ფხვნილები ანუ სუბმიკრონული სფერული მონოდისპერსიული არააგლომერირებადი ფხვნილები. აქ ორი გაურკვეველი საკითხია მონოდისპერსიულობის მოთხოვნა. თუ გამოვრიცხავთ რეკრისტალიზაციის მაღალ ხარისხს დისპერსიულობის მაღალი გრადიენტების პირობებში, მაშინ გარკვეულ შემთხვევაში სპეციალურად შერჩეული პოლიდისპერსიული ნარეგებისაგან შეიძლება მივიღოთ ნაწილაკების ჩანაწყოების მაღალი სიმკვრივე, რაც მნიშვნელოვანია დაყალიბების სველი მეთოდების დროს. ასევე მოთხოვნა არააგლომერირებაზე. ცნობილია ე.წ. “კონტროლირებადი რბილი” აგლომერატების გამოყენება, თუმცა მხოლოდ მონოფაზური სისტემებისათვის. პოლიფაზური სისტემებისათვის წინ წამოიწევა მოთხოვნა ჰომოგენურობის მიმართ, რომელიც გამოვლინდება ყოველგვარ აგლომერაციას. დღეს ასეთი ფხვნილების მიღების მრავალი მეთოდი არსებობს. თუ ზემოხსენებულ გაურკვეველობას გვერდზე გადავდებთ, მაშინ: დალექვა აირადი ფაზიდან, ხსნარებიდან ერთდ-

როული დალექვა, რეაქტიული შრობა გაფრქვევით, პლაზმოქიმიური სინთეზი, ლაზერული სინთეზი, კრიოქიმიური სინთეზი, ზოლ-გელ პროცესი თვითგავრცელებადი მაღალტემპერატურული სინთეზის მეთოდებით, შეიძლება მიღებულ იქნეს ფხვნილები ნაწილაკების ზომებით 0,2-0,3 ნმ, ბიომიტის შემთხვევაში არის ცნობები 0,1 ნმ-მდე სისუფთავით “ხუთი ცხრიანი”. მიმდინარეობს სამუშაოები “ცხრა ცხრიანის” მისაღწევად.

რა თქმა უნდა, ყველა ტექნოლოგიური პროცესი ხასიათდება თავისებურებებით. საინტერესოა CVI პროცესი ანუ აირადი ორთქლის ფაზიდან ბოჭკოვანი კარკასის გაჟღენთა მატრიცული მასალით. ჩვეულებრივი მეთოდით გაჟღენთა რამდენიმე დღე ან კვირა გრძელდება. ამ მეთოდით 80%-იანი ნაშაადის სიმკვრივე მიიღწევა 24 საათში და წარმატებით მიიღება SiC-SiC და SiC-Si₃N₄ კომპოზიტები. კონსოლიდაციის პროცესში მნიშვნელოვანია კერამიკის შემდგომი, როგორც პროდუქტის დამუშავება. ღირებულების საერთო ბალანსში, საწყისი მასალებისა და კონსოლიდაციის ღირებულება შეადგენს მხოლოდ 11%-ს (მეტალებისათვის – 43%), მაშინ როცა დამუშავებაზე მიდის

38% (მეტალებისათვის – 43%), ხოლო კონტროლზე – 51% (მეტალებზე – 14%).

დიდი მნიშვნელობა აქვს მასალათა თერმული დამუშავების პროცესების წარმართვას სპეციალური რეჟიმებით, რომელთა დროსაც შესაძლებელი ხდება მარცვალთა შორის მინისებრი ფაზის დაკრისტალება და შედეგად სიმაგრისა და დარტყმითი სიზლანტის 20–30% მატება. ასევე დიდი მნიშვნელობა აქვს მიღებული პროდუქტების ზედაპირულ დამუშავებას, ვინაიდან მცირე ზედაპირული დაზიანებებიც კი შეიძლება გახდეს დამაბულობის კონცენტრატორები და შედეგად “სუსტი უბნები”, რომლებსაც ვეიბულის სტატისტიკა ითვალისწინებს. კერამიკული კომპოზიტების ზომებზე დასაყვანად ხშირად გამოიყენება ალმასის ქარგოლი, ასევე სილიციუმის კარბიდის მწვანე მასალა. სარკისებრი უდეფექტო ზედაპირის მისაღებად გამოიყენება აგრეთვე ფაქიზი ქიმიური და ელექტროქიმიური დამუშავება, ლაზერული დამუშავება, იონური იმპლანტაცია და სხვა. შედარებით უნივერსალურია ზედაპირზე დამცავი და ფუნქციური დამფარავების დატანა, რაც მნიშვნელოვნად ამაღლებს კომპოზიტის ხანგამძლეობას და საიმედოობას.

მასალა ეს არის ნივთიერება ან ერთმანეთთან ტექნოლოგიურად დაკავშირებული ნივთიერებათა ერთობლიობა, რომელსაც ადამიანი იყენებს პრაქტიკულ საქმნიანობაში. ამდენად, მასალა, ეს არის არაორგანული ან ორგანული ნივთიერებებისაგან ტექნოლოგიური დამუშავებით მიღებული კონსოლიდირებული სხეული.

მასალა შეიძლება იყოს ბუნებრივი ნივთიერებები (მაგ., კორუნდი), ასევე ნივთიერებები კომბინაციაში, სინთეზირებული და დამუშავებული იმ მიზნით, რათა მიღებულ იქნეს საჭირო ქიმიური შედგენილობა, სტრუქტურა, ფაზური შედგენილობა, თვისებები.

მასალა ერთ-ერთი მთავარი ობიექტია ადამიანის ტექნოლოგიურ საქმნიანობაში. როდესაც მასალა დამუშავდება იმ მდგომარეობამდე, რომ გამოსადეგი გახდება კონკრეტული გამოყენებისათვის, ხდება ნაკეთობა. ამდენად, ნაკეთობა არის მოთხოვნადი დიზაინის მქონე მასალა, რომელიც ტექნოლოგიური დამუშავების შედეგად სასურველ ფორმას მიიღებს.

გამოყენების მიხედვით ერთი და იგივე ობიექტი შეიძლება გამოყენებულ იქნეს, როგორც მასალა და ნაკეთობა. მაგალითად, ალუმინის ოქსიდის ფხვნილი მასალაა, ვთქვათ,

მჭრელი კერამიკის დასამზადებლად, მაგრამ ის არის ნაკეთობა მისი გამოყენების დროს, როგორც აბრაზივი, მაგნიტურ-აბრაზიული დამუშავებისას. მასალათა კლასიფიკაციას სხვადასხვა საფუძველი უდევს. მაგ., შედგენილობის მიხედვით ის მოიცავს პრაქტიკულად მთელ პერიოდულ სისტემას. სახეობათა მიხედვით შეიძლება იყოს: კერამიკა, მინერალები, პოლიმერები, ფისები, ნაერთები, მინები და სხვა.

მდგომარეობის მიხედვით მასალები შედიას ისეთ განსხვავებულ ჯგუფებში, როგორებიცაა: აგლომერატები, ანიზოტროპიული მასალები, ბრიკეტები, ბოჭკოები, ბოჭკოვანი მასალები, ჰეტეროფაზური მასალები, გრანულები, დისპერსიულად გამაგრებული მასალები, კომპოზიციური მასალები, კონგლომერატები, კრისტალური მასალები, მასალები შემავსებლებზე, მასალები შემავსებლებით, მინერალურ-კერამიკული, მონოკრისტალები, ნანოკრისტალური მასალები, დამფარავები, ფორიანი კერამიკა, ფხვნილები, სიტალები, ფენოვანი მასალები, მინაკერამიკა, ულვაშები და სხვა.

მიღების მეთოდის მიხედვით მასალები იყოფა: ბოჭკოვანი მასალები, იმპრეგნირებული მასალები, კონსოლიდირებული მასალები, შეუმცხვარი მასალები, პენოკე-

რამიკა, გაჟღენთილი კერამიკა, თვითშემჭიდებადი მასალები, შემცხვარი მასალები [2.2-2.5] და სხვა.⁵

მნიშვნელოვანია მასალები მათი დანიშნულების, ფუნქციური თვისებების მიხედვით. ესენია: აბლაციური მასალები, აბრაზივები, აბსორბენტები, ადსორბენტები, აკუსტიკური კერამიკა, ანტიფერომაგნეტიკები, ანტიფრიქციული კერამიკა, დაარმატურებული მასალები, ბიოკერამიკა, მაღალტემპერატურული კერამიკა, მაღალტემპერატურული ზეგამტარი მასალები, “ზლანტი” კერამიკა, მხურვალმდეგი კერამიკა, დეკორატიული კერამიკა, მხურვალმტკიცე კერამიკა, ხმის შთანთქმელი კერამიკა, ცვეთამდეგი კერამიკა, ინსტრუმენტული კერამიკა, კონსტრუქციული კერამიკა, კოროზიულად მდგრადი მასალები, მაგნიტური კერამიკა, საყოფაცხოვრებო კერამიკა, მასალები დამფარავებისათვის, მასალები ფილტრებისათვის, ბირთვული ენერგეტიკისათვის, მექანოკერამიკა, შემესხვები, ცეცხლგამძლეები, ოპტიკური კერამიკა, ოპტოელექტრონული მასალები, ნახევრადგამტარული კერამიკა, ორთქლის წარმოქმნელი აგენტები, გამჭვირვალე კერამიკა, პიეზოელექტრიკები,

⁵ შეცხოვადობა ეს არის ფხვნილების ან დაყალიბებული ნაკეთობის უნარი თერმული დამუშავების პროცესში გარდაიქმნას კონსოლიდირებულ მასალად.

შელწევადი კერამიკა, რადიაციულად მედეგი კერამიკა, რადიოშთანმთქმელი კერამიკა, რადიოტექნიკური კერამიკა, რეაქტორული კერამიკა, მჭრელი კერამიკა, რეზისტული კერამიკა, თვითშემჭიდებადი მასალები, ზეგამტარი კერამიკა, ზემაგარი მასალები, სეგნეტოელექტრიკები, საპოხები, შემკვრელები, სორბენტები, სპეციალური კერამიკა, მყარი ელექტროლიტები, თბოსაიზოლაციო მასალები, თბომედეგი მასალები, თერმომანტური კერამიკა, თერმომექანიკური კერამიკა, თერმომედეგი კერამიკა, თერმოქრომული მასალები, თერმოელექტრული კერამიკა, თერმოემისიური კერამიკა, გამამკვრივებელი მასალები, ფერომაგნეტიკები, ფერიმაგნეტიკები, მფილტრავი კერამიკა, ფრიქციული კერამიკა, ქემოკერამიკა, ელექტროვაკუუმური მასალები, ელექტროსაიზოლაციო კერამიკა, ელექტროკერამიკა, ელექტრონული კერამიკა, ელექტროოპტიკური კერამიკა, ელექტროთერმული მასალები, ელექტროტექნიკური კერამიკა, ბირთვული კერამიკა და სხვა. ამას გარდა, არის კიდევ მრავალი სახეობა, მაგ., დიამაგნეტიკები, პარამაგნეტიკები, სინთეზური, ბუნებრივი, დრეკადი, მყიფე და სხვა. მასალათა დამაკმაყოფილებელი კლასიფიკაცია რთული შესადგენია,

ვინაიდან ნებისმიერი მასალა ერთდროულად შეიძლება აღიწეროს პრაქტიკულად ყველა ასპექტში.

შეცხოზა არის პროცესი ფხვნილების ან დაყალიბებული ნაკეთობის თერმული დამუშავების დროს მიმდინარე ფიზიკურ-ქიმიური გარდაქმნებისა, რომელიც კონსოლიდაციის მიზნით ტარდება. შეცხოზის დროს კონსოლიდაციის პროცესის მამოძრავებელი ძალა არის სისტემის სწრაფვა შეამციროს თავისუფალი ზედაპირული ენერგია შეცხოზადი მარცვლების ჯამური ზედაპირის შემცირების ხარჯზე.

ამ პროცესში ნივთიერებების გადატანა შეიძლება მიმდინარეობდეს ბლანტი დენადობის მექანიზმით, მოცულობითი დიფუზიით, ზედაპირული დიფუზიით, დიფუზიით მარცვლების საზღვრებზე, აორთქლება-კონდენსაციით. შეცხოზის კინეტიკა და პროდუქტის საბოლოო თვისებები მნიშვნელოვნადაა დამოკიდებული როგორც საწყისი ფხვნილის თვისებებზე, ისე ტექნოლოგიურ ფაქტორებზე.

სინთეზი არის ნაერთის ან მასალის წარმოქმნის პროცესი ქიმიური რეაქციების და ფიზიკურ-ქიმიური პროცესების შედეგად. ეს ტერმინი გამოიყენება მასალებისა და ნაკეთობების მიზანმიმართული მიღების დროს. ასევე არსებობს სინთეზის მრავალი ტექნოლოგიური მეთოდი და ხერხი.

კონსოლიდაცია არის ფიზიკურ-ქიმიური და ტექნოლოგიური პროცესი ან პროცესთა ერთობლიობა მთლიანი, შეკავშირებული, მყარი მასალის მისაღებად, იქნება ეს მასალა ფორიანი თუ ღია ფორების გარეშე. კონსოლიდაცია შედარებით ფართო ცნებაა და ტექნოლოგიურ პროცესებს მოიცავს. ვფიქრობთ, ყველა ტექნოლოგიური პროცესი საწყისი ნედლეულის დამუშავებიდან მზა პროდუქციის მიღებამდე ემსახურება კონსოლიდირებული მასალის მიღებას. კონსოლიდაციაში იგულისხმება შეცხოვადობაც, შეცხოვაც და სინთეზიც.

მასალათმცოდნეობა არის მეცნიერება, რომელიც შეისწავლის თვისებებს, სტრუქტურას, მასალათა შედგენილობას, ერთმანეთს შორის კავშირს და მათ ცვლილებებს. პირობითად მასალათმცოდნეობა იყოფა თეორიულ და გამოყენებით ნაწილად. პირველი განიხილავს მასალათა აღნაგობის საერთო-ზოგად კანონზომიერებებს, პროცესებისა და ცვლილებების მექანიზმებს, რომლებიც მიმდინარეობს მათში გარე ზემოქმედი ფაქტორების დროს ან მათ გარეშე და ამ ფაქტორებისა და ცვლილებების კავშირით მასალათა თვისებებთან [2.1].

ფიზიკური მასალათმცოდნეობის მიზანია კორელაციის დადგენა მოვლენათა ჩამოთვლილ ჯგუფებს შორის და მოცემულ პირობებში მასალათა თვისებების პროგნოზირება [2.1].

გამოყენებითი მასალათმცოდნეობა განიხილავს მასალათა დამუშავების სხვადასხვა სახეობას და მათ ზემოქმედებას მზა პროდუქტების თვისებებზე. მისი მიზანია მოცემულ პირობებში გამოინახოს მასალათა ოპტიმალური შედგენილობები და მათი დამუშავების მეთოდები.

მასალათმცოდნეობაში ფართოდ გამოიყენება სხვა მეცნიერებების მეთოდები, განმარტებები და ხერხები. მასალათა მექანიკის, თერმოდინამიკის, მყარი სხეულის ფიზიკის, ქიმიის და სხვა.

მასალათა ტევადობა – სიდიდე, რომელიც ახასიათებს ნაკეთობათა დამზადებისათვის საჭირო მასალების დანახარჯებს. ეს არის წარმოების ერთ-ერთი კანონზომიერება. გამოსახება აბსოლუტურ ერთეულებში (მასალათა რაოდენობა, ნედლეული და ა.შ., რომელიც საჭიროა ერთეული პროდუქციის დასამზადებლად) ან ფარდობითში (მაგ., მასალათა ღირებულების პროცენტი, ნედლეულის და განსაკუთრებით პროდუქციის ერთეულებში).

ნივთიერება არის ქიმიური ელემენტები ან ელემენტთა ერთობლიობა, რომლებიც დაკავშირებულია ერთმანეთთან მეტალურგიულად ან ქიმიურად (ნაერთები, შენადნობები). შეიძლება არსებობდეს ნებისმიერ აგრეგატულ მდგომარეობაში, იყოს როგორც ბუნებრივი, რომლებიც მოიპოვება სუფთა სახით ან სპეციალური ტექნოლოგიური პროცესების მეშვეობით, მაგ., მადნებიდან, ასევე სინთეზირებული. ნივთიერებას ადამიანი იყენებს პრაქტიკულ და გამოყენებით საქმიანობაში. ამ შემთხვევაში ნივთიერებები გამოდის მასალის როლში.

აღსანიშნავია, რომ ნივთიერებებსა და მასალის განმარტებასა და მნიშვნელობას შორის საზღვარი არამკაფიო და ბუნდოვანია, ვინაიდან ისინი შეიძლება გადადიოდეს ერთი მეორეში კონკრეტული შემთხვევისა და გამოყენების პირობებზე დამოკიდებულებით.

ვინაიდან განვიხილავთ ისეთ მასალებს, რომლებიც გამოირჩევა მაღალი სიმაგრით – 9-ზე მოოსის სკალის მიხედვით, საჭიროდ ჩავთვალეთ მოგვეტანა ზოგიერთი განმარტება მასალათა სიმაგრის განსაზღვრისას.

2.3. მასალათა სიმაგრის განსაზღვრა (მიკრომექანიკა)

ტექნიკის სხვადასხვა სფეროში გამოყენებული მოწინავე კომპოზიციური მასალებისა და ნაკეთობებისათვის ერთ-ერთი მნიშვნელოვანი თვისებაა სიმაგრე ანუ მიკრომექანიკა.

იმის მიხედვით თუ რა სიდიდის სიმაგრეა განსასაზღვრი და რა მეთოდი გამოიყენება, განასხვავებენ სიმაგრის მზომებს მიკროსიმაგრისა და კნუპის მიხედვით, ასევე მაკროსიმაგრის მზომებს ბრინელის, ვიკერსის, როკველის მეთოდების მიხედვით.

მიკროსიმაგრის განსაზღვრისათვის ძირითადი კვანძებია სასაგნო მაგიდა, პროგრამირებული მოწყობილობა ინდენტორით დატვირთვისათვის, მოწყობილობა ანაბეჭდის ასაზომად და სიმაგრის ასათვლელად.

სიმაგრე მასალის ან ნივთიერების თვისებაა წინააღმდეგობა გაუწიოს ადგილობრივ დეფორმირებას ან დაშლას, მასში შედარებით მაგარი სხეულის (ინდენტორის) დაწოლის დროს [2.9-2.11].

შეფასება ხდება რიცხვებით, რომლებიც დამოკიდებულია გაზომვის მეთოდზე.

სიმაგრეს ზომავენ დაწოლის მეთოდით, ქანქარას რხევით, მაგნიტური, დრეკადი უკუგებით, დაკაწვრით.

გამოყენებული განსაზღვრის მეთოდის მიხედვით მიღებულია განასხვავონ მიკროსიმაგრე (ჩვეულებრივ დატვირთვა 4,9 N-მდე) და მაკროსიმაგრე.

ბირბაუმის მეთოდით სიმაგრე განისაზღვრება ნაკაწრის სიგანით, რომელიც აღიბეჭდება ნიმუშის ზედაპირზე ალმასის წვერის გარკვეული დაწოლით გატარებისას. ნაკაწრის სიგანე იზომება მიკროსკოპით. ეს არის სიმაგრის გაზომვის ერთ-ერთი სტატისტიკური მეთოდი. ამ მეთოდმა ფართო გამოყენება ვერ პოვა.

ბრინელის მეთოდით სიმაგრე იზომება ფოლადის ბურთულით, რომელიც ჩაიზნიქება ნიმუშის ზედაპირზე და მეიერის მეთოდისაგან განსხვავდება გამოსათვლელი ფორმულით. ეს არის სიმაგრის განსაზღვრის სტატისტიკური მეთოდი. გამოწრთობილი ფოლადის ბურთულას დიამეტრი 10,5 ან 2,5 მმ-ია. სიმაგრის რიცხვი ბრინელით (HB) განისაზღვრება პასკალებით და ტოლია:

$$HB = 2P / \Pi D (D - \sqrt{D^2 - d^2}),$$

სადაც p დატვირთვაა ნიუტონებში; D – ბურთულას დიამეტრი, მ; d – ანაბეჭდის დიამეტრი, მ,

განსაზღვრის ასახვის უზრუნველსაყოფად დატვირთვა ისე შეირჩევა, რომ ფარდობა p/D ყველა შემთხვევაში იყოს ერთნაირი. სხვადასხვა სიმაგრის მასალების გამოყენების შემთხვევაში ფარდობა p/D და დატვირთვის დრო რეგლამენტირებულია.

მეთოდი ძირითადად გამოიყენება შედარებით რბილი მასალებისათვის მოოსის სიმაგრით <8-ზე: ბრონზა, ლატუნი, ფოლადი, თუჯი და სხვა.

ვიკერსის მეთოდით სიმაგრე იზომება ოთხწახნაგა ალმასის პირამიდის დაწოლით ნიმუშის ზედაპირზე. საპირისპირო წახნაგებს შორის კუთხე პირამიდაში 2,38 რადიანს (1360) უდრის. ეს არის სიმაგრის განსაზღვრის სტატისტიკური მეთოდი, იზომება პასკალებში რიცხობრივი გამოსახულებით:

$$HV=1,854 p/d,$$

სადაც: p არის დატვირთვა ნიუტონებში; d – ანაბეჭდის დიაგონალი მეტრებში.

მეთოდის უპირატესობაა სიმაგრის რიცხვის დამოკიდებულება დატვირთვაზე მისი მნიშვნელობის ფართო ინტერვალში და მასალის თხელი ზედაპირული ფენების კვლევის საშუალება.

კნუპის მეთოდი – არის მიკროსიმაგრის განსაზღვრა ნიმუშის ზედაპირზე ოთხწახნაგა ალმასის პირამიდის დაწოლით. საპირისპირო წახნაგებს შორის კუთხე 2,27 და 3,01 რადიანია (1320 და 1720). ეს არის სიმაგრის განსაზღვრის ერთ-ერთი სტატისტიკური მეთოდი. რიცხობრივად:

$$HKN = P/cI^2$$

და ოზომება პასკალებში, სადაც $C=0,7028$ – მუდმივა, L – დიდი დიაგონალის სიგრძე, P – დატვირთვა ნიუტონებში, $1-5 H$ დატვირთვისას მიკროსიმაგრის და HKN პრაქტიკულად ემთხვევა.

ეს მეთოდი გამოიყენება მასალათა ძალიან თხელი ფენების გასაზომად. ვინაიდან ინდენტორის შეღწევა მასალაში უმნიშვნელოა, მეთოდი შემუშავებულია და ფართოდ გამოიყენება აშშ-ში სხვადასხვა მასალის მიკროსიმაგრის, განსაკუთრებით კი მყიფე მასალის –კერამიკების, მინისა და სხვა თვისებათა განსაზღვრისათვის.

მეიერის მეთოდის შემთხვევაში მასალათა სიმაგრის განსაზღვრად გამოიყენება ფოლადის ბურთულა.

მეიერის მეთოდი ბრინელის მეთოდისაგან განსხვავდება გამოსათვლელი ფორმულით. ესეც ერთ-ერთ სტატისტიკური მეთოდია. ამ შემთხვევაში დატვირთვა მიმართულია არა

ზედაპირზე, არამედ ანაბეჭდის პროექციის მიმართ საწყის ფართობზე.

$$HM = 4P/ \Pi d^2,$$

სადაც P დატვირთვა; d – ანაბეჭდის დიამეტრი.

ეს მეთოდი ბრინელის მეთოდთან შედარებით ზუსტია. სიმაგრე ახასიათებს მასალის უნარს წინააღმდეგობა გაუწიოს დეფორმირებას. მეთოდს არა აქვს გადამწყვეტი უპირატესობა, ამიტომ ფართო გავრცელება ვერ მოიპოვა.

სიმაგრე მოოსის მიხედვით მინერალოგიურ სკალაზე განისაზღვრება ერთი მინერალის მიერ მეორის დაკაწვრით. განსაზღვრისათვის გამოიყენება ათი ეტალონი, რომელსაც აქვს თავისი შესაბამისი ნომერი და მიესადაგება სიმაგრეს მოოსის სკალით.

1. ტალკი – $3MgO \cdot 4SiO_2 \cdot H_2O$
2. თაბაშირი – $CaSO_4 \cdot 2H_2O$
3. კალციტი – $CaCO_3$
4. ფლუორიტი – CaF_2
5. აპატიტი – კალციუმის ფოსფატი – $Ca_3(PO_4)_2$
6. ორთოკლაზი – $K_2O \cdot Al_2O_3 \cdot 6SiO_2$
7. კვარცი – SiO_2

8. ტოპაზი – $Al_2[SiO_4]_2(F,OH)_2$

9. კორუნდი – Al_2O_3

10. ალმასი – თვითნაბადი ნახშირბადის ნაირსახეობა.

სიმაგრე მოოსით და მიკროსიმაგრე ($H\mu$) ერთმანეთთან დაკავშირებულია ემპირიული ფორმულით:

$$HMo = 2,14 \sqrt[3]{H\mu}$$

სადაც $H\mu$ გიგაპასკალებშია.

როკველის მეთოდით სიმაგრეს განსაზღვრავენ ალმასის კონუსის მასალის ზედაპირზე დაწოლის შედეგად. ესეც სიმაგრის განსაზღვრის ერთ-ერთი სტატიკური მეთოდია. არსებობს სამი სკალა. HRA – ზემაგარი მასალებისათვის (ინდენტორი ალმასის კონუსი კუთხით წვეროსთან 2,1 რადიანი (1200). HRB – რბილი მასალებისათვის (ინდენტორი – ბურთულა დიამეტრით 1,59 მმ) და HRC – რბილი მასალებისათვის იგივე ინდენტორით, როგორც HRA დროს.

პირველად ინდენტორით მასალაზე დაწოლა ხდება 98 ნიუტონი ძალით, ხოლო შემდეგ განსაზღვრული ძალით (490 ნიუტონი A სკალისათვის, 882 ნიუტონი B სკალისათვის, 1370 ნიუტონი – C -სკალისათვის).

როკველის ერთეულად თვლიან მნიშვნელობას, რომელიც შეესაბამება ინდენტორის გადაადგილებას 0,002 მმ-ზე.

ათვლას აწარმოებენ სიმაგრის საზომი ხელსაწყო სკალაზე. სიმაგრეებში და განსაზღვრის სისწრაფემ მეთოდის ფართო გავრცელება განაპირობა.

შორის მეთოდი – გულისხმობს მასალის ზედაპირიდან თავისუფლად ვარდნილი ქანქარას ასხლეტას. ეს არის სიმაგრის განსაზღვრის დინამიკური მეთოდი, პრაქტიკულად განსაზღვრავენ მასალის უნარს, წინააღმდეგობა გაუწიოს დრეკად ან დრეკად პლასტიურ დეფორმირებას. როგორც სხვა დინამიკური მეთოდები, ესეც გამოიყენება იმ შემთხვევაში, როცა სტატიკური მეთოდების გამოყენება მიზანშეწონილი არ არის.

2.4. დაყალიბებულ ნაკეთობათა თერმული დამუშავების დროს მიმდინარე პროცესები

თერმული დამუშავების მიზანია ფხვნილის ნაწილაკების გაერთიანება მონოლითურ პოლიკრისტალურ მყარ სხეულში, რომელსაც კომპაქტური მასალის მსგავსი თვისებები ექნება. თერმული დამუშავების პროცესი ორი

ეტაპისაგან შედგება: ტექნოლოგიური შემაკავშირებლის ⁶ მოცილება და შეცხოზა.

⁶ შემაკავშირებელი თავისი ადვანტიური ზემოქმედებით შეაწეობს მყარ ნაწილაკებს და განაპირობებს კერამიკული, დაწნეხილი მასალის სიმტკიცეს, რომელიც საჭიროა გამოწვისათვის. მოთხოვნები A შემაკავშირებლების მიმართ შემდეგია: მაღალი მაქსასტიფიცირებელი უნარი ანუ მასისათვის საჭირო პლასტიკურობის უზრუნველყოფა, პლასტიფიკატორის მინიმალური რაოდენობის შემცველობისას; მაღალი აქროლადობა შედარებით დაბალ ტემპერატურებზე, არ შეიცავდეს არააქროლად მინარევებს, რომლებიც დააჭუჭყიანებს საწნებს ფხვნილს და დაარღვევს ქიმიურ შედგენილობას; დაბალი აბრაზიული თვისებები (წნებ-ფორმის ცვეთის შესამცირებლად); მცირე ჰიგროსკოპიულობა; ფხვნილში მთლიანად გადანაწილების უნარი. კერამიკის ტექნოლოგიაში შემაკავშირებელ ნივთიერებად გამოიყენება: პოლივინილის სპირტი, პარაფინი, ხელოვნური ცვილი, ცვილის ემულსია, დექსტრინი, მეთილცელულოზა, წყალი და სხვა. გასათვალისწინებელია, რომ წყალშემცველი შემაკავშირებლების გამოყენება, რაც შემთხვევებში, იწვევს ოქსიდების ჰიდრატაციას, რაც გამოწვის პროცესში ზრდის კერამიკის ფორიანობას. კერამიკის სიმკვრივის გაზრდისათვის მიზანშეწონილია მასაში შეყვანილ იქნეს შემაკავშირებლის მინიმალური რაოდენობა, რომელიც განისაზღვრება ნაწილაკების ზედაპირის დამფარავი მონომოლეკულური ფენით. თანაბარი გადანაწილებისათვის შემაკავშირებელს ფხვნილის მასაში ინტენსიურად შეურევნ ცხელ ან ცივ მდგომარეობაში, რამდენიმეჯერ გაცრიან წმინდა საცერში და აშრობენ. გარკვეულ სინესტემდე ცივად შეყვანის შემთხვევაში შემაკავშირებელს წინასწარ ხსნიან ადვილად აქროლად გამხსნელში (ბენზინი, აცეტონი, ოთხქლოროანი ნახშირბადი და სხვა), რომელიც ფხვნილთან შერევის შემდეგ ადვილად აორთქლდება და ფხვნილის ნაწილაკებზე შემაკავშირებლის თხელ ფენებს ტოვებს.

პირველი ეტაპი მიმდინარეობს შემაკავშირებლის ლღობისა და აორთქლების ტემპერატურაზე და მთავრდება ფხვნილის ნაწილაკების შეცხოზის დასაწყის ტემპერატურებზე. მეორე ეტაპი მიმდინარეობს შეცხოზის⁷ ტემპერატურის დასაწყისიდან იმ ტემპერატურამდე, რომლებიც უზრუნველყოფს ფხვნილის ნაწილაკების შეცხოზის პროცესის დასრულებას და მკვრივი მონოლითური კონსოლიდირებული ⁸ მასალის შექმნას [2.4, 2.12-2.15].

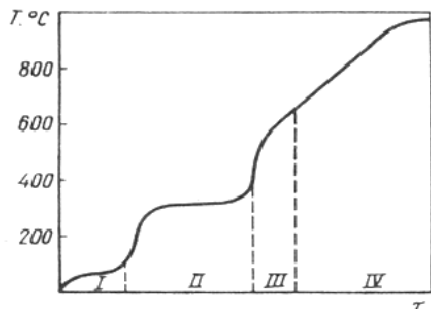
2.5. ტექნოლოგიური შემაკავშირებლის მოცილება

ამ ეტაპის მთავარი ამოცანაა დაყალიბებული ნაკეთობის შესაცხოზად მომზადება. ნამზადის კონფიგურაცია ამ პროცესში უცვლელი უნდა დარჩეს. შემაკავშირებლის მოცილებას ახორციელებენ ნაკეთობაში ტემპერატურის აწევით, რაც განაპირობებს სისტემის სიბლანტისა და სტრუქ-

⁷ შეცხოზა არის ფხვნილების თერმული დამუშავების პროცესის დროს მიმდინარე ფიზიკურ-ქიმიური გარდაქმნები, რომელიც კონსოლიდაციის მიზნით ტარდება.

⁸ კონსოლიდაცია არის ქიმიურ-ტექნოლოგიური პროცესი ან პროცესთა ერთობლიობა, მთლიანი, შეკავშირებული მყარი მასალის მისაღებად, იქნება ეს მასალა ფორიანი თუ ღია ფორების გარეშე.

ტურულ-მექანიკური სიმტკიცის შემცირებას. ამის შედეგად ნამზადმა გარკვეულ ტემპერატურაზე შეიძლება დეფორმირება განიცადოს საკუთარი მასის ზეწოლის შედეგად. ამის თავიდან ასაცილებლად უნდა შეირჩეს სპეციალური თერმული დამუშავების რეჟიმი. შემკავშირებლის აორთქლების დაწყება შეიძლება მოხდეს დაბალ ტემპერატურებზე, რომლის დროსაც დეფორმაცია ჯერ არ არის დაწყებული. განვიხილოთ გახურების თერმული რეჟიმი, რომელიც, როგორც წესი, შეიცავს ოთხ უბანს (სურ. 2.1).



სურ. 2.1. ნაკეთობიდან შემკავშირებლის მოცილების ტემპერატურული რეჟიმი დროზე დამოკიდებულებით

პირველი უბანი შეესაბამება ორგანული შემკავშირებლის ლღობას (60°C), მეორე უბანი (60 –დან 300°C - მდე) – გაღობილი შემკავშირებლის მიგრაციას, ამავედროულად შეინიშნება აირგამოყოფის პროცესი. შემკავშირებლის მოცილება შეიძლება მიმდინარეობდეს როგორც მიგრაციით, ისე აორთქლებით. თერმოპლასტიკური შემკავშირებლის დიდი რაოდენობით შემცველობისას, სასურველია მისი მიგრაცია თხიად მდგომარეობაში, ვინაიდან პროცესი მიმდინარეობს დაბალ ტემპერატურებზე აორთქლებასთან შედარებით, რაც უგულუბელყოფს დეფორმაციას. ამისათვის ნამზადს ათავსებენ წვრილდისპერსიულ ფხვნილში – ადსორბენტში. გახურებისას ფხვნილი ადსორბირებს მის ზედაპირზე გამოსულ შემკავშირებელს. შემკავშირებლის შემდგომი მოცილება ხდება აორთქლებით 300°C ტემპერატურაზე. გახურებისას ამ უბანზე მიმდინარეობს ორგანული შემკავშირებლის მნიშვნელოვანი ნაწილის მოცილება, რასაც თან სდევს ნამზადის სიმტკიცის მნიშვნელოვანი შემცირება. ამ ტემპერატურულ დიაპაზონში მიზანშეწონილია ტემპერატურის ნელი მატება და პერიოდული გაჩერება ნაკეთობის თანაბარი გახურებისათვის, რათა თავიდან იქნეს აცილებული შემკავშირებლის

ინტენსიური აორთქლება და ნაკეთობაში დეფექტების გაგენა. რაც უფრო სქელკედლიანია ნაკეთობა, მით უფრო ხანგრძლივი უნდა იყოს ტემპერატურის გაჩერება. მეოთხე უბანი (300-დან 600°C-მდე) შეესაბამება ნახშირწყალბადების დაშლის ქიმიურ პროცესს, რის ხარჯზეც მოცილდება შემაკავშირებლის ნარჩენები, ამასთან ნახშირწყალბადების ნაწილი დაშლის გამო ნარჩენ ნახშირბადს წარმოქმნის.

მესამე უბანი (600-დან 950°C-მდე) – მიმდინარეობს ნახშირბადოვანი ნარჩენების ამოწვა. განხილული რეჟიმი ზოგადი ხასიათისაა. სხვადასხვა კონფიგურაციის ნაკეთობებისა და შედგენილობისათვის ტემპერატურული დატვირთვა ყოველ უბანზე განისაზღვრება ემპირიულად ისე, რომ გარანტირებული იყოს მოცულობითი ცვლილებების უსაფრთხოება. განსაკუთრებით საშიში ტემპერატურული პერიოდია გახურებისას შემაკავშირებლის მყარი მდგომარეობიდან თხიადში გადასვლა და თხიადიდან აირადში.

შეცხოზა კერამიკული ტექნოლოგიის მთავარი ეტაპია, როდესაც მიმდინარეობს კერამიკული ნაკეთობის წარმოქმნის პროცესი და განსაზღვრავს მის ძირითად მექანიკურ და ელექტროფიზიკურ თვისებებს. შეცხოზა არის წვრილდისპერსიულ მასალათა აგლომერაცია მტკიცე მონოლითური და

მაღალი სიმკვრივის პროდუქტის წარმოსაქმნელად. შეცხოზა ხორციელდება ნამზადის გახურების გზით შესაბამის ტემპერატურამდე, რომელიც კერამიკული მასალის ლღობის ტემპერატურის დაახლოებით 0,8-ს შეადგენს. ამ პროცესის დროს ნედლეულის ნარევი მიმდინარეობს სხვადასხვა ფიზიკურ-ქიმიური პროცესი, რის შედეგადაც წარმოიქმნება ახალი ქიმიური ნაერთები, მყარი ხსნარები, მინისებრი ფაზა და კრისტალური ახალწარმონაქმნები. შეცხოზის შედეგად მიღებული მონოლითური პროდუქტი ხასიათდება კრისტალიტების გარკვეული სიმკვრივით ფორმით და ზომით, ფორიანობის ხასიათით, მინარევების გადანაწილებით და მიკროკომპონენტებით. ამ თვისებათა ერთობლიობა მასალათა კერამიკულ სტრუქტურას შეადგენს, რომელიც მჭიდროდაა დაკავშირებული მაგნიტურ, ელექტრულ და მექანიკურ თვისებებთან.

კერამიკის თვისებები შეიძლება ვარეგულიროთ ფართო ზღვრებში, მხოლოდ კერამიკული სტრუქტურის ცვლილებით, რომელიც განისაზღვრება შეცხოზისას გამოწვის რეჟიმით (ტემპერატურის ცვლილებით დროში და აირადი გარემოთი). გამოწვის რეჟიმი აიგება შესაბამისი სისტემის მდგომარეობის დიაგრამის საფუძველზე, კაზმის ქიმიური

და გრანულომეტრიული შედგენილობიდან გამომდინარე, ნამზადის ზომისა და კონფიგურაციის გათვალისწინებით. განასხვავებენ შეცხოზის ორ სახეობას:

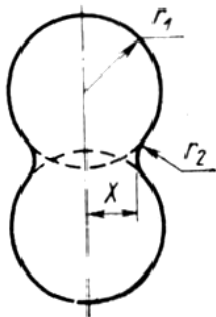
1. მყარფაზური შეცხოზა – დამახასიათებელია მასებისათვის, რომლებიც მხოლოდ მყარი ფაზებისაგან შედგება. მაგ., მხოლოდ სუფთა ალუმინის ან მაგნიუმის ოქსიდი და სხვა.

2. თხიადფაზური შეცხოზა, დამოკიდებულია თხიადი ფაზის რაოდენობაზე, იყოფა: თხიადფაზური შეცხოზა – დამახასიათებელი რთული კიმიური შედგენილობის მასებისათვის, რომელთა გახურებისას წარმოიქმნება თხიადი ფაზის მნიშვნელოვანი რაოდენობა (მეტი 30%-ზე); შერეული-მყარი თხიადფაზური შეცხოზა, როცა პროცესში მონაწილეობს შედარებით მცირე რაოდენობის თხიადი ფაზა (2-12%).

კრისტალური ფხვნილების შეცხოზის მექანიზმი მიზანშეწონილია განვიხილოთ, როგორც შემდეგი პროცესების შედეგი: ნაწილაკების გადაადგილება ერთმანეთის მიმართ; ბლანტი დენადობა ანუ ატომებისა და იონების გადატანა მარცვლების მოცულობიდან საკონტაქტო ჩასადინარში, რის შედეგადაც მიმდინარეობს მარცვლების ცენტრების დაახლო-

ება და შედეგად მასალის ჩაჯდომა; ზედაპირული დიფუზია ანუ ნივთიერების გადატანა ნაწილაკების ზედაპირულ ფენებში; ნივთიერების გადატანა ორთქლის დიფუზიით აირადი ფაზიდან; მოცულობითი დიფუზიით, რომელსაც მიეყვართ ატომების (იონების) კონცენტრაციების გაწონასწორებამდე და ვაკანსიების გაჩენამდე კრისტალურ ნაწილაკში; ნაწილაკების პლასტიკურ დეფორმაციამდე, რომელიც მიმდინარეობს ცხელი წნეხის პროცესში; რეკრისტალოზაცია. დაწნეხილი შიხტა, მომზადებული შეცხოზისათვის, არის სისტემა ჭარბი თავისუფალი ენერგიით. თავისუფალი ენერგიის წყაროდ შიხტაში გვევლინება ფორების შიგა ზედაპირი, მიკროკრისტალების გარე ზედაპირი და მათი კრისტალური მესრის დეფექტები, რომლებიც წარმოიქმნება შიხტის სინთეზისა და წნეხის პროცესში. ამ თავისუფალი ენერგიის სიჭარბეა შეცხოზის პროცესის მამოძრავებელი ძალა. შეცხოზის პროცესი პირობითად შეიძლება სამ სტადიად დაიყოს. პირველ სტადიაზე მთავარი მამოძრავებელი ძალაა წვრილდისპერსიული ნაწილაკების ჭარბი თავისუფალი ზედაპირული ენერგია, რომელიც წარმოქმნის წნევებს, რომლებიც საჭიროა ნამზადის შესაკუმშად და თავისუფალი ზედაპირის შესამცირებლად. ამ

წნევის ზეგავლენით შესაძლებელია ნაზადის გამკვრივება ნაწილაკების სასაზღვრო ზედაპირების ურთიერთსრიალის შედეგად.



სურ. 2.2. სფერული ფორმის მარცვლების ურთიერთქმედების პროცესის მოდელური სქემა შეცხოების დროს
1 – სფერული მარცვლის რადიუსი; 2 – ყელის სიმრუდის რადიუსი; 3 – კონტაქტის რადიუსი (კონტაქტური ჭორობა)

ფორიანი ნაკეთობის გამკვრივების პროცესში მნიშვნელოვანი როლი ენიჭება აგრეთვე შიხტის კრისტალურ მარცვლებში არსებულ ნარჩენ დაძაბულობებს. ნაწილაკებს შორის შეცხოების ძალები და მარცვალთა საზღვრებზე

სრიალის საწინააღმდეგო ძალები იმდენად მცირეა, რომ ნაზადზე ნაკლები ზემოქმედების დროსაც კი შეიძლება ველოდოდ გამკვრივების მნიშვნელოვან სიჩქარეს. ნაწილაკების მკვრივი ჩანაწყობის მიღწევისას მთავრდება მარცვალთა საზღვრებზე სრიალის პროცესი, ამასთან ნაწილაკების შეცხოების ხარჯზე ინტენსიურად იზრდება ნაწილაკების საკონტაქტო ფართობი. ფხვნილის ნაწილაკების წერტილოვანი შეცხოვა მიმდინარეობს ნივთიერების გადანაწილების შედეგად, ქიმიური პოტენციალის გრადიენტის ზეგავლენით, რომელიც წარმოიქმნება კონცენტრაციის გრადიენტის არსებობისას, მექანიკური წნევის ან ტემპერატურის შედეგად. ნივთიერების გადანაწილება შესაძლებელია დიფუზიით (ზედაპირული და მოცულობითი), ბლანტი დანადობით, აგრეთვე აორთქლება-კონდენსაციის მექანიზმებით. ყოველი ამ მექანიზმის მოქმედება ხასიათდება დროში ცვლილების თავისი კანონებით, ცალკეულ ნაწილაკებს შორის კონტაქტის ზომით. მასის გადატანის მექანიზმის დაყოფა შეცხოების პროცესში განიხილება მოდელური წარმოდგენით – კონტაქტის რადიუსის ზრდის X დამოკიდებულებით პროცესის τ დროზე. 2.2 სურათი გვიჩვენებს არამდგრადი სისტემის მყარფაზური შეცხოების

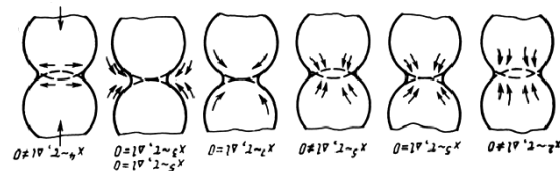
მოდელურ სქემას. სისტემა შედგება ერთგვაროვანი სფერული ფორმის მარცვლებისაგან, ჩასადინარის წარმონაქმნით. გამოწვის პროცესში ყელის სიმრუდის რადიუსი იზრდება, ნაწილაკებს შორის კონტაქტი ფართოვდება, ხოლო მარცვლების რადიუსი მცირდება. მარტივ შემთხვევაში სფერული ნაწილაკების შეცხოვის მოდელისათვის პროცესი აღიწერება დამოკიდებულებით:

$$x n = K \tau$$

სადაც k კონსტანტაა, რომელიც განისაზღვრება ტემპერატურით და მასალის თვისებებით; n - ხარისხის მაჩვენებელი.

მასის გადატანისას დიფუზიურ-ბლანტი დენადობით საკონტაქტო ფართობის ზრდა განისაზღვრება ატომთა მიზანმიმართული გადაადგილებით ნაწილაკების მოცულობიდან საკონტაქტო ყელისაკენ (სურ. 2.3, ა). ამ პროცესის სიჩქარე განისაზღვრება ნივთიერების დინამიკური სიბლანტით, რომელიც დიფუზიის მოცულობითი კოეფიციენტის უკუპროპორციულია. მასის გადატანის ამ მექანიზმისათვის ხარისხის მაჩვენებელი $n=2$ და შეცხოვის პროცესს თანახლავს ნაწილაკების ცენტრების დაახლოება.

მოცულობითი თვითდიფუზიის ხარჯზე ნივთიერების გადატანის მექანიზმის რეალიზაცია ხორციელდება ორი მიმართულებით და დამოკიდებულებით იმაზე, თუ როგორი სახეობისაა ჭარბი ვაკანსიების ჩასადინარი, რომელიც წარმოიქმნება ყელის ზედაპირის ჩაღუნვის სიახლოვეს. თუ ვაკანსიების ჩასადინარი არის ნაწილაკების ამოზურცული ზედაპირი, მაშინ ატომების დიფუზური ნაკადი მისი მეშვეობით ფორმირდება, $n=5$ და კონტაქტის ფართობის ზრდა არ მოჰყვება.



სურ. 2.3. მყარი მარცვლების ურთიერთშეცხოვის ძირითადი მექანიზმების სქემა. 1 – ბლანტი დენადობა; 2 – მოცულობითი დიფუზია; 3 – მოცულობითი დიფუზია კონტაქტის უბანში ჩასადინარის არსებობისას; 4 – ზედაპირული დიფუზია; 5 – ნივთიერების გადატანა აირადი ფაზიდან; 6 – შეცხოვა შემკუმშავი დამაბულობის ზეგავლენით

ცენტრების დაახლოება (სურ. 2.3 ბ). იმ შემთხვევაში, თუ ჭარბი ვაკანსიების ჩასადინარი არის ნაწილაკებს შორის საზღვარი ან დისლოკაციები ნაწილაკების მოცულობაში, ასევე $n=5$, ხოლო საკონტაქტო ფართობის ზრდას თან სდევს ნაწილაკების ცენტრების დაახლოება (სურ. 2.3 გ). ნივთიერების გადატანისას ატომების (და ვაკანსიების) დიფუზიის შედეგად საკონტაქტო ნაწილაკების პროფილის ამოზურცული უბნების ზედაპირის გასწვრივ ჩაზნექილი უბნებისაკენ $n=7$. საკონტაქტო ყელის ფართობის ზრდას ამ შემთხვევაში არ ახლავს ნაწილაკების ცენტრების დაახლოება (სურ. 2.3, დ). ნივთიერების გადატანა აირადი ფაზიდან ყელისაკენ ხდება ორთქლის წონასწორული წნევის სხვაობის შედეგად, საკონტაქტო ნაწილაკების პროფილის ამოზურცული და ჩაზნექილი უბნებიდან. ამ შემთხვევაში საკონტაქტო ყელის ფართობის ზრდის კანონი განისაზღვრება მასის გადატანის მექანიზმებით აირად ფაზაში: ინერტული აირის მცირე წნევებისას (მოლეკულური ნაკადის რეჟიმი) $n=3$, ხოლო მაღლის შემთხვევაში (დიფუზიის რეჟიმი) – $n=5$. შეცხოების პროცესი არ მიმდინარეობს მარცვლების ცენტრების დაახლოებით (სურ. 2.3, ე). შემკუმშავი დამაბულობის ზეგავლენით (ცხელი წნეხის შემთხვევაში) ნივთიერების

გადატანა ყელისაკენ ხორციელდება დიფუზიის მექანიზმით, საკონტაქტო მარცვლების საზღვრის გასწვრივ, შედეგად $n=4$. ეს პროცესი მიმდინარეობს ცენტრების დაახლოებით (სურ. 2.3, ვ). მექანიზმები, რომლებიც განაპირობებს ცენტრების დაახლოებას, ხელს უწყობენ ნაკეთობის ჩაჯდომას შეცხოების პროცესში. ჩაჯდომის დამოკიდებულება დროში აღიწერება ფორმულით:

$$(\Delta l/l)m = k_1 \tau,$$

სადაც Δl არის ხაზობრივი ზომების ცვლილება l შეცხოების პროცესში τ დროის განმავლობაში, k_1 - მუდმივა; m - ხარისხის მაჩვენებელი. რეალურად, ფხვნილების შეცხოებისას, შეიძლება მუშაობდეს რამდენიმე მექანიზმი, მაშინ ხარისხების n და m მაჩვენებლები ზემოთ მოყვანილ ტოლობებში, იქნება საშუალო სიდიდეები. გასათვალისწინებელია, რომ რთული ფორმის ნაწილაკების ურთიერთ-შეცხოების კინეტიკა დამოკიდებულია საკონტაქტო უბნის გეომეტრიაზე. მაგ., მოცულობითი მექანიზმისათვის ნემსი-ნემსი სრულდება კანონი $X_3 = k\tau$ და არა $X_5 = k\tau$, როგორც ეს იყო სფერული ნაწილაკებისათვის. განხილული მოდელი პირველი საწყისი სტადიისათვის არ იქნება მართებული, როდესაც წარმოიქმნება შემხები ნაწილაკების განვითარე-

ბული სისტემა და შეცხოვის პროცესი გადადის მეორე სტადიაში. ამ მომენტისათვის საკონტაქტო ყელის რადიუსი აღწევს 0.2–0.3 შესაცხოზი ნაწილაკების რადიუსის, ხოლო დაწნეხილი ნაკეთობის ჩაჯდომა 4–6 % შეადგენს.

შეცხოვის მეორე სტადიაზე ნაწნეხის შემდგომი გამკვრივება დაკავშირებულია ზომების შემცირებასა და მასში არსებული ყველა ფორის ტრანსფორმაციასთან. თავდაპირველად ისინი იღებენ შემაკავშირებელი არხების სახეს, ხოლო შემდგომ მიმდინარეობს მათი ინტენსიური შემცირება, იზოლაცია ერთმანეთისაგან და შორისი სტადიის ბოლოს უკვე შეინიშნება იზოლირებული ფორები, რომლებიც განლაგებულია მარცვლების საზღვრებზე ან მათ შიგნით. ფორების თანაბარი გადანაწილებისას მატრიცაში მიმდინარეობს ფორიანი მასალის თანაბარი გამკვრივება და მისი მექანიკური სიმტკიცის ზრდა. გამკვრივების პროცესი ხორციელდება კაპილარული წნევის ზემოქმედებით, რომელიც მოდებულია თავისუფალი ზედაპირების უბნებზე მცირე სიმრუდის რადიუსით. ამ პროცესის კინეტიკა განისაზღვრება იმ გარემოს ბლანტი დენადობის სიჩქარით, რომელშიც განლაგებულია ფორები. გარემოს ბლანტი დენადობა, თავის მხრივ, ხორციელდება ფორების ზედაპირიდან

ნაწილაკების მოცულობაში ვაკანსიების აორთქლების მეშვეობით, მათი შემდგომი დალექვით ფორების მიმდებარე საზღვრებზე, მათ შორის დისლოკაციურზეც. დისლოკაციების მიერ ვაკანსიების შთანთქმა, მაგალითად მცირეკუთხოვანი საზღვრებისა, განაპირობებს მათ გადაადგილებას. ვაკანსიების დიფუზია საზღვრებისაკენ შესაძლებელია განხორციელდეს როგორც საზღვრის მოცულობიდან, ისე უშუალოდ საზღვრისპირა ფენაში. ვინაიდან საზღვრისპირა ფენაში კრისტალური მესრის პერიოდულობა დარღვეულია, ვაკანსიების მოძრაობა ამ უბანზე მიმდინარეობს ნაკლები ენერგეტიკული დანახარჯებით და ზედაპირული და მოცულობითი დიფუზიის კოეფიციენტების სხვაობამ შესაძლებელია 2–4 ხარისხს მიაღწიოს.

ზოგიერთი მასალისათვის, რომელიც შეცხოვის ტემპერატურაზე ფლობს ორთქლის შედარებით მაღალ წონასწორობულ წნევას, შესაძლებელია აგრეთვე ნივთიერების მნიშვნელოვანი გადანაწილი აირადი ფაზის მეშვეობით. ვინაიდან აორთქლების პროცესების სიჩქარე მნიშვნელოვნად განისაზღვრება დეფექტების ხასიათით და მარცვლების კრისტალურ მესერში მათი გადანაწილებით, შეცხოვის პროცესის ინტენსიობა დამოკიდებულია შიხტის კომპონენტების

ქიმიურ და თერმულ წინასიტორიაზე, რომლებიც ძირითადად განსაზღვრავს მათ დეფექტურობას. მეორე სტადიაზე ნაწნების ჩაჯდომის სიჩქარე მაქსიმალურია პირველ და მესამე სტადიასთან შედარებით. ეს განპირობებულია მარცვალთა შორის ყელის (ჩასადინარების) ინტენსიური ზრდით, მარცვლებს შორის ახალი საზღვრების წარმოქმნით, ღია ფორების მოცილებით, რის შედეგადაც მიმდინარეობს მარცვალთა საზღვრების დაახლოება, რაც მარცვალთა შორის საზღვრების ზომების ზრდას იწვევს. მეორე სტადია ყველაზე მოკლეა დროში, მაგრამ ამ პერიოდში მიიღწევა ნაკეთობის ძირითადი გამკვრივება თერმული დამუშავების პროცესში.

შეცხოვის პროცესის მესამე უკანასკნელ სტადიაზე მიმდინარეობს მეორე სტადიაზე წარმოქმნილი ფორების მოშუშება. ამ სტადიაზე გამკვრივების პროცესის მამოძრავებელი ძალაა ფორების შიგა ზედაპირების ჭარბი თავისუფალი ენერგია. ყოველი ფორის შიგნით არსებობს უარყოფითი წნევა, რომელიც (მრგვალი ფორის შემთხვევაში) $2\gamma / r$ ტოლია, სადაც γ ფორის შიგა ზედაპირის ხვედრითი თავისუფალი ენერგიაა (ზედაპირული დაჭიმულობა); r - ფორის რადიუსი. ეს წნევა ეკვივალენტურია მისი ტოლი

დადებითი წნევის აბსოლუტური მნიშვნელობისა, რომელიც ზემოქმედებს ნაკეთობის გარე ზედაპირზე. ყველა ფორის წნევების ჯამი იწვევს ნაკეთობის გამკვრივებას. ფორების მოშუშება მიმდინარეობს რამდენიმე მექანიზმით, ფარდობის დამოკიდებულებით ფორის ხაზობრივი ზომების R და ვაკანსიების წყაროებსა და ჩასადინარებს შორის საშუალო დაცილების L ხასიათზე. თუ $R/L < 1$, მაშინ განმსაზღვრელი იქნება ფორის ვაკანსიის ხსნადობის მექანიზმი, ვაკანსიების შემდგომი დიფუზიით უახლოესი ჩასადინარისაკენ. იმ შემთხვევაში, თუ $R/L > 1$, ფორი მოშუშდება ნივთიერების დეფექტური გარემოს დიფუზიური ბლანტი დენადობის შედეგად. თუ $R/L \approx 1$, ორივე მექანიზმი მუშაობს ერთდროულად. ყველა ამ შემთხვევაში მიმდინარეობს მარცვალთა ცენტრების დაახლოება, რაც განაპირობებს ნაწნების ჩაჯდომას. ფორების მოშუშების პროცესში, კონტაქტების ზრდის და სასაზღვრო ბადეების განვითარების ფორმირებისას, საწყისი მარცვლების ზედაპირული ენერგია ნაწილობრივ გადადის სასაზღვრო ენერგიაში, რომელიც აგრეთვე შეცხოვის პროცესის მამოძრავებელი ძალა ხდება. მისი ზემოქმედების შედეგად მიმდინარეობს მარცვლების საზღვრების მოძრაობა საკუთარი სიმრუდის რადიუსის

ცენტრების მიმართულებით, რასაც პროცესი მიჰყავს მარცვლების გამსხვილებამდე ანუ რეკრისტალიზაციამდე. საზღვრების მოძრაობის შედეგად შესაძლებელია, რომ მოხდეს მარცვლების შიგნით ფორების ჩათრევა, რაც განაპირობებს დახურული ფორების წარმოქმნას. ასეთი ფორების მოშუშება (გაქრობა) შესაძლებელია მიმდინარეობდეს ზემოთ აღწერილი მექანიზმებით ან მათი მოძრაობით, როგორც ერთიანი მთლიანი ნიმუშის ზედაპირისაკენ. ამ პროცესის თანამდევია ფორების შეერთება (კოალესცენცია), რაც არასასურველია ერთგვაროვანი კერამიკული ნაკეთობის მიღებისას.

ამდენად, შეცხოვის მესამე სტადიაზე პროცესის მამოძრავებელ ძალად გვევლინება ფორების ზედაპირისა და მარცვალთა საზღვრების ჭარბი თავისუფალი ენერგია. ამ ენერგიის შემცირება შესაძლებელია მოხდეს სამი პროცესის მიმდინარეობისას: რეკრისტალიზაციის ცალკეული ფორების მოშუშებისა და კოალესცენციის დროს, ამასთან ყველა ეს პროცესი კონკურირებადია. შედარებით მისაღებია ფორების მოშუშება, ვინაიდან ეს განაპირობებს სიმკვრივის ზრდას და ერთგვაროვანი მასალის მიღებას. რეკრისტალიზაციის შედეგად ხდება კერამიკის კრისტალური მარცვლების გამსხვი-

ლება. მარცვლების ზომა მნიშვნელოვან გავლენას ახდენს მზა პროდუქტის ფიზიკურ-ქიმიურ, მექანიკურ, ელექტროფიზიკურ და სხვა ტექნიკურ თვისებებზე, ამიტომ მნიშვნელოვანია შეცხოვისას ვიცოდეთ რეკრისტალიზაციის პროცესის მართვა.

ასხვაგვარად რეკრისტალიზაციის სამ სტადიას: პირველადი, კრებსითი და მეორეული. პირველადი რეკრისტალიზაცია შეინიშნება მასალის ძლიერი პლასტიკური დეფორმაციის დროს, რის შედეგადაც ფორმირდება უჯრედოვანი დისლოკაციური სტრუქტურა და მის საფუძველზე წარმოიქმნება ახალი მარცვლები – პირველადი რეკრისტალიზაციის ცენტრები. კრებსითი და მეორეული რეკრისტალიზაცია მიმდინარეობს მარცვლების საზღვრების მიგრაციის შედეგად.

რეალურ პირობებში კერამიკის შეცხოვისას იშვიათად მიმდინარეობს სამივე სტადია. ნიმუშის წინასიტორიაზე დამოკიდებულებით და გახურების პირობების მიხედვით, შესაძლებელია განხორციელდეს ერთი ან ნებისმიერი რომელიმე, ან რეკრისტალიზაციის ორი სტადია. კონკრეტულად, ფერიტებში, რომლებიც ხასიათდება მაღალი სიმყიფით, არ შეინიშნება დისლოკაციური გროვისაგან მარც-

ვალთა საზღვრების წარმოქმნა. მარცვლების საბოლოო ზომა მით ნაკლებია, რაც მეტია ნაშაადის საწყისი ფორიანობა. კრიტიკული ფორიანობის კონკრეტული მნიშვნელობა (რომლის დროსაც იწყება მარცვლების ინტენსიური ზრდა) დამოკიდებულია შესაცხოზი მასალის ბუნებაზე, რაც დაკავშირებულია მარცვალთაშორისი საზღვრების ენერგიაზე. წვრილმარცვლოვანი სტრუქტურის ხანგრძლივ შენარჩუნებას და მათი საზღვრების მოძრაობის სიჩქარის შენელებას ხელს უწყობს მცირე დანამატების შეყვანა შიხტაში, რომლებიც არ/ან მცირედ იხსნება ძირითად მასალაში, მინარევების წვრილდისპერსიული ჩანართების შეცხოზის ტემპერატურაზე. ეს ჩანართები განლაგდება მარცვლების საზღვრებზე, ხელს უშლის საზღვრების მოძრაობას და ამით უგულუბელყოფს კრებსით და მეორეულ რეკრისტალიზაციას. ეს კი ხელს უწყობს ეფექტურ შეცხოზას და მაღალი სიმკვრივის მასალის მიღებას.

შედარებით მაღალ პრაქტიკულ ინტერესს ქმნის ერთგვაროვანი კერამიკული სტრუქტურის ნაკეთობები, რომლებიც ხასიათდება კრისტალური მარცვლების ზომების მიხედვით განაწილების დისპერსიულობის მინიმალური მნიშვნელობით. აღსანიშნავია, რომ მესამე სტადია შედარებით

ნელა მიმდინარეობს და მაღალი სიმკვრივისა და უფრო ნაკეთობის მისაღებად საჭიროა ხანგრძლივი იზოთერმული დაყოვნება. ეს სტადია ხასიათდება ჩაჯდომის სიჩქარის შემცირებით მეორე სტადიასთან შედარებით, ვინაიდან გამკვრივების პროცესი ლიმიტირებულია იზოლირებული ფორების დიფუზური გაწოვით. თუ განვიხილავთ შეცხოზის პროცესს მთლიანობაში, საჭიროა აღინიშნოს, რომ მკვეთრი საზღვარი აღწერილ სამ სტადიას შორის არ არსებობს. შუალედურ სტადიაზე რეალური ნაშაადის გამკვრივება მის სხვადასხვა მოცულობაში განისაზღვრება პროცესებით, რომლებიც მახასიათებელია როგორც ადრეული, ისე შემდგომი სტადიებისათვის. ფხვნილისებრ დაყალიბებულ ნაკეთობაში გახურებისას მიმდინარე მოვლენები საშუალებას არ გვაძლევს განვსაზღვროთ შეცხოზის პროცესის ერთიანი თეორიული აღწერა. თეორიისა და პრაქტიკის განვითარების ამ ეტაპზე უფრო გამართლებულია პროცესის ფენომენოლოგიური აღწერა, ემპირიული კოეფიციენტების ფიზიკური არსის შემდგომი დაზუსტებით.

2.6. შეცხობის პროცესების ინტენსიფიკაცია

ფხვნის შეცხობის პროცესების ინტენსიფიკაციის ერთ-ერთი მნიშვნელოვანი მეთოდია სისტემაში მინისფრის ფაზის შეყვანა და ცხელი წნეხი. თხიადი ფაზის თანაობისას შეცხობის კინეტიკა და მექანიზმი დამოკიდებულია ზევრ ფაქტორზე: თხიადი ფაზის შედგენილობასა და რაოდენობაზე, კრისტალური მარცვლების ზომასა და კონფიგურაციაზე, მათი დასველების უნარზე თხიადი ფაზის მიერ, თხიადი და მყარი ფაზების კომპონენტების ურთიერთხსნადობაზე და სხვა. თხიადი ფაზა სისტემაში შეიძლება გაჩნდეს შიხტაზე ადვილად ლღობადი კომპონენტების დამატებით და შიხტის კომპონენტებს შორის ადვილად ლღობადი ევთექტიკების წარმოქმნით. შეცხობის პროცესების პირველ სტადიაზე ამ შემთხვევაში ნაწილაკებს შორის წარმოქმნილი თხიადი ფენა საცხების როლს ასრულებს, რომელიც ადვილებს ნაწილაკებს შორის ურთიერთგადაადგილებას, რასაც პროცესი მიჰყავს მასალის გამკვრივებისაკენ. დამაკმაყოფილებელი შედეგის მისაღებად, თხიადი ფაზის სიზღანტე უნდა იყოს ისეთი, რომ გამკვრივება მიმდინარეობდეს მისაღებ დროში ნაკეთობის დეფორმაციისა და

დაზიანების გარეშე, საკუთარი წონის გავლენის გამო. ამ სტადიამ პროცესი შესაძლებელია მიიყვანოს გამკვრივების დასრულებამდე, თუ თხიადი ფაზის მოცულობა სისტემაში შეცხობის ტემპერატურაზე საკმარისია ნაწილაკებს შორის სივრცის შესავსებად. თუ მყარი ფაზა ნაწილობრივ ხსნადია თხიადში, მაშინ შეცხობის მეორე სტადიაზე ნაშადის სიმკვრივის ზრდა მიმდინარეობს ხსნადობის პროცესებისა და მყარი ფაზის მარცვლების ზრდის ხარჯზე. თხიადი ფაზის შედარებით მცირე რაოდენობის დროს ნაწილაკების კონტაქტის ადგილებში შეიძლება წარმოიქმნას საკმაოდ დიდი წნევები და ნაწილაკების დეფორმაციები, რის შედეგადაც მარცვლების შეხების ადგილები იხსნება (მათი შედარებით მაღალი ქიმიური პოტენციალის გამო) და დაილექება პერიფერიულ ნაწილებში. ამ პროცესების შედეგად მარცვლების ცენტრები ერთმანეთს უახლოვდება, მიმდინარეობს შედარებით მცირე ნაწილაკების გახსნა და მათს ხარჯზე დიდი მარცვლების ზრდა. მესამე სტადიას პროცესი მიჰყავს დასრულებამდე მყარფაზური შეცხობის გზით. შეცხობის ინტენსიფიკაციის სხვა გზას მიეკუთვნება პროცესის ტემპერატურული ზრდა, შეცხობის ფიზიკური და ქიმიური აქტივირება. შეცხობის ტემპერატურის ზრდას თან

ახლავს მასის გადატანის აჩქარება და შედეგად ინტენსიური შეცხოზა. ამ დროს გათვალისწინებული უნდა იქნეს დისოციაციის შესაძლებლობა და ზოგიერთი კომპონენტის აქროლადობა, რასაც შეუძლია გააუარესოს მასალის ელექტროფიზიკური თვისებები. ამას გარდა, მიმდინარეობს კრისტალიზაციის ინტენსიფიცირება, აგრეთვე მცირე ზომის ფორების შერწყმა მსხვილ ფორებად, რაც, რიგ შემთხვევებში, ზედაპირზე არასასურველ ორმოებს აჩენს.

ფიზიკური აქტივირება მიიღწევა შემდეგი მეთოდებით: შეცხოზით ცვლად მაგნიტურ ველში, წინასწარ დეფორმირებული მასალების შეცხოზით, ულტრაბგერითი რხევების ზემოქმედებით და სხვა. კერძოდ, ულტრაბგერის ზემოქმედება მასალის კრისტალურ სტრუქტურაზე ხელს უწყობს დისლოკაციების მიგრაციის ინტენსიფიკაციას და დიფუზური პროცესების დაჩქარებას. ამას პროცესი მიჰყავს არა მარტო შეცხოზის აქტივირებისა და დაჩქარებისაკენ, არამედ მნიშვნელოვნად ზრდის კერამიკის სიმკვრივესა და სიმტკიცეს.

ქიმიური აქტივირება შესაძლებელია განხორციელდეს შეცხოზის დროს აირადი ფაზის შედგენილობის რეგულირებით, შეცხოზის პროდუქტების აქტიობის გაზრდით, რომლებიც წარმოიქმნა ნაერთების დისოციაციის პროცესში,

აგრეთვე ქიმიური რეაქციების შედეგად კერამიკის კომპონენტებს შორის შეცხოზის პროცესში. აირადი გარემოს შედგენილობის რეგულირებას (მაგალითად, ჰანგბადის წნევის რეგულირება ოქსიდური კერამიკის სინთეზის პროცესში) პროცესი მიჰყავს კერამიკის შედგენილობის გადახრისკენ სტექიომეტრიულიდან. ეს მნიშვნელოვნად ზრდის წერტილოვანი დეფექტების კონცენტრაციას. შედეგად ხდება კომპონენტთა დიფუზიის კოეფიციენტების ზრდა და მასის გადატანის ინტენსიფიკაცია. უარყოფითი მხარეა რეკრისტალიზაციის პროცესების მნიშვნელოვანი დაჩქარება.

შეცხოზის პროცესში კერამიკის კომპონენტებს შორის ქიმიური ურთიერთქმედება, კერამიკის მიღების ტექნოლოგიაში, ხორციელდება ერთჯერადი გამოწვის გამოყენებით. ამ ტექნოლოგიაში შიბტის სახით იყენებენ ისეთი ფხვნილების ნარევებს, რომელთა ქიმიური ნაერთები ერთმანეთთან რეაგირებაში არ ყოფილა და შეცხოზის პროცესში ურთიერთქმედებს კერამიკის წარმოქმნით. ამ გამოწვის პროცესში მიმდინარეობს ნაკეთობის მნიშვნელოვანი ჩაჯდომა (15–30%-მდე), შედარებით ტექნოლოგიასთან, რომლის საშუალებითაც მიიღება კერამიკა ორმაგი გამოწვით (ჩაჯდომა 6–10 %) ანუ როცა ნაკეთობის დაყალიბებისას შიბტის სახით გამოიყენება წინასწარ სინთეზირებული მასალა. კარგი ელექტროფი-

ზიკური მახასიათებლების მიღწევისა და მათი რეალიზების მიზნით ერთსაფეხურიანი გამოწვის ტექნოლოგიას უპირატესობა აქვს ორსაფეხურიან გამოწვასთან. ერთსაფეხურიანი გამოწვით მიღებულ კერამიკას სიმკვრივე მეტი აქვს და არ არის დამოკიდებული წინასწარი დაწნეხის წნევაზე. ჩაჯდომა გამოწვისას გრძელდება, ვიდრე ნიმუში არ მიაღწევს ერთსა და იმავე განსაზღვრულ სიმკვრივეს. ეს იმით აიხსნება, რომ თუ წინასწარ სინთეზირებული ფხვნილის შეცხოებისას პროცესის მამოძრავებელ ძალას წარმოადგენს მხოლოდ ფხვნილის ზედაპირის ფართობის შემცირება ანუ ჭარბი თავისუფალი ზედაპირული ენერგიის შემცირება, არარეაგირებული საწყისი კომპონენტების ნარევის გამოწვის შემთხვევაში ურთიერთქმედება ნაწილაკებს შორის ინტენსიურად მიმდინარეობს, ვინაიდან მათ შორის მიმდინარეობს ქიმიური რეაქციები და მკვრივი შეცხოვა შედარებით ადვილად ხდება. ამ შემთხვევაში წინასწარი დაწნეხის წნევა უმნიშვნელო გავლენას ახდენს მახასიათებლების გაზნევაზე (დიელექტრიკული შეღწევადობა, დიელექტრიკული დანაკარგების კუთხე და სხვა) როგორც ერთი ნიმუშის, ისე მთელი პარტიის შემთხვევაში. ამ მახასიათებლების ერთგვარობა შედარებით მაღალია ერთჯერადი გამოწვის შემთხვევაში.

ლიტერატურა

- 2.1. Шведков Е. Л.-Словарь справочник по новой керамике. Киев, Наукова Думка 1991.
- 2.2. И.И. Артоболевский и - Политехнический словарь Эссоветскдя Енциклопеия. Москва 1977
- 2.3. ზვიად კოვზირიძე, ნათელა ნიჟარაძე, ვერიკო ქინქლაძე. მაღალტემპერატურული კომპოზიტები სილიციუმის კარბიდის ბაზაზე. თბილისი: საგამომცემლო სახლი „ტექნიკური უნივერსიტეტი“, 2022. გვ 57-80.
- 2.4. ზვიად კოვზირიძე - შეცხოვის ფიზიკა და კინეტიკა. თბილისი: საგამომცემლო სახლი „ტექნიკური უნივერსიტეტი“, 2022. გვ. 44-112.
- 2.5. ზ. კოვზირიძე, ნ. ნიჟარაძე, გ. ტაბატაძე. მაღალი სიმძლავრის ჰეტერომოდულური კომპოზიტები. თბილისი: საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი, 2014. გვ. 3-37.
- 2.6. ზვიად კოვზირიძე, ნათელა ნიჟარაძე, გულნაზ ტაბატაძე, ნინო დარახველიძე. სიალონური და მცირეფორამიანი კომპოზიციური მასალები. თბილისი: „ტექნიკური უნივერსიტეტი, 2017 გვ 106-145.

- 2.7. ზ. კოვზირიძე, ნ. ნიჟარაძე, გ. ტაბატაძე, ჯ. ანელი. კერამიკული და პოლიმერული კომპოზიტები. ტექნიკური უნივერსიტეტი, 2016. გვ.106-145.
- 2.8. Varela-Feria F.M. Martinez-Fernandez J, Arellano-Lopez A.R., Singh M. – Low density biomorphic silicon Carbide: microstructure and mechanical properties. European Ceramic Society, 22. P. 2719-2725. 2002
- 2.9. Gugel E., Hennike H.W., Schuster P. – Berlin. Deutsche Keramische Gesellschaft. 1969. P.46
- 2.10. Kappmeyer K.K. – Bull. Amer. Ceram. Soc. 1966. Vol. 45. P.1060.
- 2.11. იაპონიის პატენტი 53-1235, 1979.
- 2.12. ამერიკის პატენტი 4147538, 1979.
- 2.13. Zviad Kovziridze, Hans Walter Hennlke, Fridrich Kharitonov – Thermomechanics of Ceramics. Monograph. Fachhochschule Karlsruhe Hochschule fuer technik. Karlsruhe. Germany. 1998
- 2.14. Z.D. Kovziridze, N.S. Nizharadze, G. Tabatadze, M. Mshvildadze, E. Nikoleishvili, Z. Mestvirishvili – Research on Composite Stable to Corrosive Media in SiC-Al₂O₃-Si₂ON₂ System. Recent Developments in Engineering Research Vol.5.

