

თორნიკე მესტვირიშვილი

კარბიდული ფუბის მქონე კომპოზიციური მასალების მიღება და
კვლევა

წარმოდგენილია დოქტორის აკადემიური ხარისხის
მოსაპოვებლად

საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი
თბილისი, 0175, საქართველო
2019

საავტორო უფლება © 2019 თორნიკე მესტვირიშვილი

საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი

ინფორმატიკის და მართვის სისტემების ფაკულტეტი

ჩვენ, ქვემოთ ხელისმომწერი ვადასტურებთ, რომ გავაცანით თორნიკე მესტვირიშვილის მიერ შესრულებულ სადისერტაციო ნაშრომს დასახელებით: **”კარბიდული ფუძის მქონე კომპოზიციური მასალების მიღება და კვლევა”** და ვაძლევთ რეკომენდაციას საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტის ინფორმატიკის და მართვის სისტემების ფაკულტეტის სადისერტაციო საბჭოში მის განხილვას დოქტორის აკადემიური ხარისხის მოსაპოვებლად.

თარიღი

ხელმძღვანელი:	დოქტორი, პროფესორი ნიკოლოზ ჯალაბაძე
რეცენზენტი:	ფიზ.მათ,მეცნ, დოქტორი, პროფესორი თეიმურაზ მიგრაშვილი
რეცენზენტი:	დოქტორი, როინ ჭედია

საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი

2019

ავტორი: თორნიკე მესტვირიშვილი

დასახელება: კარბიდული ფუძის მქონე კომპოზიციური მასალების მიღება და კვლევა

ფაკულტეტი: ინფორმატიკის და მართვის სისტემების

ხარისხი: დოქტორი

სხდომა ჩატარდა:

ინდივიდუალური პიროვნებების ან ინსტიტუტების მიერ შემომოყვანილი დასახელების დისერტაციის გაცნობის მიზნით მოთხოვნის შემთხვევაში მისი არაკომერციული მიზნებით კოპირებისა და გავრცელების უფლება მინიჭებული აქვს საქართველოს ტექნიკურ უნივერსიტეტს.

ავტორის ხელმოწერა

ავტორი ინარჩუნებს დანარჩენ საგამომცემლო უფლებებს და არც მთლიანი ნაშრომის და არც მისი ცალკეული კომპონენტების გადაბეჭდვა ან სხვა რაიმე მეთოდით რეპროდუქცია დაუშვებელია ავტორის წერილობითი ნებართვის გარეშე.

ავტორი ირწმუნება, რომ ნაშრომში გამოყენებული საავტორო უფლებებით დაცული მასალებზე მიღებულია შესაბამისი ნებართვა (გარდა ის მცირე ზომის ციტატებისა, რომლებიც მოითხოვენ მხოლოდ სპეციფიურ მიმართებას ლიტერატურის ციტირებაში, როგორც ეს მიღებულია სამეცნიერო ნაშრომების შესრულებისას) და ყველა მათგანზე იღებს პასუხისმგებლობას.

რეზიუმე

მასალათა შეკავშირების ისტორია საუკუნეების წინ იღებს სათავეს. ეს შეიძლება იმ პერიოდით დავათარილოთ, როდესაც ადამიანმა დაიწყო მათი შეკავშირება მახასიათებლების შერწყმის მიზნით. ხის და ლითონის მასალების კომბინირებული გამოსაყენებელი იარაღების შექმნა, დასაწყისად ითვლება იმ რთული და დახვეწილი ტექნოლოგიებისა, რომელსაც დღეს განვითარებული ქვეყნები იყენებენ და ნერგავენ. დღეს, მსოფლიოში არ არსებობს მეცნიერების და ტექნოლოგიის განვითარება კომპოზიტების უგულვებელყოფით, რაც მნიშვნელოვან მათ დიდ როლს თანამედროვეობაში.

ბოლო პერიოდში მანქანათმშენებლობის, ატომური თუ კოსმიური ტექნიკის და სხვა მიმართულებების განვითარებამ, გარდაუვალი გახადა ისეთი ახალი მასალების შექმნა, რომლებსაც ძველი და ტრადიციული მასალებისგან განსხვავებით, შერწყმული ექნებოდათ საუკეთესო ფიზიკურ-ტექნიკური, ქიმიური და სხვა ფუნქციური მახასიათებლები. ასეთი მასალები აუცილებელი გახდა რექტიული ძრავების, კოსმიური აპარატების, საჯავშნე ფილების და სხვა თანამედროვე ენერგეტიკული მასალების დეტალების საწარმოებლად. გამომდინარე კერამიკული მასალების თვისებებიდან, აღნიშულ სფეროებში გამოიყენება რთული კომპოზიციური მასალები ისეთ კერამიკულ ბაზაზე, როგორებიცაა სილიციუმის კარბიდი, ცირკონიუმის ქანგი, ბორის კარბიდი, ტიტანის დიბორიდი, ცირკონიუმის დიბორიდი.

კვლევის მიზანი, კარბიდული ფუძის მქონე ახალი კომპოზიციური ფხვნილების და ნაკეთობების მიღებაა, რომლებსაც ექნებათ გაუმჯობესებული მახასიათებლები. ახალი მასალების მიღება, წინაპირობაა მათი ფართო გამოყენებისა აბრაზიულ-კონსტრუქციული დანიშნულებით საჭრელ და სახეხ ქვებში, სისალემზომ ინდენტორებში, ელიტარულ ჯავშანში, ატომურ ენერგეტიკაში, ასევე იმდენად განსხვავებულ სფეროებში, როგორებიცაა აგრონომია, კომპიუტერული ტექნოლოგია, მედიცინა, ელექტრონიკა, კოსმონავტიკა და სხვა.

წინამდებარე ნაშრომი, ბორის კარბიდთან ერთად, მოიცავს სხვა კარბიდებს და მათ ფუძეზე სხვადასხვა რთული კომპოზიტების მიღებას და კვლევას.

ბორის კარბიდის შერჩევის მიზეზს, წარმოადგენს მისი მაღალი სისალე, დაბალი სიმკვრივე, დნობის მაღალი ტემპერატურა. სიმყიფე და დაბალი ბზარმედეგობა, მოწინავე კერამიკებთან შედარებით, ზღუდავს მისი

ისეთი თვისებების სრულად გამოყენებას, როგორცაა ნეიტრონების შთანთქმის (^{10}B) და ნეიტრონების არეკვლის (^{11}B) უნარი.

საკვლევად შერჩეულ იქნა რამდენიმე ჯგუფი კომპოზიტებისა, რომლებიც სხვადასხვა ფაზებით იქნა ლეგირებული. ბაზური კომპოზიტებია: $\text{B}_4\text{C-SiC-TiB}_2$, $(\text{Ti}_{0.5}\text{Al}_{10.25}\text{Si}_{0.25})\text{C}$, $\text{B}_4\text{C-ZrB}_2$, $\text{B}_4\text{C-TiB}_2$, $\text{B}_4\text{C-28SiC-28TiB}_2\text{-4FeNi}$, $\text{B}_4\text{C-30SiC-30TiB}_2$, TiC-SiC-TiB_2 , $\text{Ti}_3\text{Al}_{10.5}\text{Si}_{0.5}\text{C}_2$, Al_4SiC_4 , $(\text{Ti,Al,Si})\text{C}$, $(\text{Ti}_{0.5}\text{Al}_{10.25}\text{Si}_{0.25})\text{C}$.

კვლევისას სიახლეს წარმოადგენს ფხვნილების დამზადების ახალი ტექნოლოგია და რთული კომპოზიციების მიღება, კერძოდ: შესწავლილია თერმულად დამუშავების გავლენა B_4C -ის მექანიკურ დამუშავებადობაზე და მის ფიზიკურ-მექანიკურ მახასიათებლებზე, შემუშავებულია ფხვნილების შერევის-დაფქვის ახალი მეთოდი პლანეტარული წისქვილის საშუალებით, პირველადაა სინთეზირებული ტიტან, ალუმინის და სილიციუმის რთული კარბიდი - $(\text{Ti,Al,Si})\text{C}$, მიღებულია ახალი კომპოზიციური მასალები: $\text{B}_4\text{C-SiC-TiB}_2\text{-Al}_8\text{B}_4\text{C}_7$, $\text{B}_4\text{C-SiC-TiB}_2\text{-FeNi}$, $\text{TiC-SiC-TiB}_2\text{-Al}_4\text{SiC}_4$, $\text{TiC-SiC-TiB}_2\text{-Ti}_3\text{Al}_{10.5}\text{Si}_{0.5}\text{C}_2$ და $(\text{Ti,Al,Si})\text{C-SiC-TiB}_2$.

კვლევა შედგებოდა შემდეგი ეტაპებისგან: ნედლეული კომპონენტების შემავალი კონტროლი და მიღება, ნედლეული კომპონენტების დაფქვა-შერევა, ბრიკეტირება, ფხვნილების სინთეზი, ფხვნილების შრობა, დაფქვა, გაცრა, ფხვნილების ანალიზი (X-Ray, SCAN, EDS), წნეხინსტრუმენტების დამზადება, ფხვნილების ცივი დაწნეხა, ფხვნილების ცხელი დაწნეხა, ნიმუშების დამზადება SPS ტექნოლოგიით, ნამზადების თერმული დამუშავება (მოწვა), ნიმუშების მომზადება საანალიზოდ, ნიმუშების ანალიზი და გამოცდები.

კვლევის და გამოცდების შედეგების ანალიზის საფუძველზე შეირჩა რამდენიმე რთული კომპოზიტი, რომელთა შედეგებიც შეფასდა დადებითად. თუმცა, აღნიშნული რთული კომპოზიტები, მათი სპეციფიურობიდან და უნიკალური თვისებებიდან გამომდინარე, საჭიროებს მათ სიღრმისეულ შესწავლას რათა მათი უნიკალური მახასიათებლები, დაინერგოს და ათვისებულ იქნას როგორც სამეცნიერო მიმართულებით ისე წარმოებაში. მომავალში ჩვენც გავაგრძელებთ აღნიშნული რთული კარბიდების მახასიათებლების შესწავლას.

Abstract

The history of materials links takes centuries ago. This can be done at a time when the man started to connect them for fusing their characteristics. The combination of wooden and metal materials combined with the use of tools that can be considered to be the earliest of the most complex and sophisticated technologies developed and used today. Today, there is no scientific and technological development in the world by ignoring composites that indicate their great role in modernity.

Development of mechanical engineering, atomic and cosmic techniques and other trends in recent times made it necessary to create new materials, which, unlike old and traditional materials, combined with the best physical-technical, chemical and other functional characteristics. Such materials became necessary to produce details of reactive engines, cosmic machines, spare parts and other modern energy materials. Based on the properties of ceramic materials, these compact materials are used on ceramic base such as silicon carbide, zirconium nitride, boron carbide, titanium diboride, zirconium diboride.

The purpose of the research is to get new composite powder and merchandise with carbide base that will have improved features. Receiving new materials is a prerequisite for their widespread use in abrasive-constructive design in cutting and grinding stones, oxygen in the inverter, elite armor, at the nuclear. They can also be used in different areas such as agronomy, computer technology, medicine, electronics, cosmonautics, etc.

The present work, along with Boron Carbide, includes other carbides and the study and research of various complex compositions on their basis.

The reason for selection of boron carbide is its high hardness, low density, high melting temperature. The brittleness and low-blast resistance, in contrast to the advanced ceramics, limits the use of its properties such as the absorption of neutrons (^{10}B) and neutrons reflection (^{11}B).

Several groups of composites have been selected to be alloyed in various phases. Basic compositions: $\text{B}_4\text{C-SiC-TiB}_2$, $(\text{Ti}_0.5\text{Al}_0.25\text{Si}_0.25)\text{C}$, $\text{B}_4\text{C-ZrB}_2$, $\text{B}_4\text{C-TiB}_2$, $\text{B}_4\text{C-28SiC-28TiB}_2-4\text{FeNi}$, $\text{B}_4\text{C-30SiC-30TiB}_2$, TiC-SiC-TiB_2 , $\text{Ti}_3\text{Al}_0.5\text{Si}_0.5\text{C}_2$, Al_4SiC_4 , $(\text{Ti,Al,Si})\text{C}$, $(\text{Ti}_0.5\text{Al}_0.25\text{Si}_0.25)\text{C}$.

The news of the investigation is the new technology of powders production and getting complicated compositions, specifically: it's tested and examined the influence of thermal processing of B_4C mechanical processing and its physical-mechanical characteristics, it's developed of mixing and packing of powders is made using a planetary mill, it's firstly synthesized titan, aluminum and silicon complex

carbide - (Ti,Al,Si)C, it's getting new composite materials: $B_4C-SiC-TiB_2-Al_8B_4C_7$, $B_4C-SiC-TiB_2-FeNi$, $TiC-SiC-TiB_2-Al_4SiC_4$, $TiC-SiC-TiB_2-Ti_3Al_{0.5}Si_{0.5}C_2$ and (Ti,Al,Si)C-SiC-TiB₂.

The investigation consists of the following stages: control and reception of raw components, grinding-mixing, packing, synthesis of powder, drying of powdered, grinding, sift the powder, powdered analysis (X-Ray, SCAN, EDS), getting of pressureinstrument, powder cold presses, powders Hot presses, preparation of samples with SPS technology, thermal processing of strips (cauterring), preparation of samples for analyse, analysis of samples and tests.

Based on the analysis of the results of the research and examinations, several complex compositions have been selected. However, these complex compounds, due to their specificity and their unique features, require a thorough study of their unique characteristics, introducing and evaluating both in the direction of scientific research. In the future we will continue to study the characteristics of these complex carbides.

შინაარსი

რეზიუმე	4
შინაარსი.....	8
ნახაზების ნუსხა	10
ცხრილების ნუსხა	12
გამოყენებული აბრევიატურა	12
მადლიერება	14
შესავალი	15
1. ლიტერატურის მიმოხილვა	17
1.1. ბორის კარბიდი და კომპოზიტები მის ფუძეზე.....	17
1.1.1. ბორის კარბიდი.....	17
1.1.2. ბორის კარბიდი და სილიციუმის კარბიდი (B_4C-SiC)	23
1.1.3. ბორის კარბიდი და ტიტანის დიბორიდი (B_4C-TiB_2).....	27
1.1.4. ბორის კარბიდი და ცირკონიუმის დიბორიდი (B_4C-ZrB_2).....	29
1.1.5. ბორის კარბიდი და ალუმინის ჟანგი ($B_4C - Al_2O_3$).....	31
1.1.6. ბორის კარბიდი, სილიციუმის კარბიდი და ტიტანის დიბორიდი ($B_4C-SiC-TiB_2$).....	32
1.1.7. რთული კარბიდები	33
2. შედეგები და მათი განსჯა	35
2.1. კვლევის მეთოდები	35
2.1.1. კომპონენტების შერჩევა	35
2.1.2. ნამზადების მიღების და კვლევის ეტაპები	37
2.1.3. ნედლეული კომპონენტების დაფქვა-შერევა, ბრიკეტირება.....	38
2.1.4. ფხვნილების ანალიზი (X-Ray, SEM, EDS).....	42
2.1.5. ფხვნილების სინთეზი	43
2.1.6. წნეხ ინსტრუმენტების დამზადება.....	43
2.1.7. ფხვნილების ცივი დაწნება.....	44
2.1.8. ფხვნილების ცხელი დაწნება	45
2.1.9. ნიმუშების დამზადება SPS ტექნოლოგიით	48
2.1.10. ნიმუშების თერმული დამუშავება	49

2.1.11.	ნიმუშების მომზადება საანალიზოდ.....	49
2.2.	ფხვნილების კვლევა	50
2.2.1.	ნედლეულის შემავალი კონტროლი.....	50
2.2.2.	სინთეზის ოპტიმალური რეჟიმის დადგენა.....	52
2.2.3.	ფხვნილების მორფოლოგიური და ელემენტური ანალიზი	54
2.2.4.	კერამოგრაფია	59
2.2.5.	ნამზადში ელემენტთა განაწილების ანალიზი.....	66
2.3.	კარბიდული კომპოზიტები.....	70
2.3.1.	ბორის კარბიდი-სილიციუმის კარბიდი.....	70
2.3.2.	ბორის კარბიდი-სილიციუმის კარბიდი-ტიტანის დიბორიდი	72
2.3.3.	ტიტანის კარბიდი-სილიციუმის კარბიდი-ტიტანის დიბორიდი	73
2.3.4.	რთული კარბიდები	76
2.3.5.	რთული კარბიდებით ლეგირებული კომპოზიტები	87
2.3.6.	კომპოზიციური მასალების ბალისტიკური ტესტირება.....	89
	დასკვნა.....	92
	გამოყენებული ლიტერატურა	93

ნახაზების ნუსხა

სურ. 1 "ბორი-ნახშირბადი"-ს მდგომარეობის დიაგრამა	22
სურ. 2 ტექნოლოგიური ეტაპების სქემა	37
სურ. 4 ნაპერწკალურ პლაზმური შეცხოვა/სინთეზის დანადგარი	48
სურ. 5 . ა-ბორის, ბ-ნახშირბადის დიფრაქტოგრამები.....	51
სურ. 6. BCZ კომპოზიტის რენტგენული დიფრაქტოგრამები:.....	51
სურ. 7. ელექტრონულ მიკროსკოპული მიკროფოტოგრაფიები ბორის კარბიდისა სინთეზირებული: ა- 1700°C, ბ-1750°C და გ- 1800°C.....	52
სურ. 8. ბორის კარბიდის ფხვნილის რენტგენული დიფრაქტოგრამები:.....	53
სურ. 9. მრსა-ის შედეგები BCZCl-HDU1 კომპოზიტისთვის	54
სურ. 10. BCZCl-HDU1 კომპოზიტის BEC რეჟიმით გადაღებული ფოტო.....	55
სურ. 11. TD-1-60 ნარევისთვის ელექტრონულ მიკროსკოპული მიკროფოტოგრაფიები სხვადასხვა გადიდებაზე მრსა-ის ადგილების ჩვენებით.	56
სურ. 12. PW-1-5 ნარევისთვის ელექტრონულ მიკროსკოპული მიკროფოტოგრაფიები სხვადასხვა გადიდებაზე მრსა-ის ადგილების ჩვენებით.	57
სურ. 13. რენტგენის მახასიათებელ გამოსხივებაში მიღებული სურათები PW-1-7 ნარევისთვის	58
სურ. 14. ბორის კარბიდის (BCSh) ოპტიკური და BCT კომპოზიტის რასტრული მიკროსკოპული სურათები	60
სურ. 15 TUHS-ის და THS-ის ზედაპირები და ტეხი	61
სურ. 16. ინდენტერის ანაბეჭდები TUHS-ის (ა) და THS-ის პოლირებულ ზედაპირზე.....	62
სურ. 17. სისალის და იუნგის მოდულის გაზომვის პარამეტრების დამოკიდებულების გრაფიკები TUHS-სა (ა) და THS-სთვის (ბ). დატვირთვა 15 გ	63
სურ. 18. დინამიური სისალის დამოკიდებულება დატვირთვაზე.....	65
სურ. 19. დრეკადობის მოდულის (ა) და ბზარმედეგობის (ბ) დამოკიდებულება დატვირთვაზე.....	66
სურ. 20. B4C-ის ნამზადის რენტგენის მახასიათებელ გამოსხივებით მიღებული სურათები.....	67
სურ. 21. PW-1-3.5 კომპოზიტის რენტგენის მახასიათებელი გამოსხივებით მიღებული სურათები.....	67

სურ. 22. PW-5 კომპოზიტის რენტგენის მახასიათებელი გამოსხივებით მიღებული სურათები.....	68
სურ. 23. PW-7 კომპოზიტის რენტგენის მახასიათებელი გამოსხივებით მიღებული სურათები.....	69
სურ. 24. ZrO ₂ -ის ბურთულას ზედაპირი: ა- შერევამდე და ბ-შერევის შემდეგ	70
სურ. 25 . B ₄ C -SiC კომპოზიციური მასალის ფხვნილი, სინთეზირებული ნაპერწკალურ პლაზმური სინთეზის მეთოდით (SPS-655):.....	71
სურ. 26. SPS მეთოდით მიღებული B ₄ C-30SiC-30TiB ₂ კომპოზიციური მასალა (SPS-661):	72
სურ. 27. SPS მეთოდით მიღებული B ₄ C-28SiC-28TiB ₂ -4FeNi კომპოზიციური მასალა SPS-662: ა- ელექტრონულ მიკროსკოპული მიკროფოტოგრაფია და ბ- ენერგოდისპერსიული მიკრორენტგენული სპექტრი.....	73
სურ. 28.. ინთეზირებული TiC-SiC-TiB ₂ კომპოზიციური მასალა, მასში შემავალი Ti, Si, B და C ელემენტებისგან (SPS-663):.....	74
სურ. 29. სინთეზირებული TiC-SiC-TiB ₂ -AlB ₂ კომპოზიციური მასალა მასში შემავალი Ti, Al, Si, B და C ელემენტებისგან (SPS-660):.....	76
სურ. 30. ორმაგი კარბიდი Al ₄ SiC ₄ (SPS-670):.....	77
სურ. 31. Ti-Al-Si-C სისტემის სამმაგი კარბიდი Ti ₃ Al _{0.5} Si _{0.5} C ₂ (SPS-664): ...	78
სურ. 32 . ტიტან, ალუმინ, სილიციუმის რთული კარბიდი (Ti,Al,Si)C (SPS-675):	79
სურ. 33. (Ti _{0.5} Al _{0.25} Si _{0.25})C კომპოზიტის სინთეზირება 700°C ტემპერატურაზე	80
სურ. 34. 700°C სინთეზირებული Ti-C (a), Ti-Al-C (b), Ti-Si-C (c) და Ti-C (d) (ინიცირებული აფეთქებით) სიტემების რენტგენული დიფრაქტოგრამები (SPS-686, SPS-687, SPS-688 და SPS-685).....	82
სურ. 35. 1000°C სინთეზირებული Ti-C და Ti-Si-C სიტემების რენტგენული დიფრაქტოგრამები (SPS-690 და SPS-692B).....	83
სურ. 36.. (Ti _{0.6} Al _{0.2} Si _{0.2})C კომპოზიტის რენტგენული დიფრაქტოგრამები: სინთეზირებული 1000°C და 600°C-800°C ტემპერატურებზე (SPS-694 და SPS-693).....	84
სურ. 37. (Ti,Al,Si,C)N დანაფარის სტრუქტურის შესახებ [79]:	85
სურ. 38. (Ti,Al,Si)CN დანაფარის სტრუქტურის შესახებ [80]:	86
სურ. 39. ბალისტიკური ტესტირების სქემა.....	90
სურ. 40 . საჯავშნე ფილები ბალისტიკური ტესტირებამდე და ტესტირების შემდეგ	91

ცხრილების ნუსხა

ცხრილი 1. მასალის/ნარევების შემადგენლობები და დაფქვა-შერევის პროცესის პარამეტრები.....	41
ცხრილი 2. ნედლეული და მათგან წარმოებული კომპოზიტების შემადგენლობები.....	47
ცხრილი 3. მრსა-ის შედეგები BCZCl-HDU1 კომპოზიტის სხვადასხვა არეებში	55
ცხრილი 4. მრსა-ის შედეგები TD-1-60 ნარევისთვის	56
ცხრილი 5. მრსა-ის შედეგები PW-1-7 ნარევისთვის.....	58
ცხრილი 6. ნიმუშების ფიზიკურ-მექანიკური მახასიათებლები	64
ცხრილი 7. ლეგირებული კომპოზიტების სინთეზირების რეჟიმები და სიმკვრივის მახასიათებელი.....	88
ცხრილი 8. შემუშავებული კომპოზიციურ მასალების ფიზიკო-მექანიკური მახასიათებლები.....	89

გამოყენებული აბრევიატურა

- SPS - ნაპერწკალურ პლაზმური სინთეზის/შეცხოვის მეთოდი ან მოწყობილობა;
- HP - ცხელი წნეხვა;
- BC-I – ბორის კარბიდის ფხვნილი „იზოტოპების ინსტიტუტი“
- BC-HP - ბორის კარბიდის ფხვნილი, მარკა HP, ფირმა „შტარკი“;
- BC-HD - ბორის კარბიდის ფხვნილი, მარკა HD, ფირმა „შტარკი“;
- BCT-L - ბორის კარბიდის და ტიტანის ჟანგის ნარევი, დაბალ ტემპერატურაზე შეცხოვისთვის;

- BCT-H - ბორის კარბიდის და ტიტანის ჟანგის ნარევი, მაღალ ტემპერატურაზე შეცხოებისთვის;
- BCZ-TD-1-60 - ბორის კარბიდის და ცირკონიუმის ორჟანგის ნარევი ტურბულენტური მშრალი შერევა, 60 წუთი, 1 მმ ბურთულები.
- BCZ-TW-1-180 - ბორის კარბიდის და ცირკონიუმის ორჟანგის ნარევი ტურბულენტური სველი შერევა, 180 წუთი, 1 მმ ბურთულები.
- BCZ-PD-1-3 -ბორის კარბიდის და ცირკონიუმის ორჟანგის ნარევი პლანეტარული მშრალი შერევა, 3 წუთი, 1 მმ ბურთულები.
- BCZ-PD-5-3 -ბორის კარბიდის და ცირკონიუმის ორჟანგის ნარევი პლანეტარული მშრალი შერევა 3 წუთი, 5 მმ ბურთულები.
- BCZ-PW-5-3 -ბორის კარბიდის და ცირკონიუმის ორჟანგის ნარევი პლანეტარული სველი შერევა 3 წუთი, 5 მმ ბურთულები.
- BCZ-PW-1-3.5 -ბორის კარბიდის და ცირკონიუმის ორჟანგის ნარევი პლანეტარული სველი შერევა 3.5 წუთი, 1 მმ ბურთულები.
- BCZ-PW-1-5 -ბორის კარბიდის და ცირკონიუმის ორჟანგის ნარევი პლანეტარული სველი შერევა 5 წუთი, 1 მმ ბურთულები.
- BCZ-PW-1-7 -ბორის კარბიდის და ცირკონიუმის ორჟანგის ნარევი პლანეტარული სველი შერევა 7 წუთი, 1 მმ ბურთულები.
- BCZCl-HDU1 - ბორის კარბიდის, მარკა HD და ცირკონიუმის ოქსიქლორიდის ნარევი, ულტრაბგერით შერევა. ცირკონიუმი 1%.
- BCZCl-HDU2 - ბორის კარბიდის, მარკა HD და ცირკონიუმის ოქსიქლორიდის ნარევი, ულტრაბგერით შერევა. ცირკონიუმი 2%.
- BCZCl-HDU3 - ბორის კარბიდის, მარკა HD და ცირკონიუმის ოქსიქლორიდის ნარევი, ულტრაბგერით შერევა. ცირკონიუმი 3%.
- BCZCl-HDU7 - ბორის კარბიდის, მარკა HD და ცირკონიუმის ოქსიქლორიდის ნარევი, ულტრაბგერით შერევა. ცირკონიუმი 7%.

მადლიერება

ულრმესი მადლობა უანგაროდ გაწეული დახმარებისთვის:

ზ. მესტვირიშვილს (სმტეც, პრაქტიკული სამუშაო)

ლ. ხუნდაძეს (სტუ. სკრც. კერამოგრაფია)

ლ. ნადარიას (სტუ. სკრც. კონსულტაცია)

ნ. რეხვიაშვილის (სმტეც, კონსულტაცია)

ი. ბაირამაშვილს (სმტეც, კონსულტაცია)

შესავალი

კომპოზიციური მასალების შექმნის ისტორია უხსოვარი დროით თარიღდება. თანამედროვე მაღალტექნოლოგიურ კომპოზიციური მასალების წინამორბედები იყვნენ თიხის, თივის, ქვის, ხის და ლითონის სინთეზით მიღებული პრიმიტიული იარაღები და სამეურნეო ინვენტარი. მათი შექმნის მთავარი მიზანიც თვისებების შერწყმა - სინერგიზმი იყო, რასაც კარგად ართმევდნენ თავს თივით განმტკიცებული თიხის სახლების, ბუნებრივი საწამლავებით დაფარული საომარი და სანადირო იარაღების თუ მიწის დასამუშავებელი იარაღის შექმნით.

კომპოზიციური მასალების გამოყენება მუდამ იზრდებოდა და იკავებდა დიდ ადგილს ტექნიკის და მეცნიერების მრავალ სფეროში. კომპოზიტების მიღების ტექნოლოგიები ისე განვითარდა, რომ ისინი მოწინავე და მაღალ ტექნოლოგიებს მიეკუთვნებიან, რომლებსაც ძირითადად განვითარებული ქვეყნები ამუშავებენ და ნერგავენ. კომპოზიტების მნიშვნელობაზე ის ფაქტიც მეტყველებს, რომ ადამიანი თავისი არსებობის მანძილზე იყენებს და ავითარებს მათ. მათ განსაკუთრებულობაზე ისაც მეტყველებს, რომ თანამედროვე ცხოვრებაში ვერც ერთი ტექნოლოგიური თუ სამეცნიერო ინოვაცია მათი გვერდის ავლით არ იქმნება.