- Book Publisher International. India – United Kingdom. ISBN 978-81-947979-5-1 DOI:10.9734/bpi/rden/v5 2020. Pp. 29-35.
- 2.15. Zviad Kovziridze, Jimsher Aneli, Natela Nijaradze, Gulnaz Tabatadze – Ceramic and Polymer Composites. LAMBERT Academic Publishing. International Book Market Service LTD, member of OmniScriptum Publishing Group. ISBN: 978-620-2-06984-7 pp. 119-147, 148-207, 209-313.

თავი 3. კერამიკული და პოლიმერული კომპოზიტები

3.1 პრობლემის თანამედროვე მდგომარეობის ანალიზი

ექსტრემალურ პირობებში მომუშავე კერამიკული კომპოზიტების მიღებისა და გამოყენების შესახებ თანამედროვე მიღწევების ანალიზი. ამერიკის შეერთებულ შტატებში, იაპონიასა და გერმანიაში, რომლებიც ამ სფეროში მსოფლიო ლიდერებია, ახალი კერამიკული მასალებისა და ნანოკომპოზიტების კვლევის ძირითადი მიმართულებებია: მაღალი სისუფთავის ნედლეულის ქიმიური სინთეზი, ულტრა- და ნანოდისპერსული ფხვნილების მიღება და შესწავლა: ოქსიდების, კარბიდების, ნიტრიდებისა და დაარმატურებულ ელემენტების (ბოჭკო, მაფისებრი კრისტალები) სახით; დაყალიბების, შეცხოებისა და მექანიკური დამუშავების ეფექტური ტექნოლოგიები.

ნანომასალებისადმი განსაკუთრებული ინტერესი იმით არის განპირობებული, რომ მათი კონსტრუქციული და ფუნქციური თვისებები არსებითად განსხვავდება მსხვილ-მარცვლოვანი ანალოგების თვისებებისაგან, რაც ძირითადად

განპირობებულია ასეთ მასალებში ატომთა შორის მანძილების 15–20% შემცირებით მიკროსტრუქტურებთან შედარებით.⁹ ამ მხრივ პერსპექტიულად ითვლება კვლევები არსებულის სრულყოფისა და ახალი ნანოკრისტალური სტრუქტურის მქონე ნანოკომპოზიტების მიმართულებით.

ნანოკრისტალური მასალების სიმტკიცე გაჭიმვისას არსებითად აღემატება მიკროკრისტალური ანალოგების სიმტკიცეს და ამავე დროს ხდება სიმტკიცესა და პლას-

⁹ სტრუქტურა (მყარი სხეულის) – ატომების (იონების, მოლეკულების), მარცვლების, ფაზების ურთიერთგანლაგება, რომლებიც მყარი სხეულის შედგენილობაში შედის.

მაკროსტრუქტურა – სტრუქტურა, რომელიც დაიმზირება შეუიარაღებელი თვალით ან მცირე (X30-მდე) გადიდებით. განისაზღვრება კრისტალიზაციის მიმართულებით, მარცვალთა კონფლომერატები, დეფექტები (ფორები, ზხარები, ჩანართები და სხვა), გადანატეხის სახე, დაშლის ხასიათი და სხვა.

მიკროსტრუქტურა – მასალათა სტრუქტურა, რომლის ელემენტთა ზომები 0,1მმ-ს არ აღემატება. ძირითადი ელემენტებია: მარცვლები, დეფექტები (მაგ., მარცვალთა საზღვრები, მიკროზხარები, ფორები და სხვა), მარცვალთა საზღვრებზე და მოცულობაში არსებული არაერთფაზოვნებები. ოპტიკური და ელექტრონული მიკროსკოპიით გამოიკვლევა ფაზური შედგენილობა, მათი გადანაწილება, ზომები და ფორმები.

ტექსტურა – მიკროსტრუქტურული ელემენტების უპირატესი ორიენტაცია და/ან მიკროსტრუქტურა ერთი ან რამდენიმე მიმართულების გასწვრივ.

ტიკურობას შორის არსებული თანაფარდობის შენარჩუნება [3.1,3.2].

მეცნიერებისა და ტექნიკის მკვეთრ განვითარებას ყოველთვის თან სდევს წარმოების სხვადასხვა დარგის კანონზომიერი სრულყოფა, რასაც უაღრესად დიდი მნიშვნელობა აქვს ქვეყნის ეკონომიკისათვის.

მრავალწლიანმა გამოცდილებამ აჩვენა ასეთ შემთხვევებში ძნელად ღღობადი ნაერთების – კარბიდების, ბორიდების, ნიტრიდების ბაზაზე მიღებული მასალების გამოყენების პერსპექტიულობა, რომლებიც ხასიათდება ისეთი მნიშვნელოვანი თვისებებით, როგორიცაა მხურვალესიმტკიცე, მხურვალმედეგობა, კოროზიული მედეგობა, დამახასიათებელი ელექტრო- და თბოფიზიკური პარამეტრები, მაღალი მექანიკური მახასიათებლები და სხვა [3.3-3.5].

ძნელად ღღობადი ნაერთები იყოფა არალითონურ ნაერთებად, რომლებშიც უპირატესად კოვალენტური ან იონური ტიპის ქიმიური ბმებია და ლითონის მსგავსად, სადაც უპირატესობა ლითონური ბმის ტიპს ეძლევა. პირველ ჯგუფს მიეკუთვნება პერიოდული სისტემის III-VI ჯგუფის მსუბუქი ელემენტების (B,N,C,Si,Al,O) ნაერთები. მეორე ჯგუფი აერთიანებს გარდამავალი ლითონების კარბიდებს, ბორი-

დებს, ნიტრიდებსა და სილიციდებს. მითითებული ნაერთების უმრავლესობა ხასიათდება მაღალი სისაღით (15–20 გპა), სიმკვრივით 9–10 მოლსის სკალით და თერმოდინამიკური სტაბილურობით.

თავისი სტრუქტურით ლითონისებრი ძნელად ღღობადი ნაერთები შეიძლება მივაკუთვნოთ ე.წ. ჩანერგვის ფაზების კლასს. ცნება „ჩანერგვის სტრუქტურა“ შემოღებულ იქნა ჰეგის მიერ იმ შემთხვევისათვის, როცა ლითონის გისოსის შუალედებში მდებარეობს სხვა უფრო მცირე დიამეტრის მქონე ელემენტების ატომები. აღმოჩნდა, რომ ასეთ სტრუქტურებს უფრო მეტად ქმნის პერიოდული სისტემის გარდამავალი ჯგუფის ელემენტები და შესაბამისი ჩანერგვის ფაზებს აქვს ტიპური ლითონური თვისებები.

ეს ნაერთები თითქმის ყოველთვის ლითონის სტრუქტურებისათვის დამახასიათებელი აღნაგობით არის წარმოდგენილი ანუ წახნაგდაცენტრილი კუბური და კომპაქტური ჰექსაგონური, ხანდახან მარტივი ჰექსაგონური ან მოცულობითდაცენტრილი კუბური გისოსით.

სტრუქტურების საერთო ანალიზის შედეგად დადგინდა, რომ არალითონის ატომებს ლითონის გისოსში უკავია შუალედები მხოლოდ იმ შემთხვევაში, როცა შესაბამისი

მანძილები საშუალებას იძლევა მოხდეს კონტაქტი არალი-
თონის ატომსა და მის გარშემო მყოფ ლითონის ატომებს
შორის.

ძნელად ღღობად ნაერთთა მეორე ჯგუფი ანუ არალი-
თონური ნაერთები უმთავრესად, როგორც ზემოთაც იყო
აღნიშნული, უპირატესად კოვალენტური ან იონური ქიმიუ-
რი ბმებით ხასიათდება.

არალითონური ძნელად ღღობადი ნაერთების თვისებე-
ბის თავისებურება შეიძლება აიხსნას მათი კრისტალოქი-
მიური განსაკუთრებულობით. მაგ., ნაერთები უპირატესად
კოვალენტური ან იონური ქიმიური ბმებით ქმნის ენერგე-
ტიკულად მტკიცე კრისტალურ სტრუქტურებს, რაც განსაზ-
ღვრავს მათ მაღალ მზურვალ- და თერმომდგრადობას, მედე-
გობას აირთერმული დარტყმების მიმართ, სისალეს, სიმტკი-
ცეს, დრეკადობის მოდულისა და დაბალი თერმული გაფარ-
თობის კოეფიციენტს. გისოსში მათი ატომების ენერგეტი-
კული სტაბილურობა განსაზღვრავს ამავე დროს მათ დაბალ
დიფუზურ ძვრადობასაც.

ეს გარემოება არსებითად მოქმედებს მასის გადატანის
პროცესზე კერამიკის შეცხოვის დროს, ანელებს რა ჩაჯდომას
და ეწინააღმდეგება ნაწილაკთა შორის კონტაქტების ფორ-

მირებას. ამიტომ, მაღალი ფიზიკურ-მექანიკური თვისებების
მქონე კერამიკის და კერამიკული კომპოზიტების მისაღებად
აუცილებელია ძნელად ღღობადი ნაერთების აქტიური
ფხვნილების სინთეზის სპეციალური ტექნოლოგიის შემუ-
შავება, აგრეთვე შეცხოვის პროცესის შემუშავება, რომ მიღე-
ბულ იქნეს ისეთი აუცილებელი სტრუქტურული მდგომა-
რეობა, რომელიც განსაზღვრავს მასალის თვისებების მაღალ
მაჩვენებელს, საექსპლუატაციო მახასიათებლებს და მოწი-
ნავე ჰეტერომოდულური ნაწარმკომპოზიტების მიღებას.

მასალების სტრუქტურების ფორმირება და აქედან
გამომდინარე, მათი მექანიკური თვისებები, დამოკიდებუ-
ლია შეცხოვადობის უნარსა და მათი მიღების ტექნოლო-
გიაზე.

ფხვნილების მიღების ყველაზე უფრო ტრადიციული და
გავრცელებული მეთოდია სინთეზი ლუმელში (სლ), რომელ-
საც ატარებენ წინააღმდეგობის ლუმელში კვარცის ან გრაფიტის
რეაქტორებით, სხვადასხვა ატმოსფეროში.

პროცესის წარმადობის გაზრდისა და ძნელად ღღობადი
ნაერთების – აქტიური ფხვნილების, რომლებიც მათ შეც-
ხოვის პროცესს აადვილებს, მიღების მიზნით ვითარდება

ფორსირებული ტემპრატურულ-კინეტიკური პარამეტრების მქონე სინთეზის მეთოდები.

დღეისათვის სინთეზის ისეთი მეთოდები ვითარდება, რომლებიც უზრუნველყოფს არა მარტო წარმადობის გაზრდას, არამედ თერმოდინამიკურად არაწონასწორულ სტრუქტურულ მდგომარეობაში მყოფი ძნელად ლღობადი ნაერთების ფხვნილების მიღებას, რომლებიც მაღალი აქტიურობით გამოირჩევა შეცხოების დროს.

ერთ-ერთი ასეთი მეთოდია თვითგაერცობადი მაღალტემპრატურული სინთეზი (თმს), რომელიც დაფუძნებულია პროცესის მაღალ ეგზოთერმულობაზე, რაც განპირობებულია ძნელად ლღობადი ნაერთების წარმოქმნის მაღალი სითბოთი და აქტივაციის ენერგიის მაღალი მნიშვნელობით.

ძნელად ლღობადი ნაერთების ულტრადისპერსიული ფხვნილების მიღების პლაზმური ტექნოლოგიის (პლაზმოქიმიური სინთეზი – პქს) შემუშავება და დანერგვა მნიშვნელოვანი ნაბიჯია მასალების სტრუქტურისა და თვისებების სრულყოფისაკენ. აქტიური როლი ენიჭება ფხვნილების მი-

ღებას ზოლ-გელ ტექნოლოგიით,¹⁰ რომელიც ნაწილობრივ მიღების სამუალებას იძლევა.

¹⁰ გელი (ლათინური, Gelo-გამყარება) – დისპერსიული სისტემა, რომელიც ფლობს მყარი სხეულის თვისებებს (უნარი შეინარჩუნოს ფორმა, სიმტკიცე, დრეკადობა); ტიპურ გელებს აქვს მყარი სხეულის სახე. გელის თვისებები განპირობებულია იმით, რომ მასში დისპერსიული ფაზა სივრცულ სტრუქტურას (ზადეს) წარმოქმნის, ხოლო დისპერსიული არე (თხიადი, აირი) განთავსებულია ამ სტრუქტურის უჯრედში.

ზოლი (გერმ. Sol – კოლოიდური სისტემა) მაღალდისპერსიული კოლოიდური სისტემა თხიადი დისპერსიული არით; ასხვავებენ ჰიდროზოლებს (გამხსნელი-წყალი) და ორგანოზოლებს (გამხსნელი-ორგანული ნაერთი); გელების საწინააღმდეგოდ, დისპერსიული ფაზის ნაწილაკები – მიცელები, არ არის დაკავშირებული სივრცულ სტრუქტურაში და თავისუფლად მონაწილეობს ბროუნის მოძრაობაში. სისტემას, მყარი სხეულის ზემოაღმდეგ დისპერსიულობის ნაწილაკებისაგან ან სითხისაგან, რომელიც განაწილებულია აირად არეში აეროზოლი ეწოდება.

ზოლ-გელ პროცესი არის: კერამიკების, კერამიკული ფხვნილების, კერამიკული ზოჭკოების მიღების ტექნოლოგიური პროცესი, რომელიც ეფუძნება დისპერსიული სისტემის თხიადკოლოიდურიდან მყარ მდგომარეობაში გადასვლას. ზოლ-გელ პროცესი მოიცავს რამდენიმე სტადიას: ზოლების მომზადება, მათი კონდენსაცია გელში, შემდეგ დამკვლევა, შრობა, ფორმირება და მიღებული პროდუქტის შეცხოება. ზოლ-გელ პროცესის საფუძველია მარილთა ჰიდროლიზი და ზოლების შემდგომი კონდენსაცია. ჰიდროლიზისა და კონდენსაციის პირობები განსაზღვრავს წარმოქმნილი გელების და საბოლოო პროდუქტების სტრუქტურასა და თვისებებს. ჰიდროლიზს უქვემდებარებენ მეტალთა ალკალიიდებს ან სხვა მეტალიორგანულ ნაერთებს და ამდენად სინთეზირდება ფართო გაზა: მინების, რთული ოქსიდების, ორგანოსილიკატების ფხვნილების სახით, ზოჭკოების, ფირებისა და დამფარავების, სხვადასხვა დანიშნულების მყარი მიკროფოროვანი და დაარმატურებული სხეულების.

ზოლ-გელ პროცესი განპირობებს დამლის რეაქციების სისრულეს, ფაზათა კარგ დაყოფას და საბოლოო პროდუქტების სისუფთავეს.

3.2. გამოყენებული წედლეულების დახასიათება

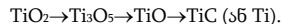
ტიტანის კარბიდი. Ti-C სისტემა შედგება ერთი კუბური ნაერთისაგან ზოგადი ფორმულით TiC. ტიტანის კარბიდი არსებობს ნახშირბადის შემცველობის ფართო დიაპაზონში, C/Ti შეფარდება იცვლება 0,53-დან 1,0-მდე, რომლის ღირებულების მაქსიმალური ტემპერატურაა 3067°C.

ტიტანის კარბიდი 20,05% შეკავშირებული ნახშირბადით ნაერისფერი ფხვნილია.

ნახშირბადის შემცველობის ცვლილება იწვევს ტიტანის კარბიდის კრისტალური მესრის პერიოდის ცვლილებას, იგი მით მეტია, რაც მეტია ნახშირბადის შემცველობა ნაერთში.

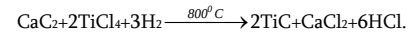
$4,310 \text{ \AA} - 4,325 \text{ \AA}$. ასევე იცვლება კარბიდის სიმკვრივეც. $\text{TiC}_{1,0} = 4,91 \text{ g/cm}^3$. $\text{TiC}_{0,5}$ - ისათვის 4,51 გ/სმ³. ტიტანის კარბიდი კრისტალდება კუბურ გისოსში. ტიტანის კარბიდის სისალეა მოოსის სკალით 9,2–9,6, მიკროსისალე – 3200 კგ/მმ².

ტიტანის კარბიდის მიღების ერთ-ერთი გავრცელებული მეთოდია ნახშირბადით ტიტანის ოქსიდის აღდგენა. ოქსიდის აღდგენა იწყება 935°C-დან და 1000–1700°C-ის ინტერვალში მიმდინარეობს შემდეგი სტადიების გავლით:



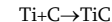
ტიტანის კარბიდის მიღების პირობების ზუსტი დაცვა აუცილებელია, რათა მიღებულ იქნეს კარბიდი TiC მიახლოებითი ფარდობით 1:1-თან, სხვა შემთხვევაში კარბიდი მიიღება ნახშირბადის დეფიციტით ან ჟანგბადის შემცველობით, თავისუფალი ნახშირბადის ან ლითონური ტიტანის შემცველობით.

ტიტანის კარბიდი მიიღება შემდეგი რეაქციით:



წყლით გარეცხვისას ტიტანის კარბიდი ადვილად შეიძლება გამოვაცალკევოთ კალციუმის კარბიდისა და ქლორიდისაგან, მაგრამ უმაღლესი სისუფთავის ტიტანის კარბიდის მიღება ამ მეთოდით მაინც ვერ ხერხდება.

კარბიდი, რომელიც შეიცავს რამდენიმე პროცენტ ჟანგბადს ნაკლებ მისაღებია ინსტრუმენტული მასალების საწარმოებლად, რადგანაც ჟანგბადის არსებობა ხელს უშლის კარბიდ-ლითონის მტკიცე კავშირის წარმოქმნას. ტიტანის კარბიდის მიღება ხდება აგრეთვე მარტივი ელემენტებისაგან შემდეგი რეაქციით:



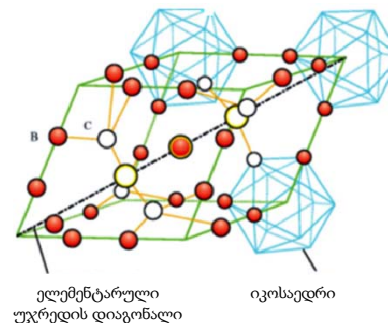
ეს პროცესი მიმდინარეობს გრაფიტის ლუმელში 1900–2300°C ტემპერატურაზე ინერტულ ან აღმდგენელ გარემოში.

ამ ბოლო წლებში ჟანგბადის მინიმალური შემცველობით ხასიათდება თვითგანვრცობადი მაღალტემპერატურული სინთეზით (თმს) მიღებული ტიტანის კარბიდი.

ტიტანის კარბიდის დისპერსიული ფხვნილების მიღება ხდება პლაზმოქიმიური მეთოდით, წყალბად-რკალური პლაზმის გამოყენებით.

ბორის კარბიდი. B_4C ბორისა და ნახშირბადის ნაერთია, შავი ფერის კრისტალები, რომლის ლღობის ტემპერატურა 2360°C -ია.

რენტგენოსტრუქტურული ანალიზით დადგენილია, რომ ბორის კარბიდს აქვს რომბოედრული მესერი [3.6]. ელემენტარული უჯრედი შეიცავს 15 ატომს. მათგან ბორის 12 ატომი რომბოედრის წიბოებზეა განლაგებული, ხოლო ნახშირბადის 3 ატომი c ღერძზე იკავებს ადგილს, რომელიც შეესაბამება რომბოედრის ტრიგონურ ღერძს (სურ. 3.1).



**სურ. 3.1. ბორის კარბიდის
კრისტალური სტრუქტურა**

ნახშირბადის ატომების მოქმედება დამოკიდებულია მესერში მის განლაგებასთან. სავარაუდოა, რომ $1b$ პოზიციის ნახშირბადის ცენტრალურ ატომს აქვს დამატებითი $2p$ კავშირები 16 ნახშირბადის მეზობელ ატომთან, რითაც აიხსნება $c-c$ მცირე მანძილი, რომელიც $0,137$ ნმ ტოლია, რითაც ემსაგვსება $c-c$ ბმის სიგრძეს ეთანში, ალმასსა და არომატულ ნახშირწყალბადებში. მანძილი $B-B$ შეესაბამება $0,174 - 0,180$ ნმ-ს, რაც კარგად შეესაბამება ბორის კოვალენტური რადიუსების ჯამს, რომელიც $0,178$ ნმ-ის ტოლია. მანძილი $b-c$ შეესაბამება $0,163$ ნმ. შეიძლება ვიფიქროთ,

რომ ბორის კარბიდი წარმოიქმნება ნახშირბადის ჩანერგვის შედეგად ბორის მესერში და ამავე დროს თავსდება c ღერძის ვაკანტურ ადგილებში.

ბორის კარბიდის მისაღებად იყენებენ მარტივი ნივთიერებებიდან სინთეზის მეთოდს – ბორის ოქსიდის აღდგენას ნახშირბადით, ბორის ოქსიდის აღდგენას მაგნიუმით ნახშირბადის თანაობისას და თხევადი ფაზიდან დალექვის მეთოდს.

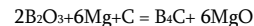
მარტივი ნივთიერებებიდან ბორის კარბიდს იღებენ სინთეზით ამორფული ბორისა და მურის გამოყენებით, 18000C–ზე ელექტრულ ვაკუუმურ ღუმელში [3.7].

უფრო მეტად გაერცელებულია ნახშირთერმული აღდგენის მეთოდი [3.8] შემდეგი რეაქციით:



ბოლო წლებში განვითარდა ბორის კარბიდის მიღების თანამედროვე მეთოდი ულტრადისპერსიული კაზმის გამოყენებით. საწყის ბორის მჟავას და მურს ურევენ ერთმანეთში წყალში, შემდეგ ააორთქლებენ მშრალი ნაშთის მიღებამდე. ფხვნილს გაავარვარებენ ინერტულ გარემოში და აღმდგენ გარემოში 1600–1800°C-ზე გამოწვავენ.

ბორის ოქსიდის აღდგენა მაგნიუმით [3.9,3.10] ნახშირბადის თანაობისას ხდება შემდეგი რეაქციით:



სუფთა და ტექნიკური ბორის კარბიდის ფხვნილების შეცხოვის პროცესის კვლევა [3.11] აჩვენებს, რომ ინტენსიური გამკვრივება ხდება ძალიან ვიწრო ტემპერატურულ ინტერვალში, ლღობის ტემპერატურაზე დაბლა.

ბორის კარბიდის მაღალი სიმკვრივის ნაკეთობების მისაღებად სიმწელებმა მეცნიერები მიიყვანა უპირატესად ცხელი დაწნეხის მეთოდის გამოყენებამდე, რომელიც ხორციელდება ერთდროულად მაღალი ტემპერატურისა და წნევის გამოყენებით, კერძოდ 2000°C-სა და 10–20 მპა წნევით [3.12].

ბორის კარბიდი არის P ტიპის ნახევრადგამტარი. კარბიდი ხასიათდება მაღალი სისალით, რომელიც მხოლოდ ალმასს ჩამორჩება, მით უმეტეს, რომ, ალმასისაგან განსხვავებით, ბორის კარბიდი მაღალ სისალეს 1000°C-მდე ინარჩუნებს. ბორის კარბიდი მდგრადია ჟანგის მიმართ თითქმის 1200°C-მდე, რასაც განპირობებს ნიმუშის ზედაპირზე წარმოქმნილი B_2O_3 -ის მდგრადი აფსკი.

ბორის კარბიდის გამოყენება განპირობებულია: მაღალი სისალის აბრაზიული თვისებების, მაღალი ცვეთამდედგო-

ბისა და მაღალი ტემპერატურის პირობებში, მექანიკური მახასიათებლების შენარჩუნების გამო, ქიმიურ ინერტულობით, ნახევრადგამტარობისა და ომური ნეიტრონების შთანთქმის უნარით. ბორის კარბიდი გამოიყენება, როგორც ფხვნილის, შემცხვარი და ჩამოსხმული ნაწარმის სახით.

სილიციუმის კარბიდი SiC. სილიციუმის კარბიდი გვხვდება ორი მოდიფიკაციის სახით: კუბური და ჰექსაგონური. სილიციუმის კარბიდის ნაერთში კოვალენტური ტიპის ქიმიური ბმაა. მის კრისტალში შეინიშნება ჰიბრიდიზირებული ტეტრაედრული სივრცული კონფიგურაციის sp³ კავშირი. ასეთი ბმა გამოირჩევა მაღალი სიმტკიცით და ენერგეტიკული მდგრადობით, რაც უზრუნველყოფს SiC-სა და ალმასის ფიზიკური მახასიათებლების სიახლოვეს.

სილიციუმის კარბიდის მიღების მრავალი ხერხი არსებობს [3.13]. შევჩერდებით მხოლოდ რამდენიმე ძირითად მეთოდზე. ესენია: სინთეზი მარტივი ელემენტებისაგან, სილიციუმის დიოქსიდისა და ნახშირბადის ურთიერთქმედება, სინთეზი ხსნარებისა და ნალღობებისაგან და გაზოფაზური დალექვის მეთოდი.

1. სილიციუმის ფხვნილისა და ნახშირბადის ურთიერთმოქმედება იწყება სილიციუმის ლღობის ტემპერატურასთან

რასთან შედარებით შესაძენევად დაბალ ტემპერატურაზე: $Si+C=SiC$.

2. სილიციუმის ორჟანგისა და ნახშირბადის ურთიერთქმედება – შედარებით უფრო გავრცელებული მეთოდია, რომელიც მიმდინარეობს შემდეგი რეაქციით,



ბოლო წლებში განვითარდა სილიციუმის კარბიდის მიღების მეთოდი დაბალტემპერატურულ პლაზმაში.

სილიციუმის კარბიდის კრისტალური მესერი ალმასის კრისტალური მესრის მსგავსია და მისი თვისებებიც ალმასის თვისებებს უახლოვდება.

ნახშირბადის შემცველობა – 50 ატ.%

კუთრი ელექტროწინალობა – 10-1014 ომი.მ

თერმული გაფართოების კოეფიციენტი – $5,12 \cdot 10^{-6} K^{-1}$.

მიკროსისალე – 20,9-28,9 გპა.

სილიციუმის კარბიდი და მის საფუძველზე მიღებული მასალები გამოიყენება ტექნიკის სხვადასხვა სფეროში. ზოგიერთ შემთხვევაში ამ მასალების გამოყენება დაფუძნებულია სილიციუმის კარბიდის სისალეზე, მაგალითად, აბრაზიულ მასალებში. სილიციუმის კარბიდის ფუძეზე მიღებული მასალები მრავალფუნქციურია. მათ მიეკუთვნება

მაღალი თერმომექანიკური და თბოფიზიკური თვისებებით გამორჩეული მასალები, აგრეთვე კოროზია და ეროზია-მდგრადი, ცეცხლგამძლე, ცვეთამედეგი მასალები. სწორედ SiC-ის ელექტროფიზიკური, თერმომექანიკური და ფიზიკურ-ქიმიური თვისებების სპეციფიკა განსაზღვრავს მისი გამოყენების სფეროს მრავალფეროვნებას. განსხვავებული შედგენილობის, სტრუქტურისა და თვისებების უამრავი მასალაა მიღებული სილიციუმის კარბიდის ბაზაზე [3.10]. ასეთი მასალების უმეტესობა ჰეტეროგენული კომპოზიციებია, რომლებშიც სილიციუმის კარბიდის მარცვლები ცემენტირებულია შემკვრელით. ისინი ძირითადი ფაზისაგან განსხვავდება შედგენილობით და ფიზიკურ-ქიმიური თვისებებით. ეს შემკვრელები აუცილებელია იმისათვის, რომ გამარტივდეს მისგან მასალების მიღების პირობები, აგრეთვე საჭირო თვისებებისა და საექსპლუატაციო მახასიათებლების მიღწევა [3.14].

ნიტრიდები. პერიოდული სისტემის IV და V ჯგუფისა და ნაწილობრივ VI ჯგუფის ლითონთა ნიტრიდები, ჩანერგვის ტიპური ფაზებია, აქვს ლითონური ხასიათი, ხასიათდება მაღალი სისალითა და ლღობის ტემპერატურით.

IV და V ჯგუფის ლითონების ნიტრიდების მიღება შეიძლება ლითონებზე, მათ ოქსიდებზე ან ჰიდრიდებზე აზოტის ან აზოტისშემცველი აირების მოქმედებით.

სილიციუმის ნიტრიდი Si_3N_4 . ერთადერთი მდგრადი ნაერთი Si-N სისტემაში არის Si_3N_4 . იგი ორი მოდიფიკაციის სახით არსებობს – α და β . ორივე სტრუქტურა ტეტრაედრებისაგან შედგება, რომლებშიც სილიციუმის თითოეული ატომი გარშემორტყმულია აზოტის ოთხი ატომით, ხოლო აზოტის თითოეული ატომი საერთოა სამი ტეტრაედრისათვის. ასეთი აღნაგობა ადვილად ხსნის თუ რატომ არის, რომ სილიციუმის ნიტრიდი კრისტალდება ადვილად და არა აქვს მინისებრი მდგომარეობის წარმოქმნის უნარი, საპირისპიროდ SiO_2 -ისა.

ითვლება, რომ α ფორმა დაბალტემპერატურული, ხოლო β მაღალტემპერატურული მოდიფიკაციაა. $\alpha \rightarrow \beta$ გადასვლის ტემპერატურაა 1450°C .

საწარმოო სილიციუმის ნიტრიდის მისაღებად შემდეგ მეთოდებს იყენებენ: სილიციუმის ფხვნილის აზოტირების კლასიკურ მეთოდს, სილიციუმის ოქსიდის კარბოთერმულ აღდგენას და სხვა [3.15].

სილიციუმის დააზოტების ხასიათი დამოკიდებულია საწყისი კომპონენტების სისუფთავეზე, სილიციუმის ნაწილაკების ზომაზე, გაზის ნაკადის სიჩქარეზე.

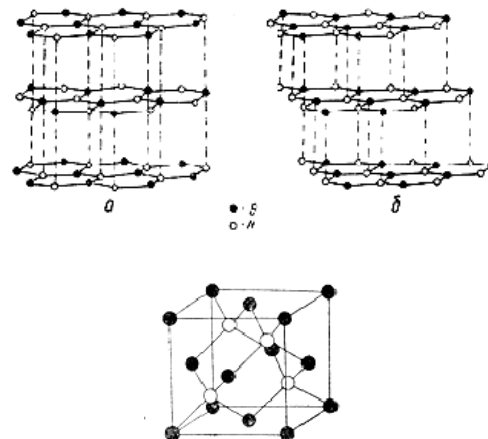
ჩვეულებრივ სილიციუმის ნიტრიდს ლეზულობენ აზოტის ნაკადში ორსტადიანი რეჟიმით: 1300–1350°C – 20-50 სთ და 1450-1650°C – 10 სთ.

სილიციუმის ამიაკის ნაკადში დააზოტება იწყება უფრო დაბალ ტემპერატურაზე (900-1200°C) და მიმდინარეობს დიდი სიჩქარით, ვიდრე აზოტში.

სილიციუმის ნიტრიდზე დიდი მოთხოვნილების გამო, ტექნოლოგიურად მიმდინარეობდა სილიციუმის ნიტრიდის მიღება უფრო იაფი მეთოდით. ასეთად შეიძლება ჩაითვალოს სილიციუმის ნიტრიდის ნახშირბადით აღდგენა ერთდროული დააზოტებით.

სილიციუმის ნიტრიდი ხასიათდება მაღალი მექანიკური მაჩვენებლებით, დაბალი თერმული გაფართოების კოეფიციენტით, მაღალი თერმული და ქიმიური მედეგობით, რაც განაპირობებს მასალების გამოყენების ფართო პერსპექტივას ტექნიკის სხვადასხვა დარგში. კერძოდ: აირის ტურბინებში, ძრავების დეტალების, საინსტრუმენტო მასალების მისაღებად და სხვა [3.16].

ბორის ნიტრიდი BN. ბორის ნიტრიდი რამდენიმე მოდიფიკაციის სახით არსებობს: ჰექსაგონური სტრუქტურა შედგება გრაფიტის მსგავსი ბადეებისაგან, რომლებშიც მონაცვლეობს ბორისა და აზოტის ატომები. ატომებს შორის არსებობს ძლიერი კოვალენტური ბმა, ხოლო ბადეებს შორის მოქმედებს სუსტი ვან-დერ-ვაალსის ძალები (სურ.3.2).



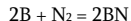
სურ. 3.2. ბორის ნიტრიდის ჰექსაგონური მოდიფიკაციების სტრუქტურა:
ა – გრაფიტისებრი; ბ – რომბოედრული

ბორის ნიტრიდი ხასიათდება აგრეთვე სფალერიტისა და ვიურტიტის სტრუქტურით ატომთა ტეტრაედრული განაწილებით.

თერმოდინამიკურად ბორის ნიტრიდი მდგრადია როგორც ჰექსაგონური, ისე სფალერიტული.

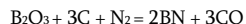
ბორის ნიტრიდის მიღების მეთოდებია: მარტივი ნივთიერებებიდან სინთეზი, ბორის ჟანგბადოვანი ნაერთების აღდგენა - დააზოტება და აირადი ფაზიდან დალექვა.

მარტივი ნივთიერებებიდან სინთეზი ხორციელდება ბორის აზოტთან ურთიერთქმედებით, შემდეგი რეაქციით:

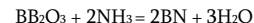


ლუმელში ეს რეაქცია შეიძლება მიმდინარეობდეს თვითგავრცელებადი მაღალტემპერატურული სინთეზით და პლაზმოქიმიური მეთოდით.

ბორის ჟანგბადოვანი ნაერთების აღდგენა - დააზოტება უფრო მატად გავრცელებული მეთოდია. ყველაზე მარტივი ვარიანტია ბორის ანჰიდრიდისა და ნახშირბადის ნარევის დააზოტება აზოტის ნაკადში შემდეგი რეაქციით:



ხოლო ბორის ანჰიდრიდის ურთიერთქმედება ამიაკთან მიმდინარეობს რეაქციით:



აირადი ფაზიდან დალექვით.

ეს მეთოდი დაფუძნებულია ამიაკის მაღალტემპერატურული ურთიერთქმედებით ორგანულ ან ბორის ჰალოგენიდებთან. ბორის ორგანული ნაერთების გამოყენებისას ბორის ნიტრიდი წარმოიქმნება დაბალ ტემპერატურაზე 500–1300°C-ზე, ნაერთის ბუნებაზე დამოკიდებულებით. უფრო მეტად გამოიყენება მეთოდი ბორის ჰალოგენიდების გამოყენებით.

ბორის ნიტრიდის ბაზაზე მასალები შეიძლება იყოს მიღებული სუფთა ნიტრიდისა და მისი ნარევისაგან მეტალებთან ან სხვა ნაერთებთან. მიღების მეთოდებზე დამოკიდებულებით ბორის ნიტრიდის მასალები შეიძლება დაიყოს: შეცხოზილი, რეაქციულად შეცხოზილი, პიროლიტური და მაღალი წნევის გამოყენებით მიღებული.

რადგან ბორის ნიტრიდი კოვალენტური ტიპის ქიმიური ბმითაა მიღებული, ამიტომ მისგან მკვრივი ნაკეთობების მიღება, შეცხოზის ჩვეულებრივი მეთოდებით, პრაქტიკულად შეუძლებელია [3.15, 3.17] .

კვლევებით დადგენილია [3.18], რომ ზორის ნიტრიდი აქტიური დანამატების გარეშე არ შეცხვება. აზოტის ნაკადში შეცხოვა შეიძლება 1900°C-ზე. უფრო დაბალი ტემპერატურები შეცხოვისათვის არასაკმარისია.

რეაქციული შეცხოვის მეთოდით სუფთა ზორის ნიტრიდისაგან ნაკეთობების მიღება შესაძლებელია ამორფული ზორისა და ზორის ნიტრიდის ნარევის აზოტის არეში გამოწვით. ამ შემთხვევაში ნაშადის გამკვრივება ხდება ზორსა და აზოტს შორის ქიმიური ურთიერთქმედების შედეგად.

ალუმინის ოქსიდი – Al_2O_3 . ალუმინის ოქსიდს შვიდი მოდიფიკაცია ახასიათებს, მაგრამ ტექნოლოგიაში ძირითადად გამოიყენება ორი მოდიფიკაცია, დაბალტემპერატურული $v-Al_2O_3$ და მაღალტემპერატურული α ($\alpha-Al_2O_3$, კორუნდი). $v-Al_2O_3$ გახურებისას გადადის $\alpha-Al_2O_3$ -ში, რომელიც სტაბილურობას გაცივების შემდეგაც ინარჩუნებს.

ალუმინის ოქსიდის ბაზაზე შექმნილი ნაწარმი ძირითადად $\alpha-Al_2O_3$ -ს შეიცავს, რომელიც ხასიათდება მაღალი ლღობის ტემპერატურით (2323 K), მაღალი ქიმიური მდგრადობით, სისალით (მოოსის სკალით 9) და ცვეთამედეგობით.

ალუმინის ოქსიდს ღებულობენ უმთავრესად ალუმინის შემცველი მინერალებისაგან (ბოქსიტებისაგან და სხვა).

ალუმინის ოქსიდს ბოქსიტები შეიცავს ჰიდროქსიდების (დიასპორში, ბიომიტში, ჰიდრარგილიტსა და ბაიერიტში) და შეკავშირებული სახით (სტრუქტურაში) მრავალ მინერალში (კიოლინიტში, ნაკრიტში, დიკიტში, ქარსებში, ცეოლიტებში).

ბოქსიტებში Al_2O_3 -ის შემცველობა 50–100%-ია. ნედლეულის ხარისხის მიხედვით გადამუშავება ტარდება სველი (ბაიერის მეთოდი) ან მშრალი ტუტე მეთოდით. სველი მეთოდით ბოქსიტებს ამუშავებენ ავტოკლავებში 200–225°C ტემპერატურაზე და 2,0–2,4 მპა წნევისას, ნატრიუმის ჰიდროქსიდის მაგარი ხსნარით და ღებულობენ წყალში ხსნად ალუმინატს $NaAlO_2$. თუ ბოქსიტი ჰიდრარგილიტს შეიცავს გამოტუტვა შეიძლება 105°C ტემპერატურაზე წნევის გარეშე, შემდეგ $NaAlO_2$ -ის ხსნარს დაშლიან $Al(OH)_3$ -თან მუდმივი მორევისას 2-3 დღე-ღამის განმავლობაში, წარმოიქმნება ალუმინის ჰიდროქსიდის თეთრი შლამი, ხოლო დედა ხსნარი მდიდრდება ტუტით, რომელიც ხელახლა გამოიყენება ახალი რეაქტივის დამატების შემდეგ. ჰიდროქსიდს ფილტრავენ, რეცხავენ ცხელი წყლით და

ახურებენ 1200°C და გარდაქმნიან ალუმინის ოქსიდად. სველი მეთოდით მიზანშეწონილია მაღალი სილიციუმის მოდულის მქონე ($\text{SiO}_2/\text{Al}_2\text{O}_3$ არა ნაკლები 12–13) ბოქსიტების გადამუშავება.

მშრალი მეთოდი დაფუძნებულია დაწვრილმანებული ბოქსიტის სოდასა და კირქვასთან შეცხოვაზე მზრუნავ ღუმლებში 1200°C ტემპერატურაზე. შემცხვარ მასას გამოტუტავენ წყლით, წარმოქმნილ NaAlO_2 -ს აცილებენ შლამისა და სილიციუმის ოქსიდისაგან. უკანასკნელს კირით ლექვენ ავტოკლავში. გამოყოფილ ხსნარს შლიან ნახშირორჟანგით. დალექილ $\text{Al}(\text{O})_3$ -ს ფილტრავენ და გამოწვავენ 1200°C-ზე [3.19, 3.20].

3.3. კერამიკული კომპოზიტები

კერამიკული მასალები დიდი ხნის წინ სხვადასხვა დანიშნულებით გამოიყენებოდა. ტექნიკის სხვადასხვა დარგის განვითარება მოითხოვდა განსხვავებული თვისებების ახალი მასალების მიღებას, რამაც ბიძგი მისცა ახალი კერამიკული მასალების შექმნას და ტექნოლოგიის დამუშავებას. ეს მასალები ამჟამად წარმატებით გამოიყენება მანქანათმშენებლობაში, მეტალურგიაში, ქიმიურ მრეწველო-

ბაში, ატომურ და რაკეტულ ტექნიკაში, ელექტროტექნიკაში, ელექტრონიკაში და სხვა. მიუხედავად ამისა, კერამიკა, მსოფლიოს სხვადასხვა ქვეყნის მკვლევართა აზრით, ჯერ კიდევ შეუსწავლელი და გამოუყენებელია. თანამედროვე ტექნოლოგიები მოითხოვს კიდევ უფრო მაღალი სიმტკიცისა და კოროზიამდებვი მასალების დამუშავებას, მაღალ და ძალიან მაღალ ტემპერატურაზე მუშაობის უნარით.

მუშავდება ტექნოლოგიები ზემოაღნიშნული სიმაგრის, ცვეთამდებვი, მაღალი სიმტკიცისა და დარტყმითი სიბლანტის კერამიკული კომპოზიციური მასალების მისაღებად-კარბიდების, ნიტრიდების, ბორიდებისა და ოქსიდების ბაზაზე. განვიხილავთ ზოგიერთ მათგანს:

ბორის კარბიდის საფუძველზე $\text{B}_4\text{C}-\text{TiB}_2-\text{TiC}$ სისტემაში. კომპოზიტის მისაღებად იყენებენ ბორის კარბიდის ფხვნილს, მარცვლების საშუალო ზომით – 10 მკმ. დანამატების სახით შერჩეულია ტიტანის დიბორიდისა და ტიტანის კარბიდის ნარევი, რომელსაც დაყალიბების წინ პლასტიფიკატორს უმატებენ ორგანული შემკვრელის სახით ორგანულ გამხსნელზე.

ორგანული შემკვრელის კაზმიდან მოცილება ხდება კომპოზიტის დამზადების დროს, ცხელი დაწნეხის პროცესში.

TiB₂ და TiC-ს მიღება ხდება თვითგაწველებადი მაღალტემპერატურული სინთეზის მეთოდით Ti-B-C სისტემაში. ამ შედეგნილობას ამზადებენ აღნიშნული კომპონენტების სხვადასხვა რაოდენობის შერევით ბურთულებიან წისქვილში.

ბორის კარბიდის საფუძველზე ასევე მუშავდება კომპოზიტების მიღების ტექნოლოგია B₄C-TiB₂-C სისტემაში TiB₂ და C დანამატების სხვადასხვა თანაფარდობით. მიღებული კომპოზიტები ხასიათდება მაღალი მიკროსისალით, ღუნვაზე სიმტკიცით 21–28 მპა, მაქსიმალური სიმკვრივით, ამ კომპოზიტის მიღებისას ტექნოლოგიური სირთულე შეიძლება იყოს:

---- ცხელი დაწნეხისას მაღალი წნევის საჭიროება,

---- ძალიან წმინდა ფხვნილების გამოყენება,

---- ცხელი დაწნეხის წინ სპეცპარატით ორგანული შემკვრელის მოცილების აუცილებლობა.

კომპოზიტები სილიციუმის კარბიდის ბაზაზე. კარბიდული მატრიცის მქონე კომპოზიციური მასალებიდან ყვე-

ლაზე მეტად გავრცელებული და შესწავლილია კერამიკა სილიციუმის კარბიდის ბაზაზე შემდეგი სახის დანამატებით: SiC-TiB₂, SiC-TiC, SiC-ALN, SiC-BN, SiC-B₄C.

ასეთი მასალები მიიღება ცხელი დაწნეხით და მრავალ შემთხვევაში აუმჯობესებს სილიციუმის კარბიდის მექანიკურ თვისებებს, კოროზიულ მედეგობას, ცვეთამედეგობას და სხვა. შეისწავლება აგრეთვე მონოლითური, პოლიკრისტალური სილიციუმის კარბიდი, როგორც კონსტრუქციული მასალა: მაღალი ზედაპირული სისალის, მაღალი აბრაზიული ცვეთამედეგობის, მაღალი ქიმიური მედეგობის და ა.შ.

მუშავდება ტექნოლოგიები სილიციუმის კარბიდისაგან ნაკეთობების მისაღებად სილიციუმის ნიტრიდის, სილიციუმის ოქსინიტრიდისა და ალუმინსილიკატური შემკვრელებით.

ნაკეთობები სილიციუმის კარბიდისაგან ალუმინსილიკატურ შემკვრელზე ხასიათდება მაღალი სიმტკიცით, სიმკვრივით და სითბოგამტარობით. მათ მიღებას აწარმოებენ თბურ დანადგარებში (რეკუპერატორებში, მუფელის ღუმელებში), მანქანათმშენებლობაში, კერამიკულ წარმოე-

ბებში (კერამიკული ნაკეთობების გამოსაწვად), აგრეთვე საყოფაცხოვრებო ნარჩენების გამოსაწვად ღუმლებში.

ნაკეთობებს სილიციუმის კარბიდის ბაზაზე სილიციუმის ნიტრიდისა და ოქსინიტრიდის შემკვრელით აწარმოებენ თერმოწყვილის დამცავი გარსაცმის დასამზადებლად, აგრესიულ მედიებში მაღალ ტემპერატურებზე სამუშაოდ. სილიციუმის კარბიდის ბაზაზე მიღებული მასალები შეიძლება დაიყოს შემდეგ ძირითად სახეობებად:

1. მონოკრისტალური, რომელიც მიიღება თხევადი მეტალური ნალღობებისაგან გადაკრისტალების შედეგად, აირადი ფაზისაგან სუბლიმაციის გზით, აორთქლების და შემდეგ ორთქლის კონდენსაციით ან კიდევ აირსატრანსპორტო რეაქციების შედეგად, რომელსაც მივყავართ SiC-ს კრისტალების თავისუფალ ზრდამდე.

2. რეკრისტალური მასალები, მიიღება შემკვრელებისა და გააქტიურებული დანამატების გარეშე და $>2100-2200^{\circ}\text{C}$ ტემპერატურებზე აირადი ფაზის მონაწილეობით, აორთქლება-კონდენსაციის პროცესის დახმარებით. აირადი ფაზის მონაწილეობის დროს, შეცხოვის პროცესის საშუალებით, ხდება ერთფაზიანი პოლიკრისტალური მასალის მიღება მნიშვნელოვანი ფორიანობით, ასეთ მასალებს აქვს მაღალი

თბო- და ელექტროგამტარობა, ქიმიური და თერმული მედეგობა, მაგრამ მექანიკური თვისებები არ არის დიდი, მაღალი ფორიანობის გამო.

3. ცხელი დაწნეხით მასალები მიიღება დაწნეხისა (წნევა 15-20 მპა) და შეცხოვის პროცესის $1900-2100^{\circ}\text{C}$ შეთავსებით. სუფთა SiC არ წარმოქმნის თხევად ფაზას და ცხელი დაწნეხისას მისი გამაგრება ხდება პლასტიკური დეფორმაციების ხარჯზე, რომელიც ტექნოლოგიურ პირობებში უმნიშვნელოდ რეალიზდება, ამიტომ, თუნდაც მაღალ ტემპერატურებზე, მასალების გამკვრივება არ ხდება [3.21]. მაგალითად, 60 მპა და $t=2350^{\circ}\text{C}$ -ის დროს ძნელია ისეთი მასალის მიღება, რომლის სიმკვრივე $2,7\text{გ/სმ}^3$ -ზე მეტი იქნება, ფორიანობა კი $<16\%$ -ზე. ცხელი დაწნეხის პროცესის აქტივირება შესაძლებელია სხვადასხვა დანამატის შეყვანის გზით, რომლებიც წარმოქმნის თხევად ფაზას, ასეველებს SiC-ს და მასში იხსნება.

4. რეაქციულად სინთეზირებული (თვითშეკრული) მასალები მიიღება რეაქციული შეცხოვის პროცესში და პრაქტიკულად არ ეხება პირველად SiC-ს. კონტაქტების ფორმირება, ფორების შევსება და უწყვეტი პოლიკრისტალური SiC ჩონჩხის წარმოქმნა დაკავშირებულია ქიმიურ რეაქციებთან,

რომლებიც მიმართულია მეორეული SiC-ს წარმოქმნასთან და აცემენტებს პირველად SiC-ს. სხვადასხვა ტექნოლოგიურ ვარიანტებში რეჟიული შეცხოვის პროცესი მიმდინარეობს 1600–2100°C ტემპერატურებზე, ე.ი შედარებით დაბალ ტემპერატურაზე, ვიდრე SiC-ს რეკრისტალიზაციის და ცხელი დაწნეხის ტემპერატურებია.

„თვითშეკრული“ მასალები ფიზიკური თვისებებით უახლოვდება ცხელი დაწნეხით მიღებულ მასალებს, მაგრამ უპირატესობაა ის, რომ გამოირჩევა ტექნოლოგიური პროცესის სიმარტივით.

5. სილიცირებული გრაფიტები მიიღება ნახშირბადოვანი მასალების (გრაფიტების) მაღალტემპერატურული დამუშავებით გაღებულ ან აიროვანი სილიციუმით, რის შედეგადაც მიიღება მეორეული SiC, რომელიც შეავსებს ნახშირბადოვანი ფუძის ფორებს [3.21–3.24].

6. პიროლიტური მასალების ფორმირება ხდება აირფაზური რეაქციის შედეგად გახურებულ სადგარზე, რომლის დროსაც ხდება სილიციუმის კარბიდის სინთეზირება. მაგალითად, ხდება სილიციუმის ჰალოგენაერთების რეაქცია ნახშირწყალბადებთან ან სილიციუმორგანული ნაერთების

დისოციაციის დროს. როგორც წესი, ამ ტიპის მასალები გამოიყენება, როგორც დანაფარები.

მიუხედავად სილიციუმის კარბიდის შემცველი მასალების მიღების მრავალრიცხოვანი მეთოდებისა, ტექნოლოგიური პროცესის სიმარტივის მიხედვით, ყველაზე მეტად გავრცელებულია რეაქციული შეცხოვის მეთოდი, რადგან საშუალებას იძლევა მიღებულ იქნეს მასალები შედარებით დაბალ ტემპერატურებზე, მარტივი მოწყობილობით და იმის გამო, რომ ამ შემთხვევაში შესაძლებელია ტექნიკური მასალების გამოყენება.

სილიციუმის კარბიდის თვისება, შევიდეს ურთიერთქმედებაში ჟანგბადშემცველ აირად გარემოსთან მაღალ ტემპერატურებზე, გამოიყენება SiC-ს ბაზაზე მასალების მისაღებად კაჟმიწოვან შემკვრელზე.

ჩვეულებრივ ტემპერატურებზე SiC-ს ჟანგბადთან ურთიერთქმედების რეაქციის სიჩქარე მცირეა და წარმოქმნილ SiO₂-ის ფენას 3×10^{-7} სმ სისქე აქვს [3.25]. ავტორთა მიერ ჩატარებულია სამუშაო, სადაც განხილულია SiC და ჟანგვის კინეტიკა და შესწავლილია სილიციუმის კარბიდის კრისტალების ზედაპირის ფენის სტრუქტურა [3.26]. SiC შეცხოვისას დამუხრავ გარემოში მარცვალთა შორის ზედა-

პირზე SiO_2 გროვდება, კვარცის მინის და კრისტოზალიტის სახით. დაჟანგვის სიჩქარე განისაზღვრება აირადი გარემოს შედგენილობით, ტემპერატურით და მინარევების შემცველობით. მასზეა დამოკიდებული აგრეთვე SiO_2 -ის აფსკის სტრუქტურა.

სილიციუმის კარბიდის მასალების შეცხოზა (გამოწვა) მულიტისა და მულიტკორუნდის შედგენილობის მაღალით-ხამიწოვანი დანამატებით მიმდინარეობს ფიზიკურ-ქიმიური პროცესების ხარჯზე, რომელიც შემკვრელში ხორციელდება და პირველად SiC -ს არ ეხება. ასეთი მასალების გამოწვის ტემპერატურა $1400\text{--}1450^\circ\text{C}$ -ია.

ასეთი მასალები მიიღება მარტივი ტექნოლოგიური პროცესით და ხასიათდება თიხამიწოვანი მასალების დამაკმაყოფილებელი ცეცხლგამძლე თვისებებით, მაღალი თერმოდგრადობით და თბოგამტარობით.

მიღებულია მასალები კომბინირებული შემკვრელით, რომლებიც მიიღება SiC და Si -ის ნარევის გამოწვით ნახშირბადოვანი წანაყარით. გამოწვის შედეგად ჟანგბადი და აზოტი შეადწევენ რა ამ წანაყარში, შედის რეაქციაში, რომელიც იწვევს შემკვრელში მეორეული სილიციუმის

კარბიდისა და სილიციუმის ოქსინიტრიდის წარმოქმნას (Si_2ON_2).

შეუცხოზი (გამოუწვაი) სილიციუმის კარბიდის მასალები ჰეტეროგენული კომპოზიციებია, რომლებიც ძირითადი ფაზის სახით შეიცავს SiC -ს და ორგანულ (ფენოლ-ფორმალდეჰიდურ, პოლისილოქსანურ, კაუჩუკიან) და არა-ორგანულ (ალუმინფოსფატურ, ალუმინქრომფოსფატურ) შემკვრელებს.

ეს მასალები თავის თვისებებს იძენს შედარებით დაბალ ტემპერატურებზე თერმული დამუშავებით, რომელიც აუცილებელია შემკვრელის პოლიმერიზაციისათვის.

არსებობს ისეთი ცეცხლგამძლე მასალები, რომლებიც შეიცავს SiC -ს, Al_2O_3 -ს და გრაფიტს [3.27]. სამუშაოში მოცემულია ფორიანი რეაქციული სილიციუმის კარბიდით გამკვრელების მეთოდი მეორეული SiC -ის, რომელიც მიიღება მეთილტრიქლორსილანის (CH_3SiCl_3) დაშლისას და ფორებში ილექება აირადი ფაზიდან [3.28].

ცნობილია ისეთი კომპოზიციური მასალები, რომლებიც SiC -ის გარდა შეიცავს მეტალისებრ ძნელდობად ნაერთებს [3.29], აგრეთვე მრავალრიცხოვანი პოლიმერული და

მეტალისებრი მასალები, რომლებიც დაარმატურებულია SiC ბოჭკოებით ან მაფისებრი მონოკრისტალებით [3.30].

სილიციუმის კარბიდის ცეცხლგამძლე მასალების თვისებების შედარებითი კვლევა სხვადასხვა შემკვრელზე დამაჯერებლად გვიჩვენებს ნიტრიდული შემკვრელების უპირატესობას ოქსიდურთან შედარებით [3.31-3.33]. სილიციუმის კარბიდის მასალები ნიტრიდული შემკვრელით ხასიათდება მაღალი სიმტკიცით, ცვეთამედეგობით და მედეგობით აგრესიული გარემოსა და თერმული დარტყმების მიმართ.

სილიციუმის ნიტრიდი გამოირჩევა არა მარტო მაღალი თერმული და ქიმიური მედეგობით, არამედ შემკვრელის ფორმირების პროცესს ტექნოლოგიურს ხდის 1200–1400°C ტემპერატურაზე [3.34, 3.35-3.38].

სილიციუმის კარბიდის მასალების მისაღებად ნიტრიდულ შემკვრელზე გამოიყენება რეაქციული შეცხოვის მეთოდი.

მიღების პრინციპი იმაში მდგომარეობს, რომ სილიციუმის კარბიდისა და ელემენტარული სილიციუმის ნარევს გამოწვავენ აზოტის გარემოში 1450°C ტემპერატურაზე, 1300–

1350°C-ზე შუალედური დაყოვნებით. სილიციუმი აზოტთან რეაგირებს Si_3N_4 -ის წარმოქმნით.

წარმოქმნილი სილიციუმის ნიტრიდი აცემენტებს SiC-ს ნაწილაკებს. ამ დროს მასალის ღია ფორიანობა 15-18% შეადგენს, რაც უზრუნველყოფს აზოტის შემდგომ დიფუზიას მასალაში.

Si-C-N წონასწორობის სისტემის კვლევებმა აჩვენეს, რომ 1400–1490°C ტემპერატურებზე სილიციუმის კარბიდი არ ურთიერთქმედებს აზოტსა და სილიციუმის ნიტრიდთან [3.39]. წვრილდისპერსიული სილიციუმის გამოყენება უზრუნველყოფს შემკვრელში სილიციუმის ნიტრიდის უფრო სრულად წარმოქმნას. სწორი დააზოტების შემთხვევაში რეაქციაში შეუსვლედი სილიციუმი არ რჩება და კაჟმიწა (SiO_2), რომელიც შეიძლება მაღალტემპერატურული დაჟანგვის შედეგად წარმოიქმნას, არ მიიღება, ეს გამორიცხავს სილიკატური აფსკის წარმოქმნას სილიციუმის კარბიდის მარცვლების ზედაპირზე ან მათ შეკავშირებას თავისუფალი სილიციუმის ნალღობით. ჩვეულებრივად კაზმს ადგენენ SiC-ს 30–40% მსხვილი და 30–40% წმინდა ფრაქციისაგან და 30% სილიციუმის დამატებით.

გამოწვის პროცესის სრულყოფა $\text{SiC-Si}_3\text{N}_4$ მასალებში მიიღწევა მათი თერმული დამუშავების ხანგრძლივობის შემცირებით, დააზოტების პროცესის დასრულების აუცილებელი მაღალი ხარისხით უზრუნველყოფის შემთხვევაში. ამ დროს დააზოტების პროცესის წარმართვაზე დიდი მნიშვნელობა აქვს ტემპერატურის გავლენას. გავლენას ახდენს არა მხოლოდ თვით ტემპერატურის მნიშვნელობა, არამედ ტემპერატურული რეჟიმის სახეობაც [3.40-3.43].

1400–1450°C ტემპერატურის დროს $\text{CO}+\text{N}_2$ ატმოსფეროში ფორმირდება ისეთი მასალა, რომლის ძირითადი ფაზაა პირველადი და მეორეული სილიციუმის კარბიდი, სილიციუმის ოქსინიტრიდი Si_2ON_2 და უმნიშვნელო რაოდენობით Si და SiO_2 , რადგან Si ურთიერთქმედებს SiO_2 -თან აირადი SiO წარმოქმნით, რომელიც რეაქციის არეს სცილდება.

სილიციუმის ოქსინიტრიდი თვისებებით ახლოსაა ნიტრიდთან, რაც საშუალებას იძლევა მიღებულ იქნეს SiC მასალები კომბინირებული შემკვრელით მაღალი ფიზიკურ-ტექნიკური მახასიათებლებით.

SiC და Si-ის შემცველობით მიღებული ნიმუშების გამოწვა ჩაატარეს კაპსულებში ალიან ღუმელში კოქსის წანაყარით, ნარევის დააზოტება მიმდინარეობდა ალიანი აირე-

ბისაგან აზოტის დიფუზიის ხარჯზე. დაადგინეს, რომ 1400°C გამოწვარი ნიმუშები სუფთა აზოტის გარემოში შეიცავდა 3-ჯერ მეტ სილიციუმის ნიტრიდს, ვიდრე 1600°C-ზე გამოწვის შემდეგ კოქსის წანაყარით [3.44].

სილიციუმის კარბიდის მასაში მეტალური სილიციუმის შეყვანა ზრდის გამოწვარ ნაკეთობაში SiC-ს რაოდენობას, მეორეული SiC წარმოქმნის ხარჯზე. გარდა ამისა, ერთდროულად მიმდინარეობს Si_3N_4 -ისა და Si_2ON_2 -ის მიღება სილიციუმის, აზოტის და SiO_2 -ს რეაქციის შედეგად, რაც ნაკეთობათა თვისებებს აუმჯობესებს [3.45].

Si-ისა და SiO_2 -ის კაზმში შეყვანა გამოწვის დროს იწვევს კომბინირებული შემკვრელის წარმოქმნას, რომელიც ერთდროულად შეიცავს სილიციუმის ნიტრიდსა და ოქსინიტრიდს, რაც ნაკეთობების სიმტკიცესა და თერმულ მდებარეობას ზრდის [3.46].

ოქსინიტრიდული შემკვრელი უფრო მდგრადია დაჟანგვისა და რკინანახშირბადოვანი შენადნობებისადმი, აგრეთვე მაგნიუმისა და სპილენძის მოქმედების მიმართ [3.47-3.49].

სილიციუმის კარბიდის [3.50-3.54] და ნიტრიდის შემცველი [3.55-3.58] მასალები ორივე ნაერთის დამახასიათებელ თვისებებს აერთიანებს, კერძოდ: თერმული გაფარ-

თოების დაბალი კოეფიციენტი და მაღალი ელექტრული წინაღობა, რაც Si_3N_4 -ის დამახასიათებელია და მაღალი თბოგამტარობა, რაც სილიციუმის კარბიდისათვის არის დამახასიათებელი, ჰაერის გარემოში $\text{SiC-Si}_3\text{N}_4$ -ის ცეცხლგამძლე ნაკეთობების ჟანგვა, რომელიც სილიციუმის კარბიდის ბაზაზე დამზადებული, მცირე, ვიდრე სილიციუმის კარბიდისგან მიღებული მასალების, რაც დაკავშირებულია მათ შედარებით დაბალ აირშეღწევადობასთან [3.59, 3.60].

ალუმინის ოქსიდის კერამიკას [3.61-3.66] კორუნდის კერამიკას უწოდებენ. იგი არანაკლებ 96% $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ -ს უნდა შეიცავდეს. მაღალი ცეცხლგამძლე, მექანიკური და დიელექტრიკული თვისებებით ხასიათდება კერამიკა, რომელიც პრაქტიკულად მთლიანად $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ -საგან შედგება.

მოოსის მინერალოგიურ სკალაზე კორუნდის სისაღე 9-ის, ხოლო მიკროსისაღე – 3000კგ/მმ^2 -ის ტოლია.

კორუნდის მესრის ენერგია 3681 კკალ/მოლი . კუთრი წონის სიდიდე კორუნდის შემცველობის მიხედვით $3,95\text{--}4,01\text{ გ/სმ}^3$ ზღვრებშია, უფრო ზუსტად $3,992\text{ გ/სმ}^3$ -ია.

კორუნდის ლღობის ტემპერატურა $2015\text{--}2050^\circ\text{C}$ ია. ლღობის სითბო 26 – კკალ/მოლი . $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ -ის ორთქლის დრეკადობა მოცემულია 3.1 ცხრილში.

**კორუნდის ორთქლის
დრეკადობა**

ტემპერატურა $^\circ\text{C}$	2360	2410	2490	2547	2580
ორთქლის დრეკადობა, მმ ვერცხლისწყლის სვეტი	6	18	22	50	55

უკანასკნელი მონაცემებით, წარმოქმნის სითბო, რომელიც ნივთიერების ქიმიურ მდგრადობას ახასიათებს, $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ -სათვის არის $0,2\text{ + }0,3\text{ კკალ/მოლი}$ (25°C).

Al_2O_3 -ის საშუალო ხვედრითი თბოტევადობა, ტემპერატურაზე დამოკიდებულებით, გამოიხატება შემდეგი მონაცემებით (ცხრილი 3.2).

ცხრილი 3.2

**Al₂O₃-ის საშუალო ხვედრითი თბოტევადობა
ტემპერატურაზე დამოკიდებულებით**

ტემპერატურა, °C	100	300	500	700	900	1100	1300	1500	1700
საშუალო ხვედრითი თბოტევადობა კალტერად	0,2060	0,2260	0,3295	0,2500	0,2580	0,2645	0,275	0,2755	0,2800

შემცხვარი თიხამიწის თერმული მედეგობა არ არის მაღალი. 4 თბოცვლა (800° C–20°C).

კორუნდის კერამიკის მექანიკური თვისებები საკმაოდ მაღალია. კორუნდის ნაკეთობების სიმტკიცის ზღვარი კუმშვისას არის 1000–1500 მპა. რიშკევიჩის მონაცემებით, სიმტკიცის ზღვარი კუმშვისას შემცხვარი თიხამიწის $6 \times 6 \times 6$ მმ ზომის ნიმუშებისათვის ტემპერატურაზე დამოკიდებულებით მოცემულია ცხრილში 3.3.

ცხრილი 3.3

**სიმტკიცის ზღვარი კუმშვისას
შემცხვარი კორუნდის ნიმუშებისათვის
ტემპერატურაზე დამოკიდებულებით**

ტემპერატურა, °C	20	400	600	800	1000	1100	1200	1400	1500	1600
კუმშ. მპა	3000	1500	1400	1300	900	600	500	250	100	50

მიუხედავად, ტემპერატურის ზრდის მიხედვით, სიმტკიცის შემცირებისა, იგი 1600°C–ზე მაღალია.

მოდულირებული შემცხვარი კორუნდის ნიმუშებისათვის (8–8,7 მმ დიამეტრი და 8 მმ სიმაღლე) სიმტკიცის ზღვარი კუმშვისას 3477 მპა ტოლია.

კორუნდის კერამიკის სიმტკიცის ზღვარი ღუნვაზე ფართო ზღვრებში იცვლება სტრუქტურისა და მიღების პირობებზე დამოკიდებულებით. 20°C-ზე სიმტკიცის ზღვარი ღუნვაზე – 450 მპა.

კორუნდის კერამიკის დიელექტრიკული თვისებები განისაზღვრება მასში α -Al₂O₃-ის მასური %-ით, მინარევთა

რაოდენობითა და ბუნებით ან სპეციალურად შეყვანილი დანამატებით, სტრუქტურით და ფაზური შედგენილობით.

კერამიკული მასალების ელექტრული თვისებები იცვლება უმნიშვნელო ფაქტორების გავლენით, რაც ამნელებს იმ დამოკიდებულების დადგენას, რომელიც მიკროსტრუქტურასა და გაზომილ ელექტულ მახასიათებლებს შორისაა. მიუხედავად ამისა, მონაცემები ადასტურებს კორუნდის კერამიკის მაღალ დიელექტრიკულ თვისებებს.

სუფთა კორუნდს ოთახის ტემპერატურაზე აქვს $1 \cdot 10^{18}$ ომი ხვედრითი ელექტროწინაღობა.

ალუმინის ოქსიდის ქიმიური თვისებები განისაზღვრება დ.ი. მენდელეევის პერიოდულ სისტემაში მისი ადგილით.

ამჟამად შესწავლილია უამრავი ორ- და სამკომპონენტური Al₂O₃-ის დიაგრამები სხვადასხვა ოქსიდთან. Al₂O₃-SiO₂-ის დიაგრამა კერამიკული ტექნოლოგიის საფუძველია და გამოიყენება სხვადასხვა ფიზიკურ-ქიმიური პროცესის ასახსნელად, რომლებიც მიმდინარეობს ალუმინსილიკატური მასალების გამოწვის, გაღობისა და კრისტალიზაციის დროს, აგრეთვე იმ პროცესების ასახსნელად, რომლებიც მათი აგრესიულ გარემოსთან ურთიერთქმედებისას მიმდინარეობს.

წარმოებს მუშაობა კორუნდის კერამიკის საფუძველზე შემდეგი სახის მასალების მისაღებად:

- ა) კერამიკული კონსტრუქციული მასალები;
- ბ) კომპოზიტებისა ალუმინის ოქსიდისაგან პოლიმერულ მატრიცაზე;
- გ) ზემაღალი სიმტკიცის მასალები;
- დ) ტექნიკური დანიშნულების კერამიკა;
- ე) საიზოლაციო კერამიკა;
- ვ) მაღალტემპერატურული კერამიკა და ა.შ.

კერამიკული კომპოზიციური მასალების მიღება ნანოტექნოლოგიებით. ნანოტექნოლოგიების ერთ-ერთი მიმართულებაა ნანოზომების კომპონენტებისაგან კონსტრუქციული მასალების შექმნა, საბოლოო პროდუქტში რაც შეიძლება მცირე ზომის ნაწილაკების შენარჩუნებით.

ჩატარებულია კვლევები კომპაქტური მასალების მიღების პროცესებში სხვადასხვა ნანოზომის ფხვნილების გამოყენებით.

ეს ფხვნილები: ალუმინის ოქსიდის, ტიტანის დიოქსიდის, მაგნიუმის ოქსიდის, სილიციუმის დიოქსიდის, იტრიუმის ოქსიდის, სხვადასხვა მეტალის და სხვა ნივთიერებების გამოიყენებოდა როგორც სუფთა სახით, ისე სხვა-

დასხვა კომბინაციით. მტკიცე და მაგარი ნიმუშები მიიღებოდა ალუმინის ოქსიდის ნანოფხვნილისაგან ნამზადების შეცხოვრისას.

ნანოფხვნილები მიიღება სხვადასხვა მეთოდით: პლაზმოქიმიური სინთეზისა და ელექტრონების დამაჩქარებლებით, საწყისი ნივთიერებების ორთქლების მეთოდით.

ბოჭკოვანი კომპოზიციური მასალები. გაუმჯობესებული თვისებების კომპოზიციური მასალების მისაღებად, ულტრადისპერსიული ნაწილაკების გამოყენების გარდა გავრცელებულია კომპოზიტების მეორე ჯგუფი ბოჭკოვანი მასალების გამოყენებით, რომელთა საშუალებით ხდება ოქსიდური ან კარბიდული მატრიცის დაარმატურება სხვადასხვა სახის ბოჭკოთი.

სილიციუმის კარბიდისა და ნახშირბადის ბოჭკოთი მიღებულია SiC-SiC, SiC-C, Al₂O₃-C კომპოზიტები და ა.შ.

მიუხედავად მაღალი პოტენციური შესაძლებლობებისა, კერამიკული კომპოზიტები, ზოგიერთი სახეობის გამოკლებით, არ გასცდა ნახევრად სამრეწველო დამუშავებას. ეს განპირობებულია სირთულით, ზოგჯერ კი მათ დასამზადებლად გამოყენებული ტექნოლოგიების უნიკალურობით.

ვიმედოვნებთ, რომ მრავალი მეცნიერის ძალისხმევით ეს უნიკალური მასალები თავის კუთვნილ ადგილს დაიკავებს თანამედროვე მრეწველობის მაღალტექნოლოგიური პროდუქტების გვერდით.

მეცნიერთა და მკვლევართა ყურადღება გამახვილებულია მაღალცეცხლგამძლე ოქსიდების, კარბიდების, ნიტრიდებისა და სხვათა ბაზაზე კერამიკული კომპოზიტების წარმოების ტექნოლოგიაზე. კონსოლიდირებული კომპოზიტების მიღების განხილული მეთოდებიდან აღსანიშნავია რეაქციული შეცხოვა, პლასტიკური დეფორმაცია და თანამედროვე მეთოდი – შეცხოვა აქტივირებულ ელექტრულ ველში. კვლევის ძირითად მიმართულებად ითვლება, ულტრადისპერსიული ფხვნილების გამოყენების ბაზაზე, ულტრასტრუქტურული კომპოზიტების წარმოების შემუშავება. ასეთი ტექნოლოგიების გამოყენებით მიღებული მასალები წარმატებით იქნება გამოყენებული ექსტრემალურ პირობებში სამუშაოდ.

კარბიდების, ნიტრიდების, ბორიდებისა და ოქსიდების ბაზაზე მიღებული კერამიკის თვისებების შემდგომი გაუმჯობესების რამდენიმე მეთოდი არსებობს. ერთ-ერთი ყველაზე პერსპექტიული მეთოდია ამ ტიპის კერამიკის

მიკროსტრუქტურის მიახლოება მარცვლების ნანოზომებთან, მაგალითად შეცხოების თანამედროვე მეთოდით აქტივირებულ (ელექტრულ) ველში ე.წ. “FAST” მეთოდის გამოყენებით, რაც მნიშვნელოვანი ხარისხით უზრუნველყოფს პრაქტიკული შედეგის მიღებას და საშუალებას იძლევა მნიშვნელოვნად შემცირდეს შეცხოების ტემპერატურა და დრო, ახდენს რა დასაყალიბებელი კერამიკის გამკვრივების, მათ შორის ძნელად ლღობადი მასალების აქტივირებას. აქტივირებულ ველში შეცხოებით მიღებული მასალები ხასიათდება მაღალი ფიზიკურ-მექანიკური თვისებებით, რაც მათი სხვადასხვა აგრესიულ მედიებსა და ექსტრემალურ პირობებში გამოყენების შესაძლებლობას ზრდის.

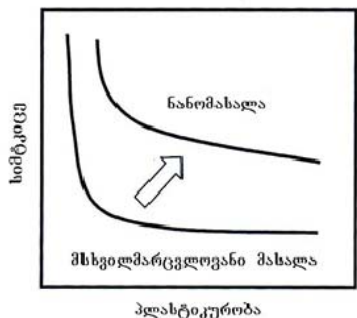
დღეისათვის დასავლეთის მოწინავე ქვეყნებში დაწყებულია კონსტრუქციული კერამიკული მასალების სამრეწველო წარმოება მჭრელი ინსტრუმენტებისათვის, ბურთულსაკისრებისათვის, ძვლის იმპლანტანტებისათვის და სხვა.

ნანომასალებზე განსაკუთრებული ინტერესი [3.67-3.69] იმით არის განპირობებული, რომ მათი კონსტრუქციული და ფუნქციური თვისებები არსებითად განსხვავდება მსხვილმარცვლოვანი ანალოგების თვისებებისაგან. ამ მხრივ პერს-

პექტიულად ითვლება კვლევები არსებულის სრულყოფისა და ახალი ნანოკრისტალური სტრუქტურის მქონე კომპოზიტების დასამუშავებლად.

ნანოკრისტალური მასალების სიმტკიცე გაჭიმვისას არსებითად აღემატება მსხვილკრისტალური ანალოგების სიმტკიცეს და ამავე დროს ხდება სიმტკიცესა და პლასტიკურობას შორის არსებული თანაფარდობის შენარჩუნება (სურ. 3.3).

ამჟამად ერთ-ერთი მიმართულებაა ისევე ისეთი ფოლადის დამუშავება, რომელიც დისპერსიულად განმტკიცებულია ნანოოქსიდური ნაწილაკებით და მკვლევართა დიდი ყურადღება ეთმობა. მარცვლების ზომების შემცირება ხელს უწყობს ზეპლასტიკურობის გამოვლენას.