მეოცე საუკუნის მეორე ნახევარში ბირთვული ფიზიკის, ინფორმატიკისა და ელექტრონიკის განვითარებამ განავითარა ტექნიკის ისეთი დარგები, როგორებიცაა ბირთვული ტექნიკა, მანქანათმშენებლობა, ზებგერითი კოსმოსური აპარატების მშენებლობა და სხვა. ასეთი სფეროების განვითარებამ განაპირობა მოთხოვნილება ისეთ მასალებზე, რომლებსაც ხასიათდებიან სხვა მასალებისგან (კერამიკული, მეტალური, პოლიმერული) კომბინირებული მექანიკური, თბო-ფიზიკური, ქიმიური, ტექნიკური და სხვა ფუნქციური მახასიათებლებით. ვინაიდან ზემოაღნიშნული თვისებები ძირითადად კერამიკულ მასალებს ახასიათებთ, სწორედ ისინი გამოიყენება

კომპოზიტების შესაქმნელად აღნიშნული სფეროებისთვის. ასეთ კომპოზიტთა რიგს მიეკუთვნებიან კარბიდული კომპოზიტები, რომელთა დამუშავება წარმოადგენს ჩვენი სამუშაოს ძირითად არეალს.

შემუშავებული კომპოზიციური მასალები განკუთვნილია ატომური ენერგეტიკის სფეროში ნეიტრონულ შთანმთქმელი დეტალების დასამზადებლად. კომპოზიტების მაღალი სისალის გამო ასევე შესაძლებელია მათი გამოყენება ჯავშან ნაკეთობების დასამზადებლად. საბაზისო კომპოზიციებად აღებულია ბორის კარბიდი და მითი ფუძის მქონე ნაერთები. ბორის კარბიდის სიმყიფის შემცირება შესაძლებელი გახდა მისი თერმული დამუშავებითა და ლეგირებით. ბორის კარბიდის ფუძის მქონე კომპოზიციური მასალების მალეგირებლად გამოყენებულია რთული კარბიდები, ასევე გამოყენებულია მეტალური კომპოზიცია.

შემუშავებული კომპოზიციებისგან დამზადებულმა საჯავშნე ფილების ბალისტიკურმა ტესტირებამ საკმაოდ კარგი შედეგები მოგვცა.

1. ლიტერატურის მიმოხილვა

1.1. ბორის კარბიდი და კომპოზიტები მის ფუძეზე

1.1.1. ბორის კარბიდი

თანამედროვე ტექნოლოგიებში, ბორის კარბიდი, სხვა კარბიდებთან ერთად, ერთ-ერთ მნიშვნელოვან პოზიციას იკავებს. მისი „ადგილი“ განპირობებულია მაღალი სისალით (HV, HK 25-40 გპა) დაბალი კუთრი წონიტ (2,52 გ/სმ³), მაღალი ლღობის ტემპერატურით, კოროზიისადმი კარგი მდგრადობით და მაღალი ცვეთამედეგობით. მას შემდეგ რაც მიღებულ იქნა ბორის კარბიდი, აქტიურად იქნა დაწყებული სამუშაოები ზემოაღნიშნული თვისებების მაქსიმალურად გამოყენებისთვის. მისი გამოყენება დაიწყო და დღესაც გრძელდება სალ და აბრაზიულ მასალებში. ასევე გამოიყენება ინდივიდუალურ ჯავშანში, ბირთვულ ტექნიკაში და სხვა [1-4].

ბორის კარბიდის მაღალი სისალე და დაბალი კუთრი წონა განაპირობებს მის გამოყენებას ელიტარულ ჯავშანში [5], მისგან მზადდება როგორც მსუბუქი ტექნიკის და შვეულმფრენების ჯავშანი, ისე ჯავშანჭილეტები. მაღალი სისალის გამო მას გამოყენება აქვს აბრაზიულ მასალებში, მისგან მზადდება აბრაზიული ფხვნილები, პასტები და ნაკეთობები [6-9].

ბორის კარბიდი მაღალი მექანიკური სიმტკიცით ხასიათდება, მისი დრეკადობის მოდული 296-460 გპა-ია [6, 8, 10]. აღნიშნული მახასიათებელი იზრდება ბორის კარბიდის ჰომოგენურობის ზღვრებში (B_{3.5}C-B_{6.5}C) ნახშირბადის მატებასთან ერთად [11]. ბორის კარბიდს ასევე მაღალი აქვს სიმტკიცე კუმშვაზე და ღუნვაზე [6, 12].

ბორის კარბიდის მაღალი სიმკვრივის და სიმტკიცის ნამზადების მიღება რთულია მისი ხისტი კოვალენტური ბმების და დაბალი პლასტიურობის გამო [13]. მკვრივი ნაკეთობის მისაღებად გამოიყენება

ცხელი დაწნეხა 1800-2200°C ტემპერატურაზე და 40 მპა წნევაზე, შეცხოვა მაღალი წნევის ქვეშ (აფეთქება) და სხვა მეთოდები [10, 13, 14].

მაღალი ბზარმდეგობა უარყოფითად მოქმედებს როგორც მის მექანიკურ დამუშავებადობაზე, ისე მის მდგრადობაზე თერმული და მექანიკური დარტყმების მიმართ. მაღალი სიმყიფის გამო $^{10}\text{B}_4\text{C}$ -ის შთამნთქმელი ნაკეთობა ვერ უძლებს ძაბვებს, რომლების წარმოიქმნება ნეიტრონულ ველში რადიაციის გამო. [15] სამუშაოს მიხედვით ბორის კარბიდის გაბერვა (swelling - $\Delta V/V$) პირდაპირ პროპორციულია ერთეულ მოცულობაში n , α რეაქციის შედეგად წარმოქმნილი ჰელიუმის ატომების რაოდენობისა. [16] სამუშაოს ავტორებმა, სწრაფ რეაქტორში დასხივებული $^{10}\text{B}_4\text{C}$ -ის და $^{11}\text{B}_4\text{C}$ -ის გაბერვის მაგალითზე დაადგინეს, რომ $^{11}\text{B}_4\text{C}$ -ის გაბერვის მხოლოდ 25% არის გამოწვეული n , α რეაქციით, შესაბამისად $^{10}\text{B}_4\text{C}$ -ის გაბერვაც - 1% არ არის გამოწვეული მხოლოდ n , α რეაქციით. [17] სამუშაოს მიხედვით კრისტალური მესერის დეფექტებს იწვევს როგორც 2.79 MeV ენერჯიის მქონე α ნაწილაკებით შიგა ბომბარდირება, ისე სწრაფი ნეიტრონების ნარჩენი ფონი. [10]-ს ავტორების მიხედვით ნეიტრონული დასხივება წარმოშობს როგორც თერმულ ძაბვებს, ისე მექანიკურს. ეს უკანასკნელი გამოწვეულია ჰელიუმის ბუშტების გაერთიანების შედეგად ფორების სახით, რომლებიც ქმნიან ჯაჭვებს და იწვევენ მიკრო და მაკრო ბზარებს.

მაღალი ბზარმდეგობა აუცილებელია $^{11}\text{B}_4\text{C}$ -ისთვის, რომელიც ერთ-ერთ პერსპექტიულ მასალად მოიაზრება ნეიტრონულ ველში ხახუნის კვანძებში სამუშაოდ [18].

ბორის კარბიდზე ჩატარებული სამუშაოების დიდი ნაწილი ეძღვნება ბზარმდეგობის გაუმჯობესებას, რის მისაღწევად გამოიყენება სხვადასხვა მეთოდები. ესენია ლეგირება, ბორის კარბიდის ნანოფხვნილების და ნანობოჭკოების გამოყენება, კომპოზიტების დამუშავება ბორის კარბიდის ბაზაზე და სხვა [6, 8, 9, 19, 20].

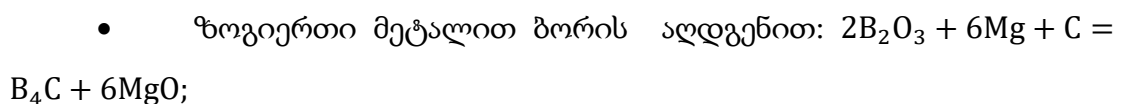
ზემოთ ჩამოთვლილი კვლევების გარდა, საწარმოო პრაქტიკაში ვხვდებით ბორის კარბიდის ნაკეთობები თერმულ დამუშავებას მისი თვისებების გასაუმჯობესებლად, თუმცა ინფორმაცია აღნიშნული მიმართულებით სამეცნიერო კვლევებზე ძალიან მწირია [6].

ჩვენი სამუშაოს მიზანია შევისწავლოთ ბორ-10-ით მაღალგამდიდრებული ბორის კარბიდის ნაკეთობების თერმული დამუშავების გავლენა მის ფიზიკურ-მექანიკურ თვისებებზე.

სხვა კარბიდულ ნაკეთობებთან ერთად, ბორის კარბიდის კომპაქტურ ნამზადებს, ძირითადად რამდენიმე მეთოდით იღებენ, ესენია ცხლად დაწნება (HP), ცხელი იზოსტატიკური წნეხვა (HIP), ნაპერწკლოვან-პლაზმური შეცხოვა (SPS) და წნევის გარეშე შეცხოვა. კონსტრუქციული თვისებების გაუმჯობესება, ერთ-ერთი მნიშვნელოვანი საკითხია, რომლის მიზნითაც ნაკეთობების დასამზადებლად, სხვადასხვა მეთოდით დამზადებულ ბორის კარბიდის ნაწილებს იყენებენ, როგორც ძირითად ნედლეულად, ასევე დანამატად მიკროფხვნილზე. შემცხოვი და მალეგირებელი დანამატების სახით გამოიყენება B, C, Al, SiC, TiB₂, TiO₂, TiH₂, ZrO₂, ZrOCl₂, Al₂O₃, აგრეთვე ნახშირბადის რამოდენიმე მოდიფიკაცია (ნახშირბადის ბოჭკო, გრაფენი, და სხვ.) და გარდამავალი ლითონები [21-27].

ბორის კარბიდის გამოყენება, როგორც ცვეთამედეგი და აბრაზიული მასალის; თანდათან გაფართოვდა. ამ დანიშნულებისთვის სრულიად საკმარისი იყო ტექნიკური ბორის კარბიდი, რომელიც 6-12 მას.% თავისუფალ ნახშირბადს შეიცავდა. ბოლო ათწლეულებში მის მიმართ საგრძნობლად გაძლიერდა ინტერესი ნეიტრონების შთანთქმის მაღალი კვეთის გამო [28].

ძირითადი მეთოდები, რითაც საწარმოო მასშტაბით იღებენ ბორის კარბიდს, შემდეგია:



- ბორის ოქსიდის ან ბორის მჟავან ალდგენით ტექნიკური ნახშირბადით: $2B_2O_3 + 7C = B_4C + 6CO$;

- ბორის და ნახშირბადის სინთეზით: $4B + C = B_4C$;

- ბორის ქლორიდის, წყალბადის და ნახშირბადის ურთიერთქმედებით: $4BCl_3 + 6H_2 + C = B_4C + 12HCl$ [29].

პროდუქტის ხარისხის მიმართ ტექნიკური მოთხოვნების და უპირატესობების მიხედვით, ბორის კარბიდის სინთეზის სხვადასხვა მეთოდებს იყენებენ [29].

სინთეზის პროცესში (B+C) შესაძლებელია როგორც ამორფული, ისე კრისტალური ბორის გამოყენება, ნახშირბადის წყაროდ გამოიყენება როგორც ტექნიკური ნახშირბადი, ისე გრაფიტის წვრილდისპერსიული ფხვნილი. სინთეზის პროცესი იწყება $1200^{\circ}C$ -ზე და სრულად მიდის 1800 - $1900^{\circ}C$ -ზე. ბორის კარბიდის კრისტალიზაციის ცენტრი ნახშირბადის ატომებია. სინთეზის პროცესი მხოლოდ მყარ-ფაზა რეაქციით რომ მიდიოდეს, რეაქციის დრო ძალიან დიდი იქნებოდა, ვინაიდან მათი დიფუზიის კოეფიციენტი დაბალია. [29]. მყარ-ფაზა დიფუზიურ მექანიზმს ემატება რეაქცია აირად ფაზაში, რომელიც გამოწვეულია ტექნიკური ნახშირბადის მიერ ადსორბირებული ჟანგბადშემცველი ნაერთებით. ეს უკანასკნელნი მაღალ ტემპერატურაზე წარმოქმნიან CO-ს და CO₂-ს, რომლებიც იღებენ მონაწილეობას ბორის და ნახშირბადის გადატანაში გაზურ ფაზაში [2].

ძირითადი ნედლეულის – ამორფული თუ კრისტალური ბორის მაღალი ფასის გამო, კომერციული დანიშნულებით წარმოებისას, ზემოაღნიშნული მეთოდი ჩაანაცვლა ბორის მჟავადან ან ბორის ჟანგიდან მიღების მეთოდმა კარბოთერმიული ალდგენით. გამოიყენება სხვადასხვა ტიპის ღუმელები ინდუქციური გახურებით, წინაღობით გახურებით და სხვა [29].

ბორის მჟავას გამოყენების ნაკლია დიდი რაოდენობით წყლის ორთქლის წარმოქმნა და ბორის დიდი დანაკარგი. ალდგენის პროცესი

მიმდინარეობს 1200-2050°C ტემპერატურაზე. ვაკუუმში მიღების შემთხვევაში პროდუქტი წვრილმარცვლოვანია (5-10 მკმ), ატმოსფერულ წნევაზე კი არგონის გამოყენების შემთხვევაში 50 მკმ ზომის მარცვლოვანების პროდუქტი მიიღება [30].

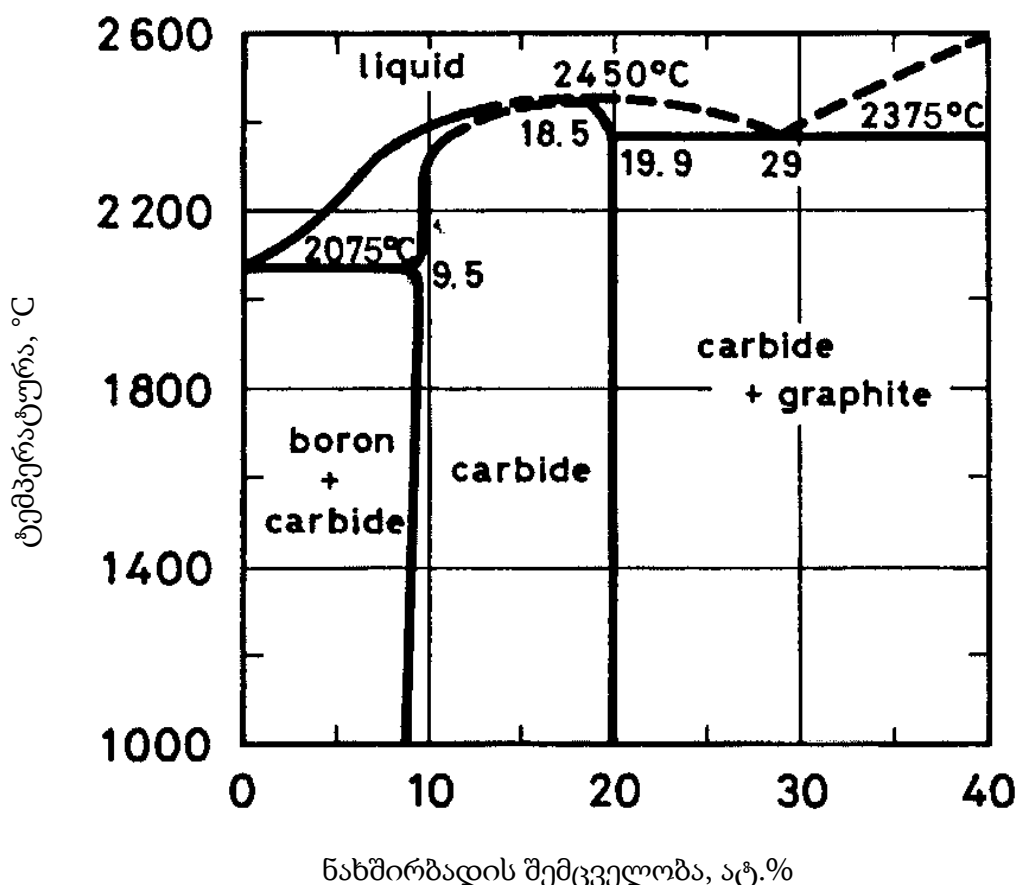
ბორის კარბიდის წარმოებისთვის, აგრეთვე იყენებენ საინტერესო მეთოდს, რომელიც მაგნიტერმიული პროცესით ბორის აღდგენას გულისხმობს. იგი 1050-1200°C ტემპერატურულ ინტერვალში მიმდინარეობს, რაც გამოწვეულია მისი მაღალი ეგზოთერმულობი. ამ მეთოდს ახასიათებს ერთგვაროვანი 2-3 მკმ ზომის თითქმის სფერული ფორმის მარცვლების მიღება. აღნიშნული მეთოდის უარყოფითი თვისებაა, პროდუქტში მაგნიუმის ჟანგის დიდი რაოდენობით შემცველობა. აღნიშნულის გამო საჭირო ხდება მისი თერმიული და ქიმიური დამუშავება [31].

დღესდღეობით, მეცნიერები ცდილობენ წარმოებაში ბორის კარბიდის მიღების ახალი ტექნოლოგიების დანერგვას, რაც გულისხმობს მის მიღებას დაბალი ტემპერატურის და დაბალი წნევის პირობებში. ამასთან, მათი მიზანია, პროდუქტის კონკრეტული თვისებების გაუმჯობესება და თვითღირებულების შემცირება იაფი ნედლეულის გამოყენებით [32]. ერთ-ერთი ასეთი მეთოდია, გელური მეთოდით ბორის კარბიდის მიღება, სადაც ბორის მჟავა (H_3BO_3) და ლიმონმჟავა ($C_6H_8O_7 \cdot H_2O$) გამოყენებული ნედლეულები. ბორის მჟავას, რომელიც იხსნება დისტილირებულ წყალში 90°C ტემპერატურაზე, ემატება ლიმონმჟავა და აუწყლოებენ 120°C ტემპერატურაზე მოყვითალო-მოოქროსფერო გელის მიღებამდე. ამის შემდეგ ხდება გელის გამოშრობა ლუმელში და შემდეგ ვაკუუმში 600-700°C ტემპერატურაზე. საბოლოო გაუწყლოების და პიროლიზის შედეგად მიიღება ბორის ჟანგისა და ნახშირბადის ნარევი, რომელიც ცივად იწნეხება 18-20 მპა წნევაზე მცირე ზომის ცილინდრული ფორმის ბრიკეტებად. შემდეგი ეტაპია მისი აღდგენა ლუმელში 1400-1500 °C ტემპერატურაზე. საბოლოოდ მიიღება

ფხვნილი, სადაც მარცვლის ზომის განაწილება შემდეგია: $D_{90}=3,43$; $D_{50}=1,56$ და $D_{10}=0,59$ მკმ [33].

რიგ შემთვევაში, მიღებულ გელურ კონსისტენციას ერთდროულ პიროლიზს და აღდგენას უკეთებენ, რაც გულისხმობს გაციებას, შემდეგ დამსხვრევას და პირდაპირ აღდგენას არგონის არეში $1100-1850^{\circ}\text{C}$ ტემპერატურაზე. შემდეგ უკვე ხდება, აღდგენილი ფხვნილის გახურება ჰაერზე $550-600^{\circ}\text{C}$ ტემპერატურაზე 2,5-3 სთ, არსებული თავისუფალი ნახშირბადის მოსაცილებლად. ამ ტექნოლოგიით მიიღება ფხვნილი, რომლის მარცვლის საშუალო ზომაა 8,5-9,5 მკმ [34].

”ბორი-ნახშირბადი“-ს მდგომარეობის დიაგრამას უმეტესად განიხილავენ სურ.3-ზე მოყვანილი სახით.



სურ. 1 ”ბორი-ნახშირბადი“-ს მდგომარეობის დიაგრამა

სურათიდან კარგად ჩანს ბორის კარბიდს ფართო ჰომოგენურობის არე, 10-21 მას.% ნახშირბადის შემცველობისას. ნახშირბადის 1,1მას.% შემცველობისას წარმოქმნის პერიტექტიკას, ბორით მდიდარ მყარ ხსნართან, ხოლო 31,1 მას.% ნახშირბადის შემცველობისას ევტექტიკას ნახშირბადთან [28-30].

როგორც ექსპერიმენტში გამოჩნდა [29] ტიგელში, რომელიც ეხებოდა ბორის კარბიდის ფხვნილს, ეს უკანასკნელი გადნა 2350°C ტემპერატურაზე, ხოლო ბორის კარბიდის უკონტაქტო დნობის დემპერატურა არის 2440±20°C. ბორის კარბიდისთვის, როგორც შთამნთქმელი მასალისთვის, თბოგამტარობა მისი ფუნქციური თვისებაა. ლიტერატურაში მისი დიაპაზონიც საკმაოდ ფართოა. ის უმეტესად დამოკიდებულია ბორის კარბიდის ნაშბადის სიმკვრივეზე, რომლის გაზრდისას თბოგამტარობაც იზრდება.

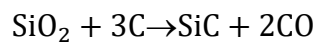
ბორის კარბიდი მჟავებისა და ტუტეების მიმართ მდგრადი ნაერთია. მისი ქიმიური მდგრადობა განპირობებულია ხისტი კოვალენტური ბმებით. იგი ხასიათდება განსაკუთრებულად მაღალი სიმციფით და დაბალი სიმტკიცით თერმული დარტყმების მიმართ [2-3]. ჰაერზე დაჟანგვას იწყებს 500°C ტემპერატურაზე, რომელიც თვალსაჩინო ხდება 800-1000°C ტემპერატურაზე, გოგირდი, ფოსფორი და აზოტი 1200°C ტემპერატურამდე მასზე არ მოქმედებენ, ქლორი მასთან რეაგირებას იწყებს 1000°C ტემპერატურაზე. ბრომი და იოდი არ რეაგირებენ [29-30].

1.1.2. ბორის კარბიდი და სილიციუმის კარბიდი (B₄C-SiC)

სილიციუმის კარბიდი, მუასანიტის სახით, რომელიც ბუნებაში გვხვდება, პირველად შესწავლილ იქნა XVIII საუკუნის მიჯნაზე [35]. ხოლო სილიციუმის კარბიდის სინთეზზე, სხვადასხვა დროს სხვადასხვა მეცნიერების ცნობებს ვაწყდებით [36]. 1890 წლებში კი აჩესონმა დააპატენტა

მისი წარმოება [37], მისი დაფუძნებულია ფხვნილოვანი მასალების წარმოების „კარბორუნდის კომპანია“ და დაპატენტებულია ელექტრული ღუმელი, რომელიც დღემდე გამოიყენება SiC-ის მისაღებად. აღსანიშნავია, რომ თავდაპირველად „კარბორუნდის კომპანია“ აბრაზიულ მასალებზე მუშაობდა [21].

ძირითადი რაოდენობა, კარბორუნდისა, დღეს იგივე ტიპის გრაფიტის ელექტროღუმელებში მიიღება 1650-2500°C-მდე ტემპერატურაზე შემდეგი რეაქციით:



აღნიშნულ მეთოდს გააჩნია თავისებურებები, კერძოდ: მის მანძილზე ელექტრომახურებლის გრაფიტის რეზისტორთან. ღია შეფერილობის და მაღალი სისუფტავის, გამჭვირვალე კრისტალები მიიღება რეზისტორთან ახლოს, ხოლო მისგან დაშორების შემთხვევაში უფრო მუქი შეფერილობის კრისტალები, რაც გამოწვეულია მინარევებისგან. მინარევში ძირითად ელემენტებს აზოტი და ალუმინი წარმოადგენენ, რომლებიც მოქმედებენ მასალის ელექტროგამტარობაზე. [22].

SiC ჰომოგენურობის არე არ გააჩნია ნახშირბადის მიმართ. დნობის ტემპერატურა მაღალია. SiC კრისტალური სტრუქტურა: კუბური და ჰექსაგონალური სტრუქტურა. SiC ქმნიან წახნაგცენტრირებულ კუბს. კუბური სტრუქტურაში ნახშირბადის ატომები მოთავსებულია ტეტრაედრებში. გააჩნია მაღალი დნობის ტემპერატურა, ასევე მაღალი სიმტკიცე. გამოიყენება ტრანზისტორებში, ტრანსფორმატორებში იზოლატორად. სუფთა სილიციუმის კარბიდს იღებენ „ლელის“ პროცესით, ფხვნილოვანი SiC-ის აქროლებით 2550°C ტემპერატურაზე, რომელიც შემდეგ დაბალი ტემპერატურის მქონე ქვეფუძეზე ჯდება მონოკრისტალების სახით [23].

SiC სუბლიმაციის მაღალი ტემპერატურა (2730°C) [21], იძლევა მისი გამოყენების საშუალებას მაღალტემპერატურული ღუმელების საკისრებსა და სხვა. უკანასკნელ წლებში დიდია მცდელობა, რათა SiC გამოიყენონ ელექტრონიკაში ნახევარგამტარად [38]. გამტარობის ტიპი

დამოკიდებულია მინარევებზე (აზოტი, ფოსფორი, ალუმინი, ბორი, ბერილიუმი) [39-41]. მაღალი სიმკვრივის SiC-ის ნაკეთობას იღებენ ასევე ცხელი იზოსტატიკური წნეხით (HIP) [40-41].

ახალი მეთოდია SiC-ის მიღებისა მისი თხევადფაზური შეცხოვა დანამატების გამოყენებით (LPS). მარცვლების ზედაპირზე არსებული SiO₂ დანამატებთან წარმოქმნის ნაერთებს, რომლებიც როგორც თხევადი ფაზა მასალის გამკვრივებაზე ახდენს გავლენას[38].

საჯავშნე მასალად იყენებენ სხვადასხვა შემადგენლობის და სხვადასხვა მეთოდებით მიღებულ B₄C-SiC კომპოზიტს, სადაც გაუმჯობესებულია ბორის კარბიდის ზოგიერთი მექანიკური თვისება. მაგ: რეაქციულად შემცხვარ B₄C-SiC კომპოზიტის რღვევის სიბლანტე 5 მპა·მ^{1/2}-ია, თუმცა მარცვალი გაზრდილია (45 მკმ) და სიმტკიცე ღუნვაზე შემცირებული (271 მპა) [39].

მსგავსი კომპოზიტის მისაღებად ჩატარებულია კვლევა, სადაც თავდაპირველად განისაზღვრა მხოლოდ B₄C-ის თვისებები ნახშირბადის დანამატით (2 მას.%), ნიმუშები მიიღეს გელის საშუალებით, რომელიც შეაცხვეს წნევის გარეშე მაღალ ტემპურატურებზე (2150-2250°C). მაღალი სიმკვრივის მიუხედავად (ρ_{ფარ.}=94%) მიიღეს დაბალი მექანიკური თვისებები (σ_{ლუნ} = 279 მპა, E = 375 გპა). SiC-ის დამატებით 15%-მდე (ამ შემთხვევაში გამოიყენეს 3 მას.% C) აღნიშნული თვისებები მიიღეს შესაბამისად 97,4%, 375 მპა და 395 გპა [40].

საინტერესო კვლევა აქვთ ჩატარებული [42] ნაშრომის ავტორებს, რომლებსაც შემცხოვ-დანამატად B₄C-ზე გამოყენებული აქვთ ა) SiC (15 მას%) და ბ) SiC (15 მას%) + C (2 მას%). ნიმუშები დაწნეხეს SPS მეთოდით 1700 და 1650°C ტემპურატურაზე და 75 მპა წნევაზე. 1700°C-ზე დამზადებული ნიმუშები იყო თეორიული სიმკვრივის. დანამატების გამოყენებით, საგრძნობლად გაზარდეს ბზარ-მედეგობა, თუმცა კომპოზიტების სისალე და დრეკადობის მოდული ნაკლები იყო ვიდრე ბორის კარბიდისა. კომპოზიტებიდან შეიძლება გამოვყოთ მხოლოდ SiC-ს დამატებით

მიღებული, რომელმაც შედარებით უკეთესი მონაცემები (სისალე, ბზარმედეგობა, იუნგის მოდული და მარცვლის ზომები) აჩვენა, ვიდრე გრაფიტის დამატებით.

SiC-B₄C კომპოზიტების მიღება შესაძლებელია რეაქციული შეცხოვით. აღნიშნული მეთოდი საინტერესოა მისი სიიფით, ვინაიდან არ საჭიროებს ცხელ დაწნეხვას. საწყის კომპონენტებად გამოიყენება ფორიანი ბორის კარბიდი, რომლის ინფილტრაცია/გაჯერება ხდება მაღალ ტემპერატურაზე (1500°C) გაღობილი Si და C-ს ნარევით. მიღებულ კომპოზიტს ახასიათებს დაბალი მექანიკური თვისებები (დრეკადობის მოდული 310 გპა, სისალე 22გპა) რომელიც ძირითადად გამოწვეულია, კომპოზიტში რეაქციაში შეუსვლელი Si-ს არსებობით [43].

SiC-ს თვისებების გასაუმჯობესებლად, დანამატებად B₄C-ს გარდა გამოიყენებენ წვრილმარცვლოვან გრაფიტს და TiO₂-ს როგორც შემცხოვ დანამატს. აღნიშნულ სამუშაოში SiC არის 62%-მდე, B₄C-12%, FG-20% და TiO₂-20%. ნიმუშები დაწნეხეს 25 მპა წნეხვასა და 1850-2000°C-ზე. მაქსიმალური ფარდობითი სიმკვრივე (97,6%) ჰქონდა ნიმუშს, რომელიც დაიწნეხა 2000°C-ზე. გარდა ამისა, საგულისხმოა რეაქციაში შეუსვლელი კომპონენტების არსებობა (C, TiO₂) 1850-1950°C-ზე დაწნეხილ ნიმუშებში. მიღებულ იქნა ბზარ-მედეგობის მაღალი (5,4 მპა*მ^{1/2}) და ლუნვაზე სიმტკიცის დაბალი (240მპა) მნიშვნელობები [38].

SiC-B₄C კომპოზიტის (SiC 55 მოლ%) მიღება შესაძლებელია ზონური დნობის მეთოდით. რეზინის მილში მოთავსებულ SiC-ს და B₄C-ს ფხვნილების ნარევს წნეხვვენ იზოსტატიკურად 10 მპა წნეხვაზე და შემდეგ შეაცხოვენ 1500°C-ზე. შემცხოვარი ძელებისგან ზონური დნობით იღებენ ნიმუშებს არგონის არეში. მიღებულ ევტექტიკის შემადგენლობის კომპოზიტზე სიმტკიცეებიდან გაიზომა მიკროსისალე ბორის კარბიდის ფაზაში (48 მპა), რომელიც თითქმის ბორის კარბიდის მიკროსისალის (49 მპა) ტოლია, ხოლო SiC- ფაზაში გაზომილი სისალე (31 მპა) აღემატება სილიციუმის კარბიდის სისალეს (28 მპა). ევტექტიკის ფაზაში გაზომილი

სისაღე მათ შორის არის და ტოლია 43 გპა. მოყვანილი მონაცემები გაიზომა 25გ დატვირთვის ქვეშ. შედარებით მაღალ დატვირთვაზე (200გ), ბორის კარბიდის ფაზის და ევტექტიკის შემადგენლობის ფაზის სისაღეები თითქმის თანაბარია და 31-34 მპა-ში მერყეობს [39].

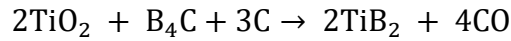
1.1.3. ბორის კარბიდი და ტიტანის დიბორიდი (B_4C-TiB_2)

ტიტანის დიბორიდი, ქიმიურად საკმაოდ მდგრადი ნაერთია. აქვს მონაცრისფრო შეფერილობა. ჰაერზე არ იჟანგება 1100°C ტემპერატურამდე. ისეთ მეტალთან, როგორცაა სუფთა რკინა, ურთიერთქმედებისას ბევრად ინერტულია, ვიდრე მაგალითად ვოლფრამის. ძლიერი მჟავაები ურთიერთქმედებენ მასზე და ხსნიან. [44].

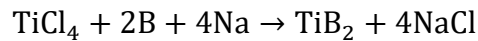
TiC გამორჩეული ნაერთია ფართო ჰომოგენურობის არეთი. გააჩნია ერთი სტრუქტურა, თუმცა შემჩნეულია სხვადასხვა სტრუქტურებიც. ისინი წარმოადგენენ ვაკანსიების მოწესრიგების შედეგად მიღებულ სტრუქტურებს. წახნაგ-ცენტრირებული კუბური სტრუქტურა. მსგავსად SiC-ს პოლიტიპურ სტრუქტურებისა, შემჩნეულია (111) სიბრტყის პარალელური სიბრტყეების ძვრით მიღებული სტრუქტურები. ასევე შემჩნეულია სტრუქტურა მიღებული ძვრის სიბრტყეებისა და ვაკანსიების მოწესრიგებით. TiC ხასიათდება მაღალი დნობის ტემპერატურით, მაღალი სისაღით [44], ამიტომ მისი კომბინაცია ბორის კარბიდთან, საკმაოდ მაღალი თვისებების მქონე კომპოზიტს მოგვცემდა. ასეთი კომპოზიტის მიღებას ხელს უშლის მათშორის მიმდინარე რეაქცია. ურთიერთქმედების შედეგად მართალია წარმოიქმნება ტიტანის დიბორიდი, მაგრამ ამდროს თან სდევს თავისუფალი ნახშირბადის წარმოქმნაც, რაც არასასურველია.

ბორის კარბიდისგან ან სილიციუმის კარბიდისგან განსხვავებით, ბუნებაში, ტიტანის დიბორიდი თავისუფალი სახით არ არსებობს. იგი უმეტესად მაღალტემპერატურული მეთოდებით მიიღება, როგორებიცაა

ტიტანის (ან მისი ჟანგულების, წყალბადნაერთების) ურთიერთქმედება ბორთან 1000°C ტემპერატურის ზევით და სხვ. მისი მიღების ერთ-ერთი ცნობილი მეთოდია ბორის კარბიდის, ნახშირბადის და ტიტანის ოქსიდის ურთიერთქმედება, რის შედეგადაც სუფთა ტიტანის დიბორიდის ფხვნილი მიიღება, თუმცა ახასიათებს მსხვილი მარცვლის ზომა:



ხოლო აღნიშნული ნაერთის, ნაწილად ფხვნილის მისაღებად მიმართავენ ისეთ მეთოდებს, როგორებიცაა 900-1100°C ტემპერატურაზე NaBH_4 და TiCl_4 -ის ურთიერთქმედება [45], შეიძლება ასევე რეაქცია ჩატარდეს ამორფული ბორის ფხვნილს და ნატრიუმს შორის ბენზოლის არეში 400°C ტემპერატურაზე [46]:



ბორის კარბიდის შეცხოების ტემპერატურის დაწვეის მიზნით დანამატებად ხმარობენ Ti-ს და TiO_2 -ს, უკანასკნელი შედარებით უკეთესად მოქმედებს შეცხოების ტემპერატურაზე, თუმცა მისი დიდი რაოდენობით გამოყენების შემთხვევაში. 96% ფარდობითი სიმკვრივე მიიღეს 2160°C-ზე შეცხოებით, როდესაც დაამატეს 40 მას.% TiO_2 [47]. შეცხოების შედეგად მიიღება B_4C - TiB_2 კომპოზიტი. აღნიშნულ კომპოზიტს იღებენ ასევე B_4C -ის და TiB_2 -ის ფხვნილების შეცხოებით წნევით ან წნევის გარეშე, რითაც უმჯობესდება მისი სიმტკიცე ღუნვაზე და რღვევის სიბლანტე (K_{IC}) [48-50].

მაღალი მექანიკური თვისებების მქონე B_4C - TiB_2 კომპოზიტი იქნა მიღებული ნაპერწკლოვანი პლაზმური შეცხოებით (SPS), 2000°C-ზე 6 წთ-ის განმავლობაში. საუკეთესო თვისებები მიიღეს 40-60 მოც.% TiB_2 -ის დამატების შემთხვევაში: ფარდობითი სიმკვრივე - 100%, მარცვლის ზომა - 1-1,5 მკმ, ელასტიურობის მოდული - 520-540 გპა, სისაღე - 29-30 გპა, რღვევის სიბლანტე - 4,4-4,7 მპა·მ^{1/2}, სიმტკიცე ღუნვაზე 800-850 მპა [51].

TiB_2 -თან ერთად ბორის კარბიდის სიბლანტის ასამაღლებლად ხმარობენ TiC -საც. ამ უკანასკნელის ბორის კარბიდთან რეაქციის შედეგად TiB_2 და ნახშირბადი წარმოიქმნება. 10 მას.% TiB_2 -ის და 30 მას.% TiC -ის

დამატების შემთხვევაში სიმტკიცე ღუნვაზე მიიღეს 462 მპა, ხოლო დაშლის სიბლანტე - 8,2 მპა·მ^{1/2} [52].

B₄C-TiB₂ ნაერთი მიღებულ იქნა რეაქციული შეცხოვით წნევის თანხლებით, 2100°C-ზე 25მპა წნევაზე. ნედლეულად გამოყენებულია B₄C და Ti₃SiC₂. ახალი ფაზების წარმოქმნა, მიკროსტრუქტურა და მექანიკური თვისებები გამოკვლეულია XRD, TG-DTA, SEM, TEM, და EDS აპარატებით. კომპოზიტში SiC და TiB₂ თანაბრად არის განაწილებული. ნაწილობრივ TiB₂ მარცვლები ძირითადად მდებარეობენ B₄C მატრიცის მარცვლებში, მაშინ როცა დიდი ზომის მატრიცის მარცვლების საზღვრებზე. SiC და TiB₂ -ის საშუალებით იქნა შენარჩუნებული B₄C-ს მარცვლების პატარა ზომა, რაც მნიშვნელოვნად აუმჯობესებს კომპოზიტის მექანიკურ თვისებებს. აღნიშნული კომპოზიტი მომზადდა B₄C-ზე Ti₃SiC₂ 10 მას%-ის დანამატით, რომელსაც ჰქონდა ღუნვაზე სიმტკიცე, ბზარ-მედეგობა და მიკრო-სისალე შესაბამისად 592 მპა, 7,01მპა მ^{1/2} და 32გპა. ნიმუშის გამტკიცება აიხსნება ბზარების გამრუდებით და შემოვლით. ავტორები, თვისებების გაუმჯობესებას მიაწერენ ასევე პროცესის წარმართვას In-Situ მექანიზმით (რეაქცია წნევის რეჟიმში), რასაც ადასტურებენ XRD და TG-DTA-ის ანალიზების საფუძველზე[40].

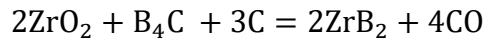
Ti-ის სხვა ნაერთებიც გამოიყენება B₄C-TiB₂-ის მისაღებად. კვლევაში [53] მოყვანილია B₄C, C და Ti(OH)₄ ნედლეულების გამოყენებით მიღებული კომპოზიტი, რომელიც შეიცავს 43 მას% TiB₂-ს. TiB₂-ის აღნიშნული რაოდენობით შეყვანამ მკვეთრად გაზარდა სიმტკიცე ღუნვაზე (506 მპა) და ბზარ-მედეგობა (9,4 მპა მ^{1/2}), მაგრამ დაეცა სისალე (23.6 გპა).

1.1.4. ბორის კარბიდი და ცირკონიუმის დიბორიდი (B₄C-ZrB₂)

ცირკონიუმის დიბორიდი ჰექსაგონალური კრისტალური სტრუქტურით ხასიათდება. აქვს მოვერცხლისფრო შეფერილობა და

წარმოადგენს მაღალი სიმძლავრის ძნელდნობად კერამიკულ მასალას. მისი გამოყენების არეალიც სპეციფიურია, ძირითადად გამოიყენება საჰაერო და კოსმოსური აპარატების მშენებლობაში. [54, 55].

ცირკონიუმის დიბორიდის და ტიტანის დიბორიდის ფხვნილების მიღების მეთოდება, მსგავსია ერთმანეთის. სხვადასხვა მეთოდებიდან ერთ-ერთია ბორის კარბიდის და ცირკონიუმის ორჟანგის ურთიერთქმედება:



იმ შემთხვევაში, თუ შეცხოვა მიმდინარეობს წნევის გარეშე, დანამატებად გამოიყენება ბორის კარბიდი და ნახშირბადი. ამის საფუძველია ის, რომ აღნიშნული დანამატები ურთიერთქმედებენ ოქსიდებთან და ზრდიან შეცხოვის მამოძრავებელ ძალას. მაგრამ უნდა აღინიშნოს, რომ წნევის გარეშე შემცხვარს არ ახასიათებს ისეთი სიმტკიცე, როგორც წნევის ქვეშ მიღებულს [56]. ჟანგისადმი წინააღმდეგობის ასამაღლებლად მას უმატებენ 20 მას.%-მდე (მოცულობით 30%) სილიციუმის კარბიდს. ეს უკანასკნელი ალუმინის მსგავსად ქმნის სილიციუმის ჟანგის დამცავ ფენას [57].

”Westinghouse“ ის ერთ-ერთი ფირმაა, რომელიც იყენებს ცირკონიუმის დიბორიდის მიღების აღნიშნულ მეთოდს. კერძოდ კი ატომური ენერგეტიკისათვის აწარმოებს იზოტოპ ^{10}B -ით გამდიდრებულ ცირკონიუმის დიბორიდს. ცირკონიუმის დიბორიდის ნიმუშები ძირითადად ფხვნილების ცხლად წნეხვით მიიღება, რომლებიც შემდგომ მექანიკურ დამუშავებას საჭიროებენ. ცირკონიუმის დიბორიდის შეცხოვას ხელს უშლის რამდენიმე ფაქტორი, ესენია: 1) მისი კოვალენტური ბუნება; 2) ოქსიდების არსებობა, რომლებიც მარცვლის ზრდას უწყობს ხელს [54, 58].

დანამატის სახით ხშირად გამოიყენებენ ZrO_2 -ს, ამ შემთხვევაშიც მიზანია $\text{B}_4\text{C-ZrB}_2$ კომპოზიტის მიღება გაუმჯობესებული მექანიკური თვისებებით. ერთ-ერთ ასეთ კვლევაში ბორის კარბიდის 1 მკმ-იან ფხვნილზე დამატებულ იქნა 2,5-დან 30 მას.%-მდე ZrO_2 , ცივად დაწნეხილი ნიმუშები შეაცხვეს 2275°C -ზე, მაქსიმალური ფარდობითი სიმკვრივე (95,82%) მიიღეს

25 მას.% ZrO_2 -ის დამატების შემთხვევაში, როცა დანამატის გარეშე ბორის კარბიდის ფარდობითი სიმკვრივე 86,63% იყო. სისალე თითქმის ყველა შემთხვევაში გაიზარდა 27-დან 31 გპა-მდე. ავტორთა ვარაუდით მაღალი სიმკვრივე და შესაბამისად სისალე მიღწეული იქნა შეცხოების მაღალი ტემპერატურით, თუმცა იგივე მიზეზით გაიზარდა მარცვალი, რომელი 10-40 მკმ ზღვრებში მერყეობს [59].

მსგავსი ტიპის სამუშაოში, სადაც დანამატად გამოიყენეს 5 მას.% ZrO_2 (რეაქციის შედეგად ამ შემთხვევაშიც B_4C-ZrB_2 კომპოზიტი მიიღება), $2275^{\circ}C$ -ტემპერატურაზე შემცხვარ ნიმუშებში ფარდობითი სიმკვრივე მიიღეს 93%, სისალე (HK) 32 გპა, მარცვალი კი რამოდენიმე მიკრონამდე გაიზარდა [60].

ერთ-ერთი ცდა ZrB_2 და B_4C -ის შეცხოების, რომელიც [60] სტატიაშია განხილული, ჩატარებულია დაბალ ტემპერატურაზე ($1720^{\circ}C$) მიკროტალღური შეცხოებით, სადაც ბორის კარბიდი დანამატის სახით აღებულია 4 მას%. ფარდობითი სიმკვრივე 98%-ზე მეტია. შეცხოების სხვა მეთოდებთან შედარებით, აღნიშნულმა შეცხოებამ განაპირობა კომპოზიტის გამკვრივება მასში მარცვლების ზომის გაზრდის გარეშე. მიღებული ნიმუშის სისალე და ბზარმედევობა შესაბამისად იყო 17,5 პა და 3,8 მპა $m^{1/2}$.

1.1.5. ბორის კარბიდი და ალუმინის ჟანგი ($B_4C - Al_2O_3$)

ლიტერატურაში ცნობილია სხვადასხვა სტექიომეტრიის $B_4C-Al_2O_3$ კომპოზიტი, დაბალი სიმკვრივის და მექანიკური თვისებების მქონე არაკონსტრუქციული მასალა, რომელიც გამოიყენება ნეიტრონების შთანთქმელებად [61-63].

ჩატარდა კვლევა, რომლის მიზანს წარმოადგენდა ბორის კარბიდის და სპეციალურად შერჩეული დანამატის საფუძველზე შედგენილ კომპოზიციაში მაღალი ფიზიკურ-მექანიკური მახასიათებლების (დაბალი ფორიანობა, შერჩევითი ელექტროთვისებები და ა.შ.) მქონე მასალის მიღების

შესაძლებლობის დადგენა. ამისათვის შერჩეული იქნა კომპოზიცია ბორის კარბიდის და ალუმინის ოქსიდის საფუძველზე (შემდგომში BCA-მასალა), კერძოდ მის შემადგენლობაში 83 მას.% ბორის კარბიდი (B_4C , ფირმა „H.C.Starck“-ის წარმოება, გერმანია) და 15 მას.% ალუმინის ოქსიდი ($\alpha-Al_2O_3$, ფირმა „Alcoa“-ს წარმოება, გერმანია), იტრიუმის და მაგნიუმის ოქსიდების მცირე დანამატებით (1 მას.% Y_2O_3 და 1 მას.% MgO).

1.1.6. ბორის კარბიდი, სილიციუმის კარბიდი და ტიტანის დიბორიდი ($B_4C-SiC-TiB_2$)

მაღალი მახასიათებლების მქონე კომპოზიტის მიღება, ბორის კარბიდის ფუძეზე, ლეგირებული სილიციუმის კარბიდითა და ტიტანის დიბორიდით განხილულია ნაშრომში [64]. კომპოზიტის მისაღებად გამოყენებულია რეაქცია B_4C , TiC and Si შორის, მიმდინარე ცხელი წნეხვის დროს. ბორის კარბიდსა და ტიტანის კარბიდს შორის მიმდინარე რეაქციით წარმოქმნება ტიტანის დიბორიდი და თავისუფალი ნახშირბადი. ამ უკანასკნელთან კი რეაქციაში შედის სილიციუმი და წარმოქმნის სილიციუმის კარბიდს. ბორის კარბიდის ჭარბი რაოდენობით აღება კი განაპირობებს მის არსებობასაც $B_4C-SiC-TiB_2$ კომპოზიტში. კომპოზიტი ხასიათდება მაღალი სიმტკიცით და დარტყმითი სიბლანტით, თუმცა ბორის კარბიდს მცირედით ჩამორჩება სისალით. ასევე აღსანიშნავია, რომ რეაქციული ცხელი დაწნეხვით მიღებული კომპოზიტი უფრო მაღალი მახასიათებლებით გამოირჩევა ვიდრე ტრადიციული მეთოდით მიღებული, მიუხედავად იმისა, რომ სტრუქტურულად კომპონენტები ამ უკანასკნელში თანაბრადაა განაწილებული $SiC-TiB_2$ აგლომრატების ნაცვლად.

1.1.7. რთული კარბიდები

ცნობილია, რომ კარბიდები წარმოადგენენგარკვეულ ელემენტთა ნაერთებს ნახშირბადთან. ეს ელემენტები ხშირად მეტალებია, მაგრამ არსებობს მეტალოიდთა ნაერთებიც. ხშირად რამოდენიმე ელემენტი ქმნის ერთად კარბიდს. ასეთ კარბიდებს შეიძლება რთული კარბიდები ვუწოდოთ. ერთერთ საინტერესო ნაერთს ალუმინისა და ბორის ერთობლივი კარბიდია ქიმიური ფორმულით $Al_8B_4C_7$. მისი მიღება და თვისებები მრავალ ნაშრომშია აღწერილი [65-68]. მიღებისათვის შესაძლებელია გამოვიყენოთ როგორც შემადგენელი კომპონენტები, ასევე მათი ნაერთები, მაღალი დნობის ტემპერატურის მქონეა. დნება კონგრუენტულად. მართალია მას არა აქვს მაღალი სისალე, სამაგიეროდ იქნს გარკვეულ პლასტიურობას. ამიტომ მისი გამოყენება მაღალი სისილისა და სიმყიფის მქონე კარბიდებთან შესაძლებელია მათ გარკვეულ პლასტიურობას მისცემს, სისალის მნიშვნელოვანი შემცირების გარეშე.

მეორე საინტერესო რთულ კარბიდს წარმოადგენს ალუმინისა და სილიციუმის ერთობლივი კარბიდი Al_4SiC_4 . მის შსახებ მონაცემები წარმოდგენილია ნაშრომებში [69-73]. ეს კარბიდი ხასიათდება კარგი ცვეთამედეგობით, დაბალი სიმკვრივით, მაღალი სიმტკიცით და სითბოგამტარობით. იგი ძალზე პერსპექტიული მასალაა არამარტო საავიაციო და კოსმოსური ნავიგაციის სფეროში, დაბალი სიმკვრივის გამო, არამედ მიკროელექტრონიკაშიც. მისი მიღების პრობლემა მდგომარეობს ალუმინის კარბიდის Al_4C_3 -ის წარმოქმნაში, როგორც შუალედური პროდუქტისა, სინთეზირების დროს. ამ უკანასკნელის ჰიგროსკოპულობისა და სხვა არასასურველი მახასიათებლების გამო, მისი ჩარჩენა სინთეზირებულ რთულ კარბიდში, გამოუსადეგარს ხდის მას. ამ პრობლემის მოგვარების შემდეგ, შესაძლებელია Al_4SiC_4 წარმატებით იქნეს გამოყენებული ბაზური კომპოზიტების ლეგირაბისათვის.

კარგი ტექნოლოგიური და პლასტიური მახასიათებლების მქონე მასალებად ითვლება ეგრედ წოდებული MAX ფაზები [74-78]. ამ ფაზების სახელწოდება წარმოდგება მისი სტრუქტურიდან. ზოგადად ამ ნაერთების ფორმულა ასე შეიძლება წარმოვიდგინოთ $M_{n+1}AX_n$, სადაც M წარმოადგენს გარდამავალ მეტალებს (Ti, V, Nb, Cr, Ta) A წარმოადგენს პერიოდული სისტემის IIIB და IVB ჯგუფის ელემენტებს (Al, Si), ხოლო X კი C, N ან B ელემენტებია. კვლევებში გამოყენებული იყო Ti, Al, Si და C ელემენტებისგან შექმნილი MAX ფაზები, როგორებიცაა Ti_3AlC_2 და Ti_3SiC_2 . ეს ნაერთები იზოსტრუქტურულია, ამიტომ შესაძლებელია მათი მყარი ხსნარის არსებობა. ასეთ შემთხვევაში ნაერთის ქიმიურ ფორმულას ასეთი სახე ექნება $Ti_3Al_{1-x}Si_xC_2$. ცხადია, x-ის სხვადასხვა მნიშვნელობით ადებით, შესაძლებელია ნაერთში ალუმინისა და სილიციუმის სხვადასხვა თანაფარდობის მიღწევა. კვლევებში გამოყენებული იყო ალუმინისა და სილიციუმი თანაბარი თანაფარდობა $Ti_3Al_{0.5}Si_{0.5}C_2$ სახით.

რაც შეეხება კვლევებში გამოყენებულ კარბიდს (Ti, Al, Si)C, მის შესახებ ცნობები ლიტერატურაში არ მოიძიება. არის მხოლოდ რამოდენიმე ერთმანეთის მსგავსი სტატია, სადაც მაგნეტრონული გაფრქვევით დანაფარების მიღების დროს ლაპარაკია კუბური სტრუქტურის ნიტრიდის და კარბონიტრიდის წარმოქმნაზე ტიტანის, ალუმინი და სილიციუმის მონაწილეობით. ნაშრომებში მოყვანილია დანაფარების ელექტრონულ მიკროსკოპული მოკროფოტოგრაფიები, რენტგენული დიფრაქტოგრამები და ელექტრონული მიკროდიფრაქცია, თუმცა ახალი ფაზის წარმოქმნის დასაბუთება არადაამაჯერებლად გამოიყურება [79-80].

2. შედეგები და მათი განსჯა

2.1. კვლევის მეთოდები

2.1.1. კომპონენტების შერჩევა

ჩვენი კვლევის ობიექტია კომპოზიტები კარბიდულ ფუძეზე. კვლევაში გამოყენებულია როგორც ჩვენი მიღებული, ასევე შეძენილი კომპონენტები. ჩვენს მიერ იქნა წარმოებული ბორის კარბიდის ფხვნილები, რისთვისაც ნედლეულად შევარჩიეთ ამორფული ბორი და ტექნიკური ნახშირბადი.

ბორის კარბიდი ხასიათდება რიგი უნიკალური თვისებებით, მაგრამ მის გამოყენებას ექსტრემალურ პირობებში მომუშავე დანადგარებში ხელს უშლის მაღალი სიმყიფე [18].

ვინაიდან ბორის კარბიდი მიეკუთვნება სტრუქტურულად მგრძობიარე კერამიკულ მასალებს, სიმყიფესთან ბრძოლის ერთ-ერთი საშუალებაა სტრუქტურაზე ზემოქმედება. ასეთია მიკრო და ნანოსტრუქტურების შექმნა და კომპოზიტის ჩამოყალიბება ბორის კარბიდის ფუძეზე მისი ლეგირებით.

ლიტერატურაში ცნობილია ბორის კარბიდის ლეგირება პერიოდული სისტემის IV-VI ჯგუფის გარდამავალი ლითონებით. ბორის კარბიდის ბირთვული თვისებებიდან გამომდინარე, ერთ-ერთ მალეგირებელ ელემენტად შერჩეულ იქნა ცირკონიუმი, რომელიც ხასიათდება თბური ნეიტრონების შთანთქმის დაბალი კვეთით (0.185 ბარნი) [6, 18].

როგორც წინა თავში აღვნიშნეთ ელემენტების - ბორის და ნახშირბადის სინთეზის დროს კრისტალიზაციის ცენტრებს წარმოადგენს ნახშირბადის ნაწილაკები. შესაბამისად, რაც დიდია ნახშირბადის დისპერსიულობა, მით ნაკლებია მიღებული ბორის კარბიდის მარცვლების ზომა, ამის გამო იქნა შერჩეული ნანო ზომის ტექნიკური ნახშირბადი.

საკვლევი ნიმუშების დასამზადებლად გამოვიყენეთ შ.პ.ს. საქართველოს მაღალი ტექნოლოგიების ეროვნულ ცენტრში წარმოებული

ბორის კარბიდის ფხვნილი შემდეგი მახასიათებლებით ^{10}B – 85.3 ატ.%, B – 77.5 მას.%, C – 22.3 მას.%, Fe – 0.1 მას.%, Si – 0.05 მას.%, D_{90} – 7.5 მკმ, D_{50} – 3.2 მკმ, D_{10} – 0.8 მკმ.

გარდა ჩვენს მიერ წარმოებული ბორის კარბიდისა, გამოვიყენეთ გერმანული ფირმა H.C.Starck-ის ბორის კარბიდი Grade HP შემდეგი მახასიათებლებით: საერთო ბორი - 77.1 მას.%, საერთო ნახშირბადი - 21.7 მას.%, Fe - 0.04 მას.%, O - 0.9 მას.%, PSD10 - 0.9 მკმ, PSD50 – 2.9 მკმ, PSD90 – 6.2 მკმ. ასვე ჩინური ფირმა „SONGSHAN SPECIALTY MATERIALS, INC“-ის ბორის კარბიდის ფხვნილი, Grade 0.5, რომლის ძირითადი პარამეტრებია: საერთო ბორი - 77.95 მას.%, საერთო ნახშირბადი - 20.69 მას.%, Fe_2O_3 - 0.11 მას.%, PSD10 - 0.257 მკმ, PSD90 - 0.822 მკმ, PSD98 – 1.116 მკმ.

ტიტანის დიბორიდი (TiB_2) შევარჩიეთ დონეცკის ქიმ. რეაქტივების ქარხნის მიერ წარმოებული, რომელიც გამოირჩევა შედარებით მსხვილმარცვლოვანებით (Particle Size Distribution 50 = 3-5მკმ). TiB_2 –ის მისაღებად ასევე გამოყენებული იქნა ტიტანის ოქსიდის (TiO_2) წვრილდისპერსიული ფხვნილი.

ჩვენი კომპოზიტების მნიშვნელოვანი ფაზაა ZrB_2 . ამ უკანასკნელის წყაროდ გამოყენებულ იქნა მაღალი სისუფთავის (>99,9%) ცირკონიუმის ოქსიქლორიდი ($ZrOCl_2$) და ფირმა „Inframat Advanced Materials LLC“-ის (USA) წარმოების ცირკონიუმის ორქანგის ბურთულები დიამეტრით 1 და 5 მმ.