**სურ. 3.3. თანაფარდობა მასალის
სიმტკიცესა და პლასტიკურობას
შორის**

მკვლევართა დიდი ყურადღება ასეთი მასალებისადმი და მათ ბაზაზე მიღებული კონსტრუქციული კერამიკის გამოყენება განპირობებულია ისეთი მახასიათებლებით, როგორიცაა ექსპლუატაციის მაღალი ტემპერატურა, სისაღე, სიმტკიცე, კოროზიული მდგომარეობა და სხვა. კერამიკის სუსტი ადგილია ბზარმდებლობა და პლასტიკურობა. ნანოკერამიკისათვის შემწეულია პლასტიკურობის მომატება დაბალ ტემპერატურებზე, ხოლო მაღალ ტემპერატურებზე ნანო-

კრისტალური მასალები ზეპლასტიკურობის უნარს ამჟღავნებს.

მნიშვნელოვანი მიმართულებაა აგრეთვე მრავალფენიანი ნანოკომპოზიტების მიღების ტექნოლოგია, ცალკეული ფენების ნანოზომის სიდიდებით, რომელიც კონსტრუქციულ და ფუნქციურ ნანომასალებს მიეკუთვნება. ასეთი ნანოკომპოზიტები მიიღება დალექვის სხვადასხვა ფიზიკურ-ქიმიური მეთოდით, რომელთა ფენების სისქე იცვლება რამდენიმედან ათობით ნანომეტრამდე.

კერამიკული მასალები [3.70-3.79] 1,5-2-ჯერ მსუბუქია ლითონებზე, აქვს მაღალი სიმტკიცე, მზურვალ- და ცვეთამდებობა, კოროზიული და ეროზიული მდგრადობა, ქიმიურად ინერტული და გამოსადეგია ლითონების გამოყენების შესაძლებლობის საზღვრებს მიღმა (დამჟანგველი არეები, ერთდროულად ტემპერატურისა და დატვირთვის პირობებში). ნანოკერამიკა და ნანოკომპოზიტები [3.80-3.85] გამოყენების ფართო სპექტრს მოიცავს. გამოყენების ძირითადი სფეროებია: მანქანათმშენებლობა, კოსმოსური, საინსტრუმენტო მრეწველობა (მრავალ თბოდაძაბული ელემენტები, ხახუნის ცვეთამდებო დეტალები, ფილტრები, საქმენები, არტახები, მაფიმიმართველები, ტიგელები, კონტე-

ინერგები განსაკუთრებით სუფთა ნივთიერებების გასაღ-
ლობად, თერმოწყვილების გარსაცმები, მჭრელი, საშტამპი,
საზომი და აბრაზიული ინსტრუმენტები); ქიმიური მრეწ-
ველობა (კატალიზური ნეიტრალიზატორები, შიგაწვის
ძრავების ჭვარტლის ფილტრები, ფილტრები და მემბრანები
გარკვეული არეების გასუფთავებისა და გაყოფისათვის,
ტუმბოების ქიმიურად მდგრადი დეტალები); ელექტრო-
ტექნიკა (ლითონკერამიკული ვაკუუმტეციე კვანძები და
ელექტრონიზოლატორები, კვების წყაროები მყარი ელექტ-
როლიტების საფუძველზე, კონდენსატორები, პიეზოელე-
მენტები, რეზისტორები); მშენებლობა (ამაღლებული სიმ-
ტკიცის კონსტრუქციები, თვითსაწმენდი მოსაპირკეთებელი
ფილები); მედიცინა (ბიოაქტიური და ბიოინერტული
კერამიკა იმპლანტებისათვის).

ლიტერატურა

- 3.1. შ. სიდამონიძე. ნანოქიმია. თბილისი: ქართული უნი-
ვერსიტეტი, 2011, გვ. 328.
- 3.2. ნანოქიმია, ნანოტექნოლოგიები, პირველი საერთა-
შორისო სამეცნიერო კონფერენციის მასალები, თბილისი,
2011, გვ. 270.
- 3.3. Андриевский А.Р. Спивак. И.И. Прочность тугоплавких
соединений и материалов на их основе., Челябинск,
Металлургия, 1989. с.368.
- 3.4. Третьяков В.И., Основы металловедения и технологии
производства спеченных твердых сплавов, Москва, Мета-
ллургия, 1976, с.528.
- 3.5. Крылов Ю.И., Балакир Е.А., карбидно-окисные системы.,
М., Metallurgia, с.232
- 3.6. Boron and refractory borides. Springer-verlag, Berlin, 1977,
656 s.
- 3.7. Кипарисов С.С., Гуревич Б.Д., Современное состояние
производства карбида бора и его применение. М., Цвет-
металлинформация, 1965, с. 68.

- 3.8. Сиянцев Г.В., Трусов Б.М., Труды МВТУ им. Баумана, №268, М., ОНТИ МВТУ, 1978, с. 74-77.
- 3.9. Бадрак С.А. – В кн: Применение математических методов для оценки и изучения физико- химических равновесий. Новосибирск, ИНХ СО АН СССР, 1980, с. 65-67.
- 3.10. Lauer J.L., Adazi H. – Abstr. Pap. Pittsburgh Conf. Anal. Chem. and Appl. Spectrosc., Atlantic City, N.A.1980, Pittsburg, P. 191.
- 3.11. Glasson D.R., Jonnes J.A., Appl. Chem., 1979, v. 19, N 5, p. 137-140.
- 3.12. Серебренников А.А., Кравченко В.А., Термодинамика и кинетика восстановления металлов, М., Наука, 1972, с. 47-49.
- 3.13. Селянко И.П., Белик Я.Г., Ромась В.И., Вопросы химии и технологии. Респ. межведомств. науч. техн. сб., 1988, N 5, с. 87-89.
- 3.14. Лесная М.И., Жураковский Е.А., Горячов Ю.М., Карбиды и материалы на его основе., Киев., ИПМ АН УССР, 1983, с.57-61.
- 3.15. Косолапова Т.Я., Андреева Т.В. и др., Неметаллические тугоплавкие соединения., М., Металлургия, 1985, с.385.

- 3.16. Самсонов Г.В. Нитриды. Киев, Наукова Думка, 1969, с. 378.
- 3.17. Огнеупоры, 1972, №2, с. 27-32, 37-43.
- 3.18. Moluson A.J. – J. Mater. Sci., 1979, v. 14, N 5, p. 1052-1071.
- 3.19. Кайнарский И.С., Дегтярова Э.В., Орлов М.Г., Корундовые огнеупоры и керамика., М., Металлургия., 1981, с. 188
- 3.20. Тресвятский С.Г., Черепанов А.М., Высокотемпературные материалы и изделия из окислов., М., Металлургия., 1970, с. 326.
- 3.21. Huang, Q.-W., Zhu, L.-H.: High-temperature strength and toughness behaviours for reaction- bonded SiC ceramic below 1400°C, *Mater. Lett.*, 59, 1732-1735, (2005).
3. 22. Sanchez-Gonzalez, J., Ortiz, A.L., Guiberteau, E, Pascual, C.: Complex impedance spectroscopy study of a liquid-phase-sintered α -SiC ceramic,/. *Eur. Ceram. Soc*, 27, 3935-3939, (2007).
- 3.23. Елютин В.П., Изв.вузов. «Черная металлургия», 1965 № 1,М., с.210.
- 3.24. Аниксев Е.Ф. Химия твердого топлива,М., 1970, № 4. с.35-46.

- 3.25. Varela-Feria, F.M., Martinez-Fernandez, J., Arellano-Lopez, A.R., Singh, M.: Low density biomorphic silicon Carbide: Microstructure and mechanical properties,/. *Eur. Ceram. Soc*, 22, p. 2719- 2725,(2002).
- 3.26. . Gugel E., Hennike H.W., Schuster P. Berl. Deutsch. Ceram. Ges., 1969, p.46.
- 3.27. Патент Японии 45-2620, 1977.
- 3.28. Fitzer E., Heger D., Strohmeier. H. *Rev.inf.hautes temp.et refract*, 1980, v.17, N1. p.75-78.
- 3.29. Патент Японии 53-1235, 1979.
- 3.30. Патент США 4147538, 1979.
- 3.31. Kappmeyer K.K. *Bull. Amer.Ceram.Soc.*, 1966, v.45, p.1060.
- 3.32. Maitre, A., Vande Put, A., Laval, J.P., Valette, S., Trolliard, G.: Role of boron on the spark plasma sintering of an α -SiC powder,/. *Eur. Ceram. Soc*, 28, 1881-1890, (2008).
- 3.33. Washlurn M.E. Lover R.W. *Bull. Amer.Ceram.Soc.*, 1962, v.41, p.447.
- 3.34. Самсонов Г.В. Неметаллические нитриды, М., Металлургия, 1969, с. 264.
- 3.35. Baumhauer H.*Zeit. Kristalogr.*, 1915, b.5, s. 249-259.
- 3.36. Collins J., Gerby R.J. *Metals*, 1955, № 5, p. 612-618.

- 3.37. Брохин И.С., Функе В.Ф. Получение и исследование некоторых свойств керамики из нитрида кремния, огнеупоры, 1977, № 12. с.15-18.
- 3.38. Rabenau A.Berl Deutsch. Keram.Ges., 1963, p.40.
- 3.39 Gugel E., Ettmayer P., Smidt A., Ber. Deutsch. Keram.Ges., 1968, p.45.
- 3.40. Гузман И.Я., Тумакова Е.И. Об образовании связки в процессе обжига огнеупоров на основе карбида кремния. Огнеупоры 1965, № 5. с.25-27
- 3.41. Воронин Н.И., Красоткина Н.И., Фрайфельд М.С. Обжиг карбидкремниевых огнеупоров в среде азота. Огнеупоры, 1967, 12, с. 41-47.
- 3.42. Гузман И.Я. Фрайфельд М.С., Карклит А.К. Значения технологических факторов при производстве и службы изделий из карбида кремния, Огнеупоры, 1975, № 7, с. 23-29.
- 3.43. Новиков В.А., Аббакумов В.Г., Мирошниченко Л.В., Романов С.И. Влияние температуры на процесс азотирования кремния,М., Огнеупоры, 1993, № 1, с. 14-17.
- 3.44. Воронин Н.И., Красоткина Н.И., Смирнова В.А., Карборундовые огнеупоры на нитридной связке. М., Огнеупоры, 1960, № 7, с. 329-334.

- 3.45. Воронин Н.И., Красоткина Н.И., Ставодко А.П., Мильшенко Р.С. Опытна промышленная партия карборундовых огнеупоров на связке из нитрида кремния, М., Огнеупоры, 1961, № 4. с. 157-163.
- 3.46. Питак Н.В., Федорук Р.М., Дегтярева Л.М. Карбидкремниевые изделия для защиты кокса воздушных фурм доменных печей, М., Огнеупоры, 1993, № 11, с. 25-28.
- 3.47. Гузман И.Я., Пурусова Т.Н., Полубояринов Д.Н., Карилловская М.Н., Синтез оксинитрида кремния, М., Огнеупоры, 1970, № 3, с. 41-46.
- 3.48. Герасимова Е.А., Гузман И.Я., Карась Г.Е. Карбидкремниевые огнеупоры для обжига фарфора, М., Огнеупоры, 1990, № 4, с. 15-18.
- 3.49. Washburn M.E. Bull.Amer.Ceram.Soc., 1967, v.46, p.667.
- 3.50. Ramsdell, L.S.: Studies on Silicon Carbide. Amer. Min. 32 (1947), p. 64-82
- 3.51. Knippenberg, W. F.: Growth Phenomena in Silicon Carbide. Philips Res. Reports 18 (1963) p. 161-274.
- 3.52. Silicon Carbide Electronic Materials and Devices. Mat. Res. Soc.Bull. 22 (1997) [3]

- 3.53. Zhengang Liu, Ruo Sasai, Hideaki Itoh. Recovery of SiC powder from sidered DPF using hydrothermal treatment combined with ball-milling techniqu. ICC3 (3rd International Congress on Ceramics Osaka, Japan, Juli, 2012), p.1438-1441.
- 3.54. Akura Kohiama, Y.Kohno, H.Kishimoto, I.S.Park, H.C.Jung. Industrialization of Advanced SiC/SiC composites and SiC Based Composites; Intensive activities at Muroran Institute of Technology under OASIS. ICC3(3rd International Congress Proceedings Inovative Technologies and Future Outlook for Ceramics. Japan. July, 2011). p.1566-1571.
- 3.55. Hampshire, S.: (1994) Nitride Ceramics. In: Swain MV (ed) Structure and properties of ceramics. Cahn RW, Haasen P, Kramer EJ (eds) Materials Science and Technology, Comprehensive Treatment. VCH, Weinheim, p.119
- 3.56. Mituoshi Nagona, Nurimitsu Mukae, Yasuhide Mori. The development and Practical Applications of high Hardness Higs Toughness Si₃N₄ Ceramics. . ICC3 , p.1576-1579.
- 3.57.K.Woo Nam, Sang Hyun Park, Jong Soon Kim. The creak healing behavior of Si₃N₄ Ceramics with SiO₂ 1,3 wt.% nano-colloid additive. . ICC3 , p.1597-1601.

- 3.58. Y.Wang, I.L.Shabalin, L.Zhang, V.B.Zhdanov. Reaction hot-pressing and property-composition relationships of modified sialon-boron nitride hetero-modulus ceramics. ICC3 , p.554-55
- 3.59. Белий Я.И., Комда В.В., Сивистун В.М., Положай С.Г. К вопросу получения композиционных материалов на основе нитрида кремния. Моск.межд. конф. по композитам, ноябрь 1990, М., Тезисы докладов, ч. 2, с. 174.
- 3.60. Кайнарский И.С., Дегтярева Э.В., Кухтенко В.А. Карборундовые изделия на связке из нитрида кремния. Огнеупоры, 1960, № 4, с. 175-180.
- 3.61. Dorre, E.; Hubner, H.: Alumina: Processing, Properties and Application. Springer Verlag (1984)
- 3.62. Lewis, J.; Schwazebach, D.; Flack, H.D.: Electric Field Gradients and Charge Density in Corundum, α - Al_2O_3 . Acta Cryst. A38 (1982) p. 733-739
- 3.63. Praff, Ewald, M.: Aluminiumtitankeramik, in: Technische keramische Werkstoffe, Hrsg. J. Kriegesmann, Dt. Wirtschaftsdienst. 1996.
- 3.64. Ring, T.: Fundamentals of Ceramic Processing and Synthesis. academic Press, London (1996)

- 3.65. Krause/Berger/ Schulle/Plaul: Technologie der Keramik, Mechanische Prozesse
- 3.66. L. iang, S. Yin, T. Sato. Synthesis of Morphology Controlled Aluminum Oxide by Hydrothermal Reaction. ICC3 , p.227-231.
- 3.67. N. Kitamura, K.Fukumi, K.Takabashi,I.Mogi. S.twagi, K. Watanabe. Orientation of carbon Nano-fiber in Carbon /Silica Composite Prepared under High Magnetic Field. . ICC3 , p.336-341.
- 3.68. R. Furushima, S. Tanaka, Z. Kato, K. Clematsu. The effect of dispersion in alumina slurry on the development of grain orientation during the sintering process. ICC3 ,p.377-380.
- 3.69. Laslo A. GÖmze, Ludmila N., Hetero-modulus alumina matrix nanoceramics and CMCs with extreme dynamic strength. ICC3, p.515-520.
- 3.70. Eschner, A.: Forschung und Entwicklung feuerfester Werkstoffe und ihre Bedeutung für die Erfüllung der Marktanforderungen der Zukunft. cfi/ber . DKG 78 (2001) 5, S. D16- D20
- 3.71. Schulle, W.: Feuerfeste Werkstoffe, Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie 1990.

- 3.72. Routschka, G.(Hrg.): Taschenbuch Feuerfeste Werkstoffe; Vulkan-Verlag Essen, 3. Auflage 2001
- 3.73. Schulle, W.; Schlegel, E.: Grundlagen und Eigenschaften feuerfester Warmedammstoffe. Handbuch der Keramik, Gruppe 2 F1- Verlag Schmid GmbH, 1990/1991 freiburg i. Br.
- 3.74. Schulle, W.: Ermittlung der effektiven Wärmeleitfähigkeit keramischer Werkstoffe. Kerman. Ztschr. 46 (1994) 12, S. 948-945
- 3.75. Schulle, W.: Thermomechanisches Hochtemperaturverhalten. Handbuch der Keramik Gruppe 4 B2g- Verlag Schmid GmbH 1992/1993 Freiburg i. Brg.
- 3.76. Petzold, A.; Ulbricht, J.: Feuerbeton und betonartige feuerfeste Massen und Materialien. Werkstofftypen, Eigenschaften, Anwendung. Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig 1994.
- 3.77. Banerjee, S.: Monolithic refractories, a comprehensive handbook. American Ceram. Society (1999) 311 S.
- 3.78. Advanced monolithic refractories and their application. Special issue. Taikabutsu Overseas 19 (1999) 3, S. 1-74
- 3.79. Krebs, R.: Modern solution of refractory problems with unshaped refractories. Unitecr 99 Congress Proc. (1999) S. 1-5.

- 3.80. Carl, G.; Hoche, T.; Voigt, B.: Crystallization behavior of a $\text{MgO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2\text{-TiO}_2\text{-ZrO}_2$ glass, Proc. Int. Congr. Glass, Volume 1, Extended Abstracts, Edinburgh, Scotland, 1-6 July 2001, p. 708-709
- 3.81. J.S.Park, H.C.Jung, K.Kishimoto, A.Kohiata. Fabrication of Environmentally Resistant NITE SiC/SiC Composites. . ICC3, p.1610-1613.
- 3.82. A. Michalski, M. Rosinski, M. Pocińska, J. Srawłowski. Synthesis and characterization of c BN/WCCo Composites obtained by the pulse plasma sintering (PPS) method. ICC3, p.1626-1629.
- 3.83. M. Manko, D. Meruoka, T.D. Nguyen. Crack-healing function of metal/ Al_2O_3 hybrid materials. ICC3 , p.537-540.
- 3.84. D.G. Chin, K.Y. Cho, E.J. Jin, D.H. Riu. Processes and applications of silicon carbide nanocomposite fibers. ICC3, p. 545-549.
85. Y.Asai, S.Narishige, K.Fujioka, H.Uchida, S.Koda. Chemical Processing for Sol-Gel Derived Metal Oxide Thin Films Using Supercritical Carbon Dioxide Fluid. ICC3(3rd International Congress Proceedings Innovative Technologies and Future Outlook for Ceramics. Japan. July, 2011). p.197-200.

თავი 4. მაღალ ტემპერატურებზე ცვეთამდედი და მაღალი დარტყმითი სიბლანტის ნანოკომპოზიტების მიღება $B_4C-SiC-TiC-Al_2O_3$, $B_4C-BN-SiC-Al_2O_3$ და $B_4C-SiC-$

$BN-TiC-Al_2O_3$ სისტემების ბაზაზე ტურბინების დისკების, მფრინავი აპარატების ცხელ კვანძებში, ატომურ რეაქტორებში სამუშაოდ, ბალისტიკური ჯავშანისა და კონტეინერების ამონაგებისათვის რადიოაქტიური ნარჩენების შესანახად

4.1. საკვლევი კომპოზიტების შედგენილობის შერჩევა და ტექნოლოგიური პარამეტრების დადგენა

საკვლევი კომპოზიტების მისაღებად შეირჩა მაღალი ლღობის ტემპერატურის მქონე და ცვეთამდედი კომპონენტები, როგორებიცაა: ბორის კარბიდი, ტიტანისა და სილიციუმის კარბიდები, ბორისა და ტიტანის ნიტრიდები, ალუმინის ოქსიდი. მათ ბაზაზე შევადგინეთ სხვადასხვა შედგენილობა კომპოზიციური მასალების მისაღებად (ცხრილი 4.1). დანამატების სახით შევარჩიეთ მაგნიუმის ოქსიდი,

იტრიუმის ოქსიდი, სხვადასხვა წარმოების ნახშირბადის ბოჭკო და გრაფიტი.

მაგნიუმისა და იტრიუმის ოქსიდები ემატება შეცხოვის პროცესზე მათი გავლენის დასადგენად. ნახშირბადის ბოჭკოს მექანიკური სიმტკიცის გაზრდის მიზნით შესწავლილ იქნა მისი რაოდენობის გავლენა კომპოზიტის თვისებებზე. კომპოზიტების მისაღებად საწყისი მასალების სახით შერჩეული კომპონენტების ხვედრითი ზედაპირის მაჩვენებლები შემდეგია: ალუმინის ოქსიდი – $6,7 \text{ მ}^2/\text{გ}$, ბორის კარბიდი – $1,15 \text{ მ}^2/\text{გ}$, ბორის ნიტრიდი (ა) – $6,5 \text{ მ}^2/\text{გ}$, სილიციუმის კარბიდი – $0,72 \text{ მ}^2/\text{გ}$, ტიტანის კარბიდი – $4,0 \text{ მ}^2/\text{გ}$, იტრიუმის ოქსიდი – $6,0 \text{ მ}^2/\text{გ}$, გრაფიტი – $20 \text{ მ}^2/\text{გ}$.

ყველა კაზმში ვიკვლევდით დაფქვის რეჟიმის გავლენას, დაფქვა და კომპონენტების შერევა ხდებოდა ვიბროფისქვილებში 13–30 საათის ხანგრძლივობით. დაფქვა წარმოებდა სპირტის არეში, რათა არ მომხდარიყო ზოგიერთი კომპონენტის, მაგალითად ტიტანის კარბიდის მიერ წყლიდან ჟანგბადის მიერთება, რაც ტიტანის კარბიდის თვისებებს აუარესებს. დაფქვის შემდეგ მიღებული სუსპენზია შრებოდა საშრობ კარადაში $60-65^\circ\text{C}$ -ზე. კომპოზიტების დაფქვის შემდეგ განისაზღვრა ფხვნილების ხვედრითი ზედაპირი, რომელთა

სიდიდე 13 საათის დაფქვის შემდეგ 2,0-3,0 მ²/გ შეადგენდა, ხოლო 30 საათის შემდეგ – 4,0-5,0 მ²/გ.

წინასწარ თეორიულად გამოთვლილ იქნა თითოეული კომპოზიტის კუთრი მასა, რომელიც უნდა მიეღოთ შეცხოვის შემდეგ. ამისთვის გამოყენებულ იქნა ადიტიურობის კანონი და თითოეული კომპონენტის რენტგენული სიმკვრივე, კომპოზიტში ამ კომპონენტის შემცველობის გათვალისწინებით.

თეორიულად მიახლოებით დადგინდა კომპოზიტების შეცხოვის ტემპერატურული ზღვრები, რომელშიც კვლავ გამოიყენებოდა ადიტიურობის კანონი და თითოეული კომპონენტის ლღობისა და შეცხოვის ტემპერატურას შორის დამოკიდებულება. ნიმუშები თავდაპირველად დაიწინა მშრალ მდგომარეობაში ოთახის ტემპერატურაზე 10-15 მპა წნევით, კაზმიდან ჰაერის გამოდევნისა და ნიმუშებისათვის გარკვეული სიმკვრივის მისანიჭებლად. დაწნეხა ხდებოდა გრაფიტის წნეხვალიბებში, ვაკუუმში. შემდგომ ეტაპზე ნიმუშები გაახურეს 70-80 გრად/წთ სიჩქარით. საჭირო ტემპერატურის მიღწევისას წნევა და მასალა ექვემდებარებოდა როგორც მაღალი ტემპერატურის, ისე მაღალი წნევის მოქმედებას. ამ დროს კომპოზიტი განიცდის პლასტიკურ

დეფორმაციას, რაც შეცხოვის ინტენსიობას ზრდის. დაწნეხის ხანგრძლივობა და დაყოვნება მაქსიმალურ ტემპერატურაზე არ აღემატებოდა 10 წუთს, რადგან ხანგრძლივი დაყოვნება ხელს უწყობს კომპოზიტის შემადგენელი კომპონენტების მარცვლების ზრდას, რაც უარყოფითად მოქმედებს კომპოზიტის ფიზიკურ-ტექნიკურ თვისებებზე.

კომპოზიტების შედგენილობები და დაწნეხის პარამეტრები წარმოდგენილია 4.1 ცხრილში.

4.2. მიღებული კომპოზიტების თვისებებსა და ტექნოლოგიურ პარამეტრებს შორის დამოკიდებულება

შეცხოვის შემდეგ მიღებული მასალიდან ლაზერის საშუალებით ამოჭრეს საცდელი ნიმუშები. 2.1 ცხრილში მოცემული რეჟიმით მიღებული ნიმუშები კარგად ფორმირებული მყარი მასალებია ბზარებისა და დეფორმაციის გარეშე. შეცხოვის ტემპერატურები, უმრავლეს შემთხვევაში, ჯდება იმ ინტერვალში, რაც თეორიულად იყო გათვლილი.

გაიზომა ნიმუშების წყალშთანთქმის უნარი, სიმკვრივე, რაც წარმოდგენას ქმნის ნიმუშების შეცხოვის ხარისხზე. შედეგები წარმოდგენილია 4.2 ცხრილში.

როგორც 2.2 ცხრილიდან ჩანს, კომპოზიტების უმრავლესობა შერჩეულ ტემპერატურის ინტერვალში შეცხვა, ხოლო ზოგიერთი შედგენილობისთვის ეს ტემპერატურა მაღალი აღმოჩნდა. ამ ექსპერიმენტით დადგინდა თითოეული კომპოზიტის შეცხობის ინტერვალი და შეცხობის ოპტიმალური ტემპერატურა. თითოეული კაზიმისთვის გამოითვალა თეორიული სიმკვრივე, რომელიც შეადარეს ცხელი დაწნებით მიღებული კომპოზიტების ფაქტობრივ სიმკვრივეს. ამის მიხედვით, სხვა პარამეტრებთან ერთად, შეიძლება მსჯელობა მიღებული კომპოზიტის შეცხობის ხარისხზე.

შეცხობის ხარისხზე, გარდა შეცხობის პარამეტრებისა და თვით კომპოზიტში შემავალი კომპონენტების შემცველობის და მათი ბუნებისა, გარკვეულ გავლენას ახდენს კომპოზიტში შემავალი კომპონენტების დაფქვის ანუ მათი დისპერსიულობის ხარისხი. დისპერსიულობის ხარისხი კი დამოკიდებულია: მასალის სიმარეზე, დამფქვი ტანების სიმარეზე, დაფქვის მეთოდზე, მის ხანგრძლივობასა და სადისპერსიო არეზე. ფხვნილების დასაწვრილმანებლად ვიბროწისქვილი გამოიყენეს, რომლის დაფქვის ინტენსიურობა მაღალია. შეცხობის პროცესზე დაფქვის ხანგრძლი-

ვობას გარკვეული გავლენა აქვს, მაგრამ მისი გავლენა უფრო მკვეთრად ვლინდება მიღებული კომპოზიტების მექანიკური თვისებების გამოცდისას. 13 საათის განმავლობაში დაფქული კომპოზიტების მექანიკური მახასიათებლები საგრძნობლად ჩამოუვარდება იმავე შედგენილობის კომპოზიტების მექანიკურ მაჩვენებლებს, რომლებიც 30 საათის განმავლობაში იფქვებოდა.

რაც შეეხება გამოყენებული დანამატების (მაგნიუმისა და იტრიუმის ოქსიდები, ნახშირბადის ბოჭკო) გავლენას, იგი ხელს უწყობს შეცხობის პროცესს, მარცვლების საწყისი ზომების შენარჩუნებას, შესაბამისად წვრილდისპერსიული მიკროსტრუქტურის ჩამოყალიბებას, რამაც, თავის მხრივ, გამოხატულება პოვა კომპოზიტების მექანიკურ თვისებებში. N3 კომპოზიტის შემთხვევაში მისი მოქმედების დადებითი გავლენა გადაფარულ იქნა კომპონენტთა დაბალი დისპერსიულობის ხარისხის გამო (დაფქვის ხანგრძლივობა 13 საათი, ხვედრითი ზედაპირის მაჩვენებელი არ აღემატებოდა 3 მ²/გ) [4.1].

შეცხობის ტემპერატურა სხვადასხვა შედგენილობის კომპოზიტისათვის სხვადასხვაა, მაგალითად N1 და N2 კომპოზიტებისათვის 1400°C, N3-სათვის – 1500°C, თუმცა ამ

კომპოზიტის უფრო მაღალი დისპერსიულობის ხარისხის მქონე ფხვნილის გამოყენების შემთხვევაში შეიძლება შეცხოების ტემპერატურამ დაიწიოს და მექანიკური მაჩვენებლები გაიზარდოს.

T და K ჯგუფის რამდენიმე კომპოზიტის შეცხოებისას დაფიქსირდა ნულოვანი წყალშთანთქმა, რაც მათ სრულ შეცხოებაზე მიუთითებს, მაგრამ ფაქტური სიმკვრივის უფრო მაღალი მაჩვენებლების მიხედვით თუ ვიმსჯელებთ, შეცხოების აღნიშნული ტემპერატურა სავარაუდოა, რომ მაღალი იყო, შენარჩუნდა მაღალი დახურული ფორიანობა და მოხდა კაჰმის შედგენილობის დარღვევა, რაც დასტურდება შედარებით დაბალი მექანიკური მაჩვენებლებით.

მექანიკური სიმტკიცის მაჩვენებლების მიხედვით ყველაზე უფრო მაღალი სიმტკიცე აქვს K4 კომპოზიტს, სიმტკიცე კუმშვისას შესაბამისად ტოლია 2260–2340 მპა. სიმტკიცის ზღვარი ღუნვისას – 477 მპა, დარტყმითი სიბლანტე, რომელიც კერამიკულ მასალებს საერთოდ დაბალი აქვს – 29 კჯ/მ², რაც საკმაოდ მაღალი მაჩვენებელია.

ჩატარებული სამუშაოს შედეგად მიღებულია კომპოზიტები მაღალი მექანიკური მაჩვენებლებით (ცხრილი 4.2).

მრავალი ფუნქციური და კონსტრუქციული მასალების მისაღებად გამოიყენება ულტრადისპერსიული ფხვნილები. ულტრადისპერსიული ფხვნილები, უწინარეს ყოვლისა, საწყისი ნედლეულია პრაქტიკული დანიშნულების, განსაზღვრული ფორმისა და მოცემული ფუნქციური თვისებების კონსოლიდირებული მასალების მისაღებად.

არსებული ტექნოლოგიების მიხედვით ნაწარმებებს ან მათ ნარეგებს წნეხვენ და შემდეგ აცხობენ. ნაწარმების კონსოლიდაცია სხვადასხვა მეთოდით ხდება, რომლებშიც გამოიყენება მაღალი ტემპერატურები და დამატებითი გარე ზემოქმედება. ყველაზე უფრო გავრცელებული მეთოდია ცხელი წნეხა, დინამიკური წნეხა, ექსტრუზია მაღალი წნევების პირობებში და სხვა.

კონსოლიდაციის ტრადიციული მეთოდები ყოველთვის არ არის მისაღები ნაწარმებისათვის. ნაწარმების კომპაქტირების პროცესში აუცილებელია მიღწეულ იქნეს მაქსიმალური სიმკვრივე, მინიმალური ფორიანობა და შენარჩუნდეს ნაწარმის ტერაპიული საბოლოო პროდუქტში. ეს ამოცანა როგორც ფიზიკური, ისე მასალათმცოდნეობის თვალსაზრისით წინააღმდეგობრივია. დისპერსიული მასალების გამკვრივებაზე მნიშვნელოვან გავლენას ახდენს

ისეთი პარამეტრები, როგორც არის მარცვლის საშუალო ზომა, მინარევების შემცველობა, ზედაპირის მდგომარეობა, ნაწილაკების ფორმა, წნეხის მეთოდი. ნაწილაკების მცირე ზომის შესანარჩუნებლად ნანოსტრუქტურაში უმჯობესია დაბალი ტემპერატურის, მაღალი წნევისა და დეფორმაციის სიჩქარის გამოყენება.

კონსტრუქციული კერამიკის გამოყენება განპირობებულია ისეთი მახასიათებლებით, როგორიცაა ექსპლუატაციის მაღალი ტემპერატურა, სისაღე, სიმტკიცე, კოროზიული მდგომარეობა და სხვა. კერამიკის სუსტი ადგილია დაბალი ზედაპირული მდგომარეობა და პლასტიკურობა. ნანოკერამიკა დაბალ ტემპერატურაზე ჩვეულებრივზე მეტ პლასტიკურობას ამჟღავნებს.

კონსტრუქციულ კერამიკაში შეიძლება გამოიყოს მასალები შექმნილი ძნელად ღებადი ლითონების კარბიდების, ნიტრიდებისა და მათი შენადნობების საფუძველზე. ამოცანაა მაღალი სიმძლავრის კერამიკული მასალების მიღება: კარბიდების, ნიტრიდების და ალუმინის ოქსიდის ნანოფხვნილის გამოყენებით.

4.3. Al₂O₃ ნანოფხვნილის გავლენა კომპოზიტების ნანოსტრუქტურაზე

როგორც ზემოთ აღვნიშნეთ, ალუმინის ოქსიდის ნანოფხვნილის მარცვლების საშუალო ზომით (400 ნანომეტრი) გამოყენებით კომპოზიტების შეცხოვის ტემპერატურა 100–150°C დაბალია ტექნიკური ალუმინის ოქსიდის (მარცვლების საშუალო ზომით 1–4 მკმ) ბაზაზე მომზადებული კაზმების შეცხოვის ტემპერატურასთან შედარებით. ალუმინის ოქსიდის ნანოფხვნილის გავლენა კომპოზიტების მიკროსტრუქტურის შესწავლის დროსაც გამოვლინდა.

შემცხვარი ნიმუშებიდან მომზადებულ მიკროშლიფებზე ჩატარდა ოპტიკური და ელექტრონულ-მიკროსკოპული კვლევა.

4.1 სურათზე წარმოდგენილია ტექნიკური ალუმინის ოქსიდის ბაზაზე მიღებული კომპოზიტების მორფოლოგიური სურათები, ხოლო 4.2 და 4.3 სურათებზე იმ კომპოზიტების სტრუქტურები, რომლებიც მიღებულია ალუმინის ოქსიდის ნანოფხვნილის ბაზაზე.

ცხრილი 3.1

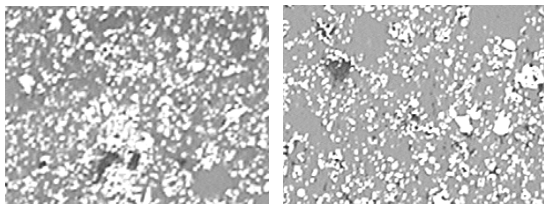
კომპოზიტების ცხელი
წნებით შეცხოების პირობები

კაზბის ნომერი	კაზბის შედგენილობა, მას. %								თერმული სიმკვრივე, P, გ/მპ	წნების პარამეტრები			
	Al ₂ O ₃	TiC	TiN	B ₄ C	BN	SiC	MgO	Y ₂ O ₃		ტემპერატურა, T, °C	გახურების სიჩქარე, წი	წნების სიჩქარე, წი	დამწვების წნევა, P, მპა
1	79	10	10				1,0		4,17	1400	20	10	15
2	78	10,2	10,2				1,0	0,6	4,17	1400	20	10	15
3	77	10	10				1,0	1,0	4,18	1400	20	10	17
4	77	10	10				1,0	1,0	4,18	1500	20	8	17
5	75	10	10				1,0	1,5	4,18	1500	25	7	19
B1	20,5		52	22			2,0	2,0	3,02	1750	25	8	20
T1	22,3	47,7					24,4	2,1	4,22	1830	25	8	20
6 (T1a)	22,5	47,7					24,5	2,0	4,22	1740	30	1	15
K1		35		10	20	28	0,5	1,5	3,51	1900	25	8	20
K2		30			20	43	0,5	1,5	3,45	1900	25	8	20
K3		20		50		23	0,5	1,5	3,20	1800	25	8	20
K4		35		20	10	28	0,5	1,5	3,48	1800	25	8	20
B T 1	30	10		20	20	20			3,24	1800	25	8	20
B T 2	28	9,5		19	19	19	2	1,5	3,28	1800	25	8	20

ცხრილი 4.2

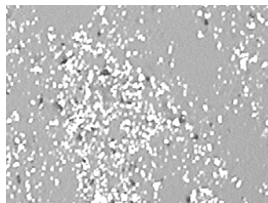
ცხელი წნებით მიღებული კომპოზიტების
ფიზიკურ-ტექნიკური თვისებები

კომპოზიტის ნომერი	შეცხოების ტემპერატურა, T, °C	თერმული სიმკვრივე, P, მპა, გ/მპ	ფაქტური სიმკვრივე, P _{ფაქტ} , გ/მპ	ფარდობითი სიმკვრივე, P _{ფაქტ} /P _{თეორ}	წალბადობის, W, %	სიმკვრივის ზედა კუთხედის, გ/მპა	სიმკვრივის ზედა ღერძის, გ/მპა	დარღვებითი სილასტე, მ, კე/მპ	შენიშვნა
1	1400	4,17	4,10	0,98	0,32	1126	470	14	
1	1450	4,17	4,14	0,99	0,54	1050	450	12	
2	1400	4,17	4,14	0,99	0,18	2260	470	20	
2	1450	4,17	4,15	0,99	0,18	2120	475	20	
3*	140	4,18	4,12	0,98	0,22	1280	430	15	დღეგრძელობის ოპერაციები 13 საათი, განმეორებით 1 და 2 კომპოზიტზე ბრუნება (30 საათი)
3*	1450	4,18	4,12	0,99	0,22	1320	450	15	
3*	1500	4,18	4,16	0,99	0,28	1226	460	22	
4	1500	4,18	4,14	0,99	0,29	921	440	13	
5	1500	4,18	4,16	0,99	0,27	2010	410	12	
5	1550	4,18	4,12	0,98	0,30	2189	360	10	
B1	1750	3,02	2,85	0,94	5,90	240	270	7	
T1	1830	4,22	4,40	—	0	418	280	11	ცხელი წნების დროს გამოიწვია ფალოზიდან
6(T1a)	1740	4,22	4,25	—	0	1043	200	13	ნაწილობრივ ამ შეზღუდვებზე გამოიწვია
K1	1900	3,51	4,43	-	0	1594	214	9	
K2	1900	3,45	3,47	-	0	1801	192	9	
K3	1800	3,20	3,23	-	0	2135	427	10	
K4	1800	3,48	3,30	0,95	0	2340	577	16	
BT1	1800	3,24	3,18	0,9	0,26	405	315	11	
BT2	1800	3,28	3,20	0,97	0,27	425	320	12	



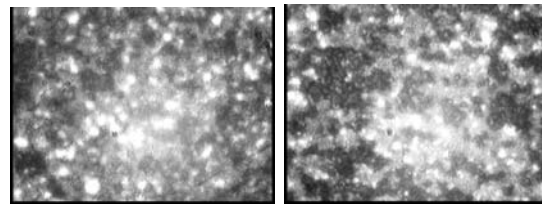
ა)

ბ)



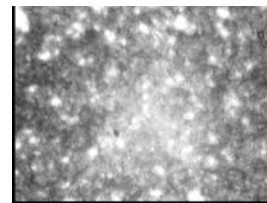
გ)

სურ. 4.1. მიკროსკოპული სურათები:
 ა) TiC 40%- Al₂O₃ 60%; ბ) TiC 20%- Al₂O₃ 80% ;
 გ) TiC 10%- Al₂O₃ 90%. ცხელი წნეხით შეცხოვის
 ტემპერატურა 15500C. (Al203 -ტექნიკური) X250



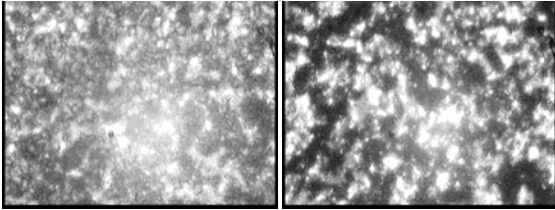
ა)

ბ)



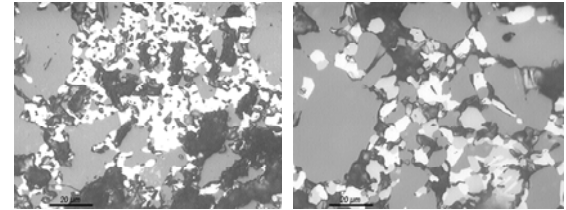
გ)

სურ. 4.2. TiC-TiN-Al₂O₃ სისტემის N1; N2; N3
 კომპოზიტების სტრუქტურები. X 500



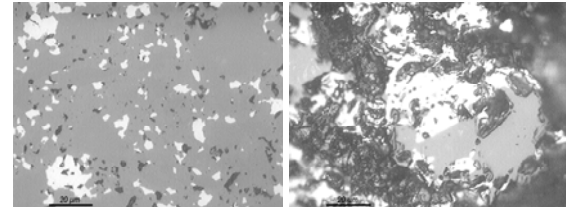
**სურ. 4.3. Al_2O_3 - B_4C - TiC სისტემის
#14 და #15 კომპოზიტების სტრუქტურები. X 500**

როგორც სურათებიდან ჩანს, ალუმინის ოქსიდის მატრიცაში თანაბრად არის გადანაწილებული ტიტანის კარბიდის, კარბონიტრიდის, ბორის კარბიდის მარცვლები, სტრუქტურა საკმაოდ წვრილმარცვლოვანია. რაც შეეხება K ჯგუფის კომპოზიტებს, აქ შედარებით წვრილმარცვლოვანი სტრუქტურით ხასიათდება K3 და K4 კომპოზიტების სტრუქტურები (სურ. 4.4), ძირითადი ფაზა აქ სილიციუმის კარბიდია, რომლის მარცვლის ზომა K1 და K2 ნიმუშებში მეტია K3-სა და K4-თან შედარებით.



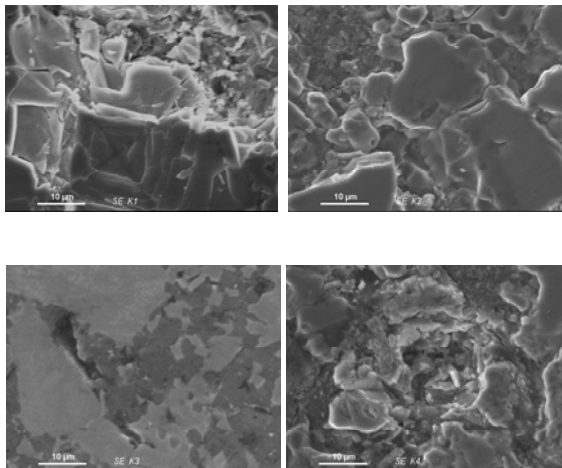
K1

K2

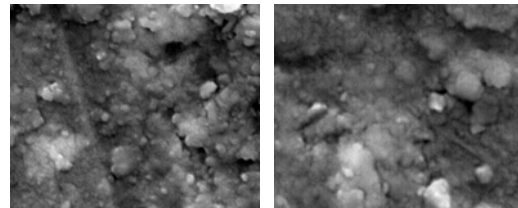


**სურ. 4.4. K1- K4 კომპოზიციური
მასალების სტრუქტურები . X500**

ჩატარდა მიღებული კომპოზიტების რასტრულ ელექტრონულ-მიკროსკოპული კვლევა (სურ. 4.5-4.7).



**სურ. 4.5. K1- K4 კომპოზიციური მასალების
რასტრული ელექტრონულ-მიკროსკოპიული
სურათები. X4000**



ა)

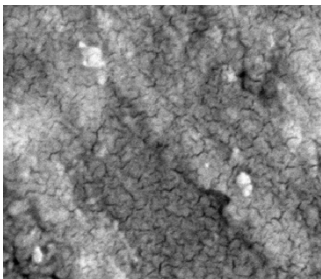
ბ)

სურ. 4.6. ელექტრონულ-მიკროსკოპიული სურათები.

ა) TiC 40%- Al₂O₃ 60%; ბ) TiC 10%- Al₂O₃ 90%.

**ცხელი წნებით შეცხოვის ტემპერატურა
1450°C. x 2500**

როგორც 4.6 სურ-დან ჩანს, მარცვლების ფორმა ძირითადად სფერულს უახლოვდება და ყველაზე დიდი მარცვლის ზომა 3 მკმ არ აღემატება, სურათზე ფიქსირდება 400–500 ნმ ზომის საკმარისად დიდი რაოდენობის მარცვლები.



**სურ. 4.7. TiC 10%- Al₂O₃ 90% კომპოზიტის
მატრიცის სტრუქტურა, ცხელი წნეხა
1550°C. X4000**

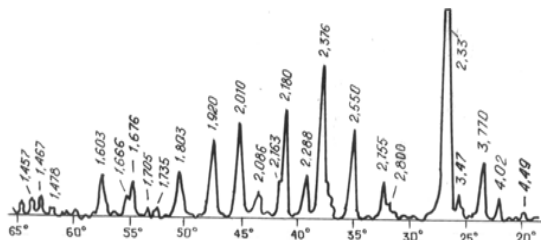
ალუმინის ოქსიდის ნაწილაკების გამოყენებისას მატრიცის მარცვლები წვრილმარცვლოვნობას ინარჩუნებს, რაც ნათლად ჩანს 2.7 სურ-დან. ალუმინის ოქსიდის მარცვლები საკმაოდ კარგადაა შემცხვარი ერთმანეთთან, მარცვლების ზომა 2,0 მკმ არ აღემატება, მაშინ როცა ტექნიკური ალუმინის ოქსიდის გამოყენებისას იგი 10 მკმ შეადგენს.

4.4. დანამატების გაფლენის შესწავლა და კომპოზიტების ფაზური შედგენილობის დადგენა

კომპოზიტების შედგენილობაში თავდაპირველად შეყვანილ იქნა მაგნიუმის ოქსიდი [ცხრილი 4.1]. კომპოზიტი მაგნიუმის ოქსიდის დანამატით შეცხვა ცხელი წნეხის მეთოდით. მიღებული კომპოზიტის ფარდობითი სიმკვრივე 1400°C-ზე შეადგენდა 0,98, ხოლო 1450°C-ზე – 0,99-ს, ნახშირბადის ბოჭკოს 0,6%-ის დამატებით მაგნიუმის ოქსიდთან ერთად და იგივე რეჟიმით შეცხობისას ფარდობითი სიმკვრივის მაჩვენებელი არ შეცვლილა, მექანიკური მაჩვენებლები კი გაუმჯობესდა, კერძოდ დარტყმითი სიბლანტის მაჩვენებელმა ნახშირბადის ბოჭკოს დამატების შემდეგ 12-დან 20 კჯ/მ²-ს მიაღწია. რაც შეეხება იტრიუმის ოქსიდის დამატებას, ამ შემთხვევაში მექანიკური თვისებები ისევ მაღალ დონეზე დარჩა და ამასთან გაიზარდა შეცხობის ინტერვალი.

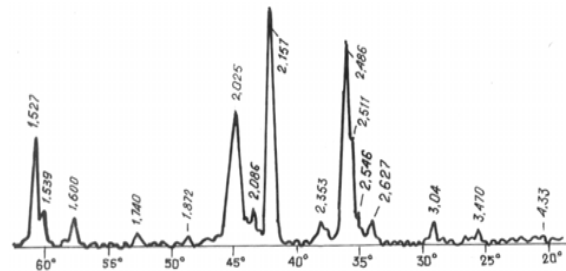
კომპოზიტების ფაზური შედგენილობა შესწავლილ იქნა რენტგენოსტრუქტურული ანალიზის აპარატზე DRON-3. საკვლევი კომპოზიტების რენტგენოგრამები წარმოდგენილია 4.8-4.11 სურათებზე.

Al₂O₃-B₄C-BN სისტემის კომპოზიტების ფაზური შედგენილობა შეცხოვის პროცესში არ იცვლება, შემცხვარი კომპოზიტები შედგება იგივე ფაზებისაგან, რაც იყო შეცხოვამდე, კერძოდ კორუნდის d_{hkl} – 3.470; 2.550; 2.376; 2.086; 1.735; 1.603 Å, ბორის კარბიდის – d_{hkl} – 4.020; 3.770; 3.330; 2.550; 2.010 Å და ბორის ნიტრიდის – d_{hkl} – 3.330; 2.163; 1.803 Å, sur. 4.8 (B1).



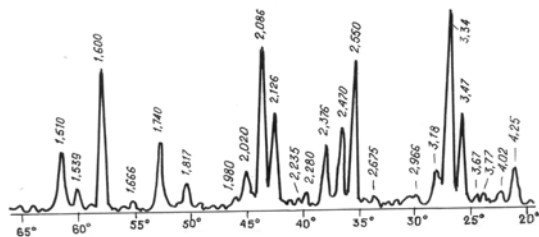
სურ. 4.8. Al₂O₃-B₄C-BN სისტემის (B1) კომპოზიტის X-ray

ასევე Al₂O₃-TiC-SiC სისტემის კომპოზიტების შეცხოვის დროს კომპონენტებს შორის ურთიერთქმედება ახალი ფაზის წარმოქმნით არ მიმდინარეობს (სურ. 4.9 (T1)).



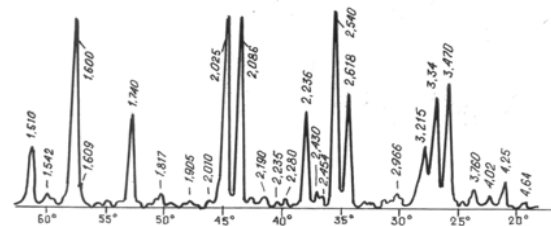
სურ. 4.9. Al₂O₃-TiC-SiC სისტემის (T1) კომპოზიტის X-ray

Al₂O₃-TiC-TiN სისტემის კომპოზიტების ფაზური შედგენილობა შეცხოვის პროცესში იცვლება, კერძოდ ტიტანის ნიტრიდი და ტიტანის კარბიდი გვადლევს ტიტანის კარბონიტრიდის ფაზას; ხოლო ალუმინის ოქსიდის ფაზა უცვლელი რჩება, Ti (C,N)-ის რეფლექსები: d_{hkl} – 2.470; 2.126; 1.510 Å (სურ. 4.10).



სურ. 4.10. 1400°C შემცვარი Al_2O_3 -TiC-TiN
სისტემის N2 კომპოზიტის X-ray

Al_2O_3 -TiC-B₄C სისტემის კომპოზიტებში ადგილი აქვს ბორის კარბიდსა და ტიტანის კარბიდს შორის ურთიერთქმედებას და შეცხოების შემდეგ კომპოზიტში ფიქსირდება მათი ურთიერთქმედების შედეგად წარმოქმნილი ტიტანის დიბორიდის (TiB_2) ფაზა – d_{hkl} – 3.215; 2.615; 2.025; 1.609; 1.510 Å (სურ. 2.11, კომპოზიტი N14).



სურ. 4.11. Al_2O_3 -TiC-B₄C სისტემის
#14 კომპოზიტის X-ray

რაც შეეხება TiC-B₄C-BN-SiC სისტემას აქაც იგივე ხდება, მხოლოდ ამ შემთხვევაში ბორის ნიტრიდის მონაწილეობს რეაქციაში (სურ. 4.12, K სერიის კომპოზიტები) [4,3, 4.5].

1900°C-ზე შემცვარი კომპოზიტების რენტგენოგრამებმა K_1 -სათვის აჩვენა TiB_2 -ს რეფლექსები d_{hkl} – 3,23; 2,62; 2,03(100); 1,612; 1,509Å. α -SiC, d_{hkl} -2,62; 2,51; 2,353; 2,17; 1,538 (100) Å. C – ნახშირბადისათვის d_{hkl} – 3,37 (100); 2,133; 1682 Å. B₄C, d_{hkl} – 4,02; 2,573 Å. BN, d_{hkl} – 3,33 (100); 2,17; 1,817; 1,670 Å.

დიბორიდის კარგად გამოკვეთილი პიკები. მისი ფაზური შემცველობა მასალაში, რენტგენოგრამის მიხედვით, უპირატესია α -SiC-თან ერთად. ნახშირბადის რეფლექსები აქაც შენარჩუნებულია. შიხტაში TiC და BN შემცველობა, შესაბამისად, 30 და 20 მას. %, მათ შორის რეაგირების და TiB₂ წარმოქმნის გამო, მასალაში მკვეთრად შემცირდა.

K₃ შედგენილობაში B₄C დიდი რაოდენობითაა შეყვანილი. აქ საინტერესო მოვლენასთან გვაქვს საქმე. TiC-ემ თითქმის მთლიანად დაშალა მასაში 50% შემცველობის B₄C, TiB₂-ის წარმოქმნით. ბორის კარბიდის ფაზა ტენტგენოგრამაზე სუსტად და მცირე რაოდენობით ვლინდება: B₄C, $d_{hkl} - 3,79; 2,57; 2,30, 1,82 \text{ \AA}$. ტიტანის კარბიდი მთლიანად დაიხარჯა ტიტანის დიბორიდის წარმოქმნის პროცესში. TiB₂ მაქსიმუმები აქაც ადასტურებს მასალაში მის უპირატეს ფაზურ შემცველობას: TiB₂, $d_{hkl} - 3,22; 2,62; 2,032 (100); 1,612; 1,51 \text{ \AA}$.

სილიციუმის კარბიდი მკვეთრად გამოხატული რეფლექსებით მთლიანადაა შენარჩუნებული კომპოზიციაში. SiC, $d_{hkl} - 2,63; 2,59; 2,52 (100); 2,36; 2,17; 1,54; 1,81 \text{ \AA}$.

ნახშირბადის ფაზური შემცველობა მასში დიდი არ არის, რაც შედგენილობით არის განპირობებული. C, $d_{hkl} - 3,363 (100); 3,348; 2,132; 2,036; 1,811; 1,675; 1,54 \text{ \AA}$.

K₄ შედგენილობაშიც B₄C 20% მასური წილით თითქმის მთლიანად მოხმარდა TiB₂-ის წარმოქმნას, BN ნაწილობრივ შენარჩუნდა: BN, $d_{hkl} - 2,17; 1,816; 1,673 \text{ \AA}$. TiB₂, $d_{hkl} - 3,23, 2,625; 2,030 (100); 1,612, 1,51 \text{ \AA}$. SiC, $d_{hkl} - 2,615; 2,520 (100); 2,370; 2,17; 1,67; 1,539 \text{ \AA}$. C – ნახშირბადი, $d_{hkl} - 3,363 (100), 3,348, 2,127; 1,673; 1,539 \text{ \AA}$. B₄C, $d_{hkl} - 4,02; 3,77; 2,81; 2,563; 2,37; 2,02; 1,816; 1,505 \text{ \AA}$.

რაც შეეხება დანამატების გავლენას ფაზურ შედგენილობაზე, არ ფიქსირდება, რადგან თითოეული დანამატის შემცველობა კომპოზიტში 1-1,5% არ აღემატება თვით ამ დანამატების რეფლექსებიც არ ფიქსირდება რენტგენო-ფაზური ანალიზის შემთხვევაში. დანამატების გავლენა შედარებით უფრო ვლინდება კომპოზიტების მიკროსტრუქტურაზე, რაც გამოიხატება შეცხობის პროცესების გაუმჯობესებით, დახურული ფორმების შემცირებით, რაზეც მეტყველებს სიმკვრივის მაჩვენებლის თეორიულთან მიახლოება. ეს თავისთავად გავლენას ახდენს აღნიშნული კომპოზიტების მექანიკურ მაჩვენებლებზე. დანამატებიანი

კომპოზიტების მექანიკური მაჩვენებლები აღემატება დანამატების გარეშე შემცხვარი კომპოზიტების იგივე მაჩვენებლებს.

ყველა ზემოთქმულიდან გამომდინარე, დანამატების გავლენა ფაზურ შედგენილობაზე არ ფიქსირდება, მიკროსტრუქტურა კი უფრო წვრილმარცვლოვანი ხდება, შემცირებულია დახურული ფორების რაოდენობა, რაზედაც მიუთითებს სიმკვრივის მაჩვენებელი და კომპოზიტების მაღალი მექანიკური თვისებები.

**4.5. კომპოზიტების ოპტიმალური შედგენილობის
შერჩევა და მათი თვისებები**

ჩატარებული კვლევების შედეგების მიხედვით შერჩეულ იქნა საკვლევი სისტემების ($B_4C-SiC-TiC-Al_2O_3$, $B_4C-BN-SiC-Al_2O_3$ და $B_4C-SiC-BN-TiC-Al_2O_3$) ბაზაზე მიღებული კომპოზიტების ოპტიმალური შედგენილობები (ცხრილი 4.3).

ცხრილი 4.3

კომპოზიტების შედგენილობები

	კაზმის შედგენილობა, მას. %								თეორიული სიმკვრივე, გ/სმ ³
	Al_2O_3	TiC	B_4C	BN	SiC	MgO	Y_2O_3	$C_{თეორ}$	
19	38.0	30.0	20.0	-	10.0	1.0	1.0	-	3.68
20	53.4	-	22.2	11.1	11.1	1.1	1.1	-	3.22
22	48.0	25.0	15.0	5.0	5.0	1.0	1.0	-	3.66
K5	27.0...	20.0	20.0	10.0	20.0	1.0	2.0	-	3.30
K6	26.5	-	20.5	20.5	28.5	1.0	2.0	1.0	2.96

შერჩეული ოპტიმალური შედგენილობების მიხედვით მომზადდა კაზმები, დაიფუკა ვიბრაციულ წისქვილში და მიღებული ფხვნილები დაიწნება მაღალი ტემპერატურისა და წნევის პირობებში, კერძოდ $1700-1750^{\circ}C$ -ზე 30 მპა წნევით. თავდაპირველად მოხდა ფხვნილების ვიბრაციული გამკვრივება და ცივად დაწნება 25 მპა წნევაზე, გახურება 30 წუთის განმავლობაში $1300^{\circ}C$ -მდე. $1300^{\circ}C$ -ზე მოხდა პირველადი დაწნება 5 წუთის განმავლობაში 16 მპა წნევაზე. შემდეგ წნევა შეწყდა და გაგრძელდა

ნიმუშების გახურება 1700⁰C-მდე. 1700⁰C-ზე მოხდა დაწნეხა 8 წუთის განმავლობაში 34 მპა წნევაზე. მიღებული ნიმუშები ვიზუალურად შემოწმეს და დაჭრეს ალმასის დისკოს საშუალებით, გასაზომი პარამეტრებისათვის საჭირო ნიმუშების ზომების შესაბამისად. გაიზომა მიღებული კომპოზიტების წყალშთანთქმის უნარი, მოჩვენებითი და ფარდობითი სიმკვრივეები, რომელთა მაჩვენებლების მიხედვით დადგინდა შეცხოვის ხარისხი. მიღებული შედეგები წარმოდგენილია 4.4 ცხრილში.

ცხრილი 4.4

1700⁰C-ზე დაწნეხილი ნიმუშების
ტექნიკური თვისებები

კომპოზიტის ნომერი	თეორიული სიმკვრივე ρ, გ/სმ³	მოჩვენებითი სიმკვრივე ρ ^მ , გ/სმ³	ფარდობითი სიმკვრივე ρ ^ფ , %	წყალშთან- თქმა W, %
19	3.68	3.49	0.95	0.03
20	3.22	3.04	0.95	0.06
22	3.66	3.37	0.92	0.07
K5	3.30	3.14	0.95	0.09
K6	2.96	2.72	0.92	0.25

როგორც ცხრილიდან ჩანს, წყალშთანთქმის მიხედვით თითქმის ყველა კომპოზიტი შემცხვარია, მაგრამ, ფარდობითი სიმკვრივის მაჩვენებლებიდან გამომდინარე, სავარაუდოა, რომ მიღებული კომპოზიტები შეიცავს დახურულ ფორებს. დახურული ფორების შესამცირებლად მოხდა კომპოზიტების შეცხოვა კიდევ უფრო მაღალ ტემპერატურაზე, კერძოდ 1750⁰C-ზე იგივე რეჟიმით, როგორც ზემოთ იყო აღნიშნული. მიღებულ ნიმუშებზე ისევ გაიზომა წყალშთანთქმის უნარი, მოჩვენებითი სიმკვრივე და გამოანგარიშებულ იქნა ფარდობითი სიმკვრივე. შედეგები წარმოდგენილია 4.5 ცხრილში.

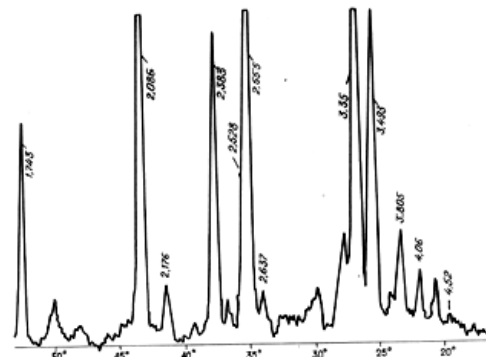
ცხრილი 4.5

1750⁰C-ზე დაწნეხილი ნიმუშების
ფიზიკური თვისებები

კომპოზიტის ნომერი	თეორიული სიმკვრივე, ρ, გ/სმ³	მოჩვენებითი სიმკვრივე, ρ ^მ , გ/სმ³	ფარდობითი სიმკვრივე, ρ ^ფ , %	წყალშთან- თქმა W, %
19	3.68	3.59	0.97	0.03
20	3.22	3.13	0.97	0.05
22	3.66	3.55	0.95	0.07
K5	3.30	3.27	0.96	0.08
K6	2.96	2.89	0.94	0.14

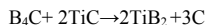
1750°C-ზე დაწნეხილი ნიმუშების შეცხოვის ხარისხი უფრო მაღალია, ვიდრე 1700°C-ზე დაწნეხილი ნიმუშებისა, რაზედაც მიუთითებს ფარდობითი სიმკვრივის შედარებით მაღალი მაჩვენებელი, რაც შეეხება წყალშთანთქმის უნარს ის ცდომილების საზღვრებში იცვლება.

მიღებული ნიმუშების ფაზური ანალიზი ჩატარდა DRON-3 რენტგენოსტრუქტურული ანალიზის აპარატზე. გადაღებული რენტგენოგრამების გაშიფრვით დადგინდა, რომ $B_4C-BN-SiC-Al_2O_3$ სისტემის კომპოზიტებში აღებული კომპონენტები ერთმანეთთან არ ურთიერთქმედებს ახალი ფაზის წარმოქმნით, შემცხვარ ნიმუშებშიც იგივე ფაზებია, რაც საწყის კაზმში ავიღეთ (სურ. 4.13), კერძოდ კორუნდის $d_{hkl} - 3.493; 2.555; 2.383; 2.086; 1.743 \text{ \AA}$, ბორის კარბიდის $d_{hkl} - 4.060; 3.805; 3.350; 2.555 \text{ \AA}$; და ბორის ნიტრიდის $d_{hkl} - 3.350; 2.176; 1.817$, $\alpha-SiC$, $d_{hkl} - 2.631; 2.528; 2.383; 2.176 \text{ \AA}$.

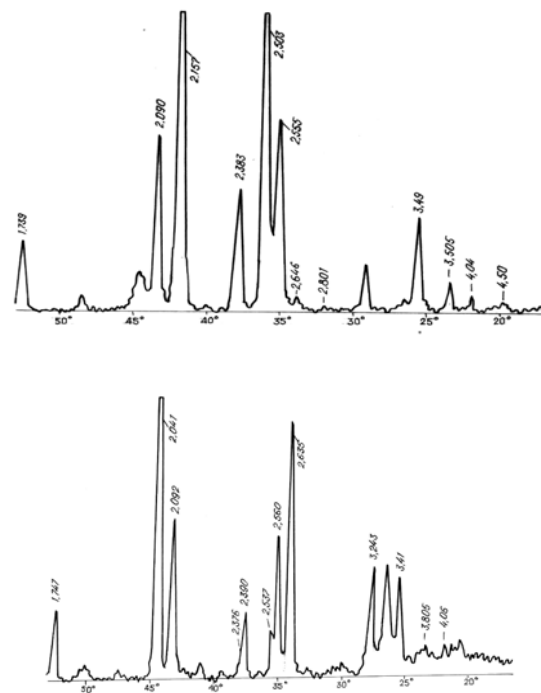


სურ. 4.13. 1750°C ტემპერატურაზე შემცხვარი N20 კომპოზიტის რენტგენოგრამა

მოხდა მათი ნაწილაკების შეცხოვა-შემჭიდროება, რაც შეეხება $B_4C-SiC-TiC-Al_2O_3$ და $B_4C-SiC-BN-TiC-Al_2O_3$ სისტემებს აქ მაღალი ტემპერატურისა და წნევის პირობებში ტიტანის კარბიდსა და ბორის კარბიდს შორის მოხდა რეაქცია, რომლის შედეგადაც, როგორც წინასწარ იყო მოსალოდნელი, მასალაში წარმოიქმნა ახალი ფაზა – ტიტანის დიბორიდი. N19 კომპოზიტის მაგალითზე განვიხილოთ, როგორ წარიმართა ეს რეაქცია:

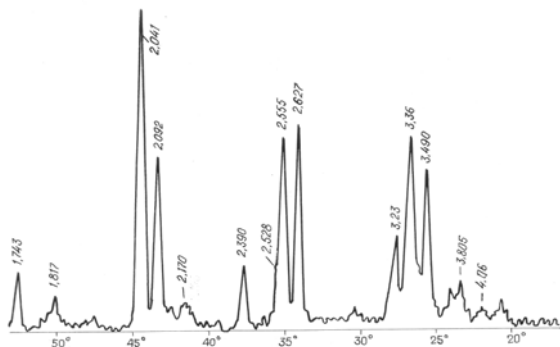


როგორც რეაქციის განტოლებიდან ჩანს, ერთ მოლ ბორის კარბიდთან რეაქციაში შედის ორი მოლი ტიტანის კარბიდი, წარმოიქმნება ორი მოლი ტიტანის დიბორიდი და სამი მოლი გრაფიტი. N19 კომპოზიტი შეიცავს 30 მასურ პროცენტ ტიტანის კარბიდს, რაც 0,5 მოლს შეადგენს. ტიტანის კარბიდის ეს რაოდენობა რეაქციაში შევა 0.25 მოლ ბორის კარბიდთან, ბორის კარბიდი კომპოზიტში 20%-ია, რაც 0.36 მოლის ეკვივალენტურია, აქედან გამოდინარე, შემცხვარ ნიმუშში ტიტანის კარბიდი აღარ ფიქსირდება, ხოლო ბორის კარბიდის ნაწილი რჩება, რადგან რეაქციაში შეუსვლელი დარჩა $0.36 - 0.25 = 0.11$ მოლი. ბორის კარბიდის დაშლის შედეგად წარმოიქმნება აგრეთვე გრაფიტი, იმდენივე მოლი, რამდენი მოლი ბორის კარბიდი დაიშალა ანუ 0.25 მოლი, რაც სრულიად დასტურდება რენტგენოგრაფიულ დაფიქსირებული რეფლექსებით: კორუნდის d_{hkl} – 3.470; 2.550; 2.376; 2.086; 1.735; 1.603 Å, ბორის კარბიდის d_{hkl} – 4.020; 3.770; 3.330; 2.550; 2.010 Å, ბორის ნიტრიდისაგან d_{hkl} – 3.330; 2.163; 1.803 Å; α -SiC, d_{hkl} – 2,62; 2,51; 2,353; 2,17; 1,538 (100) Å, TiB_2 -s d_{hkl} – 3,23; 2,62; 2,03(100); 1,612; 1,509Å, C ნახშირბადისათვის d_{hkl} – 3,37 (100); 2,133; 1682 Å. (სურ. 4.14, 4.15).



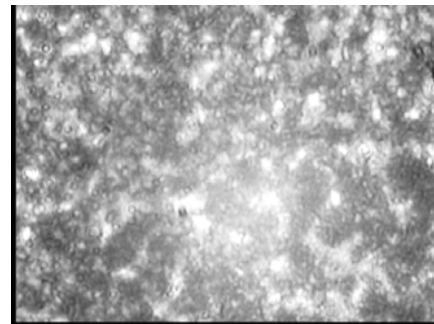
სურ. 4.14. N19 კომპოზიტის რენტგენოგრაფიები,
ზედა – ნედლი ფხვნილი, ქვედა - შემცხვარი
მასალა 1750°C-ზე

4.15 სურათზე წარმოდგენილია $B_4C-SiC-BN-TiC-Al_2O_3$ სისტემის ბაზაზე შექმნილი N22 კომპოზიტის რენტგენოგრამა, რომელზედაც ჩანს, რომ ტიტანის კარბიდისა და ბორის კარბიდის ურთიერთქმედებით წარმოიქმნება ტიტანის დიბორიდი, მასალაში აღარ ფიქსირდება ტიტანის კარბიდი, ხოლო ბორის კარბიდის ნაწილი კი დარჩა, ფიქსირდება ალუმინის ოქსიდი და ბორის ნიტრიდი.

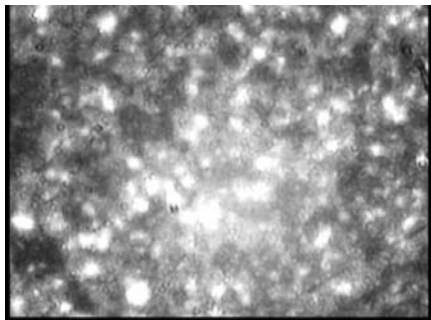


სურ. 4.15. 1750°C ტემპერატურაზე შემცხვარი N22 კომპოზიტის რენტგენოგრამა

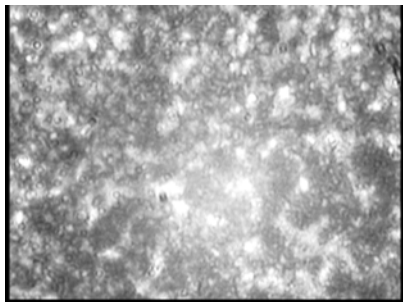
შერჩეული კომპოზიტების მიკროსტრუქტურის შესწავლისას დაფიქსირდა, რომ მათი მიკროსტრუქტურები გამოირჩევა ერთგვაროვნობით და შედარებით წვრილმარცვლიანობით (სურ. 4.16-4.18).



სურ. 4.16. N19 კომპოზიტის მიკროსტრუქტურა. X 500



სურ. 4.17. N20 კომპოზიტის
მიკროსტრუქტურა. X 500



სურ. 4.18. N22 კომპოზიტის
მიკროსტრუქტურა. X 500

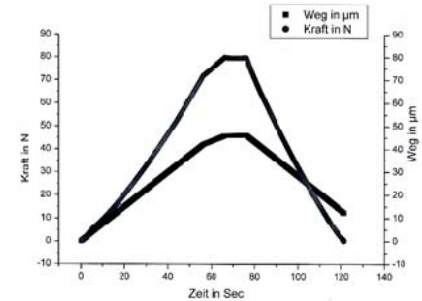
იმ კომპოზიტებში, რომლებშიც ახალი ფაზა – ტიტანის დიბორიდი წარმოიქმნა, მიკროსტრუქტურა შედარებით წვრილმარცვლოვანია, რაც სავარაუდოდ გამოწვეულია შეცხოების პერიოდში წარმოქმნილი დიბორიდის ფაზით.

მექანიკური თვისებების გასაზომად ოპტიმალური შედეგების მიღების მიზნით კომპოზიტებიდან მომზადდა საჭირო ზომის ნიმუშები. თერმული გაფართოების კოეფიციენტი გაიზომა დილატომეტრზე $23-570^{\circ}\text{C}$ ტემპერატურის ინტერვალში. მიღებული ნიმუშების მექანიკური პარამეტრებიდან გაზომილ იქნა სიმტკიცის ზღვარი კუმშვისა და ღუნვისას, მიკროსისალე ვიკერსის მეთოდით და სისალე როკველის მეთოდით, დარტყმითი სიბლანტე. მიღებული შედეგები წარმოდგენილია ცხრილში 4.6 და 4.19 სურათზე.

ცხრილი 4.6.

1750°C-ზე დაწნეხილი ნიმუშების
მექანიკური თვისებები

კომპოზიტის ნომერი	სიმტკიცის ზღვარი კუმულისას, $\sigma_{კმ}$	სიმტკიცის ზღვარი ლუწისას, $\sigma_{ლ}$, მპა	დარტყმითი სიზღანტე, $კჯ/მ^2$	მიკროსისხლე HV, კგ/მმ ²	HRA
19	1290	360	15	2600	93.5
20	1230	335	14	2300	93.0
22	1195	320	13	2500	93.0
K5	1175	315	13	2550	93.5
K6	1160	255	10	2550	93.5



სურ. 4.19. ა); ბ) N20- კომპოზიტის HV მონაცემები
ა) ნიმუშზე ინდენტორის დატვირთვისა და
გავლილი გზის დამოკიდებულება დროში,
ბ) ინდენტორის ანაბეჭდის სურათი

როგორც მიღებული კომპოზიტების ფიზიკურ-ტექნიკური თვისებების შესწავლამ აჩვენა, აღნიშნული კომპოზიტები ხასიათდება მექანიკური თვისებების საკმაოდ მაღალი მაჩვენებლით, განსაკუთრებით მაღალია სისალისა და მიკროსისალის მაჩვენებელი, რის მიხედვითაც შეიძლება ვიმსჯელოთ ამ კომპოზიტების მაღალ ცვეთამდეგობაზე. 4.19, ა სურ-ზე დიაგრამის სახით ნაჩვენებია N19 კომპოზიტის ვიკერსის მეთოდით სისალეზე გამოცდის შედეგები, ხოლო 4.19, ბ სურ-ზე ამავე ნიმუშის ზედაპირის მიკროსკოპული სურათი სისალეზე გამოცდის შემდეგ. როგორც 4.19, ა სურ-დან ჩანს, 80 ნ დატვირთვისას ინდენტორი მასალაში 42 მკმ სიღრმით არის ჩასული, ანაბეჭდის ფორმა მკვეთრია, გამოკვეთილი წიბოებით (4.19 ბ), ბზარი არ შეინიშნება, შესაბამისად ენერგიის დისიპაციასაც არ აქვს ადგილი. აქ იკვეთება მასალის ბლანტი თვისება (ცხრილი 4.6), გაუძლოს დატვირთვას ისე, რომ ბზარი არ გაიჩინოს და დატვირთვის ენერგია დისიპაციურ მოვლენაში არ გადაზარდოს. რაც შეეხება სიმტკიცის მაჩვენებელს, ლუნვისას ეს პარამეტრი მსგავსი შედგენილობის მასალებს საერთოდ დაბალი აქვს, ჩვენი კომპოზიტების შემთხვევაში იგი 255 – 360 მპა-

ფარგლებშია, მაგრამ თვითონ მასალას, სავარაუდოდ, სიმტკიცის ზღვარი უფრო მაღალი უნდა ჰქონდეს. გამოსაცდელი ნიმუშები ცხლად დაწნეხილი წმ სისქის დისკოდან ამოიჭრება ალმასის ქარგოლით, რაც აზიანებს ნიმუშის ზედაპირს. ზედაპირული დეფექტები, როგორც ცნობილია, დიდ გავლენას ახდენს სიმტკიცის მაჩვენებლებზე. მიღებული კომპოზიტების ფიზიკურ-ტექნიკური მაჩვენებლები იმის საშუალებას იძლევა, რომ ისინი გამოყენებულ იქნეს ტექნიკის სხვადასხვა სფეროში, როგორც კონსტრუქციული მასალა, ცვეთამდეგო დეტალები, მფრინავი აპარატების ცხელ კვანძებში და სხვა.

4.6. მიღებული კომპოზიტების მედეგობის განსაზღვრა ექსტრემალურ პირობებში მუშაობის დროს

4.6.1. ნიმუშების გამოცდა თერმომედეგობაზე

მასალის უნარს, რღვევის გარეშე გაუძლოს ტემპერატურის მკვეთრ ცვლილებას, თერმომედეგობა ეწოდება. მყიფე მასალებისათვის ეს ერთ-ერთი მნიშვნელოვანი თვისებაა, რაც ბევრად განსაზღვრავს მათ შრომით უნარს

სხვადასხვა კვანძსა და კონსტრუქციაში. კერამიკა მნიშვნელოვნად მგრძნობიარეა თერმული დატვირთვების მიმართ და თერმომედეგობის გაზრდის პრობლემა, როგორც მექანიკური სიმტკიცისა, ერთ-ერთი მთავარი ფაქტორია კერამიკული მასალების ფართოდ დანერგვისათვის ისეთ პროცესებში, რომლებიც დაკავშირებულია ექსპლუატაციის რთულ პირობებთან.

თერმული მდგრადობის თეორიის მთავარი ამოცანაა მასალის რომელიმე პარამეტრის ფორმულირება, რომელიც შეიძლება განისაზღვროს ექსპერიმენტულად ან გამოითვალოს სხვა ცნობილი მექანიკური, ან თბოფიზიკური მახასიათებლებით. ასეთი პარამეტრის (რომელსაც ლიტერატურაში “თერმომედეგობის კრიტერიუმს” უწოდებენ) მიმართ წაყენებული ერთ-ერთი ძირითადი მოთხოვნაა, რომ მან რაოდენობრივად დაახასიათოს მასალის უნარი წინააღმდეგობა გაუწიოს თერმული დამაბულობის ზემოქმედებას და ემსახურება მასალის შრომის უნარს არათანაბარი სითბური და ძალისმიერი დამაბულობის მდგომარეობის პირობებში. სხეული დაიშლება თუ მისი სიმტკიცე ნაკლებია მასში წარმოქმნილი თერმული დამაბულობის სიდიდეზე.

ნიმუშის მედეგობის განსასაზღვრავად, ტემპერატურის მკვეთრი რყევის მიმართ, მას ახურებდნენ ლუმენში 800°C-ზე 10 წუთის განმავლობაში და შემდეგ ათავსებდნენ 10 წუთის განმავლობაში ონკანის გამდინარე წყალში გასაცივებლად. შემდეგ პრეპარატებს ათავსებდნენ ოპტიკურ მიკროსკოპში და ასჯერადი გადიდების შემდეგ მიკრომეტრით ამოწმებდნენ ნიმუშის ზომების ცვლილებას. 20 ციკლის შემდეგ საკვლევი ნიმუშების ზომების ცვლილება მიკრომეტრის სიზუსტით არ დაფიქსირებულა, რაც მიუთითებს აღნიშნული ნიმუშების ქიმიურ ინერტულობაზე აღნიშნული პირობების მიმართ. არ დაფიქსირებულა აგრეთვე ბზარების წარმოქმნის შემთხვევა, მაშინ როდესაც ფაიფურის ნიმუშებმა მხოლოდ 5 ციკლს გაუძლეს და შემდეგ ბზარი წარმოიქმნა.

4.6. მექანიკური თვისებების დამოკიდებულება ტემპერატურაზე

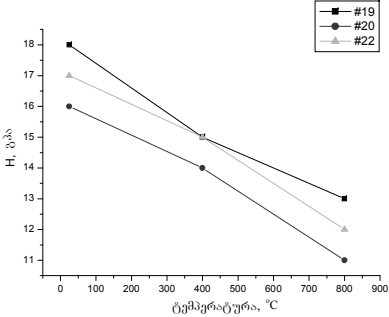
სისალის გაზომვა მასალათა მექანიკური თვისებების ერთ-ერთი ყველაზე გავრცელებული მეთოდია როგორც კვლევით, ისე საწარმოო პრაქტიკაში. სისალე განსაზღვრავს მასალის ზედაპირის წინააღმდეგობის უნარს მასში მყარი ნაწილაკების შეღწევის მიმართ, გავლენას ახდენს აბრაზი-

ული ცვეთის ინტენსიურობაზე. კიდევ უფრო საინტერესოა რამდენად ინარჩუნებს მასალა მექანიკურ თვისებებს მაღალი ტემპერატურის პირობებში. ამ თვისებას **მზურვალსიმტკიცე** ეწოდება. გაიზომა საკვლევი ნიმუშების სისალე ვიკერსის მეთოდით და სიმტკიცის ზღვარი ღუნვისას სამწერტილოვანი დატვირთვით სხვადასხვა ტემპერატურაზე. გაზომვის შედეგები წარმოდგენილია 4.7 და 4.8 ცხრილებში და 4.20 და 4.21 სურათებზე.

ცხრილი 4.7

კომპოზიტების სისალის
დამოკიდებულება ტემპერატურაზე

კომპოზიტის ნომერი	სისალე HV, გპა		
	25°C	400°C	800°C
19	18	15	13
20	16	14	11
22	17	15	12
K5	18	15	12,5
K6	18	14,5	13

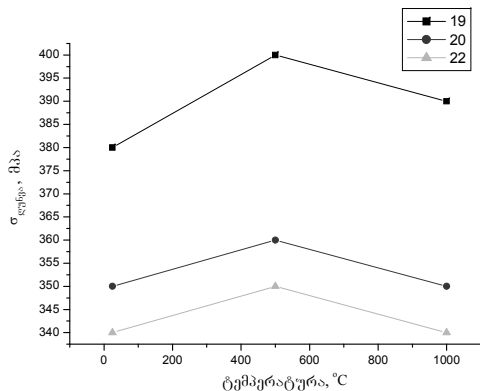


სურ. 4.20. N19 კომპოზიტის სისალის
ტემპერატურაზე დამოკიდებულება

ცხრილი 4.8

ღუნვისას სიმტკიცის ზღვარის
ტემპერატურაზე დამოკიდებულება

კომპოზიტის ნომერი	სიმტკიცის ზღვარი ღუნვისას σ _ღ , მპა		
	25°C	500°C	1000°C
19	380	400	390
20	350	360	350
22	340	350	340
K5	330	345	340
K6	275	300	280



**სურ. 4.21. N19 კომპოზიტის ღუნვაზე სიმტკიცის
ზღვარის ტემპერატურაზე დამოკიდებულება**

როგორც ცხრილიდან და სურათებიდან ჩანს, ტემპერატურის მომატებით კომპოზიტების სისალე მცირდება, მაგრამ 800°C-ზეც საკმარისად მაღალია, რაც შეეხება სიმტკიცის ზღვარს ღუნვისას ტემპერატურის მომატებით 400°C-მდე ეს მაჩვენებელი მცირედ იმატებს კიდევ, რაც გამოწვეულია ნაწილობრივი პლასტიკური დეფორმაციით აღნიშნულ

ტემპერატურამდე აწევს, შემდგომ კი, როცა პლასტიკური დეფორმაციის სიდიდე უფრო იმატებს, სიმტკიცე ეცემა, მაგრამ 1000°C-ზე ჯერ კიდევ ინარჩუნებს თითქმის თავდაპირველ სიდიდეს. სავარაუდოდ ეს გამოწვეულია იმით, რომ აღნიშნულ კომპოზიტებში მცირე რაოდენობით წარმოიქმნება თხიადი ფაზა.

4.7. B₄C-SiC-TiC-Al₂O₃, B₄C-BN-SiC-Al₂O₃ და B₄C-SiC-BN-TiC-Al₂O₃ სისტემების ბაზაზე მიღებული კომპოზიტების გამოყენების სფეროს დადგენა

დასახული ძირითადი მიზნის განსახორციელებლად, საწყის კომპონენტებზე ისეთი ნივთიერებები გვქონდა აღებული, რომლებიც გამოირჩევა მაღალი ლღობის ტემპერატურით, სიმტკიცით მაღალი ტემპერატურის პირობებში, მხურვალმედველობით, მაღალი ცვეთამედველობით, ქიმიური მდგრადობით, მდგრადობით გამღვალი ლითონების მიმართ და სხვა. გარდა საერთო ერთნაირი თვისებებისა, თითოეულ კომპონენტს კიდევ თავისი დამახასიათებელი, ტექნიკური საუკეთესო თვისებები აქვს, მაგ., B₄C, გარდა ზემოთ ჩამოთვლილი თვისებებისა, ხასიათდება მაღალი აბრაზიული

თვისებებით, აქვს ნეიტრონების შთანქმის დიდი განივიკვეთი, რაც განაპირობებს ჩვენ მიერ მიღებული კომპოზიტების გამოყენების შესაძლებლობას ნეიტრონების შთანთქმელად ატომურ ტექნიკაში.

SiC გამოირჩევა მაღალი აბრაზიულობითა და თერმული მდგრადობით. TiC გამორჩეულია სისალითა და ცვეთადეგობით, ასევე BN. რაც შეეხება კორუნდს – Al_2O_3 , გარდა ყველა ზემოთ ჩამოთვლილი თვისებისა, იგი გამოირჩევა კოროზიის მიმართ მაღალი მდგრადობით. თითოეულ ამ კომპონენტს თავისი წვლილი შეაქვს მათ ბაზაზე მიღებული კომპოზიტების საუკეთესო თვისებების ჩამოყალიბებაში, რაც ნათლად გამოჩნდა მიღებული კომპოზიტების თვისებების შესწავლისას. 2.3 ცხრილში მოცემულია კომპოზიტების ქიმიური შედგენილობები, ხოლო 4.4-4.8 ცხრილებში მათი თვისებები ოთახის ტემპერატურაზე და მაღალი ტემპერატურის პირობებში.

როგორც ცხრილებიდან ჩანს, ტემპერატურის მომატებით კომპოზიტების სისალე მცირედ იკლებს, მაგრამ 800°C-ზეც საკმაოდ მაღალია, რაც შეეხება სიმტკიცის ზღვარს ღუნვისას ტემპერატურის მომატებით 400°-მდე ეს მაჩვენებელი მცირედ იმატებს კიდეც, რაც გამოწვეულია ნაწი-

ლობრივი პლასტიკური დეფორმაციით, შემდგომ კი როდესაც პლასტიკური დეფორმაციის სიდიდე უფრო იმატებს მექანიკა ეცემა, მაგრამ 1000°C-ზე ჯერ კიდევ ინარჩუნებს თავდაპირველ სიმტკიცეს (ცხრილი 4.8) აღნიშნული კომპოზიტების თერმომედეგობის შესწავლისას 800°C ღუმელში და 15°C წყალში, აღნიშნული კომპოზიტების ყველა ნიმუშმა ყოველგვარი ბზარისა და დეფორმაციის გარეშე გაუძლო 20 ციკლს.

4.8. მარკეტინგული კვლევა

მიღებული კომპოზიტების (ცხრილი 4.3) თვისებებიდან გამომდინარე (ცხრილი 4.4–4.8) შეიძლება დავასკვნათ, რომ შერჩეული კონფიგურაციისა და საექსპლუატაციო რეჟიმის პირობებში, აღნიშნული მასალები შესაძლებელია გამოყენებულ იქნეს ტექნიკის სხვადასხვა დარგში. გაზოტურბინების ფრთების, როტორების, მაღალტემპერატურული მანქანა-დანადგარების დეტალების, რაკეტების თავის, საქშენების, ტურბინების დისკების დასამზადებლად, ნეიტრონების მშთანთქმელად ატომურ ტექნიკაში, რაკეტის ელემენტთა დაცვისათვის, მფრინავი აპარატების ცხელ კვანძებში, ბალისტიკური ჯავშანისა და კონტეინერების ამონაგებისათვის რადიოაქტიური ნარჩენების შესანახად.

საცდელი ნიმუშები გამოიცადა შედარებით მაღალი ტემპერატურისა ($\approx 800\text{--}900^\circ\text{C}$) და ცვეთის პირობებში. ამ პირობებში საჭრისები მუშაობს სხვადასხვა ძნელად დასამუშავებელი მასალის დამუშავებისას, მაგალითად ნაწრობი ფოლადის, ლეგირებული თუჯის დეტალების ჭრით და მუშავებისას.

დამზადებულ იქნა მართკუთხა პარალელები ფორმის ნიმუშები ზემოთ აღწერილი ტექნოლოგიით. მიღებული შემცხვარი მასალიდან დამზადდა შემდეგი გეომეტრიის საჭრისები: $\varphi=450$; $\varphi_1=200$; $\alpha=\alpha_1=80$; $\gamma=0^\circ$. აღნიშნული საჭრისები გამოიცადა ლეგირებული თუჯის დასამუშავებლად, სახარატო ჩარხზე 1K62, შემდეგი ჭრის რეჟიმის პირობებში: ჭრის სიღრმე $t=1,0\text{mm}$; მიწოდება $S=0.21$ მმ/ზრ. ცვეთის კრიტერიუმად აღებული იყო ცვეთა საჭრისის უკანა წახნაგზე $h=0,3\text{mm}$, რაც სუფთა ახარატების მოთხოვნებს შეესაბამება. მედეგობის ცდები ჩატარდა ჭრის სიჩქარეთა გარკვეულ დიაპაზონში.

ცდების შედეგების გაანალიზებით დადგინდა, რომ ოპტიმალური შედეგების მიღებისათვის კომპოზიტების თვისებები განაპირობებს მათი გამოყენების შესაძლებლობას მაღალი ტემპერატურისა და ცვეთის პირობებში ექსპლუატაციისათვის, მაგალითად კოსმოსური აპარატებისა და სხვა მსგავსი მანქანების მშრალი ხაზუნის საკისარებში ე.წ. თვით შემზეთი საკისარები.

ბორის კარბიდში B^{11} იზოტოპის გამოყენებისას, აღნიშნული კომპოზიტები შეიძლება გამოყენებულ იქნეს ატომურ რეაქტორებში ნეიტრონების ამრეკლებად.

N20 და K6 კომპოზიტები, დაბალი სიმკვრივისა და შედარებით მაღალი სიმტკიცის გამო, რეკომენდებულია ინდივიდუალური და თვითმფრინავების კაბინების ჯავშნების დასამზადებლად, ხოლო კომპოზიტები N19; N22 და K5, სადაც შეცხოების პროცესში სხვა ფაზებთან ერთად TiB₂-იგ წარმოიქმნება, მძიმე ჯავშან-ტრანსპორტიორების ჯავშნის დასამზადებლად. საჯავშნე ფილებზე მოთხოვნილების დაკმაყოფილება ხდება სხვადასხვა ქვეყნიდან შემოხიდილი მასალებით, მაგალითად ინდოეთიდან შემოაქვთ ფოლადისა და შემცხვარი ალუმინის ოქსიდის ბაზაზე დამზადებული საჯავშნე ფილები, რომლებიც ხშირად დაზზარული და დეფორმირებულია.

მიღებული კომპოზიტები გამოიყენება აგრეთვე როგორც მჭრელი მასალა ძნელად დასამუშავებელი მასალების დასამუშავებლად: ლეგირებული თუჯის, ნაწრთობი ფოლადისა. ამ მასალებზე მოთხოვნილება საქართველოს პირობებში არსებობს, მაგრამ ისინი უცხოეთიდან შემოაქვთ.

დასკვნა

1. მიღებულია მაღალი მოდულური თვისებების მქონე კომპოზიტები B₄C-SiC-TiC-Al₂O₃, B₄C-BN-SiC-Al₂O₃ და B₄C-SiC-BN-TiC-Al₂O₃ სისტემების ბაზაზე.

2. შესწავლილია კომპოზიტების ფიზიკურ-ტექნიკური თვისებები მაღალი ტემპერატურის პირობებში. მიღებული კომპოზიტების სისალე 800°C-ზე 11–13გპა-ს შეადგენს, სიმტკიცის ზღვარი ღუნვაზე 1000°C ტემპერატურაზე თითქმის იგივეა, რაც ოთახის ტემპერატურაზე – 340-390მპა.

3. დადგენილია, რომ მიღებული კომპოზიტები დეფორმაციისა და ზზარების გარეშე უძლებს თერმულ დარტყმებს: 800°C –წყალი, 20-ზე მეტ ციკლს, მაშინ, როცა ტექნიკურმა ფაიფურმა მხოლოდ 5 ციკლს გაუძლო.

4. გამოცდილია ნიმუშები მაღალი ტემპერატურისა (=800–900°C) და ცვეთის პირობებში. ამ პირობებში მუშაობს საჭრისები სხვადასხვა ძნელად დასამუშავებელი მასალის ჭრით დამუშავებისას.

აღნიშნული საჭრისები გამოიცადა ლეგირებული თუჯის დასამუშავებლად, სახარატო ჩარხზე 1K62, შემდეგი

ჭრის რეჟიმის პირობებში: ჭრის სიღრმე $t = 1,0 \text{ mm}$; მიწოდება – $S = 0.21 \text{ მმ/ზრ. ცვეთის კრიტერიუმად აღებული იყო ცვეთა საჭრისის უკანა წახნაგზე} - h = 0,3 \text{ მმ}$, რაც სუფთად ახარატების მოთხოვნებს შეესაბამება. მედეგობის ცდები ჩატარდა ჭრის სიჩქარეთა გარკვეულ დიაპაზონში. ცდის შედეგების მიხედვით საკვლევი კომპოზიტების მედეგობა არ ჩამოუვარდება სტანდარტულ მჭრელ მასალა "სილინიტ- P "- ს.

5. ცდების შედეგების გაანალიზებით დადგენილია, რომ ოპტიმალური შედეგნილობის კომპოზიტების თვისებები განაპირობებს მათი გამოყენების შესაძლებლობას მაღალი ტემპერატურისა და ცვეთის პირობებში ექსპლუატაციისათვის, მაგალითად კოსმოსური აპარატებისა და სხვა მსგავსი მანქანების მშრალი ხახუნის საკისარებში ე.წ. თვით შემუთი საკისარები.

6. ზორის კარბიდში B^{11} იზოტოპის შემთხვევაში, აღნიშნული კომპოზიტები შეიძლება გამოყენებულ იქნეს ატომურ რეაქტორებში ნეიტრონების ამრეკლებად.

7. რეკომენდებულია $N20$ და $K6$ კომპოზიტები, მათი დაბალი სიმკვრივისა და შედარებით მაღალი სიმტკიცის

გამო, ინდივიდუალური და თვითმფრინავების კაბინების ჯავშნების დასამზადებლად, ხოლო კომპოზიტები $N19$; $N22$ და $K5$ – მძიმე ჯავშან-ტრანსპორტიორების ჯავშნის დასამზადებლად. საჯავშნე ფილებზე მოთხოვნილების დაკმაყოფილება ხდება სხვადასხვა ქვეყნიდან შემოზიდული მასალებით.

8. მიღებული კომპოზიტები გამოიყენება აგრეთვე, როგორც მჭრელი მასალა მწელად დასამუშავებელი მასალების ტექნოლოგიაში: ლეგირებული თუჯის, ნაწრთობი ფოლადის და სხვა. ამ მასალებზე მოთხოვნილება საქართველოს პირობებში არსებობს და ისინი უცხოეთიდან შემოაქვთ.

ლიტერატურა

- 4.1. Z. Kovziridze , G.Tabatadze, N.Kiknadze. Nanoceramic composite in Al_2O_3 -TiC-TiN system.// 12th Conference of the European Ceramic Society, Stockholm, Sweden, June 19-23, 2011.p.
- 4.2. ზ. კოვზირიძე, ნ. კიკნაძე, გ. ტაბატაძე. კომპოზიტების მიღება Al_2O_3 -TiC-TiN სისტემის ბაზაზე // საქართველოს კერამიკოსთა ასოციაციის ჟურნალი “კერამიკა”, 2(25), 2011, გვ. 10-13.
- 4.3. Z. Kovziridze , Z. Mestvirishvili, N. Jalabadze, G. Tabatadze. B₄C and Al₂O₃ based composites//2nd International Conference for Students and Young Scientists on Materials Processing Science, Tbilisi, Georgia, 10-13 October 2012.
- 4.4. Z. Kovziridze , N.Nizharadze, G.Tabatadze, E.Nikoleishvili, Z.Mestvirishvili, V.Kinkladze. Multifunctional hetero-modulus composites in the B₄C-BN-TiC-SiC-C system// Journal of the European Ceramic Society, Elsevier, vol.31, issue 10, September 2011, p.1921-1926.
- 4.5.Z. Kovziridze, N. Kiknadze, J.G. Hainrich, R. Goerke, G. Tabatadze. STRUCTURAL RESEARCH OF Al_2O_3 -TiC SYSTEM NANOCERAMIC COMPOSITE MATERIAL.// 1st International Conference for Students and Young Scientists on Materials Processing Science,Tbilisi, Georgia 10-13 October 2010, საქართველოს კერამიკოსთა ასოციაციის ჟურნალი “კერამიკა”, 1(24), 2011, გვ. 66-72.

თავი 5. მაღალცეცხლგამძლე და აგრესიული მედიების მიმართ მედეგი ნანოკომპოზიტის მიღება სილიციუმის კარბიდისა და სილიციუმის ნიტრიდის ბაზაზე, თერმული და გაზოთერმული დატვირთვების პროცესებში სამუშაოდ და გამლდვალ მეტალებში მრავალჯერადი ხანმოკლე ექსპლუატაციისათვის

5.1. კომპოზიტის მიღება სილიციუმის კარბიდის ბაზაზე სილიციუმის ნიტრიდისა და ოქსინიტრიდის შემკვრელით

სილიციუმის კარბიდი სილიციუმის ნიტრიდის შემკვრელით მიიღება სილიციუმის კარბიდის, სილიციუმისა და ცეცხლგამძლე თიხის ნარევის გამოწვით გასუფთავებულ აზოტის არეში 1420°C ტემპერატურაზე. ცნობილია სილიციუმის კარბიდის კერამიკა სხვა სახის შემკვრელებით: ოქსინიტრიდული, ალუმინსილიკატური, კაჟმიწოვანი, კომპლექსური და სხვა. ცნობილია სილიციუმის კარბიდის ბაზაზე მასალათა მიღების ცამეტი ტექნოლოგიური მეთოდი. კომპლექსური შემკვრელით შეიძლება შეიცავდეს სილიციუმის ნიტრიდს – Si_3N_4 , ოქსინიტრიდს – Si_2ON_2 , $oxisids-SiO_2$ და სხვა. კომპლექსური შემკვრელის შემადგენელი კომპონენტების წარმოქმნა დამოკიდებულია როგორც აღებული ნარევის

შედგენილობაზე, ისე ნიმუშების დაყალიბების წნევაზე, აზოტირების პროცესის წარმართვასა და გამოწვის რეჟიმზე.

მაღალცეცხლგამძლე კომპოზიტის მისაღებად სილიციუმის კარბიდის ბაზაზე რეაქციული შეცხოვის მეთოდით, საწყისი ნედლეულის სახით შევარჩიეთ შავი ფერის სოლიციუმის კარბიდი, მარკა 53 (გოსტი 26327-84), კრისტალური სილიციუმი, მარკა Kp-1 (გოსტი 2169-69) და ჩასოფიარის საბადოს (უკრაინა) ცეცხლგამძლე თიხა, მარკა P-1. მათი ქიმიური და მინერალოგიური შედგენილობები მოცემულია 5.1–5.3 ცხრილებში.

ცხრილი 5.1

**სილიციუმის კარბიდის ქიმიური
შედგენილობა**

ქიმიური შედგენილობა, მას. %.								
SiC	მინარევეები, მას. %.							
	Fe	Al	Mg	Zr	Ti	Ca	Cr	Cu
98,25	0,15	0,18	0,50	0,30	0,25	0,20	0,13	0,04

ცხრილი 5.2

**სილიციუმის
ქიმიური შედგენილობა**

ქიმიური შედგენილობა, მას. %.			
Si	მინარევეები, მას. %.		
	რკინა	ალუმინი	კალციუმი
98,85	0,6	0,5	0,05

ცხრილი 5.3

**ჩასოფიარის საბადოს თიხის
მინერალოგიური შედგენილობა (მას. %)**

ლევგიტი	ქარსი	კაოლინიტი	კვარცი	რუტილი	ნარჩენი
0,12-0,34	25,59-32,53	44,28-48,26	15,17-27,33	1,22-1,33	1,70-2,55

სილიციუმის კარბიდი, კრისტალური სილიციუმი და თიხა დაამსხვრიეს ყბებიან მსხვრევანაში და დაფქვეს სველი

მეთოდით ბურთულებიან წისქვილში 20 საათის განმავლობაში.

ნარეკები მოამზადეს სილიციუმისა და თიხის სხვადასხვა თანაფარდობით. ნარეკების მატერიალური შედგენილობები მოცემულია 5.4 ცხრილში.

ცხრილი 5.4

კაზმის მატერიალური შედგენილობა

ნიმუშის ინდექსი	მატერიალური შედგენილობა, მას. %		
	SiC	Si	ჩასოვიარის თიხა
SK ₁	75	20	5
SK ₂	75	15	10
SK ₃	75	13,5	11,5

თითოეული ნარევი მოამზადეს მოცემული თანაფარდობით აღებული კომპონენტების შერევით. შემდეგ დაანესტიანეს თითოეული ნარევი 10% წყლის დამატებით და ნახევრად მშრალი დაწნეხის მეთოდით დააყალიბეს ნიმუშები – ცილინდრები, ზომით d-15mm, h-20mm. დაწნეხის წნევა 20 მპა შეადგენდა.

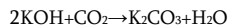
გამოწვა ჩატარდა ღუმელში სილიციუმის კარბიდის გამაზურებლებით 1420°C ტემპერატურაზე აზოტის გარე-

მოში, ბოლო ტემპერატურაზე – ერთსაათიანი დაყოვნებით. SiC სილიციუმის ნიტრიდის შემკვრელით მიღებისათვის გამოყენებულ იქნა გასუფთავებული აზოტი. ოპტიმალური შედგენილობის მისაღებად ყველა ნიმუში გამოიწვა ერთნაირ პირობებში და შემოწმდა მათი ფიზიკურ-ტექნიკური თვისებები. შედეგები წარმოდგენილია 5.5 ცხრილში.

ცეცხლგამძლე კომპოზიტის მისაღებად სილიციუმის კარბიდის ბაზაზე სილიციუმის ნიტრიდის შემკვრელით ერთი აუცილებელი პირობა გამოყენებული აზოტის მინარევებისაგან გასუფთავება. ამისათვის საჭიროა სპეციალური აპარატურის გამოყენება. აზოტის თანმხლები მინარევებიდან განსაკუთრებით არასასურველია ჟანგბადი, ასევე – აზოტის ოქსიდები და ნახშირბადის დიოქსიდი.

აზოტის გასუფთავება შემდეგნაირად ხდება: ბალონიდან გამოსული აზოტი ჯერ გაივლის 600–700°C-ზე გახურებულ მილისებრ ღუმელში, რომელშიც მოთავსებულია კვარცის მილი სპილენძის ბურბუშელით. მასში ხდება აზოტის ოქსიდებისა და ნაწილობრივ ჟანგბადისაგან გასუფთავება. შემდეგ აზოტი გაივლის სპეციალურ მინის სამჭურჭელში, რომლებშიც ჩასხმულია ამონიუმის ქლორიდის ამიაკიანი ხსნარი. მათში მოთავსებულია სპილენძის ბურ-

ბუშელა. ჟანგბადის შთანთქმისას ხსნარი ლურჯდება. ბოლო მესამე ჭურჭელი საკონტროლოა, მისი გალურჯებისთანავე ხსნარი სამივეში ჭურჭელში უნდა შეიცვალოს. ჟანგბადისაგან გათავისუფლებულ აზოტს გაატარებენ კალიუმის ტუტის ხსნარში ნახშირბადის დიოქსიდის მოსაშორებლად. კალიუმის ტუტით CO₂-ის შთანთქმისას მიმდინარეობს რეაქცია:



აქ გამოყოფილი წყლის ორთქლის შთანთქმა ხდება კონცენტრირებული გოგირდმჟავით, რომელიც დრექსელშია ჩასხმული. წარმოების პირობებში ასეთი აპარატურის დამონტაჟება დიდ სიძნელებთანაა დაკავშირებული და ძვირად ღირებულია. აქედან გამომდინარე, საინტერესო იყო გაუსუფთავებელი (ტექნიკური) აზოტის გარემოში მიღებული იგივე შედგენილობის კომპოზიტის შესწავლა.

ტექნიკური აზოტის გარემოში კომპოზიტის მისაღებად იგივე შედგენილობისა (ცხრილი 5.3, 5.4) და წნეხის მეთოდით დაყალიბდა ნიმუშები. გასუფთავებული და გაუსუფთავებელი აზოტის გარემოში მიღებული კომპოზიტების ფიზიკურ-ტექნიკური მახასიათებლების შესწავლის შედეგები წარმოდგენილია 5.5 ცხრილში.

ცხრილიდან ჩანს, რომ უკეთესი შედეგები მიიღება სილიციუმ-თიხის თანაფარდობისას 13,5:11,5, SK3-ის შემთხვევაში. ამ თანაფარდობისას ოპტიმალური შედგენილობის ნიმუშებია მიღებული როგორც გასუფთავებული, ისე ტექნიკური აზოტის არეში ნიმუშების გამოწვისას, ე.ი. ორივე შემთხვევაში კაზმის ოპტიმალური შედგენილობაა (მას.%): სილიციუმის კარბიდი - 75; სილიციუმი - 13,5; თიხა - 11,5. ამასთანავე სხვა მახასიათებლებიც არ განსხვავდება ერთმანეთისაგან. ამის გამო, ჩვენი ძირითადი კვლევები გაგრძელდა კომპოზიტის მისაღებად ტექნიკური აზოტის გარემოში გამოწვით, რადგან საწარმოო თვალსაზრისით აზოტის გასუფთავება დიდ სიძნელებთანაა დაკავშირებული.

შესწავლილ იქნა სილიციუმის კარბიდის, სილიციუმის და ცეცხლგამძლე თიხის ნარევის ტექნიკური აზოტის არეში გამოწვისას მიმდინარე ქიმიური პროცესები, დადგინდა მიღებული შემკვრელის სახეობა და შედგენილობა.

ნედლეულების ქიმიური შედგენილობები მოცემულია 5.1-5.3 ცხრილებში.

მასალათა ფიზიკურ-ტექნიკური
მახასიათებლები

SK ₃	SK ₂	SK ₁	ნომბრის ინდექსი	გასუფთავებული აზოტი				ტექნიკური აზოტი				
				სისტემის ზღვარი კუმების, თ, მს	ლა ფორა- ნობა, II, %	მომწვევებითი სიმკვრივე ρ _მ , გ/მ ³	თერმული მდგომარეობა (850°C - წყალი), თბოცვლა	სისტემის ზღვარი კუმების, თ, მს	ლა ფორიანობა, II, %	მომწვევებითი სიმკვრივე ρ _მ , გ/მ ³	თერმული მდგომარეობა (850°C- წყალი), თბოცვლა	
130,80	112,20	100,00										
18,10	18,76	19,89										
2,60	2,35	2,20										
25	24	20										
125,20	118,08	115,32										
17,97	18,67	19,68										
2,68	2,30	2,22										
25	25	20										

ექსპერიმენტის შედეგად ოპტიმალური შედგენილობის მიხედვით აღებულ იქნა სილიციუმის კარბიდი, კრისტალური სილიციუმი და ჩასოფ-იარის საბადოს თიხა. მომზადდა ნარევეები, რომლებისგანაც დაყალიბებული ნიმუშები – ცილინდრები, ზომით $d - 15$ მმ, $h - 20$ მმ გაშრობის შემდეგ გამოიწვა ჟანგბადისაგან გაუსუფთავებელი (ტექნიკური) აზოტის გარემოში 1000; 1100; 1200 და 1300°C ტემპერატურებზე. საბოლოო ტემპერატურაზე დაყოვნების დრო 2 საათს შეადგენდა.

კვლევის მიზანი იყო ტექნიკური აზოტის შედგენილობაში შემავალი ჟანგბადის გავლენის გარკვევა კომპოზიტის მიღებისას მიმდინარე ფიზიკურ-ქიმიურ პროცესებზე და, შესაბამისად, მიღებული შემკვრელის სახეობის დადგენა.

ნიმუშების შესწავლა მოხდა მიკროსკოპული და რენტგენოლუკური ანალიზით (დანადგარი DPOH- 3).

დადგინდა, რომ 1000–1100°C- ზე გამოიწვევარი ნიშნუშები ხასიათდებჲა დაბალი სიმტკიცითი და მათი ზედჲპირი სუფთჲა. მიკროსკოპული აღწერის მიხედვით ისინი ძირითა- დად აგებულია სილიციუმის კარბიდის მაღალი რელიე- ფური მარცვლებისაგან, ზომით 20–70 მიკრონი. მისი შემა-

კავშირებული კომბინირებული მასა აგებულია კრისტალური სილიციუმის ნაწილაკებისა და ამორფიზებული ცეცხლგამძლე თიხის ნარევისაგან, რომელიც მიკროსკოპის ორმაგი სხივის მოქმედებისას იზოტროპიულობით გამოირჩევა.

5.1 სურ-ზე მოცემულია ამავე ნიმუშების რენტგენო-ფაზური ანალიზის შედეგები. დიფრაქტოგრამებიდან ნათლად ჩანს, რომ ფაზური გარდაქმნის პროცესები უფრო მიმართულია ჟანგვისაკენ, რის გამოც დიფრაქციული მაქსიმუმები ხასიათდება არეკვლის შემდეგი რეფლექსებით: α -SiC (სილიციუმის კარბიდი) d_{hkl} - 2.625-2.627; 2.573; 2.511-2.515; 2.360; 2.180; 1.539Å; კრისტალური სილიციუმი d_{hkl} - 3.130; 1.909-1.910; 1.635; SiO₂ Å; (კვარცი) d_{hkl} - 3.34; 2.28; 2.45; 1.815Å და ნარჩენი მასალა – ამორფიზებული თიხა.

როგორც დიფრაქციული არეკვლის მაქსიმუმიდან ჩანს, აზოტის არეში 1000°C-ზე გამოძწვარი ნიმუშების შემადგენელი კომპონენტები ერთმანეთთან არ რეაგირებს და უცვლელია, რის გამოც ზედაპირი სუფთაა და ადვილად მსხვრევადი. 1100°C-ზე გამოძწვარი ნიმუშის დიფრაქციული არეკვლის მაქსიმუმები (სურ. 5.12) უფრო მიმართულია კრისტალური სილიციუმის ჟანგვისაკენ, რის გამოც, დამახასიათებელი ხაზის d_{hkl} 3.13Å ინტენსიურობის შემცირებასთან ერთად, ჩნდება ახალი წარმონაქმნი $d_{hkl}=4.09$ Å – რეფლექსის შესატყვისი α – კრისტოზალიტი, რომლის ინტენსიურობა გამოწვის ტემპერატურის 1200°C-მდე ამაღლებით კიდევ უფრო ძლიერდება და $d/n=4.09$ Å უდრის (სურ. 5.13).

როგორც ჩანს, კრისტალური სილიციუმის ჟანგვა α კრისტოზალიტის წარმოქმნით მიმდინარეობს ტექნიკური აზოტის შემცველი ჟანგბადის ხარჯზე. 1300°C-ზე გამომწვარ ნიმუშში ეს პროცესი უკვე შემცირებულია, რის გამოც მისი მოქმედება წარმართულია სილიციუმის ოქსინიტრიდის წარმოქმნისაკენ. Si₃ON₂-ის წარმოქმნა, როგორც 5.13-4 სურდან ჩანს, 1200°C-ზე იწყება და 1300°C-ზე შეინიშნება დიფრაქციული არეკვლის რეფლექსებით: d_{hkl} – 4.70; 4.41-4.43; 3.34-3.35; 2.414-2.420Å.

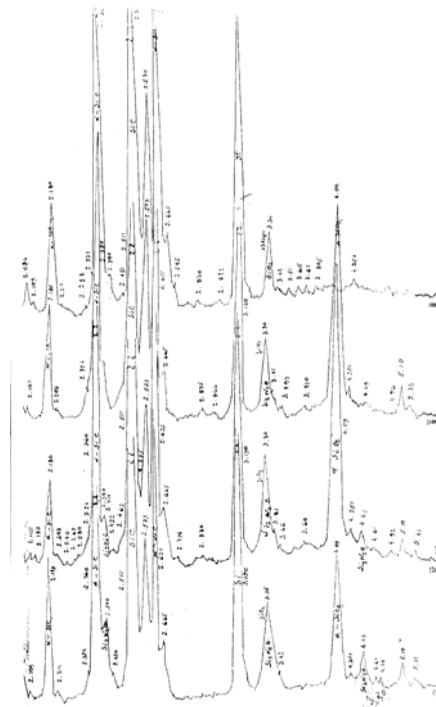
სილიციუმის ოქსინიტრიდის წარმოქმნის პროცესი გამოსახება შემდეგი რეაქციით:



მიკროსკოპული აღწერის მიხედვით 1200—1300°C-ზე გამოძწვარი ნიმუშები საკმაო სიმტკიცისაა და მათ ზედაპირზე შეიმჩნევა თხელი მინისებრი აფსკის წარმოქმნა, ზოგჯერ თეთრი ხორკლისებრი გამონაყოფებით. მიკროს-

კოპის გამავალი სხივის მიხედვით ნიმუში შედგება მოლურჯო ფერის მაღალრელიეფური სილიციუმის კარბიდის კრისტალებისაგან, რომელიც იგივე ზომისა და რაოდენობისაა, როგორც 1000–1100°C-ზე გამოშვარ ნიმუშებში. SiC-ს შემკვრელის მასა აგებულია სილიციუმის ოქსინიტრიდისა და გამოშვარი ჩასოფ-იარის თიხის ფაზური გარდაქმნის შედეგად მიღებული პროდუქტებისაგან, რომელიც მიკროსკოპის გადაჯვარედინებისას ქმნის აგრეგირებულად პოლარიზებულ უწყვილეს მარცვლოვან მასას. თიხა 1200–1300°C-ზე ქმნის მინისებრ ფაზას და მულიტის ახალ წარმონაქმნებს, რომლის დიფრაქციული არეკვლის მაქსიმუმებიდან აღინიშნება მულიტი d_{hkl} – 3.41-3.42; 2.208-2.214; 5.37-5.41Å.

ამრიგად, ტექნიკური აზოტის არეში ზემოთ აღნიშნული ნარევის გამოწვისას მიიღება სილიციუმის კარბიდის ცეცხლგამძლე კომპოზიტი კომპლექსური: ოქსინიტრიდული, ალუმინსილიკატური და კაჟმიწოვანი შემკვრელით, რომლის ძირითადი კომპონენტი სილიციუმის ოქსინიტრიდია – Si_3N_4 .



სურ. 5.1. 1000–1300°C-ზე ტექნიკური აზოტის არეში გამოშვარი სილიციუმის კარბიდის, სილიციუმისა და ცეცხლგამძლე თიხის ნარევის დიფრაქტოგრამები:
1 – 1000°C; 2 – 1100°C; 3 – 1200°C; 4 – 1300°C

5.2. Al_2O_3 ნანოფხვნილის გავლენა კომპოზიტის თვისებებსა და გამოწვისას მიმდინარე პროცესებზე

ახალ წარმონაქმნს აქვს მაღალი მედეგობა აგრესიული მედიების მიმართ და დაბალი თერმული გაფართოების კოეფიციენტი $\alpha_{20-900}=2,3 \cdot 10^{-6}$, რაც გარკვეულწილად განაპირობებს ამ ფაზის შემცველი მასალის მაღალკოროზიულ მედეგობას გამლღვალ მეტალებში.

ძირითადი მიზანი იყო კომპოზიციაში ზემოთ აღნიშნულ კომპონენტებთან ერთად, Al_2O_3 ნანოფხვნილის შეყვანით კომპოზიტის თვისებების გაუმჯობესება. შესწავლილ იქნა შემკვრელის მიღებისას მიმდინარე ქიმიური პროცესები და გამოწვის რეჟიმის გავლენა წარმოქმნილი შემკვრელის შედგენილობაზე.

ექსპერიმენტისათვის შეირჩა სილიციუმის კარბიდი (გოსტი 26327), კრისტალური სილიციუმი, მარკა Kp-1 (გოსტი 2169 - 69), ჩასოვ-იარის (უკრაინა) საბადოს ცეცხლგამძლე თიხა, მარკა P – 1 და ალუმინის ოქსიდი, მარკა GT3000SG ალუმინის ოქსიდი გერმანული ფირმა „ALCOA“-ს წარმოების პროდუქტია, რომლის კუთრი ზედაპირია $BET=7,1 \text{ მ}^2/\text{გ}$, პირველადი მარცვლების საშუალო ზომა D

$5O=0$, 435 მკმ, რომელთა შედგენილობა მოცემულია 5.1-5.3 ცხრილებში.

შესწავლილია Al_2O_3 -SiC და Al_2O_3 -Si-ის თანაფარდობათა ცვლილებით მიღებული ნიმუშების თვისებები, წარმოქმნილი შემკვრელის სახეობა და მისი შედგენილობა. ნარევის შედგენილობები Al_2O_3 -SiC-ს თანაფარდობათა ცვლილებებისას. ზოგიერთი მახასიათებელი წარმოდგენილია 5.6 ცხრილში.

ცხრილი 5.6

**კაზმის შედგენილობები და მიღებული კომპოზიტების
ზოგიერთი მახასიათებელი**

ნიმუშის ინდექსი	მატერიალური შედგენილობა, მას.%				სიმტკიცის ზღვარი კუმულურად, ოკ, მპა	ლია ფორი- ანობა, Π, %	მოწვევებითი სიმკვრივე, ρ _თ , გ/სმ ³
	SiC	Al_2O_3	Si	ჩასოვ- იარის თიხა			
KA-1	30	45	13	12	146.6	18.50	2.62
KA-2	40	35	13	12	160.5	12.10	2.80
KA-3	50	25	13	12	258.8	3.70	3.36
KA-4	60	15	13	12	120,0	18.80	2.25

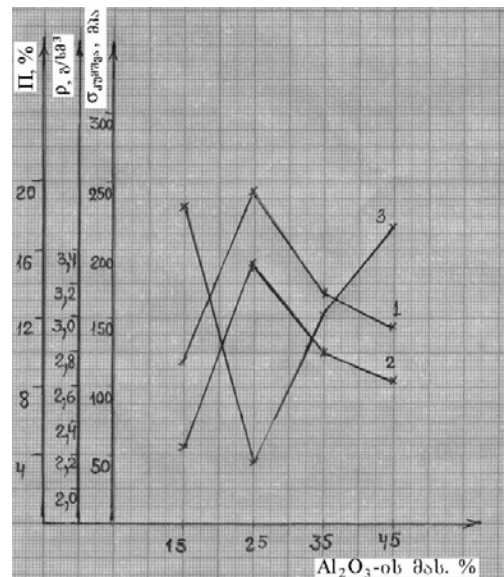
ნარეგები მოამზადეს სილიციუმის კარბიდის, სილიციუმის, ცეცხლგამძლე თიხისა და ალუმინის ოქსიდისაგან, დაანესტიანეს 10%-მდე წყლის დამატებით და ნახევრად მშრალი მეთოდით დააყალიბეს ნიმუშები – ცილინდრები, ზომებით: $d - 15$ მმ, $h - 15$ მმ. შრობის შემდეგ ნიმუშები გამოწვეს აზოტის გარემოში. გამოწვის ტემპერატურა 1420°C შეადგენდა, ბოლო ტემპერატურაზე დაყოვნება 1 საათს. ტემპერატურის აწევის სიჩქარე - $250^{\circ}\text{C}/\text{sT}$.

მზა ნიმუშები შეისწავლეს სტანდარტული მეთოდების გამოყენებით. განსაზღვრეს ღია და საერთო ფორიანობა, სიმკვრივისა და კუმშვაზე სიმტკიცის ზღვარი.

მიღებული შედეგები მოცემულია 5.6 ცხრილში.

5.2 სურ-ზე წარმოდგენილია კუმშვაზე სიმტკიცის ზღვრის, ფორიანობისა და მოჩვენებითი სიმკვრივის დამოკიდებულება საწყის ნარეგში შეყვანილი Al_2O_3 -ის რაოდენობაზე.

მოყვანილი მონაცემებიდან ჩანს, რომ უკეთესი შედეგები მიღებულია KA-3 შედგენილობის ნიმუშების გამოცდისას, სადაც სიმტკიცის ზღვარი კუმშვისას შეადგენს 258,8 მპა-ს, ხოლო საერთო ფორიანობა – 3,7%-ს.



სურ. 5.2. კუმშვაზე სიმტკიცის ზღვრის (1), მოჩვენებითი სიმკვრივის (2) და ფორიანობის (3) დამოკიდებულება კომპოზიტში შეყვანილი Al_2O_3 -ის მასურ წილზე

5.2 სურ-ის თანახმად, ნიმუშების სიმტკიცის ზღვარი კუმშვისას (1), სიმკვრივე (2) და ფორიანობა (3) დამოკიდებულია მასაში Al_2O_3 -ის რაოდენობაზე. აღსანიშნავია ის, რომ 15% Al_2O_3 დამატება $SiC-Al_2O_3$ -ის კომპოზიციაში არ ცვლის ტექნიკურ მახასიათებლებს და თითქმის იგივეა, როგორც SiC -ს კომპლექსური შემკვრელით. 25% Al_2O_3 -ის დამატება მკვეთრად ცვლის შედეგებს. შემდეგი ზრდისას მნიშვნელოვნად მცირდება σ კუმშვა და სიმკვრივე, იზრდება ფორიანობა. 35-დან 45%-მდე Al_2O_3 -ის დამატებისას ასეთი მკვეთრი ცვლილება არ შეინიშნება.

მიღებული ოპტიმალური შედგენილობის ნიმუშის ფაზური შედგენილობის გასარკვევად და წარმოქმნილი შემკვრელის სახეობის დასადგენად ჩატარდა რენტგენოსტრუქტურული ანალიზი. სწორი ანალიზისათვის საჭირო იყო განსაზღვრულიყო აღწევდა თუ არა აზოტირების პროცესი ნიმუშის მთელ ფენაში, ამისათვის გადაღებულ იქნა შიგა და გარე ფენის დიფრაქტოგრამები $KA-3$ ნიმუშისათვის.

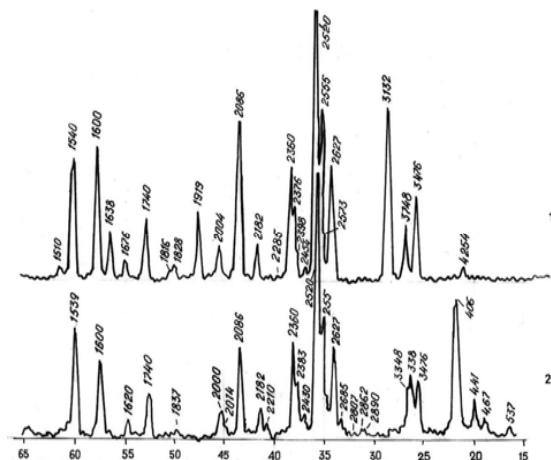
3.3 სურათიდან ჩანს, რომ ნიმუშის შიგა (1) და გარე (2) ნაწილის ფაზური შედგენილობა ერთნაირია და წარმოადგენილია შემდეგი ფაზებით: სილიციუმის კარბიდი d_{hkl} - 2.627; 2.52; 2.36; 2.182; 2.00; 1.539 Å. α - Al_2O_3 d_{hkl} - 3.476; 2.555;

2.376; 2.086; 1.74; 1.602 Å. მულიტი d_{hkl} - 3.38; 2.52; 2.42; 1.778; 2.208 Å და სილიციუმის ოქსინიტრიდი d_{hkl} - 4.70; 4.47; 3.38; 2.422; 2.302; 1.837 Å.

ეს იმის მიმანიშნებელია, რომ ნიმუშში აზოტირების პროცესი სრულად მიმდინარეობს. ამასთანავე დადგინდა, რომ წარმოიქმნა კომპლექსური სახის შემკვრელი, რომლის შემადგენელი ძირითადი კომპონენტებია მულიტი ($3Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$) და სილიციუმის ოქსინიტრიდი (Si_2ON_2). ამ მონაცემების შედარებით ჩვენ მიერ მიღებული სილიციუმის კარბიდის ცეცხლგამძლე კომპოზიტთან (SK), რომელიც არ შეიცავდა Al_2O_3 -ს ნათელია, რომ SiC კომპლექსური შემკვრელით შეიცავდა სილიციუმის ოქსინიტრიდს, მულიტს მცირე რაოდენობით და SiO_2 -ს, ე.ი. $SiC - Al_2O_3$ -ის კომპოზიტში ალუმინის ოქსიდის დამატებისას გამოირიცხა SiO_2 -ის ფაზური შემცველობა. ამის ნაცვლად გაიზარდა Si_2ON_2 -ისა და მულიტის რაოდენობა. დიფრაქტოგრამაზე (სურ. 5.3) დაფიქსირებულია მათი დამახასიათებელი ხაზები უფრო მაღალი ინტენსიურობით, რაც უდავოდ აისახა მიღებული კომპოზიტის თვისებებზე (ცხრილი 5.6).

$SiC-Al_2O_3$ -ის შემკვრელის შემადგენელი კომპონენტების წარმოქმნის ტემპერატურის დასადგენად იგივე ნარევისაგან

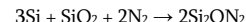
დამზადებული ნიმუშები გამოიწვა 1000 და 1200°C ტემპერატურაზე.



სურ. 5.3. 1000 და 1200°C-ზე გამომწვარი KA-3 ზედეგნილობის ნიმუშების დიფრაქტოგრამები: 1 – 1000°C; 2 – 1200°C

1000°C-ზე გამომწვარი ნიმუშის დიფრაქტოგრამაზე (სურ. 5.3) გამოკვეთილია სილიციუმის კარბიდის d_{hkl} - 2.627; 2.52; 2.36; 2.182; 2.00; 1.676; 1.54 Å; α - Al_2O_3 d_{hkl} - 3.476; 2.555; 2.376; 2.086; 1.74; 1.60 Å; კრისტალური სილიციუმის d_{hkl} - 3.132; 1.319; 1.638 Å; კვარცის (SiO_2) d_{hkl} - 4.254; 3.348; 2.454; 1.816 Å დამახასიათებელი ხაზები, ხოლო 1200°C-ზე გამომწვარი ნიმუშის დიფრაქტოგრამაზე დაფიქსირებულია წარმოქმნილი სილიციუმის ოქსინიტრიდის d_{hkl} - 4.67; 4.41; 3.348; 2.43; 2.086 Å და ბულიტის d_{hkl} - 3.43; 2.89; 2.52; 2.21; 1.83 Å რეფლექსები.

1000°C-ზე გამომწვარ ნიმუშში მიღებული SiO_2 , ნარევი შეყვანილი სილიციუმის ნაწილობრივი დაჟანგვის პროდუქტია, ტექნიკური აზოტის შემცველი ჟანგბადის ხარჯზე. სავარაუდოდ, 1200°C-ზე მიმდინარეობს შემდეგი სახის რეაქცია ოქსინიტრიდის წარმოქმნით:



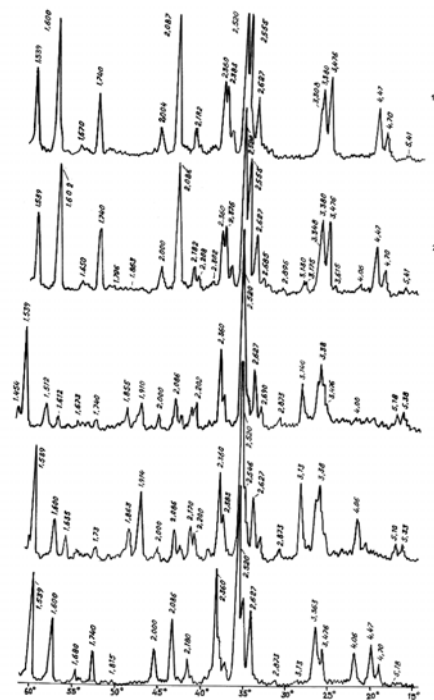
შემკვრელში კაჟმიწის (SiO_2) ნაცვლად ბულიტის გაზრდილი რაოდენობა განაპირობებს იმან, რომ Al_2O_3 -ის ნაწილი შეუკავშირდა SiO_2 -ს $3Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$ -ის წარმოქმნით.

ზემომოყვანილი მონაცემები მიღებულია ნიმუშების თერმული დამუშავების ისეთი რეჟიმის შემთხვევაში, რო-

დესაც აზოტი თავიდან ბოლომდე განუწყვეტლივ მიეწოდებოდა, ტემპერატურის აწევის სიჩქარე იყო 250°C/ სთ.

გამოწვის ოპტიმალური რეჟიმის დასადგენად კვლევა ჩატარდა თერმული დამუშავების სხვადასხვა რეჟიმით: აზოტის მიწოდების, ტემპერატურის აწევის სიჩქარისა და საბოლოო ტემპერატურაზე დაყოვნების დროის ცვლილებით. ნიმუშების გამოწვის სხვადასხვა რეჟიმი წარმოდგენილია 3.7 ცხრილში.

5.7 ცხრილში მოყვანილი სხვადასხვა რეჟიმით გამოიწვა ოპტიმალური KA-3 შედგენილობის ნიმუშები. რენტგენოსტრუქტურული ანალიზით შესწავლის შედეგად მიღებული დიფრაქტოგრამები მოცემულია 5.4–5.7 სურათზე.



სურ. 5.4. 1420°C- ზე თერმული დამუშავების სხვადასხვა რეჟიმით მიღებული KA-3 შედგენილობის ნიმუშების დიფრაქტოგრამები: 1. გამოწვის 1-ელი რეჟიმით მიღებული ნიმუშის შიგა ფენა; 2. გარე ფენა; 3. მე-3 რეჟიმით; 4. მე-5 რეჟიმით; 5. მე-4 რეჟიმით

ცხრილი 5.7

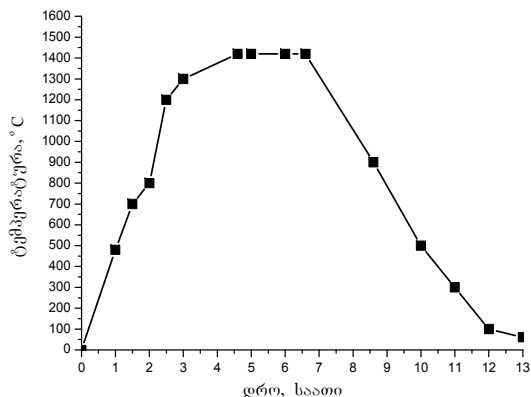
ნიმუშების თერმული დამუშავების რეჟიმი

რეჟიმის ნომერი	ტემპერატურის აწევის სიჩქარე, °C/წთ	გამოწვის ტემპერატურა, T °C	საბოლოო ტემპერატურაზე დაყოვნება, წთ	აზოტის მიწოდება
1	5	1420°C	30	განუწყვეტლივ თავიდან ბოლომდე
2	5	1000°C	30	0°C-დან 1000°C-მდე
3	5	1420°C	20 20 10 10	500°C -დან 600°C-მდე 900°C -დან 1000°C -მდე 1150°C -დან 1250°C -მდე 1300°C -დან 1420°C -მდე
4	8 1200°C-მდე; 1200°C-1420°C ინტერვალში 1,8	1200°C- -მდე 1420°C	30	აზოტი არ მიეწოდება 1200°C -1420°C
5	5	1420°C	30	500°C -600°C 1200°C -1420°C

მიღებული შედეგების ანალიზი აჩვენებს, რომ მე-4 რეჟიმით გამოძვარი ნიმუშის დიფრაქტოგრამაზე ძირითადი ფაზებია: SiC d_{hkl} - 2.627; 2.52; 2.36; 2.18; 1.539 Å; α - Al_2O_3 d_{hkl} -3.476; 2.547; 2.39; 2.389; 2.086; 1.74; 1.60 Å ; სილიციუმის ოქსინიტრიდი d_{hkl} - 4.70; 4.47; 3.363; 2.422 Å და მულიტი d_{hkl} -2.685; 2.52; 2.422; 2.208 Å.

ეს მონაცემები იდენტურია 1 რეჟიმით მიღებული ნიმუშების შედეგებთან. განსხვავდება მე-3 და მე-5 რეჟიმით მიღებული ნიმუშების დიფრაქტოგრამების მონაცემები, რომლებზეც არ აღინიშნება სილიციუმის ოქსინიტრიდის დამახასიათებელი ხაზები. არის თავისუფალი სილიციუმის პიკი, SiC, α - Al_2O_3 და მულიტი. მე-4 რეჟიმით დამუშავების დროს აზოტის მიწოდება 1200°C-დან იწყება გამოწვის საბოლოო ტემპერატურამდე. ამ ინტერვალში ტემპერატურის აწევის სიჩქარეა 1,8°C/წთ, ე.ი. ოქსინიტრიდის წარმოქმნა ამ ინტერვალში მიმდინარეობს და გამოწვის ეს რეჟიმი ოპტიმალურია.

ნიმუშების გამოწვის ოპტიმალური რეჟიმი გრაფიკული სახით წარმოდგენილია 5.5 სურათზე.



**სურ. 5.5. ნიმუშების
აზოტის გარემოში გამოწვის გრაფიკი**

Al_2O_3 -Si-ის თანაფარდობათა ცვლილებით კომპოზიტების მისაღებად შედგა ნარევეები, რომელთა მატერიალური შედგენილობა მოცემულია 5.8 ცხრილში. ყველა ნარევეში უცვლელია სილიციუმის კარბიდისა და ცეცხლგამძლე თიხის რაოდენობა, Al_2O_3 კი იცვლება 23-დან 35 მას.%-მდე, სილიციუმისა – 15-დან 27 მას.%-მდე. ყველა ნარევეში 100%-ის ზემოთ დამატებულია MgO და Y_2O_3 – 1, 1,5 მას.% ოდენობით შესაბამისად.

აღებული კომპონენტებით 3.8 ცხრილის მიხედვით შევადგინეთ ნარევეები და ნახევრად მშრალი მეთოდით დავაყალიბეთ ცილინდრული ფორმის ნიმუშები 20 მპა წნევით. გაშრობის შემდეგ ნიმუშები გამოიწვა ლუმელში ტექნიკური აზოტის გარემოში 1420°C ტემპერატურაზე (სურ. 5.5).

ცხრილი 5.8

**Si- Al_2O_3 -ის თანაფარდობათა
ცვლილებისას კაზმის შედგენილობები**

ნიმუშის ინდექსი	მატერიალური შედგენილობა, მას.%				
	SiC	Si	Al_2O_3	ჩასოვ-იარის თიხა (უკრაინა)	MgO 100%-ის ზევით
KN1	40	15	35	10	1,0
KN2	40	19	31	10	1,0
KN3	40	23	27	10	1,0
KN4	40	27	23	10	1,0

გამომწვარი ნიმუშების ძირითადი თვისებები შემოწმდა შესაბამისი სახელმწიფო სტანდარტების მიხედვით, შედეგები მოცემულია 5.9 ცხრილში.

Al₂O₃-ის დამატებით მიღებული ნიმუშები გარედან დაფარულია პრიალა აფსკით. KN4- ის ნიმუშების ზედაპირი ხორკლიანია. ნატეხში არც ერთი ნიმუში არ პრიალებს.

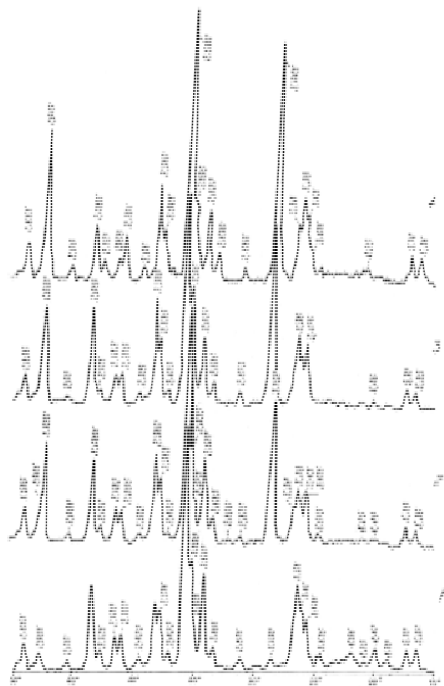
5.9 ცხრილში წარმოდგენილი მონაცემებიდან ჩანს, რომ ფიზიკურ-ტექნიკური მაჩვენებლების მიხედვით KN1 - KN4 ნიმუშები ერთმანეთისაგან განსხვავდება. მათ შორის გამოირჩევა KN1 შედგენილობის ნიმუში, რომლის სიმტკიცის ზღვარი კუმშვისას 175 მპა-ს შეადგენს. ამ ნიმუშში Al₂O₃- ის რაოდენობა 35 მას.%, ხოლო სილიციუმის – 15 მას.%. ამის შემდეგ დამატებული Al₂O₃-ის რაოდენობის შემდგომი შემცირება და, შესაბამისად, სილიციუმის რაოდენობის გაზრდა უარყოფით გავლენას ახდენს მიღებული ნიმუშების ფიზიკურ-ტექნიკურ მახასიათებლებზე [5.1, 5.2].

ცხრილი 5.9. KN1-KN4 კომპოზიტების ფიზიკურ-ტექნიკური მახასიათებლები

ნიმუშის ინდექსი	სიმტკიცის ზღვარი კუმშვისას, σ _კ , მპა	ღია ფორანობა, Π, %	მოჩვენებითი სიმკვრივე, ρ _თ , გ/სმ³	თერმული მდგომარეობა, (850°C – წყალი), თბიჯვლა	ცეხვადობა, T _с
KN1	175,00	15,40	2,81	>25	>1770
KN2	120,00	19,80	2,42	>25	1770
KN3	120,00	21,50	2,37	>20	1580
KN4	106,00	20,40	2,32	>20	1620

მიღებული კომპოზიტების ფაზური შედგენილობის დასადგენად ჩატარდა რენტგენოსტრუქტურული ანალიზი.

KN1 - KN4 ნიმუშების რენტგენოგრამები წარმოდგენილია 5.6 სურათზე.



სურ. 5.6. 1420°C -ზე აზოტის გარემოში
გამოწვეარი ნიმუშების დიფრაქტოგრამები:
1. KN1; 2. KN2 ; 3. KN3 ; 4. KN4

Al_2O_3 -ის SiC-Si -ის ნარევი შეყვანით და შემდგომი გამოწვეთი ტექნიკური აზოტის არეში შეიცვალა შემკვრელის შედგენილობა. იგი შედგება სილიციუმის ოქსიდიდისა და მულიტისაგან. $\text{SiC} - \text{Al}_2\text{O}_3$ -ის კომპოზიტში შემკვრელის წარმოქმნის ტემპერატურაა 1200°C.

$\text{SiC-Al}_2\text{O}_3$ -ის კომპოზიტი SiC -ს კომპოზიტთან შედარებით მაღალი მექანიკური სიმტკიცით გამოირჩევა.

წარმოქმნილი კომპოზიტის ფაზური შედგენილობა და შესაბამისად მისი თვისებები იცვლება თერმული დამუშავების რეჟიმის ცვლილებით.

აზოტირების პროცესი $\text{SiC-Al}_2\text{O}_3$ -ის კომპოზიტში მიმდინარეობს ნიმუშის მთელ ფენაში.

$\text{SiC-Al}_2\text{O}_3$ -ის ვარიაციული ცვლილებისას უკეთესი შედეგები მიიღება შემდეგი თანაფარდობისას: SiC -50%; Al_2O_3 -25%; Si -13%; თიხა -12%.

Al_2O_3 - Si -ის თანაფარდობათა ცვლილებისას:

SiC -40%; Al_2O_3 -35%; Si -15%; თიხა -10%.

ე.ი. $\text{SiC-Al}_2\text{O}_3$ -ის კომპოზიტის მიღების ოპტიმალური შედგენილობაა:

(მას %) SiC -40-50; Al_2O_3 -25-35; Si -13-15; თიხა - 10-12.

**5.3. BN- ის ნანოფხვნილის გავლენა
კომპოზიტის თვისებებსა და გამოწვისას
მიმდინარე პროცესებზე**

განიხილება იმავე ნარევეში დისპერსიული ნაწილაკების სახით ბორის ნიტრიდის შეყვანის შედეგად მიღებული კომპოზიტების კვლევის შედეგები.

ექსპერიმენტისათვის შეირჩა სილიციუმის კარბიდი (გოსტი 26327), კრისტალური სილიციუმი, მარკა kp-1(გოსტი 2169-69), ჩასოვ-იარის (უკრაინა) საბადოს ცეცხლგამძლე თიხა, მარკა P-1, ბორის ნიტრიდი. 5.10 ცხრილში მოცემულია ნარევეების მატერიალური შედგენილობა. როგორც ცხრილიდან ჩანს, ყველა ნარევეში უცვლელია სილიციუმის კარბიდისა და ცეცხლგამძლე თიხის რაოდენობა. BN იცვლება 23–35 მას.% ზღვრებში, ხოლო სილიციუმის რაოდენობა 15-დან 27მას.%-მდე. ყველა ნარევეზე 100%-ის ზემოთ დამატებულია MgO 1,0 მას.% და Y₂O₃ 1,5 მას.%.

ექსპერიმენტისათვის აღებული სილიციუმის კარბიდის, სილიციუმის, ალუმინის ოქსიდის, ბორის ნიტრიდის ზვედრითი ზედაპირები განისაზღვრა IICX-4 ხელსაწყოთი. შესაბამისად ზვედრითი ზედაპირებია: SiC – 0,65 მ²/გ; Al₂O₃ – 7.1 მ²/გ; BN – 6,5 მ²/გ.

ცხრილი 5.10

**კაზმის მატერიალური
შედგენილობა**

ნიმუშის ინდექსი	მატერიალური შედგენილობა, მას.%					
	SiC	Si	BN	ჩასოვ-იარის თიხა (უკრაინა)	MgO 100%-ის ზევით	Y ₂ O ₃ 100%-ის ზევით
KN5	40	15	35	10	1,0	1,5
KN6	40	19	31	10	1,0	1,5
KN7	40	23	27	10	1,0	1,5
KN8	40	27	23	10	1,0	1,5

აღებული კომპონენტებისაგან 5.10 ცხრილის მიხედვით შედგა ნარევეები და ნახევრად მშრალი მეთოდით დაყალიბდა ცილინდრული ფორმის ნიმუშები 20 მმ წნევით. შრობის შემდეგ ნიმუშები გამოწვეს სილიტის ღუმელში ტექნიკური აზოტის გარემოში 1420°C ტემპერატურაზე (სურ. 5.5).

გამომწვარი ნიმუშების ძირითადი თვისებები შემოწმდა შესაბამისი სახელმწიფო სტანდარტების მიხედვით. შედეგები მოცემულია 5.11 ცხრილში.

ცხრილი 5.11

**ნიმუშების ფიზიკურ-ტექნიკური
მახასიათებლები**

ნიმუშის ინდექსი	სიმტკიცის ზღვარი კუმშვისას, σ _კ , მპა	ღია ფორიანობა, Π, %	მოჩვენე- ბითი სიმკვრივე, ρ _მ , გ/სმ ³	თერმული მედეგობა, (850°C – წყალი), თბოცვლა	ცემზღამლეობა °C
KN5	29,0	26,1	1,77	25	1700
KN6	24,0	22,8	1,97	25	1700
KN7	50,0	14,0	2,28	>25	>1770
KN8	28,0	23,3	1,89	25	1700

BN-ის შემცველი ნიმუშების (KN5–KN8) სიმტკიცის ზღვარი კუმშვისას საკმაოდ დაბალია. უკეთეს შემთხვევაში KN7 შედგენილობის ნიმუშებისათვის 50 მპა-ს აღწევს (ცხრილი 5.11). ამ ნიმუშებში BN-ის შემცველობა 27 მას.%-ია, სილიციუმის – 23 მას.%. სილიციუმის რაოდენობის შემდგომი ზრდით კომპოზიტის თვისებები უარესდება.

მიღებული კომპოზიტების ფაზური შედგენილობის დასადგენად ჩატარდა რენტგენოსტრუქტურული ანალიზი (დანადგარი DROH-3).

BN-ის დამატებით მიღებული კომპოზიტის რენტგენოგრამები წარმოდგენილია 5.7 სურათზე. მათი განხილვისას ჩანს, რომ ოთხივე შედგენილობის ნიმუშების (KN5 – KN8) ძირითადი ფაზებია: SiC, BN , Si და Si₂ON₂. ნარევებში SiC–ს რაოდენობა უცვლელია და რენტგენოგრამებზეც ყველგან ერთნაირი ინტენსივობითაა წარმოდგენილი. ნარევეში სილიციუმის რაოდენობა თანდათან იზრდება. KN5-ში Si კვალის სახითაა. ეს ნიშნავს, რომ იგი ძირითადად დაიხარჯა ოქსინიტრიდის წარმოქმნაზე, KN6-KN8 ნიმუშების რენტგენოგრამებზე სილიციუმის ინტენსიობა თანდათან იზრდება.

სილიციუმის ოქსინიტრიდი ყველა ნიმუშში საკმაოდ დიდი რაოდენობითაა, მაგრამ KN7-ში დამახასიათებელი პიკების ინტენსიობა მაქსიმალურია – d_{hkl} 5.10; 4.67; 4.47; 3.35 2.43; 2.29; 2.295; 1.86 Å.

SiC – BN-ის არც ერთი შედგენილობის ნიმუში არ შეიცავს მულიტს. ყველა რენტგენოგრამაზე, გარდა KN7-ისა,

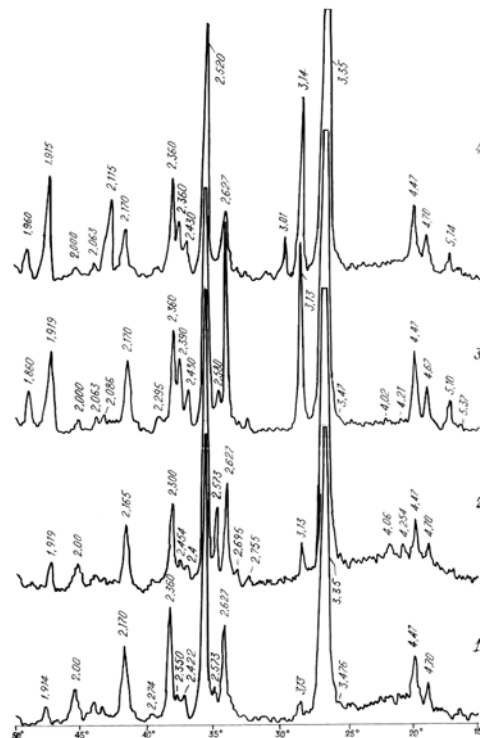
წარმოდგენილია რენტგენამორფული ფაზა, რომლის ინტენსიობა KN6-ში მაქსიმალურია.

ამ შემთხვევაშიც რენტგენსტრუქტურული ანალიზის შედეგებიდან ჩანს, რომ KN7-ში სილიციუმის ოქსინიტრიდი ყველაზე მეტი რაოდენობით წარმოიქმნა, განსხვავებით სხვა ნიმუშებისაგან (KN5, KN6, KN8) და ამ კომპოზიტის ფიზიკურ-ტექნიკური მაჩვენებლებიც ოპტიმალურია (ცხრილი 5.11).

ყველა ნარევი შეიცავს 10 მას.% ცეცხლგამძლე თიხას. ცნობილია, რომ მაღალ ტემპერატურაზე თიხის გარდაქმნის შედეგად წარმოიქმნება მინისებრი ფაზა და მულიტის წარმონაქმნები. რადგან KN5-KN8 რენტგენოგრამებზე არ შეინიშნება მულიტის არსებობა, ვფიქრობთ, რომ მიიღება მინისებრი ფაზა, რომელიც Al_2O_3 -ით იქნება გაჯერებული.

ამრიგად, მიიღება SiC-BN კომპოზიტი კომპლექსური შემკვრელით, რომლის ძირითადი კომპონენტებია: სილიციუმის ოქსინიტრიდი და ალუმინსილიკატური ფაზა.

ჩატარებული კვლევის შედეგად შეიძლება დავასკვნათ, რომ მიღებულია SiC-BN კომპოზიტები, დადგენილია შემკვრელის სახეობა და ფაზური შედგენილობა.



სურ. 5.7. 1420°C-ზე აზოტის გარემოში
გამომწვარი ნიმუშების დაფრაქტოგრამები:
1. KN5; 2. KN6; 3. KN7; 4. KN8

SiC-BN-ის კომპოზიტის კომპლექსური შემკვრელი შეიცავს სილიციუმის ოქსინიტრიდს და ალუმინსილიკატურ ფაზას. KN5–KN8 ნიმუშებში წარმოიქმნება სილიციუმის ოქსინიტრიდი, რომელიც KN7-ში არის მაქსიმალური რაოდენობით, რაც განაპირობებს იმას, რომ მისი ფიზიკურ-მექანიკური მაჩვენებლები ოპტიმალურია დანარჩენთან შედარებით (KN5,KN6, KN8). ამ სიდიდეთა დაბალი ფიზიკურ-ტექნიკური მაჩვენებლები SiC-BN კომპოზიტში გამოწვეულია იმით, რომ ბორის ნიტრიდის შემცველი ნიმუშები ფორიანია, ხოლო გამოწვევის ტემპერატურა (1420°C) არასაკმარისია მათ შესაცხოვრებლად [5.3].