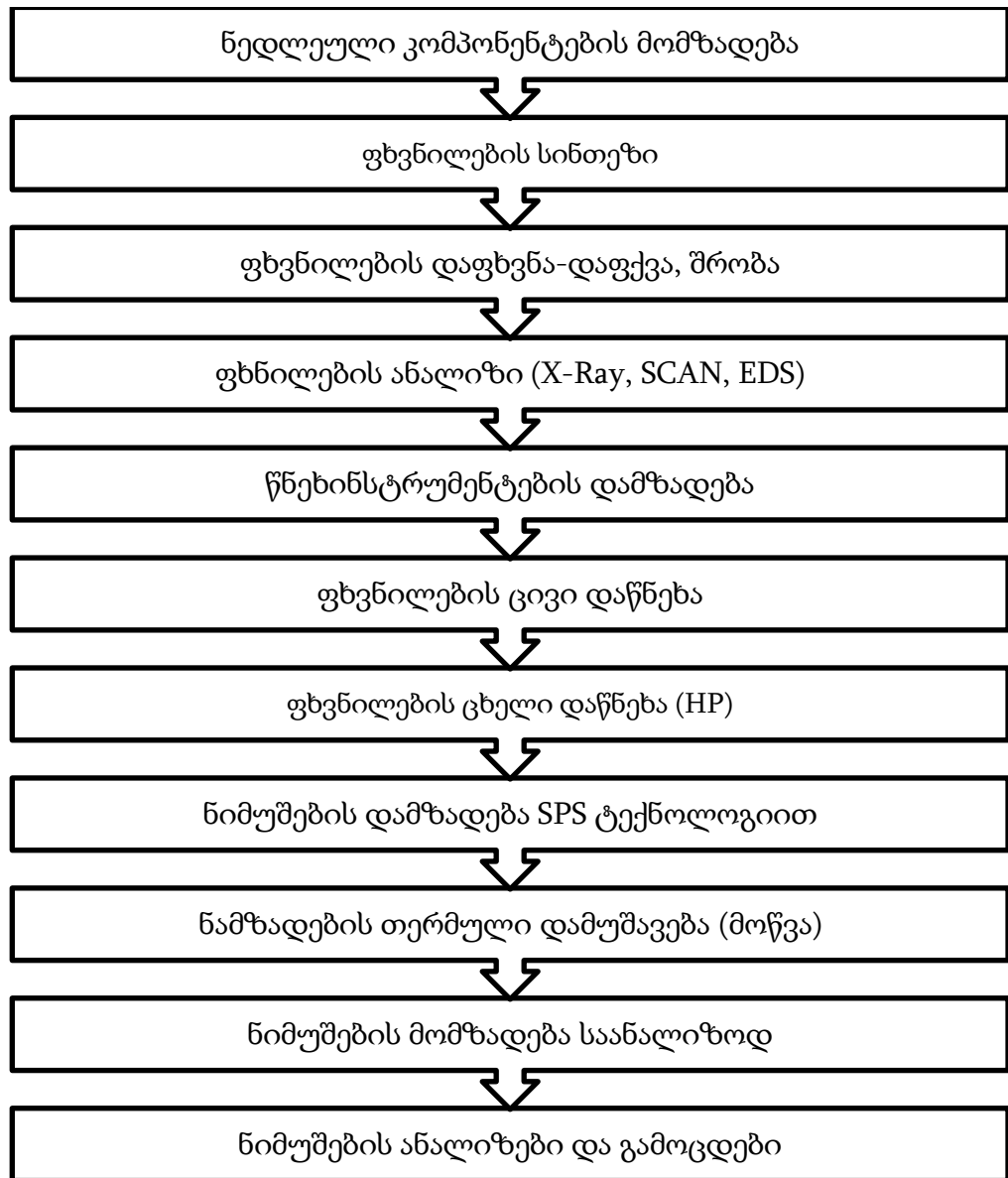
ბორიდებით კარბიდების განმტკიცება ცნობილია. სიახლე მდგომარეობს მათი კომპოზიტებში შეყვანის მეთოდებში, რომლებიც იძლევა განსხვავებულ შედეგს.

ულტრადისპერსიული კერამიკული ფხვნილებისგან ჰომოგენური ნარევის მომზადება და ნაკეთობაში მარცვლის ზომის შენარჩუნება ერთ-ერთი მნიშვნელოვანი პრობლემაა კერამიკული კომპოზიტების წარმოების ტექნოლოგიებში [81].

ცირკონიუმით ლეგირებული ბორის კარბიდი საკმაოდ ცნობილი მასალაა. რეაქციული შეცხოვით, კომპონენტების ქიმიური ურთიერთქმედებით (“in situ”) წარმოიქმნება ნაერთი ZrB_2 , ამგვარად მიიღება კომპოზიციური მასალა B_4C-ZrB_2 [59].

2.1.2. ნამზადების მიღების და კვლევის ეტაპები

სურ. 2-ზე ნაჩვენებია იმ ექსპერიმენტული სამუშაოების თანმიმდევრობა, რომელიც გამოყენებულ იქნა კვლევაში. აღნიშნულ თავში მოკლედ აღწერილია კვლევის მეთოდები.



სურ. 2 ტექნოლოგიური ეტაპების სქემა

2.1.3. ნედლეული კომპონენტების დაფქვა-შერევა, ბრიკეტირება

კომპოზიტებში მნიშვნელოვანი როლი ენიჭება ფაზათა შორის გამყოფ საზღვარს. მისი შემადგენლობა საწყისი ფაზების მარცვლების ზედაპირული ფენების ურთიერთქმედებაზეა დამოკიდებული. ეს უკანასკნელი კი თავის მხრივ დამოკიდებულია ნაწილაკების ზედაპირულ ენერგიაზე. ზედაპირული ენერგია მნიშვნელოვანია შეცხოების პროცესის წარმართვისათვის. ნაწილაკის ზედაპირული ენერგია დამოკიდებულია მასალის რაობაზე, ფხვნილის დისპერსიულობის ხარისხზე და დაფქვიდან გასულ დროზე.

ფხვნილის დაწვრილმანებით იზრდება მისი საერთო ზედაპირის ფართობი, ასევე იზრდება ნაწილაკების რაოდენობა და მათი ზედაპირული ენერგია. მაგალითად 0.8 სმ სუფურის მარილის ნატეხის 10^4 -ით დაფქვისას, მისი ზედაპირული ენერგია 10^7 -ით იზრდება.

კერამიკული კომპოზიტის წარმოების ტექნოლოგიაში გადამწყვეტი მნიშვნელობა ენიჭება კომპონენტების შერევის ეტაპს. ეს პროცესი გართულებულია ულტრადისპერსიული ფხვნილების შემთხვევაში, გამოწვეული იმით, რომ მიკრო და ნანო სტრუქტურული ფხვნილები ხასიათდებიან დიდი ზედაპირით და შესაბამისად მაღალი ზედაპირული ენერგიით, რაც ხელს უწყობს აგლომერაციის პროცესს [82].

ნანოფხვნილების დისპერგირების და შემდგომ მათი შერევის სტანდარტული მეთოდი არ არსებობს, ეს ჯერ კიდევ კვლევის საგანია. ზოგ შემთხვევაში ნანოფხვნილების შერევისას, მიმდინარეობს ნანოფხვნილის დისპერგირება სითხეში მაღალენერგეტიკულ შემრევში, რისთვისაც გამოიყენება ზედაპირულად აქტიური ნივთიერებები (detergent). დისპერგირებული ფხვნილების შერევა მიმდინარეობს იგივე დანადგარში სითხის აორთქლებასთან ერთად [20].

სითხეში დისპერგირებისთვის ასევე გამოიყენება ულტრაბგერითი დამუშავება [82], ხოლო ფხვნილების მშრალად შესარევად გამოიყენება ბურთულებიანი წისქვილი [20].

ჩვენს მიერ წარმოებული ბორის კარბიდის ფხვნილის კომპონენტები - ბორი და ნახშირბადი შევურიეთ სპირტის არეში, ფრთებიან შემრევში 2 საათის განმავლობაში. სპირტის რაოდენობა შერჩეული იქნა ისე, რომ მიგვეღო გელის კონსისტენცია. შერეული კაზმი გავაშრეთ, თუმცა მინიმალური ტენიანობის შენარჩუნებამდე, რომ არ მომხდარიყო მისგან დასამზადებელი ბრიკეტების დაშლა. ბრიკეტები დავამზადეთ გრაფიტის წნებ-ინსტრუმენტების საშუალებით ხელის ძალით. ბრიკეტები ჩავალაგეთ გრაფიტის ტიგელში და გავაშრეთ $110\pm 10^{\circ}\text{C}$ ტემპერატურაზე 16 სთ-ით განმავლობაში. ტიგელი ბრიკეტებით მოვათავსეთ ღუმელში სინთეზისათვის.

B_4C -ის ZrB_2 -ით ლეგირებისთვის გამოყენებულ იქნა პლანეტარული წისქვილი ZrO_2 -ის ბურთულებით. B_4C და ZrO_2 -ის სისალეებს შორის დიდი განსხვავების შედეგად $H_v(\text{B}_4\text{C})=28-40$ გპა, $H_v(\text{ZrO}_2)=13-1500$ გპა [6], წისქვილში ბორის კარბიდის ფხვნილის და ZrO_2 -ის ბურთულების მექანიკური ურთიერთქმედების შედეგად, ადგილი უნდა ჰქონოდა ბურთულების ზედაპირიდან მცირე ზომის ნაწილაკების ჩამოთლას რომლებიც თანაბრად განაწილდებოდა ნარევაში [83].

შემდგომში, რეაქციული კონსოლიდაციის ეტაპზე - *in situ* - კომპონენტებს შორის მყარფაზა ურთიერთქმედებისას უნდა წარმოქმნილიყო კომპოზიციური მასალა $\text{B}_4\text{C}-\text{ZrB}_2$.

სწორედ ზემოაღნიშნული მეთოდია კვლევის ერთ-ერთ სიახლე - პლანეტარულ წისქვილში მიღებული მაკროჰომოგენური კომპოზიციური ფხვნილი, ვინაიდან აღნიშნული წისქვილის სტანდარტული დანიშნულება, დასაფქვავი ფხვნილის მარცვლის ზომის შემცირებაა და არა დამფქვი მედიის მასალაში შეყვანა.

დაფქვა-შერევის პროცესი პლანეტარული წისქვილის გარდა ჩატარდა ტურბულენტურ შემრევში როგორც მშრალად, ისე სითხის არეში. სველი შერევის შემთხვევაში იქნა სითხის ის რაოდენობა იქნა აღებული, რომელიც წარმოქმნილიყო პულპის კონსისტენცია.

ნარეგების შრობა ხდებოდა $110\pm 10^{\circ}\text{C}$ ტემპერატურაზე 16 სთ-ით განმავლობაში და შემდგომ გაიცრა 850 და 2000 მკმ უჯრედის მქონე საცერზე ცირკონიუმის ორჟანგის ბურთულების მოსაცილებლად.

$\text{B}_4\text{C}-\text{ZrO}_2$ ჰომოგენური კომპოზიციური ფხვნილის მისაღებად B_4C -თან შერეულ იქნა ZrOCl_2 . ეს ნივთიერება გამოიყენება წყალხსნარის სახით და დიდი უპირატესობა აქვს მიკროჰომოგენური ნარევის მისაღებად. ზოგადად, ჰომოგენური კომპოზიტების მიღება პრობლემას წარმოადგენს, განსაკუთრებით წვრილდისპერსიული ფხვნილების შემთხვევაში. ამ პრობლემის დასაძლევად მიმართავენ მაგალითად სითხეებში შერევას, ულტრაბგერის გამოყენებას, დაფქვას და სხვა. სითხეებში შერევა განსაკუთრებით შედეგიანია სითხის ერთდროული აორთქლების და შერევის პროცესში. B_4C -ის და ZrOCl_2 -ს შესარევად გამოვიყენეთ ულტრაბგერის აპარატი, რომელმაც მოგვცა საშუალება ერთდროული შერევით და აორთქლებით მიგვეღო ჰომოგენური კომპოზიციური ფხვნილი. მიღებულ ჰომოგენურ ნარევს ჰქონდა გელის კონსისტენცია. ეს უკანასკნელი გავაშრეთ $370\pm 10^{\circ}\text{C}$ ტემპერატურაზე 5 სთ-ით განმავლობაში რათა სრულად დაშლილიყო ZrOCl_2 ZrO_2 -ის წარმოქმნით (ZrOCl_2 იშლება 300°C -ზე). მშრალი ფხვნილი გავცერით 125 მკმ უჯრედის მქონე საცერზე და ჩავტვირთეთ წნეხფორმაში ცხელი დაწნეხისთვის.

რთული კარბიდების კომპონენტებიც შერეული იქნა პლანეტარულ წისქვილში 5 მმ დიამეტრის ZrO_2 -ის ბურთულების გამოყენებით. სხვადასხვა კუთრი წონის კომპონენტების განშრევება რომ არ მომხდარიყო, გელის კონსისტენციის ნარევი ნუტჩ-ფილტრზე გავფილტრეთ და გავაშრეთ ვაკუუმურ საშრობში 4 საათის განმავლობაში (ბურთულებიანად). მშრალი ფხვნილი გავცერით 2 მმ უჯრედის მქონე საცერზე და ჩავტვირთეთ წნეხფორმაში ცხელი დაწნეხის მიზნით.

ტიტანის ორჟანგის გამოყენების შემთხვევაში კარბიდის მალეგირებლად, შერევა ვაწარმოეთ ფაიფურის ჭურჭელში დაფხვნის გარეშე

წყლის არეში. წყალში შერეული ფხვნილები შეიკრა და საჭირო გახდა დაფხვნა წნეხზე.

მასალის/ნარევების შემადგენლობები და დაფქვა-შერევის პროცესის პარამეტრები წარმოდგენილია ცხრილში 1.

ცხრილი 1. მასალის/ნარევების შემადგენლობები და დაფქვა-შერევის პროცესის პარამეტრები

#	მასალის ჯგუფი	მასალის ღნიშვნა	დაფქვა-შერევის მეთოდი		ბურთ. ზეტ. D, მმ	დაფქვა-შერევის დრო τ, წთ
1	B ₄ C	BC-I	-	-	-	-
2		BC-HP	-	-	-	-
3		BC-HD	-	-	-	-
4	B ₄ C-TiB ₂	BCT-L	მექან.	სველი	-	60
5		BCT-H	მექან.	სველი	-	60
6	B ₄ C-ZrB ₂	CZ-TD-1-60	ტურბ.	მშრალი	1	60
7		BCZ-TW-1-180	„„	სველი	1	180
8		BCZ-PD-1-3	პლან.	მშრალი	1	3
9		BCZ-PD-5-3	„„	„„	5	3
10		BCZ-PW-5-3	„„	სველი	5	3
11		BCZ-PW-1-3.5	„„	„„	1	3.5
12		BCZ-PW-1-5	„„	„„	1	5
13		BCZ-PW-1-7	„„	„„	1	7
14		CZCI-HDU1	ულტრაბერით		-	60
15		BCZCI-SPS1		„„	-	
16		BCZCI-HP1		„„	-	
17		BCZCI-HP2		„„	-	
18		BCZCI-SPS3		„„	-	
19		BCZCI-HP3		„„	-	
20		BCZCIHP7				

2.1.4. ფხვნილების ანალიზი (X-Ray, SEM, EDS)

ანალიზი ჩატარდა როგორც ნედლეულ ფხვნილებს (შემავალი კონტროლი), ასევე შერევის შედეგად მიღებულ კომპოზიციურ ფხვნილებს. რენტგენოსტრუქტურული (X-Ray) ანალიზი შინაარსობრივად შემდეგნაირია: საკვლევი მასალის ექსპერიმენტულად განსაზღვრული ინტენსივობის ხაზების და სიბრტყეთა შორის მანძილების შედარება ხდება ეტალონურ დიფრაქტოგრამასთან. თუ მოხდა დამთხვევა საკვლევი მასალის რომელიმე და ეტალონის იგივე პარამეტრების დიფრაქციული მაქსიმუმების და ინტენსივობების დამთხვევა, ვიტყვით რომ შესაბამის ნაერთს/ნივთიერებას შეიცავს საკვლევი მასალაც. იმის მიხედვით ჩატარებულია თუ არა საკვლევი მასალის ქიმიური ანალიზი, ან სავარაუდო მინერალური შედგენილობაა ცნობილი, მარტივდება ანალიზიც.

X-Ray ანალიზის უმთავრეს ამოცანას წარმოადგენს საკვლევი ნიმუშის კრისტალური ფაზების ბუნების განსაზღვრა. ამ ანალიზის საფუძველს წარმოადგენს შემდეგი: ყველა ქიმიური ნაერთი ხასიათდება სპეციფიკური დიფრაქტოგრამით და შესაბამისად განსაზღვრული ხაზების ნაკრებით და მათი ინტენსიურობით. თანამედროვე მსოფლიოში არსებობს უტყუარი რენტგენოფაზური მონაცემები უამრავი ნივთიერების თუ ნაერთის კრისტალური ფაზების, რომელთა ეტალონური დიფრაქტოგრამა მოცემულია საცნობარო ლიტერატურაში და პროგრამულ ბაზებში. მიღებული კომპოზიტების X-Ray ანალიზები საჭირო იყო, ვინაიდან რეაქციის შედეგად წარმოიქმნა ახალი ფაზები.

ფაზური ანალიზის შემდეგ ჩავატარეთ ფხვნილების მორფოლოგიური კვლევა და ელემენტთა მასური შემცველობის ანალიზი. ნიმუშების ელემენტური შემადგენლობა და მათი განაწილება ნარევეებში შესწავლილ იქნა მასკანირებელი ელექტრონული მიკროსკოპის „JSM-6510LV“ (ფირმა „JEOL“, იაპონია) საშუალებით, რომელიც აღჭურვილია ენერგოდისპერსიული მიკრორენტგენოსპექტრალური ანალიზატორით (მრსა) „X-MaxN“ (ფირმა „OXFORD INSTRUMENTS“, ინგლისი).

2.1.5. ფხვნილების სინთეზი

სინთეზის პროცესი პარალელურად მიდიოდა ორ დანადგარზე. პირველი: ინდუქციური გახურების ღუმელი და მეორე: SPS დანადგარი. სინთეზის პარამეტრები განსხვავდებოდა ერთმანეთისგან. შეცხოების პარამეტრების ვარირების (დრო, ტემპერატურა) მიზანი იყო, მათი გავლენა დისპერსიულობაზე და ფაზის ჩამოყალიბებაზე. შეცხოვა მიმდინარეობდა გრაფიტის ტიგელში, ვაკუუმში.

ბორის კარბიდის მისაღებად, სინთეზის ოპტიმალური ტემპერატურის დადგენის მიზნით, ბორის და ნახშირბადის სინთეზის ჩატარდა 1700, 1750 და 1800°C ტემპერატურაზე ინდუქციური გახურების ღუმელში.

2.1.6. წნებ ინსტრუმენტების დამზადება

კერამიკული მასალების ცხელი დაწნების ტექნოლოგიაში, ძირითადად გამოიყენება გრაფიტის წნებფორმა, იშვიათ შემთხვევებში SiC-ს ან ჟანგეულის კერამიკას. გრაფიტის გამოყენება განპირობებულია მისი უნიკალური თვისებების გამო. აღსანიშნავია მისი მაღალი დნობის ტემპერატურა და ტემპერატურის ზრდის შემთხვევაში კუმშვაზე სიმტკიცის ზრდა. თითქმის ორჯელ იზრდება მისი ეს თვისება 2200°C ტემპერატურაზე. გრაფიტი ხასიათდება მარკების სიმრავლით, რომლებიც განსხვავდებიან ერთმანეთისგან მარცვლის ზომებით, სიმკვრივით, სისუფთავის და სხვ. არსებობს სხვადასხვა წარმოების გრაფიტები, მათ შორის რუსული წარმოების, რომელთაგან წნებფორმებად ძირითადად გამოიყენება მაღალი სიმტკიცის და სიმკვრივის გრაფიტები. ჩვენს მიერ გამოყენებულ იქნა გრაფიტი APB, რომლის სიმკვრივე 1,65 გ/სმ³-ია, 125 და 155 მმ დიამეტრის მქონე ძელები ფორმით და 240 მმ სიმაღლით. ძელებისგან დამზადდა სხვადასხვა ფორმის და ზომის წნებფორმები. Ø 70*125*70 მმ ნიმუშებისთვის ღუნვაზე გამოსაცდელად. ხოლო მრავალადგილიანი წნებფორმები თვითოეულის დიამეტრით 13 მმ

ნიმუშებისთვის კუმშვაზე გამოსაცდელად. გამოყენებული პუნსონები ხასიათდებოდა შესაბამისი დიამეტრით და 40 მმ სიმაღლეზე გაჩარხულობით.

დიდი დიამეტრის შემთხვევაში, წნეხფორმებს ეგება გრაფიტის მუყაო (სიგრაფლექსი), ხოლო მცირე დიამეტრის შემთხვევაში გამომდინარე სიგრაფლექსის გამოყენების არაკომპაქტურობის, იპოხება გრაფიტის კოლოიდური ხსნარით. ამ ორივე შემთხვევის მიზანია ნაკეთობა დაცული იყოს გრაფიტთან ურთიერთქმედებისგან. სხვა შემთხვევაში ხშირია რეაქცია მასალის და გრაფიტს შორის ქიმიური რეაქცია, რაც თავისთავად ართულებს ნიმუშის ამოღებას და საჭირო ხდება მისი ხანგრძლივი დამუშავება ჩარხებზე. წნეხფორმების გაპოხვის შემდეგ მოხდა მისი გაშრობა 130-150°C ტემპერატურაზე რამოდენიმე საათის განმავლობაში. სიგრაფლექსის გამოყენების პრიორიტეტულობა მდგომარეობს შემდეგში, რომ სხვადასხვა თერმული გაფართოების ნიშნულის გამო, გახურება-გაცივებით გამოწვეულ დაძაბულობის კონდენსირებას იგი უზრუნველყოფს თავისი ფოროვანი სტრუქტურის საშუალებით, რაც საშუალებას იძლევა თხელი ნიმუშის უვნებლად ამოღებასაც. სიგრაფლექსის დადებითი თვისებაა მისი გამძლეობა მაღალ ვაკუუმში 2300°C-ზე მაღალ ტემპერატურაზეც კი.

2.1.7. ფხვნილების ცივი დაწნეხა

კერამიკული ფხვნილების ცხელ დაწნეხამდე ხშირად მიმართავენ წინასწარ ცივ დაწნეხას. ეს მეთოდი ხელს უწყობს მაღალი სიმკვრივის კაზმის მიღებას, რომელიც შემდეგ უკვე იწნეხება მოკლე დროში და განაპირობებს მაღალი სიმკვრივის და წვრილ მარცვლოვანი სტრუქტურის მქონე კერამიკის მიღებას. ფხვნილები წინასწარ გავამკვრივებთ ვიბრაციულ დანადგარზე და დავწნებთ ცივად ≈ 10 მპა წნევის ქვეშ, ჰიდრავლიკურ წნეხზე - MC-100.

2.1.8. ფხვნილების ცხელი დაწნება

ფხვნილების ცხელი დაწნება კერამიკული ნამზადების მიღების ერთ-ერთი მოწინავე მეთოდია. ცხელ დაწნებას მიმართავენ განსაკუთრებით ისეთი მასალების მისაღებად, რომელთა შეცხოვით მიღება შეუძლებელია. ასეთებია კარბიდები, ბორიდები და სხვა. ცხელი დაწნების მეთოდის უპირატესობა წნევის გარეშე ნიმუშების მიღების მეთოდებთან არის მიღებული ნიმუშების მაღალი სიმკვრივე, პროცესის მცირე ხანგრძლივობა, სინთეზის შედარებით დაბალი ტემპერატურა.

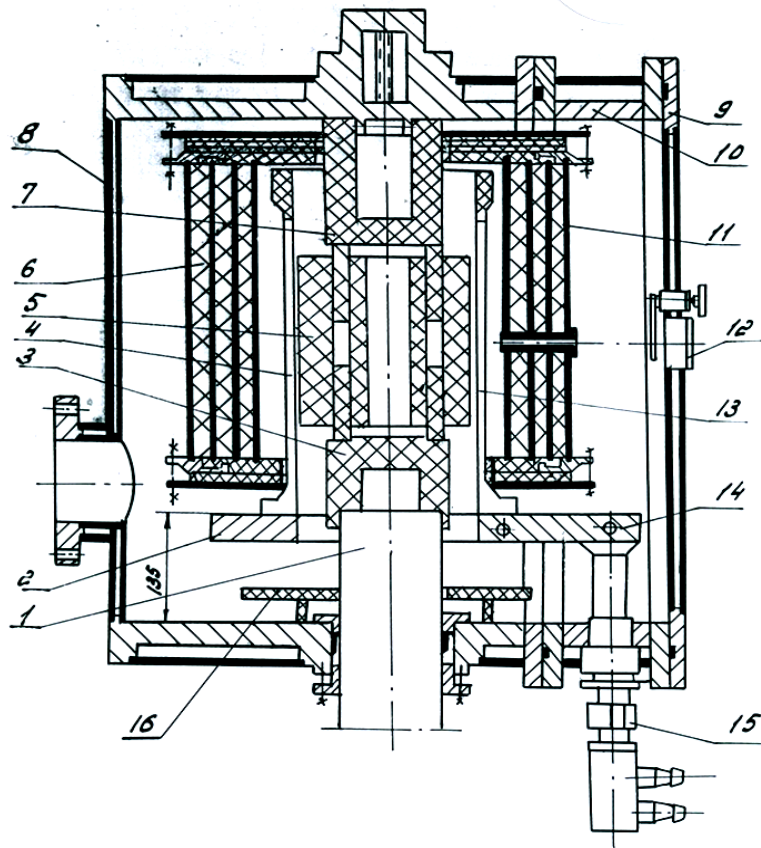
ნაკლოვანებებია ტექნოლოგიური სიძვირე და რთული ფორმის ნიმუშის მიღების შეუძლებლობა.

ჩვენს შემთხვევაში გამოყენებულ იქნა ორი ტიპის ცხელი დაწნება. პირველ შემთხვევაში ფხვნილის გახურება ხდება გრაფიტის გამახურებლის საშუალებით, ე.წ. „ტრადიციული“ ცხელი დაწნების მეთოდით. მეორე შემთხვევაში ფხვნილში გაივლის იმპულსური მუდმივი დენი (დაბალი ძაბვა, მაღალი დენის ძალა), რომელიც იწვევს ფხვნილის გახურებას. აღნიშნული მეთოდის (SPS-Spark Plazma Sintering) უპირატესობაა კიდევ უფრო მოკლე დროში დაწნების პროცესის წარმართვა (1-5 წთ).

ცივად დაწნეხილი ნიმუშები გადატანილ იქნა ცხელი დაწნების არასტანდარტულ ვაკუუმურ დანადგარზე (ეპ 1675 301.00.000), სურ. 3, რომლის მაქსიმალური ტემპერატურა 2400°C-ზე ხოლო წნევის ძალა 40 ტ.

SPS დანადგარიც არასტანდარტულია, რომლის მაქსიმალური ტემპერატურაა 2500°C, ძაბვა - 10 ვ, ხოლო დენის ძალა 10 000 ა.

გამომდინარე იქიდან, რომ დასაწნები მასალა განსხვავებული შედგენილობის იყო, წნევის ტემპერატურა და ხანგრძლივობა განსხვავდებოდა. ცხელი დაწნების პარამეტრები მოცემულია 2 ცხრილში.



სურ. 3 ვაკუუმური ღწეხი „ეჲ 1675 301.00.000“

მომზადებული კაზმებისაგან დავწნეხეთ $\text{Ø}13 \times 20$ მმ და $\text{Ø}70 \times 5$ მმ ზომის ნამზადები მექანიკურ სიმტკიცეებზე გამოსაცდელად. აქედანვე ავიღეთ ნიმუშები მორფოლოგიის და ფაზური შედგენილობის შესასწავლად.

ცილინდრული ნიმუშები ზომით $D24 \times 27$ მმ დამზადდა ცხელი დაწნეხის მეთოდით გრაფიტის ღწეხ ფორმებში 2100°C ტემპერატურასა და 30 მპა წნევაზე. გახურებისა და გაცივების სიჩქარეები შესაბამისად იყო $50^{\circ}\text{C}/\text{წთ}$ და $20^{\circ}\text{C}/\text{წთ}$ -ისა.

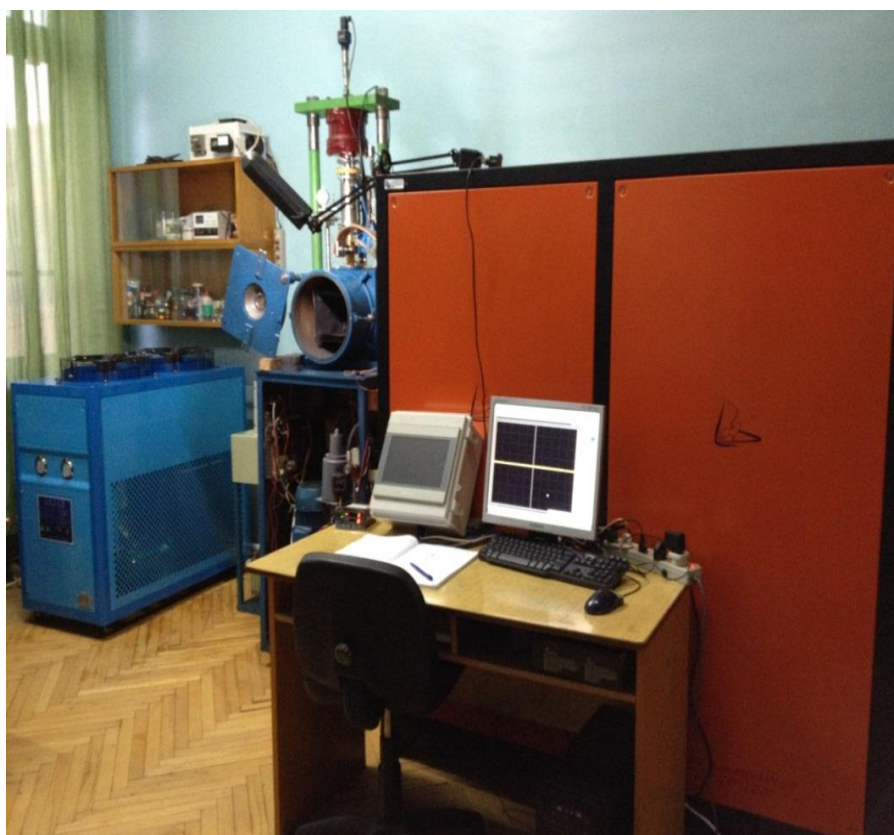
კომპოზიტების სიმკვრივე ნაანგარიშევი იქნა თეორიული მონაცემების საფუძველზე მიზნობრივი შემადგენლობის მიხედვით. მიუხედავად ამისა, დაწნეხვის პროცესში ვეცადეთ რომ მიგველო მაქსიმალური სიმკვრივე რათა გამორიცხულიყო ფორიანობა, რომელიც შეიძლება გამოწვეულიყო პროცესში წონის დანაკარგით ან სხვა მიზეზით.