ამდენად სილიციუმის კარბიდის მატრიცით მიღებულია კომპოზიტები რეაქციული შეცხოების მეთოდით: სილიციუმის კარბიდის, სილიციუმის ქ და ცეცხლგამძლე თიხის ნარევის გამოწვევით ჟანგბადისაგან გაუსუფთავებელ (ტექნიკური) აზოტის გარემოში 1420°C ტემპერატურაზე (SK) და მასზე ალუმინის ოქსიდისა და ბორის ნიტრიდის დამატებით – SiC-Al₂O₃ და SiC-BN.

რენტგენოსტრუქტურული ანალიზით დადგენილია მათი შემკვრელის სახეობა და ფაზური შედგენილობა.

5.4. მაღალცეცხლგამძლე კომპოზიტის მიღება ცხელი წნეხის მეთოდით

შესწავლილ იქნა სილიციუმის კარბიდის კომპოზიტისა (SK) და ამავე კომპოზიტის ფხვნილის ცხელი წნეხის მეთოდით მიღებული ნიმუშების (SiC 1; SiC 2) ფაზური შედგენილობა, მიკროსტრუქტურა და ზოგიერთი ფიზიკურ-ტექნიკური თვისება.

მიღებული ნიმუშების ფიზიკურ-ტექნიკური მახასიათებლები 5.12 ცხრილშია.

როგორც ცხრილიდან ჩანს, SiC 1 ცხელი წნეხით მიღებული ნიმუშია; იგი დაყალიბდა რეაქციული შეცხოების მეთოდით დამზადებული ნიმუშის ფხვნილისაგან. SiC 2 - ამავე ნიმუშზე 30% Al₂O₃-ის ნაწილფხვნილის დამატებით. სილიციუმის კარბიდის ფხვნილის ზაზაზე მკვრივი მასალის მიღება მოითხოვს მასთან ერთად კომპოზიციაში ისეთი დანამატების შერჩევას და შეყვანას, რომლებიც ხელს შეუწყობს შეცხოების პროცესს მცირე რაოდენობით თხევადი ფაზის წარმოქმნის შედეგად. მასალის შეცხოების პროცესის გასაუმჯობესებლად დანამატების სახით გამოყენებულ იქნა მაგნიუმის ოქსიდი და იშვიათ მიწათა ელემენტის – იტრიუმის ოქსიდი Y₂O₃.

MgO და Y_2O_3 დაემატა ფხვნილში 100%-ის ზევით 1 და 1,5 %-ის ოდენობით შესაბამისად.

ცხელი დაწნეხის ტემპერატურა 1600°C შეადგენდა, დაწნეხის წნევა – 16 მპა. ბოლო ტემპერატურაზე დაყოვნება 5–7 წუთს. გახურება მიმდინარეობდა 10^{-3} პა ვაკუუმში.

ფიზიკურ-ტექნიკური მახასიათებლები წარმოდგენილია 5.12 და 5.13 ცხრილებში .

ცხელი დაწნეხით მიღებული ნიმუშების სიმტკიცე კუმშვაზე და ღია ფორიანობა (ცხრილი 5.13) ნახტომისებრად შეიცვალა SiC 1-ის ნიმუშებისათვის, რეაქციული შეცხოვის მეთოდით მიღებული SK ნიმუშების შესაბამის მახასიათებლებთან შედარებით (ცხრილი 5.12). SiC 1- შედგენილობაში Al_2O_3 -ის ნანოფხვნილის შეყვანა ასევე აუმჯობესებს ყველა მახასიათებელს.

კაზმის მატერიალური შედგენილობა და მიღებული ნიმუშების თვისებები

ინდექსი	კომპონენტები, მას%			დაქაღლებების წნევა, მპა	ფიზიკურ-ტექნიკური მახასიათებლები				
	SiC	Si	TiO ₂		ღია ფორიანობა, Π, %	სიმკვრივე, ρ, გ/სმ ³	სიმტკიცის ზღვარი კუმშვაზე, ნა. მპა	თერმული მდგრადობა, (850°C წყალი), თბოცვლა	ცეცხლგამძლეობა, t °C
SK	75	13,50	11,50	20	16,80	2,88	120	>25	1770

**ცხელი დაწნებით მიღებული
ნიმუშების თვისებები**

ფიზიკურ-ტექნიკური მახასიათებლები	თერმული მდგრადობა, (850°C წყალი), თბოცვლა	>40	>50
	სიმკვრივე, ρ , გ/სმ ³	3,08	3,19
	სისაღე, HRA	92	93
	სიმტკიცის ზღვარი კუმშვაზე, σ , მპა	1465,0	1599,8
	ღია ფორიანობა, Π , %	1,9	0,8
დაყოვნება ბოლო ტემპ-ზე, წთ		5-7	5-7
დაცალიბების წნევა, მპა		16	16
გამოწვის ტემპერატურა, t °C		1600	1600
კომპონენტები, მას%	Y ₂ O ₃	1,5	1,5
	MgO	1	1
	Al ₂ O ₃	–	30
	SK	100	70
ინდექსი		SiC1	SiC2

სიმტკიცის ზღვარი კუმშვისას SiC1- სათვის 1465 მპა-ს ტოლია, მაშინ, როდესაც რეაქციული შეცხოებით მიღებული SK ნიმუშებისათვის იგივე მაჩვენებელი 120 მპა-ს უდრის. ღია ფორიანობა პირველ შემთხვევაში 1,9%-ია, მეორე შემთხვევაში – 16,8 %. SiC1-ის შედგენილობაში Al₂O₃-ის ნანოფხვნილის შეყვანა ყველა მახასიათებელს აუმჯობესებს. სიმტკიცის ზღვარი კუმშვისას არის 1599,8 მპა, ღია ფორიანობა – 0,8%, სისაღე – 93 HRA, თერმული მედეგობა მეტია 50 თბოცვლაზე.

ნიმუშების ფაზური შედგენილობა დაწნეხამდე და შემდეგ განისაზღვრა რენტგენოსტრუქტურული ანალიზით. სტრუქტურული კვლევა მიკროსკოპის საშუალებით ჩატარდა.

მიკროსკოპული ანალიზის მიხედვით SiC 1-ის ძირითადი ნაწილი შედგება ერთმანეთისაგან მკვეთრად განსხვავებული მსხვილი და საშუალო ზომის სილიციუმის კარბიდის მარცვლებისაგან. მარცვლებს შორის შუალედი შეესებულია შემკვრელით (სურ. 5.7), რომელიც ქმნის თიხის გამოწვის შედეგად მიღებულ მინისებურ ფაზას, საკმაოდ დიდი რაოდენობით სილიციუმის ოქსინიტრიდის (Si₂ON₂) შემცველობით. იგი შემკვრელის ძირითადი კომპონენტია.

მასში შეინიშნება მცირე რაოდენობით მულიტის კრისტალები, რომლებიც ასევე თიხის შიგა მოლეკულური გარდაქმნების შედეგად, მაღალ ტემპერატურაზე გახურებისას მიიღება. ეს სურათი უფრო ნათელია მიკროსკოპის გადიდების მომატებისას, კერძოდ: 200 და 500 გადიდების შემთხვევაში (სურ. 5.7, გ, დ). ამ სურათებზე ჩანს, რომ სილიციუმის კარბიდის მარცვლები ერთმანეთისაგან იზოლირებულია და მათ შორის შუალედები შეესებულია კარგად შემცხვარი შემკვრელით.

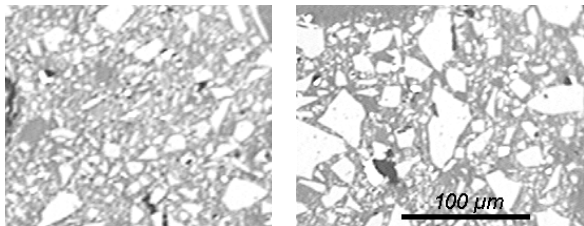
SiC 1-თან შედარებით SiC 2-ის სტრუქტურა განსხვავებულია (სურათი 5.9). ძირითადი კომპონენტი აქაც სილიციუმის კარბიდია, მაგრამ იგი არ არის მსხვილ-მარცვლოვანი. მარცვლები საშუალო ზომის და წვრილ-კრისტალური. ამ ნიმუშში არის კარგად დაკრისტალებული კორუნდის მარცვლები, რომლებიც საკმაოდ წვრილკრისტალურია. SiC 1-საგან განსხვავდება იმით, რომ ამ ნიმუშში დიდი რაოდენობით არის მულიტის კრისტალები, რომელიც წარმოქმნილია თიხის შიგა მოლეკულური გარდაქმნების შედეგად და კაზმზე დამატებული Al_2O_3 -ის ურთიერთქმედებით თიხის შემცველ SiO_2 -თან. ამ ორ ნიმუშს შორის ის არსებითი განსხვავებაა, რომ SiC 1 სტრუქტურა (სურათი

5.8) არაერთგვაროვანია, ხოლო SiC 2 (სურ. 5.9) – ერთგვაროვანი, რომლის შემკვრელი მასა შეიცავს მკვრივად ჩალაგებულ კრისტალებს. არც ერთ ნიმუშში არ არის ფორები. ამ ნიმუშების რენტგენოსტრუქტურული ანალიზი თანხვედრაშია მიკროსკოპული კვლევის მონაცემებთან.

5.10 სურ-ზე წარმოდგენილია საწყისი ნიმუშის დიფრაქტოგრამა, ხოლო 5.11 სურ-ზე – SiC 1 და SiC 2 დიფრაქტოგრამა.

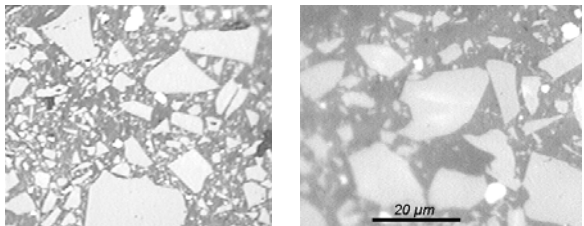
საწყისი ნიმუშის რენტგენოგრამაზე (სურ. 5.10) დაფიქსირებულია შემდეგი ფაზები: $SiC-d_{hkl}$ 2.627; 2,52; 2,39; 2,36; 2,176; 2,00 Å. $Si_2ON_2 - d_{hkl} - 4,70; 4,47; 3,38; 2,745; 2,43; 2,395; 1,088; 1,79; 1,774$ Å. $Si - d_{hkl} - 3,145; 1,919$ Å, $SiO_2 - d_{hkl} - 4,06$ Å. $Si_3N_4 - d_{hkl} - 2,745; 2,581$ Å.

ცხელი დაწნეხით მიღებული ნიმუშის SiC 1-ის რენტგენოგრამაზე (სურ. 5.10) არის იგივე ინტენსიურობის სილიციუმის კარბიდის პიკი და სილიციუმის ოქსი-ნიტრიდის ისეთივე ინტენსიურობის დიფრაქციული ხაზები, როგორც საწყისს ნიმუშშია. სილიციუმი აქ არ არის, ხოლო სილიციუმის ნიტრიდი მცირე ინტენსიურობით დაფიქსირდა – $Si_3N_4 - d_{hkl} - 2,575$ Å. მულიტი არ დაფიქსირდა არც საწყისსა და არც ცხელი დაწნეხით მიღებულ ნიმუშებში.



ა)

ბ)

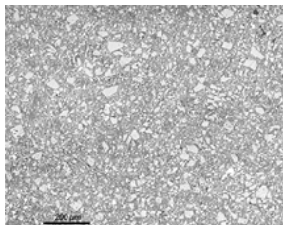


გ)

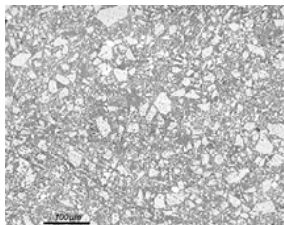
დ)

სურ. 5.8. SiC 1-ის მიკროსტრუქტურა
სხვადასხვა გადიდებისას ა) $\times 50$,
ბ) $\times 100$, გ) $\times 200$, დ) $\times 500$

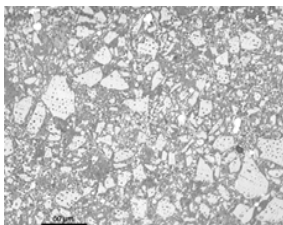
Al_2O_3 -ის შემცველი SiC 2-ის რენტგენოგრამაზე (სურ. 5.11) სილიციუმის კარბიდის იგივე ინტენსიურობის პიკებია, Al_2O_3 - d_{hkl} - 3.476; 2.385; 2.08; 1.600 Å, ასევე Si_3ON_2 -ის დამახასიათებელი დიფრაქციული მაქსიმუმები d_{hkl} - 4.64; 4.44; 3.38; 2.80 Å და სილიციუმის ნიტრიდის - d_{hkl} - 2.666; 1.740 Å, სილიციუმი არც აქაა. განსხვავებით SiC 1-ის ნიმუშებისაგან აქ არის მულიტი - d_{hkl} - 5.37; 3.616; 3.38 Å. Al_2O_3 -ის შედარებით დაბალი ინტენსიობის პიკების არსებობა იმით აიხსნება, რომ აქ მისი ნაწილი მოხმარდა მულიტის $3Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$ წარმოქმნას.



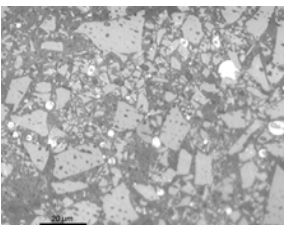
ა)



ბ)

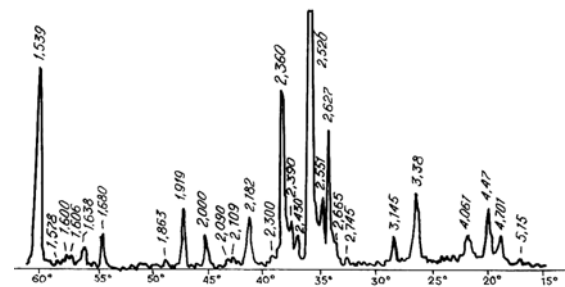


გ)

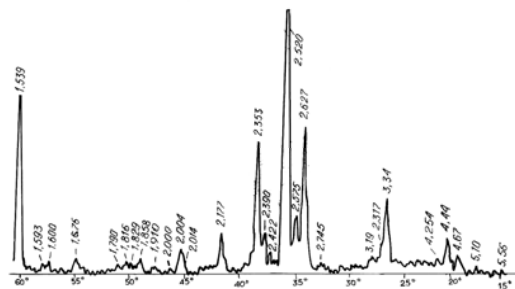


დ)

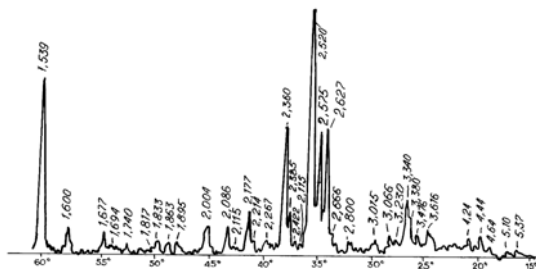
სურ. 5.9. SiC 2-ის
მიკროსტრუქტურა სხვადასხვა გადიდებისას:
ა) $\times 50$, ბ) $\times 100$, გ) $\times 200$, დ) $\times 500$



სურ. 5.10. საწყისი ნიმუშის
SK დიფრაქტოგრამა



ა)



ბ)

სურ. 5.11. SiC 1 (ა) და
SiC 2 (ბ) დიფრაქტოგრამები

SiC-ს ბაზაზე რეაქციული შეცხოვით მიღებული ნიმუშების (SK) შემდგომი გადამუშავებით და მათი ცხელი დაწეხით ხდება ფიზიკურ-ტექნიკური მაჩვენებლების ნახტომისებრი ზრდა [5.4].Y

SiC-ს ბაზაზე ცხელი დაწეხით მიიღება კომპოზიტი კომპლექსური შემკვრელით, რომელიც იგივე კომპონენტებს შეიცავს, რაც რეაქციული შეცხოვისას წარმოიქმნა.

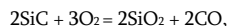
SiC 1-ის შედგენილობაში Al_2O_3 -ის ნაწილს შეყვანა იძლევა SiC 2 კომპოზიტს განსხვავებული მიკროსტრუქტურით და ფაზური შედგენილობით.

5.5. კომპოზიტების მედეგობის განსაზღვრა მაღალტემპერატურულ კოროზიულ არეში მუშაობის დროს და თერმული და გაზოთერმული დარტყმების მიმართ

სამუშაოს ძირითად მიზანს შეადგენდა მიღებული კომპოზიტების მედეგობის განსაზღვრა მათი მუშაობისას მაღალტემპერატურულ კოროზიულ არეში და თერმული და გაზოთერმული დარტყმების მიმართ. შესწავლილ იქნა SiC-ს ბაზაზე მიღებული კომპოზიტების დაჟანგვისადმი მედეგობა – წყალ-, მჟავა- და თერმომედეგობა.

სილიციუმის კარბიდის ცეცხლგამძლე ნაკეთობების ხახუნის პირობებში მაღალ ტემპერატურაზე მუშაობისას ცვეთის ერთ-ერთი ძირითადი მიზეზია მათი დაჟანგვა, რომელიც მნიშვნელოვნად ამცირებს სიმტკიცეს და ხანმდეგობას. დაჟანგვის პროცესი ვითარდება 800–1000°C- დან და უფრო მეტად 1200°C-ზე, ხოლო 1500–1600°C-ზე ინტენსიურად მიმდინარეობს.

ნიმუშების დაჟანგვის ხარისხი გამოითვლება მათი მასის მატებით შემდეგი რეაქციით:



მრავალმა მეცნიერმა ჩატარა კვლევა SiC-ს დაჟანგვისადმი მდგრადობის შესასწავლად ნიმუშების პერიოდული აწონის მეთოდით [5.5-5.8].

ცნობილია სამუშაოები სილიციუმის კარბიდის ბაზაზე მიღებული მასალების დაჟანგვის პროცესის შესამცირებლად, სხვადასხვა დანამატის გავლენით [5.9, 5.10].

სილიციუმის კარბიდის, სილიციუმისა და თიხის ნარევის 1420°C ტემპერატურაზე გამოწვით ჟანგბადისაგან გასუფთავებულ აზოტის გარემოში მიღებულია სილიციუმის კარბიდის ნაკეთობები სილიციუმის ნიტრიდის შემკვრელით [5.11].

სილიციუმის კარბიდის მასალებში შემკვრელის სახით სილიციუმის ნიტრიდის წარმოქმნა მკვეთრად აუმჯობესებს სილიციუმის კარბიდის ცეცხლგამძლე თვისებებს და გამოირჩევა დაჟანგვისადმი ნაკლები სწრაფვით, ვიდრე სილიციუმის კარბიდის ნაკეთობები.

ჩვენ მიერ იგივე ნარევის გამოწვისას ჟანგბადისაგან გაუსუფთავებელ (ტექნიკური) აზოტის გარემოში მიღებულ იქნა სილიციუმის კარბიდის ცეცხლგამძლე კომპოზიტები კომპლექსური შემკვრელით. ამ კომპოზიტებში შემკვრელის ძირითადი კომპონენტია სილიციუმის ოქსინიტრიდი. მასის ცვლილების მიხედვით $\text{Si}_2\text{O}_3\text{N}_2$ -ის დაჟანგვისას სილიციუმის ოქსინიტრიდი ნიტრიდება შორის ყველაზე უფრო მდგრადი ნაერთია [5.12].

ჩვენს მიზანს შეადგენდა ამ კომპოზიტების ჰაერის ატმოსფეროში გახურებისას მიმდინარე ჟანგვითი პროცესების შესწავლა და შემკვრელის სახეობის გავლენის დადგენა.

კომპოზიტების დაჟანგვისადმი მდგრადობის შესამოწმებლად კვლევა ჩატარდა პერიოდული აწონის მეთოდით ნიმუშებზე, ზომებით – d-20 მმ, h-15მმ. ნიმუშები გამოიწვა 800, 1000, 1200, 1300 და 1450°C-ზე, ბოლო ტემპერატურაზე 2-

საათიანი დაყოვნებით. შედეგები შეფასდა მიკროსკოპული და რენტგენოსტრუქტურული ანალიზის მეთოდებით.

წონითი მეთოდით დაჟანგვის განსაზღვრის დროს ნიმუშები აიწონა გამოწვის დაწყებამდე და შემდეგ. 5.12 სურ-ზე წარმოდგენილია ნიმუშების მასის ცვლილება სხვადასხვა ტემპერატურაზე.

როგორც 5.12 სურათიდან ჩანს, 800-დან 1300°C-მდე ტემპერატურის აწევისას ხდება ნიმუშების მასის მატება. 800°C-ზე იგი 0,1 %-ია, 1300°C-ზე – 4,6%, 1400°C-ზე შეიმჩნევა მატების შემცირება და 1,91%-ის ტოლია, 1450°C-ზე მასის მატება 0,87%-ია.

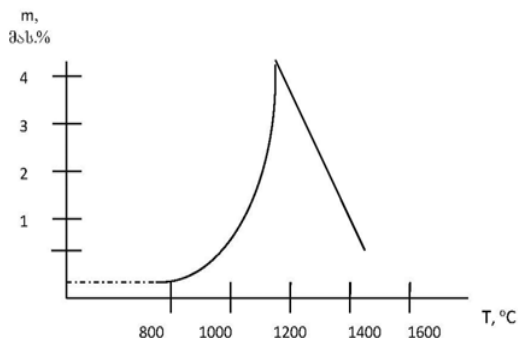
პეტროგრაფიული კვლევის შედეგად დადგინდა, რომ 1000°C-ზე თერმულად დამუშავებული ნიმუშის ზედაპირი დაფარულია მოთეთრო ფერის ხორკლისებრი გამონაყოფით. ნიმუშის შედგენილობაში შეინიშნება SiC-ს მარცვლები, ზომა 20 მკმ. მარცვალთა შუალედებში მასა წარმოდგენილია სილიციუმის ოქსინიტრიდით, კრისტალური სილიციუმის ნაწილაკებით, მინისებრი ფაზით, მულიტის ჩანასახებით. იგივე სურათი მეორდება 1200 და 1300°C-ზე.

1300°C-ის ზემოთ შესამჩნევია შემაკავშირებელი მასის ინტენსიფიცირება გამინებისკენ და მასში SiO₂ ფაზის

შემცველობის ზრდა, რაც ნიმუშებში იწვევს მასის დაკლებას. ამით აიხსნება 1400 და 1450°C-ზე მიღებული მონაცემები, რომლებიც წარმოდგენილია 5.12 სურ-ზე.

1400 და 1450°C-ზე ხდება ხორკლიანი გამონაყოფების გაღიზება და გამჭვირვალე მინისებრი აფსკის წარმოქმნა, რაც ხელს უშლის ჰაერის (ჟანგბადის) შეღწევას ნიმუშში და გავლენას ახდენს მის დაჟანგვაზე და შესაბამისად მასაზეც.

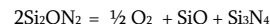
რენტგენოსტრუქტურული ანალიზის მონაცემების მიხედვით 1000–1300°C-ზე გამომწვარი ნიმუშების ძირითადი ფაზებია: SiC-d_{hkl}-2,52; 2,67; 2,360; 2,180; 1,54; 1,422; 1,313Å; Si-d_{hkl}-3,14; 1,92; 1,637Å; მულიტი (3Al₂O₃·2SiO₂)-d_{hkl}-5,39; 3,40; 3,38; 2,69; 2,188Å; სილიციუმის ოქსინიტრიდი (Si₂ON₂)- d_{hkl}-4,70; 4,47; 3,36; 2,59 Å. α- კრისტობალიტი - d_{hkl}-4,06-4,09Å.



სურ. 5.12. ცეცხლგამბლე კომპოზიტის (SK) ნიმუშების მასის ცვლილების მრუდი ტემპერატურის ზრდის მიხედვით

როგორც მოყვანილი მონაცემებიდან ჩანს, ნიმუშების ძირითადი ფაზაა α -SiC. რეაქციაში შეუსვლედი სილიციუმი, რომელიც დაჟანგვისას აქტიური კომპონენტი უნდა იყოს, უმნიშვნელოდ მცირდება. იგი რენტგენოგრაფიაზე ძირითადად განისაზღვრება d_{hkl} 3,14Å-ის დიფრაქციული ხაზით. ეს ნიმუშის ზედაპირზე აირების დიფუნდირებისათვის ხელის შეშლელი მინისებრი აფსკის წარმოქმნა გამოიწვია.

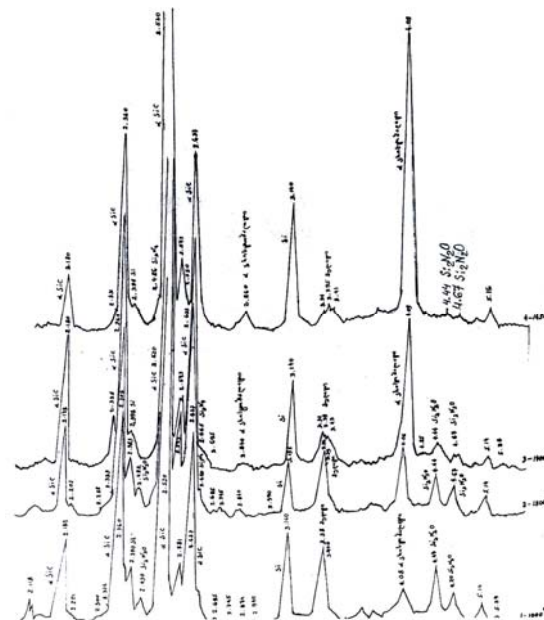
როგორც აღვნიშნეთ, კომპლექსური შემკვრელის ერთ-ერთი კომპონენტი სილიციუმის ოქსინიტრიდია რენტგენოგრაფიაზე იგი წარმოდგენილია შემდეგი დიფრაქციული მაქსიმუმებით: d_{hkl} - 4,44-4,47; 4,67; 3,36; 2,283-2,39; 2,422-2,43Å. მათი ინტენსიობები კლებადია ტემპერატურის ზრდასთან ერთად. მაღალ ტემპერატურებზე ოქსინიტრიდში რთული პროცესები მიმდინარეობს, რის შედეგადაც იშლება. ამ დროს ნიმუშში ჩნდება სილიციუმის ნიტრიდი, რომლის რაოდენობა იზრდება ტემპერატურის ზრდასთან ერთად. 1450°C-ზე დამუშავებულ ნიმუშებში Si_2ON_2 -ის დამახასიათებელი რეფლექსები თითქმის გამჭარალა. ამასთან ერთად, აღნიშნულ ნიმუშებში ჩნდება Si_3N_4 -ის დიფრაქციული ხაზი d_{hkl} -2,656-2,665; 2,486Å. როგორც ჩანს, პროცესი მიმდინარეობს შემდეგი რეაქციით:



1000°C-ზე (სურ. 5.13) დაფიქსირებულია SiO_2 -ის დამახასიათებელი ხაზები, რომელთა ინტენსიურობა 1300°C-მდე მატულობს, ეს გამოწვეულია ნაწილობრივ სილიციუმის დაჟანგვით, ნაწილობრივ სილიციუმის კარბიდის დაჟანგვით, რომლის დამახასიათებელი ხაზების ინტენსიურობა 1400°C-ზე ოდნავ მცირდება.

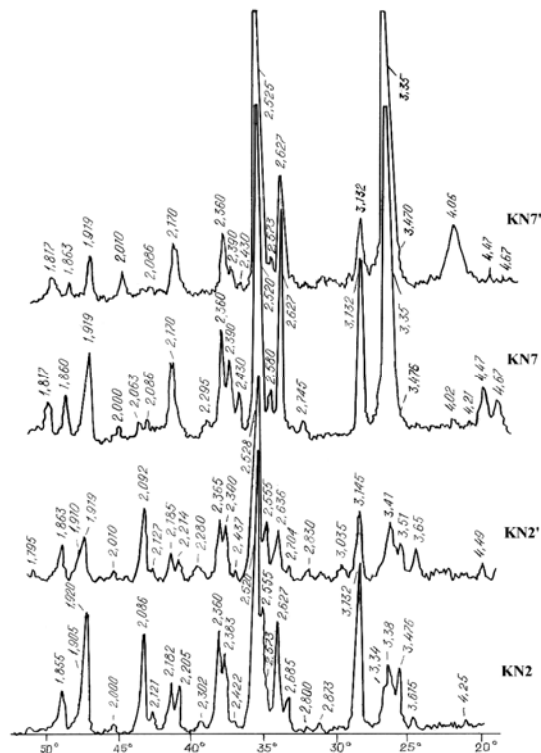
ცეცხლგამძლე მასალაში შემავალი თიხის შემკვრელი 1000–1450°C-მდე ჰაერზე თერმული დამუშავების დროს მულიტისებრ ფაზას გვაძლევს, რომელიც დაფიქსირებულია როგორც მიკროსკოპული ანალიზით, ისე დიფრაქციული არეკვლის მაქსიმუმებით: d_{hkl} -3,38-3,95; 3,40-3,41; 5,6Å.

ნათლად ჩანს, რომ ნიმუშების მასის შემცირება 1400–1450°C-ზე დაკავშირებულია ნიმუშის მასაში და მის ზედაპირზე მინისებრი ფაზის წარმოქმნასთან, რომლის რაოდენობის ზრდა აფერხებს აირების (ქანგბადი) მიწოდებას. ამიტომ არის, რომ არარეაგირებული სილიციუმის ნაწილაკები, რომელიც გარშემორტყმულია მინისებრი მასით, გარკვეული რაოდენობით დაუჟანგავი რჩება (სურ. 5.13).



სურ. 5.13. 1000–1450°C- ზე დამუშავებული სილიციუმის კარბიდის ცეცხლგამძლე კომპოზიტის დიფრაქტოგრამები: 1-1000°C, 2-1200°C, 3-1400°C, 4- 1450°C

მოყვანილი კვლევის შედეგებიდან ჩანს, რომ სილიციუმის კარბიდის ცეცხლგამძლე კომპოზიტი კომპლექსური შემკვრელით SK (ოქსინიტრიდული, ალუმინსილიკატური, კაჟმიწოვანი) მხოლოდ ნაწილობრივ იჟანგება სილიციუმისა და სილიციუმის კარბიდის ხარჯზე და წარმოიქმნება SiO_2 α -კრისტობალიტის სახით, ხოლო სილიციუმის ოქსინიტრიდი იშლება სილიციუმის ნიტრიდის წარმოქმნით, რის საფუძველზეც შეიძლება დავასკვნათ, რომ შემკვრელი გავლენას ახდენს სილიციუმის კარბიდის ჟანგადობაზე და ზრდის მის მდგრადობას დაჟანგვისადმი.



ექსპერიმენტი ჩატარდა KN2 და KKN7 კომპოზიტების დაჟანგვისადმი მედეგობის შესასწავლად. მონაცემების ანალიზის ჩატარების შედეგად ნათელია, რომ SK, KN2 და KN7 კომპოზიტებში აშკარად შეინიშნება შემკვრელებისა და დანამატების გავლენა სილიციუმის კარბიდის ჟანგვადობაზე, ნიმუშების გახურებისას ჰაერის ატმოსფეროში 800, 1000, 1200, 1300 და 1400°C-ზე, ბოლო ტემპერატურაზე 2-საათიანი დაყოვნებით. მნიშვნელოვანია ეს გავლენა KN2 და განსაკუთრებით KN7-ში ამ კომპოზიტებში მასის ცვლილება 1300°C-მდე არ ხდება, ხოლო KN7-ის ნიმუშებში სილიციუმის კარბიდთან ერთად არ იჟანგება ბორის ნიტრიდი, რაც ნათლად ჩანს 5.14 სურ-ზე KN2 და KN7 წარმოდგენილ კომპოზიტების რენტგენოგრაფებზე, რომლებზეც დაფიქსირებულია დაჟანგვამდე და დაჟანგვის შემდეგ კომპოზიტების ფაზური შედგენილობა.

აგრესიული მედიების მიმართ ქიმიურად მედეგია ისეთი კერამიკული კომპოზიტები, რომლებიც წინააღმდეგობას უწევს სხვადასხვა ქიმიურ რეაგენტს და მათი ზემოქმედებით არ იშლება. ასეთი ქიმიური რეაგენტებია: წყალი, მჟავები, მარილები, აირები, გამლღვალი ფერადი და შავი ლითონები, წიდები და სხვა.

მასალის ქიმიური მედეგობა დამოკიდებულია მის სიმკვრივესა და სტრუქტურის ხასიათზე, რადგან ისინი ზედაპირის თვისებებს განსაზღვრავს, რომელიც ქიმიურ ზემოქმედებას განიცდის. რეაგენტების კოროზიული მოქმედება დამოკიდებულია აგრეთვე კერამიკული კომპოზიტების ქიმიურ შედგენილობაზე, მინარევების სახეობასა და რაოდენობაზე, რეაგენტის კონცენტრაციაზე, ურთიერთქმედების ტემპერატურაზე და სხვა ფაქტორებზე. ეს ართულებს ერთი საერთო მეთოდის შერჩევას მათი განსაზღვრისათვის და შესაბამისად ლაბორატორიული მეთოდებიც ქიმიური მედეგობის განსაზღვრისათვის სხვადასხვაა [5.13].

5.6. წყალმედეგობის განსაზღვრა

კვლევისათვის გამოყენებული საწყისი მასალების ქიმიური შედგენილობები მოცემულია 5.1-5.3 ცხრილებში.

წყალმედეგობის გამოსადეგლად აიღეს ნიმუშები – ცილინდრები, ზომა d-20 მმ და h-15 მმ, შემდეგი სახის ნარევებისაგან: SK, KN1, KN2, KN3, KN4, KN5, KN6, KN7 და KN8, რომელთა შედგენილობა მოცემულია 5.8 და 5.10 ცხრილებში.

ნიმუშები დააყალიბეს ნახევრად მშრალი მეთოდით ჰიდრავლიკურ წნეხზე 20 მპა წნევით. გაშრობის შემდეგ გამოწვა ჩატარდა სპეციალურ დანადგარში, ჟანგბადისაგან გაუსუფთავებელ (ტექნიკური) აზოტის გარემოში.

ნიმუშების გამოსაწვავი დანადგარი შედგება ღუმლისგან სილიციუმის კარბიდის გამახურებლებით, მარკა TK 30/200, აზოტი ღუმელს მიეწოდება ბალონიდან რეზინის მილის საშუალებით, შესასვლელში დრექსელის გავლით, რომლის საშუალებითაც ბალონიდან გამოსული აზოტის სიჩქარე რეგულირდება. ღუმლის გარეთ ჩართული წყლიანი დრექსელი წნევას ღუმელში ისეთი სიდიდით არეგულირებს, რომ მილიდან გამომავალი აზოტის სიჩქარე სარეაქციო მილში შესული აზოტის სიჩქარეზე ნაკლები იყოს. ღუმელში ტემპერატურის აწევის სიჩქარე ტოლია 250–300°C საათში, გამოწვის ტემპერატურა – 1420°C, ბოლო ტემპერატურაზე დაყოვნების დრო – 1 საათი.

გამომწვარი ნიმუშები აწონეს ანალიზურ სასწორზე და მოათავსეს ქიმიურ ჭიქაში, რომელიც ელექტროქურაზე დევს. ნიმუშები დაფარულია წყლით. წყლის ერთი საათის დუღილის შემდეგ ქურა გამორთეს და ნიმუშები გააცივეს

წყალთან ერთად, თერმოსტატში გამოაშრეს 110–120°C-ზე და ანალიზურ სასწორზე აწონეს.

წყალმედევობა გამოითვლება შემდეგი ფორმულით მას.%-ში:

$$X = \frac{(m - m_1)100}{m},$$

სადაც m გამოცდამდე ნიმუშის მასაა, გ; m₁ – გამოცდის შემდეგ ნიმუშის მასა, გ.

შედეგები წარმოდგენილია 5.14 ცხრილში .

ცხრილი 5.14

წყალმედევობის შედეგები

	SK	KN1	KN2	KN3	KN4	KN5	KN6	KN7	KN8
ნიმუშის მასა გამოცდამდე, გ	4,98	4,83	4,91	4,77	4,79	4,21	4,09	4,00	4,35
ნიმუშის მასა გამოცდის შემდეგ, გ	4,98	4,83	4,91	4,77	4,79	4,21	4,09	4,00	4,35
წყალმედევობა, %	100	100	100	100	100	100	100	100	100

როგორც ცხრილიდან ჩანს, ყველა ნიმუშის წყალმედევობა 100%-ია.

5.7. მჟავამდეგობის განსაზღვრა კონცენტრირებულ გოგირდმჟავაში (ρ-1,84)

ნიმუშები (ზომით: d-20 მმ და h-15 მმ) მოამზადეს შემდეგი ნარევისაგან (ცხრ. 5.8; 5.10): SK, KN1, KN2, KN3, KN4, KN5, KN6, KN7, KN8.

გამოცდა ტარდებოდა სტანდარტის (ГОСТ 473.1-81) მიხედვით.

ხელსაწყო მჟავაგამძლეობის განსაზღვრისათვის (სურ. 5.15) შედგება კონუსური ფორმის 200 სმ³ ტევადობის კოლბისაგან - 2, მაცივრისაგან - 1, თუჯის შტატივისაგან - 5 დამჭერთი მაცივრისათვის და სადგართ - 3 კოლბის დასადებად. კოლბის ქვეშ მოთავსებულია აირის სანთურა - 4. კოლბა დამზადებული უნდა იყოს თერმულად და ქიმიურად მდებელი მინისაგან.

გამოსაცდელად შერჩეული ნიმუშები გაშრობის შემდეგ აწონეს ანალიზურ სასწორზე, მოათავსეს კოლბაში და ჩაასხეს კონცენტრირებულ გოგირდმჟავაში - 1,84 გ/სმ³ სიმკვრივით. კოლბა დადებულია აზბესტის ფილაზე და შეერთებულია მაცივართან. მაცივარში წინასწარ არის გაშვებული წყალი. ერთი საათის განმავლობაში მჟავა დღვს.

გახურების შეწყვეტის შემდეგ კოლბა გაცივდება. წყალი მაცივარში ვიდრე, სანამ არ შეწყდება მჟავას ორთქლის სითხიდან გამოყოფა. შემდეგ მჟავა გადასხეს და ნიმუშები ცხელი გამოხდილი წყლით გარეცხეს ინდიკატორის ნეიტრალურ რეაქციამდე. გაშრობისა და გახურების შემდეგ (450°C) ნიმუშები ანალიზურ სასწორზე აწონეს.

მჟავაგამძლეობა გამოითვლება ფორმულით:

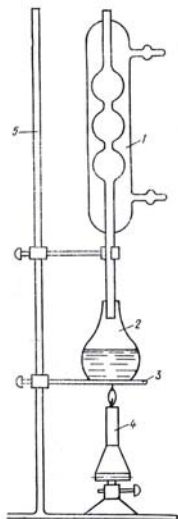
$$K = \frac{m_1}{m_0} 100,$$

სადაც m_0 და m_1 გამოცდამდე და გამოცდის შემდეგ ნიმუშის მასაა, გ.

კომპოზიტების მჟავაგამძლეობის განსაზღვრის შედეგები მოცემულია 5.15 ცხრილში.

როგორც ცხრილიდან ჩანს, ყველა შედგენილობის ნიმუშის მასის დანაკარგი უმნიშვნელოა და შეიძლება ჩაითვალოს, რომ კონცენტრირებულ გოგირდმჟავაში მჟავაგამძლეობა საუკეთესოა.

შედარებით ნაკლები მჟავამდეგობა დაფიქსირდა საწყის ნიმუშში (SK). უკეთესი შედეგები მიიღება KN1-KN4 ნიმუშების შემთხვევაში.



სურ. 5.15. ხელსაწყო კერამიკული
კომპოზიტების მჟავამდეგობის
განსაზღვრისათვის

ცხრილი 5.15
კომპოზიტების მჟავამდეგობის შედეგები
(H_2SO_4 , $\rho=1,84\text{g}/\text{cm}^3$)

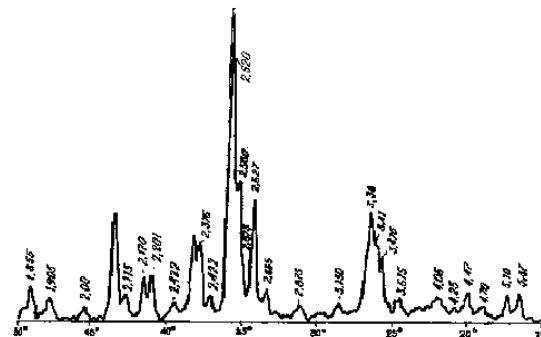
ნიმუშის ინდექსი	გამოსაცდელი ნიმუშის მასა, გ		მჟავაგამძლეობა, K, %
	გამოცდამდე	გამოცდის შემდეგ	
SK	6,721 6,660	6,635 6,600	98,70 98,19 } 98,44
KN1	6,550 6,910	6,549 6,909	99,98 99,98 } 99,980
KN2	6,060 6,250	6,056 6,245	99,93 99,92 } 99,925
KN3	6,325 6,810	6,324 6,807	99,98 99,95 } 99,970
KN4	3,960 4,110	3,955 4,105	99,97 99,97 } 99,970
N5	4,670 5,010	4,668 5,007	99,96 99,94 } 99,950
N6	4,370 4,720	4,368 4,718	99,95 99,96 } 99,955
N7	4,480 4,640	4,378 4,637	99,95 99,96 } 99,940
N8	4,710 4,990	4,707 4,987	99,93 99,94 } 99,935

წყალ- და მჟავამდეგობის გამოცდის შემდეგ მიღებული ნიმუშების ფაზური შედგენილობის დასადგენად ჩატარდა რენტგენოსტრუქტურული ანალიზი ნიმუშებისათვის KN1 და KN5. 5,16 და 5.17-ზე სურათებზე წარმოდგენილია ამ და საწყისი ნიმუშების რენტგენოგრამები. მათი შედარებისას ჩანს, რომ ყველა კრისტალური ფაზა გამოცდის შემდეგ უცვლელი დარჩა, რაც ადასტურებს ქიმიური მდებარეობის განსაზღვრის მონაცემებს (ცხრილები 5.14: 3.14 და 5.15).

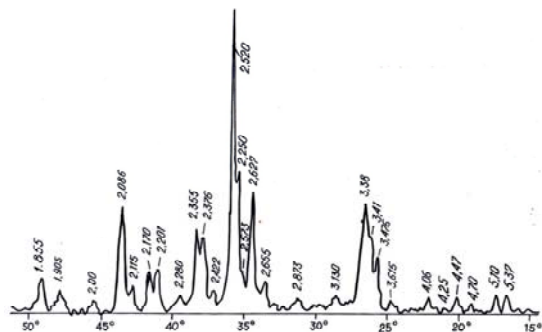
ელექტრონულ- მიკროსკოპიული მეთოდით კვლევა ჩატარდა KN1, KN2, KN5, KN6 კომპოზიტებისათვის როგორც საწყისი, ისე ქიმიური მედეგობის (წყალ- და მჟავა-გამძლეობა) შესწავლის შემდეგ მიღებული ნიმუშებისათვის, სხვადასხვა გადიდებისას (X1000; X3000).

ელექტრონული მიკროსკოპის სურათების მიხედვით საწყისი ნიმუშების ზედაპირი არ ხასიათდება მკვეთრად ჩამოყალიბებული კრისტალური სტრუქტურით. წყალში და განსაკუთრებით გოგირდმჟავაში დამუშავების შემდეგ სურათი იცვლება. ჩნდება საწყის ნიმუშებთან შედარებით (სურ. 5.18, ა) თანდათანობით უფრო მეტად გამოკვეთილი კრისტალები, რომელთა ფორმა და სიმკვეთრე ძლიერდება წყალში დამუშავებულიდან (სურ. 5.18, ბ) მყავასკენ (სურ.

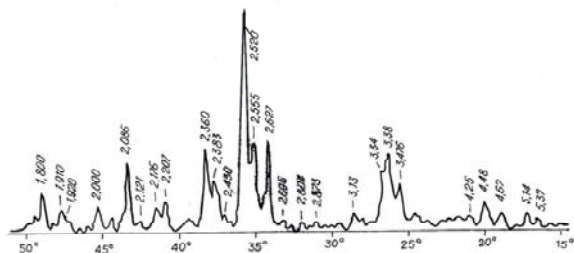
5.18, გ). სურათი უფრო ნათელია დიდი გადიდების შემთხვევაში (X3000; სურ. 5.19). ეს დამახასიათებელია KN1, KN2, KN5, KN6 ნიმუშებისთვისაც.



5)

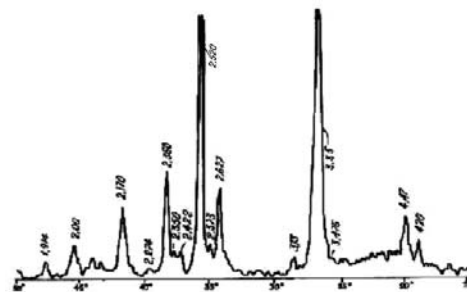


ბ)

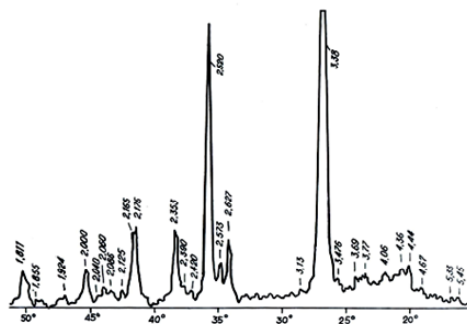


ბ)

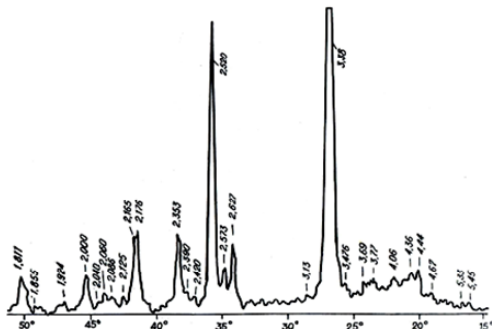
სურ. 5.16 KN1 კომპოზიტის საწყისი და ქიმიური მდგრადობის განსაზღვრის შემდეგ მიღებული ნიმუშების დიფრაქტოგრამები: ა) საწყისი ნიმუშის, ბ) წყალმედეგობის შემდეგ, გ) მჟავაგამბლუობის შემდეგ



ა)

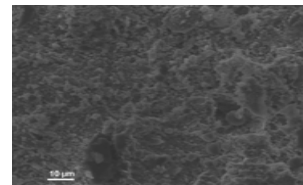


ბ)

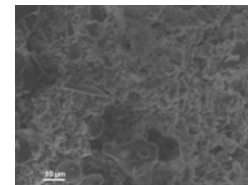


გ)

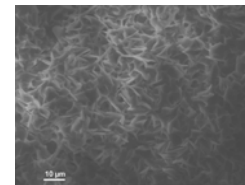
სურ. 5.17. KN5 კომპოზიტის საწყისი და ქიმიური შედეგობის განსაზღვრის შემდეგ მიღებული ნიმუშების დიფრაქტოგრამები: ა) საწყისი ნიმუშის, ბ) წყალმედველობის შემდეგ, გ) მჟავაგამძლეობის შემდეგ



ა)

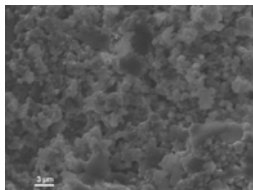


ბ)

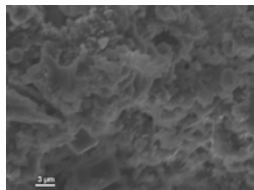


გ)

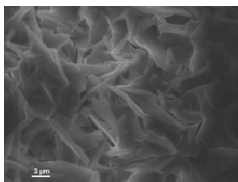
სურ. 5.18. KN-1 ნიმუშის მორფოლოგია: ა) საწყისი ნიმუში, ბ) ნიმუში წყალმედველობაზე გამოცდის შემდეგ, გ) ნიმუში მჟავამედველობაზე გამოცდის შემდეგ. X1000



ა)

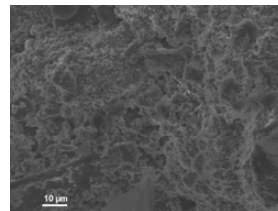


ბ)

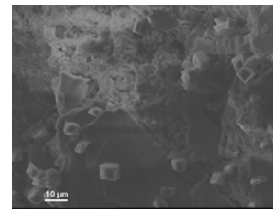


გ)

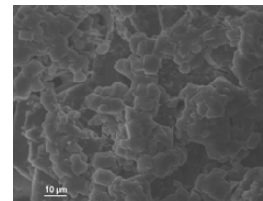
სურ. 5.19. KN-1 ნიმუშის მორფოლოგია:
 ა) საწყისი ნიმუში, ბ) ნიმუში წყალმედებობაზე
 გამოცდის შემდეგ, გ) ნიმუში მჟავამედებობაზე
 გამოცდის შემდეგ. X3000



ა)

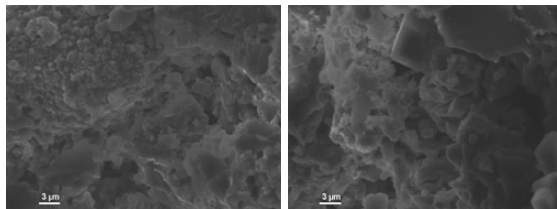


ბ)



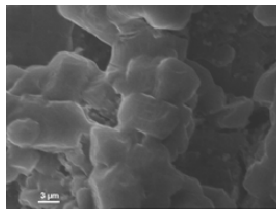
გ)

სურ. 5.20. KN-2 ნიმუშის მორფოლოგია:
 ა) საწყისი ნიმუში, ბ) ნიმუში წყალმედებობაზე
 გამოცდის შემდეგ, გ) ნიმუში მჟავამედებობაზე
 გამოცდის შემდეგ. X1000



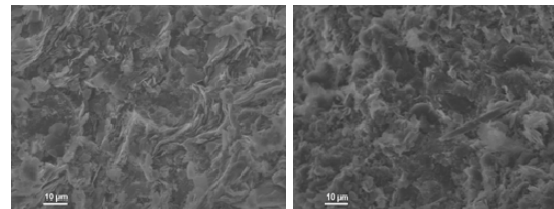
ა)

ბ)



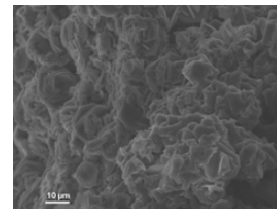
გ)

სურ. 5.21. KN-2 ნიმუშის მორფოლოგია:
ა) საწყისი ნიმუში, ბ) ნიმუში წყალმედეგობაზე
გამოცდის შემდეგ, გ) ნიმუში მჟავამედეგობაზე
გამოცდის შემდეგ. X3000



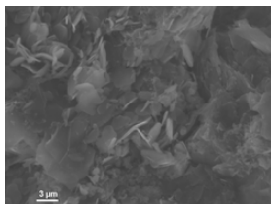
ა)

ბ)

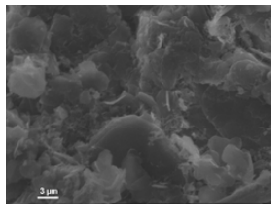


გ)

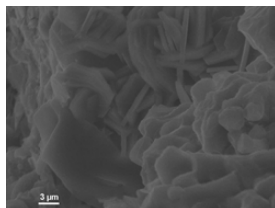
სურ. 5.22. KN-5 ნიმუშის მორფოლოგია:
ა) საწყისი ნიმუში, ბ) ნიმუში წყალმედეგობაზე
გამოცდის შემდეგ, გ) ნიმუში მჟავამედეგობაზე
გამოცდის შემდეგ. X1000



ა)

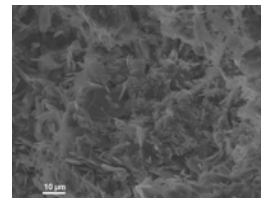


ბ)

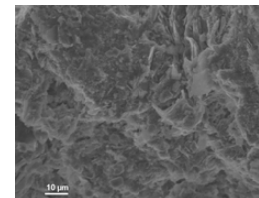


გ)

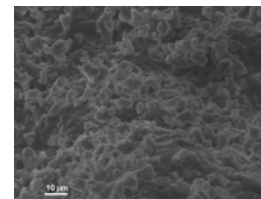
სურ. 5.23. KN-5 ნიმუშის მორფოლოგია:
ა) საწყისი ნიმუში, ბ) ნიმუში წყალმედეგობაზე
გამოცდის შემდეგ, გ) ნიმუში მჟავამედეგობაზე
გამოცდის შემდეგ. X3000



ა)

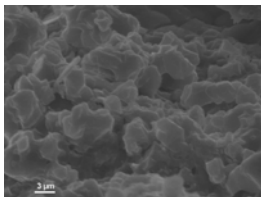


ბ)

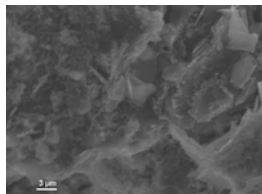


გ)

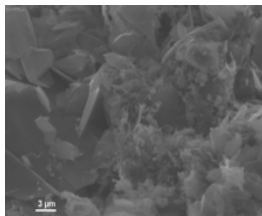
სურ. 5.24. KN-6 ნიმუშის მორფოლოგია:
ა) საწყისი ნიმუში, ბ) ნიმუში წყალმედეგობაზე
გამოცდის შემდეგ, გ) ნიმუში მჟავამედეგობაზე
გამოცდის შემდეგ. X1000



ა)



ბ)



გ)

სურ. 5.25. KN-6 ნიმუშის მორფოლოგია:
 ა) საწყისი ნიმუში, ბ) ნიმუში წყალმედეგობაზე
 გამოცდის შემდეგ, გ) ნიმუში მჟავამედეგობაზე
 გამოცდის შემდეგ. X3000

ეს ფაქტი შეიძლება იმით აიხსნას, რომ კომპოზიტების საწყისი ნიმუშების ზედაპირი დაფარულია თხელი მინისებრი აფსკით (0,1–0,2მკმ), რომელიც აგრესიული არეების ზემოქმედებას გაცილებით ძლიერად განიცდის, ვიდრე კრისტალური ნაწილი. შედეგად მიკროსკოპულ სურათებზე ხდება გაშიშვლებული კრისტალების დაფიქსირება, მინისებრი აფსკის გამოტუტვის გამო.

წყალ- და მჟავამედეგობის გამოცდის შემდეგ მიღებული მონაცემები და ასევე რენტგენოსტრუქტურული კვლევის შედეგები თითქოს შეუსაბამობაშია ელექტრონული მიკროსკოპის სურათების მონაცემებთან. წყალში გამოცდისას არა აქვს ადგილი მასის დანაკარგს, მჟავაში გამოცდისას ეს დანაკარგი კი უმნიშვნელოა.

რენტგენოსტრუქტურული კვლევის შედეგებით წყალ- და მჟავამედეგობის განსაზღვრის შემდეგ ფაზური შედგენილობა უცვლელია.

ჩვენი აზრით, წყალმედეგობის განსაზღვრისას ეს შეუსაბამობა გამოწვეულია იმით, რომ ქიმიური მდგრადობის განსაზღვრის მეთოდიკის სიზუსტის მიუხედავად, მინისებრი თხელი ნანოაფსკის დარღვევა ხდება წყალში გამო-

ტუტვის შედეგად, რომელიც, ძალიან მცირე სიდიდის გამო, არ აისახება მასის დანაკარგებში.

რეაქციული შეცხოვის მეთოდით კომპოზიტების მიღებისას კრისტალური სტრუქტურის ჩამოყალიბება ხდება და ამავე დროს მიიღება კომპლექსური შემკვრელი, რომელიც მცირე რაოდენობით შეიცავს მინისებრ ფაზას. მისი მიღება ხდება კომპოზიტების საწყის ნარევეში შეყვანილი ჩასოვ-იარის საბადოს თიხის მეშვეობით. ეს უკანასკნელი კი, ცნობილია, რომ სხვა ცეცხლგამძლე თიხებისაგან განსხვავებით შეიცავს ტუტე ოქსიდების მაღალ რაოდენობას, განსაკუთრებით კი K_2O -ს მეტი რაოდენობით, ვიდრე Na_2O . ზედაპირულ ფენაზე K_2O -ს გამოტუტვა გაცილებით იოლად მიმდინარეობს სხვა, ტუტე ოქსიდებთან შედარებით.

5.8. თერმოწყვილის დამცავი გარსაცემების დამზადება მიღებული კომპოზიტის ზაზაზე. ტექნოლოგიის დამუშავება და მედეგობის განსაზღვრა გამღვალ მეტალებში მრავალჯერადი ხანმოკლე ექსპლუატაციისათვის

თერმოწყვილის დამცავი გარსაცემების ტექნოლოგიის დამუშავება და მედეგობის განსაზღვრა გამღვალ მეტალებში მრავალჯერადი ხანმოკლე ექსპლუატაციისათვის მნიშვნელოვანი ფაქტორია წარმოების სრულყოფილი მუშაობისათვის.

დამუშავდა თერმოწყვილის მაღალი ტემპერატურისა და ქიმიური აგრესიული გარემოს ზემოქმედებისაგან დამცავი გარსაცემების დამზადების ტექნოლოგია და ტექნოლოგიური სქემა. განისაზღვრა გამღვალ მეტალების მიმართ მედეგობა ფერად ლითონებში და მარტენის წიდის მიმართ.

ნაკეთობების მომზადება ხდება წყლიანი სუსპენზიის (შლიკერის) ჩამოსხმის მეთოდით თაბაშირის ფორმებში.

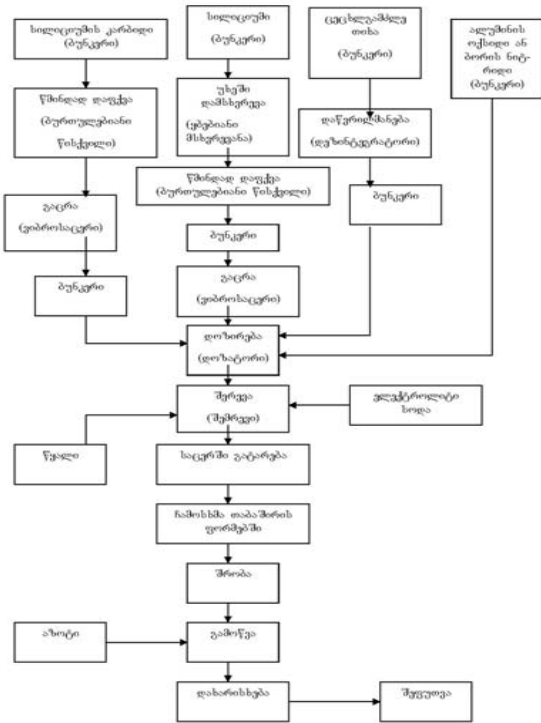
მოცემული ტექნოლოგიური სქემის მიხედვით, შლიკერის მოსამზადებლად წინასწარ დამუშავდა თითოეული კომპონენტი. სილიციუმის კარბიდი წმინდად დაიფუკვა ფოლადის ბურთულებიან წისქვილში. დაფუკვა გრძელდება 6

საათის განმავლობაში <60 მკმ მარცვლების მისაღებად. შემდეგ გაატარეს საცერში. სილიციუმში დაამსხვრიეს ყებზიან მსხვრევანაში, შემდეგ დაფვეეს ფოლადის ბურთულებიან წისქვილში მარცვლების ზომით <60 მკმ და ასევე გაატარეს საცერში.

ცეცხლგამძლე თიხა დაამუშავეს დეზინტეგრატორში. ალუმინის ოქსიდსა და ბორის ნიტრიდს არ სჭირდება დამუშავება, ფხვნილის საკმარისი დისპერსულობის გამო.

რეცეპტის მიხედვით (ცხრილი 5.10) მომზადებული კომპონენტები აწონეს და ჩაყარეს სარევეში. თავდაპირველად იყრება ცეცხლგამძლე თიხა, დაემატება საჭირო რაოდენობის წყალი და ელექტროლიტი. ელექტროლიტის სახით გამოიყენება ნატრიუმის კარბონატი – სოდა (გოსტი 83-85) ორი საათის არევის შემდეგ დაემატება სილიციუმის კარბიდი, სილიციუმი და ისევ აირევა.

**ალუმინის თერმოწყვილების დამცავი
გარსაცმების წარმოების ტექნოლოგიური სქემა**



ოქსიდი KN1-KN4 ნარევებისათვის და ბორის ნიტრიდი KN5-KN8 ნიმუშების მისაღებად. ყველა კომპონენტის არევა გრძელდება ორი საათის განმავლობაში. მზა შლიკერს გაატარებენ N 05 საცერში არევისას წარმოქმნილი შესაძლო კომპეტების მოსაცილებლად. მზა შლიკერს დააყოვნებენ ორი საათი და შემდეგ ჩამოასხამენ თაბაშირის ფორმებში. ჩამოსხმის წინ შლიკერი აირევა. თაბაშირის ფორმის კედლის ზედაპირზე საჭირო სისქის ნაკეთობის მიღებისას, ფორმიდან მისი 180°-ით გადმობრუნებით, ზედმეტი შლიკერი გადმოისხმება.

როდესაც ნაკეთობა მოშორდება ფორმის ზედაპირს, გაიხსნება და დაყალიბებული ნაკეთობა შრება ჰაერზე 24 საათის განმავლობაში, შემდეგ თერმოსტატში 90–100°-ზე გამოიწვევა მილისებრ ღუმელში, რომელიც ორივე ბოლოდან გერმეტულადაა დახურული. ერთი ბოლოდან მიეწოდება ტექნიკური აზოტი, რომელიც მეორე ბოლოდან გადის ატმოსფეროში. აზოტი ღუმელში 1200°C-დან მიეწოდება. გამოწვის ტემპერატურაა 1420°C, ბოლო ტემპერატურაზე დაყოვნება 2 საათი. ნაკეთობები ღუმლის გამორთვის შემდეგ გაცივდება ღუმელთან ერთად გაცივების თავისუფალი რეჟიმით. გამოწვის რეჟიმი წარმოდგენილია 5.5 სურათზე.

გამღვალი ფერადი ლითონების მიმართ მედეგობის განსაზღვრისათვის საწყისი მასალები მოამზადეს ზემოთ მოცემული ტექნოლოგიური სქემის მიხედვით და ნიმუშები დააყალიბეს – ტიგელები KN1 შედგენილობის (ცხრილი 5.8) ნარევისგან.

d-20 მმ და h-15 მმ ზომის დაყალიბებული ტიგელები ჯერ გამოაშრეს ჰაერზე 24 საათის განმავლობაში, შემდეგ თერმოსტატში 90–100°C ტემპერატურაზე გამოწვეს აზოტის (ტექნიკური) გარემოში მილისებრ ღუმელში, რომელიც ჰერმეტულად არის დახურული. ერთი ბოლოდან მიეწოდება ტექნიკური აზოტი, რომელიც მეორე ბოლოდან გადის ატმოსფეროში. გამოწვის ტემპერატურაა 1420°C, ბოლო ტემპერატურაზე 1-საათიანი დაყოვნებით. ტიგელების ლითონმდგრადობის განსაზღვრისათვის შეირჩა შემდეგი ფერადი ლითონები: ალუმინი, კალა, ტყვია, თითბერი, ბრინჯაო და სპილენძი. ამ ლითონების ნატეხები მოათავსეს გამოწვარ ტიგელებში, ლითონების ჰაერის ჟანგბადისგან დაჟანგვის თავიდან ასაცილებლად

სილიტის ღუმლიდან ხდება ლითონის ლღობის ტემპერატურამდე გახურებული ტიგელების გამოტანა და ლითონის ზედაპირის დაფარვა ფხვიერი კოქსის ფენით.

შემდეგ ტიგელი ისევ ჩაიდგმება ღუმელში. გამოცდის ტემპერატურა ლითონის ლღობის ტემპერატურას ოდნავ აღმატებოდა, თითოეული გამოცდისათვის იდგმება ოთხი ტიგელი. ორი გამოგვექონდა ღუმლიდან 10 საათის შემდეგ, დანარჩენი ორი 40 საათი გამოცდის შემდეგ.

გაცივებული ტიგელები გათავისუფლდა ლითონები-საგან და მოხდა მათი ვიზუალური დათვალიერება. 5.16 ცხრილში მოცემულია ტიგელების გამოცდის შედეგები, საიდანაც ნათლად ჩანს, რომ 10- და 40-საათიანი გამოცდის შედეგად ცეცხლგამძლე ტიგელები მდგრადია ზემოაღნიშნული ლითონების მიმართ და ტიგელების ზედაპირზე არ შეინიშნება არც ერთი ლითონის კვალი.

წიდამედევობა ცეცხლგამძლე მასალების უნარია წინააღმდეგობა გაუწიოს სხვადასხვა წიდის დამრღვევ მოქმედებას, რომელსაც ცეცხლგამძლესთან ურთიერთქმედების შედეგად იგი გადაჰყავს თხევად ფაზაში.

**ფერად ლითონებში ცეცხლგამძლე
KNI კომპოზიტის გამოცდის შედეგები**

ლითონის დასახელება	ლითონის ლღობის ტემპ-რა °C	გამოცდის ტემპერატურა °C	გამოცდის ხანგრძლივობა საათი	გამოცდის შედე- გები
ალუმინი	660,1	900-1000	10 40	არ არის ლითონთან ურთიერთ-ქმედების კვალი
კალა	231,9	350	10 40	არ არის ლითონთან ურთიერთ-ქმედების კვალი
თუთია	419,5	550-600	10 40	არ არის ლითონთან ურთიერთ-ქმედების კვალი
ტყვია	327,4	550-600	10 40	არ არის ლითონთან ურთიერთ-ქმედების კვალი
ბრინჯაო	1014	1150	10 40	არ არის ლითონთან ურთიერთ-ქმედების კვალი
თითბერი	900	1000	10 40	არ არის ლითონთან ურთიერთ-ქმედების კვალი
სპილენძი	1063	1150	10 40	არ არის ლითონთან ურთიერთ-ქმედების კვალი

5.9. წიდამდეგობის განსაზღვრა

ცეცხლგამძლე მასალის წიდამდეგობისთვის დიდი მნიშვნელობა აქვს მოქმედი ნაღლობით მისი დასველების უნარს, იმ ნაღლობით, რომელიც წარმოიქმნება საკონტაქტო ფაზასთან ურთიერთქმედების დროს.

თხევადი ფაზის უნარს დასველოს მყარი სხეული სამი ფაზის საზღვარზე ზედაპირული დაჭიმულობის ძალების მოქმედების შედეგია:

$$\cos Q = \frac{\sigma_{ma} - \sigma_{mT}}{\sigma_{Ta}},$$

სადაც Q დასველების კუთხეა, σ_{ma} – ზედაპირული დაჭიმულობა მყარი ფაზისა და აირის საზღვარზე; σ_{mT} – ზედაპირული დაჭიმულობა მყარი და თხევადი ფაზების საზღვარზე; σ_{Ta} – ზედაპირული დაჭიმულობა თხევადი და აირადი ფაზების საზღვარზე.

თხევადი ფაზის შეღწევა ცეცხლგამძლე მასალაში მცირდება ცუდი დასველების შემთხვევაში, ე.ი. Q -ს გადიდებისას და შესაბამისად, σ_{Ta} და σ_{mT} გადიდებისა და σ_{ma} შემცირებისას.

ფორიანი ცეცხლგამძლე მასალის თხევადი ფაზით დასველება მისი შეწოვის შესაძლებლობას ქმნის მყარ სხეულში მისი ღია ფორებით. შეწოვის დროს ძალა მყარში $f = 2\pi r \sigma_{ma} \cos Q$ იზრდება თხევადი ფაზის σ_{Ta} ზედაპირული დაჭიმულობის გაზრდით და დასველების სასაზღვრო Q კუთხის შემცირებით. ხვედრითი კაპილარული წნევა იზრდება კაპილარის r რადიუსის შემცირებით. თუ $Q > 90^\circ C$, მაშინ f უარყოფით მნიშვნელობას ღებულობს და შესაბამისად, თხევადი ფაზა ფორებიდან გამოიძევება.

მოცემული თხევადი ფაზის შეწოვის სიჩქარე და სიღრმე დამოკიდებულია ფორების ზომებზე. მოცემულ ტემპერატურულ პირობებში შეწოვის სიჩქარე დამოკიდებულია კაპილარის რადიუსზე და მკვეთრად ეცემა მისი შემცირებით.

ცეცხლგამძლე მასალებში თხევადი ფაზის შეწოვის შედეგად მნიშვნელოვნად იზრდება მათი ურთიერთქმედების ზედაპირი, რასაც გადამწყვეტი მნიშვნელობა აქვს მისი გახსნის სიჩქარისათვის.

ტემპერატურის მომატებისას ცეცხლგამძლე მასალის გახსნის სიჩქარე იზრდება უფრო მეტად, ვიდრე მისი გამხსნელი თხევადი ფაზის შეწოვის სიჩქარე. მოცემულ ტემპერატურაზე უფრო მსხვილი ფორების მქონე ცეცხლ-

გამძლე ზრდის თხევადი ფაზის შეწოვის სიჩქარეს უფრო მეტი ხარისხით, ვიდრე გახსნის სიჩქარე.

ზემოაღნიშნულიდან ჩანს, რომ ცეცხლგამძლე მასალაზე თხევადი ფაზის მოქმედება ამ მასალისა და თხევადი ფაზის ფიზიკურ-ქიმიური თვისებების შედეგია, აგრეთვე დამოკიდებულია ცეცხლგამძლე მასალის, როგორც ფორიანი სხეულის სხვა მახასიათებლებზე.

ცეცხლგამძლე მასალისა და თხევადი ფაზის ურთიერთქმედება ამ უკანასკნელის ზედაპირული დაჭიმულობის გადიდებით ძლიერდება, ასევე დასველების გაუმჯობესებით, თხევადი ფაზის სიბლანტის შემცირებით, მასალის ფორების რაოდენობისა და ზომების გადიდებით, ტემპერატურისა და ურთიერთქმედების დროის გაზრდით.

ამიტომ, ცეცხლგამძლე მასალის წიდამდეგობა რომ გაიზარდოს, საჭიროა მასალის დამზადება შედარებით მცირე ფორებით და მათი მინიმალური ზომებით, რაც ერთობლივად მიიღწევა. ასეთი სტრუქტურა ერთდროულად ზრდის მასალის წინაღობას დაჟანგვისადმი.

წიდებისა და სხვა აგრესიული მედიების მიმართ სილიციუმის კარბიდის ცეცხლგამძლე მასალის დამოკიდებულება განისაზღვრება იმით, რომ სილიციუმის კარბიდი

ითვლება, როგორც აღმდგენელი და მისი დაჟანგვის პროდუქტი კაჟმიწა ე.ი. ქიმიურად მჟავა მასალა – მჟავა ოქსიდი. გარდა ამისა, წიდამდეგობისათვის დიდი მნიშვნელობა აქვს კომპოზიტის შედგენილობას და იმას, თუ რომელია სილიციუმის კარბიდის შემკვერელი –კაჟმიწა, ცეცხლგამძლე თიხა, სილიკატები, სილიციუმის ნიტრიდი, სილიციუმის ოქსინიტრიდი თუ სხვა. ამასთან, ეს განსაზღვრავს ამ კომპოზიტების მდგრადობას დაჟანგვის და სხვა აგრესიული მედიების მიმართ.

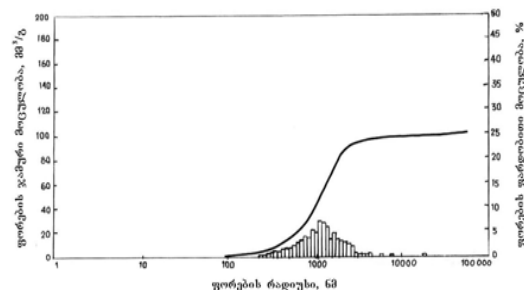
წიდამდეგობა დამოკიდებულია მრავალ ფაქტორზე: პროცესის ტემპერატურულ პირობებზე, ცეცხლგამძლე ნაკეთობისა და წიდის ქიმიურ შედგენილობაზე, ურთიერთმოქმედი მასალების რაოდენობაზე, ფიზიკურ თვისებებზე, სტრუქტურაზე და სხვა.

არსებობს მოსაზრება, რომ სიმტკიცის ზღვარი კუმშვისას, აირშეღწევადობა, დამატებითი ჩაჯდომის სიდიდე და სხვა მაჩვენებლები სრულად ვერ განსაზღვრავს ცეცხლგამძლე მასალების მუშაობის ხანმდეგობას. გადამწყვეტი მნიშვნელობა აქვს საერთო ფორიანობისა და ფორების ხვედრითი ზედაპირის სიდიდეს, რადგან მათი გაზრდით იზრდება წიდა- ცეცხლგამძლის კონტაქტის ფართობი.

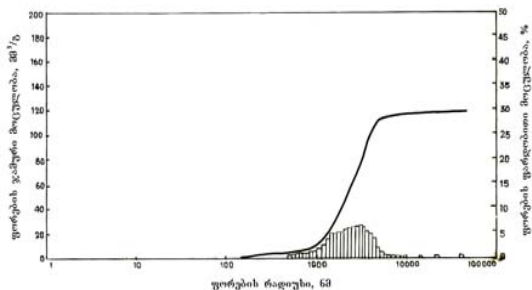
ცეცხლგამძლე მასალების კოროზიას და ეროზიას წინ უსწრებს მისი გაჟღენთა გაღებობილი წილებით, კაპილარული ძალების მეშვეობით. ყველა დანარჩენ თანაბარ პირობებში პროცესის მიმდინარეობა ცეცხლგამძლეში, თხევადი წიდის შეღწევის რაოდენობა და სიღრმე დასაწყისში, ხოლო საბოლოოდ ცეცხლგამძლის ცვეთის ხარისხი განისაზღვრება ფორიანი მასალის სტრუქტურის თავისებურებით, კერძოდ მნიშვნელოვანია თანაფარდობა სხვადასხვა ზომის ფორებს შორის. ექსპერიმენტით დადგენილია, რომ მეტალურგიული წიდეები კაპილარული შეწოვის დროს პრაქტიკულად არ აღწევს 5 მკმ-ზე ნაკლები რადიუსის ფორებში, ე.ი. ცეცხლგამძლე მასალებში ჯამური ფორიანობა არ ახასიათებს მის აღნაგობას. ფორიანი მასალების აღნაგობისათვის ყველაზე მნიშვნელოვანი მახასიათებელია ფორების სიდიდე.

სწორედ ამიტომ, ჩვენ მიერ მიღებული კომპოზიტების წიდამედგობის განსაზღვრისთვის აუცილებელია ამ კომპოზიტების ფორების ზომებისა და ფორების მოცულობის განსაზღვრა. შევარჩიეთ KN_3 , KN_4 , KN_7 , KN_8 კომპოზიტების ნიმუშები.

ფორების სიდიდისა და მოცულობითი შემცველობის განსაზღვრის სხვადასხვა მეთოდი არსებობს. გამოვიყენეთ ხელსაწყო Pascal 240. ცდები ჩატარდა გერმანიის ქალაქ კლაუსტალის ტექნიკური უნივერსიტეტის კერამიკის კათედრაზე. შედეგები წარმოდგენილია 5.26-5.29 სურათებზე.



სურ. 5.26. KN_3 კომპოზიტის ფორების ფარდობითი მოცულობის და ჯამური მოცულობის დამოკიდებულება ფორების რადიუსზე



**სურ. 5.27.KKN4 კომპოზიტის ფორების
ფარდობითი მოცულობის და ჯამური მოცულობის
დამოკიდებულება ფორების რადიუსზე**

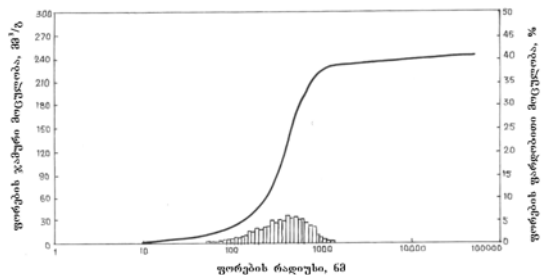
ამ მეთოდის საშუალებით შესწავლილია ფორების ზომები.

როგორც 3.26 სურ-დან ჩანს, ნიმუში KN3 არ შეიცავს 100 ნმ-მდე რადიუსის მქონე ფორებს და, რა თქმა უნდა, ამ დროს მისი ფორიანობა ნულის ტოლია, ფორების რადიუსის ზრდა ხდება 100 ნმ-დან და რადიუსის ზრდასთან ერთად 1000 ნმ-მდე იზრდება ნიმუშების ფორიანობაც. 800-დან 2000 ნმ-მდე რადიუსის მქონე ფორები ნიმუშში მაქსიმალური რაოდენობითაა და, შესაბამისად, ამ ინტერვალში მკვეთრად იზრდება ფორიანობა, 100 მმ³/გ აღწევს. შემდგომი რადიუსის

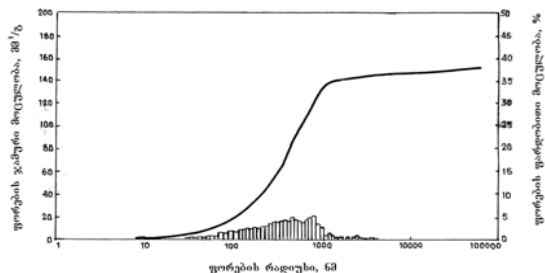
ზრდით მათი რაოდენობა მცირდება და სურათზე ფორების მოცულობის ზრდაც შენელებულია. 5000 ნმ-ის რადიუსის ფორები შემდგომ პრაქტიკულად არ არის და ფორიანობაც უცვლელია (სურ. 5.26).

5.27 სურ-დან ჩანს, რომ ნიმუში KN4 არ შეიცავს 400 ნმ-მდე რადიუსის მქონე ფორებს, 400-დან ფორების რადიუსის ზრდასთან ერთად 5000 ნმ-მდე იზრდება მოცულობა. 5000 ნმ-დან 10000-მდე ფორების რადიუსი იზრდება, მაგრამ ამ რადიუსის მქონე ფორების რაოდენობა მცირდება, ამიტომ მოცულობის ზრდა შედარებით უმნიშვნელოა. 10000 ნმ-ზე უფრო დიდი ზომის რადიუსის ფორებიც საკმაოდ უმნიშვნელოა და მოცულობის მატებაც შესაბამისია. ფორების საერთო მოცულობა აღწევს 120 მმ³/გ-ს, 1000 ნმ-ის დროს 10 მმ³/გ-ის ტოლია. მაქსიმალური რადიუსის დროს 80 მმ³/გ.

KN3 ნიმუშისგან განსხვავებით KN4-ში 1000 ნმ-ის რადიუსის ფორები უმნიშვნელოა და მატებას იწყებს 1000 ნმ-იდან, მაშინ, როდესაც KN3-ში 1000 ნმ რადიუსის მქონე ფორები მაქსიმალური რაოდენობითაა და უკვე 1500 ნმ-დან შემცირებას იწყებს. მაქსიმალური მოცულობა KN3-ში 100 მმ³/გ-ია, KN4-ში – 120 მმ³/გ.



სურ. 5.28. KN7 კომპოზიტის ფორების ფარდობითი მოცულობის და ჯამური მოცულობის დამოკიდებულება ფორების რადიუსზე



სურ. 5.29. KN8 კომპოზიტის ფორების ფარდობითი მოცულობის და ჯამური მოცულობის დამოკიდებულება ფორების რადიუსზე

KN7-ის შედგენილობაში (სურ. 5.28) არის 10 ნმ-ის რადიუსის მქონე ფორები. 10 ნმ-დან 100 ნმ-მდე უმნიშვნელოდ იზრდება, რასაც ასევე ახლავს უმნიშვნელო მოცულობის მატება. ფორების მაქსიმალური რაოდენობა არის 700–800 ნმ-ის ზომის. რადიუსის ზრდას 300-დან 800 ნმ-მდე ახლავს მოცულობის მკვეთრი ზრდა 40-დან 160 მმ³/გ-მდე. შემდეგ 800–1000 ნმ რადიუსის ფორების რაოდენობა მცირდება, მაგრამ მოცულობის მკვეთრი ზრდა 225 მმ³/გ-მდე გრძელდება. 1000 ნმ-დან უფრო დიდი რადიუსის ფორებს არ შეიცავს, მაგრამ მოცულობა მაინც უმნიშვნელოდ მატულობს და 100 000 ნმ-ის შემთხვევაში 240 მმ³/გ შეადგენს.

KN8 კომპოზიტის ნიმუში შეიცავს 7 ნმ-ის რადიუსის მქონე ფორებს. სწორედ აქედან იწყება მოცულობის ზრდა. რადგან 100 ნმ-მდე რადიუსის მქონე ფორები მცირე რაოდენობითაა ნიმუშში, მოცულობის ზრდაც უმნიშვნელოა და 20 მმ³/გ-მდე აღწევს. ძირითადად ნიმუშის შემცველი ფორების რადიუსი 100–1000 ნმ-ის ინტერვალშია და როგორც 5.28 სურ-დან ჩანს, მოცულობაც ამ ინტერვალში მაქსიმალურია. იგი იზრდება 20-დან 140 მმ³/გ-მდე. ამის შემდეგ უმნიშვნელო რაოდენობის ფორები, რომელთა

დიამეტრი 1000 ნმ-ზე მეტია, ასევე უმნიშვნელოდ იწვევს მოცულობის 148 მ³/გ-მდე ზრდას. KN3, KN4 და KN7 ნიმუშებისაგან განსხვავებით, KN8-ში უფრო მცირე რადიუსის მქონე ფორები.

მიღებული გრაფიკების მიხედვით შედგა ცხრილი, სადაც მოცემულია ყველა ზემოაღნიშნული კომპოზიტის ფორიანობა და ჯამური მოცულობა ფორების რადიუსზე დამოკიდებულებით (ცხრილი 5.17).

ცეცხლგამძლე მასალებში მიღებულია ფორების პირობითი დაყოფა ზომების მიხედვით:

მაკროფორები 1.7-170 მკმ

გარდამავალი 0.03-1.7 მკმ

ნანოფორები <0.030 ნმ

როგორც 5.17 ცხრილიდან და 5.26-5.29 სურათებიდან ჩანს, მიღებული კომპოზიტებიდან KN7 და KN8 შეიცავს ნანო- და გარდამავალ ფორებს, ხოლო KN3 და KN4 – ძირითადად გარდამავალ და მაკროფორებს. ამ ნიმუშებში მაკროფორების მაქსიმალური ზომა 6000 ნმ-ია. უმეტესი ნაწილი 1000 ნმ-დან 5000 ნმ-მდეა (ცხრილი 5.17).

ცხრილი 5.17

კომპოზიტების ფორიანობა და ფორების ჯამური მოცულობა

F ნდექსი	ღია ფორი-ანობა II %	მოჩვენებითი სიმკვრივე ρ, გ/სმ³	მაქსიმალური ჯამური მოცულობა, ΣΔV, მმ³/გ	ΣΔV მმ³/გ, ფორების ზომებისას, ნმ		
				10-100	100-1000	1000-10000
KN3	26	2.37	102	0	40	100
KN4	29	2.32	119	0	10	115
KN7	40	2.28	240	17	225	240
KN8	36	1.89	145	20	140	145

წიდამედევობის შესასწავლად მუშაობის პირობების სრულად მოდელირება ლაბორატორიულ პირობებში შეუძლებელია. მაგრამ მცდელობამ იმისა, რომ მხედველობაში ყოფილიყო მიღებული ყველა ფაქტორი, რომლებიც უფრო მნიშვნელოვანია კვლევისათვის, შესაძლებლობა შექმნა მიღებულიყო წიდამედევობის განსაზღვრის სხვადასხვა მეთოდი. ჩვენს შემთხვევაში განისაზღვრა ტაბლეტების მეთოდით, რომელიც საშუალებას იძლევა კარგად გა-

მოჩნდეს ცეცხლგამძლე მასალის რღვევის ხასიათი, მისი სტრუქტურის თავისებურებებიდან გამომდინარე.

ექსპერიმენტისათვის მოამზადეს ნიმუშები, ზომა Dd-20 მმ, h-15 მმ KN3, KN4, KN7, KN8 ნარევებისგან, რომელთა შედგენილობა მოცემულია 5.8 და 5.10 ცხრილებში. დააყალიბეს ნახევრად მშრალი მეთოდით 20მპა წნევით და გამოწვეს 1420°C ტემპერატურაზე, ბოლო ტემპერატურაზე 1-საათიანი დაყოვნებით.

მარტენის წილის ტაბლეტები ასევე დააყალიბეს ნახევრად მშრალი მეთოდით 10 მპა წნევით და მოათავსეს ცეცხლგამძლე მასალის ნიმუშებზე – ცილინდრებზე და შემდეგ თერმულად დაამუშავეს ღუმელში 1450°C-ზე 2 საათის განმავლობაში. წილით დამუშავებული ნიმუშები გადაჭრეს ღერძის გასწვრივ, რის შემდეგაც შტანგენ-ფარგალის დახმარებით განისაზღვრა კოროზიის სიღრმე, როგორც მანძილი ზედაპირიდან, რომელზეც მოთავსებული იყო ნიმუშები-ტაბლეტები, მასალისგან დაშორებული წილის გავრცელების საზღვრამდე. მასალის ტექსტურის ხარისხი მით უფრო ცუდია, რაც უფრო ჩქარა და მეტი რაოდენობის წიდა აღწევს ცეცხლგამძლეში. როდესაც ცეცხლგამძლის

წიდასთან კონტაქტის ზედაპირი სწრაფად იზრდება, მასალის კოროზია და ეროზიაც იზრდება.

ქვემოთ მოცემულია მარტენის წილის შედგენილობა (ცხრილი 5.18) და ცეცხლგამძლე კომპოზიტების KN3, KN4, KN7, KN8 წიდამდეგობის განსაზღვრის შედეგები (ცხრილი 5.19).

ცხრილი 5.18

**მარტენის წილის
ქიმიური შედგენილობა**

ქიმიური შედგენილობა, მას%									
SiO ₂	Al ₂ O ₃	FeO	Fe ₂ O ₃	CaO	MgO	MnO	P ₂ O ₅	SO ₃	S
18,90	5,63	12,40	4,32	39,20	9,42	8,30	1,11	–	0,32

სილიციუმის კარბიდის ზაზაზე მიღებული
ცეცხლგამძლე კომპოზიტების
წილამდგრადობა

ნიმუშის დასა- ხელება	ნარევის შედგენილობა, მას.წი					წინამედგრადობის მაჩვენებელი		
	SiC	Si	ჩასოვ- იარის თიხა	Al ₂ O ₃	BN	ფაზური შედეწი- ლობა	ამოჭმის დიაგნოსტიკა, მმ	სიღრმე, მმ ამოჭმის გაყენ- თვის
KN3	40	23	10	27	-	α-SiC, მულოტი, α - Al ₂ O ₃ , Si ₃ N ₄ , Si, SiO ₂	0	0
KN4	40	27	10	23	-	α-SiC, მულოტი, α - Al ₂ O ₃ , Si ₃ N ₄ , Si, SiO ₂	0	0
KN7	40	23	10	-	27	SiC, BN, Si ₃ N ₄ , Si	0	0
KN8	40	27	10	-	23	SiC, BN, Si ₃ N ₄ , Si	0	0

როგორც შედეგებიდან ჩანს (ცხრილი 5.19), სილიციუმის კარბიდის ცეცხლგამძლე კომპოზიტები მარტენის წილის მიმართ მდგრადობით გამოირჩევა. არც ერთ შემთხვევაში არ ხდება ნიმუშების ამოჭმა წილით, ყველა ნიმუშის გაყენების დიაგნოსტიკა ნულის ტოლია. რაც შეეხება გაყენების სიღრმეს, KN3 და KN4 ნიმუშებისათვის, შესაბამისად 2 და 3 მმ-ია. KN7 და KN8 ნიმუშებისათვის – ნულის ტოლია. ეს იმით აიხსნება, რომ, მიუხედავად მაღალი ფორიანობისა, მათი შემცველი ფორების რადიუსი 1000 ნმ-ზე ნაკლებია (სურ. 5.26, 5.27), ხოლო, რაც შეეხება KN3 და KN4 კომპოზიტების ნიმუშებს, მათი ფორების რადიუსი – 800–4000 ნმ-ის და 1000–6000 ნმ-ის ზღვრებშია, რაც აგრესიულ მედიას მასალასთან ურთიერთქმედებისათვის მეტ საშუალებას აძლევს (სურ. 5.28, 5.29).

დასკვნა

1. მიღებულია და შესწავლილი სილიციუმის კარბიდის კომპოზიტი გასუფთავებული და გაუსუფთავებელი აზოტის გარემოში ნიმუშების გამოწვით. შესწავლილია სილიციუმის კარბიდის, სილიციუმისა და თიხის ნარევის ტექნიკური აზოტის არეში გამოწვისას მიმდინარე ქიმიური პროცესები და მიღებული კომპოზიტის ძირითადი თვისებები. დადგენილია, რომ ტექნიკური აზოტის არეში გამოწვისას მიიღება სილიციუმის კარბიდის კომპოზიტი კომპლექსური შემკვრელით, რომლის ძირითადი ფაზებია: Si_2ON_2 , $3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$ და SiO_2 .

2. გასუფთავებული და გაუსუფთავებელი (ტექნიკური) აზოტის არეში გამოწვარი SiC -ს კომპოზიტები ძირითადი თვისებების მიხედვით ერთმანეთისაგან არ განსხვავდება.

3. შესწავლილია $\text{SiC-Al}_2\text{O}_3$ -ის კომპოზიტი, დადგენილია შემკვრელის სახეობა და შედგენილობა. დადგენილია, რომ $\text{SiC-Al}_2\text{O}_3$ -ის კომპოზიტი მიიღება კომპლექსური შემკვრელით. SiC -ის კომპოზიტისაგან განსხვავებით შემკვრელი SiO_2 -ს არ შეიცავს. შემკვრელში კაჟმიწის (SiO_2) ნაცვლად მულიტის გაზრდილი რაოდენობა განაპირობებს იმან, რომ დამატებული Al_2O_3 -ის ნაწილი შეუკავშირდა SiO_2 -ს $3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$ -ის წარმო-

ქმნით. ასევე გაიზარდა სილიციუმის ოქსინიტრიდის (Si_2ON_2) რაოდენობა.

4. $\text{SiC-Al}_2\text{O}_3$ -ის კომპოზიტში შემკვრელის წარმოქმნა იწყება 1200°C -დან. აზოტირების პროცესი ვრცელდება ნიმუშის სისქის მთელ ფენაში. იგი გამოირჩევა მაღალი ფიზიკურ-ტექნიკური მაჩვენებლებით, SiC -ს კომპოზიტთან შედარებით.

5. შესწავლილია SiC-BN -ის კომპოზიტი, დადგენილია შემკვრელის სახეობა და მისი შედგენილობა. KN5-KN8 რენტგენოგრამებზე არ შეინიშნება მულიტის არსებობა. KN5 -ში სილიციუმში მთლიანად დაიხარჯა ოქსინიტრიდის წარმოქმნაზე. KN6-KN8 რენტგენოგრამებზე ოქსინიტრიდის პიკები შედარებით დაბალი ინტენსიურობისაა და, შესაბამისად, იზრდება Si -ის დამახასიათებელი პიკები. თიხის ტემპერატურული გარდაქმნის შედეგად მიღებულია მინისებრი ფაზა, რომელიც Al_2O_3 -ით არის გაჯერებული. კომპლექსური შემკვრელი შეიცავს სილიციუმის ოქსინიტრიდსა და ალუმინსილიკატურ ფაზას.

6. SiC -ს კომპოზიტისაგან და მასზე 30% Al_2O_3 -ის დამატებისას ცხელი დაწეხით მიღებულია SiC 1 და SiC 2 კომპოზიტები 1600°C -ზე 16 მკ წნევით და ბოლო ტემპერატურაზე

5-7 წუთი დაყოვნებით. ჩატარებულია მიღებული ნიმუშების ფიზიკურ-ტექნიკური თვისებების კვლევა: ფაზური შედგენილობა და მიკროსტრუქტურა შესწავლილია რენტგენოსტრუქტურული და მიკროსკოპული ანალიზით. დადგენილია, რომ მიღებული კომპოზიტები ხასიათდება მაღალი ფიზიკურ-ტექნიკური თვისებებით.

7. შესწავლილია კომპოზიტების მედეგობის უნარი დაჟანგვისადმი. დადგენილია, რომ დანამატები და შემკველი გავლენას ახდენს და ზრდის SiC-ს მედეგობას დაჟანგვისადმი. აღსანიშნავია ის, რომ KNK-7 კომპოზიტში მასის ცვლილება არ ხდება 1300°C-მდე და სილიციუმის კარბიდთან ერთად არ იჟანგება ბორის ნიტრიდი.

8. ჩატარებულია KN1-KN4 და KN5-KN8 კომპოზიტების ქიმიური მდგრადობის განსაზღვრა: წყალში, მჟავაში, ფერად ლითონებში – ალუმინი, თუთია, კალა, ტყვია, ბრინჯაო, თითბერი და წიდის მიმართ. დადგენილია, რომ KN1-KN8 კომპოზიტები ხასიათდება მედეგობით წყლის (მედეგობა 100%), მჟავას (99,97%), ფერადი ლითონებისა და წიდის მიმართ.

9. შესწავლილია რენტგენოსტრუქტურული და ელექტრონულ-მიკროსკოპიული ანალიზის მეთოდებით საწყისი,

წყალ- და მჟავაგამძლეობის შემდეგ მიღებული ნიმუშები. განისაზღვრა აგრეთვე ფერადი ლითონებისა და მარტენის წიდის მიმართ მედეგობა.

10. დადგენილია, რომ მიღებული კომპოზიტების გამოყენება შესაძლებელია თერმოწყვილის დამცავი გარსაცმების დასამზადებლად მაღალ ტემპერატურაზე გამლღავლი შავი და ფერადი ლითონების ტემპერატურის გასაზომად. ფერადი ლითონების ხანგრძლივი, ხოლო შავი ლითონების მრავალჯერადი ხანმოკლე გაზომებისათვის დამუშავებულია თერმოწყვილის დამცავი გარსაცმების დამზადების ტექნოლოგია. შედგენილია წარმოების ტექნოლოგიური სქემა.

11. საქართველოში ამ დანიშნულების ცეცხლგამძლე მასალები არ იწარმოება. ადგილობრივი მეტალურგიული (რუსთავი, ქუთაისი) და კერამიკული საწარმოები და მინის ქარხანა (ქსანი) მუშაობს ჩინეთიდან შემოტანილი თერმოწყვილის ვოლფრამ-რენიუმის გამოყენებით, რომლებიც კომპლექტში შეაქვთ დამცავ გარსაცმთან ერთად. იგი ერთჯერადი დანიშნულებისაა და ძვირად ღირებული. ჩვენ მიერ შემუშავებული კომპოზიტებისაგან დამზადებული თერმოწყვილის დამცავი გარსაცმები შედარებით იაფი და მრავალჯერადი გამოყენებისაა.

ლიტერატურა

- 5.1. Z. Kovziridze, I. Hainrich, N. Nizharadze. Study of preparation and effect of Si_2ON_2 phase on the properties of SiC composite. 4th International Congress on Ceramics, Chicago, Illionis, USA, July 15-19, 2012. p.75
- 5.2. Z. Kovziridze, N. Nizharadze. Refractory nanocomposites in the $\text{SiC-Al}_2\text{O}_3\text{-Si}_2\text{ON}_2$ system// 12th Conference of the European Ceramic Society, Stockholm, Sweden, June 19-23, 2011.
- 5.3. ზ. კოვზირიძე, ნ. ნიჟარაძე, ვ. ქინქლაძე, მ. მშვილდაძე. $\text{SiC-Al}_2\text{O}_3\text{-BN-Si}$ სისტემაში კომპოზიტების მიღება აგრესიულ მედიებში სამუშაოდ // საქართველოს კერამიკოსთა ასოციაციის ჟურნალი “კერამიკა”, 1(24), 2011, გვ. 66-72.
- 5.4. Z. Kovziridze, A. Eliazashvili, N. Nizharadze, V. Kinkladze. HIGH REFRACTORY COMPOSITES ON THE BASIS OF SILICON CARBIDE// 1st International Conference for Students and Young Scientists on Materials Processing Science, Tbilisi, Georgia 10-13 October 2010, საქართველოს კერამიკოსთა ასოციაციის ჟურნალი “კერამიკა”, 1(24), 2011, გვ. 60-66.

- 5.5. Z. Kovziridze, I. Heinrich, J. Goerke, R. Bornhoeft, H. Kahnert, U. Nizharadze N. Tabatadze G. Investigation of Structural Properties of Hetero-Module Composite in the $\text{B}_4\text{C-BN-TiC-SiC-C}$ System.// 3rd International congress on Ceramics, November 14-18, 2010, Osaka, Japan. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 2010. p.1622-1625.
- 5.6. Z. Kovziridze, N. Kiknadze, J.G. Hainrich, R. Goerke, G. Tabatadze. STRUCTURAL RESEARCH OF $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiC}$ SYSTEM NANOCERAMIC COMPOSITE MATERIAL // 1st International Conference for Students and Young Scientists on Materials Processing Science, Tbilisi, Georgia 10-13 October 2010, საქართველოს კერამიკოსთა ასოციაციის ჟურნალი “კერამიკა”, 1(24), 2011, გვ. 66-72.
- 5.7. ზ. კოვზირიძე, ნ. ნიჟარაძე, ვ. ქინქლაძე, მ. მშვილდაძე. $\text{SiC-Al}_2\text{O}_3\text{-BN-Si}$ სისტემაში კომპოზიტების მიღება აგრესიულ მედიებში სამუშაოდ // საქართველოს კერამიკოსთა ასოციაციის ჟურნალი “კერამიკა”, 1(24), 2011, გვ. 66-72.
- 5.8. ზ. კოვზირიძე, ჯ. ანელი, თ. დგებუაძე. ელექტროგამტარი რეზინის გამოყენება სხვადასხვა სითხის შემცველი

ლითონური ავზების კედლებიდან გაჟონვის აღმოსა-
ჩენად // კერამიკა, 2010, N#1 (22), 2010.

5.9.Z. Mestvirishvili, J.Heinrich, Z. Kovziridze. IMPROVEMENT
OF BORON CARBIDE MECHANICAL PROPERTIES IN B-
C-Ti SYSTEM. // 1st International Conference for Students
and Young Scientists on Materials Processing Science, Tbilisi,
Georgia 10-13 October 2010, საქართველოს კერამიკოსთა
ასოციაციის ჟურნალი “კერამიკა”, 1(24), 2011, გვ. 55-59.

5.10.Z. Kovziridze, I. Heinrich, Nizharadze N. COMPOSITE
STABLE TO CORROSIVE MEDIA IN SiC-Al₂O₃-Si₂N₃
SYSTEM. INNOVATIVE TECHNOLOGIES AND MATE-
RIALS. International scientific conference devoted to the
memory of academician Teimuraz Loladze, Tbilisi, Georgia,
24-27 October 2011. Proceedings, p.223-237.

5.11. Кутателадзе К.С., Зедгинидзе Е.Н., Нижарадзе Н.С.,
Вассерман Э.М., Цветные металлы, М, 1970, №7, с. 5-7.

5.12. M.E.Washburn, Amer.ceram.Soc.Bull., 1987, v.46, N 7, p.667

5.13. ზ. კოვზირიძე, ა. სარუხანიშვილი, ჯ. ანელი. მასალათა
მედეგობა აგრესიული მედიების მიმართ: თბილისი:
სტუ, 2008. ISBN 078-9941-14-043-3. გვ. 160-200.

თავი 6. ნანოკომპოზიტის მიღება და შესწავლა ალუმინის ჟანგისა და სიალონის ბაზაზე

სიალონების რამდენიმე ტიპი არსებობს: α; β; X; O1; H; R
[6.1-6.5]. მათი დამყანავ გარემოში გამოყენება შეიძლება
1300°C ტემპერატურამდე და დამცავ გარემოში 1800° C-მდე
[6.5-6.7]. სიალონების მრავალფეროვანი ტიპებიდან ისინი,
ძირითადად, სამი ფაზის სახით არსებობს: α, β სიალონების
და აგრეთვე ამორფული ან ნაწილობრივ დაკრისტალებული
მარცვლების საზღვრებზე. α და β კატეგორიის სიალონები
ხასიათდება უნიკალური შეხამებით, უფრო მაღალი სისალით
ჩვეულებრივ სილიციუმის ნიტრიდთან შედარებით და ასევე
მაღალი სიმტკიცით. α სიალონის ფაზა ხასიათდება უფრო
მაღალი სისალით, ვიდრე β სიალონის. β სიალონი, როგორც
ჩვეულებრივი სილიციუმის ნიტრიდი, ხასიათდება უფრო
მაღალი დარტყმითი სიბლანტით. კერამიკა ზოგადად მაღალი
სისალითა და ცვეთამედეგობით ხასიათდება, მაგრამ მსხვრე-
ვადია, ამიტომ ჩვენი ყურადღება უფრო აქცენტირებული იყო
β სიალონის ფაზისკენ, რომ მიგვეღო შედარებით მაღალი
დარტყმითი სიბლანტისა და ბზარმედეგობის კომპოზიტი.
სწორედ ამიტომ შევარჩიეთ ალუმინსილიკატური ნედლე-

ულის გამოყენებით კომპოზიტის მიღება რეაქციული შეც-
ხოვით აზოტის გარემოში ალუმინთერმული მეთოდით,
რომელიც უზრუნველყოფს β სიალონის ფაზის წარმოქმნას
უფრო დაბალ ტემპერატურაზე, ვიდრე სხვა მეთოდების
გამოყენებისას [6.8-6.24].

6.1. ძირითადი ნაწილი

6.1 ცხრილში მოცემულია საკვლევი ობიექტის მატერია-
ლური შედგენილობა.

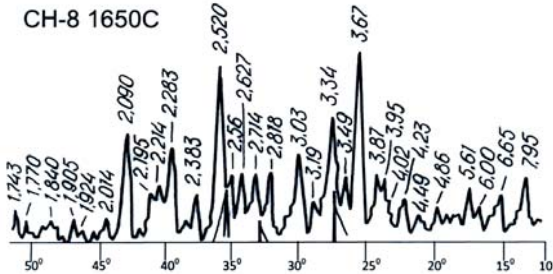
პოლოგის თიხის ქიმიური შედგენილობა შემდეგია
(მას.%): SiO_2 -47.92, Al_2O_3 -35.20, Fe_2O_3 -2.06, CaO -0.40, MgO -
0.30, ხურებითი დანაკარგი – 12.24. ცეცხლგამძლეობა – 1710–
1730°C.

კაოლინის ქიმიური შედგენილობა: (მას.%): SiO_2 -46.45,
 TiO_2 -0.33, Al_2O_3 -38.70, Fe_2O_3 -0.46, MgO -კვალი, CaO -0.36,
 Na_2O -0.45, K_2O -0.60, ხ.დ. – 13.63. ცეცხლგამძლეობა – 1770°C.

კომპოზიტის მიღების დეტალური აღწერა მოცემულია
ნაშრომებში [6.8-6.24]. ცხლად წნეხის შემდეგ კონსო-
ლიდირებული ნიმუშის ფაზური ანალიზი წარმოდგენილია
6.1 სურათზე.

ცხრილი 6.1

CN-8 კომპოზიტის მატერიალური შედგენილობა, მას. %								
დამამზადებ	გეოპოლიმერი							
	კაოლინი პროსიანაია (უფრინა ც/ც)	პოლოგის თიხა	Al	Al ₂ O ₃	Si	პერლიტი (საშხეთი)	MgO	Y ₂ O ₃
CN-8	13.9	4.63	23.15	27.78	25.00	2.78	0.92	1.8



სურ. 6.1. ცხლად წნეხით მიღებული
CN-8 კომპოზიტის X-ray

6.1 სურათიდან ჩანს, რომ CN-8 კომპოზიტის რენტგენოგრაფიაზე გამოკვეთილია სიალონის დამახასიათებელი რეფლექსები – d_{hkl} : 6,65; 5,45; 3,87; 3,67; 2,520; 2,21; ასევე ფიქსირდება კორუნდის დამახასიათებელი დიფრაქციული მაქსიმუმები – d_{hkl} :3,49; 2,52; 2,36; 2,09, რომელიც კაზშში შევიყვანეთ სიალონური ფაზის განსამტკიცებლად.

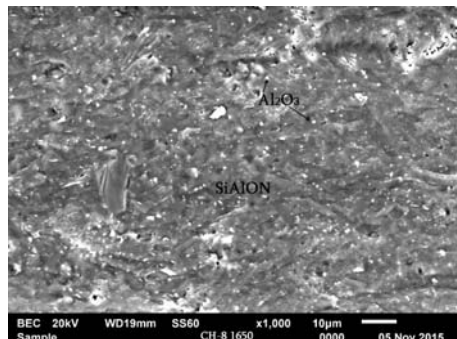
შესწავლილ იქნა მიღებული ნიმუშების ფიზიკურ-ტექნიკური თვისებები. შედეგები წარმოდგენილია 6.2 ცხრილში.

ნიმუშების ფორიანობა და სიმკვრივე განისაზღვრა ჰიდროსტატიკური აწონის მეთოდით, ხოლო სიმტკიცე – კუმშვისა და ღუნვისას 2054 p5 მარკის გამჭიმავ მანქანაზე. მიღებული შედეგები (ცხრილი 6.2) გვაძლევს იმის თქმის საშუალებას, რომ ცხელი წნეხით 1650°C ტემპერატურაზე და 30 მპა წნეხით ჩვენ მიერ შერჩეული შედგენილობის კომპოზიტის მიღებული ნიმუშები კონსოლიდირებულია და ფაზური შედგენილობაც დასახულ მიზანს ეთანადება, რასაც ელექტრონულ-მიკროსკოპული კვლევა ადასტურებს. 6.2 სურ-ზე წარმოდგენილია 1650°C ტემპერატურაზე მიღებული CN-8 კომპოზიტის ტეხის ელექტრონულ-მიკროსკოპული გამოსახულება.

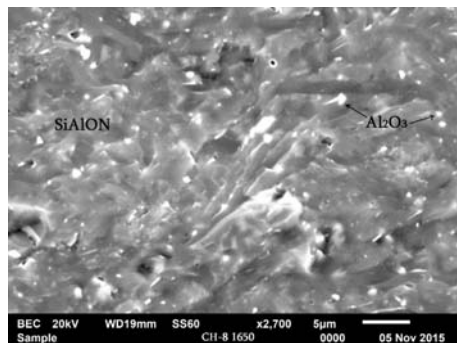
ცხრილი 6.2

ცხელი წნეხით 1600 და 1650°C ტემპერატურაზე მიღებული CN-8 კომპოზიტის ფიზიკურ-ტექნიკური თვისებები

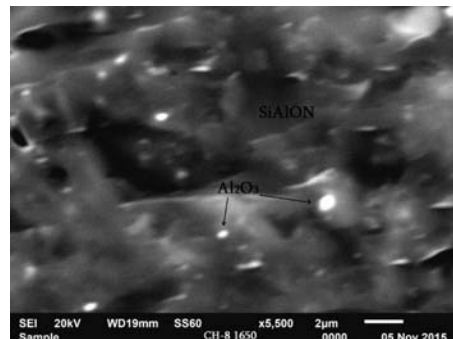
კომპოზიტის დასახელება	ღია ფორიანობა $w, \%$	საერთო ფორიანობა, $\Pi, \%$	სიმკვრივე $\rho_{\text{გ/სმ}^3}$	სიმტკიცის ზღვარი კუმშვისას, $\sigma_{\text{შეზღუდვით}}, \text{MPa}$	სიმტკიცის ზღვარი ღუნვისას, $\sigma_{\text{შეზღუდვით}}, \text{MPa}$	სისასიერო HV, GPa
CN-8 (1600°C)	0,7	2,49	3,17	1614	456	16
CN-8 (1650°C)	0,01	0,13	3,21	1923	470	19



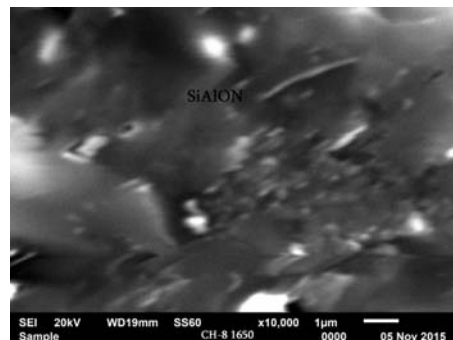
ა



ბ



გ



დ

სურ. 6.2. 1650°C ტემპერატურაზე მიღებული CN-8 კომპოზიტის
ტეხის ელექტრონულ-მიკროსკოპული სურათები

როგორც 6.2 სურ-დან ჩანს, კომპოზიტი შედგება ორი მყარი ფაზისგან: სიალონის მატრიცაში განლაგებული კორუნდის უწვრილესი მარცვლებისგან, ფორიანი ფაზა წარმოდგენილია ასევე მცირე რაოდენობის წვრილი ფორებით.

ტეხის სურათებიდან კარგად ჩანს, რომ მასალას აქვს დაშლის პლასტიკური ხასიათი, ბზარი წარმოიქმნება სიალონის ფაზაში და მისი გავრცელება შეზღუდულია როგორც სიალონით, ისე კორუნდის უწვრილესი ნანომარცვლებით.

ფორები ძირითადად მომრგვალებულია, გაანგარიშებულია ფორების საშუალო დიამეტრი (ცხრილი 6.3). დახურული ფორების საერთო მოცულობა 1,58% აღწევს და მცირედ განსხვავდება ჰიდროსტატიკური მეთოდით განსაზღვრული ფორების რაოდენობისაგან, რაც უნდა მივაწეროთ თითოეული მეთოდით ფორიანობის გაზომვის ცდომილებას. გამჭოლი და ნახევრად გამჭოლი ფორები მატრიცაში არ აღინიშნება. მორფოლოგიური სურათებიდან გამომდინარე, ფორების გადანაწილება მასალაში თანაბარსა და არათანაბარს შორისაა. მივიჩნიეთ, რომ ფორების მატრი-

ცაში გადანაწილების ფაქტორი ზ. კოვზირიძის ფორმულის მიხედვით იქნება 0.9 [6.25].

ცხრილი 6.3

ფორიანი ფაზის ანალიზი

კომპოზიტი CN-8	მხედველობის არე S, μm^2	დათვლილი ფორების რიცხვი, n	უდიდესი ფორის D _{მეც} , μm	უმცირესი ფორის D _{მინ} , μm	ფორების D _{მინ} , μm	ფორების შემცველობა, %
	345	8	2.0	0.2	0,4	1,98
	345	10	2.0	0.15	0,38	1,17
საშ.	345	18	2,0	0,15	0,4	1.58

გამოვიყენეთ ზ. კოვზირიძის ფორმულა, მიღებული კომპოზიტის მაკრომექანიკური თვისებების მატრიცაში ფორიან ფაზაზე დამოკიდებულების გამოთვლისათვის:

$$\sigma_{m/p} = \frac{P}{P_m \cdot F_p \cdot P_d \cdot P_{vol}}.$$

სადაც P არის დატვირთვა, MPa; F_p – ფორის ფორმის ფაქტორი; P_d – მატრიცაში ფორების განაწილების ფაქტორი. აღნიშნული სიდიდე 1-ის ტოლია, მისი მნიშვნელობის

შეფასება დამოკიდებულია მკვლევარზე, მორფოლოგიური სურათიდან გამომდინარე. იმის მიხედვით, თუ როგორ არის ფორები მასალაში განაწილებული და რა ზომისაა, ფაქტორის სიდიდე შესაძლებელია შეიცვალოს 1-დან 0.8 მათამდე. თუ ფორები თანაბრადაა მატრიცაში განაწილებული და დაახლოებით ერთი ზომისაა, ფაქტორი 1-ის ტოლი იქნება. ფაქტორი 0.9-ის ტოლია იმ შემთხვევაში, თუ ფორების განაწილება არათანაბარია და ბოლოს 0.8-ის ტოლია თუ ფორების კოალესცენციის¹¹ პროცესი დაწყებულია; Pvol. – ფორიანი ფაზის მოცულობითი წილი მატრიცაში; Pm – ფორების საშუალო ზომა.

$$\sigma_{\text{ფორ}} = \frac{470}{0.40, 0.1, 0.855} = \frac{470}{0.308} = \frac{1526 \text{ MPa}}{\mu\text{მ}}.$$

ფორების საშუალო ზომა 0.855 ავიღეთ საშუალო 1650°C-ზე გამომწვარი ნიმუშიდან: 0.13 ტოლი ჰიდროსტატიკური აწონის მეთოდით მიღებულისა და ელექტრონული მიკროსკოპიის სურათების ვიზუალური ანალიზის მიხედვით – 1.58 მას%-დან.

¹¹ კოალესცენცია – ფორების ზრდა მყარ სხეულში, რასაც თან ახლავს მათი ჯამური ზედაპირის შემცირება საერთო მოცულობის უცვლელობის დროს. ფორების კოალესცენციის პროცესი შეინიშნება შეცხოვის ბოლო სტადიებზე და განისაზღვრება მსხვილი ფორების ზომების ზრდით, მცირე ზომის ფორების ვაკანსიური ხსნადობის შედეგად.

6.2. კრისტალური ფაზის შემცველობა და საშუალო ზომები

განვსაზღვრეთ კორუნდის მარცვლების ზომები და შემცველობა მხედველობის სხვადასხვა არეში და გამოვიანგარიშეთ კორუნდის ფაზის შემცველობა კომპოზიტში (ცხრილი 6.4). კორუნდის მარცვლების შემცველობა რეალურად შეიძლება მეტიც იყოს, რადგან კორუნდის უწყვრილესი მარცვლების გარჩევადობა შეზღუდულია. ვინაიდან ნარევი შეიცავდა პერლიტს, კომპოზიტი გარკვეული რაოდენობით მინისებრ ფაზასაც შეიცავს. არაგაცის პერლიტი მთლიანად მინისებრი მასაა (96 მას.% მინა, დანარჩენი პლაგიოკლაზები, ფორები და აქროლადი ნივთიერებები), რომელიც 1240°C-ზე ღლდება [6.26].

სავარაუდოდ, შედგენილობაში დამატებული 2.78 მას.% პერლიტი წარმოშობს ევთექტიკურ ნალღობებს გეოპოლიმერის ინგრედიენტებთან, განსაკუთრებით ტუტე ქანგეულებთან და, რა თქმა უნდა, მასალაში მინისებრი ფაზის შემცველობა, $V_{\text{ფორ}}$ იმატებს. მისი შემცველობა მივიღეთ 6.5% ტოლად. აქედან გამომდინარე, კრისტალური ფაზის რაოდენობა იქნება:

$$100 - (V_{\text{ფფ}} + V_{\text{ფფ}}) = 100 - (0.8 + 6.5) = 92.7\%.$$

აქედან სიალონის ფაზა 92,7-23,5=69,2% იქნება. რაც შეეხება სიალონის მარცვლების ზომებს, მისი სტრუქტურა ფურცლოვანი პაკეტების სახითაა წარმოდგენილი და მხედველობის არეში ჩანს, როგორც უწყვეტი მატრიცა.

ცხრილი 6.4

**კორუნდის მარცვლების შემცველობა
კომპოზიტში**

კომპოზიტი C.N-8	ფაზის დასახელება	მხედველობის არე S, μM^2	დათვლილი მარცვ- ლების რიცხვი, n	უდიდესი მარცვლის Dmax, μM	უმცირესი მარცვ- ლის Dmin, μM	მარცვლების Dmid, μM	ფაზის შემცველობა, %
	Al ₂ O ₃	22,22	32	1,00	0,25	0,50	23,1
	Al ₂ O ₃	30,55	39	1,50	0,20	0,49	23,9
	საშ.	23,88	3,55	1,5	0,20	0.495	23,5

ჩატარებულ იქნა კომპოზიტის ნიმუშების მიკროს-პექტრული ანალიზი, რომლის შედეგები თანხვედრაშია რენტგენულ და ელექტრონულ-მიკროსკოპული ანალიზების შედეგებთან. მიკრორენტგენოსტრუქტურული ანალიზის შედეგები წარმოდგენილია 6.3 ა, ბ, გ, დ სურ-ზე.

¹² Vფგ – ფორიანი ფაზის მოცულობა

კრისტალური ფაზის გავლენის კორელაციური¹³ დამოკიდებულება მასალათა მიკრო- და მაკრომექანიკურ თვისებებზე გამოითვალა ზ. კოვზირიძის [6.27] ფორმულით:

$$\sigma_{cl} = \frac{P \cdot F_{kd}}{K_m K_v F_{kf}},$$

სადაც P დატვირთვაა; K_m – კრისტალების საშუალო ზომა; K_v – კრისტალების მოცულობითი წილი მატრიცაში; F_{kd} – კრისტალების მატრიცაში გადანაწილების ფაქტორი. თანაბარი განაწილების შემთხვევაში ტოლია 1-ის, არათანაბარი განაწილების შემთხვევაში – 0.9. F_{kf} – კრისტალების ფორმის ფაქტორი. მიიღება, როგორც კრისტალის უდიდესი მახასიათებელი ზომის ფარდობა უმცირესთან, რაც საშუალებას მოგვცემს დავახასიათოთ კრისტალების მოცემული ერთობლიობის ფორმა.

ვინაიდან მატრიცაში კრისტალების მოცულობითი წილი ძალიან მაღალია – 92.7 მას.%, ამიტომ F_{kd} განაწილების ფაქტორი მივიღეთ 1-ის ტოლი. კრისტალების საშუალო ზომა K_m ალუმინის ჟანგისათვის 0.495 μM შეადგენს.

¹³ კორელაცია – ხაზობრივი კავშირი შემთხვევით მოვლენებს შორის. კორელაციის საზომი არის კორელაციის ემპირიული კოეფიციენტი. სამეცნიერო ლიტერატურაში კორელაციაში გულისხმობენ სტატისტიკურად მნიშვნელოვან კავშირს სხვადასხვა პროცესის პარამეტრებს შორის. ტერმინის ასეთი ახსნა არ არის მკაცრი.

სიალონის კრისტალების აზომვა ვერ მოხერხდა, კონტურების არასიმკვეთრის გამო. ვიზუალურად მივიღეთ მისი და ალუმინის ჟანგის კრისტალების საშუალო ზომა ჯამში 2.5 μM -ის ტოლი. ამ კონკრეტულ შემთხვევაში ფორმის ფაქტორი ალუმინის ჟანგის კრისტალებისათვის, რომლებსაც მომრგვალებული ფორმა აქვს, მივიღეთ 1-ის ტოლი, ხოლო სიალონისათვის, რომლებსაც მოგრძო ფორმა აქვს – 2.5-ის ტოლი. ჯამში ფორმის ფაქტორი 2.5-ის ტოლად მივიღეთ:

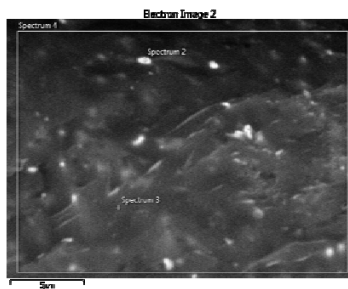
$$\sigma_d = \frac{470 \times 1}{2.5 \times 92.7 \times 2.5} = 0.811.$$

როგორც შედეგიდან ჩანს, მაღალი კორელაცია არსებობს და ეს გასაგებია, ვინაიდან კრისტალური ფაზის შემცველობა მაღალია, კრისტალების დისპერსიულობის ხარისხიც მაღალია და შედეგი მიიღწევა იმიტომ, რომ ფაზა თანაბრად არის განაწილებული მატრიცაში. მთავარი ფაზური მდგენელი მატრიცაში კრისტალური ფაზაა.

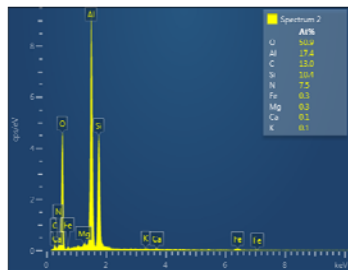
განისაზღვრა მიღებული კომპოზიტის დინამიკური სისალე და დრეკადობის მოდული თანამედროვე ISO-14577 საერთაშორისო სტანდარტის მოთხოვნების შესაბამის დინამიკურ ულტრამიკროსისალის DUH-211S ტესტერზე.

დინამიკური სისალე (DH) განისაზღვრება ტესტირების პროცესში ინდენტორზე მოდებული დატვირთვის სიდიდისა და მისი მასალაში შეღწევის სიღრმით. მეთოდის უპირატესობა, ჩვეულებრივი სტატიკური ანუ ანაბეჭდის დიაგნოზის გაზომვასთან შედარებით, იმაში მდგომარეობს, რომ შეიცავს როგორც პლასტიკურ, ისე დრეკად მდგენელებს.

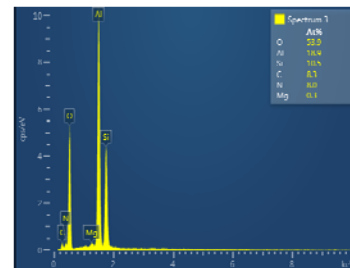
გაზომვების შედეგები არ არის დამოკიდებული ანაბეჭდის ზომებზე, დატვირთვებსა და დრეკადი ალღენის არაერთგვაროვნებაზე. დინამიკური სისალე განისაზღვრა დატვირთვა-განტვირთვის რეჟიმში, ვიდრე დრეკადი რელაქსაცია მოხდებოდა. შედეგები წარმოდგენილია 6.5 ცხრილში.



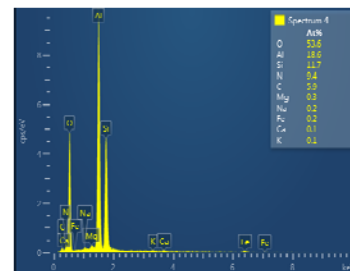
ა



ბ



გ



დ

სურ. 6.3. 1650°C ტემპერატურაზე
მიღებული CN-8 კომპოზიტის მიკროსპექტრული
ანალიზის შედეგები

ცხრილი 6.5

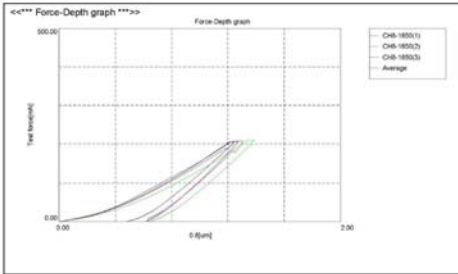
1650°C ტემპერატურაზე მიღებული CN-8 კომპოზიტის
მიკრომექანიკური მახასიათებლები

<<*** Test condition-CH8-1650 ***>>

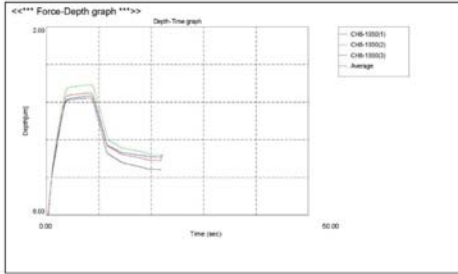
Test mode	Load-unload		
Sample name	CH8-1650	Sample No.	CH8-1650
Test force	200.00[mN]	Minimum force	1.96[mN]
Loading speed	1.0(70.0670[mN/sec])	Hold time at load	5[sec]
Hold time at unload	3[sec]	Test count	3
Parameter name	Parameter		
Comment	24.11.15. .SH8-1650-		
Poisson's ratio	0.250		
Cf-Ap,As Correction	ON		
Read times	2		
Indenter elastic	1.140e+006[N/mm2]	Indenter poisson's ratio	0.070

<<*** Test result ***>>

SBQ	Fmax	hmax	hp	hr	DHV-1	DHV-2	Eit	Length	HV	Data name
	[mN]	[um]	[um]	[um]			[N/mm2]	[um]		
1	206.11	1.2419	0.4801	0.6795	666.193	4435.000	9.252e+004	4.517	1910.017	CH8-1650(1)
2	210.42	1.3860	0.6371	0.8510	546.009	2550.168	8.182e+004	4.517	1949.885	CH8-1650(2)
3	206.11	1.2701	0.6173	0.7663	636.923	2659.186	9.501e+004	4.517	1910.001	CH8-1650(3)
Average	207.55	1.2993	0.5782	0.7656	616.375	3214.785	8.979e+004	4.517	1923.301	
Std. Dev.	2.484	0.076	0.085	0.086	62.672	1058.143	7007.244	0.000	23.023	
CV	1.197	5.879	14.783	11.204	10.168	32.915	7.804	0.000	1.197	



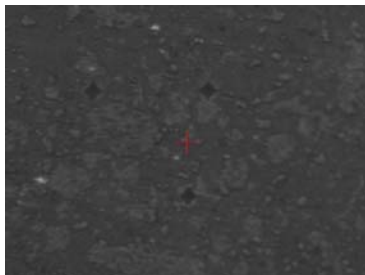
ა)



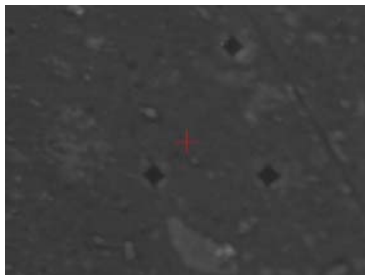
ბ)

სურ. 6.4. CN-8 კომპოზიტის მიკრომექანიკური მახასიათებლები
2 mN დატვირთვისას: ა) ინდენტორის მასალაში ჩაღრმავების
დამოკიდებულება დროზე, ბ) ინდენტორის დატვირთვის
დამოკიდებულება ანაბეჭდის სიღრმეზე

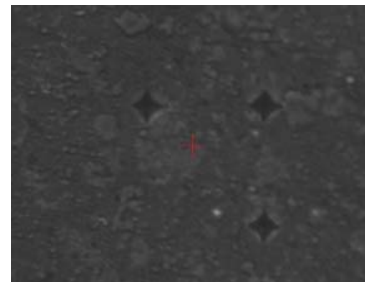
ინდენტორის ანაზეჟდების ანალიზი მიკროსისალის
გაზომვის შემდეგ მოცემულია 6.5 სურათზე.



ა) დატვირთვა 200 mN



ბ) დატვირთვა 300mN



გ) დატვირთვა 500mN



დ

სურ. 6.5. ინდენტორის ანაზეჟდები
სხვადასხვა დატვირთვისას

ცხრილი 6.6

ანაბეჭდებისა და ზზარების
საშუალო ზომები

ანაბეჭდის სურათის № და დატვირთვის მნიშვნელობა, mN	ინდენტორის მასალაში ჩასვლის სიღრმე h, μM	ანაბეჭდის დიაგონალის სიგრძე, a, μM	ანაბეჭდის დიაგონალის ნახევარი a/2, μM	ზზარის საშუალო სიგრძე l, μM	შენიშვნა
ა) 100	0.8200	3,546	1.773	ზზარი არ ფიქსირდება	ანაბეჭდი აღებულია მატრიცაზე
ბ) 200	1.2993	4,517	2.258	ზზარი არ ფიქსირდება	ანაბეჭდი აღებულია მატრიცაზე
გ) 300	1.8168	6,412	3.206	ზზარი არ ფიქსირდება	ანაბეჭდი აღებულია მატრიცაზე
დ) 500	2.8475	8,452	4.226	ზზარი არ ფიქსირდება	ანაბეჭდი აღებულია მატრიცაზე

როგორც 6.4 სურ-დან ჩანს, ანაბეჭდების საზღვრები გამოკვეთილია და 1000mN დატვირთვის დროსაც კი ზზარი არ შეიმჩვევა, რაც მიუთითებს ამ კომპოზიტის მაღალ ზზარმედგობაზე.

6.3. მასალათა მექანიკური
მოდული

მასალის მექანიკური მოდულის გამოთვლისათვის გამოყენებულ იქნა კოეზირიძის [6.28] მოდულის ფორმულა:

$$M = \frac{Kvol \cdot E \cdot Kic \cdot Pd}{Km \cdot Gvol \cdot Pvol \cdot Pm} MPa / \mu M^2,$$

სადაც Kvol არის მასალაში კრისტალური ფაზის მოცულობა %; E – ელასტიკურობის მოდული MPa; Kic – დამაბულობის ინტენსიურობის კრიტიკული კოეფიციენტი; Pd – ფორების მატრიცაში გადანაწილების ფაქტორი, რომელიც მიღებულია 1-ის ტოლად თანაბარი გადანაწილების, 0.9-ის ტოლად არათანაბარი გადანაწილების და 0.8-ის ტოლად ფორების კოალესცენციის შემთხვევაში; Km – მატრიცაში კრისტალების საშუალო ზომა, μM; Gvol. – მატრიცაში მინისებრი ფაზის შემცველობა, %; Pvol. – მატრიცაში ფო-

რების მოცულობა, %; Pm – მატრიცაში ფორების საშუალო ზომა, μM . მოდულის განზომილებაა $\text{MPa}/\mu\text{M}^2$.

ფორმულაში ვერ იქნება გათვალისწინებული გრიფიტის [7.29] ზხარები, დისლოკაციები კრისტალებში, ნანოდეფექტები მინაში, მაგრამ ფორმულა სრულ წარმოდგენას გვაძლევს მასალის გარე დატვირთვის წინააღმდეგ მედეგობის შესახებ, რომელიც მიახლოებულია ატომთა შორის კავშირის სიძლიერის გამოთვლილ მნიშვნელობებთან. სწორედ ამიტომ არის შეტანილი ფორმულაში ელასტიკურობის მოდული:

$$M=92.7 \times 8,987 \times 40.75 \times 0,9/2,5 \times 6.5 \times 0.855 \times 0.4= \\ =30184.6/7.6=5.45 \text{ GPa}/\mu\text{M}^2.$$

დასკვნა

მეტალოთერმული და აზოტის არეში რეაქციული შეცხოების მეთოდით სინთეზირებულია კომპოზიტი Al_2O_3 - SiAlON სისტემაში. მკვრივი მასალის მისაღებად ფორიანი (13–15 %) კომპოზიტი ატრიტორში დაწვრილმანების შემდეგ ცხლად დაიწნეხა 1650°C -ზე და შემდგომი კვლევები ჩატარდა როგორც მიკრო- და მაკრომექანიკური, ისე სტრუქტურულ-ოპტიკური, ელექტრონული მიკროსკოპული მეთოდებით. შესწავლილ იქნა ფორიანი ფაზა, განისაზღვრა მათი პროცენტული შემცველობა და ზომები, ასევე კრისტალური მდგენელების – სიალონის, ალუმინის ოქსიდის პროცენტული შემცველობა და მარცვლების ზომები.

კვლევის შედეგებით დადგინდა, რომ მიღებულია Al_2O_3 სიალონი სილიციუმის ნიტრიდის სტრუქტურით. ამას ხელს უწყობს დაბალ ტემპერატურებზე სილიციუმის ნიტრიდის ჯერ კიდევ ახლად წარმოქმნილი არასრულყოფილი კრისტალური მესერი, რომელიც, შედარებით დიდი სივრცის გამო, სტრუქტურაში იღებს ალუმინის ოქსიდს, ალუმინის ნიტრიდს, შემდეგ შედარებით მაღალ, 1350 – 1450°C ტემპერატურებზე ფორმირდება Al_2O_3 სიალონის სტრუქტურაში.

მიღებული მასალა ხასიათდება მაღალი საექსპლუატაციო თვისებებით. მექანიკა ღუნვაზე შეადგენს 470 MPa, ხოლო კუმშვაზე – 1923 MPa. მიკრომექანიკურმა ანალიზმა გვიჩვენა, რომ დატვირთვის პროცესში ბზარი სიალონის მატრიცაში არ წარმოიქმნება.

კომპოზიტის მაღალი თვისებები დადასტურდა კოვზირიძის მექანიკური მოდულის გაანგარიშებისას, მიღებულმა შედეგმა მოლოდინს გადააჭარბა. ამ მოდულის მიხედვით შეიძლება რეალური მსჯელობა მასალათა მედეგობის შესახებ გარე დატვირთვების წინააღმდეგ. მასალა მიღებულია მყარი ფაზური შეცხოვით.

კომპოზიტი დატესტილია აგრეთვე ზ. კოვზირიძის ფორმულით – მაკრომექანიკური თვისებების დამოკიდებულება მატრიცაში ფორიანი ფაზის შემცველობაზე.

მიკრო- და მაკროთვისებების განსაზღვრისათვის, მატრიცაში კრისტალური ფაზის შემცველობაზე დამოკიდებულებით, ასევე გამოყენებულ იქნა კოვზირიძის ფორმულა. მიღებულია მაღალი კორელაცია (0.811).

ლიტერატურა

- 6.1. Ekstrom T., Kall P.O., Nygren M., Olsson P.O. – Dense Single-Phase Beta-Sialon Ceramics by Glass-Encapsulated Hot Isostatic Pressing. – J. of mat. Sci.- 1989. V.24. p. 1853-1862.
- 6.2. Rosenflanz A., I-Wei-Chen.- Phase Relationships and Stability of a-SiALON,-J.Am.Ceram. Soc. 1999. V.82. №4. P. 25-28.
- 6.3. Стрелов К.К. Теоретические основы технологии огнеупорных материалов:учеб. пособие для вузов / К.К. Стрелов, И. Д. Кашеев. – 2-е изд., перераб. и доп. – М., 1996. – с. 608.
- 6.4. Чухolina Л.Н. Способ получения порошка сialона. <http://bd.patent.su/2378000> უკანასკნელად იქნა გადამოწმებული - 18. 11.2012.
- 6.5. Zheng G, Zhao J., Gao Z., Cao Q., - Cutting performance and wear mechanisms at Sialon-Si3N4 graded nano-composite ceramic cutting tools/ The International Journal of advanced Manufacturing Technology, 2012 V.58 , I. 1-4. P. 19-28.
- 6.6. Tressler R. E. Theory and Experiment in Corrosion of Advanced Ceramics//Corrosion of Advanced Ceramics/ NATO

ASI Series E: Applied Sciences/Ed. K.G.Nickel.-The Netherlands. 1994. N267. p. 3-22.

6.7. Piekarczyk J., Lis J., Bialoskorski J.- Elastic Properties, Hardness and Indentation Fracture Toughness of beta-Sialons/ Key Engineering Materials.- 1990. V. 89-91, p. 542-546.

6.8. ზ. კოვზირიძე, ნ. ნიჟარაძე, ნ. დარახველიძე, გ. ტაბატაძე, ზ. მესტვირისვილი. გეოპოლიმერის ბაზაზე აზოტის გარემოში მიმდინარე კარბო და ალუმინთერმული პროცესები. საქართველოს კერამიკოსთა ასოციაციის ჟურნალი „კერამიკა“ Vol.16 , N1(31), 2014, გვ.32-36

6.9. ზ. კოვზირიძე, ნ. ნიჟარაძე, ნ. დარახველიძე, გ. ტაბატაძე, თ. ჭეიშვილი, ზ. მესტვირისვილი, მ. მშვილდაძე, ე. ნიკოლეიშვილი. ნიტროალუმინთერმული პროცესებით სიალონების მიღება. საქართველოს კერამიკოსთა ასოციაციის ჟურნალი „კერამიკა“ Vol.16 . N2(32), 2014, გვ. 23-31.

6.10. Kovziridze Z., Nijaradze N., Tabatadze G., Cheishvili T., MestviriSvili Z., Nikoleishvili E., Mshvildadze M., Daraxvelidze N.Obtaining of Nanocomposites in SiC-SiAlON and Al₂O₃-SiAlON System by Alumothermal Processes. Journal of Electronics Cooling and Thermal Control, 2014, 4, *Published Online December 2014 in SciRes. Pp.1-13

<http://www.scrip.org/journal/jectc> USA, Delaware Impact Factor

6.11. Kovziridze Z., Nijaradze N., Tabatadze G., Daraxvelidze N., MestviriSvili Z.Obtaining of SiAlONs via alum-thermal and nitrogen processes. 14th International Conference of European Ceramic Society, 21-25 June, Toledo, Spain. Poster 2348. 2015

6.12. Kovziridze Z., Nijaradze N., Tabatadze G., Daraxvelidze N., MestviriSvili Z.Smart Materials in the SiAlON-SiC-Al₂O₃ System. Journal of Material Science and Engineering, International Conference and Expo on Ceramics. August 17-18, 2015 Chicago, USA.

6.13. ზ. კოვზირიძე, ნ. ნიჟარაძე, ნ. დარახველიძე, გ. ტაბატაძე, ზ. მესტვირისვილი. სიალონშემცველი კომპოზიტის მიღება ნიტროალუმინთერმული პროცესებით, რეაქციული შეცვლისა და ცხელი დაწნეხის მეთოდით. საქართველოს კერამიკოსთა ასოციაციის ჟურნალი „კერამიკა“ Vol.18. 1(35). 2016. გვ. 9-19.

6.14. Kovziridze Z., Nijaradze N., Daraxvelidze N., MestviriSvili Z. Smart Materials in the SiAlON-SiC-Al₂O₃-TiB₂-ZrB₂ System.

2nd Annual world Congress of Smart Materials (WCSM-2016)
4-6 March, 2016, Singapore

- 6.15. Kovziridze Z., Nijaradze N., Daraxvelidze N., Tabatadze G., MestviriSvili Z., Nikoleishvili E., Mshvildadze M., Preparation of Composites by Nitro Aluminothermic Processes, over β -SiAlON Matrix in the SiAlON-SiC-Al₂O₃ System. Journal of Electronics Cooling and Thermal Control , Vol.6 No.2, Pub. Date: June 15, 2016, PP. 62-77 Downloads-735. Views-887 (May 2017) Impact Factor.
- 6.16. Kovziridze Z., Nijaradze N., Daraxvelidze N., Tabatadze G., MestviriSvili Z. Obtaining of nano composites via alum-thermal and nitrogen processes in the SiC-Si₃N₄-ALN-AL₂O₃-SiO₂ System. 15th Conference&Exhibition of the European Ceramic Society, Ecers 2017, July 9-13, 2017 / Budapest, Hungary
- 6.17. ზ. კოვზირიძე, ნ. ნიჟარაძე, ნ. დარახველიძე, გ. ტაბატაძე, თ. ჭეიშვილი, ზ. მესტვირიშვილი, მ. მშვილდაძე. კომპოზიტის მიღება მეტალოთერმული და აზოტირების პროცესებით Si-SiC-Al გეოპოლიმერის სისტემებში. საქართველოს კერამიკოსთა ასოციაციის ჟურნალი „კერამიკა და მოწინავე ტექნოლოგიები“ Vol.19. 2(38). 2017. გვ. 33-52.

- 6.18. Kovziridze Z., Nijaradze N., Tabatadze G., Cheishvili T., MestviriSvili Z., Mshvildadze M., Daraxvelidze N. Kinkladze V. Obtaining Of SiAlON Composite via Metal-Thermal and Nitrogen Processes in the SiC-Si-Al-Geopolymer System. Journal of Electronics Cooling and Thermal Control, 2017, 7, 103-122,
- 6.19. Kovziridze Z., Nijaradze N., Daraxvelidze N., Tabatadze G., MestviriSvili Z. Obtaining of composite via metal-thermal and nitrogen processes in the SiC-Si-Al-geopolymer System. 7th International Congress on Ceramics – ICC7, Foz de Iguaçu, PR, Brazil, June 17-21, 2018.
- 6.20. ზ. კოვზირიძე, ნ. ნიჟარაძე, ნ. დარახველიძე, გ. ტაბატაძე, მ. ბალახაშვილი. რეაქციული შეცხოვის მეთოდით სიალონმემცველი კომპოზიტების მიღება SiC-B₄C-Si-Al-Al₂O₃ სისტემაში მეტალოთერმული და აზოტირების პროცესებით. საქართველოს კერამიკოსთა ასოციაციის ჟურნალი „კერამიკა და მოწინავე ტექნოლოგიები“ Vol.20. 2(40). 2018. გვ.13-17.
- 6.21. ზ. კოვზირიძე, ნ. ნიჟარაძე, ნ. დარახველიძე, გ. ტაბატაძე, ზ. მესტვირიშვილი. კომპოზიტების ფაზური შედგენილობის შესწავლა SiC-B₄C-Si-Al-Al₂O₃ სისტემაში. სა-

ქართველთა კერამიკოსთა ასოციაციის ჟურნალი „კერამიკა და მოწინავე ტექნოლოგიები“ Vol .21. 1(41). 2019. გვ.44-51.

- 6.22. Z. Kovziridze, N. Nijaradze, N. Daraxvelidze, G. Tabatadze, Z. Mestvirishvili, M. Balakhashvili, M. Mshvildadze. Obtaining of the Composite of β -SiAlON Matrix via Metal-Thermal and Nitrogen Processes in the B_4C -SiC- Al_2O_3 -Si-Al-Carbon Fiber-Geopolymer. System. XVI ECERS Conference and Exhibition of the European Ceramic Society. Torino. Italy. 16-20 June 2019. P.680. Abstract Book
- 6.23. Kovziridze Z., Nijaradze N., Daraxvelidze N., Tabatadze G., Mestvirishvili Z. Ceramic Composite in the SiC-SiAlON System. Euro Global Congress on Tychonix Nanotech. 2019 11-12 November. Valencia, Spain 2019.
- 6.24. Kovziridze Z., Nijaradze N., Daraxvelidze N., Tabatadze G., Mestvirishvili Z. Composite in the SiC- Al_2O_3 -BN-SiAlON System. 8th International Congress on Ceramics. August 23-28. Bexco. Busan. Korea.
- 6.25. ზ. კოვზირიძე. მაკრომექანიკური მახასიათებლების ფორმირება ფაზაზე დამოკიდებულების ფორმულა. Journal of the

Georgian Ceramists Association. Ceramics and Advanced Technologies Vol.20. 1(39). 2018. Pp.38-44. www.ceramics.gtu.ge

- 6.26. Ковзиридзе З.Д. Разработка научных основ и технологии получения цельсияновой и алюмосиликатной керамики с использованием барита и перлита. Диссертация на соискание ученой степени доктора технических наук. Тбилиси 1993. Стр. 41-50.
- 6.27. Z. Kovziridze. The Formula of Dependence of Mechanical Characteristics of Materials on Crystalline Phase Composition in the Matrix. Advances in Materials Physics and Chemistry. Vol.10 No.8, August 2020. ISSN: 2331-1959. DOI: [10.4236/amc.2020.108013](https://doi.org/10.4236/amc.2020.108013).
- 6.28. ზ. კოვზირიძე. კერამიკულ მასალათა და კომპოზიტების მექანიკური მოდულის ფორმულა. **საქართველოს ინტელექტუალური საკუთრების ეროვნული ცენტრი „საქპატენტ“ / ზ. კოვზირიძე. მოწმობა 7136 2017/10/11.**
- 6.29. Griffith A.A. Phil. Trans. Roy. Soc. London A221, 1920.

**თავი 7. მაღალტემპერატურული კომპოზიტის მიღება
და კვლევა SiC-SiAlON-Al₂O₃ სისტემაში**

შესავალი

ცნობილია, რომ კარბიდები, ბორიდები, ნიტრიდები, სილიციდები, სხვა მასალებთან შედარებით უპირატესია ისეთი საექსპლუატაციო თვისებებით, როგორებიცაა: მაღალი ცეცხლგამძლეობა, მაღალი მხურვალემდეგობა, კოროზიული მედეგობა აგრესიული მედიების მიმართ, სიმაგრე მოოსის სკალით მეტი 9-ზე, მაკრო- და მიკრომექანიკური თვისებები, სპეციფიკური ელექტრული და თბოფიზიკური თვისებები და სხვა [7.1-7.6]. ასეთ მასალებს სიალონები განეკუთვნება. კერამიკას, რომელიც შეიცავს სხვადასხვა ფაზას Si-Al-O-N სისტემაში ეწოდება სიალონი და მას მიაკუთვნებენ სიმონების კლასს. სიალონი, მაღალი საექსპლუატაციო თვისებების გამო, ხშირად იწოდება სუპერკერამიკად [7.7]. მისი სტრუქტურული ერთეულია ტეტრაედრი (Si,Al) (ON)₄, მსგავსად SiN₄ ტეტრაედრისა სილიციუმის ნიტრიდში (Si₃N₄) და SiN₃O-სა სილიციუმის ოქსინიტრიდში. სიალონები შეიცავს ისეთ სტრუქტურულ ტიპებს

და ფაზებს, რომლებიც ეფუძნება: აპატიტს, ალუმინის ნიტრიდს, სილიციუმის α და β-ნიტრიდს, სილიციუმის ოქსინიტრიდს, შპინელებს და სხვა. როგორც აღინიშნა, რეაქციულად შეცხოვრილი სიალონი მიიღება 1800°C-ზე, ცხელი წნეხით – 1750°C-ზე და უფრო მაღალ ტემპერატურებზე. ხოლო ნეიტრალურ გარემოში 1600°C.

ამდენად ჩვენ მიერ წარმოდგენილ ინოვაციურ ტექნოლოგიაში, ენერგეტიკული ეკონომია მნიშვნელოვანია. ცნობილი ტექნოლოგიით ნარევეს ამზადებენ: ალუმინის ნიტრიდის, სილიციუმის ნიტრიდის, ალუმინის ოქსიდის, სილიციუმის ორჟანგის და სილიციუმის ოქსინიტრიდისაგან. იშვიათ შემთხვევაში გამოიყენება ლითიუმ-ალუმინის ან მაგნიუმ ალუმინის შპინელი. ერთფაზიანი სიალონი შეიძლება არსებობდეს ვიწრო უბანში ფორმულით: Si_(6-x)Al_xO_xN_(8-x) სადაც 0 ≤ x ≤ 5. საუკეთესო თვისებებს სიალონი ამჟღავნებს Si₃Al₃O₃N₄ სისტემაში, რომელიც სტრუქტურულად და სიმტკიცით ახლოსაა სილიციუმის ნიტრიდთან, ხოლო ქიმიური თვისებებით-ალუმინის ოქსიდთან. ტექნოლოგიურად მრავალი მეთოდით დაყალიბების უნარის გამო ის ფართოდ გავრცელდა ტექნიკის მრავალ დარგში [7.7]. უნდა აღინიშნოს, რომ უპირატესი მჭრელი თვისებებით გამო-

ირჩევა სიალონი მინისებრი ფაზის მაღალი – 20–25% შემცველობით [7.7]. თერმომედეგობით სიალონები უპირატესია თითქმის ყველა კერამიკულ მასალაზე. KYON [7.7] ითვლება ყველაზე ეფექტურ მჭრელ მასალად. სიალონების რამდენიმე ტიპი არსებობს [7.8-7.9].

ცხრილი 7.1

ნარეგების შედგენილობები

კომპოზიტის ინდექსი	საწყისი კომპონენტის შემცველობა, მას.%							
	კაოლინი პრისიანა (უკრაინა)	Al	Al ₂ O ₃	SiC	Si	პერლიტი არაგაცის (მასხმბილი)	Y ₂ O ₃	MgO
SN-1	80,00	20,00						
SN-2	20,00	10,00		70,00				
SN-3	20,00	10,00	70,00					
SN-6	18,52	18,52	18,52	18,52	20,37	2,78	1,85	0,92
SN-7	13,89	20,15	13,00	22,78	20,00	3,0	1,85	0,92
SN-8	13,89	23,15	27,78		25,00	2,78	1,85	0,92
								4,63

7.1. ძირითადი ნაწილი

საწყისი მასალების სახით გამოყენებული ნედლეულებისაგან შედგა 7.1 ცხრილი, საიდანაც ჩანს ვარიაციული შედგენილობები. აღნიშნული შედგენილობიდან შევარჩიეთ 1450°C-ზე რეაქციულად შემცხვარი ნიმუში CH-7. მის სხვა შედგენილობებთან შედარებით, მაღალი ფიზიკურ-ტექნიკური მაჩვენებლების გამო: σკ=258 მპა, ქიმიური მედეგობა-წყლის მიმართ – 99.79, მჟავას მიმართ (H₂SO₄, ρ=1.84) – 99.25 და შემდგომი კვლევა გავაგრძელეთ თვისებების შესწავლით. კაოლინის ქიმიური შედგენილობა (მას%): SiO₂ – 46.45; TiO₂ – 0.33; Al₂O₃ – 38.70; Fe₂O₃ – 0.46; MgO – კვალი; CaO – 0.36; Na₂O – 0.45; K₂O – 0.60; ხ.დ. – 13.63; ცეცხლგამძლეობა – 1770°C. პოლოგის თიხა (მას.%) : SiO₂ – 47.92; Al₂O₃ – 35.20; Fe₂O₃ – 2.06; TiO₂ – 0.28; CaO – 0.40; MgO – 0.30; K₂O – 0.65; Na₂O – 0.42; ხ.დ. 12.24. ცეცხლგამძლეობა – 1760°C.