ცხრილი 2. ნედლეული და მათგან წარმოებული კომპოზიტების შემადგენლობები

№	ნაშადის ნდექსი	კომპოზიტების შემადგენლობები				ნედლეული, მარკა	წნეხვის პარამეტრები	
		B ₄ C	TiB ₂	ZrB ₂	SiC		T, °C	τ, წთ
1	BCI	100	0	0		ბორის კარბიდი -ადგილობრივი წარმოების (“იზოტოპების)	2150	8
5	BCHP	100	0	0		ბორის კარბიდი - ფირმა „შტარკი“, მარკა HP	2100	7
5	BCHD	100	0	0		ბორის კარბიდი - ფირმა „შტარკი“, მარკა HD	2120	7
6	BCCh	100	0	0		ბორის კარბიდი - ჩინური წარმოების, D50-0,5 მკმ	2100	8
7	BCTI	70	30	0		ბორის კარბიდი - შტარკი, მარკა HP, TiO ₂ , C	1820	10
8	BCTh	70	30	0		ბორის კარბიდი - შტარკი, მარკა HP, TiO ₂ , C	1980	6
9	BCZB1.5	98.3	0	1.5		ბორის კარბიდი - შტარკიმარკა HP, ZrO ₂ balls Ø 1მმ	2050	5
10	BCZB2	98	0	2		ბორის კარბიდი - შტარკიმარკა HP, ZrO ₂ balls Ø 1მმ	2050	4
11	BCZB2.5	97.6	0	2.5		ბორის კარბიდი - შტარკიმარკა HP, ZrO ₂ balls Ø 1მმ	2050	4.5
12	BCZCISPS1	99	0	1		ბორის კარბიდი - შტარკიმარკა HP, ZrOCl ₂ , SPS	1800	1
13	BCZCIHP1	99	0	1		ბორის კარბიდი - შტარკიმარკა HP, ZrOCl ₂ , Hot Press	2050	5
14	BCZCIHP2	98	0	2		ბორის კარბიდი - შტარკიმარკა HP, ZrOCl ₂ , Hot Press	2050	5
15	BCZCISPS3	97	0	3		ბორის კარბიდი - შტარკიმარკა HP, ZrOCl ₂ , SPS	1820	1
16	BCZCIHP3	97	0	3		ბორის კარბიდი - შტარკიმარკა HP, ZrOCl ₂ , Hot Press	1820	1.5
17	BCZCIHP7	93	0	7		ბორის კარბიდი - შტარკიმარკა HP, ZrOCl ₂ , Hot Press	2050	4

2.1.9. ნიმუშების დამზადება SPS ტექნოლოგიით

გარდა ზემოთ ხსენებული ტექნოლოგიისა, ფხვნილები დაწნება მიმდინარეობდა SPS ტექნოლოგიით. აღნიშნული ტექნოლოგიის უპირატესობა მდგომარეობს პროცესის მცირე ხანგრძლივობაში, ხოლო ნაკლოვანება ტემპერატურის განსხვავებაა ნიმუშში, რაც იწვევს არათანაბარ სიმკვრივეს ნაშაბადში. ამ ნაკლოვანებით ხასიათდება სტანდარტული SPS მოწყობილობები. გამოყენებული ორიგინალური მოწყობილობა (სურ.4) კი ამ



სურ. 3 ნაკერწკალურ პლაზმური შეცხოვა/სინთეზის დანადგარი

ნაკლოვანებისაგან თავისუფალია, ვინაიდან ცვლადი იმპულსური დენი (მუდმივი იმპულსური დენის ნაცვლად) უშუალოდ ნიმუშში გადის ტემპერატურული არათანაბრობა თავიდანაა აცილებული. დასასინთეზირებელი ან დასაწნები ფხვნილი გრაფიტის მატრიცისგან

იზოლატორითაა გამოყოფილი რაც აღარ იწვევს მატრიცაში ფუჭად დენის სვლას და აღარ წარმოქმნის ტემპერატურულ არათანაბრობას.

2.1.10. ნიმუშების თერმული დამუშავება

შემდეგი ეტაპია მიღებული ნიმუშების თერმული დამუშავება, რაც განაპირობებს დამაბულობების მოხსნას, ეს უკანასკნელი კი წინაპირობაა გაუმჯობესებული დამუშავებადობის და მექანიკური თვისებების მქონე მასალის მისაღებად.

ჩვენს მიერ მიღებული ნიმუშების ერთ ნაწილს დამაბულობის მოსახსნელად ჩაუტარდა თერმული დამუშავება ვაკუუმურ ღუმელში შერჩეული რეჟიმით ($T_{\text{მაქს}}=1800^{\circ}\text{C}$, $P=10^{-2}$ პა). თერმული დამუშავების ტემპერატურა ავიღეთ $200-300^{\circ}\text{C}$ -ით ნაკლები წნეხვის ტემპერატურაზე, რათა არ მომხდარიყო დაწნეხვის (შეცხოვის) ტემპერატურის სიახლოვეს მარცვლის ზრდა (რეკრისტალიზაცია). გამოწვა გრძელდებოდა 2,5 საათი.

2.1.11. ნიმუშების მომზადება საანალიზოდ

კერამიკული მასალების წარმოებაში დიდი მნიშვნელობა აქვს გამოსაცდელი ნიმუშების მომზადებას. განსაკუთრებით რთულია მაღალი სისალის მქონე მასალების (კარბიდები, ბორიდები) მომზადება, რომლებსაც აუცილებლად სჭირდება ალმასით დამუშავება.

არსებობს არაერთი ტიპის ჩარხი, რომლებზეც შეიძლება ნიმუშები დამუშავდეს, დასამუშავებელი ქვის არაერთგვაროვანობასთან ერთად. ჩვენს მიერ მიღებულ კომპოზიტებში გამოყენებული იყო ბორის კარბიდი, იგი მაღალი სისალით ხასიათდება და ჩამოუვარდება მხოლოდ ალმასს და კუბური ბორის ნიტრიდს ჩამოუვარდება. აქედან გამომდინარე ესეთი ნიმუშების დამუშავება მხოლოდ ალმასის ჩარხებზე იყო შესაძლებელი.

მაღალი ტემპერატურის და წნეხის პირობებში დიფუზიის შედეგად ხდება ნახშირბადის ფენოვანი საფენის სიგრაფლექსის დაკრობა ნიმუშზე,

რაც საჭიროებს ნიმუშის დამუშავებას ლითონის ჯაგრისით, ნიმუშის გახეხვას და სიგრაფლექსის მოცილებას. ამის შემდგომ აუცილებელია ნიმუშების გახეხვა ალმასურ ჩარხებზე.

ნიმუშები დამუშავებული იქნა ჩარხებზე 3A110 (სახეხი ჩარხსამშენებლო ქარხანა, თბილისი), სადაც გამოყენებულ იყო სინთეტიკური ალმასის ქარგოლი „1A1 250×20×5×76 AC6 125/100 B2-01 100%“, შემდეგ ეტაპზე დაიჭრა მჭრელ ჩარხებზე (მოდელი 3B33DD) პარალელეპიპედებად, მჭრელ ინსტრუმენტად გამოვიყენეთ სინთეტიკური ალმასის ქარგოლი „1A1R 150×0,6×5×32 AC32 200/160 M2-01 100%“. აღნიშნული ნიმუშები მზად იყო სისალის და დრეკადობის მოდულის გასაზომად.

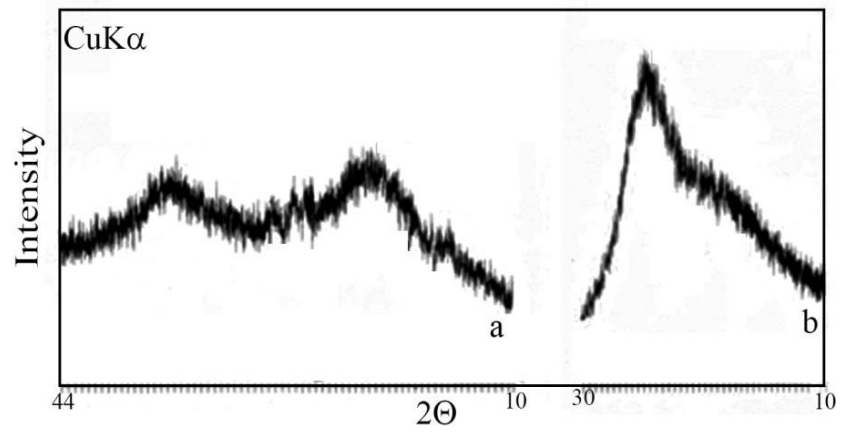
შემდგომ, ცილინდრული ნიმუშები, რომელთა დიამეტრი 24 მმ-ია დამუშავებულ იქნა გვერდითი ზედაპირის გასახეხად ალმასის ინსტრუმენტით D23,5X25 მმ ზომებამდე დასაყვანად, რისთვისაც გამოყენებულ იქნა ჩარხი (მოდელი 3184 Станкостроительный завод им. С. М. Кирова). ამ მასალებზე ჩატარდა ასევე კერამოგრაფიული კვლევა და გამოიცადა სიმტკიცეზე კუმშვისას.

2.2. ფხვნილების კვლევა

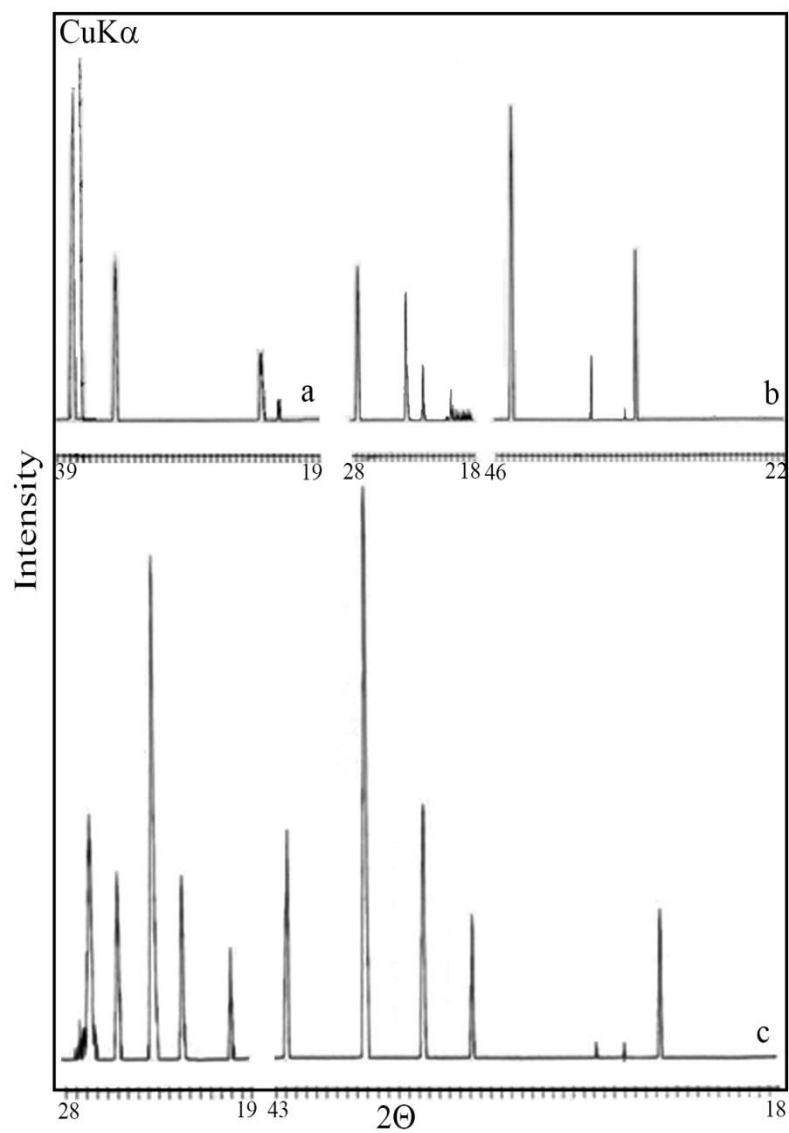
2.2.1. ნედლეულის შემავალი კონტროლი

სურ. 5-ზე და 6-ზე მოყვანილია ნედლეულის და რამოდენიმე კომპოზიტის რენტგენოგრამები გადაღებული ზემოთ აღწერილი მეთოდით ხელსაწყოზე ZG-4A.

ნედლეულის ანალიზები ჩატარდა როგორც შემავალი კონტროლი. კომპოზიტების დიფრაქტოგრამები კი ადასტურებენ მხოლოდ მიზნობრივი ფაზების არსებობას მასალაში.



სურ. 4 . ა-ზორის, ბ-ნახშირბადის დიფრაქტოგრამები



სურ. 5. BCZ კომპოზიტის რენტგენული დიფრაქტოგრამები:

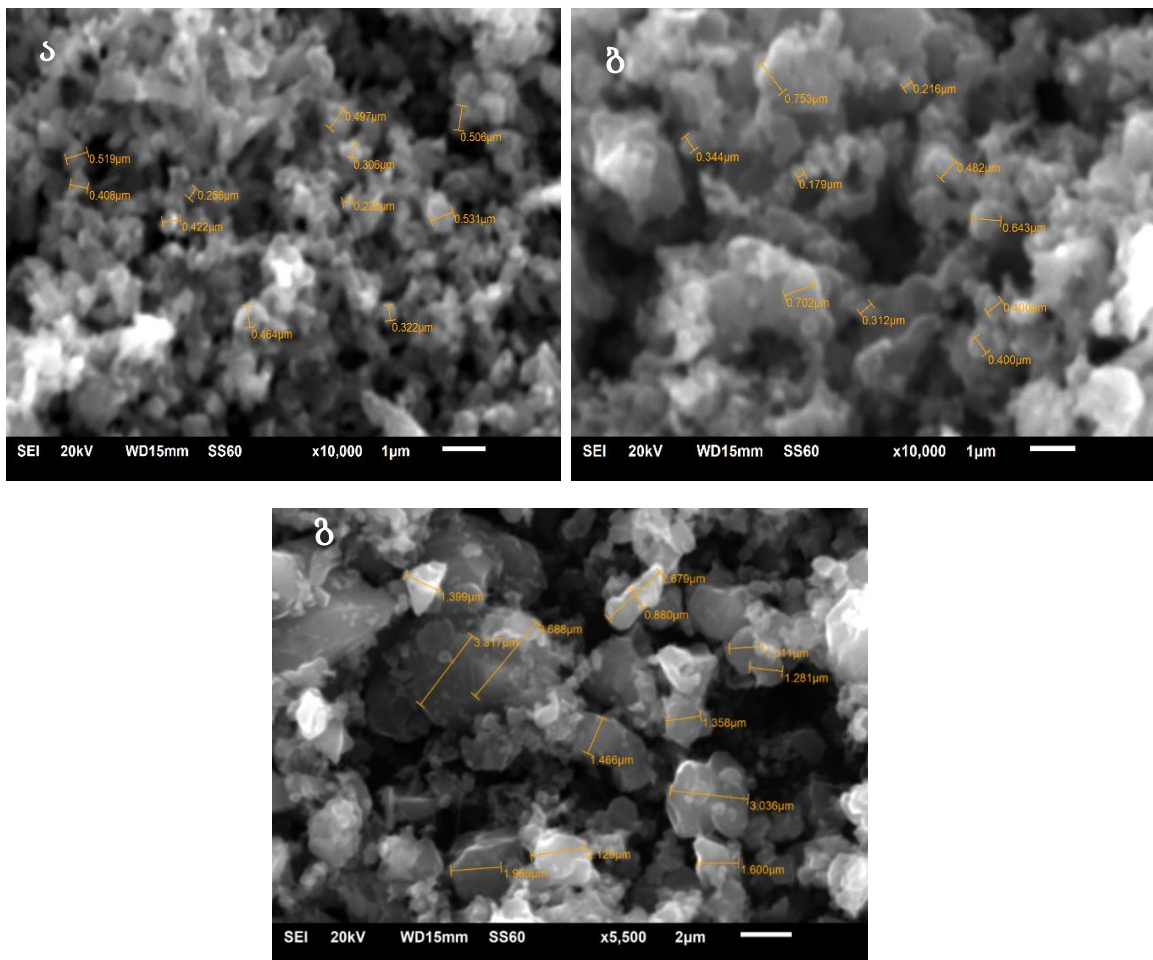
a - B_4C , b - B_4C-TiB_2 და c- B_4C-ZrB_2

2.2.2. სინთეზის ოპტიმალური რეჟიმის დადგენა

სურ.7-ზე წარმოდგენილია სხვადასხვა ტემპერატურაზე სინთეზირებული ბორის კარბიდის ფხვნილის მასკანირებელი მიკროსკოპის ანალიზის შედეგები.

როგორც სურათებზე ჩანს, 1700-1750°C-ზე მიღებულ ფხვნილებს ერთნაირი მარცვლის ზომა გააჩნიათ, საშუალოდ 0,1-0,5 მკმ (სურ.7 ა და ბ).

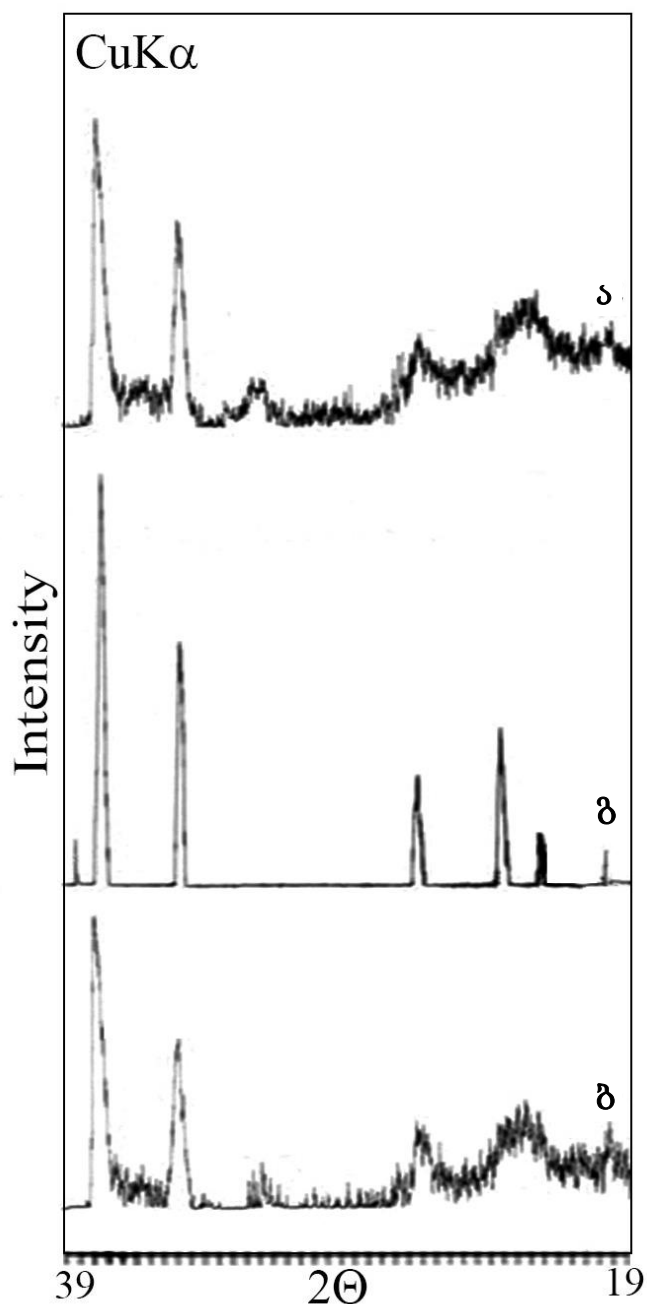
1800°C-ზე მიღებული ნიმუშები გამოირჩევა შედარებით მსხვილმარცვლოვნებით, საშუალოდ 1-2 მკმ (სურ.7 გ). აღნიშნულ ფხვნილებს ჩაუტარდათ რენტგენოსტრუქტურული ანალიზი.



სურ. 6. ელექტრონულ მიკროსკოპული მიკროფოტოგრაფიები ბორის კარბიდისა სინთეზირებული: ა- 1700°C, ბ-1750°C და გ- 1800°C

შედეგები წარმოდგენილია სურ.8-ზე. როგორც რენტგენოგრამებიდან ჩანს, სამივე ტემპერატურაზე სინთეზირებულ

ფხვნილში არის ბორის კარბიდის პიკები. თუმცა განსხვავებულია მათი ინტენსივობა (პიკის სიმაღლე) და გამოკვეთილობა (სიგანე).



სურ. 7. ბორის კარბიდის ფხვნილის რენტგენული დიფრაქტოგრამები:
ა-არასრულყოფილი; ბ- შედარებით სრულყოფილი და გ-სრულყოფილი

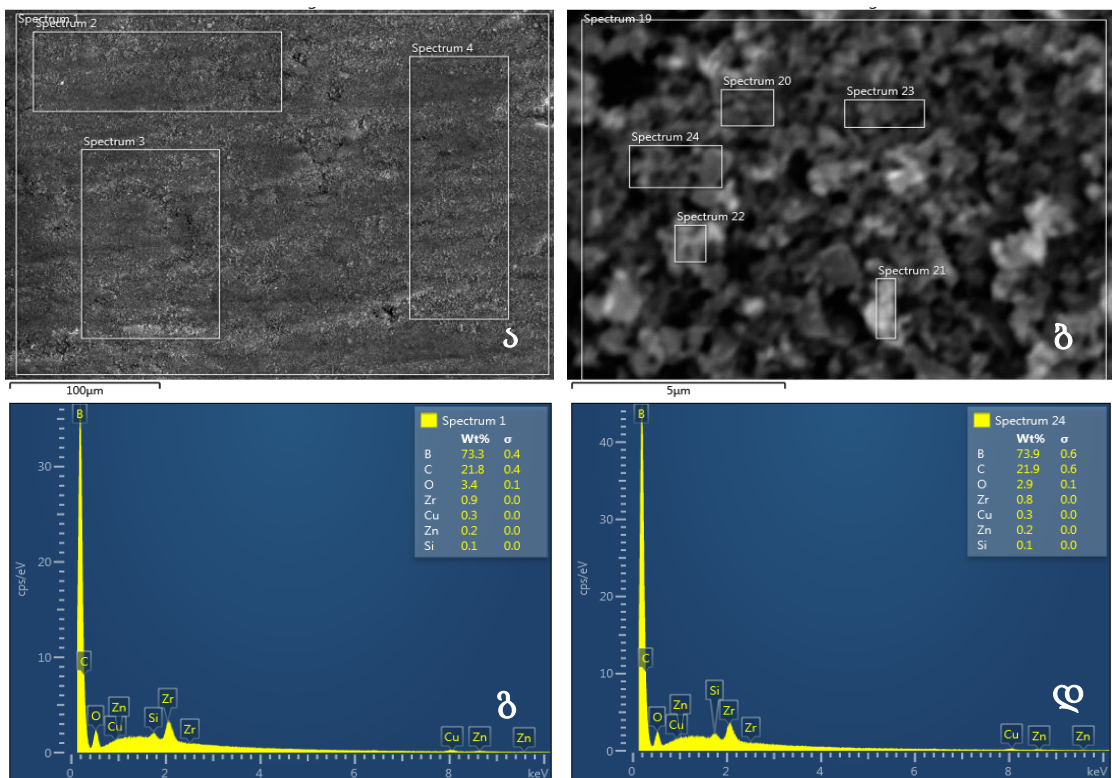
1700 და 1750°C-ზე მიღებულ რენტგენოგრამის სურათში ბორის კარბიდს ახასიათებს განიერი პიკები, ე.წ. „გალოები“. ეს უკანასკნელი მეტყველებს ბორის კარბიდის ფაზის არასრულ ჩამოყალიბებაზე.

1800°C-ზე სინთეზირებულ ფხვნილში გამოკვეთილია ბორის კარბიდის ყველა პიკი, მაღალი ინტენსივობით და მინიმალური სიგანით, რაც ფაზის სრულყოფილად ჩამოყალიბებაზე მეტყველებს.

ანალიზის შედეგების საფუძველზე დავადგინეთ, რომ ბორის კარბიდის სინთეზის ოპტიმალურ ტემპერატურად შეიძლება ჩაითვალოს 1800°C.

2.2.3. ფხვნილების მორფოლოგიური და ელემენტური ანალიზი

კომპოზიციური ფხვნილების მორფოლოგიური კვლევის ძირითადი მიზანი იყო მათი ჰომოგენურობის ხარისხის დადგენა. სურათზე 9 წარმოდგენილია სხვადასხვა გადიდებაზე მრსა-ის შედეგები BCZCl-HDU1 კომპოზიტისთვის. ცხრილ 3-ში ასახულია მრსა-ის შედეგები კომპოზიტის სხვადასხვა არეებში.

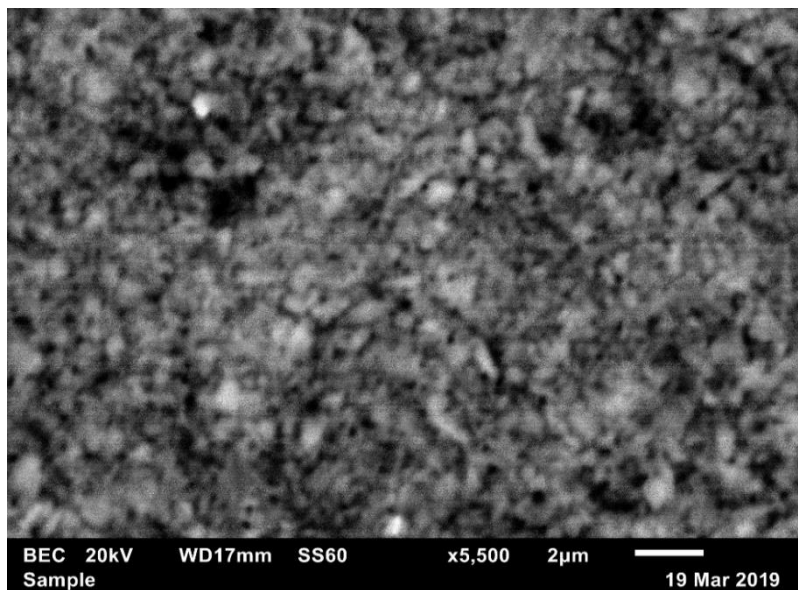


სურ. 8. მრსა-ის შედეგები BCZCl-HDU1 კომპოზიტისთვის

ცხრილი 3. მრსა-ის შედეგები BCZCl-HDU1 კომპოზიტის სხვადასხვა არეებში

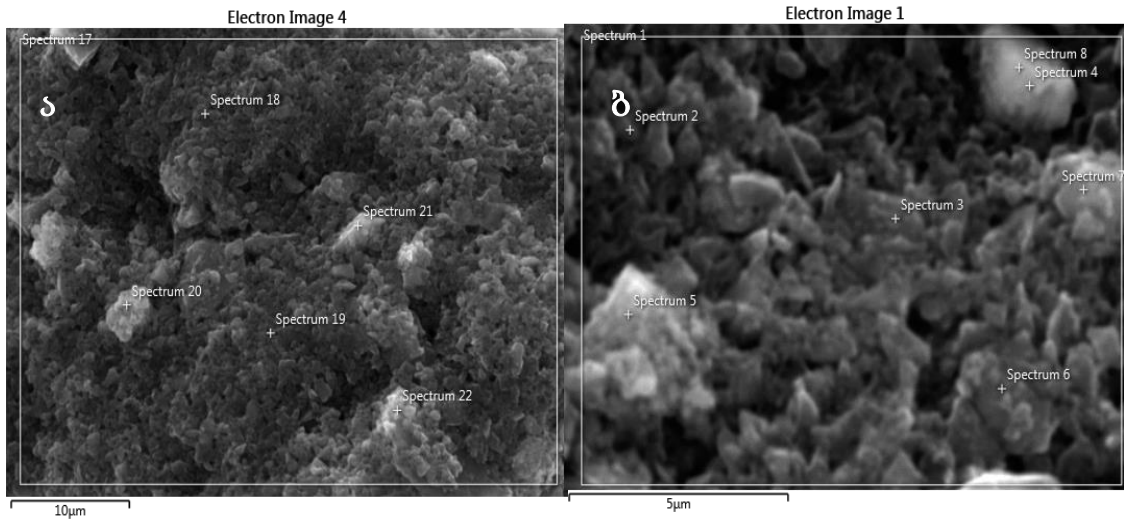
Spect. Label	Spectrum									
	1	2	3	4	24	19	20	21	22	23
B	73.3	73.5	73.1	73.2	73.8	73.0	75.1	74.9	69.1	68.9
C	21.8	21.7	22.0	22.1	21.9	22.7	20.7	21.1	26.7	26.5
O	3.43	3.19	3.29	3.19	2.89	2.87	2.81	2.61	2.77	3.08
Si	0.10	0.12	0.11	0.10	0.11	0.08	0.11	0.08	0.09	0.10
Cu	0.33	0.27	0.32	0.31	0.27	0.25	0.27	0.31	0.24	0.27
Zn	0.17	0.21	0.21	0.23	0.19	0.19	0.21	0.21	0.20	0.20
Zr	0.93	0.93	0.90	0.91	0.81	0.91	0.84	0.83	0.88	0.86
Total	100	100	100	100	100	100	100	100	100	100

როგორც ცხრილიდან ჩანს ულტრაბგერის გამოყენება იძლევა ბორის კარბიდის და ცირკონიუმის ორჟანგის იდეალურ ნარევს. ცირკონიუმის ორჟანგი თანაბარი რაოდენობით შედის როგორც დიდ მოცულობაში (0,1 მმ² ფართის შესაბამისი მოცულობა), ისე ძალიან მცირეში (1 მკმ²). ეს უკანასკნელი მეტყველებს იმაზე, რომ ყოველ 1 მკმ² მოცულობაში 1% მალეგირებელი ფაზა ზომით ნანომეტრის რიგისაა, რაც იდეალური შედეგია. ამას ადასტურებს BEC რეჟიმით გადაღებული ფოტო (სურ. 10), სადაც მინიმალური ზომის გამო არ შეინიშნება ZrO₂-ის ფაზა.



სურ. 9. BCZCl-HDU1 კომპოზიტის BEC რეჟიმით გადაღებული ფოტო

სურ. 10 და ცხრილში 4 წარმოდგენილია მრსა-ის შედეგები TD-1-60 ნარევისთვის. BCZCl-HDU1 კომპოზიტისთვის სურ.11 ა -ზე წარმოდგენილ ფართობზე ცირკონიუმის შემცველობა არ დადასტურდა, ხოლო სურ.11 ბ-ზე ნაჩვენებ ფართობზე ცირკონიუმი განაწილებულია ძლიერ არათანაბრად (ცხრ.4)



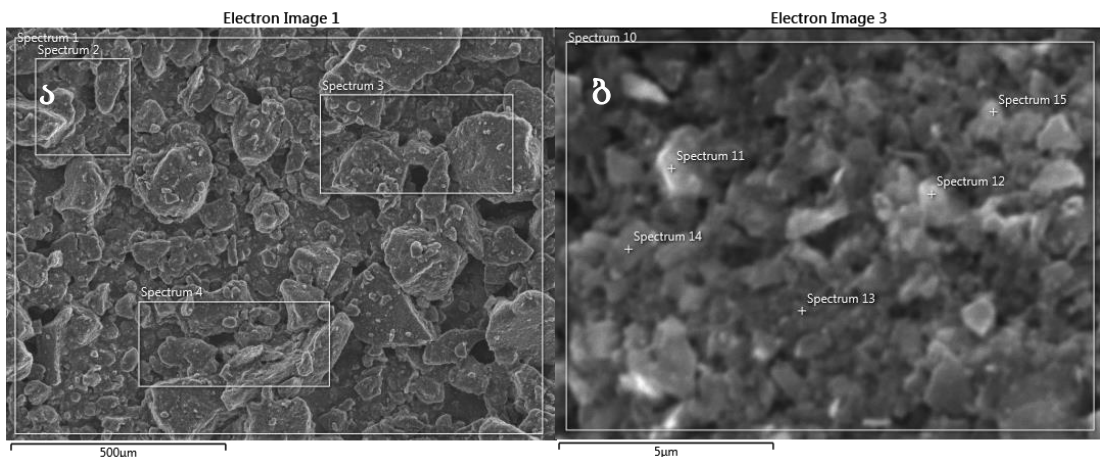
სურ. 10. TD-1-60 ნარევისთვის ელექტრონულ მიკროსკოპული მიკროფოტოგრაფიები სხვადასხვა გადიდებაზე მრსა-ის ადგილების ჩვენებით.

ცხრილი 4. მრსა-ის შედეგები TD-1-60 ნარევისთვის

Spectr. Label	Spectrum							
	8	1	2	3	4	5	6	7
B	58.91	68.05	67.52	65.70	62.86	71.50	72.84	73.76
C	23.87	22.12	23.04	21.17	20.26	21.94	21.82	21.95
O	1.66	4.91	6.59	4.18	1.32	5.28	3.22	3.03
Fe	0.38	1.38	1.70	0.81	0.35	0.76	0.93	0.43
Zr		3.53	1.14	8.15		0.15	1.01	0.25
Total	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00

ცირკონიუმი ასევე არ აღმოჩნდა TW-1-180 ნარევიში. ხოლო PD-1-3, PD-5-3 და PW-5-3 ნარევიებში ცირკონიუმი შეიმჩნევა მცირე რაოდენობით, რომელიც განაწილებულია არათანაბრად.

სურათზე 12 და ცხრილში 5 წარმოდგენილია მრსა-ის შედეგები PW-1-5 ნარევისთვის. სურ.12 ა -ზე ნაჩვენებია 1 მმ² ფართობის ანალიზი X27 გადიდებით. მისი შესაბამისი ცხრილის მიხედვით ცირკონიუმის განაწილება 2.27-2.49 მას.% ზღვრებში მერყეობს. 10 000 გადიდების დროს 100 მკმ² ფართზე აღებული (სურ. ბ) წერტილოვანი ანალიზის შედეგები კი ცხადყოფს, რომ აღებულ წერტილებში ყოველ ერთ მკმ³ მოცულობაში ცირკონიუმი განაწილებულია თანაბრად და შეადგენს საშუალოდ 2.09 %-ს (მე-10 სპექტრი). ეს შემცველობა მოცულობაში დაახლოებით 1%-ია, რაც შეესაბამება 8-10 ნმ ზომის ნაწილაკს.

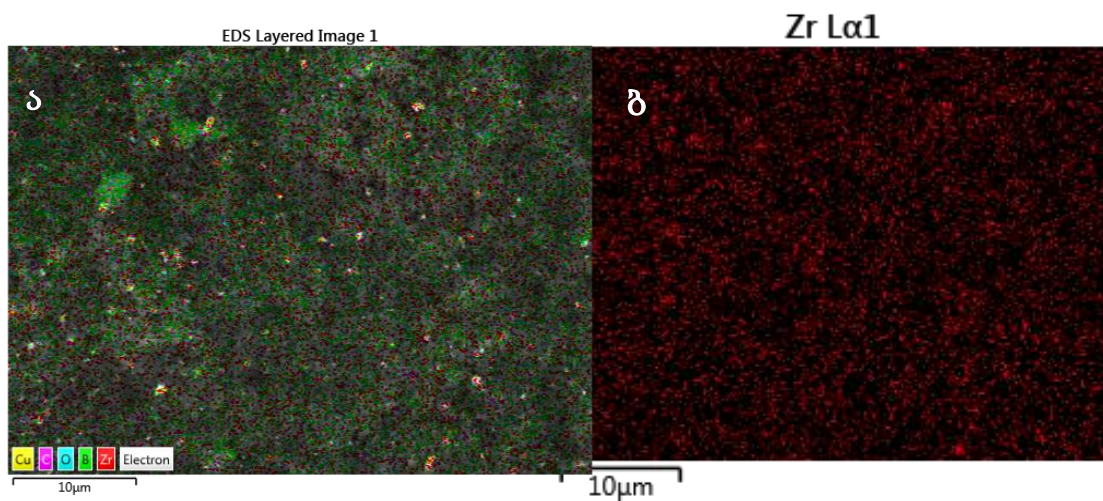


სურ. 11. PW-1-5 ნარევისთვის ელექტრონულ მიკროსკოპული მიკროფოტოგრაფიები სხვადასხვა გადიდებაზე მრსა-ის ადგილების ჩვენებით.

სურ. 13-ზე მოყვანილია რენტგენის მახასიათებელ გამოსხივებაში მიღებული სურათები PW-1-7 ნარევისთვის სადაც ასევე ჩანს, რომ ცირკონიუმი მთელს მოცულობაშია განაწილებული თანაბრად, სადაც მისი ზომა 1 მკმ-ს არ აღემატება.

ცხრილი 5. მრსა-ის შედეგები PW-1-7 ნარევისთვის

pectrum m Label	Spectrum									
					0	1	2	3	4	5
	6.94	8.24	7.36	7.12	0.16	2.11	8.80	1.10	0.90	6.61
	1.63	8.92	0.73	1.15	0.82	2.26	3.60	9.67	6.54	5.15
	.49	.33	.21	.58	.73	.57	.85	.28	.46	.21
i	.20	.24	.27	.26	.28	.19	.25	.22	.35	.20
e	.44	.61	.98	.85	.13	.65	.78	.19	.18	.87
r	.28	.27	.43	.49	.09	.91	.26	.88	.81	.46
otal	00.00	00.00	00.00	00.00	00.00	00.00	00.00	00.00	00.00	00.00



სურ. 12. რენტგენის მახასიათებელ გამოსხივებაში მიღებული სურათები PW-1-7 ნარევისთვის

შერევა ეფექტური გამოდგა სითხის გარემოში, პლანეტარული წისქვილის და 1 მმ ზომის ბურთულების გამოყენებით. კვლევა გაგრძელდა აღნიშნული მეთოდის საფუძველზე.

2.2.4. კერამოგრაფია

როდესაც ხდება მიკროსტრუქტურის დახასიათება, აუცილებელია ცნობილი იყოს ძირითადი ფაზები, მარცვლის ზომები, ფაზების ურთიერთგანაწილება და სხვა. ხოლო ამის გასარკვევად მიკროშლიფების მომზადებაა საჭირო და ჩატარდეს მათი შესწავლის პროცესი.

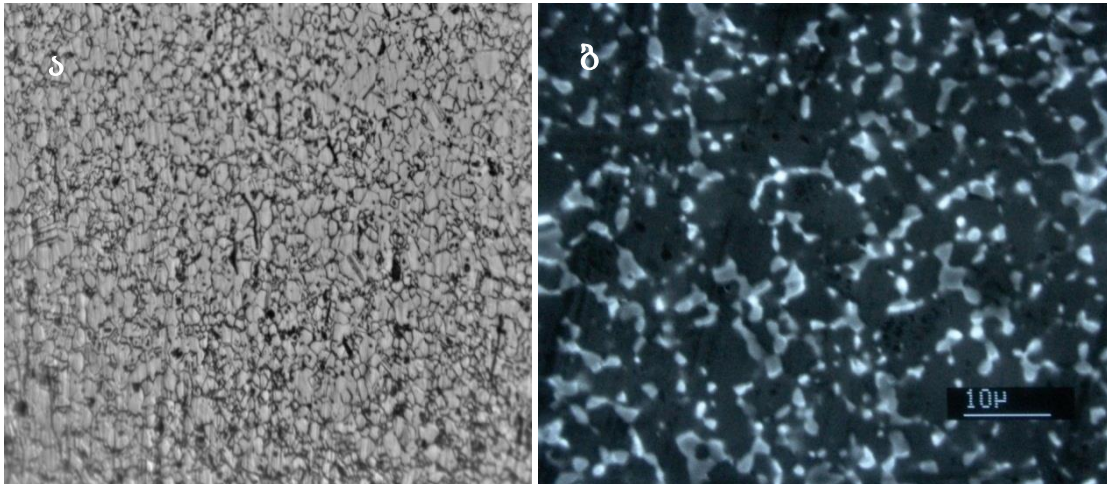
კვლევისთვის გამოყენებულ იქნა ორი ფორმის ნიმუშები: ცილინდრული და პარალელეპიპედის. ASTM E3-01-ის მიხედვით ნიმუშის დასამუშავებელი გვერდის ფართობი 160 მმ² უნდა იყოს, ეს საუბარია პარალელეპიპედის ფორმის ნიმუშზე, ხოლო ცილინდრულის დიამეტრი 20-22 მმ. ნიმუშის სიმაღლე დამოკიდებულია მის მოხერხებულობაზე პოლირების დროს ხელში დასაჭერად. მრავალი მეთოდი არსებობს მიკროშლიფების მომზადების, რომლებიც ერთმანეთისგან განსხვავდება დამაგრების მეთოდით, გეომეტრიით, აბრაზივის მარცვლოვანებით და სხვა.

ნიმუშების ზედაპირები დამუშავებულ იქნა პოლირების აპარატზე „МИГ-8“, P150-P2500 მარკის სახეხი ქაღალდით (SiC) 8000 ბრ/წთ სიჩქარით, წყლის ნაკადის ქვეშ და „PLATO-HA FS-A“ (ფირმა "TOP TECH", ტაივანი).

უნდა ითქვას, რომ ლითონების ამოჭმასთან (etching, травление) შედარებით კერამიკული ნამზადების ამოჭმა უფრო რთულია. ასევე ზოგჯერ საჭიროა ელექტროლიტური ამოჭმა, ამ შემთხვევაში კი რთულია ელექტროლიტის ხსნარის შერჩევა. რაც შეეხება ბორის კარბიდს, როგორც მჟავების მიმართ მდგრად ნაერთს, ზედაპირის ამოჭმას უკეთებენ ელექტროქიმიურად. მრავალი ცდის შედეგად შევარჩიეთ NaOH-ის 1%-იანი წყალხსნარი, რომელმაც ეფექტურად დაამუშავა მაღალი სიმკვრივის ბორის კარბიდის მარცვლების ზღუდეები. რაც შეეხება ელექტროლიტურ ამოჭმის რეჟიმებს, იგი დამოკიდებულია ნიმუშის შემადგენლობაზე და მერყეობს 5-10 ვ ძაბვის და 200-300 მა დენის ძალის დიაპაზონში.

ფორიანი ნიმუშების ელექტროქიმიური ამოჭმა გართულდა. უკეთესი შედეგი მიღწეული იქნა ნიმუშების თერმული დამუშავებით (თერმული ამოჭმა).

ჩატარებულ იქნა ოპტიკური მიკროსკოპიული კვლევა ფირმა „MEIJI TECHNO“-ს (იაპონია) ინვერსიულ მეტალურგიულ ოპტიკურ მიკროსკოპზე „IM 7100“. სურ.14-ზე მოყვანილია ბორის კარბიდის BCS_h და მის ფუძეზე დამზადებული კომპოზიტების შლიფების ოპტიკური და რასტრული მიკროსკოპიული სურათები:



სურ. 13. ბორის კარბიდის (BCSh) ოპტიკური და BCT კომპოზიტის რასტრული მიკროსკოპიული სურათები

ნაჩვენები სურათები არის ერთ-ერთი კონკრეტული მაგალითი კომპოზიტების კვლევისა. მოცემულ სურათზე პირველ შემთხვევაში ჩანს ელექტროქიმიურად კარგად დამუშავებული ზედაპირი ბორის კარბიდის ნაკეთობისა, გამოკვეთილი მარცვლის ზღუდეებით, ხოლო მეორე სურათზე ჩანს მის ბაზაზე დამზადებული B₄C-TiB₂ წვრილმარცვლოვანი სტრუქტურის.

სტატიკური/დინამიური მიკროსისალე და დრეკადობის მოდული გაიზომა ფირმა „SHIMADZU“-ს ხელსაწყო „DUH-211S“-ზე სტანდარტული მეთოდით [84]. გამოცდა ჩატარდა 10 სხვადასხვა დატვირთვის პირობებში. თითოეულ დატვირთვაზე აღებული იყო 10-20 ანაბეჭდი.

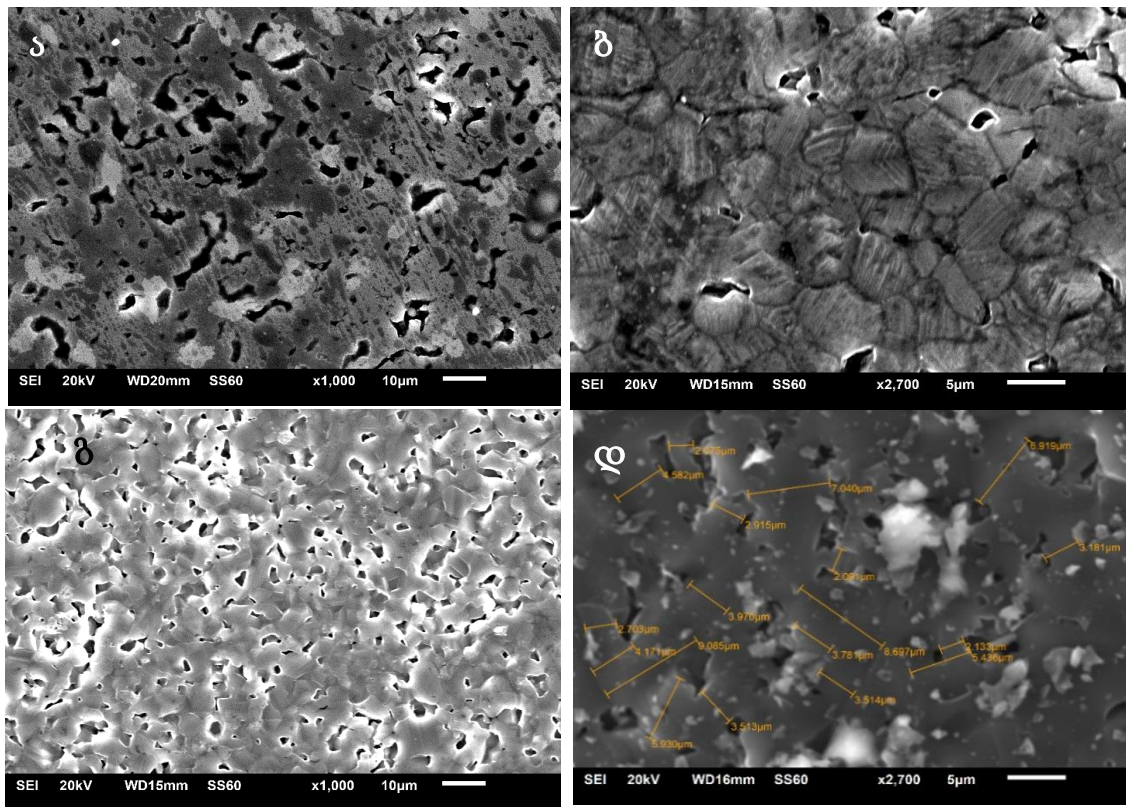
ზზარმედეგობა განისაზღვრა ასევე სტანდარტული ფორმულით [85], „DUH-211S“ ხელსაწყოზე მიღებული მახასიათებლების გამოყენებით.

$$K_{IC} = 0.016 \sqrt{\frac{E}{H}} \frac{P}{\sqrt{C^3}} \quad (1)$$

კუმზვაზე ნიმუშების გამოცდა ჩატარდა „MC-1000” ტიპის ჰიდრავლიკურ წნეხზე.

თერმულად დამუშავების შემდეგ ნიმუშების ზომები არ შეცვლილა. წონა შემცირდა 0,1%-ით. წონის შემცირება სავარაუდოდ გამოწვეულია მაღალტემპერატურული რაფინირებით.

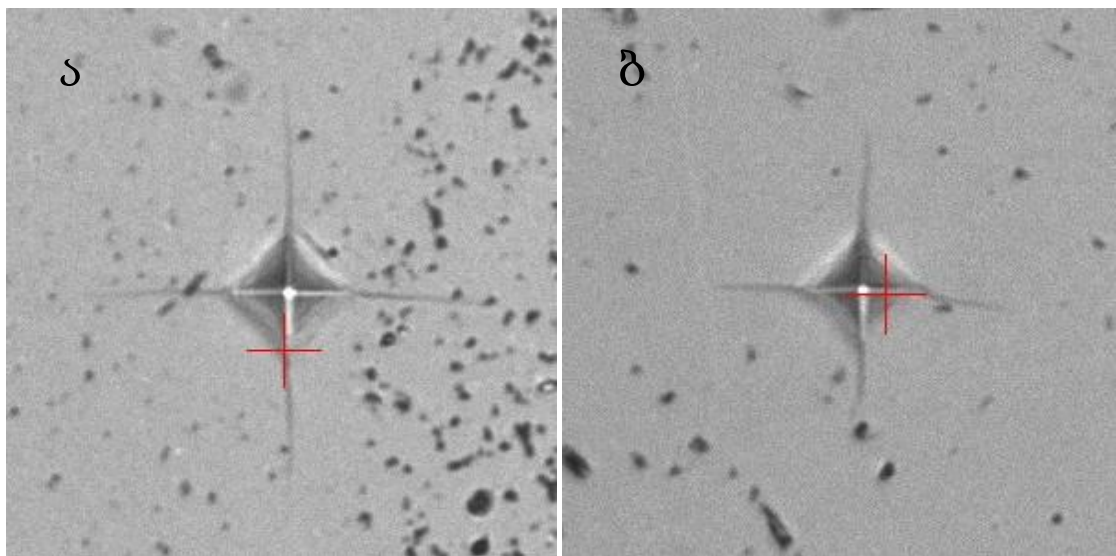
სურათ 15-ზე მოცემულია თერმულად დაუმუშავებელი ნიმუშის (TUHS) გაპრიალებული ზედაპირი შემდგომი ელექტროქიმიური ამოჭმით (ა) და TUHS-ის ტეხი (ბ), გაპრიალებული ნიმუშის ზედაპირი შემდგომი თერმული დამუშავებით (გ), გაპრიალებული და ელექტროქიმიურად ამოჭმული ნიმუშის ზედაპირი შემდგომი თერმულად დამუშავებით (დ).



სურ. 14 TUHS-ის და THS-ის ზედაპირები და ტეხი

როგორც ვხედავთ ფორიანი ბორის კარბიდის კერამიკის კერამოგრაფიისთვის უკეთესია თერმული ამოჭმის მეთოდი. ა და ბ სურათებზე მარცვლის საზრვრები არ ჩანს, თუმცა ფორიანობის მიხედვით

შეიძლება მსჯელობა, რომ მარცვლის ზომა უმეტეს შემთხვევაში არ აღემატება 5 მკმ-ს. ფორები თანაბრად განაწილებულია. მათი საშუალო ზომა 2-4 მკმ-ია. ბ სურათზე ჩანს რომ ძირითადი მარცვალი 3-5 მკმ-ია, თუმცა არის შედარებით დიდი 7-9 მკმ ზომის მარცვლებიც. გ და დ სურათზე კარგად ჩანს მარცვლის საზღვრები, მარცვლების უმეტესობა 5 მკმ-ს არ აღემატება. იშვიათ შემთხვევაში არის 10 მკმ ზომის მარცვლები. როგორც ჩანს, თერმულად დამუშავების შემდეგ მარცვლის ზომა თითქმის არ გაზრდილა. ორივე შემთხვევაში, კერამიკებში საშუალო მარცვალი დაახლოებით ორჯერ აღემატება საწყისი ფხვნილის მარცვლის ზომას. შეინიშნება ბორის კარბიდის მახასიათებელი მრჩობლები. სურათ 16-ზე მოყვანილია ვიკერსის ინდენტერის ანაბეჭდები TUHS (ა) და THS (ბ) ნიმუშებზე, 150 გ დატვირთვის დროს. ანაბეჭდების ზომა და ფორმა ერთნაირია, ორივე ნიმუშს ახასიათებს ბორის კარბიდისთვის დამახასიათებელი სწორი ბზარები.

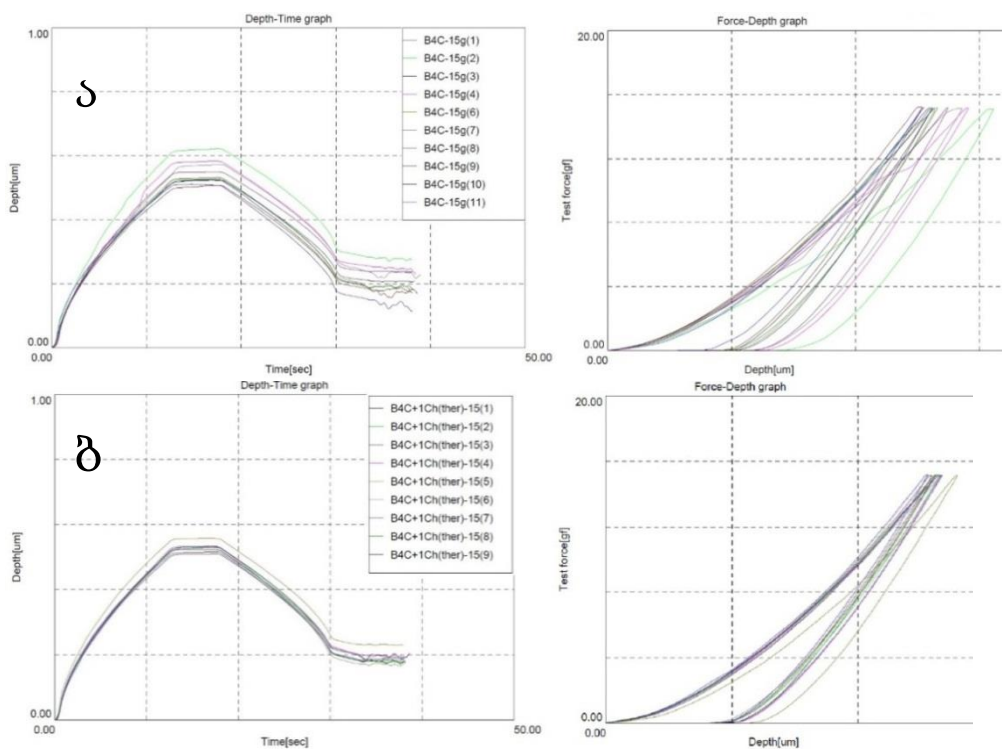


სურ. 15. ინდენტერის ანაბეჭდები TUHS-ის (ა) და THS-ის პოლირებულ ზედაპირზე

THS-ის შემთხვევაში ბზარების სიგრძე გაცილებით ნაკლებია TUHS-თან შედარებით, რაც მეტყველებს THS-ის შედარებით მაღალ ბზარმედეგობაზე.

სურათ 17-ზე მოყვანილია გრაფიკები, რომლებსაც იძლევა სისალის მზომი ხელსაწყო პროგრამა.

მარცხნივ მდებარე გრაფიკები ასახავს ანაბეჭდის სიღრმის ცვლილებას ტესტირების დროის მიხედვით. მარჯვნივ მდებარე გრაფიკები კი ასახავს ანაბეჭდის სიღრმის ცვლილებას დატვირთვის მიხედვით. TUHS-ის გრაფიკები გაბნეულია და არასტაბილური. რამოდენიმე ადგილას შეიმჩნევა ინდენტერის ჩავარდნები. THS-ის გრაფიკები სტაბილურია. ანაბეჭდების საშუალო სიღრმე როგორც დატვირთვის ქვეშ ისე განტვირთვის შემდეგ ნაკლებია THS-ში. შესაბამისად მაღალია როგორც დინამიური, ისე სტატიკური სისალე (ეს უკანასკნელი არ არის გაზომილი ანაბეჭდის ზომის სიმცირის გამო).



სურ. 16. სისალის და იუნგის მოდულის გაზომვის პარამეტრების დამოკიდებულების გრაფიკები TUHS-სა (ა) და THS-სთვის (ბ). დატვირთვა 15 გ

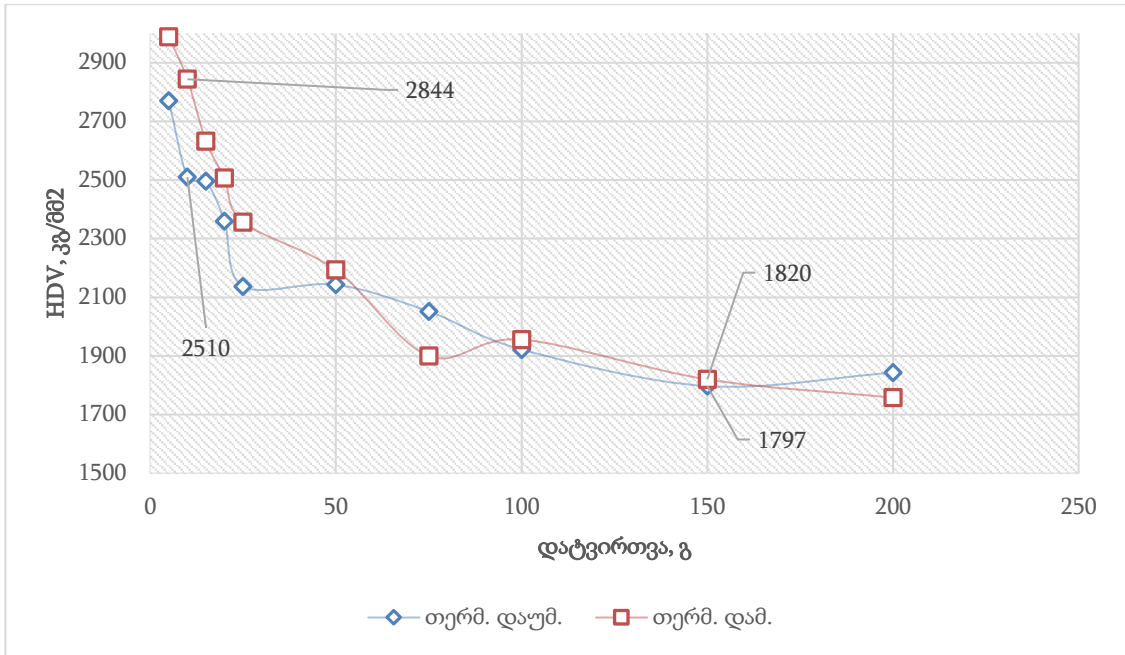
ფიზიკურ-მექანიკური მახასიათებლების გაზომვის ძირითადი შედეგები მოყვანილია ცხრილში 6.