მკვრივი, მაგარი მასალის მისაღებად რეაქციულად შეცხოილი მასალა ჯერ დაიფჳვა ბურთულებიან წისქვილში 10 საათის განმავლობაში და შემდეგ 10 წუთი ატრიტორში. ცხელი წნეხისათვის პრეკურსორი მომზადდა ჰიდრავ-

ლიკური წნეხის საშუალებით – დისკოს დიამეტრი 70 მმ, სიმაღლე – 5 მმ და ცილინდრის ზომა – 15 მმ, 20 მპა წნევით. ცხელი წნეხა 1620°C-ზე ჩატარდა ვაკუუმში 30 მპა წნევით. ვაკუუმი 10^{-3} პა შეადგენდა. დაყოვნება საბოლოო ტემპერატურაზე 10 წთ. გამოწვის რეჟიმი: 20–500°C-მდე 7^ო წთ, 500–1400°C – 150°C წთ, 1400–1620°C – 10°C წთ. გაცივება – 10°C წთ. ცხლად დაწნეხილი ნიმუშის ღია ფორიანობამ შეადგინა 0.18 %, საერთო ფორიანობა – 2.58 %, $\sigma_v=1910$ მპა, $\sigma_L = 470$ მპა. უნდა აღინიშნოს, რომ მასალა იმდენად მაგარი აღმოჩნდა, რომ დისკოების აღმასის ქარგოლით ჭრის დროს, რამდენიმე აღმასის ქარგოლი დაზიანდა. შემდეგ შევეცადეთ 3000 ატმოსფერო წყლის ჰაერის წნევით გაგვეჭრა დისკო, მაგრამ უშედეგოდ, ე.ი სინთეზირებული მასალების ჭრით დამუშავება შესაძლებელია მხოლოდ ლაზერული ჭრით. შემდეგ ნიმუშები გამოიცადა როკველის ხელსაწყოზე, სადაც HRA-მ 94 შეადგინა. მიღებული მასალების დინამიკური მიკროსისალე და დრეკადობის მოდული განისაზღვრა ISO – 14577 საერთაშორისო სტანდარტის მოთხოვნების შესაბამისად დინამიკურ ულტრამიკროსისალის ტესტერზე DUN-211 S.

შედეგები წარმოდგენილია 8.2 ცხრილში და 8.1 სურ-ზე.

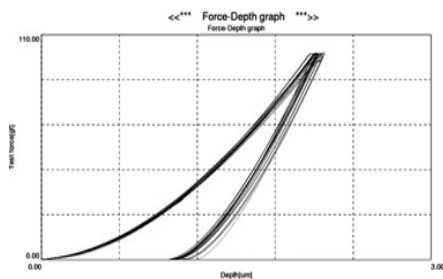
ცხრილი 7.2. CN-7 კომპოზიტის ტექნიკური მახასიათებლები 1N დატვირთვისას

<< Test condition-SiAlon-100 >>

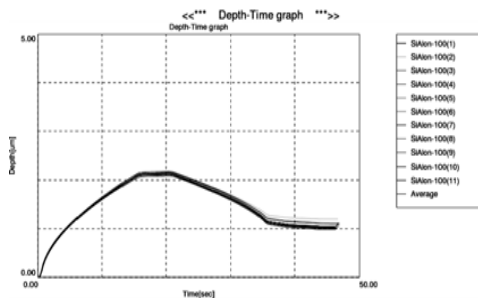
Load-unload			
Sample name	SiAlon-zv	Sample No.	#1
Test force	100.000[gf]	Minimum force	0.200[gf]
Loading speed	1.0(7.1448[qt/sec])	Hold time at load	5[sec]
Hold time at unload	3[sec]	Test count	23
Parameter name	Temp	Parameter	20
Comment	20.06.17-SiAlon-zv-100;DHV5-3		
Poisson's ratio	0.190		
Cf-Ap,As Correction	ON	Indenter type	Vickers
Read times	2	Objective lens	50
Indenter elastic	1.140e+006[N/mm2]	Indenter poisson's ratio	0.070

< Test result>

SEQ	Fmax	h _{ma}	h	h	DHV-1	DHV-2	E	Length	H	Data
	[]	[um]	[um]	[um]			[N/mm2]	[um]		
1	100.75	2.092	1.035	1.362	1124.60	4595.14	2.023e+0	12.13	1269.10	SiAlon-
2	100.86	2.140	1.197	1.445	1075.84	3439.72	2.028e+0	10.67	1641.87	SiAlon-
3	100.95	2.118	1.008	1.347	1099.60	4852.20	1.911e+0	11.98	1302.42	SiAlon-
4	100.84	2.130	0.998	1.352	1086.59	4949.25	1.881e+0	11.62	1384.29	SiAlon-
5	100.93	2.182	1.118	1.429	1036.18	3945.28	1.855e+0	12.72	1156.72	SiAlon-
6	100.62	2.094	1.024	1.313	1121.30	4691.48	1.921e+0	11.84	1330.42	SiAlon-
7	100.55	2.122	1.019	1.335	1090.71	4731.04	1.868e+0	11.55	1397.62	SiAlon-
8	100.82	2.135	1.001	1.336	1080.62	4912.61	1.834e+0	11.55	1401.67	SiAlon-
9	100.82	2.117	0.984	1.288	1099.47	5084.45	1.815e+0	11.40	1437.73	SiAlon-
10	100.82	2.176	1.097	1.416	1040.85	4092.73	1.848e+0	11.69	1366.62	SiAlon-
11	100.80	2.156	1.049	1.385	1059.58	4477.13	1.857e+0	—	—	SiAlon-
Averag	100.80	2.133	1.048	1.364	1083.21	4524.64	1.895e+0	11.71	1368.85	
Std.	0.12	0.02	0.06	0.04	28.96	502.83	7155.4	0.52	125.73	



ა)

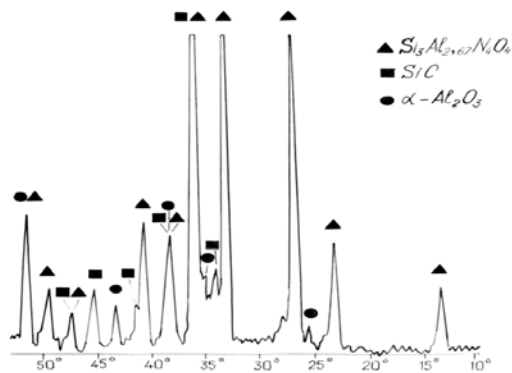


ბ)

სურ. 7.1. CH-7 კომპოზიტის მიკრომექანიკური მახასიათებლები 1 N დატვირთვისას ა) ინდენტორის მასალაში ჩაღრმავების დამოკიდებულება დროზე, ბ) ინდენტორის დატვირთვის დამოკიდებულება ანაბეჭდის სიღრმეზე

7.2 ცხრილიდან და 7.1 სურ-დან ჩანს, რომ ანაბეჭდები მატრიცაში, რომელიც სიალონურია თითქმის ერთი და იგივე სიღრმისაა 1N (100გ) დატვირთვის დროს. აქედან გამომდინარე შეიძლება დავასკვნათ, რომ მოცემული ფაზური შედგენილობის - SiC-SiAlON-Al₂O₃ მასალისათვის ოპტიმალური დატვირთვა 1 N შეადგენს. 7.2 ცხრილიდან ჩანს, რომ სისაღე ვიკერსის მიხედვით 13.68 GPa-ია, ანაბეჭდის საშუალო სიღრმე (სურ. 7.1) – 2.13 მკმ, დინამიკური სისაღე – DHV=10.83 GPa, ელასტიკურობის მოდული – E=189 MPa, ანაბეჭდის დიაგონალი – 11.72 მკმ. 7.2 ცხრილი და გრაფიკული მასალა 7.1 სურ-ზე გვიჩვენებს, რომ კომპოზიტის მატრიცა ჰომოგენურია და თვისებებში რყევები არ ახასიათებს, მიუხედავად იმისა, რომ ანაბეჭდები მატრიცის სხვადასხვა ადგილებშია აღებული (ცხრილი 7.2).

7.2 სურათი გვიჩვენებს მასალის ფაზურ შედგენილობას. X-ray გადაღებული DRON-3-ის ფაზური ანალიზი გვიჩვენებს: სიალონის, სილიციუმის კარბიდის და თიხურისგან წარმოქმნილი ალუმინის ჟანგის შემცველობას.



სურ. 8.2. CN 7 კომპოზიტის
X-ray

ნიმუშების სტრუქტურულ-მორფოლოგიური და ელემენტური შედგენილობის კვლევა შესრულებულია იაპონური კომპანია JEOL-ის მასკანირებელი ელექტრონული მიკროსკოპით JSM-6510LV, რომელიც აღჭურვილია ინგლისური კომპანია OXFORD INSTRUMENTS-ის ენერგოდიფრაქციული მიკრორენტგენოსპექტრული X-Max[®] ანალიზატორით. ზედაპირის ელექტრონული გამოსახულებების მიღება წარმოებდა როგორც მეორეულ (SEI), ისე არეკლილ (BES) ელექტრონებში, 20 კვ ამაჩქარებელი ძაბვის გამოყენებით. ზოგიერთ

შემთხვევაში, ზედაპირული მუხტის შემცირების მიზნით, ნიმუშების დაფარვა ხდებოდა Pt-ის, დაახლოებით 10 ნმ ფენით, იაპონური კომპანია JEOL-ის ვაკუუმური დაფარვის JEC-3000FC მოწყობილობით.

სტრუქტურული კვლევისათვის გამოვიყენეთ ელექტრონული მიკროსკოპული მორფოლოგიური სურათები დიფერენცირებული გადიდებით, რათა უკეთესად განგვესაზღვრა ფაზურ კვლევაში კრისტალებისა და ფორების ზომები. ფორები ძირითადად მომრგვალებულია, რაც მიუთითებს მასალის სრულად შეცხოზაზე (სურ. 7.3). დახურული ფორების საერთო მოცულობა შეადგენს 2.4%-ს, ხოლო მათი საშუალო დიამეტრი 1.7 მკმ-ია. ეს მონაცემები სრულად პასუხობს ბუდვორტის კვლევების შედეგებს ფორების მოცულობითი შემცველობის და მათი გავლენის შესახებ მატრიცაში მასალის ტექნიკურ თვისებებზე [7.10]. სხვა სახის ფორები, როგორებიცაა გამჭოლი და ნახევრად გამჭოლი, სტრუქტურაში არ შეინიშნება.

კრისტალური ფაზის მორფოლოგიური ანალიზისათვის ელექტრონულ-მიკროსკოპული სურათების მიხედვით მოცემული სხვადასხვა გადიდება საშუალებას იძლევა გაანალიზდეს თითოეული ფაზის აგებულება და ურთიერთ-

განლაგება. მცირედი გადიდების შემთხვევაში- $x100$ და $x270$ სიალონის მკვეთრი უპირატესი შემცველობა სურათზე არ ფიქსირდება, სავარაუდოდ, მისი არაგამოკვეთილი ფორმის გამო. ამ შემთხვევაში დომინანტი ფაზა, სურათებიდან გამომდინარე, არის SiC. რაც შეეხება ალუმინის ჟანგს, რომლის არსებობა დასტურდება რენტგენოსტრუქტურული ანალიზითაც, ძირითადად წარმოიქმნება გეოპოლიმერიდან, რომლის შემცველობა ნარევეში 18%-ია. ასევე შესაძლებელია მისი მცირე რაოდენობა წარმოიქმნას ალუმინის ფხვნილისაგან, ვინაიდან აზოტი ტექნიკურია. მისი შემცველობა კრისტალური ფაზის ანალიზისა და მარცვლების დათვლის მეთოდის გამოყენებით მიღებულ იქნა 5.7%-ს ტოლად. სილიციუმის კარბიდის შემცველობა სტრუქტურაში თითქმის უცვლელი რჩება, დაახლოებით 27.78 %. $x2700$ გადიდებისას სიალონის კონტურები სურათზე იწყებს გამოკვეთას და მისი ფორმები მორფოლოგიურ სურათზე შედარებით უკეთესი შესამჩნევია, მაგრამ არა გამოკვეთილი. განსხვავებული სურათი გვაქვს $x5500$ გადიდებისას, აქ უკვე შესაძლებელია ითქვას, რომ სტრუქტურა სიალონურია და ეს ფაზა მატრიცაში ვიზუალურად დომინანტურია. მისი შემცველობა ყველა წინა მორფოლოგიებში ჩვენი გათვ-

ლებით იგივე – 56.7 % იყო, მაგრამ ვიზუალურად არ ჩანდა. ამდენად, სიალონური SiC-SiAlON-Al₂O₃ შედგენილობის ჩვენ მიერ მიღებულ მასალებში, მორფოლოგიური სურათების ანალიზიდან გამომდინარე, მინიმალური გადიდება ვიზუალური ანალიზისათვის 5500-ს შეადგენს. $x10\ 000$ -ზე ნათლად იკვეთება სიალონის ფურცლოვანი სტრუქტურა და მისი დომინანტური როლი მორფოლოგიურ სურათში. ეს არის კლასიკური სიალონური მორფოლოგია. სხვა მდგენელები, მაგალითად SiC, რომლის შემცველობა 27.78 მას. %-ია, ნაკლებად დაიმზირება სიალონის ფურცლებით გადაფარვის გამო, თუმცა მისი როლი მასალის საექსპლუატაციო თვისებების ჩამოყალიბებაში მაღალია. მინისებური ფაზის როლი, რომელიც ჩვენი გათვლით 7.4% შეადგენს ასევე მაღალია და შევეცადეთ წარმოგვედგინა მასალის წარმოქმნის პროცესის მათემატიკურ გათვლაში. მართალია, 3% პერლიტური დოჰანტი დამატებულია, მაგრამ მისი ღირებულება, 1240°C ტემპერატურაზე გეოპოლიმერის ინგრედიენტებთან წარმოშობს ევთექტიკურ ნალღობებს, განსაკუთრებით ტუტე ჟანგულებთან, რის შედეგადაც მასალაში მინისებრი ფაზის შემცველობა 1620°C-ზე იმატებს.

ბატარებულ იქნა ფართო რენტგენოსპექტრული ანალიზი (სურ. 7.4-7.10), რომელიც საშუალებას იძლევა გამოსაკვლევ ობიექტში განვსაზღვროთ უმრავლესი ქიმიური ელემენტების უმცირესი რაოდენობა (მეტაქსედი %-ლი შემცველობები). რენტგენოსპექტრული ანალიზი დაფუძნებულია ელემენტების მახასიათებელი რენტგენული სპექტრის გამოსხივების ხაზების სიხშირის დამოკიდებულებას მათ ატომურ ნომერზე და ამ ხაზების ინტენსიურობებს შორის კავშირზე, ასევე ატომების იმ რაოდენობას შორის, რომლებიც მონაწილეობს მათ წარმოქმნაში.

7.4 სურ-ზე წარმოდგენილია მასალის მიკრორენტგენოსპექტრული იმიჯი 1, რომელიც მიღებულია ცხელი წნეხით 1620°C-ზე. ნიმუშზე აღებულია 4 სპექტრი. სურათზე და ცხრილშიც მოცემულია შემადგენელ ელემენტთა სქემა და მათი პროცენტული შემცველობა, საიდანაც ჩანს, რომ მასალის ძირითადი შემადგენელი სიალონია, რაც დასტურდება ჩვენი გათვლებითაც. სურათზე სიალონის შემცველი ელემენტების: სილიციუმის, ალუმინის, ჟანგბადისა და აზოტის პროცენტული შემცველობა ოთხივე სპექტრში თითქმის ერთნაირია. განსხვავებულია სპექტრი 4, სადაც ოდნავ მეტია აზოტის და ოდნავ ნაკლები ალუმინის შემ-

ცველობა, მაგრამ ეს იმდენად მცირეა, რომ სურათის მორფოლოგიურ ერთგვაროვნობას არ აზიანებს. ელემენტი ნახშირბადი დაფიქსირებულია თითქმის თანაბარი რაოდენობით ოთხივე სპექტრში. მისი რაოდენობა ადასტურებს SiC-ს მნიშვნელოვან შემცველობას კომპოზიტში. ჩვენი გათვლებით ეს სიდიდე 27.78 მას.%-ია. ჟანგბადის მნიშვნელოვანი მდგენელი ადასტურებს სიალონის გარდა Al_2O_3 -ის მცირე შემცველობას – 5.7 მას.%. ამ შემთხვევაში ჟანგბადის უმეტესი რაოდენობა სიალონმა მოიხმარა.

ელექტრონული 7.5 სურათის ანალიზის მიხედვით 25 და 26 სპექტრში იკვეთება რკინის შემცველობა, შესაბამისად, 21.9 და 22 მას.%, რაც მიუთითებს იმაზე, რომ რენტგენოსპექტრული ანალიზის მიხედვით რკინის აღნიშნული შემცველობა მიღებულია გეოპოლიმერის შედგენილობიდან, რის გამოც ამ ორ სპექტრში სავარაუდოდ სიალონისა და ალუმინის ჟანგის შემცველობა შესაბამისად მცირეა. დანარჩენი ოთხი სპექტრი გვიჩვენებს მხოლოდ სიალონის, SiC და Al_2O_3 -ს შემცველობას. უმნიშვნელო რაოდენობები როგორც: Mg, Y შეტანილია, როგორც დოპანტი, კრისტალების ზრდის ინჰიბიტორად, ხოლო Ca, Zr, Mn, Fe გეოპოლიმერის ქიმიური შედგენილობიდან და ასეთ მცირე მასურ შემც-

ველობებს საექსპლუატაციო თვისებებზე მნიშვნელოვანი გავლენის მოხდენა არ შეუძლია, ეს შეიძლება იყოს მხოლოდ მცირედი განსხვავება თეორიული გათვლებიდან, რაც ნებისმიერ მასალაში ვლინდება.

ელექტრონული 7.6 სურათის ანალიზით, მხოლოდ 31 და 35 სპექტრში ვლინდება რკინის შემცველობა, შესაბამისად, 5.5 და 4.2 მას.%, რაც ასევე, ჩვენი აზრით, გეოპოლიმერის შედგენილობიდან არის შეტანილი. დანარჩენ სპექტრებში ანალიზის მიხედვით მასალის ფაზური შემცველობა ძირითადად დაცულია მცირედი გადახრებით ფაზათა მასობრივ პროცენტებში, რაც ჩვეულებრივ მოვლენაა.

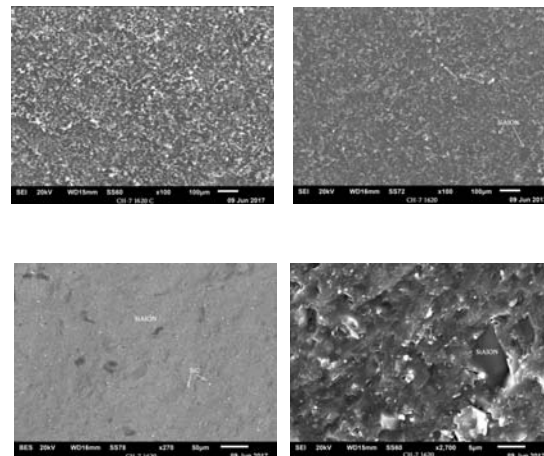
ელექტრონული 7.9 სურათიდან ჩანს, რომ ყველა სპექტრი გვაძლევს SiAlON, SiC, Al₂O₃ ფაზურ შედგენილობას. აქვე უნდა აღინიშნოს, რომ SiC ატომური პროცენტების შემცველობით სრულად არ იმზირება, როგორც ჩანს სი-ალონმა გადაფარა მისი შემცველობა და ნახშირბადი სპექტრზე მხოლოდ რვა პროცენტული შემცველობით განისაზღვრა. დანარჩენი მდგენელები: Ca, Zr, Mg, Fe უმნიშვნელო რაოდენობით აღირიცხება.

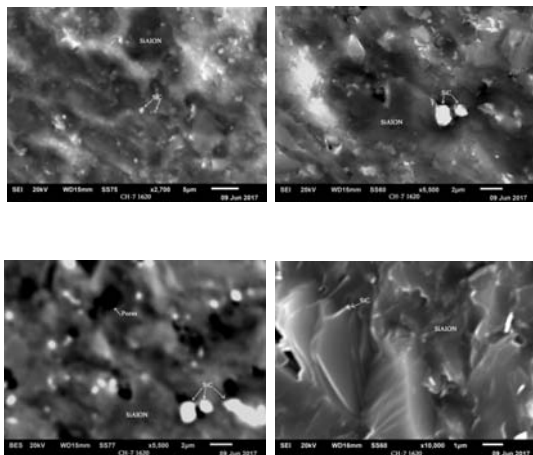
საინტერესოა ელექტრონული სურათი 7.13. აქაც 74 -ე და 76-ე სპექტრში რკინის შემცველობა, შესაბამისად, 26.3 და 38 პროცენტია, რაც გეოპოლიმერის მიერ არის შეტანილი. 77, 78 და 79 სპექტრები გვიჩვენებს მხოლოდ SiC-ს შემცველობას. როგორც ჩანს სპექტრი SiC მარცვლისაგან არის აღებული. 80 და 81 სპექტრი ძირითადად სიალონია, ხოლო 82-ში რკინის შემცველობა მცირედ – 6%-ით გამოვლინდა გეოპოლიმერიდან. დანარჩენი ელემენტები შეტანილი გეოპოლიმერიდან, არის უმნიშვნელო რაოდენობით.

ელექტრონული სურათი 7.7 გვიჩვენებს, რომ 104-107 სპექტრების მიხედვით ფაზურ შედგენილობაში მხოლოდ სილიციუმის კარბიდია ანუ სპექტრი აღებულია SiC-მარცვლებიდან. დანარჩენი სპექტრები გვიჩვენებს კომპოზიტის ფაზურ შედგენილობას SiC-SiAlON-Al₂O₃ სისტემაში.

სიალონის ფურცლოვანი სტრუქტურა ნათლად იკვეთება ელექტრონულ სურათზე 7.8. აქ გადიდება 10 000-ია. სპექტრები 111-ე და 113-ე გვიჩვენებს მხოლოდ სილიციუმის კარბიდის შემცველობას ანუ სპექტრი აღებულია კარბიდის მარცვალში. დანარჩენ სპექტრებზე დაიმზირება მიღებული კომპოზიტის ფაზური შემცველობა SiC-SiAlON-Al₂O₃ სისტემაში.

სურათებზე წარმოდგენილი მიკრორენტგენოსპექტრული ანალიზები მკვეთრ სურათს იძლევა სწორედ აღებულ წერტილებში არსებული ფაზის შემცველი ელემენტების შესახებ, საიდანაც ჩანს სიალონის, სილიციუმის კარბიდის და კორუნდის შემცველი ელემენტების ძირითადი ფაზების პროცენტული შემცველობა, გარდა რამდენიმე სპექტრისა, სადაც მხოლოდ სილიციუმის კარბიდის შემცველობაა აღრიცხული, ეს არის ჩვეულებრივი მოვლენა რენტგენოსპექტრული ანალიზისათვის. ყველა უბანზე პროცენტული თანაფარდობა, გარდა ასეთი გამონაკლისებისა, თითქმის ერთნაირია, რაც საკვლევი კომპოზიტის ერთგვაროვან სტრუქტურაზე მიუთითებს, იმ ფაზური შედგენილობით, რომელიც გათვლილ იქნა ჩვენ მიერ, მას. %: 56.7 – სიალონი, 27.78 – სილიციუმის კარბიდი, 5.7 – ალუმინის ჟანგი, 7.4 – მინისებრი ფაზა, 2.4 – ფორიანი ფაზა და გეოპოლიმერის ნარჩენი (სურ. 7.4-7.10).



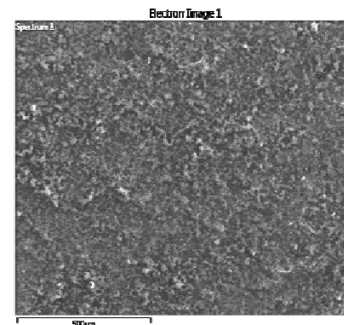


სურ. 7.3. CH-7 ნიმუშის
ელექტრონულ-მიკროსკოპული სურათები
სხვადასხვა გადიდებით

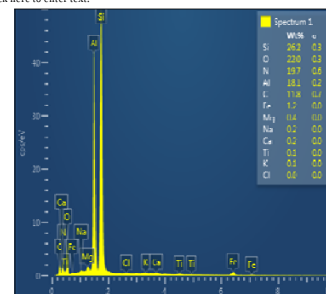
EDS CH-7 1620°C

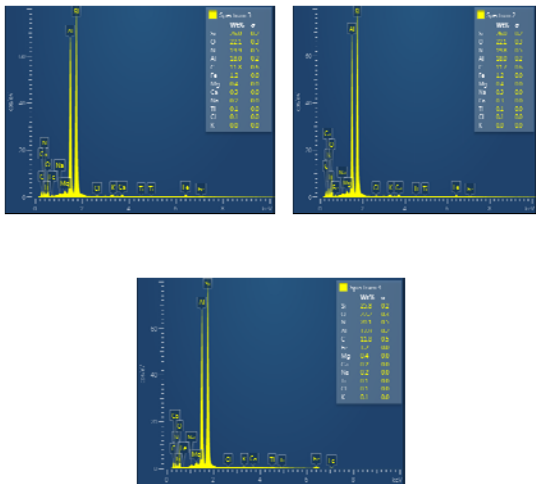
EDS CH-7 1620oC

6/9/2017



Click here to enter text.





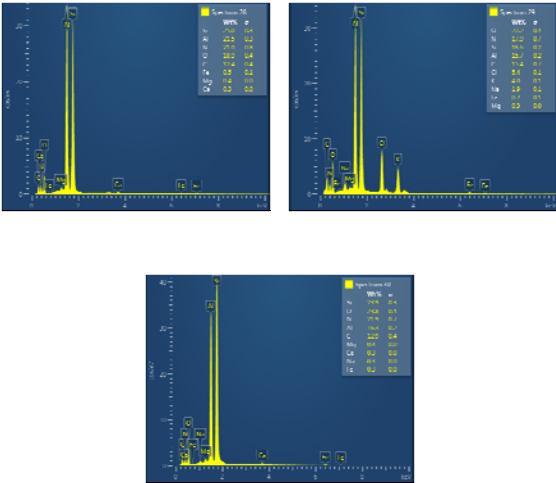
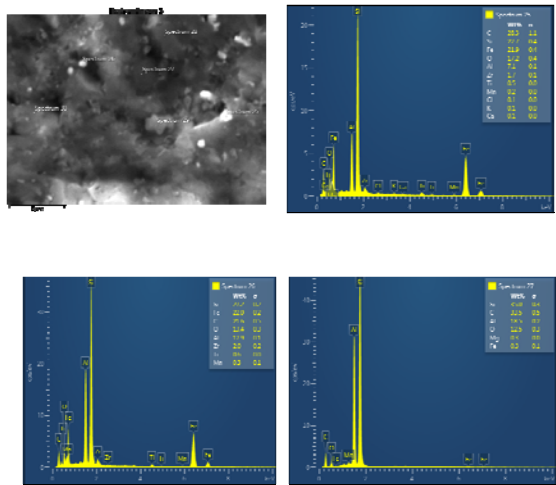
სურ. 7.4 CH-7 ნიბუშის რენტგენოსპექტრული
სურათები. ელექტრონული იმიჯი 1. ანალიზისათვის
აღებულია 4 წერტილი და ცხრილი 7.3 ელემენტთა
შედგენილობით

ცხრილი 7.3

Result Type	Atomic %			
Spectrum Label	Spectrum 4	Spectrum 1	Spectrum 2	Spectrum 3
C	17.99	18.17	18.01	18.02
N	26.34	25.91	26.01	26.16
O	25.52	25.34	25.50	25.46
Na	0.18	0.18	0.21	0.19
Mg	0.28	0.28	0.29	0.28
Al	12.19	12.35	12.32	12.26
Si	16.88	17.19	17.07	17.04
Cl	0.04	0.02	0.04	0.03
K	0.03	0.03	0.02	0.01
Ca	0.11	0.10	0.12	0.12
Ti	0.05	0.04	0.04	0.04
Fe	0.39	0.40	0.38	0.38
Total	100.00	100.00	100.00	100.00

Statisti	C	N	O	Na	Mg	Al	Si	Cl	K	Ca	Ti	Fe
Max	18.17	26.34	25.52	0.21	0.29	12.35	17.19	0.04	0.03	0.12	0.05	0.40
Min	17.99	25.91	25.34	0.18	0.28	12.19	16.88	0.02	0.01	0.10	0.04	0.38
Average	18.05	26.10	25.46	0.19	0.28	12.28	17.05	0.03	0.02	0.11	0.04	0.39
Standard Deviustion	0.08	0.19	0.08	0.01	0.00	0.07	0.13	0.01	0.01	0.01	0.00	0.01

EDS CH-7 1620°C



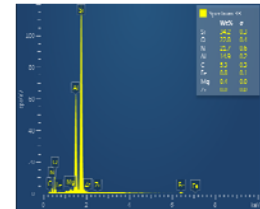
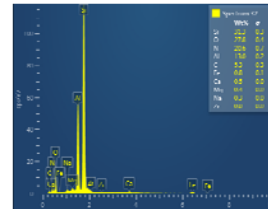
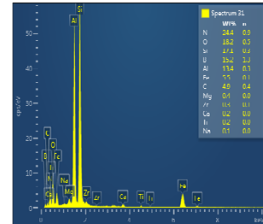
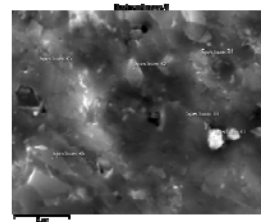
სურათი 7.5. CH-7 ნიმუშის რენტგენოსპექტრული სურათები. ელექტრონული იმიჯი 5. ანალიზისათვის აღებულია 6 წერტილი და ცხრილი 7.4 ელემენტთა შედგენილობით

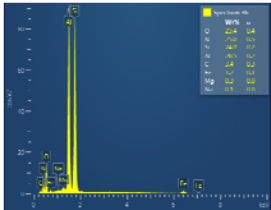
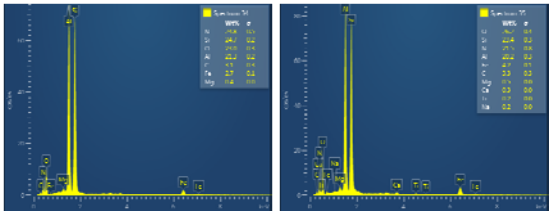
ცხრილი 7.4

Result Type	Weight %					
Spectrum Label	Spectrum 30	Spectrum 25	Spectrum 26	Spectrum 27	Spectrum 28	Spectrum 29
C	12.87	28.31	21.58	33.47	12.44	15.39
N	21.89				20.99	17.91
O	23.80	17.17	13.37	12.53	18.95	22.22
Na	0.26					1.92
Mg	0.42			0.27	0.42	0.25
Al	16.29	7.11	12.93	18.46	21.49	15.66
Si	23.91	22.68	27.21	35.01	25.00	16.58
Cl		0.15				5.42
K		0.14				3.95
Ca	0.31	0.13			0.26	
Ti		0.52	0.57			
Mn		0.23	0.31			
Fe	0.26	21.91	21.99	0.26	0.46	0.69
Zr		1.66	2.04			
Total	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00

Statistics	C	N	O	Na	Mg	Al	Si	Cl	K	Ca	Ti	Mn	Fe	Zr
Max	33.47	21.89	23.80	1.92	0.42	21.49	35.01	5.42	3.95	0.31	0.57	0.31	21.99	2.04
Min	12.44	17.91	12.53	0.26	0.25	7.11	16.58	0.15	0.14	0.13	0.52	0.23	0.26	1.66
Average	20.68		18.01			15.32	25.06						7.59	
Standard Deviation	8.71		4.57			4.94	6.04						11.12	

EDS CH-7 1620°C





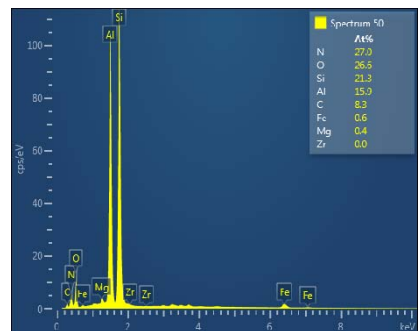
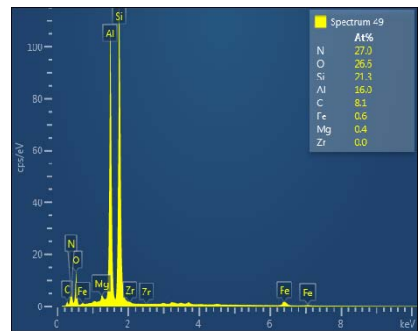
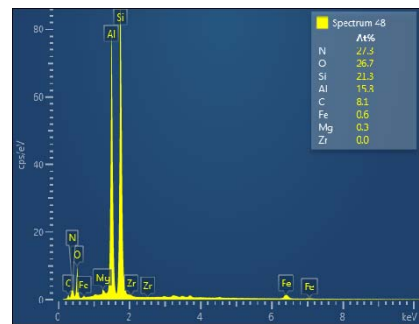
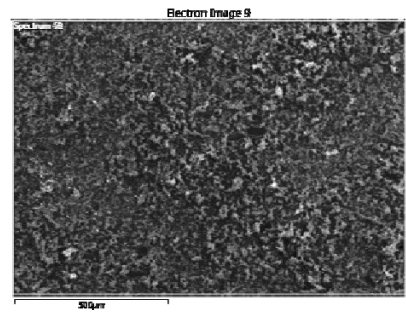
სურ. 7.6. CH-7 ნიმუშის რენტგენოსპექტრული სურათები.
ელექტრონული იმიჯი 6. ანალიზისათვის აღებულია
6 წერტილი და ცხრილი 7.5 ელემენტთა
შედგენილობით

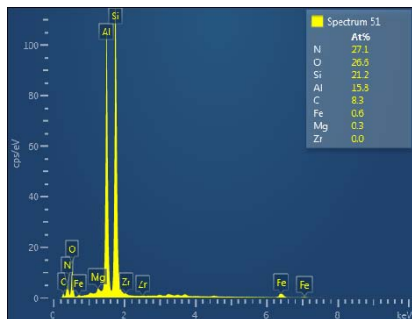
ცხრილი 7.5

Result Type	Weight %					
Spectrum Label	Spectrum 36	Spectrum 31	Spectrum 32	Spectrum 33	Spectrum 34	Spectrum 35
B		15.23				
C	3.42	4.88	5.25	5.28	3.08	3.32
N	25.03	24.44	20.59	21.66	24.79	21.45
O	25.39	18.15	27.82	22.82	23.04	26.19
Na	0.09	0.14	0.34			0.20
Mg	0.35	0.35	0.43	0.36	0.44	0.54
Al	20.50	13.43	12.97	14.87	21.27	20.18
Si	23.99	17.09	31.32	34.20	24.67	23.38
Ca		0.24	0.51			0.29
Ti		0.23				0.20
Fe	1.23	5.49	0.76	0.80	2.71	4.25
Zr		0.34	0.00	0.00		
Total	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00

Statistics	B	C	N	O	Na	Mg	Al	Si	Ca	Ti	Fe	Zr
Max	15.23	5.28	25.03	27.82	0.34	0.54	21.27	34.20	0.51	0.23	5.49	0.34
Min	15.23	3.08	20.59	18.15	0.09	0.35	12.97	17.09	0.24	0.20	0.76	0.00
Average		4.20	22.99	23.90		0.41	17.20	25.78			2.54	
Standard Deviation		1.04	1.97	3.40		0.07	3.84	6.12			1.98	

EDS CH-7 1620°C



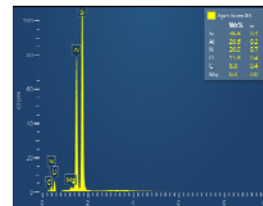
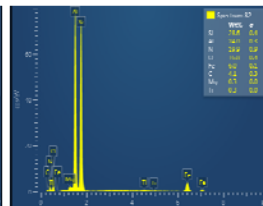
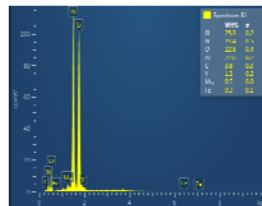
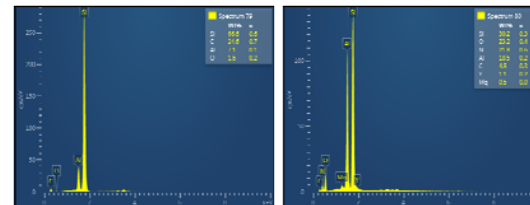
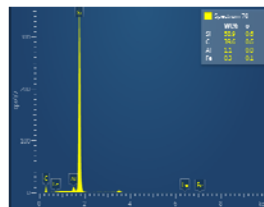
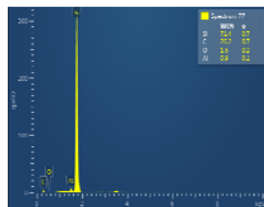
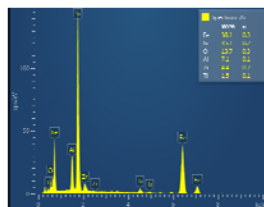
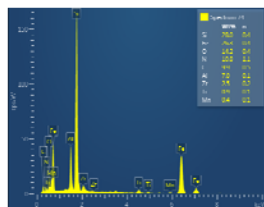
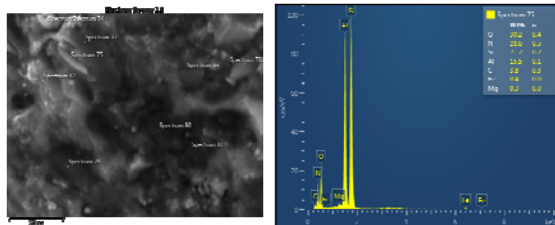


სურ. 7.7. CH-7 ნიმუშის რენტგენოსპექტრული
სურათები. ელექტრონული იმიჯი 9. ანალიზისათვის
აღებულია 4 წერტილი და ცხრილი 7.6 ელემენტთა
შედგენილობით

ცხრილი 7.6

Result Type	Atomic %							
Spectrum Label	Spectrum 48		Spectrum 49		Spectrum 50		Spectrum 51	
C	8.07		8.13		8.30		8.30	
N	27.26		27.02		27.03		27.14	
O	26.69		26.64		26.55		26.63	
Mg	0.34		0.36		0.35		0.34	
Al	15.78		15.96		15.93		15.84	
Si	21.31		21.34		21.28		21.21	
Fe	0.56		0.55		0.55		0.55	
Zr	0.00		0.00		0.00		0.00	
Total	100.00		100.00		100.00		100.00	
Statistics	C	N	O	Mg	Al	Si	Fe	Zr
Max	8.30	27.26	26.69	0.36	15.96	21.34	0.56	0.00
Min	8.07	27.02	26.55	0.34	15.78	21.21	0.55	0.00
Average	8.20	27.11	26.63	0.35	15.88	21.28	0.55	0.00
Standard Deviation	0.12	0.11	0.06	0.01	0.08	0.06	0.00	0.00

EDS CH-7 1620°C



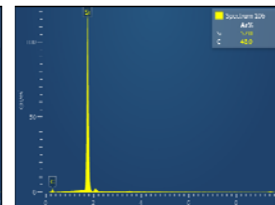
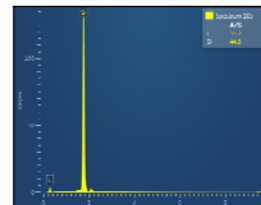
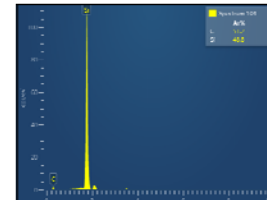
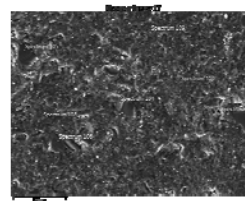
სურათი 7.8. CH-7 ნიმუშის რენტგენოსპექტრული სურათები.
ელექტრონული იმიჯი 13. ანალიზისათვის აღებულია 10
წერტილი და ცხრილი 7.7 ელემენტთა შედგენილობით

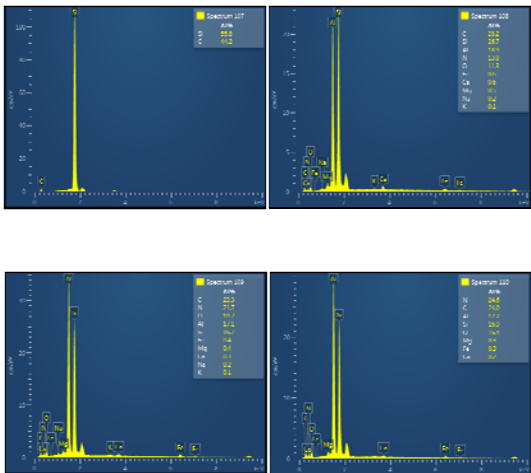
ცხრილი 7.7

Result Type	Weight %										
Spectrum Label	Spectrum 83	Spectrum 74	Spectrum 75	Spectrum 76	Spectrum 77	Spectrum 78	Spectrum 79	Spectrum 80	Spectrum 81	Spectrum 82	
C	5.98	9.90	3.82		26.19	39.64	24.60	4.76	3.77	4.09	
N	20.48	10.75	28.59					21.79	23.44	19.87	
O	15.80	14.24	30.18	13.70	1.58		1.64	23.18	22.76	16.81	
Mg	0.32		0.28					0.51	0.54	0.34	
Al	20.59	7.01	15.53	7.09	0.86	1.15	7.13	18.53	22.56	24.00	
Si	36.83	28.03	21.17	35.15	71.37	58.92	66.63	30.15	25.31	28.60	
Ti		0.94		1.54						0.28	
Mn		0.35									
Fe		26.32	0.44	38.09		0.29			0.28	6.00	
Y								1.08	1.33		
Zr		2.45		4.43							
Total	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	

Statistics	C	N	O	Mg	Al	Si	Ti	Mn	Fe	Y	Zr
Max	39.64	28.59	30.18	0.54	24.00	71.37	1.54	0.35	38.09	1.33	4.43
Min	3.77	10.75	1.58	0.28	0.86	21.17	0.28	0.35	0.28	1.08	2.45
Average					12.44	40.21					
Standard Deviation					8.80	18.33					

EDS CH-7 1620°C





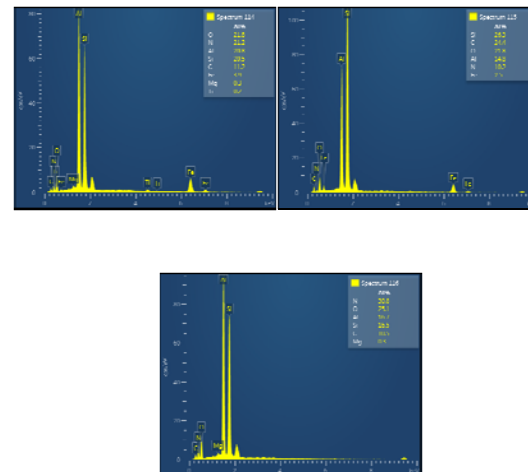
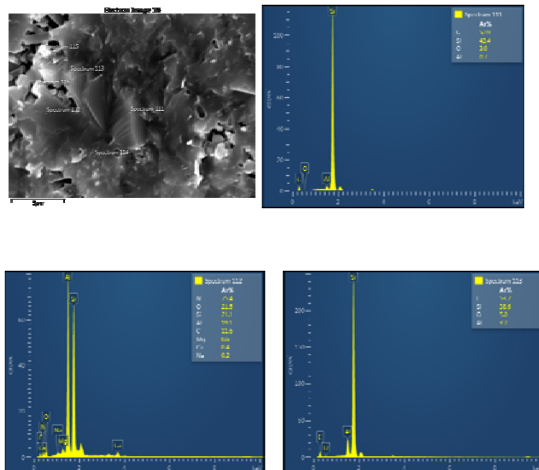
სურ. 7.9. CH-7 ნიმუშის რენტგენოსპექტრული სურათები.
ელექტრონული იმიჯი 17. ანალიზისათვის აღებულია 7 წერტილი
და ცხრილი 7.8 ელემენტთა შედგენილობით

ცხრილი 7.8

Result Type	Atomic %						
Spectrum Label	Spectrum 110	Spectrum 104	Spectrum 105	Spectrum 106	Spectrum 107	Spectrum 108	Spectrum 109
C	23.99	51.17	55.21	48.04	44.16	28.17	23.34
N	24.58					12.97	21.72
O	16.44					11.28	19.72
Na						0.21	0.22
Mg	0.35					0.51	0.39
Al	17.17					18.86	17.09
Si	16.90	48.83	44.79	51.96	55.84	26.66	16.71
K						0.14	0.13
Ca	0.23					0.59	0.25
Fe	0.33					0.60	0.43
Total	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00

Statistics	C	N	O	Na	Mg	Al	Si	K	Ca	Fe
Max	55.21	24.58	19.72	0.22	0.51	18.86	55.84	0.14	0.59	0.60
Min	23.34	12.97	11.28	0.21	0.35	17.09	16.71	0.13	0.23	0.33
Average	39.15						37.38			
Standard Deviation	13.58						16.84			

EDS CH-7 1620°C



სურ. 7.10. CH-7 ნიმუშის რენტგენოსპექტრული სურათები.
ელექტრონული იმიჯი 18. ანალიზისათვის აღებულია 6 წერტილი
და ცხრილი 7.9 ელემენტთა შედგენილობით

ცხრილი 7.9

Result Type	Atomic %					
Spectrum Label	Spectrum 116	Spectrum 111	Spectrum 112	Spectrum 113	Spectrum 114	Spectrum 115
C	10.55	52.90	11.58	53.22	11.22	24.45
N	30.82		25.41		21.21	10.17
O	25.10	2.98	21.54	4.97	21.81	21.76
Na			0.24			
Mg	0.32		0.57		0.30	
Al	16.68	0.71	19.15	3.22	20.80	14.82
Si	16.53	43.41	21.07	38.59	20.52	26.34
Ca			0.43			
Ti					0.24	
Fe					3.90	2.47
Total	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00

Statistics	C	N	O	Na	Mg	Al	Si	Ca	Ti	Fe
Max	53.22	30.82	25.10	0.24	0.57	20.80	43.41	0.43	0.24	3.90
Min	10.55	10.17	2.98	0.24	0.30	0.71	16.53	0.43	0.24	2.47
Average	27.32		16.36			12.56	27.74			
Standard Deviation	20.60		9.70			8.50	10.84			

7.2. დაშლის დაძაბულობის ენერგიის ფორმულა

კერამიკული მასალებისა და კომპოზიტების თვისებებზე მსჯელობისას, დაშლის დაძაბულობის საკითხების ინტეგრირება რთული ამოცანაა მასალაში მიმდინარე რთული პროცესების თანადამთხვევისა და თანხვედრის გამო. საჭიროდ ჩავთვალეთ წარმოგვედგინა დაშლის დაძაბულობის ისეთი მახასიათებელი, რომელიც თავის თავში მოიცავდა ყველა იმ პირობას და თვისებას, რომელთაც ადგილი შეიძლება ჰქონდეს ნაკეთობის კრიტიკული დატვირთვის პროცესში, როდესაც დაშლა გარდაუვალია. ეს შეიძლება იყოს ნაკეთობის გარედან ენერგიის ხარჯისა და შედეგად ნაკეთობის შიგნით ენერგიის დაგროვების შემთხვევებში როგორც თერმოსტრუქტურული ცვლილებების, ისე გარე მექანიკური ძაბვების განვითარების გამო. ჩვენ მიერ წარმოდგენილი ზ. კოეფიციენტის [7.11-7.13] დაშლის დაძაბულობის ენერგიის ფორმულა შემდეგია:

$$E_{id}=m \cdot a \cdot p$$

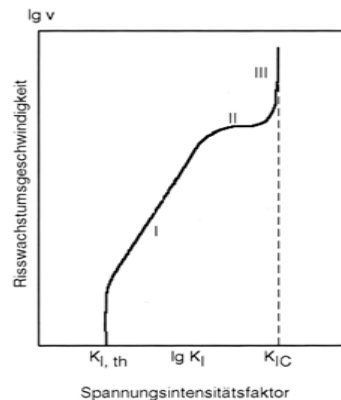
სადაც E_{id} -დაშლის დაზაბულობის ენერგია; m -მასა; a -ბზარის გავრცელების სიჩქარე. დაშლის დაძაბულობის ენერგია E_{id}

მასისა (m) და ზზარის გაგრცელების სიჩქარის ($a_{c,p}$) ნამრავლის ტოლია.

SiC-SiAlON-Al₂O₃ მასალისაგან დამზადებულ იქნა ღეროს ფორმის საცდელი ნიმუში, ზომებით: $l=110$ მმ; სიგანე $b=20$ მმ; სიმაღლე $a=10$ მმ. 1620°C-ზე გამომწვარი ასეთი ზომების ღეროს მასა 49.3 გ შეადგენდა. ნაკეთობა სრულად კონსოლიდირებულია თითქმის ნულოვანი ღია ფორიანობით. თუ მივიღებთ, რომ დაშლის პროცესში ზზარის განვითარების სიჩქარე დამაბულობის ინტენსიურობის ფაქტორზე (კრიტიკული მდგომარეობაზე) დამოკიდებულებით $v-k$ მრუდზე იმყოფება მესამე უბანში (სურ. 7.11), სადაც მისი ზრდა წვეროდან მოწყვეტის გზით ხდება და სიჩქარე დაახლოებით 2000 მ/წმ-ს შეადგენს [7.7], დაშლის დამაბულობის ენერგიის ხარჯი ჩვენი ფორმულის მიხედვით იქნება:

$$E_{td} = 49.3 \times 2000 = 98.6 \text{ კჯ.}$$

ამდენად, თუ დავადგენთ უნივერსალურ კავშირს ნაკეთობის მთლიან ენერგიასა და მასას შორის, მივიღებთ ჩვენ მიერ შემოთავაზებული დაშლის დამაბულობის ენერგიის ფორმულას.



სურ. 7.11. ზზარის გაგრცელების სიჩქარის ტიპური გრაფიკი დამაბულობის ინტენსიურობის ფაქტორზე დამოკიდებულებით, როდესაც ვითარდება ზზარის ზრდის წინაკრიტიკული მდგომარეობა ($v-K$ -მრუდი). ჰორიზონტალზე – დამაბულობის ინტენსიურობის ფაქტორი; ვერტიკალზე – ზზარის ზრდის სიჩქარე

7.3. მასალის წარმოქმნის პროცესი და მისი მათემატიკური გათვლა

მასალების სინთეზის პროცესის შესწავლისას, შევეცადეთ თეორიულად განგვეზოგადებინა ის შესაძლებლობა, რომლებიც მიმდინარეობს მნიშვნელოვანი რაოდენობის მინისებრი ფაზის შემცველობის მქონე პერლიტში [7.14-7.18], რასაც მასალათა კონსოლიდაციის პროცესებზე დიდი გავლენა აქვს ნარევში მისი გამოყენებისას. ამისათვის ჩავატარეთ კონსოლიდაციის პროცესის მათემატიკური გათვლა და შევეცადეთ წარმოგვედგინა ადრეულ ტემპერატურულ სტადიაზე სიალონის წარმოქმნის ფიზიკური არსი და მინისებრი პერლიტის როლი ამ რთულ ფიზიკურ-ქიმიურ პროცესებში. როგორც ცნობილია პერლიტი ვულკანური წარმოშობის მთის ქანია 96 მას. % მინისებრი მასით, მასში არის კრისტალიტები 2-4 მას. % და აირები: CO₂, CO, N₂, Ar, Cl₂, F₂, წყალი – 2-5%. წყლის წილად მოდის აქროლადების 80-85%, რომელიც მთავარი ამაფუებული აგენტია [7.19]. ვულკანურ მინებში წყალი არა მარტო აირადი ფაზის წყაროა, არამედ მინერალიზატორი. ხელს უწყობს თერმული დამუშავების პროცესში წარმოქმნილი ნაღობის მოძრაობის ზრდას [7.20]. თვალსაჩინოებისათვის წარმოდგენილ 7.3 სურ-ზე გეოპო-

ლიმერისა და პერლიტის ვარიაციული შემცველობაა, მას. %: გეოპოლიმერი – 50; პერლიტი – 50; პერლიტის ლღობის ტემპერატურა – 1240°C, გეოპოლიმერის – 1740°C. ორივე მდგენელი CH-7 ძირითად შედგენილობაშია: პერლიტი 3, ხოლო გეოპოლიმერი 18.5 მას% შემცველობით. პერლიტის ქიმიური შედგენილობა: მას. % - SiO₂ – 73.70; Al₂O₃ – 14.06; Fe₂O₃ – 0.84; CaO – 0.70; MgO – 0.45; R₂O – 6.55; SO₃ – 0.20; ხ.დ. – 3.60. თუ შევაჯერებთ ჩაჯდომის კინეტიკის აღწერას მოცემულ ექსპერიმენტულ მონაცემებთან, შეგვიძლია განვიხილოთ შემთხვევა, როცა თხიადი ფაზა ვლინდება ადვილად ლღობადი კომპონენტის გაღობით, იმ ვარაუდით, რომ ძნელად ლღობადი კომპონენტი ნაწილობრივ ხსნადია ნაღობში. თხიადი ფაზის წარმოქმნისათვის ენერგეტიკულად მიზანშეწონილია ორი ნაწილაკის განცალკევება თხიადი ფაზით, როცა ეს ნაწილაკები იმყოფება უშუალო კონტაქტში. პროცესი ითხოვს პირობას:

$$2\alpha_{\text{ფიზ.ხ.}} \cos f < \alpha_2 . \quad 7.1$$

პირობა სრულდება კუთხის ნებისმიერი მნიშვნელობისას $f = \varphi_0 + 2\theta$, თუ $\alpha_{\text{ფიზ.ხ.}} < \alpha_2 / 2$, სადაც $\alpha_{\text{ფიზ.ხ.}}$ ზედაპირული ენერგია მყარი და თხევადი ფაზების საზღვარზე, α_2 – ზედაპირული ენერგია ორი მარცვლის საზღვარზე, φ_0 – კუთხე

მხეგებს შორის ორი მარცვლის ზედაპირების შეხების ადგილას, θ – დასველების კუთხე [7.21].

თერმული დამუშავების პროცესში პერლიტის ლღობის შედეგად მიღებული თხიადი ფაზა შეავსებს სიცარიელეს SiC კომპოზიციის ნარევეში და Al_2O_3 მყარ მარცვლებს შორის. მათ შორის თხიადი მანქეტის არსებობა გარკვეულ პირობებში განაპირობებს ძალების წარმოქმნას, რის შედეგადაც მარცვლები ერთმანეთისაკენ მიიზიდება, შედეგად მასალა მკვრივდება, რაც გავლენას ახდენს შეცხოების კინეტიკაზე. გადაადგილებას თან სდევს თხიადი ფაზის თავისუფალი ზედაპირის შემცირება, რაც მიმდინარეობს წნევის ზეგავლენით, რომელიც განაპირობებულია ზედაპირის სიმრუდით. როგორც ჩანს, საქმე გვაქვს მოცულობითი დიფუზიის მექანიზმთან, როცა ჭარბი ვაკანსიების ჩასადინარი, რომლებიც წარმოიქმნება ჩაზნექილი ყელის ზედაპირის მახლობლად, არის მარცვლების ამოზნექილი ზედაპირი. ამ შემთხვევაში კონტაქტის ფართობის ზრდას თან უნდა სდევდეს მარცვლების ცენტრების დაახლოება. როგორც ცნობილია, მოცულობითი დიფუზიები ხასიათდება დიდი აქტივაციის ენერგიით, რაც განაპირობებს მოცულობით დიფუზიას უპირატესად „ტამანის ტემპერატურებთან“ მიახ-

ლოებისას ($0.52 T_m$, სადაც T_m -ლღობის ტემპერატურაა $^{\circ}C$ -ში). ტამანის ტემპერატურა შეესაბამება ატომების ან იონების მოძრაობის დასაწყისს მესერში და ამიტომ მეტად მნიშვნელოვანი სიდიდეა სხეულების ურთიერთქმედების განხილვისას.

ტამანის ნარევეში გამოყენებული ტემპერატურული უბანი გეოპოლიმერის მთავარი მინერალ კაოლინიტისათვის ემთხვევა პირველი ეკზოპიკის ტემპერატურას, $925-940^{\circ}C$, როცა მიმდინარეობს მისი სტრუქტურული პაკეტის ძლიერი დესტრუქცია. კაოლინიტის ($Al_2O_3 \cdot 2SiO_2 \cdot 2H_2O$) ქიმიისათვის, როგორც ცნობილია, არსებითი მნიშვნელობა აქვს კავშირების განაწილებას ტეტრაედრებსა $[SiO_4]^{+}$ და ოქტაედრებში $[AlO_6]^{-}$. sp^3 კონფიგურაცია ანიჭებს სტაბილურობას ელექტრონულ კონფიგურაციას სილიციუმის ატომთან სილიკატებში [7.22]. ამასთან, ამ კავშირების გამოვლენა ტეტრაედრებსა და ოქტაედრებში არაერთგვაროვანია, კერძოდ p კავშირები ბევრად ძლიერია, ვიდრე s კავშირები და, შესაბამისად, განაპირობებს შედარებით ხანგრძლივ მორფოლოგიურ შესაბამისობას სილიკატის კრისტალის სტრუქტურასა და თხიად ფაზას შორის. ასეთ დაბალ ტემპერატურებზე ნარევის მაღალტემპერატურული კომპონენტები, როგორებიცაა SiC და

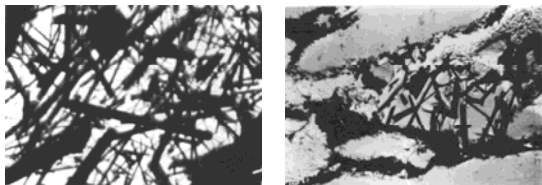
Al_2O_3 , დიფუზურ პროცესებში ინტენსიურად ჯერ მონაწილეობას ვერ მიიღებს.

კავშირების გაწყვეტას, მასალის სტრუქტურის გაფაშრებას და დიფუზური პროცესების შედარებით ინტენსიურად მიმდინარეობას ხელს უწყობს ამ ტემპერატურულ ინტერვალში აირადი ნივთიერებების (2–4 მას.%) გამოყოფა პერლიტიდან [7.23]. შედეგად p კავშირები ტეტრაედრებსა და ოქტაედრებში ირღვევა, სტრუქტურული თანამიმდევრობა Si-O-Al იშლება, მიმდინარეობს Al და Si იონების გამოთავისუფლება და წინაპირობის შექმნა მათი დიფუზიისათვის ხსნარში. სიბლანტე, სტრუქტურის დაშლის გამო, მნიშვნელოვნად მცირდება. მიმდინარეობს ნედლეულის ნარევი მიწერალების დაშლის პროცესი, რაც დაკავშირებულია წყლის ორთქლის და სხვა აირადი პროდუქტების გამოყოფასთან. ამავე სტადიაზე მიმდინარეობს გეოპოლიმერის მთავარი მიწერალის – კაოლინიტის შიგა მოლეკულური გარდაქმნა, H_2O და OH^- წყალბადური კავშირების დაშლა და პერლიტიდან წყლის გამოყოფის პროცესი გარკვეულწილად აფერხებს Al_2O_3 და SiO_2 ნაწილაკებიდან კრისტალური ჩანასახების წარმოქმნას. პროცესი გადაადგილდება მარჯვნივ. ამ ტემპერატურული ინტერვალის შემდეგ ინტენსიურად მიმდინარეობს ურთიერ-

თქმედება გეოპოლიმერის ნივთიერებასა და პერლიტს შორის, რასაც მნიშვნელოვნად ხელს უნდა უწყობდეს პერლიტის ენდოპიკის გადაადგილება მარჯვნივ, 1000–1050°C-კენ (სურ. 7.12). ის შიხტის ადვილად დნობადი შემადგენელია და აჩქარებს თხიადი ფაზის წარმოქმნას, პერლიტსა და ჭარბ ამორფულ სილიციუმის ორჟანგთან და კაოლინტური გეოპოლიმერის დაშლის პროდუქტებთან წარმოქმნის კაჟმიწა-პერლიტის მინას, რომლის შემცველობა მზა პროდუქტში ჩვენი გათვლებით 7.4 მას.%-ია [7.23]. პერლიტისა და მინის თხიად ფაზაში მიმდინარეობს ორი ძირითადი ძნელად ლღობადი ჟანგულის – SiO_2 -სა და Al_2O_3 -ს ენერგიული ურთიერთქმედება. შედეგად წარმოიქმნება ნაერთი, რომელიც გამოკრისტალდება ხსნარიდან ახალი კრისტალისებრი წარმონაქმნის – მულიტის ($3Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$) სახით, რომელმაც თითქოს ამ ნარევი ხელი უნდა შეუწყოს მასალის ჩონჩხის შექმნას, მაგრამ მოვლენები ფიზიკურ-ქიმიური გარდაქმნის შედეგად სხვაგვარად ვითარდება, რასაც ხელს უწყობს სიალონის 1250–1300°C-ზე წარმოქმნა.

ამ ტემპერატურების შემდეგ, როდესაც SiO_2 და Al_2O_3 თავისუფალი ნაწილაკები, მათ შორის ქიმიური ბმის არარსებობის გამო, უშუალოდ კაოლინიტის დაშლის შემდეგ,

იმყოფება შედარებით მაღალ ქიმიურად აქტიურ მდგომარეობაში და მულიტის წარმოქმნის ქიმიური რეაქცია მიმდინარეობს მეტი სიჩქარით, ხელს უწყობს კრისტალების ჩასახვას (სურ. 7.12).



ა

ბ

სურ. 7.12. კერამიკული მასალის თიხა-პერლიტის მას.% 50:50 ფრაგმენტი, ელექტრონულ-მიკროსკოპული სურათები გამომწვარი 1050°C. ა – მულიტის მსხვილი ნემსისებრი კრისტალების ზადე; ბ – მინისებრი ფაზა დაარმატურებული მულიტის წვრილი ნემსისებრი კრისტალებით. X 5400

წარმოქმნილი თხიადი ფაზა ამუხრუჭებს აქროლადი კომპონენტების გამოყოფას პერლიტიდან, ნაწილაკებს შორის თხიადი ფენის მიერ მათი მიტაცების გამო. ტემპერატურის მატებით დახურულ ფორებში წნევა იზრდება, იწყებს გაფართოებას და ესწრაფვის მასალიდან გამოყოფას. პერ-

ლიტის დეგაზაციის პროცესი 860°C-დან, მარჯვნივ ინაცვლებს, ემთხვევა კაოლინიტის პირველ ეკზოპიკს და, პროცესების დამთხვევის გამო, ვითარდება კიდევ უფრო მაღალ, 1000–1050°C ტემპერატურებზე. პროცესი იცვლება ჩაჯდომიდან „ზრდამდე“, რაც ნიმუშებზე დაიმზირებოდა (სურ. 7.13–7.14).

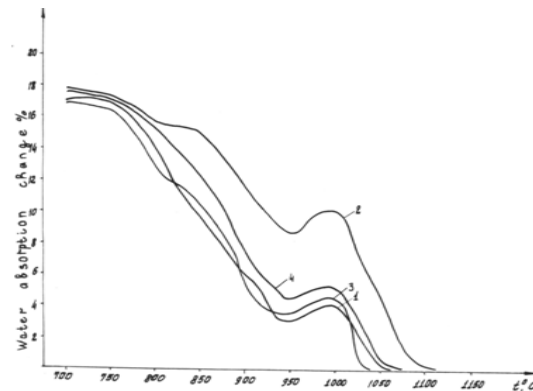


სურათი 7.13. პერლიტის თერმოგრამა

მოვლენა მნიშვნელოვნად ეწინააღმდეგება ჩაჯდომის კანონზომიერებას, მაგრამ ვთვლით, რომ პროცესები, რომლებიც მოცემულ ტემპერატურულ ინტერვალში მიმდინარეობს, განმსაზღვრელად ზემოქმედებს კერამიკული მასალის შეცხოვაზე, რამეთუ წყალი, როგორც აირწარმოქმნილი და მალღობელი გამოიყოფა რა თერმული დამუშავების პროცესში, მინერალიზებულ ზემოქმედებას ავლენს.

ის აფაშრებს კერამიკული მასალის სტრუქტურას, მთლიანობაში ასუსტებს კრისტალური კარკასის სიმტკიცეს, რის შედეგადაც მცირდება სილიკატური ნალღობის სიბლანტე და ხელს უწყობს დიფუზური პროცესების სრულ და ინტენსიურ მიმდინარეობას [7.21, 7.23].

7.12 სურ-დან ჩანს, რომ უკვე 1050–1100°C ტემპერატურაზე შესაძლებელია მულიტის კრისტალების ჩამოყალიბება, მაგრამ CN7 კომპოზიციაში რთული ფიზიკურ-ქიმიური პროცესების მიმდინარეობისა და გარკვეული პროცესების დამთხვევის გამო, მულიტის კრისტალები ჯერ კიდევ არ შეიძლება იყოს სრულყოფილად ფორმირებული, ვინაიდან Si-O-Al კავშირები ვერ იქნება ძლიერი. ამ ტემპერატურულ უბანში პერლიტიდან წყლის და აირების ამოსვლა (სურ. 7.14), რაც სტრუქტურას აფაშრებს, ხელს უშლის მულიტის კრისტალების სტრუქტურულ ფორმირებას.



სურ. 7.14. კერამიკული მასალების წყალშთანთქმის ცვლილებები ტემპერატურაზე დამოკიდებულებით. 1-4 შედგენილობის ვარიაციული ცვლილება, მას.% :ც/გ თიხა 50–35, პერლიტი 50–65

იწყება სილიციუმის ნიტრიდის წარმოქმნა უკვე 1250°C ტემპერატურიდან და იგი მოიხმარს მულიტის ჟანგეულებს. ნალღობის სიბლანტე მცირდება დაახლოებით 10⁷–10⁸ პუაზამდე [7.24–7.34], ძლიერდება ზედაპირული ძალების მოქმედება ფაზების საზღვრებზე. კრისტალური მარცვლები უახლოვდება ერთმანეთს, მასა განიცდის გამკვრივებას და წყალშთანთქმს, ფორიანობის მიხედვით, მცირდება. მასალა

იმენს მაღალ საექსპლუატაციო თვისებებს, რაც დასტურდება საექსპლუატაციო თვისებების კვლევით [7.23].

შეცხოვის კინეტიკის განხილვა მნიშვნელოვანია, როცა მარცვლებს შორის თხიად ფენაში, ნაწილობრივ ან მთლიანად, ხსნადია მყარი ნაწილაკები. ეს მოვლენა დასტურდება სტრუქტურული კვლევებით, სადაც დაიმზირება კვარცისა და პერლიტის შელღობილი მარცვლები. ამ უკანასკნელის მცირე ნაწილაკები მთლიანად გალღობილია და შელღობილია ძირითად მასასთან. საქმე გვაქვს მყარ-თხიადფაზური შეცხოვის რამდენიმე ფიზიკო-ქიმიური პროცესის ერთდროულ მიმდინარეობასთან. ამ შემთხვევაში მარცვლებს შორის ურთიერთქმედების ძალა განპირობებულია:

1. სითხის ზედაპირის სიმრუდის არსებობით

$$F_1 = \alpha \cdot (1/r_1 - 1/r) S; \quad 7.2$$

2. თხიადი მდგენელის თავისუფალი ზედაპირის მისწრაფებით შემცირებისაკენ და არ არის დამოკიდებული მის სიმრუდეზე:

$$F_2 = L a_{\infty} \Psi(V, \theta); \quad 7.3$$

სადაც L დასველების პერიმეტრის სიგრძეა, $\Psi(V, \theta)$ – ფუნქცია, რომელიც დამოკიდებულია დასველების სასაზღვრო კუთხეზე θ , მარცვლებით შემოზღუდული სითხის

მოცულობაზე V და მარცვლების გეომეტრიაზე. სფერული მარცვლებისათვის რადიუსი R იქნება:

$$S = \pi R^2 \sin 2f \quad 7.4$$

$$\Psi(V, \theta) = \sin x \sin(f + \theta) \quad 7.5$$

$$F = F_1 + F_2 = a_{\infty} [\pi R^2 \sin^2 f (1/r_1 + 1/r) + 2\pi r \sin f x \sin(f + \theta)], \quad 7.6$$

სადაც

$$r_1 = R \sin f - [R(1 - \cos f) \lambda / 2] [1 - \sin(\theta + f)]; \quad 7.7$$

$$R = 2R(1 - \cos f) + \lambda / 2 \cos(f + \theta), \quad 7.8$$

λ - ღრეჩო მარცვლებს შორის.

ფორმულა მართებულია იმ შემთხვევაში, როცა სითხის მენისკის ფორმაზე სიმძიმის ძალით დამახინჯება შეიძლება უგულებელვყოთ.

ოპტიმალური ტემპერატურების ზემოთ დასველების კუთხე აღწევს კრიტიკულ მნიშვნელობას

$$\theta = \pi - f/2. \quad 7.9$$

ძალა, რომელიც მიიზიდავს მარცვლებს, განუღდება და, დიდი რაოდენობით თხიადი ფაზის არსებობის შემთხვევაში, გამოვლინდება ძალა, რომელიც განიზიდავს მარცვლებს. ამასთან დაკავშირებით, წარმოიქმნება წინაპირობა მასალის დეფორმაციისა და მისი ტექნიკური თვისებების გაუარესების,

რაც დაიშორება ლაბორატორიაში ცხელი წნეხის პირობებში ნაკეთობების გამოწვისას 1620°C ტემპერატურებზე მაღლა, როდესაც ხდებოდა ალუმინის ჟანგის ნაკეთობიდან გამოქონვა.

ზემოთ მოყვანილი მოსაზრებებიდან გამომდინარე, ჩვენ წარმოვადგინეთ მათემატიკური გათვლა მასალათა კონსოლიდაციის პროცესისა, როდესაც მინდინარეობს მყარი თხიად-ფაზური შეცხოვა თხიადი ფაზის 7.4 მას.% თანაობისას.

ზემოთქმულიდან გამომდინარე და იმის გათვალისწინებით, რომ 1050°C-ის ზემოთ ასეთი შედგენილობის მასალებში იწყება შეცხოვის პროცესები, გარკვეული რაოდენობით თხიადი ფაზის წარმოქმნის გამო, რეკომენდაციას ვიძლევი, ცხელი წნეხის დროს, მასალათა გამოწვა შეეწყვიტოს შეცხოვის ადრეულ ეტაპზე ანუ 1620°C-ზე და არ დაველოდოთ ღია ფორიანობის ნულამდე დაყვანას, მით უმეტეს 0.18 პროცენტითაც მასალა ფლობს მაღალ საექსპლუატაციო თვისებებს. ამას ემატება ისიც, რომ უჟანგბადო და ჟანგბადიანი ნაერთები კომპოზიციაში რთულად თავსებადია. პერლიტის ლობობის დიდი ინტერვალის და მისი ნაღლობის მაღალი სიბლანტის გამო, კერამიკული ნაკეთობა გამოწვის სტადიაზე არ დეფორმირდება. შედეგად, უკვე

1250–1300°C ტემპერატურებზე სიალონის წარმოქმნა უფრო ინტენსიურად მიმდინარეობს გეოპოლიმერ-პერლიტის კომპოზიციაში, 1000–1050°C-ზე განვითარებული პროცესების ხელშეწყობით. სიალონის წარმოქმნა იმდენად ძლიერი ფიზიკურ-ქიმიური პროცესია, რასაც ხელს უწყობს ამ ტემპერატურულ ინტერვალში აზოტირების შედარებით მაღალი წნევა და მეტალოთერმია, რომ წარმოქმნილი სიალონი მოიხმარს გეოპოლიმერის შიგა მოლეკულური გარდაქმნების შედეგად წარმოქმნილ მულიტის ჟანგულებს და მაღალ ტემპერატურებზე სინთეზისას (1620°C-ზე) ფაზურ შედგენილობაში მულიტი აღარ გვხვდება. სიალონი ხდება დომინანტი ფაზა სტრუქტურაში 57 მას.%-ით. SiC – 27 მას.%, ხოლო Al_2O_3 – 5.7 მას.%.

დასკვნა

მასალაში გარკვეული რაოდენობის ალუმინის ჟანგის ნანოფხვნილის წვრილდისპერსიულ მდგომარეობაში არსებობა, რომელიც დაარმატურებს მასალას, პერლიტის მიერ გეოპოლიმერთან კომპოზიციაში შექმნილი მინისებრი მასა 7.4 მას.%-ით, რომელიც მარცვლების მიზიდვა-შეკავშირებას და მათზე მინისებრი ნანოქობის წარმოქმნის წინაპირობას უწყობს ხელს, სილიციუმის კარბიდის, რომელიც ხასიათდება კოვალენტური ძლიერი ბმებით, ფურცლოვანი სიალონის 57 მას.% შემცველობა, რაც ნათლად ჩანს ელექტრონული მიკროსკოპიის სურათებზე, რის განვითარებასაც კომპოზიციაში ხელს უნდა უწყობდეს გეოპოლიმერ-პერლიტის მიერ წარმოქმნილი მინისებრი ფაზა, განაპირობებს ნაკეთობის მექანიკური მახასიათებლების ზრდას.

კვარცის მარცვლების ოპტიმალური ზომები, მათზე დაბალი ნანოშემონალლობი ქობის სახით, რომელიც ხელს უწყობს ტანგენციური დამაბულობის განვითარებას, პერლიტში სილიციუმის მაღალი შემცველობა (~74 მას. %) და მჟავამინისებრ ფაზაში ალუმინის ჟანგის თანაობა ხელს უნდა უწყობდეს Si-O-Al კავშირის განვითარებას, რაც, ჩვენის

აზრით, განაპირობებს მასალის მაღალ საექსპლუატაციო თვისებებს.

ქიმიური მედეგობა წყლის მიმართ 99.9 % შეადგენს, ხოლო 35 %-იანი NaOH მიმართ – 98.7, მექანიკა ღუნვაზე – 470 MPa, ხოლო კუმშვაზე 1910 – MPa, გამოწვის ტემპერატურა – 0.18 წყალშთანთქმა – 1620°C.