ცხრილი 6. ნიმუშების ფიზიკურ-მექანიკური მახასიათებლები

№	მახასიათებელი	გაზომვის შედეგი	
		TUHS	THS
1	ფარდობითი სიმკვრივე, %	88-89	89-90
2	სიმტკიცე კუმშვაზე, მპა	700	930
3	დინამიური მიკროსისალე DHV, 0.1N გპა	19,2	19,6
4	სტატიკური მიკროსისალე HV, 0.1N გპა	25,6	27,6
5	დრეკადობის მოდული E, გპა (0.1N)	380	411
6	ბზარმდეგობა, K_{IC} მპა $\sqrt{მ}$ (0.1N)	2,12	2,64

85-90% ფარდობითი სიმკვრივე აუცილებელია ბორის კარბიდის შთამნთქმელი ელემენტისთვის და გამიზნულად იქნა მიღებული. ღია ფორების საშუალებით ფორიანი მასალიდან გამოდის n, α რეაქციის შედეგად წარმოქმნილი ჰელიუმი და მასალა ნაკლებად იბერება. ფორიანობის შემდგომი მომატებით მექანიკური სიმტკიცე საგრძნობლად მცირდება. კუმშვაზე სიმტკიცის მაჩვენებელი მიღებულ კერამიკებს დაბალი აქვს სხვა კვლევებში მოყვანილ მონაცემებთან შედარებით [84], რაც გამოწვეულია ნიმუშების ფორიანობით [86-90]. თერმულად დამუშავებულ ნიმუშებს აღნიშნული მახასიათებელი 33%-ით გაუმჯობესებული აქვს.

ცხრილში მოყვანილი დანარჩენი მახასიათებლები შეესაბამება ერთ დატვირთვას (100 გ). აღნიშნულ დატვირთვაზე ყველა მახასიათებელი გაუმჯობესებულია თერმული დამუშავების შემდგომ. თითოეულ დატვირთვაზე გაზომილი მახასიათებლები წარმოდგენილია გრაფიკების სახით სურათებზე 18,19.

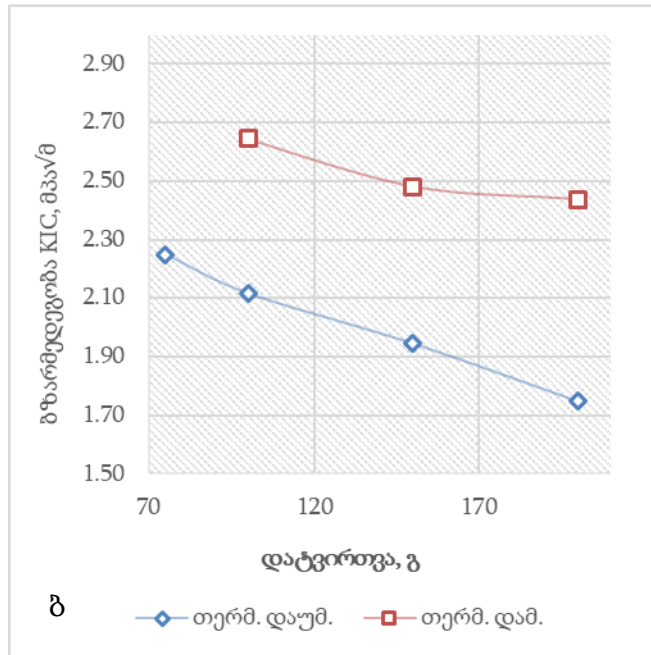
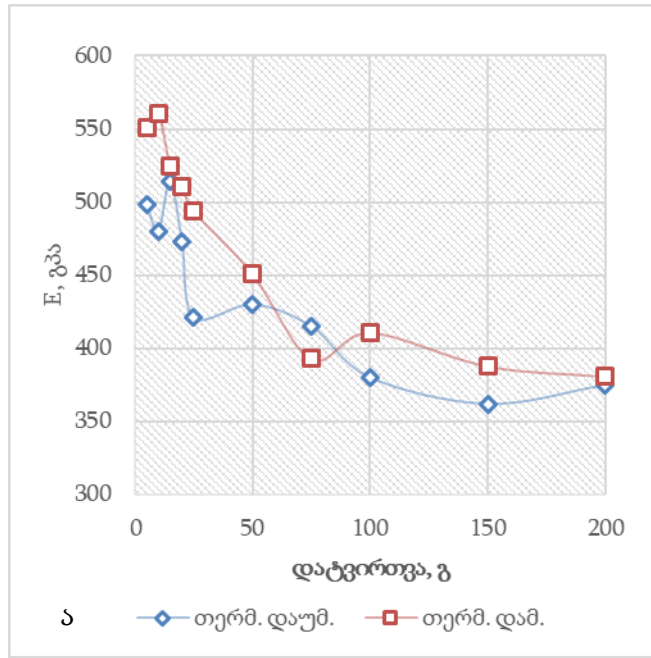


სურ. 17. დინამიური სისხლის დამოკიდებულება დატვირთვაზე

დაბალ დატვირთვებზე (5-25 გ) THS-ის მიკროსისაღე საშუალოდ 10%-ით აღემატება TUHS-ისას. შედარებით მაღალ დატვირთვებზე (50-200 გ) სხვაობა მცირდება.

დრეკადობის მოდულის დამოკიდებულება დატვირთვაზე სისხლის მსგავსია - დატვირთვის გაზრდით დრეკადობის მოდული იკლებს. თერმულად დამუშავების შემდეგ დრეკადობის მოდული საგრძნობლად გაზრდილია. სხვაობა TUHS-სა და THS-ის დრეკადობის მოდულს შორის სხვადასხვა დატვირთვაზე თითქმის არ იცვლება.

რაც შეეხება ბზარმდეგობას, თერმულად დამუშავების შემდეგ 25-40%-ით გაზრდილია. ბზარმდეგობის გაზრდა სავარაუდოდ გამოწვეულია თერმული ძაბვების მოხსნით, რაც როგორც აღვნიშნეთ დიდი პრობლემაა ცხელი დაწნეხით მიღებულ კერამიკაში.

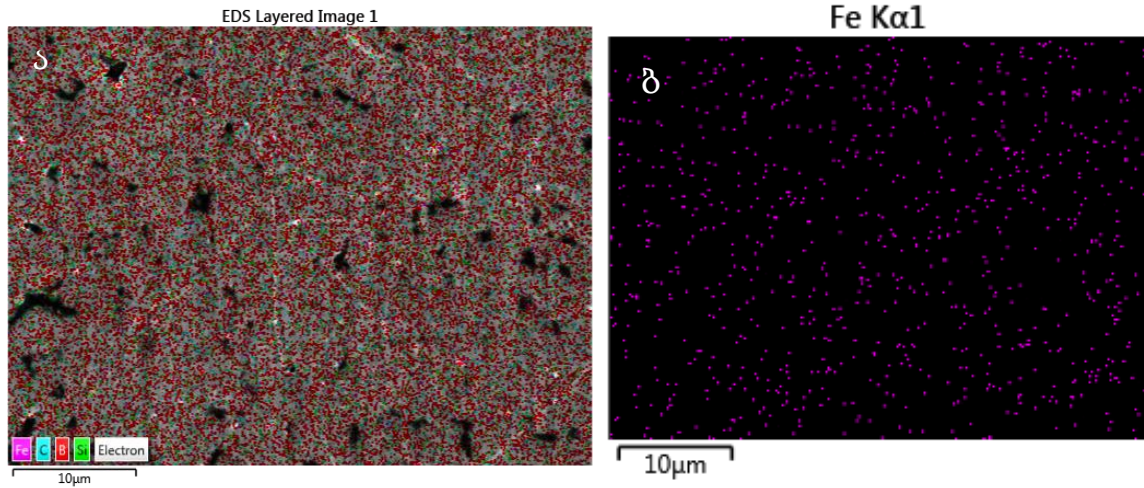


სურ. 18. დრეკადობის მოდულის (ა) და ბზარმედეგობის (ბ) დამოკიდებულება დატვირთვაზე

2.2.5. ნამზადში ელემენტთა განაწილების ანალიზი

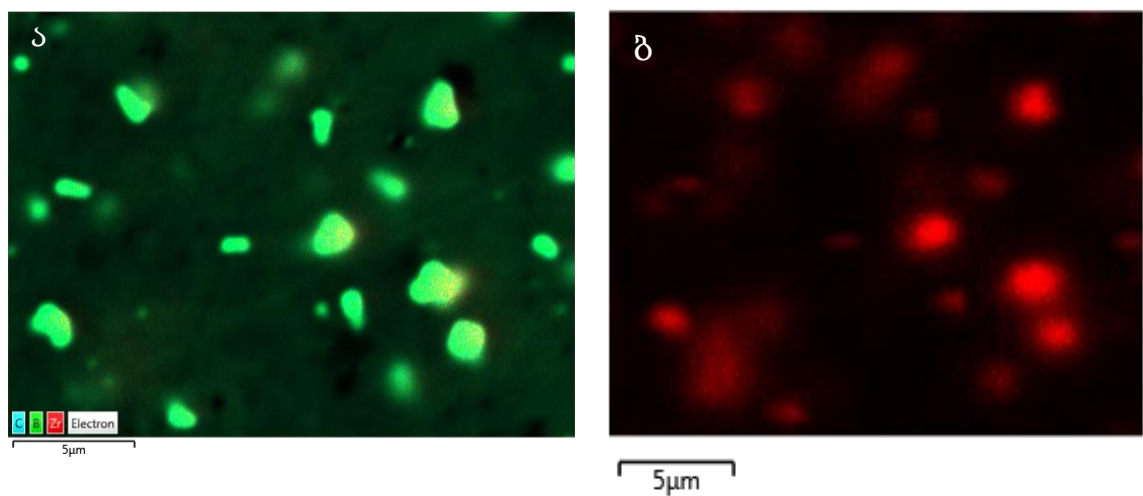
სურ. 20-ზე მოყვანილია B₄C-ის ნამზადის რენტგენის მახასიათებელ გამოსხივებით მიღებული ა და ბ სურათები, სადაც ელემენტები ბორი და

რკინა ნაჩვენებია თანაბრად და არათანაბრად განაწილებული წერტილების სახით. წერტილები ფოტოზე ასახავენ როგორც სტრუქტურული ერთეულების ზომებს, ასევე მათ განაწილებას.



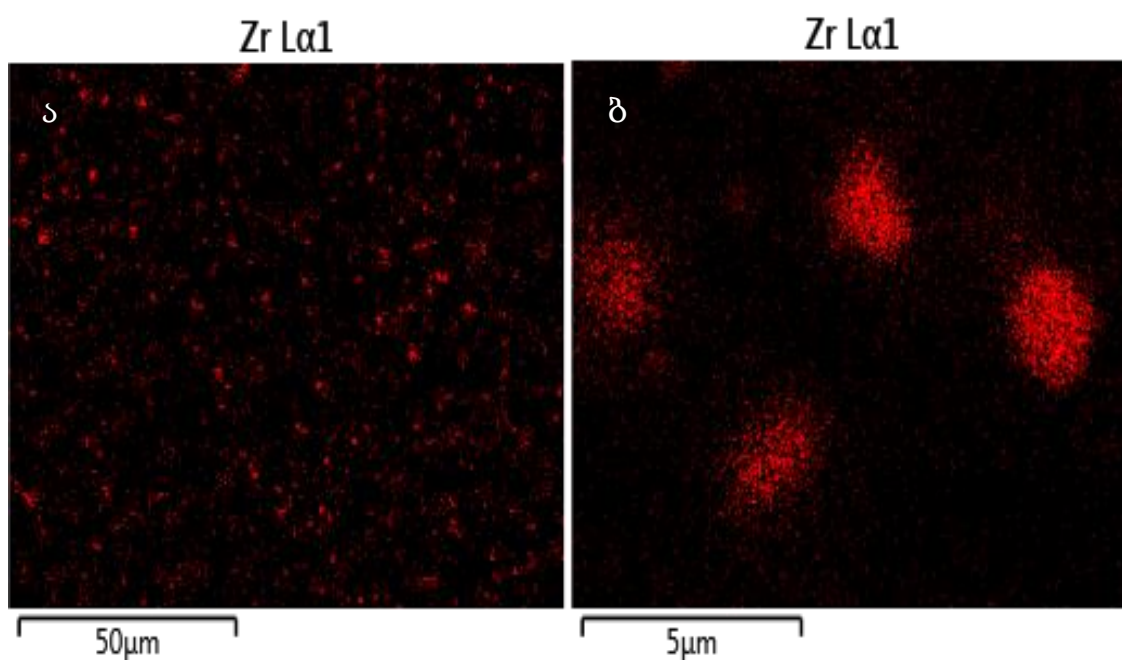
სურ. 19. B₄C-ის ნამზადის რენტგენის მახასიათებელ გამოსხივებით მიღებული სურათები

სურ. 21-ზე მოყვანილია PW-1-3.5 კომპოზიტის რენტგენის მახასიათებელი გამოსხივებით მიღებული სურათები. სურ. 21 ბ-ზე მკვეთრი წითელი ლაქები შეესაბამება ცირკონიუმის დიბორიდს (სურათი ა), რომლის ზომებიც 2 მკმ-ს არ აღემატება



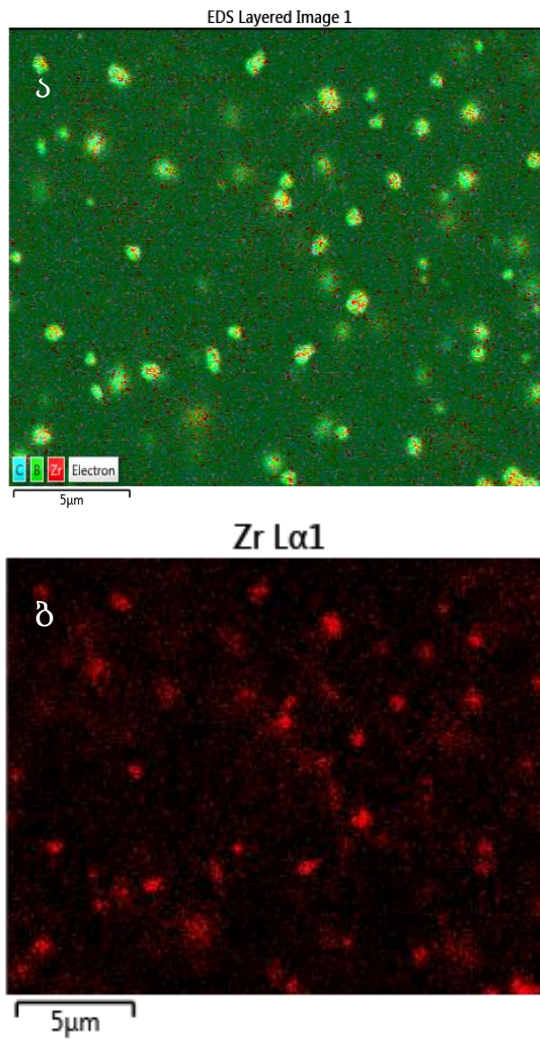
სურ. 20. PW-1-3.5 კომპოზიტის რენტგენის მახასიათებელი გამოსხივებით მიღებული სურათები

სურ. 22-ზე მოყვანილია PW-1-5 კომპოზიტის რენტგენის მახასიათებელი გამოსხივებით მიღებული სურათები ელემენტ ცირკონიუმისთვის, დაბალი - ა და მაღალი - ბ გადიდებით. ცირკონიუმის დიბორიდის მარცვლის ზომები 2 მკმ-ს არ აღემატება. გარდა ამისა ცირკონიუმი მთელ ფართობზე განაწილებულია წერტილების - მცირე მარცვლების სახით, რომლებიც ულტრადისპერსიული ზომებისაა.



სურ. 21. PW-5 კომპოზიტის რენტგენის მახასიათებელი გამოსხივებით მიღებული სურათები

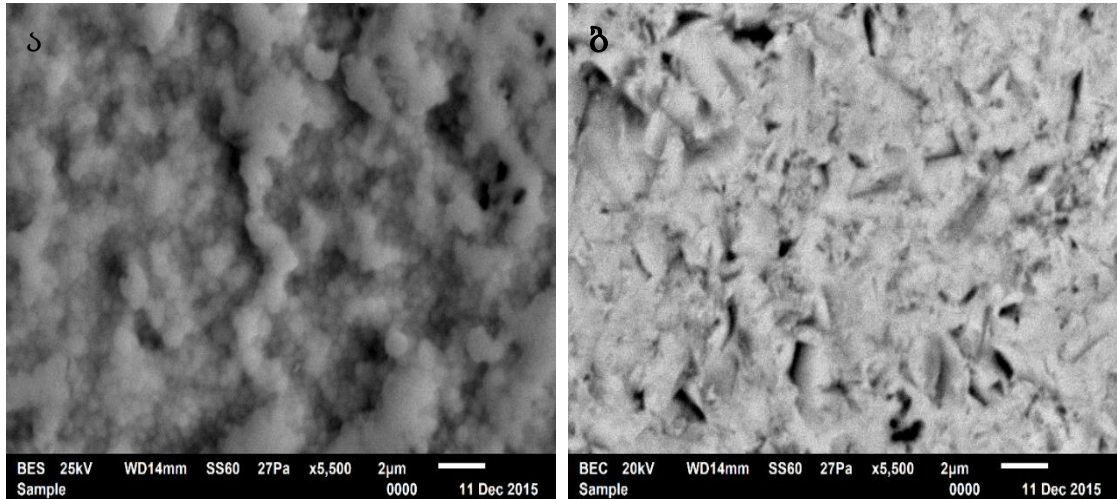
სურ. 23-ზე მოყვანილია PW-1-7 კომპოზიტის რენტგენის მახასიათებელი გამოსხივებით მიღებული სურათები ელემენტ ცირკონიუმისთვის. ცირკონიუმის დიბორიდის მარცვლის ზომები 1 მკმ-ს არ აღემატება. გარდა ამისა ცირკონიუმი მთელ ფართობზე განაწილებულია წერტილების - მცირე მარცვლების სახით, რომლებიც შეესაბამება სუბმიკრო და ნანო ზომებს.



სურ. 22. PW-7 კომპოზიტის რენტგენის მახასიათებელი გამოსხივებით მიღებული სურათები

ის ფაქტი, რომ შერევის დროს გაზრდის მიუხედავად, ნარევი ცირკონიუმის შემცველობა შემცირდა, შემცირდა ასევე ცირკონიუმის ზომები და გაუმჯობესდა შერევის ხარისხი აიხსნება იმით, რომ PW-1-7-ის შემთხვევაში გამოყენებული იქნა წინა ორი შერევის დროს ნამუშევარი ბურთულები, საიდანაც ნაკლები რაოდენობის და ზომის მარცვლები გადავიდა ფხვნილში. რაც შეეხება შერევის ხარისხს, ის გაუმჯობესა დაფქვის დროს გაზრდამ.

სურ. 24-ზე მოყვანილია ცირკონიუმის ორჟანგის ბურთულას ზედაპირის სურათები შერევამდე - ა და შერევის შემდეგ -ბ. ბ სურათზე შავად ჩანს ნაკაწრები და ჩაჭყლელი ადგილები, რომლების შეესაბამება ბორის კარბიდის მარცვლების ზომებს.



სურ. 23. ZrO_2 -ის ბურთულას ზედაპირი: ა- შერევამდე და ბ-შერევის შემდეგ

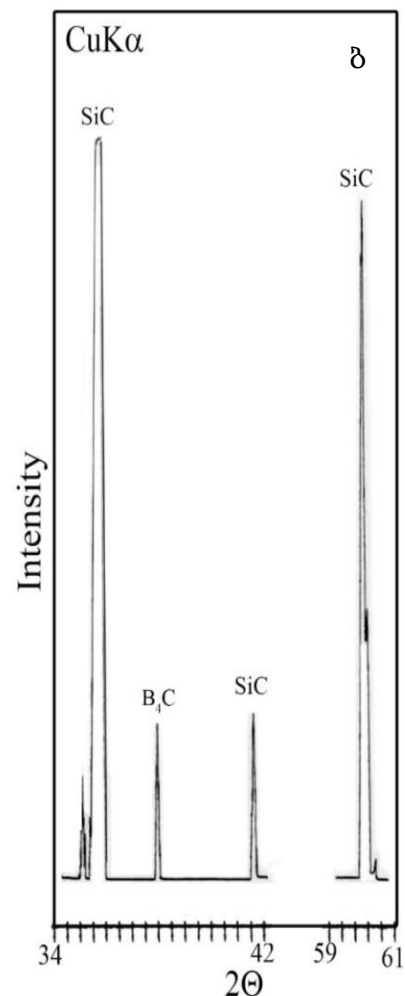
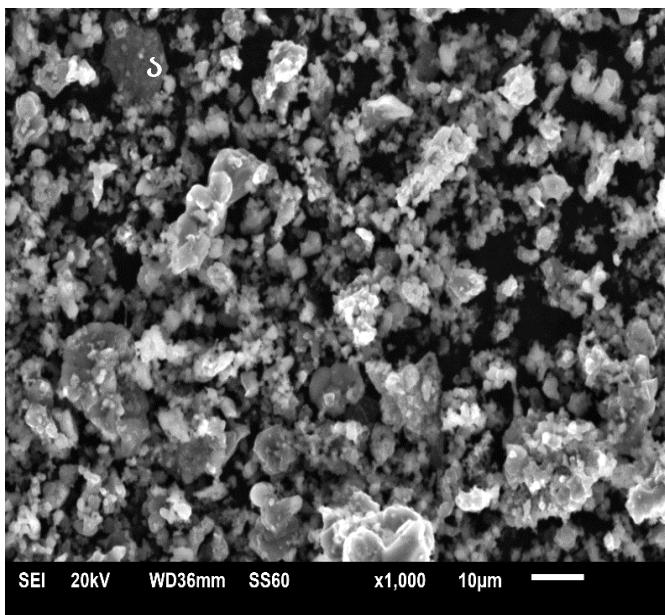
წარმოდგენილი სურათებიდან გამომდინარე შეიძლება ვივარაუდოთ, რომ ნარევი შესული ZrO_2 -ის მარცვლის ზომები არ აღემატება ბორის კარბიდის მარცვლის ზომებს. უფრო მეტიც, ZrO_2 -ის მარცვლების გარკვეული ნაწილი ბორის კარბიდის მარცვლის ზომებზე ბევრად ნაკლებია და ნანო და სუბმიკრო ზომებისაა.

2.3. კარბიდული კომპოზიტები

2.3.1. ბორის კარბიდი-სილიციუმის კარბიდი

ბორის კარბიდის მალეგირებელ კომპონენტად ხშირად გამოყენებულია სილიციუმის კარბიდი. ცხადია კომპოზიტის მიღებას მაღალი ტემპერატურა ჭირდება. მიღების ტემპერატურის შესამცირებლად

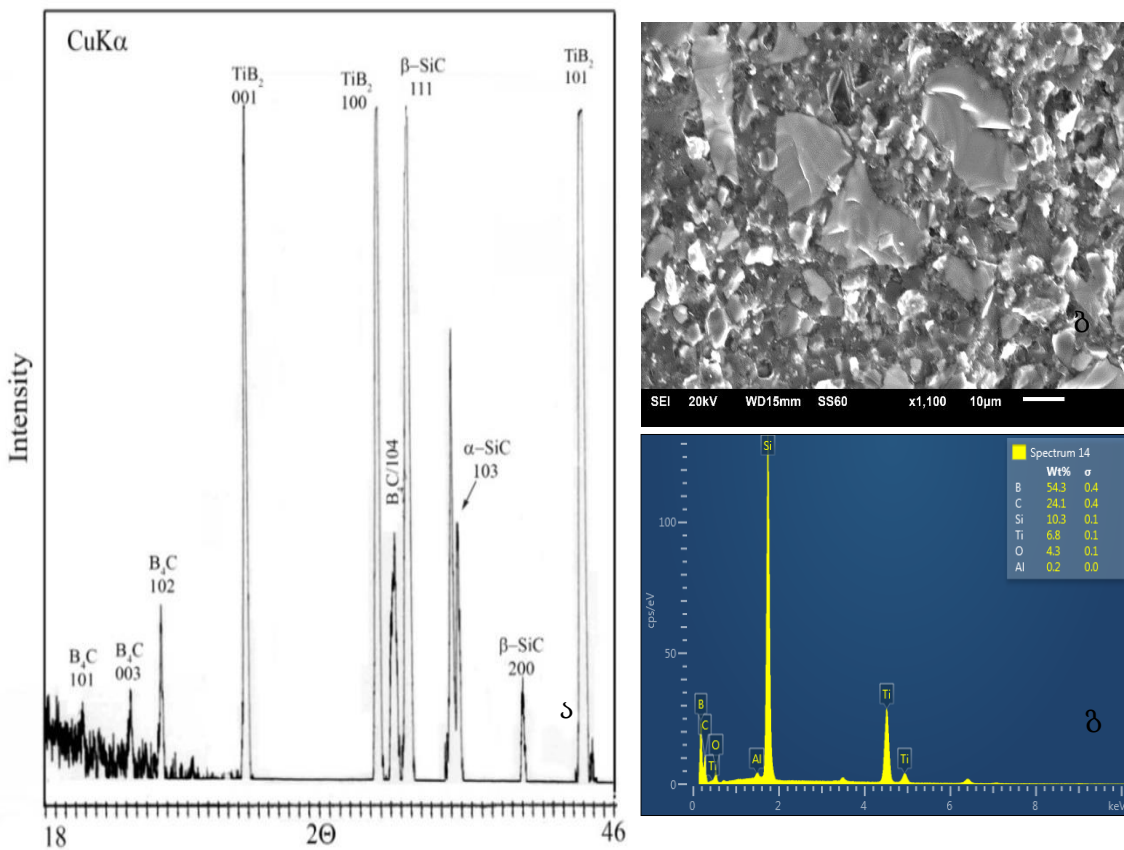
გამოყენებული იქნა SPS მეთოდი. კომპოზიტის სინთეზირება მოხდა მასში შემავალი ელემენტების B, Si და C გამოყენებით. კომპოზიციური მასალა სინთეზირებული იქნა როგორც ფხვნილის ასევე კომპაქტური მიმუშის სახით. სურ.25-ზე ნაჩვენებია ნაპერწკალურ პლაზმური სინთეზის მეთოდით სინთეზირებული B_4C-SiC კომპოზიციური მასალის ფხვნილის ელექტრონულ მიკროსკოპული მიკროფოტოგრაფია და რენტგენული დიფრაქტოგრამა. როგორც დიფრაქტოგრამიდან ჩანს, ცალცალკეა წარმოქმნილია B_4C და SiC . სინთეზირებით მიღებული მრავალი ნიმუშის ანალიზის შედეგად გამოითქვა ვარაუდი, რომ შესაძლებელია ბორ სილიციუმის კარბიდის $(B,Si)_4C$ წარმოქმნა. რის დასაბუთებასაც დამატებითი კვლევები ჭირდება.



სურ. 24 . B_4C-SiC კომპოზიციური მასალის ფხვნილი, სინთეზირებული ნაპერწკალურ პლაზმური სინთეზის მეთოდით (SPS-655):
 ა-ელექტრონულ მიკროსკოპული მიკროფოტოგრაფია და
 ბ-რენტგენული დიფრაქტოგრამა.