ლიტერატურა

- 7.1. ზ. კოვზირიძე, ჯ. ანელი, ა. სარუხანიშვილი. მასალათა მედეგობა აგრესიული მედიების მიმართ. თბილისი: ტექნიკური უნივერსიტეტი, 2008. გვ.51-99.
- 7.2. Zviad Kovziridze, Jimsher Aneli, Natela Nijaradze, Gulnaz Tabatadze-Ceramic and Polymer Composites. Lambert Academic Publishing. Germany. 2017. Pp.119-209.
- 7.3. Kilian M. Friedrich-Produktionsverfahren Anwendungseigenschaften und Einsatzmöglichkeiten von Nitridkeramik Insbesondere von Siliciumnitrid. Vortragsveroff. Haus Techn. Essen, 1987, #519, p.19-21.
- 7.4. Wang L., He C., Wu J.-Oxidation of Sintered Siliconnitride Materials. Ceram. Mater. And Comp. Enginer. Proc. Int. Simp. Las Vegas. #27-30, 1988. Westerville (Ohio), 1989, p. 604-611.
- 7.5. Zheng G., Zhao J., Gao Z., Cao Q.-Cutting performance and wear mechanisms at SiAlON-Si₃N₄ graded nano-composite ceramic cutting tools. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2012 V. 58, I. 1-4, p.19-38.
- 7.6. Riley F.L.-Silicon nitride and related materials, J. Am. Ceram. Soc., 2000, V. 83, #2, p. 10-30.

- 7.7. Шведков Е.Л. и др. Словарь-Справочник по Новой Керамике. Киев. Наукова думка. 1991. Украина. Стр.183, 269-271.
- 7.8. ზ. კოვზირიძე, ნ. ნიჟარაძე, გ. ტაბატაძე, თ. ჭეიშვილი, ზ. მესტერიშვილი, მ. მშვილდაძე, ნ. დარაბეულიძე. კომპოზიტის მიღება მეტალოთერმული და აზოტირების პროცესებით Si-SiC-Al გეოპოლიმერის სისტემაში. ჟურნალი კერამიკა და მოწინავე ტექნოლოგიები. Vol.19. 2(38). 2017. გვ.33-52.
- 7.9. ზ. კოვზირიძე, ნ. ნიჟარაძე, გ. ტაბატაძე, თ. ჭეიშვილი, ზ. მესტერიშვილი, მ. მშვილდაძე, ე. ნიკოლეიშვილი, ნ. დარაბეულიძე. ნიტროალუმინთერმული პროცესებით სი-ალონის მიღება. ჟურნალი კერამიკა. 2(32).2014. გვ. 23-32.
- 7.10. Budworth D.W. - Theory of pore closure during sintering. Trans. Britt. Ceram. Soc. 69. 1970. Pp. 29-31
- 7.11. Z. Kovziridze-Failure Stress Energy Formula. XVI ECERS Conference and Exhibition of the European Ceramic Society. Torino. Italy. 16-20 June 2019. P.670. Abstract Book
- 7.12. Z. Kovziridze-Failure Stress Energy Formula. Journal of Electronics Cooling and Thermal Control. Vol.8. No.3. September 2018. Pp. 31-47 USA. <https://www.scirp.org>
<https://www.scirp.org> Impact Factor.

- 7.13. ზ. კოვზირიძე. დამლის დამაბულობის ენერგიის ფორმულა. საქართველოს კერამიკოსთა ასოციაციის ჟურნალი „კერამიკა და მოწინავე ტექნოლოგიები“. ვოლ.20. 1(39). 2018. გვ.11-23.
- 7.14 . Zviad Kovziridze, Hans walter Hennicke, Fridrich Kharitonov – Thermomechanics of Ceramics. Fachhochschule Karlsruhe Hochschule fuer Technik. Germany. 1998. Pp. 30-41.
- 7.15. Zviad Kovziridze – Formula of Thermogradient Effect. Journal of Electronics Cooling and Thermal Control. Vol. 8. # 4. Dezember 28. 2018. DOI 10.4236 / JECTC 2018. 84004
- 7.16 . Ross G.S., Smith R.H. – Water and other volatiles in volcanic glasses. Amer. Mineralogist. V. 40. #11-82. 1955. P. 1071-1083.
- 7.17. Zviad Kovziridze – The Formula of Dependence of Mechanical Characteristics of Materials on Crystalline Phase of Materials Composition in the Matrix. Advances in Materials Physics and Chemistry. Vol.10. No. 8. August 21. 2020. DOI 10. 4236/AMPC 2020. 108013.
7. 18. Будников П.П., Геворкян Х.О. – О роли полевого шпата в образовании структуры фарфора. Журнал «Стекло и керамика». 1952. 3. с.19-20
- 7.19. Полинковская А.И., Сергеев Н.И., Чернова О.А. Вспученный перлит-заполнитель легких бетонов. Издлит-ры по строительству. Москва. 1971. Стр.22-30.

- 7.20. Белянкин Д.С.-О воде в магмах и магматических горных породах. Геологич. Вестник. Т. 6ю 1-3. 1928. Стр. 19-27
- 7.21. А.И. Августиник – Керамика. Ленинград. Строиздат. 1957. 8. с. 4-24
- 7.22. Г.Г. Гаприндашвили, Ф.Я. Харитонов, З.Д. Ковзиридзе – О процессах происходящих при термообработке низкотемпературной керамики. Грузинский Технический Университет. Тбилиси. 1998
- 7.23. М.П. Воларович, А.Л. Леонтиева – Исследование вязкости обсидианов в связи с вопросом генезиса пемзы. ДАН т. XVII/ #8 1937/ с.419-421
- 7.24. Ганс Валтер Хенниле, Фридрих Яловлевич Харитонов, Звиад Давидович Ковзиридзе – Барисодержащая Электрокерамика Стойкая к Термоударам. Тбилисский Технический Университет. Тбилиси 1992.
- 7.25. Явиц П.Н.-Об исследованиях вязкости и плавкости некоторых вулканических водосодержащих стекол. Труды РОСНИИМС 25. 1962. С. 54-63.
- 7.26. Ross G.S., Smith R.H. – Water and other volatiles in volcanic glasses. Amer. Mineralogist, Vol. 40. N 11-82. 1955, p. 1071-1083.

- 7.27. Полинковская А. И., Сергеев Н.И., Чернова О.А. – Вспученный перлит-заполнитель легких бетонов. Изд-во лит-ры по строительству. Москва 1971. С.22-30.
- 7.28. Белянкин Д.С. – О воде в магмах и магматических горных породах. Геологич. Вестник. Т. 6. 1-3. 1928. С. 19-27.
- 7.29. Будников П.П., Геворкян Х.О. – Обжиг фарфора. Стройиздат. Москва. 1972. С.12-22.
- 7.30. Будников П.П., Геворкян Х.О. – О роли полевого шпата в образовании структуры фарфора. „Стекло и керамика“. 1952. 3. С.19-20.
7. 31. Brindley G.W., Kinstzy H.A. – J.Amer. Cer. Soc. Vol. 44. N 10/1924.
- 7.32. Калинина А. М., Филипович В.Н. – О природе термических превращениях каолинита и алюмосиликатных гелей. АН СССР. Ин химии силикатов ВХО им.Д.И. Менделеева. Силикаты и окислы высоких температур. М., 1963. С.81-95.
- 7.33. Герузин И.Е. – Физика спекания. Изд-во „Наука“. Москва. 1967. Стр. 55-58, 130-141.
- 7.34. Мануилова Н.С., Столовицкая М.М., Вебер С.Н. – О влиянии структуры и текстуры перлитовых пород на их вспучиваемость. Труды РосНИИМС. 1962. 25. Госстроиниздат. М. С.45-54.

თავი 8. მრავალფუნქციური ნაწარმების B4C-TiC-TiB₂-SiC-BN-Al₂O₃-SiAlON-C, -ბოჭკოს სისტემაში საჯავშნე ფილების, ტურბინების დისკებისა და ფრთების, მაღალტემპერატურული და ცვეთამედეგი კვანძებისათვის

შესავალი

საინტერესოა კომპოზიციაში ჟანგბადიანი და უჟანგბადო ნაერთების მიღება სიალონთან ერთად. სიალონი სილიციუმის ნიტრიდის შემცველი კერამიკული შენადნობების დიდი ოჯახის ზოგადი სახელია. იგი პირველად მიიღეს 1970 წლის დასაწყისში. β სიალონი ყველაზე ცნობილი ფაზაა. მისი ქიმიური ფორმულა $\text{Si}_3\text{-ZAl}_2\text{O}_2\text{N}_8\text{-Z}$ ($\text{Z}=0\text{-}4.2$) და მისი ექვსკუთხა კრისტალური სტრუქტურა $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ -ის სტრუქტურის მსგავსია.

მაღალ ტემპერატურაზე მომუშავე კომპოზიტებს უნდა ახასიათებდეს მაღალი სიმკვრივე, სიმტკიცე, თერმული მედეგობა და ეს თვისებები უნდა შეინარჩუნოს მაღალ ტემპერატურაზე მუშაობისას. მაღალცეცხლამდე ოქსიდების კერამიკისგან მიღებული კომპოზიტები ინარჩუნებს სიმტკიცეს მაღალ ტემპერატურაზე, მაგრამ ხასიათდება თერმული გაფართოების მაღალი კოეფიციენტით და,

შესაბამისად, დაბალი თერმული მედეგობით. კარბიდების ზაზაზე მიღებულ კერამიკას აქვს თერმული გაფართოების შედარებით მაღალი კოეფიციენტი, მაგრამ ისინი ადვილად იჟანგება მაღალ ტემპერატურაზე მუშაობისას. ამის გამო, მეცნიერებამ ყურადღება მიაქცია სუპერმაღალი სიმტკიცის კომპოზიტების – სიალონების [8.1-8.7] მიღებას. ჩვენი კვლევის შედეგები [8.8-8.10] აჩვენებს, რომ სიალონის მატრიცით მიღებული კომპოზიტები მაღალცეცხლგამძლე მასალებია მაღალი ფიზიკურ-ტექნიკური თვისებებით და ამ თვისებებს ინარჩუნებს მაღალ ტემპერატურაზე მუშაობისას. კვლევისთვის გამოვიყენეთ ელექტრონული მიკროსკოპიის, ოპტიკური და რენტგენოფაზური ანალიზის მეთოდები.

ნაშრომში აღწერილია სიალონის შემცველი მაღალი მაკრო- და მიკრომექანიკური თვისებების მქონე სუპერ-კერამიკული კომპოზიტის მიღება შედარებით დაბალ ტემპერატურაზე, ინოვაციური, მარტივი ტექნოლოგიის გამოყენებით. როგორც ცნობილია, სიალონები მიიღება 1800–2000°C ტემპერატურაზე. ჩვენ მიერ 96 მას. % მინისებური ფაზის შემცველობის დოპანტის – 2–3 მას.% პერლიტის გამოყენებით. სიალონური მასალა მივიღეთ 1450°C-ზე და

შემდგომ ცხელი წნეხით: ტიტანის კარბიდის, ბორის ნიტრიდის (ნანოფხენილის), ბორის კარბიდის, სილიციუმის კარბიდისა და ალუმინის ოქსიდის (ნანოფხენილის) კომპოზიციაში შედარებით დაბალ ტემპერატურაზე – 1620°C-ზე შესაძლებელი გახდა ჰეტერომოდულური ნანოკომპოზიტის მიღება მაღალი საექსპლუატაციო თვისებებით. მასალა იმდენად მტკიცეა, რომ მან გაშლივვის პროცესში დააზიანა ალმასის ქარგოლები მისი დამუშავების მცდელობისას და 3000 ატმოსფეროს წყლის ჭავლმა ვერც კი გაკაწრა, არა თუ გაჭრა ნიმუში. რენტგენსტრუქტურული ანალიზი ჩატარდა დრონ-3-ზე; ელექტრონული მიკროსკოპული კვლევა კი – კომპანია "ოპტონის" რასტრულ ელექტრონულ მიკროსკოპ "Nanolab 7"-ზე. უნდა აღინიშნოს, რომ საკვლევი პრეპარატი იყოს ახალი გადანატეხით, რადგან გარკვეული დროის შემდეგ მისი ზედაპირი შეიძლება დაიფაროს მტვრის ნაწილაკებით ან ოქსიდებით, რაც ამცირებს კონტრასტულობას და ართულებს ფაზების გარჩევას. გარდა ამისა, იონები გარკვეული დროის განმავლობაში აგრძელებს მოძრაობას ახალი გადანატეხის ზედაპირზე, რაც კვლევას მეტად საინტერესოს ხდის.

8.1. ძირითადი ნაწილი

კომპოზიტების მისაღებად მომზადდა ნარეგები, რომელ-
თა შედგენილობა მოცემულია 8.1 ცხრილში 1. C-18 კომ-
პოზიტს დავამატეთ ნახშირბადის ბოჭკო, რომელიც ხა-
სიათდება მაღალი ელასტიკურობის მოდულით (200 – 935
მპა), მაღალი სიმტკიცით გაჭიმვისას (1-3 მპა). ამ თვისებე-
ბით ის სასურველი კომპონენტია, რადგან კომპოზიტურ
მასალას აძლიერებს [8.11].

ნიმუშები მოამზადეს ცილინდრული ფორმის, ნახევრად
მშრალი მეთოდით, დაყალიბების წნევა იყო 20 მპა. გა-
მოშრობის შემდეგ ნიმუშები გამოწვეს სილიტის ლუმელში
1450°C ტემპერატურაზე. საბოლოო ტემპერატურაზე ნიმუ-
შების დააყოვნეს 40 წუთის განმავლობაში.

შესწავლილ იქნა გამომწვარი ნიმუშების ფიზიკურ-
ტექნიკური მახასიათებლები და ელექტრული თვისებები,
სიმტკიცის ზღვარი კუმშვისას და ღუნვისას, სიბლანტე,
სიმკვრივე, თერმული მედეგობა და თერმული გაფართოების
კოეფიციენტები. 8.1 ცხრილში მოცემულია კომპოზიტების
მატერიალური შედგენილობა.

ცხრილი 8.1

კომპოზიტების მატერიალური შედგენილობა

საწყისი კომპონენტის შედგენილობა, მას.%												
კომპოზიტი	კაოლინი უგრძნა	TiC	Al	Al ₂ O ₃	SiC	Si	პერლოტი არა-გვეცის (სიმბეიტი)	BN	Y ₂ O ₃	MgO	B ₄ C	ნახშირბადის ბოჭკო
C-19	5	-	17	22	21	20	2	-	1.5	1	10.5	
C-18	-	-	18	20	23	19	-	-	1.5	1	14.5	3
C-16	-	5	16	18	20	17	2	9	1.5	1	10.5	-
C-17	-	6	16	18	22	17	2	11	1.5	1	5.5	-

სიმტკიცე ღუნვისას გაიზომა გერმანული წარმოების
R100 საბურღ მანქანაზე, რომელსაც აქვს მოწყობილობა,
რომელიც განსაზღვრავს ნიმუშების სიმტკიცის ზღვარს
სამუქნქტიანი წერტილის საშუალებით. დატვირთვის სიჩ-
ქარე იყო 5 მმ/წთ.

სიმტკიცის ზღვარი ღუნვისას გამოითვლება ფორმულით:

$$\sigma_{\text{ღ}} = 3/2 \cdot P_{\text{ღ}} / b h^2,$$

სადაც: P არის ძალა, რომლის დროსაც ნიმუში დაიშალა, კგ; L₀ – მანძილი საყრდენებს შორის 3-პუნქტიანი დატვირთვის დროს = 25 მმ; b - ნიმუშის განივი სიგანე, მმ; h – სიმაღლე, რომელზეც ხდება ნიმუშზე დაწოლა, მმ. C-19 და C-18 კომპოზიტების გამოცდის შედეგები მოცემულია 8.2 ცხრილში.

ცხრილი 8.2

კომპოზიტების ფიზიკურ-ტექნიკური მახასიათებლები

კომპოზიტების დასახელება	სიმკვრივე გ/სმ³	სიმტკიცე კუმულისას, σ _კ MPa	სიმტკიცე ღუნვისას k MPa	ზემოქმედების სიბლანტე a, კგ/მ²	თერმული გაფართოების კოეფიციენტი α, 10 ⁻⁶ 1/°C
C-19	3,11	1844,4	262	17,62	3,81
C-18	2,99	2189,8	264	18,14	3,83
C-16	3,12	2194,4	268	18,90	3,78
C-17	3,16	2198,5	271	18,80	3,82

დარტყმის სიბლანტე განისაზღვრა ქანქარის ზემოქმედების ტესტირების აპარატით.

როდესაც ნიმუში დაქუცმაცებულია, მასშტაბი აღნიშნავს pendulum β-ს სრიალის კუთხეს. დარტყმის დახრის სიმტკიცე გამოითვლება შემდეგი ფორმულით:

$$A_{\text{imp}} = A/S$$

სადაც a ნიმუშის გამოცდისას დახარჯული სამუშაოა, კჯ; S – ნიმუშების განივი ფართობი, მ².

C-19 კომპოზიტის ნიმუშებისათვის: განივი ზომები იყო 1 სმx0.35სმ; a=6,17/(1x0,35)=17,62 კჯ/მ²; C-18 კომპოზიტის ნიმუშებისთვის: განივი ზომები იყო 1 სმx0.2 სმ; a=6,17/(1x0,34)=18.14 კჯ/მ².

როგორც 8.2 ცხრილიდან ჩანს, ორივე კომპოზიტის (C-19, C-18) სიმტკიცე ღუნვისას და დარტყმის სიბლანტე თითქმის ერთნაირია და შეადგენს: 262; 264 MPa და 17.62, 18.14 კჯ/მ²-ს შესაბამისად. კერამიკული კომპოზიტები განიცდის თერმულ დატვირთვას და თერმულ ეფექტებს, გაზოთემულ ზემოქმედებას მაღალ ტემპერატურებზე მუშაობისას. ყველა კერამიკულ მასალაში არის უხილავი მიკროშარბები [8.12] და როდესაც პროდუქტის სიმტკიცე ნაკლებია დატვირთვებზე, ეს დატვირთვები გარდაიქმნება დაშლის დამაბულობის ენერგიად. კრიტიკულ დატვირთვებზე ვითარდება მაღალი ენერგიები, რაც პროდუქტის დაშლას იწვევს.

ამ ენერგიების დასადგენად ზ. კოვზირიძემ შემოგვათავაზა დაშლის დაძაბულობის ენერგიის ფორმულა [8.13-8.14], რომელიც ადგენს უნივერსალურ დამოკიდებულებას პროდუქტის დაშლის დაძაბულობის ენერგიას, ნიმუშის მასასა და ნიმუშში ზხარის გავრცელების სიჩქარეს შორის:

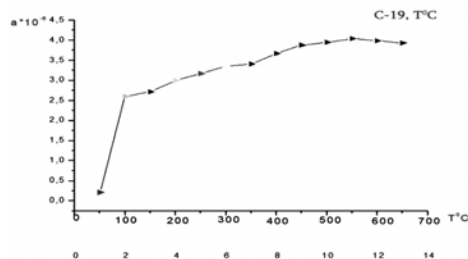
$$E_{td} = m a_{c.p.},$$

სადაც E_{td} არის დაშლის დაძაბულობის ენერგია, კჯ; m - ნიმუშის მასა, გ; $a_{c.p.}$ - ზხარის გავრცელების სიჩქარე - 2000 მ/წმ.

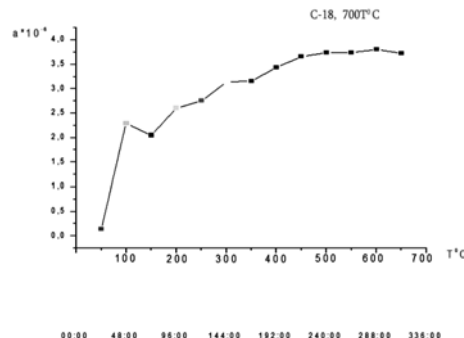
ჩვენს შემთხვევაში ნიმუშის - ღეროს ზომები იყო 5,2x5,2x45 მმ, ნიმუშის მასა - 3.86 გ. ფორმულის მიხედვით დაშლის დაძაბულობის ენერგია იქნება:

$$E_{td} = m a_{c.p.} = 3,86 \times 2000 = 7,72 \text{ კჯ.}$$

კომპოზიტების თერმული გაფართოების კოეფიციენტი (C-19, C-18) განისაზღვრა კვარცის ვერტიკალური დილატომეტრის - DKV დახმარებით ტემპერატურის დიაპაზონში (20-700°C). 8.2 ცხრილის და 8.1 სურათის მიხედვით, ეს მაჩვენებელი ერთნაირია ორივე კომპოზიტისთვის და ტოლია $a = 3.88$ და $3.80 \cdot 10^{-6}$.



ა



ბ

სურ. 8.1. C-19 და C-18 კომპოზიტების თერმული გაფართოების კოეფიციენტისა და ტემპერატურის დამოკიდებულება

ლიტერატურიდან ცნობილია [8.13, 8.14], რომ კორუ-
ნდის კერამიკის თერმული გაფართოების კოეფიციენტი
მაღალია და არის $\alpha_{20-300} = 6,2 \cdot 10^{-6} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$. მიუხედავად იმისა,
რომ ცეცხლგამძლე მასალები, კერძოდ სილიციუმის კარ-
ბიდი - $a = 5,18 \cdot 10^{-6} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$ ხასიათდება მაღალი თერმული
მედეგობით [8.15], უნდა აღინიშნოს, რომ ჩვენ მიერ
მიღებული კომპოზიტები (C-19, C-18) ხასიათდება თერ-
მული გაფართოების დაბალი კოეფიციენტით, შესაბამისად
 $a=3,88$ და $3,80 \cdot 10^{-6} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$ და უფრო მაღალი თერმული
მედეგობით, რაც ძალიან მნიშვნელოვანია მათი ექსპლუ-
ატაციისათვის, რომლებსაც დიდი ხნის განმავლობაში უწევს
მუშაობა მაღალ ტემპერატურაზე და აგრესიულ გარემოში
(სურ. 8.1).

კომპოზიციური მასალებისათვის განისაზღვრა ელექტ-
რული მახასიათებლები (პროფესორ თ. ჭიშვილის მიერ
შექმნილ ხელსაწყოზე - CH-24), რომლებიც მიღებულია
"წინააღმდეგობა-ტემპერატურის" დამოკიდებულების ექსპე-
რიმენტის შედეგად. კომპოზიტების მოცულობითი ელექ-
ტრული წინააღმდეგობა გამოთვალეს სექციაში მაღალ ტემპე-
რატურაზე ($20-300^{\circ}\text{C}$ დიაპაზონში), ელექტრონული ომიტ-
რის გამოყენებით, როგორც საზომი ინსტრუმენტი. გრა-

ფიტის ელექტროდები განთავსებული იყო პრიზმული
ნიმუშების ზედაპირზე (ზედა საზომი ელექტროდის
დiameterი იყო 14 მმ, ხოლო ქვედა საზომი ელექტროდის
diameterი - 16 მმ). ნიმუშების დამოკიდებულება "სპე-
ციფიკურ წინააღმდეგობა-ტემპერატურაზე" წრფივია, რაც ავლენს
თავისებურებებს, რომ ტემპერატურის მომატება იწვევს
ელექტრული წინააღმდეგობის შემცირებას. C-19-ის გარდა, ნიმუშს
ახასიათებს ელექტრული წინააღმდეგობის დაბალი მნიშ-
ვნელობები, ვიდრე C-18, C-16, C-17 ნიმუშებს. ელექ-
ტროწინააღმდეგობებს შორის განსხვავება განსაკუთრებით
შესამჩნევია ოთახის ტემპერატურაზე (განსხვავება დაახ-
ლოებით სამი გრადუსია), მაგრამ ის ნაკლებად აშკარაა
მაღალ ტემპერატურაზე (განსხვავება მცირდება ერთ
ხარისხამდე), რაც ნათელია ექსპერიმენტის შედეგების
ამსახველი მასალიდან (სურ. 8.2).

საკვლევი კომპოზიტების ელექტრული პარამეტრების
მნიშვნელობები გამოითვლება მიღებული "lgp-t" დამოკი-
დებულების საფუძველზე. კომპოზიტებისთვის განისაზღვრა
სამი ელექტრული მახასიათებელი: ელექტრული მგრძნო-
ბელობის ტემპერატურის კოეფიციენტები (B), ელექტრული
წინააღმდეგობა (α), ელექტრული გამტარობის აქტივაციის

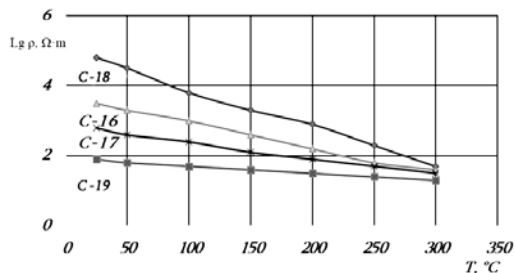
ენერგია (E_a), რომელთა მნიშვნელობა მოცემულია 8.3 ცხრილში. აღმოჩნდა, რომ ელექტრულ მახასიათებლებს შორის განსხვავება მნიშვნელოვანი იყო (C-18 კომპოზიტის მონაცემები დაახლოებით 5-ჯერ აღემატება C-19 კომპოზიტისთვის მიღებულ მონაცემებს).

უნდა აღინიშნოს, რომ კომპოზიტებს აქვს უარყოფითი α -სა (წინააღმდეგობა მცირდება ტემპერატურის მატებასთან ერთად) და E_a -ს დაბალი მნიშვნელობა (ორივე მასალისთვის მოსალოდნელია ელექტრონული ტიპის ელექტროგამტარობის რეალიზაცია).

მიღებული შედეგები დაკავშირებული უნდა იყოს C-19 და C-18 კომპოზიტებში წარმოდგენილ ძირითად ფაზებთან, რომლებიც მიიღება სინთეზით 1450°C-ზე, იმავე პირობებში. C-16 და C-17 კომპოზიციებთან დაკავშირებით, "log p-T" დამოკიდებულებები, რომლებიც შუალედურ პოზიციას იკავებს C-19 და C-18 შორის. შეიძლება აღინიშნოს, რომ კომპოზიციები შეიცავს ორ "ახალ" ინგრედიენტს - TiC და BN. კომპოზიტების ზოგიერთ მაღალტემპერატურულ სინთეზში არ შეიძლება გამოირიცხოს მათი მონაწილეობა ახალი ნახევრად გამტარული ფაზის - TiB₂ ფორმირებაში. შედგენილობის საფუძველზე C-16 და C-17 (ცხრილი 1), TiB₂-

ის მოსალოდნელი რაოდენობა, უფრო დიდი უნდა იყოს C-17-ის შედგენილობაზე. ეს ასევე დასტურდება ელექტრული თვისებებით C-16 კომპოზიციასთან შედარებით; C-17 კომპოზიციას აქვს წინააღმდეგობის და აქტივაციის ენერგიის დაბალი მნიშვნელობები.

რენტგენოფაზური ანალიზის შედეგების მიხედვით, ორივე კომპოზიციის შედგენილობაში მნიშვნელოვანი ფაზაა სიალონი. ისინი ასევე შეიცავს სხვადასხვა ხასიათის ხუთ სხვა კრისტალურ ნაერთს. მათი ელექტრული თვისებების გამო ისინი შეიძლება დაიყოს ორ ჯგუფად: დიელექტრიკები (α -Al₂O₃, BN, AlN) და ნახევრად გამტარები (SiC, Si). C-19 და C-18 კომპოზიტების მიღების იდენტური პირობების გათვალისწინებით, მათი დაბალი წინააღმდეგობის და აქტივაციის ენერგიის მნიშვნელობების განმსაზღვრელი ფაქტორი შეიძლება იყოს SiC და Si მყარი ფაზების რაოდენობა ნახევრად გამტარული თვისებებით.

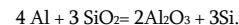


სურ. 8.2. სპეციფიკური ელექტრული წინააღმდეგობა და ტემპერატურის დამოკიდებულება

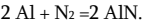
კომპოზიტების ელექტრული მახასიათებლების შედარების საფუძველზე შეიძლება ვივარაუდოთ, რომ SiC და Si კონცენტრაციები C-19 კომპოზიტში უნდა იყოს უფრო მაღალი, ვიდრე C-18 კომპოზიტში. ეს შეიძლება გამოვლინდეს ორი მიდგომით: SiC და Si-ს რაოდენობის ან მასალების სიმკვრივის განსაზღვრით. ორივე მიდგომა გამოუსადეგარი აღმოჩნდა C-19 და C-18 კომპოზიტებისთვის, რადგან ხელმისაწვდომი რენტგენის საფუძველზე რაოდენობრივი გამოთვლები შეუძლებელი იყო (კრისტალური ფაზების სიმრავლისა და მათი მახასიათებლების დამთხვევის გამო, ინტენსიურობა პიკს აღწევს) და ასევე

უმნიშვნელო განსხვავებები მასის სიმკვრივეებს შორის ($d = 3.11$, C-19-სთვის; $d = 2.99$ გ/სმ³ C-18-სთვის). ნებისმიერ შემთხვევაში, C-19-ში SiC-ის რაოდენობა არ შეიძლება იყოს უფრო მაღალი, ვიდრე C-18-ში, ტესტის კომპოზიტების მატერიალური შედგენილობის მიხედვით.

ამავე დროს, რენტგენოსტრუქტურულმა ფაზურმა ანალიზმა გამოავლინა Si-ს არსებობა ორივე კომპოზიტში, რამაც შეიძლება გავლენა მოახდინოს კომპოზიტის ელექტროგამტარობაზე. მაგრამ სილიციუმის შემცველობა საწყის ნარევი (მატერიალური კომპოზიციების მიხედვით) იდენტურია და 20 მას.% შეადგენს. ამავე დროს, C-19 კომპოზიტური სხეული შეიცავს ორ ბუნებრივ ქანს (კაოლინი და პერლიტი), რომლებიც სილიციუმის დიოქსიდს შეიცავს. კაოლინი (5 მას.%) და პერლიტი (2.0 მას.%) უზრუნველყოფს დაახლოებით 5.2 მას.% და 3.0 მას.% Si C-19 შედგენილობაში, შესაბამისად. ამის მიზეზია მინერალ კაოლინის სტრუქტურული დამლა გეოპოლიმერში (კაოლინი), რომელიც გამოწვეულია ტემპერატურით და პარალელური ალუმინთერმული პროცესის ჩატარების შესაძლებლობით:



პროცესი გამოიწვევს დამატებით 2.4% Si-ის მიღებას წონის მიხედვით C-19 კომპოზიტში და პრაქტიკულად მოსალოდნელია, რომ Si-ის რაოდენობა C-19-ში იქნება 24.4% წონის მიხედვით. SiO₂-დან Si-ს ათვისების ხელშემწყობი ფაქტორი შეიძლება იყოს თხევადი ფაზის წარმოქმნა, რომელიც გამოწვეულია პერლიტის 1240°C-ზე დაბალი დნობის ტემპერატურით. ალუმინის ნიტრიდი წარმოიქმნება ალუმინის ფხვნილის ნაწილის რეაქციით საწყის ნარევაში აზოტთან შემდეგი რეაქციით:



მაღალ ტემპერატურაზე კალინიტის დაშლის შედეგად ალუმინის ფხვნილის ნაწილი სილიციუმს ადადგენს SiO₂-დან ზემოთ მოყვანილი რეაქციის მიხედვით. ამ პროცესმა შეიძლება გამოიწვიოს თანაფარდობის ცვლილება Si და AlN-ის ნახევრად გამტარების რაოდენობის ზრდას შორის, რომლებიც იზოლაციურ თვისებებს ატარებს Si-ის სასარგებლოდ, ეს C-19 კომპოზიტში ელექტრულ გამტარობას გაზრდის.

კომპოზიტების ელექტრული მახასიათებლები

ნომერი №	ელექტრული მგრძნობელობის კოეფიციენტი, B (ΩmK)	ელექტროგამტარობის აქტივაციის ენერგია, ΔE (eV)	ელექტრული წინააღმდეგობის ტემპერატურული კოეფიციენტი, α Ω t (ΩmK ⁻¹)
C-18	-7170	1,24	-2,6·10 ⁻²
C-19	-1560	0,27	-5,7·10 ⁻³
C-16	-1625	0,65	-1.4.10 ⁻²
C-17	-815	0,32	-6.8.10 ⁻³

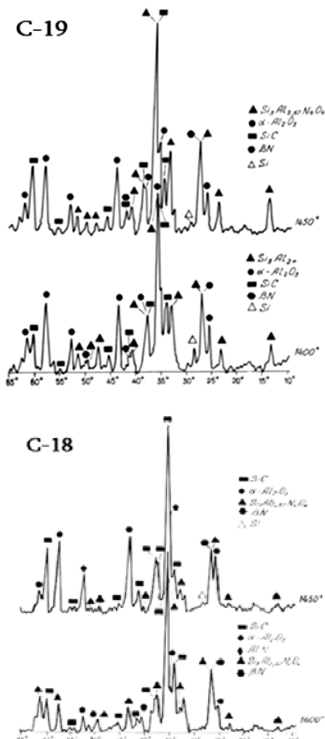
8.2. სტრუქტურული კვლევა

გამოსაცდელი ნიმუშები მოამზადეს იგივე ტექნოლოგიით, როგორც ეს აღწერილია წინა ნაშრომებში [8.16-8.21], ე.ი. სიალონი სინთეზირებული იყო აზოტის გარემოში 1400–1450°C-ზე, შემდეგ კი მიღებული მასა გადაფქვეს ატრიტორში და კონსოლიდირებული კომპოზიტი მიიღეს ცხელი

დაწნებით 1620°C-ზე, გამოწვა – 40 წუთი, საბოლოო ტემპერატურაზე დაყოვნება 8 წთ, 30 მპა წნევით. ვაკუუმში – 10⁻³Pa. ამ რეჟიმში მიღებული კომპოზიტის საკვლევი 70 μm-ის ნიმუშები ამოიჭრა 70 მმ დიამეტრისა და 8 მმ სისქის დისკოებიდან. ჭრა გაკეთდა 395 მ პროფილის სახეხ მანქანაზე 100 მმ დიამეტრის ლითონის ალმასის საჭრელი დისკოთი, ალმასის მარცვლის ზომა – 50/40 μm, საჭრელის ბრუნვის სიჩქარე 4000 rpm, ჭრის სიჩქარე – 0.7 მმ / წთ.

დაჭრილი ნიმუშების ზედაპირი დაფარეს 3 G71 ბრტყელძირიან სახეხ მანქანაზე 200 მმ დიამეტრის ალმასის აბრაზიული დისკოთი ბაკელიტის შემკვრელზე, ალმასის მარცვლის ზომა – 50 / 40μm.

ცხლად დაწნებილი ნიმუშების ფაზური ანალიზი ჩაატარეს რენტგენის აპარატზე DRON-3 CuKα სხივების გამოყენებით.



სურ. 8.3. C-19 და C-18 კომპოზიტების რენტგენოგრამები (1400–1450°C)

1400–1450°C-ზე გამომწვარი ნიმუშების რენტგენოსტრუქტურული კვლევა (სურ. 8.3) აჩვენებს, რომ 1400°C-ზე სიალონის დამახასიათებელი რეფლექსები უკვე შეინიშნება ორივე კომპოზიტში, ხოლო 1450°C-ზე მათი ინტენსიურობა შედარებით გაზრდილია. სიალონის დამახასიათებელი პიკების ინტენსიურობით თუ ვიმსჯელებთ, C-19 კომპოზიტში წარმოქმნილი სიალონების რაოდენობა შედარებით უფრო დიდია, ვიდრე C-18 კომპოზიტში, რაც შეიძლება აიხსნას C-19 კომპოზიციამ კაოლინის არსებობით. ჩვენი აზრით, ეს გამოწვეულია თერმოდინამიკურად აქტიური კაოლინიტის ბირთვით $Al_2O_3 \cdot SiO_2$, რომელიც წარმოიქმნა მინერალი კაოლინიტის დაშლის შედეგად. ორივე კომპოზიტში აღინიშნა შემდეგი ფაზები: Si-AL-0-N, SiC, $\alpha-Al_2O_3$, BN და Si (მცირე რაოდენობით არარეაქციული.).

ბორის კარბიდისა და ტიტანის კარბიდის ნაწილი კომპოზიტებში გარდაიქმნა ბორის ნიტრიდად და ტიტანის დიბორიდად აზოტის გარემოში გამოწვისას 1400°C-ზე შემდეგი რეაქციით: $B_4C + 2N_2 = 4BN + C$ და $B_4C + 2TiC = 2TiB_2 + 3C$, რაც ორივე კომპოზიტის შემთხვევაში მცირე რაოდენობითაა. ახლად წარმოქმნილი, წვრილმარცვლოვანი

ბორის ნიტრიდი აუმჯობესებს მიკროსტრუქტურას, რაც წინაპირობაა მაღალი მექანიკური თვისებებისათვის, როგორცაა: მაღალი თბოგამტარობა, დაბალი თერმული გაფართოება, თერმული დარტყმებისადმი კარგი წინააღმდეგობა, ქიმიური ინერტულობა და დაბალი დასველების უნარი გამდნარი ლითონებით. იგი გამოიყენება რადიატორებში, ბორის შენადნობი – სილიციუმის ნახევრად გამტარებში, ტიკელებში, მიკროტალღურ ღუმელებში, გაფრქვევის საშრობებში, მაღალი სიზუსტის შედუღებაში, სამსხმელო წარმოებაში და ა.შ.

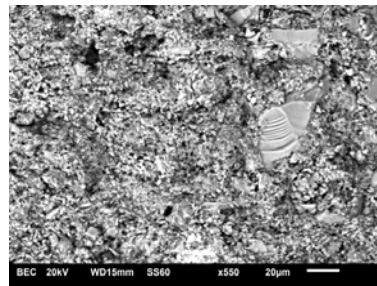
ოპტიკური მიკროსკოპის გამოყენებით ჩატარებულმა ანალიზმა აჩვენა, რომ კომპოზიტების ორივე შემთხვევაში მატრიცაში განლაგებული იყო სილიციუმის კარბიდი და კორუნდის მარცვლები (სურ. 8.2). ამავე დროს C-18 კომპოზიტის მიკროსტრუქტურა უფრო წვრილმარცვლოვანია. შეიძლება ვივარაუდოთ, რომ C-19 კომპოზიტის ჩამოყალიბების პროცესში, ამ კომპოზიტების შედგენილობის გამო, უფრო მეტი თხევადი ფაზა წარმოიქმნება, ვიდრე C-18-ის სინთეზის პროცესში, რაც ხელს უწყობს შეცხოების ინტენსიურობას, პროცესი დასტურდება C-19 კომპოზიტის შედარებით დაბალი ფორიანობით. ამავე დროს, თხევადი

ფაზა ხელს უწყობს მცირე მარცვლების წარმოქმნას და მათ შემდგომ რეკრისტალიზაციას დიდ მარცვლებად.

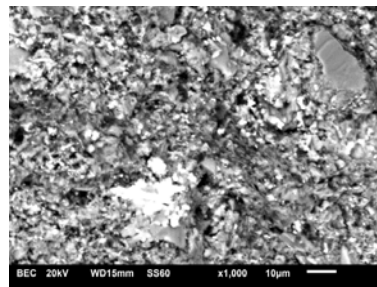
ელექტრონული მიკროსკოპია გვიჩვენებს კარგად შემცხვარი ნიმუშის ზედაპირს, რომელზეც აშკარად ჩანს C - 19 კომპოზიტებში შემავალი ძირითადი ფაზების კრისტალები, კერძოდ სილიციუმის კარბიდი და სიალონის მატრიცაში განაწილებული კორუნდის მარცვლები, ასევე აღინიშნება ბორის ნიტრიდის მარცვლები, რომლებიც უკეთესად ჩანს ახლოდან გადიდებისას (სურ.8. 4).

სილიციუმის კარბიდისა და კორუნდის მარცვლების იდენტიფიცირებისას, SEM სურათებთან ერთად, ჩვენ ვეყრდნობოდით რენტგენის დიფრაქციის ანალიზისა და მიკრორენტგენოსპექტრული ანალიზის შედეგებს.

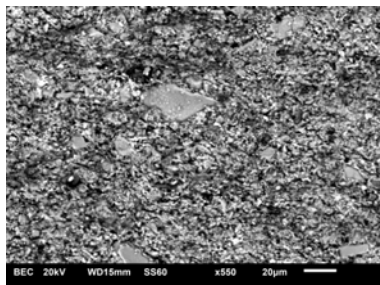
8.5 და 8.6 სურათები გვიჩვენებს C-19 და C-18 კომპოზიტების მიკრორენტგენოსპექტრული ანალიზის სურათს, სპექტრს და შემადგენელი ელემენტების სქემას, მათ პროცენტულ რაოდენობას.



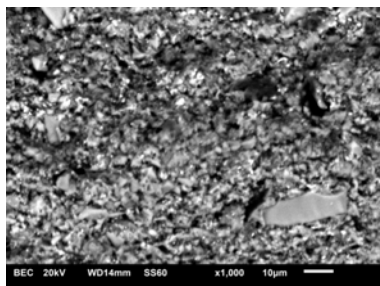
ა



ბ

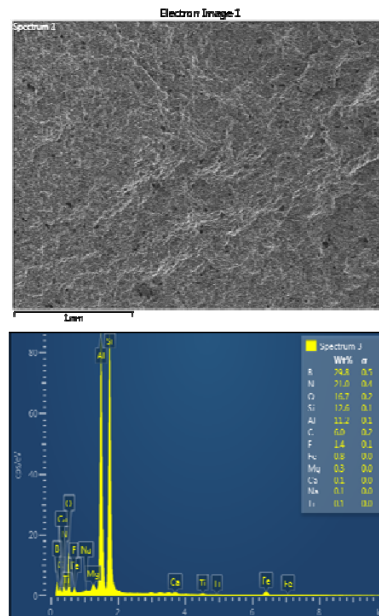


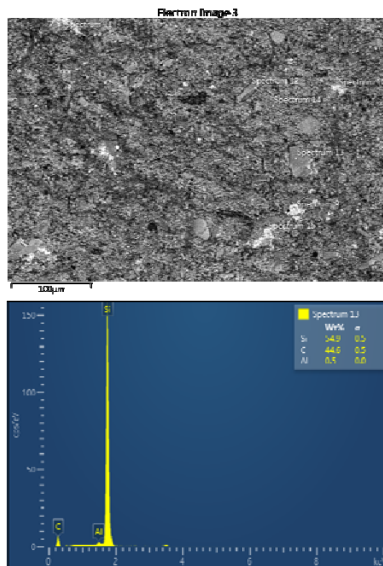
ბ



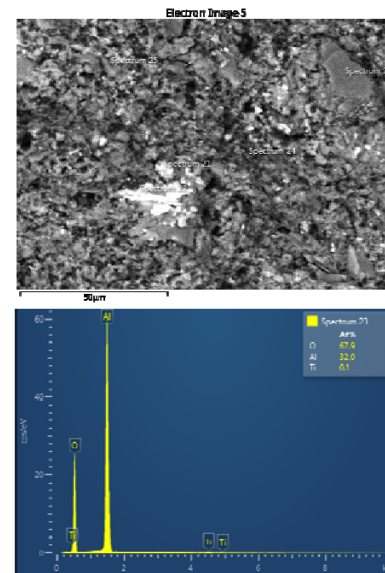
დ

სურ. 8.4. C -19 (ა, ბ) და C -18 (ც, დ) კომპოზიტების ელექტრონულ-მიკროსკოპული გამოსახულებები სხვადასხვა გადიდებისას. X - 550; X-1000



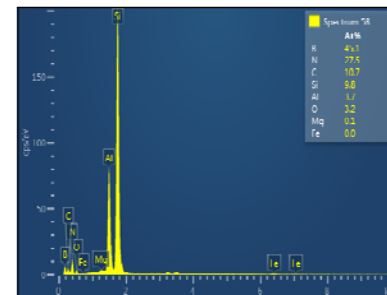
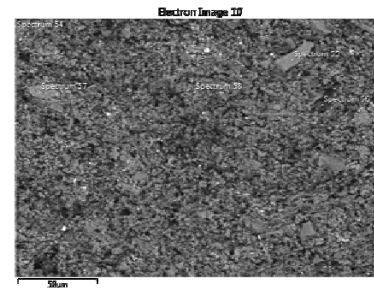
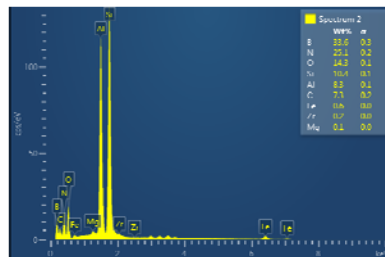
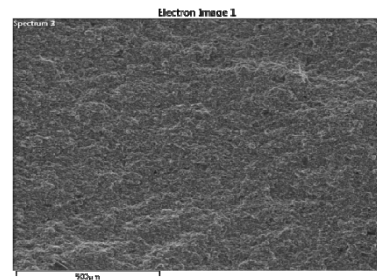


471

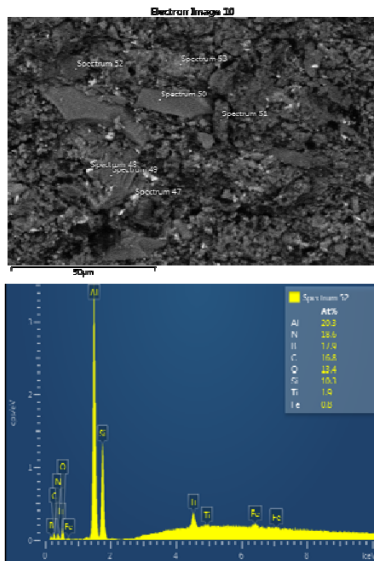


სურ. 8.5. C-19 კომპოზიტის
ელექტრონულ-მიკროსკოპული და
მიკრორენტგენოსპექტრული ანალიზის
გამოსახულებები

472



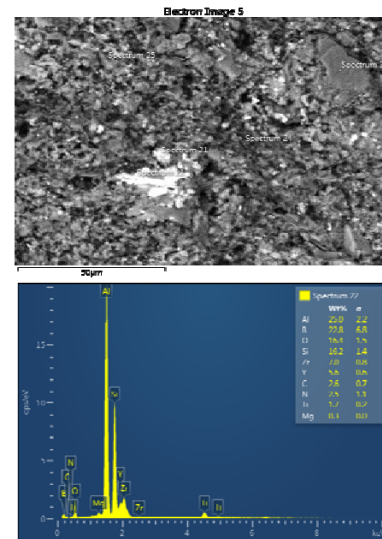
სურ. 8.6. C18 კომპოზიტის
ელექტრონულ-მიკროსკოპული და
მიკრორენტგენოსკოპული ანალიზის
გამოსახულებები



სურ. 8.7 C-16 კომპოზიტის
ელექტრონულ-მიკროსკოპული და
მიკრორენტგენოსპექტრული ანალიზის
გამოსახულება

8.7 და 8.8 სურათები გვიჩვენებს C-16 და C-17 კომპოზიტების მიკრორენტგენოსპექტრული ანალიზის სურათს, სპექტრს და შემადგენელი ელემენტების სქემას, მათ

პროცენტულ შემცველობას, რაც აჩვენებს, რომ კომპოზიტის ძირითადი შემადგენელი (მატრიცა) არის TiC, B₄C, TiB₂, SiC, Al₂O₃, SiAlON, BN.



სურ. 8.8. C-17 კომპოზიტის
ელექტრონულ-მიკროსკოპული და
მიკრორენტგენოსპექტრული ანალიზის
გამოსახულება

ცხრილი 8.4

სიალონის სატესტო მდგომარეობა

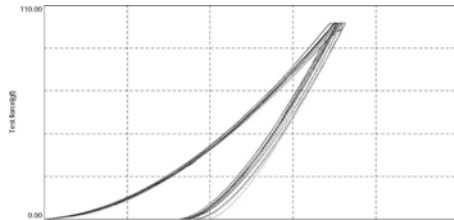
<<*** Test condition-SiAlON-100 ***>>

Test mode	Load-unload		
Sample name	SiAlon-zv	Sample No.	#1
Test force	100.000[gf]	Minimum force	0.200[gf]
Loading speed	1.0(7.1448[gf/sec])	Hold time at load	5[sec]
Hold time at unload	3[sec]	Test count	23
Parameter name	Temp	Parameter	20
Comment	20.06.17-SiAlon-zv-100;DHV5-3		
Poisson's ratio	0.190		
Cf-Ap,As Correction	ON	Indenter type	Vickers
Read times	2	Objective lens	50
Indenter elastic	1.140e+006[N/mm2]	Indenter poisson's ratio	0.070

SEQ	Fmax	hmax	h _p	h _r	DHV-1	DHV-2	Eit	Length	HV	Data name
	[gf]	[um]	[um]	[um]			[N/mm2]	[um]		
1	100.753	2.0927	1.0353	1.3623	1124.606	4595.143	2.073e+005	12.133	1269.108	SiAlon-100(1)
2	100.862	2.1408	1.1973	1.4454	1075.849	3439.729	2.078e+005	10.673	1641.878	SiAlon-100(2)
3	100.954	2.1185	1.0085	1.3472	1099.608	4852.203	1.911e+005	11.989	1302.427	SiAlon-100(3)
4	100.844	2.1300	0.9980	1.3526	1086.598	4949.256	1.881e+005	11.623	1384.295	SiAlon-100(4)
5	100.935	2.1822	1.1183	1.4290	1036.181	3945.265	1.855e+005	12.721	1156.721	SiAlon-100(5)
6	100.624	2.0945	1.0240	1.3135	1121.301	4691.482	1.971e+005	11.843	1330.428	SiAlon-100(6)
7	100.551	2.1229	1.0193	1.3350	1090.715	4731.042	1.868e+005	11.551	1397.624	SiAlon-100(7)
8	100.826	2.1357	1.0016	1.3362	1080.626	4912.610	1.834e+005	11.550	1401.679	SiAlon-100(8)
9	100.826	2.1173	0.9846	1.2881	1099.473	5084.458	1.815e+005	11.404	1437.730	SiAlon-100(9)
10	100.825	2.1761	1.0974	1.4160	1040.858	4092.733	1.848e+005	11.697	1366.620	SiAlon-100(10)
11	100.807	2.1566	1.0491	1.3859	1059.580	4477.130	1.857e+005	----	----	SiAlon-100(11)
Ave-range	100.801	2.1334	1.0485	1.3646	1083.218	4524.641	1.895e+005	11.718	1368.851	
Std. Dev.	0.120	0.029	0.064	0.049	28.966	502.835	7155.469	0.529	125.730	
CV	0.119	1.372	6.141	3.617	2.674	11.113	3.777	4.518	9.185	

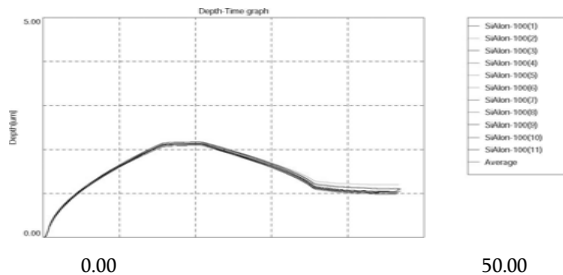
<<*** Force-Depth graph ***>>

Force-Depth graph



სიღრმე [μm]

<<*** Depth-Time graph ***>>



დრო [წმ]

სურ. 8.9 სიალონის მიკრომექანიკური მახასიათებლები

მოცემული კომპოზიტების მიკრორენტგენოსპექტრული ანალიზისა და ელექტრონული მიკროსკოპიის შედეგები შეესაბამება რენტგენოსტრუქტურულ ანალიზს. C-19 და C-18 კომპოზიტების მატრიცაში წარმოდგენილია: β -SiALON- Al_2O_3 -SiC, BN-ის კრისტალები განაწილებულია CH -16 და CH-17 მატრიცასა და კომპოზიტებში წარმოდგენილია TiC-TiB₂-BN-SiC-B₄C- β -SiALON- Al_2O_3 ფაზები. 8.5 ცხრილი აჩვენებს მონაცემებს ფაზური შედგენილობას C-19 და C-18 კომპოზიტებში.

ფორიანობის დასადგენად შევარჩიეთ ხედვის ველი და განვსაზღვრეთ მისი არეალი. ხედვის სფეროში გამოვთვალეთ ფორების რაოდენობა მათი დიამეტრის ზომის მიხედვით; განვსაზღვრეთ მოცულობითი შემცველობა და ფორების საშუალო დიამეტრი თითოეული კომპოზიტისთვის. C-19 კომპოზიტში ფორების საერთო შემცველობა დაახლოებით Pvol = 3,7%-ია, C-18-Pvol = 4,8% - ისთვის ფორების საშუალო ზომა შეადგენს $Pm \approx 3,75$ -ს და შესაბამისად 4,5 μM -ს.

SiC მარცვლების მაქსიმალური და მინიმალური ზომა C-19 კომპოზიტში არის 9-3 მკმ, საშუალო ზომა – 6 მკმ; C -18 კომპოზიტში – 8-4 მკმ, საშუალო ზომა – 6 მკმ.

ალუმინის ოქსიდის მარცვლების მაქსიმალური და მინიმალური ზომაა 1/1µm C-19 კომპოზიტისთვის და 1 / 0,8 µM C-18 კომპოზიტისთვის. ალუმინის ოქსიდის მარცვლების საშუალო ზომა თითოეულ კომპოზიტში არის შესაბამისად 1 და 0.8 მიკრომეტრი. რაც შეეხება ბორის ნიტრიდს, მისი ზომები მინიმალურია და დაახლოებით 200 ნმ ტოლია.

ორივე კომპოზიტში მარცვლის საშუალო ზომა საერთო ჯამში Km = 6.5 და 6.6 მკმ, შესაბამისად. მინისებრი ფაზის მოცულობის ფრაქცია Gvol = 3 და 1%, შესაბამისად;

კრისტალური ფორმის ფაქტორი:

$$Fkfc-9=Dmax / Dmin=10.56 / 5.54=1.91;$$
$$Fkfc-10=Dmax/Dmin=10.56/6.25 = 1.69.$$

კრისტალების გადანაწილების ფაქტორი მატრიცაში ჩვენი ვიზუალური შეფასებით, Fkd = 0.9.

სილიციუმის არარეაქციული ნარჩენი დაახლოებით 2 wt%-ია. სხვა შემთხვევებში, s საწყისი მასის შედგენილობაში უნდა იქნეს აღებული არაუმეტეს 18-19%. ნახშირბადის ბოჭკოს დოპანტმა გაზარდა მექანიკური თვისებები.

3 wt.% C-18-ში (ცხრილი 8.2). კრისტალური ფაზა არის:

$$C-19, 100 (V \text{ ფორიანი} + V \text{ მინისებრი})=100-(3.7+3) =93.3, \text{ ხოლო}$$
$$C-18: 100 (V \text{ ფორიანი}+V \text{ მინისებრი}) = 100-(4.8 + 1) = 94.2.$$

მონაცემები ფაზური შემცველობის შესახებ
C-19 და C-18 კომპოზიტებში

კომპოზიტი	ფაზის დასახელება	ხედვის არე S, µm²	დათვლილი მარცვლების რაოდენობა	მარცვლები (ფორები) Dmid, µm	მარცვლების მაქსიმალური ზომა (ფორების) Dmax, µm საშუალო	მარცვლების მინიმალური ზომა (ფორების) Dmin, µm საშუალო	Fzf—ფორმის ფაქტორი Dmax/Dmin
C-19	SiC	2070	12	11	9	3	
	Al₂O₃		250	1	1	1	
	SiALON		55	14	32	18	
	BN		45	0.2	0.25	0.16	
	საშუალო		90.5	6.5	10.56	5.54	1.91
	ფორები		10	3.75	4	3.5	1.15
C-18	SiC	2070	15	10	8	4	
	Al₂O₃		280	0.8	1	0.8	
	SiALON		50	9	33	20	
	BN		45	0.22	0.27	0.18	
	საშუალო		97.5	6.6	10.56	6.25	1.69
	ფორები		12	4.5	5	4	1.25

მასალების მიკრო- და მაკრომექანიკური მახასიათებლების დამოკიდებულება კომპოზიტში კრისტალური ფაზის შემცველობაზე გამოითვლება ზ. კოვზირიძის [10.22] ფორმულის მიხედვით:

$$\sigma_d = \frac{P \cdot F_{kd}}{K_m \cdot K_v \cdot F_{kf}}$$

სადაც P დატვირთვა; K_m – კრისტალის საშუალო ზომა; K_v – კრისტალების ფრაქციის მოცულობა მატრიცაში; F_{kd} – კრისტალების გადანაწილების ფაქტორი მატრიცაში, რომელსაც მკვლევარი განსაზღვრავს; თანაბარი განაწილების შემთხვევაში იგი 1-ს უდრის, არათანაბარი განაწილების შემთხვევაში – 0.9; F_{kf} – კრისტალების ფორმის ფაქტორი, მიიღება როგორც კრისტალის ყველაზე დიდი მახასიათებელი ზომის თანაფარდობა ყველაზე პატარასთან, რაც საშუალებას გვაძლევს დავახასიათოთ კრისტალების ფორმა, რომლის მიხედვითაც შეგვიძლია განვსაზღვროთ მექანიკური მახასიათებლის კორელაცია მატრიცაში, კრისტალური ფაზის მახასიათებლებიდან ჩვენ მიერ შემოთავაზებულ ფორმულაში. 8.4 ცხრილის მონაცემების ფორმულაში ჩასმით მივიღებთ:

$$\sigma_d = (2187.5 \times 0.9) / (6.5 \times 94.2 \times 1.69) = 1968.75 / 1035 = 1.9.$$

მასალების მაკრომექანიკური მახასიათებლების დამოკიდებულება კომპოზიტში ფორიანი ფაზის შემცველობაზე ასევე განისაზღვრა ზ.კოვზირიძის [8.23] ფორმულით:

$$\sigma_{m/p} = \frac{P}{F_p \cdot P_d \cdot P_{vol} \cdot P_m} =$$

$$= \frac{2187.5}{0.9 \times 1.25 \times 4.5 \times 4.8} = \frac{2187.5}{24.3} = 90, \text{ MPa}/\mu\text{M}^2$$

სადაც P არის დატვირთვა, MPa; F_p – ფორების ფორმის ფაქტორი; P_d – ფორების გადანაწილების ფაქტორი მატრიცაში. ამ მნიშვნელობის განსაზღვრა და მისი შეფასება დამოკიდებულია მკვლევარზე, მორფოლოგიური სურათის საფუძველზე, იმის მიხედვით, თუ როგორ გადანაწილდება ფორები მასალაში და რა ზომისაა ისინი. ფაქტორის მნიშვნელობა შეიძლება იცვლებოდეს 1-დან 0.8-მდე. თუ ფორები თანაბრად ნაწილდება მატრიცაში და დაახლოებით ერთნაირი ზომისაა, ფაქტორი 1-ის ტოლი იქნება; თუ ფორები არათანაბრად არის განაწილებული, ფაქტორი უდრის 0.9-ს და თუ ფორების კოალესცენციის პროცესი იწყება, ფაქტორი არის 0.8; P_{vol} – მატრიცაში ფორიანი ფაზის მოცულობითი ფრაქცია; P_m – ფორების საშუალო ზომა.

დასკვნა

მიღებულ და შესწავლილ იქნა კომპოზიტები, განი-
საზღვრა მათი ფაზური შედგენილობა. ორივე კომპოზიტის
შემთხვევაში ძირითადი ფაზა ანუ მატრიცაა $\text{TiC-TiB}_2\text{-B}_4\text{C-}$
 $\text{SiAlON-SiC-Al}_2\text{O}_3\text{-BN}$, რომელშიც გადანაწილებულია BN
ნანომარცვლები.

BN ნაწილი წარმოიშვა აზოტით ბორის კარბიდის
დაშლის შედეგად და ნახშირბადის აზოტით ჩანაცვლების
შედეგად. კომპოზიტები კარგად არის სინთეზირებული და
კრისტალები ერთმანეთთან დაკავშირებულია სიალონის
ფენით. მიიღება მაღალი ფიზიკურ-ტექნიკური მახა-
სიათებლების მასალა.

ამ მეთოდის უპირატესობა ის არის, რომ ნაერთები,
რომლებიც ახლად წარმოიქმნება თერმული დამუშავებისას
მიმდინარე ურთიერთქმედების შედეგად: Si_3N_4 , Si, AlN
აქტიურია, რაც ხელს უწყობს β სიალონის წარმოქმნას
შედარებით დაბალ ტემპერატურაზე, 1300–1350°C-ზე.
ამკარაა, რომ AlN-ის ჩანერგვა $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ -ის მესერში უფრო
ადვილია, რადგან ამ ტემპერატურულ ინტერვალში Si_3N_4 -ის
მესერი ჯერ კიდევ ფორმირების პროცესშია.

β სიალონის ფორმირება სრულდება 1450°C-ზე. ბორის
კარბიდის ნაწილი ბორის ნიტრიდად გარდაიქმნა აზოტის
გარემოსა და ტიტანის დიბორიდში, რომელიც ორივე
კომპოზიტის შემთხვევაში მცირე რაოდენობითაა.

კომპოზიტი დაბალი წინაღობით (სპეციფიკური
წინაღობა დაახლოებით 10^2 Ohm.m), აქტივაციის ენერგია
($E=0.27 \text{ eV}$) და ელექტრული წინააღობის ტემპერატურული
კოეფიციენტი ($\Delta\alpha T= 0.057 \text{ K}^{-1}$) β სიალონის ძირითადი
ნაწილით. კუმშვისას სიმტკიცის ზღვარი – 2198 MPa,
ღუნვისას – 271 MPa, $\text{HV}=1368$. თერმული გაფართოების
კოეფიციენტი $_{20-700} \sim 3.8 \cdot 10^{-6}$.

ლიტერატურა

- 8.1. Osman Sahin, Orhan Uzun, Malgorzata Sopicka-Lizer, Hasan Gocmez, Ugur Kolemen. Dynamic hardness and elastic modulus calculation of porous SiAlON ceramics using depth-sensing indentation technique. Journal of the European Ceramic Society 28 (2008) p.1235–1242.
- 8.2. Z. Hou, F. Ye, L. Liu, - Effects of pore shape and porosity on the dielectric constant of porous β -SiAlON ceramics, J. Eur. Ceram. Soc. 35 (2015) 4115–4120.
- 8.3. G.J. Zhang, J.F. Yang, T. Ohji, - Fabrication of porous ceramics with unidirectionally aligned continuous pores, J. Am. Ceram. Soc. 84 (6) (2001) 1395–1397.
- 8.4. B. Li, K. Liu, C.R. Zhang, S.Q. Wang, - Fabrication and properties of borazine derived boron nitride bonded porous silicon aluminum oxynitride wave-transparent composite, J. Eur. Ceram. Soc. 34 (15) (2014) 3591–3595.
- 8.5. J.F. Yang, Y. Beppu, G.J. Zhang, T. Ohji, S. Kanzaki, - Synthesis and properties of porous single-phase β -SiAlON ceramics, J. Am. Ceram. Soc. 85 (7) (2002), 1879–1881.

- 8.6. C. Zhang, R. Janssen, N. Claussen, - Pressureless sintering of β -SiAlON with improved green strength by using metallic Al powder, Mater. Lett. 57 (2003)3352–3356.
- 8.7. S.-L. Hwang, I.-W. Chen, - Reaction hot pressing of α - and β -SiAlON ceramics, J. Am.Ceram. Soc. 77 (1994) 165–171.
8. 8. F. Çalıskan, Improvement in sinterability of β -SiAlON produced from kaolin, J. Alloy. Compd. 602 (2014) 14–149.
- 8.9. Z.Kovziridze, N.Nijharadze, G.Tabatadze, T.Cheishvili, Z.Mestvirishvili, E.Nikoeleishvili, M.Mshvildadze, N. Darakhvelidze. Obtaining of Nanocomposites in SiC-SiAlON and Al_2O_3 -SiAlON System by Alumothermal Processes. //Journal of Electronics Cooling and Thermal Control, 2014, 4, 105-115. <http://dx.doi.org/10.4236/jectc.2014.44012>
- 8.10.Bradley A. Newcomb, Han G.Chae, - Handbook of Properties of Textile and Technical Fibres (Second Edition) 2018, Pages 841-871.
- 8.11. Z. Kovziridze, N. Nijharadze, G. Tabatadze, N. Darakhvelidze, Z. Mestvirishvili, -Smart Materials in the System SiAlON-SiC- Al_2O_3 -TiB₂-ZrB₂, Bit's 2nd Annual World Congress of Smart materials 2016. p. 558. Singapore
- 8.12. Griffith A.A-phil, Trans. Roy. Soc. London A. 221.1920.1963.

8.13. Kovzirize Z. The Decomposition Stress Energy Formula. Georgian Ceramics Association, Journal "Ceramics and Advanced Technologies" #1 (39), 2018. pg. 11-23.

8.14. Z.Kovziridze. Failure Stress Energy Formula. Journal of Electronics Cooling and Thermal Control. 2018.8.pp.31-47. [Http:// www.scirp.org/journal/jectc](http://www.scirp.org/journal/jectc).

8.15. Samsonov G.V., Physico-chemical Properties of Oxides, M., Metallurgy, 1978.

10.16. Samsonov G.V., Properties of High-melting-point Compounds, Short Reference Book. M., Metallurgy. 1978.

8.17. Kovziridze Z., Nijaradze N., Tabatadze G., Cheisvili T., Daraxvelidze N., Mestvirishvili Z., Msvildadze M., Nikoleishvili E. – Obtaining SiAlON_s by Nitroalumothermal Processes, Georgian Ceramics Association, Journal "Ceramics and Advanced Technologies", # 2 (32), 2014, pg. 23-31.

8.18. Z. Kovziridze, N. Nijharadze, G. Tabatadze, T. Cheishvili, Z. Mestvirishvili, E. Nikoeleishvili, M. Mshvildadze, N. Darakhvelidze. - Obtaining of Nanocomposites in SiC-SiAlON and Al₂O₃-SiAlON System by Alumothermal Processes. Journal of Electronics Cooling and Thermal Control, 2014, 4, pg. 105-115. <http://dx.doi.org/10.4236/jectc.2014.44012>

8.19. Enquan He, Jianshe Yue, Lei Fan, Chao Wang and Hongjie Wang, - Synthesis of single phase SiAlON ceramics by reaction-bonded sintering using Si and Al₂O₃ as raw materials. doi:10.1016/j.scriptamat.2011.03.040.

8.20. Peng Jiang, Xiao fang Wu, Wendong Xue, Junhong Chen, Wei Wang, Yong Li; - In-situ synthesis and reaction mechanism of β -SiAlON in the Al-Si₃N₄-Al₂O₃ composite material /<http://dx.doi.org/10.1016/j.ceramint.2016.10.088>.

8.21. Xing Deng, Xiangcheng Li, Boquan Zhu, Pingan Chen; - In-situ synthesis mechanism of plate-shaped β -Sialon and its effect on Al₂O₃-C refractory properties <http://dx.doi.org/10.1016/j.ceramint.2015.07.071>

8.22. Z. Kovziridze. The Formula of Dependence of Mechanical Characteristics of Materials on Crystalline Phase Composition in the Matrix. Advances in Materials Physics and Chemistry Vol.10 No.8, August 2020. ISSN: 2331-1959. DOI: [10.4236/amcp.2020.108013](https://doi.org/10.4236/amcp.2020.108013).

8.23. Z. Kovziridze. - Macro-Mechanical Properties Porous Phase Dependence Formula. Journal of the Georgian Ceramists Association. Ceramics and Advanced Technologies. Vol. 20 1(39). 2018. Pp.28-34.

მადლიერება!

მადლობას ვუხდით შოთა რუსთაველის საქართველოს
ეროვნულ სამეცნიერო ფონდს. სამუშაოები ჩატარდა
ფონდის FR-21-1413, 2022 წლის გრანტით.

შინაარსი

ისტორიული შესავალი	3
თავი 1. კერამიკაში არსებული მყარი ფაზების მახასიათებელი თვისებები	233
1.1. სტრუქტურა	24
1.2. კარკასული სტრუქტურები	38
1.3. წარმოებული სტრუქტურები	40
1.4. სხვა ტიპის სტრუქტურები	42
1.5. ფაზური გარდაქმნები კავშირების გაწყვეტის გარეშე	46
1.6. გარდაქმნები კავშირების გაწყვეტით	49
თავი 2. მასალათმცოდნეობის ზოგიერთი საკითხი	53
2.1. თანამედროვე მდგომარეობის ანალიზი	53
2.2. მასალათა განმარტების ზოგიერთი საკითხები	57
2.3 მასალათა სიმაგრის განსაზღვრა (მიკრომექანიკა)	76
2.4. დაყალიბებულ ნაკეთობათა თერმული დამუშავების დროს მიმდინარე პროცესები	82
2.5. ტექნოლოგიური შემაკავშირებლის მოცილება	84
2.6. შეცხოების პროცესების ინტენსიფიკაცია	105

თავი 3. კერამიკული და პოლიმერული კომპოზიტები 113

3.1. პრობლემის თანამედროვე მდგომარეობის ანალიზი... 113

3.2. გამოყენებული წედლეულების დახასიათება 121

3.3. კერამიკული კომპოზიტები 137

**თავი 4. მაღალტემპერატურებზე ცვეთამედეგი და მაღალი
დარტემითი სიბლანტის ნანოკომპოზიტების მიღება $B_4C-SiC-$
 $TiC-Al_2O_3$, $B_4C-BN-SiC-Al_2O_3$ და $B_4C-SiC-BN-TiC-Al_2O_3$
სისტემების ბაზაზე ტურბინების დისკოების, მფრინავი
აპარატების ცხელ კვანძებში, ატომურ რეაქტორებში
სამუშაოდ, ბალისტიკური ჯავშანისა და კონტეინერების
ამონაგებისათვის რადიოაქტიური ნარჩენების
შესანახად..... 175**

4.1 საკვლევი კომპოზიტების შედგენილობის შერჩევა და
ტექნოლოგიური პარამეტრების დადგენა..... 175

4.2 მიღებული კომპოზიტების თვისებებსა და
ტექნოლოგიურ პარამეტრებს შორის დამოკიდებულება.... 178

4.3. Al_2O_3 ნანოფხვნილის გავლენა კომპოზიტების
ნანოსტრუქტურაზე..... 184

4.4 დანამატების გავლენის შესწავლა და კომპოზიტების
ფაზური შედგენილობის დადგენა. 194

4.5. კომპოზიტების ოპტიმალური შედგენილობის შერჩევა
და მათი თვისებები 203

4.6. მიღებული კომპოზიტების მედეგობის განსაზღვრა
ექსტრემალურ პირობებში მუშაობის დროს 218

4.6.1. ნიმუშების გამოცდა თერმომედეგობაზე 218

4.6. მექანიკური თვისებების დამოკიდებულება
ტემპერატურაზე..... 220

4.7. $B_4C-SiC-TiC-Al_2O_3$, $B_4C-BN-SiC-Al_2O_3$ და $B_4C-SiC-BN-TiC-$
 Al_2O_3 სისტემების ბაზაზე მიღებული კომპოზიტების
გამოყენების სფეროს დადგენა 224

4.8. მარკეტინგული კვლევა 227

**თავი 5. მაღალცეცხლგამძლე და აგრესიული მედიების
მიმართ მედეგი ნანოკომპოზიტის მიღება სილიციუმის
კარბიდისა და სილიციუმის ნიტრიდის ბაზაზე, თერმული
და გაზოთერმული დატვირთვების პროცესებში სამუშაოდ
და გამღვალ მეტალებში მრავალჯერადი ხანმოკლე
ექსპლუატაციისათვის..... 234**

5.1. კომპოზიტის მიღება სილიციუმის კარბიდის ბაზაზე
სილიციუმის ნიტრიდის და ოქსინიტრიდის
შემკვრელით 234

5.2. Al_2O_3 ნანოფხვნილის გავლენა კომპოზიტის თვისებებსა და გამოწვისას მიმდინარე პროცესებზე	247
5.3. BN- ის ნანოფხვნილის გავლენა კომპოზიტის თვისებებსა და გამოწვისას მიმდინარე პროცესებზე	265
5.4. მაღალცეცხლგამძლე კომპოზიტის მიღება ცხელი წნეხის მეთოდით	272
5.5. კომპოზიტების მედეგობის განსაზღვრა მაღალტემპერატურულ კოროზიულ არეში მუშაობის დროს და თერმული და გაზოთერმული დარტყმების მიმართ	284
5.6. წყალმედეგობის განსაზღვრა	296
5.7. მჟავამედეგობა განისაზღვრა კონცენტრირებულ გოგირდმჟავაში (p-1,84)	299
5.8. თერმოწყვილის დამცავი გარსაცმების დამზადება მიღებული კომპოზიტის ბაზაზე. ტექნოლოგიის დამუშავება და მედეგობის განსაზღვრა გამღვალ მეტალებში მრავალჯერადი ხანმოკლე ექსპლუატაციისათვის	318
5.9. წიდამედეგობის განსაზღვრა	325
თავი 6 ნანოკომპოზიტის მიღება და შესწავლა ალუმინის ჟანგისა და სიალონის ბაზაზე	348
6.1. ძირითადი ნაწილი	349

6.2. კრისტალური ფაზის შემცველობა და საშუალო ზომები	358
6.3. მასალათა მექანიკური მოდული	370
თავი 7. მაღალტემპერატურული კომპოზიტის მიღება და კვლევა $SiC-SiAlON-Al_2O_3$ სისტემაში	381
7.1. ძირითადი ნაწილი.	384
7.2. დაშლის დამაბულობის ენერგიის ფორმულა.	422
7.3. მასალის წარმოქმნის პროცესი და მისი მათემატიკური გათვლა.	425
თავი 8. მრავალფუნქციური ნანოკომპოზიტები $B_4C-TiC-$ $TiB_2-SiC-BN-Al_2O_3-SiAlON-C$ ზოჭკოს სისტემაში საჯავშნე ფილების, ტურბინების დისკებისა და ფრთების, მაღალტემპერატურული და ცვეთამედეგი კვანძებისათვის	446
8.1. ძირითადი ნაწილი	449
8.2. სტრუქტურული კვლევა	462