2.3.2. ბორის კარბიდი-სილიციუმის კარბიდი-ტიტანის დიბორიდი

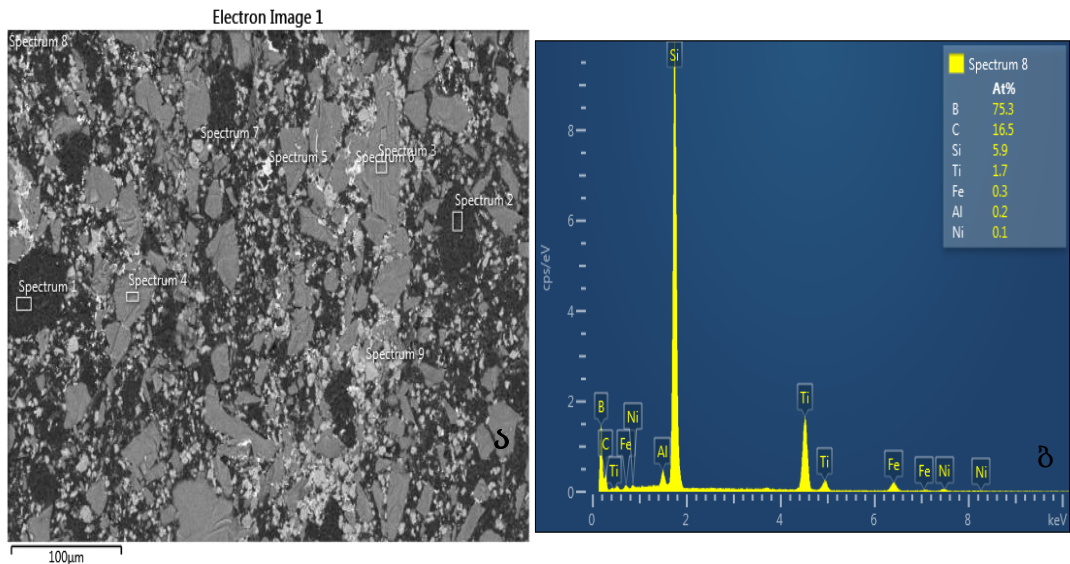
როგორც ცნობილია ერთერთ საინტერესო კომპოზიციურ მასალას B_4C - SiC - TiB_2 სისტემის კომპოზიტები წარმოადგენენ. სურ. 26-ზე ნაჩვენებია SPS მეთოდით მიღებული B_4C -30 SiC -30 TiB_2 კომპოზიციური მასალის რენტგენული დიფრაქტოგრამა, ელექტრონულ მიკროსკოპული მიკროფოტოგრაფია და ენერგოდისპერსიული მიკრორენტგენული სპექტრი. რენტგენული დიფრაქტოგრამიდან ჩანს, რომ კომპოზიტის შემადგენელი კომპონენტები ბორის კარბიდი, სილიციუმის კარბიდი და ტიტანის დიბორიდი, შეცხოების გამოყენებულ პირობებში ერთმანეთთან არ ურთიერთქმედებენ. სიმტკიცის გაზრდის მიზნით აღნიშნული კომპოზიტი



სურ. 25. SPS მეთოდით მიღებული B_4C -30 SiC -30 TiB_2 კომპოზიციური მასალა (SPS-661):

ა- რენტგენული დიფრაქტოგრამა, ბ- ელექტრონულ მიკროსკოპული მიკროფოტოგრაფია და გ- ენერგოდისპერსიული მიკრორენტგენული სპექტრი.

ლეგირებული იქნა პლასტიური მასალით, როგორცაა Fe-Ni. გამოყენებული Fe-36Ni, მყარი ხსნარის ტიპის შენადნობს წარმოადგენს და ცნობილია ინვარის სახელწოდებით. ეს შენადნობი ხასიათდება ძალზე მცირე ხაზოვანი გაფართოების კოეფიციენტით. მისი როგორც შემაკავშირებლის გამოყენების მიზანი იყო, რომ გაზრდილიყო კომპოზიტის სიმტკიცე ტემპერატურული დაძაბულობების წარმოქმნისას. მიღებული კომპოზიტის ელექტრონულ მიკროსკოპული მიკროფოტოგრაფია და ენერგოდისპერსიული მიკრორენტგენული სპექტრი ნაჩვენებია სურ. 27-ზე.

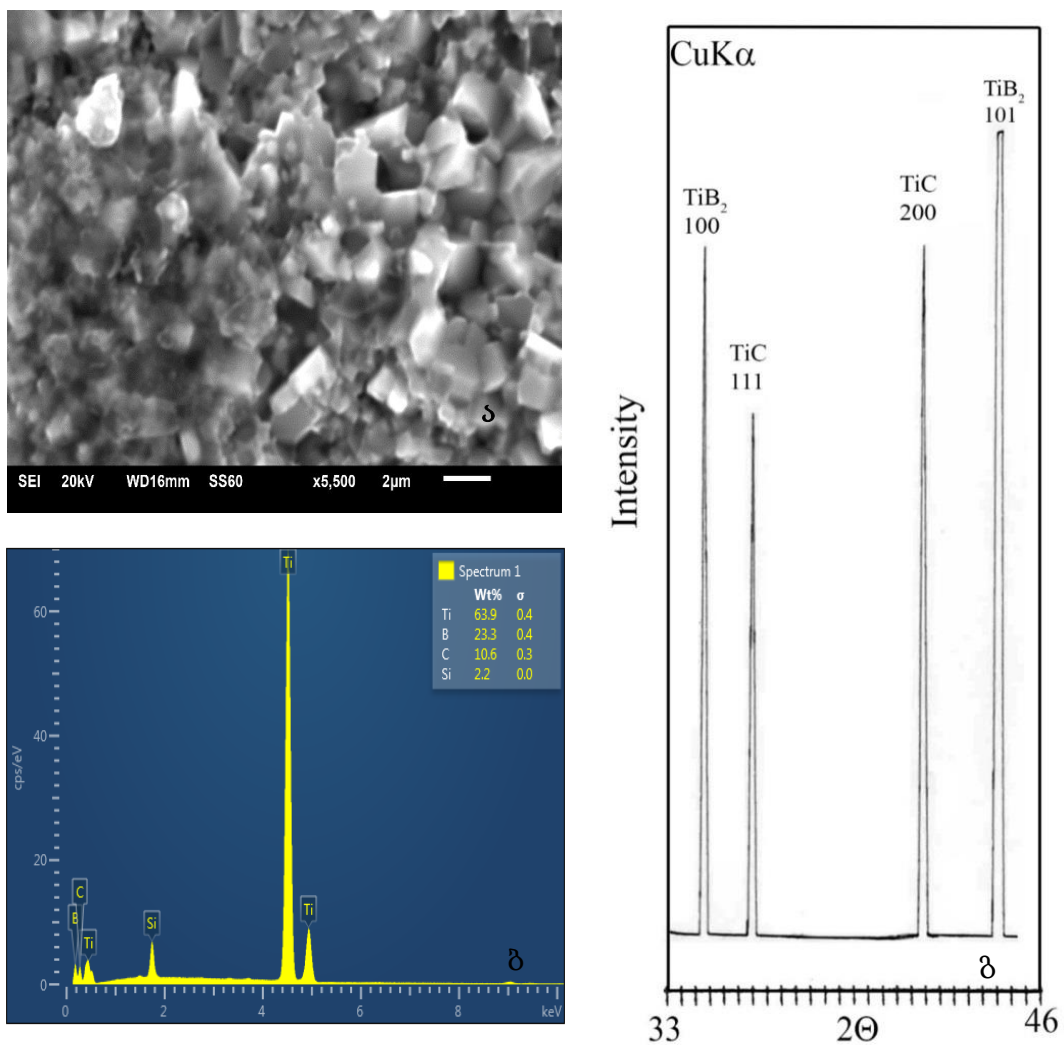


სურ. 26. SPS მეთოდით მიღებული $B_4C-28SiC-28TiB_2-4FeNi$ კომპოზიციური მასალა SPS-662: ა- ელექტრონულ მიკროსკოპული მიკროფოტოგრაფია და ბ- ენერგოდისპერსიული მიკრორენტგენული სპექტრი.

2.3.3. ტიტანის კარბიდი-სილიციუმის კარბიდი-ტიტანის დიბორიდი

საინტერესო იყო კომპოზიტების მიღება ტიტანის კარბიდის გამოყენებით. ვინაიდან ტიტანის კარბიდი ურთიერთქმედებს ბორის კარბიდთან, ამიტომ მათი ერთობლივი გამოყენება სასურველია მხოლოდ

განსაკუთრებულ შემთხვევებში. შეირჩა TiC-SiC-TiB₂ სისტემა. სინთეზირება წარმოებდა სისტემაში შემავალი ელემენტების Ti, Si, C და B გამოყენებით. მიღებული კომპოზიტების ანალიზის შედეგები ელექტრონულ მიკროსკოპული მიკროფოტოგრაფიის, ენერგოდისპერსიული მიკრორენტგენული სპექტრის და რენტგენული დიფრაქტოგრამის სახით ნაჩვენებია სურ.28-ზე. როგორც მიკრორენტგენული სპექტრიდან ჩანს, კომპოზიტი შეიცავს სინთეზირებაში მონაწილე ყველა საწყის ელემენტს, მათ შორის სილიციუმსაც. რენტგენულ დიფრაქტოგრამაზე კი შეინიშნება



სურ. 27.. ინთეზირებული TiC-SiC-TiB₂ კომპოზიციური მასალა, მასში შემავალი Ti, Si, B და C ელემენტებისგან (SPS-663):

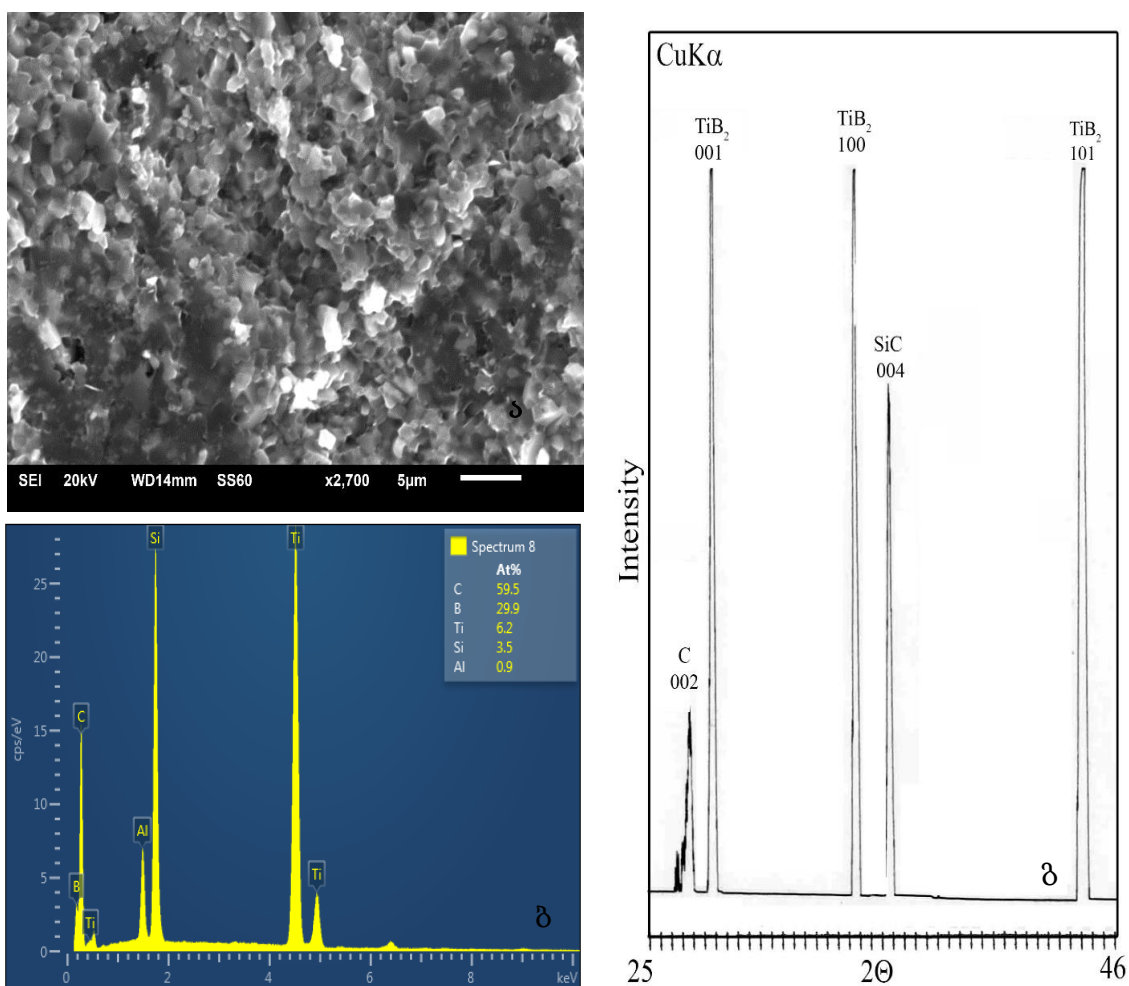
- ა- ელექტრონულ მიკროსკოპული მიკროფოტოგრაფია,
- ბ- ენერგოდისპერსიული მიკრორენტგენული სპექტრი
- გ- რენტგენული დიფრაქტოგრამა

მხოლოდ ტიტანის კარბიდისა და დიბორიდის დიფრაქციული მაქსიმუმები. ე.ი. წარმოიქმნენ ტიტანის კარბიდი და ტიტანის დიბორიდი, ხოლო სილიციუმის კარბიდი კი არ წარმოიქმნა. ვინაიდან სილიციუმი ნამდვილად რჩება კომპოზიტში სინთეზირების მერე, დიდი ალბათობით, იგი წარმოქმნის რთულ კარბიდს (Ti,Si)C ტიტანთან ერთად.

TiC-SiC-TiB₂ სისტემის კომპოზიტის სინთეზირება პრობლემას არ წარმოადგენს, მასში შემავალი ნაერთების TiC, SiC და TiB₂ გამოყენებით. როგორც ჩანს ამ სისტემოს კომპოზიტის მიღება პრობლემურია შემადგენელი ელემენტებიდან. ამის დასტურია ამ სიტემის კომპოზიტის ლეგირება ალუმინის დიბორიდით, თუ სინთეზირებისათვის გამოვიყენებთ ასევე შემადგენელ ელემენტებს Ti, Al, Si, B და C.

სურ.29-ზე ნაჩვენებია კომპოზიტის სინთეზირების შედეგად მიღებული ნიმუშის ანალიზის შედეგები ელექტრონულ მიკროსკოპული მიკროფოტოგრაფიის, ენერგოდისპერსიული მიკრორენტგენული სპექტრის და რენტგენული დიფრაქტოგრამის სახით.

მიკრორენტგენული სპექტრიდან ჩანს, რომ სინთეზირებული კომპოზიტი შეიცავს ყველა საწყის ელემენტს, თუმცა ტიტანის კარბიდი და ალუმინის დიბორიდი არ წარმოქმნილა, რადგანაც მათი დიფრაქციული მაქსიმუმები არჩანს რენტგენულ დიფრაქტოგრამაზე. ტიტანის კარბიდის წარმოსაქმნელად საჭირო ტიტანი შეუერთდა ალუმინის დიბორიდისწარმოსაქმნელად საჭირო ბორს და წარმოქმნა დამატებითი ტიტანის დიბორიდი. სილიციუმისათვის აღარ დარჩა კონკურენტი კარბიდის წარმოქმნისათვის და წარმოიქმნა სილიციუმის კარბიდი. დაუბალანსებული ალუმინის ნაწილი გამოვიდა კომპოზიტიდან, ნაწილი კი შესაძლებელია გადავიდა ტიტანის დიბორიდში და სილიციუმის კარბიდში, წარმოქმნა რა ერთობლივი დიბორიდი და კარბიდი



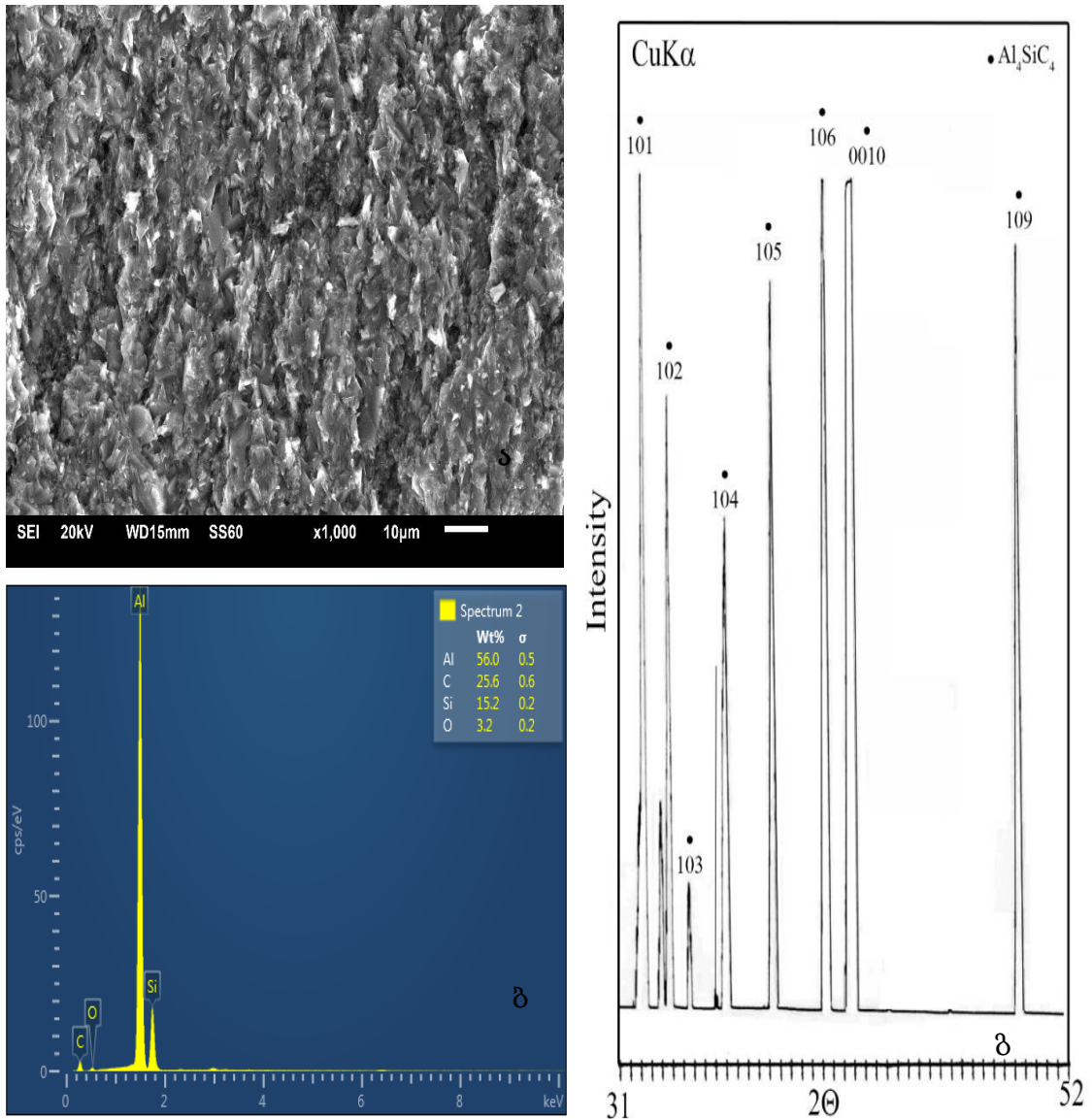
სურ. 28. სინთეზირებული TiC-SiC-TiB₂-AlB₂ კომპოზიციური მასალა მასში შემავალი Ti, Al, Si, B და C ელემენტებისგან (SPS-660):

- ა- ელექტრონულ მიკროსკოპული მიკროფოტოგრაფია,
- ბ- ენერგოდისპერსიული მიკრორენტგენული სპექტრი
- გ- რენტგენული დიფრაქტოგრამა

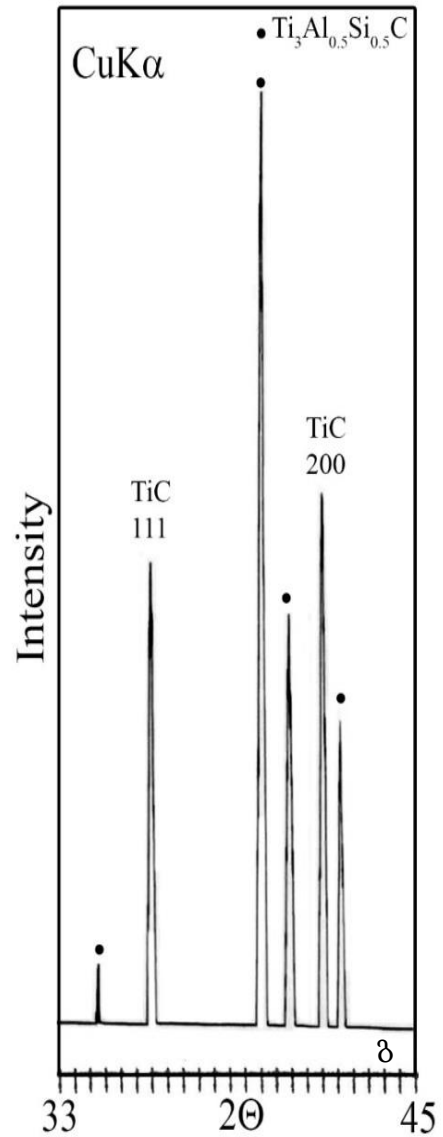
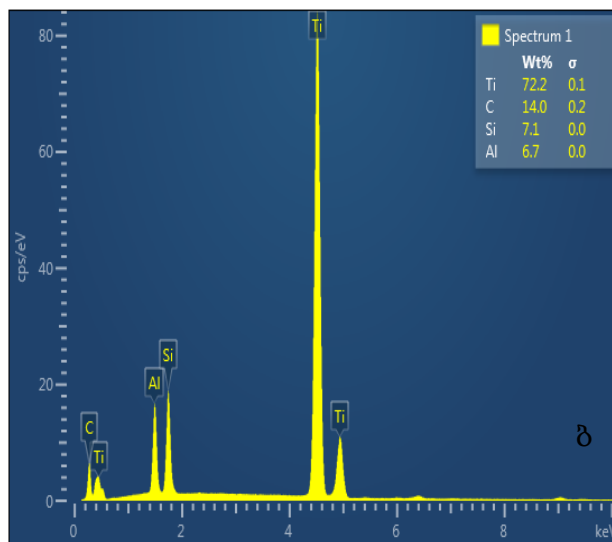
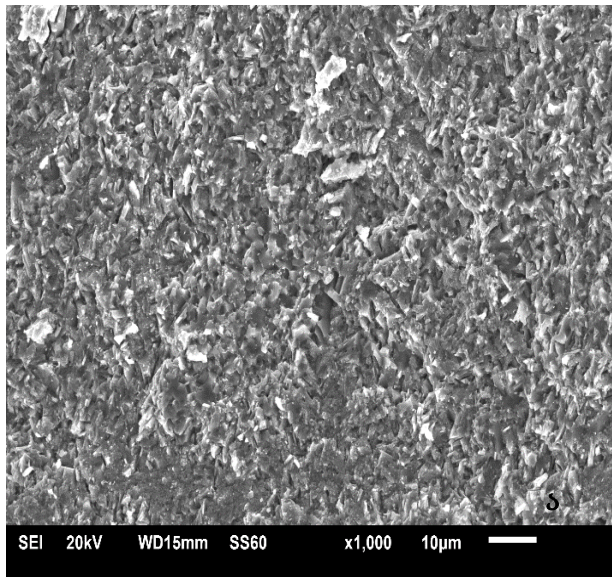
2.3.4. რთული კარბიდები

რთული კარბიდი წარმოადგენს ორი ან მეტი კარბიდწარმომქმნელი ელემენტისაგან ნახშირბადთან შექმნილ ნაერთს. რთული კარბიდები გვხვდება ფოლადებში, შენადნობებში, კომპოზიტებში და სხვა. მათი არსებობა აღნიშნულ სისტემებში ზოგჯერ დადებით გავლენას ახდენს

მასალის თვისებებზე, ზოგჯერ კი მის წარმოქმნას ებრძვიან უარყოფითი ზემოქმედების გამო. სინთეზირებული იქნა ალუმინ-სილიციუმის ორმაგი კარბიდი Al_4SiC_4 (სურ.30), ტიტან-ალუმინ-სილიციუმის სამმაგი კარბიდი $Ti_3Al_{0.5}Si_{0.5}C_2$ (სურ.31), ტიტანის კარბიდის სტრუქტურის მქონე ტიტან-ალუმინ-სილიციუმის კარბიდი $(Ti,Al,Si)C$ (სურ.32). აღნიშნული კარბიდების სინთეზირება მიმდინარეობდა მათში შემავალი ელემენტების გამოყენებით.



სურ. 29. ორმაგი კარბიდი Al_4SiC_4 (SPS-670):
 ა- ელექტრონულ მიკროსკოპული მიკროფოტოგრაფია,
 ბ- ენერგოდისპერსიული მიკრორენტგენული სპექტრი
 გ- რენტგენული დიფრაქტოგრამა

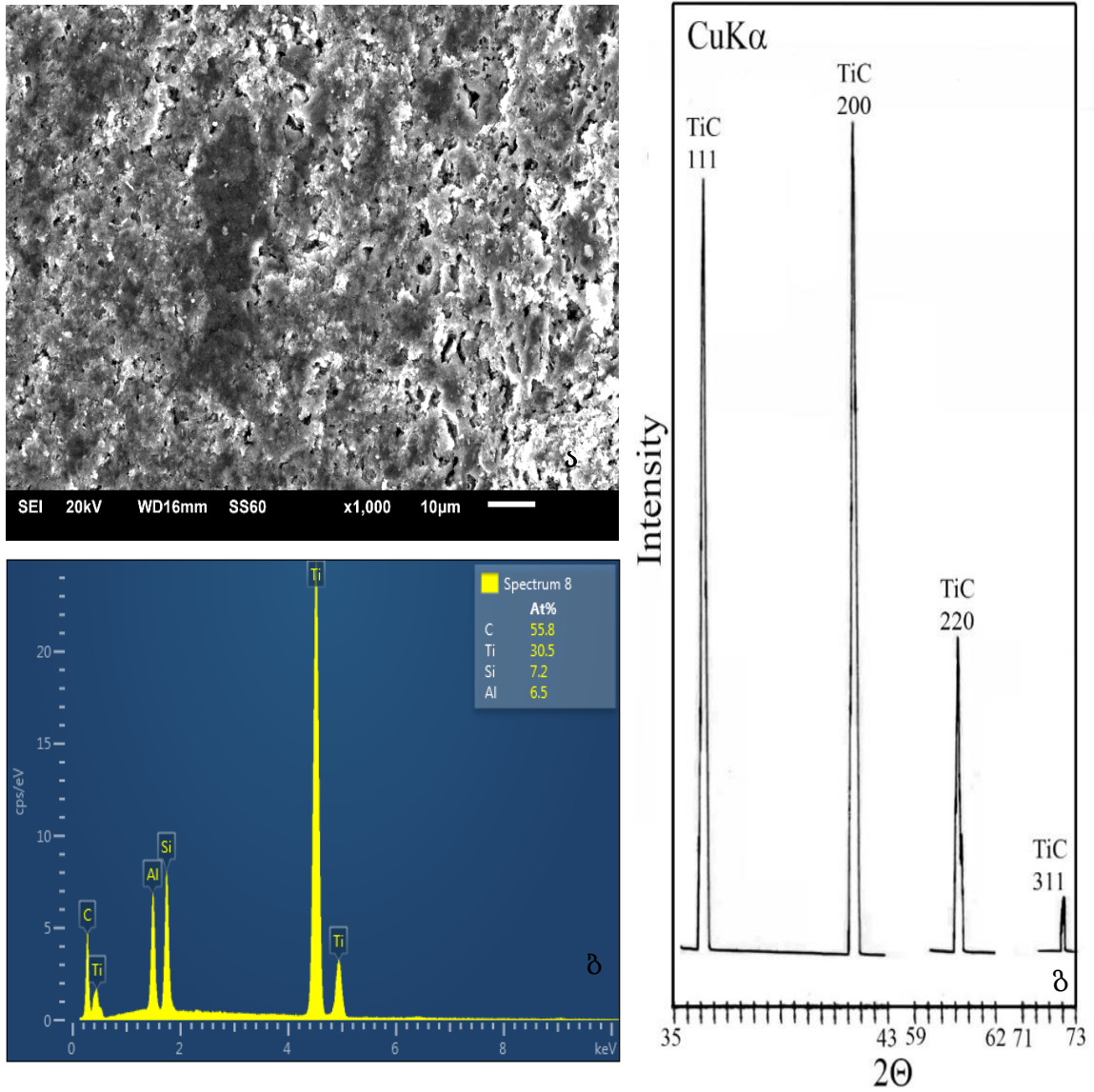


სურ. 30. Ti-Al-Si-C სისტემის სამმაგი კარბიდი $Ti_3Al_{0.5}Si_{0.5}C_2$ (SPS-664):

- ა- ელექტრონულ მიკროსკოპული მიკროფოტოგრაფია,
- ბ- ენერგოდისპერსიული მიკრორენტგენული სპექტრი
- გ- რენტგენული დიფრაქტოგრამა

პროცესი ხორციელდებოდა SPS მოწყობილობით 1400-1500°C ტემპურატურულ ინტერვალში. ფხვნილოვანი მასის მიღება ხორციელდებოდა დაწნეხის გარეშე, ხოლო კომპაქტური ნიმუშები კი მიიღებოდა 40-60 მპა წნევის გამოყენებით. სინთეზირება/შეცხოვის დრო 5-10 წუთს შეადგენდა. ჩატარებულმა კვლევებმა აჩვენეს, რომ ტიტან-ალუმინ-

სილიციუმის კარბიდის (Ti,Al,Si)C სინთეზირება შესაძლებელია 700°C ტემპერატურაზეც კი.

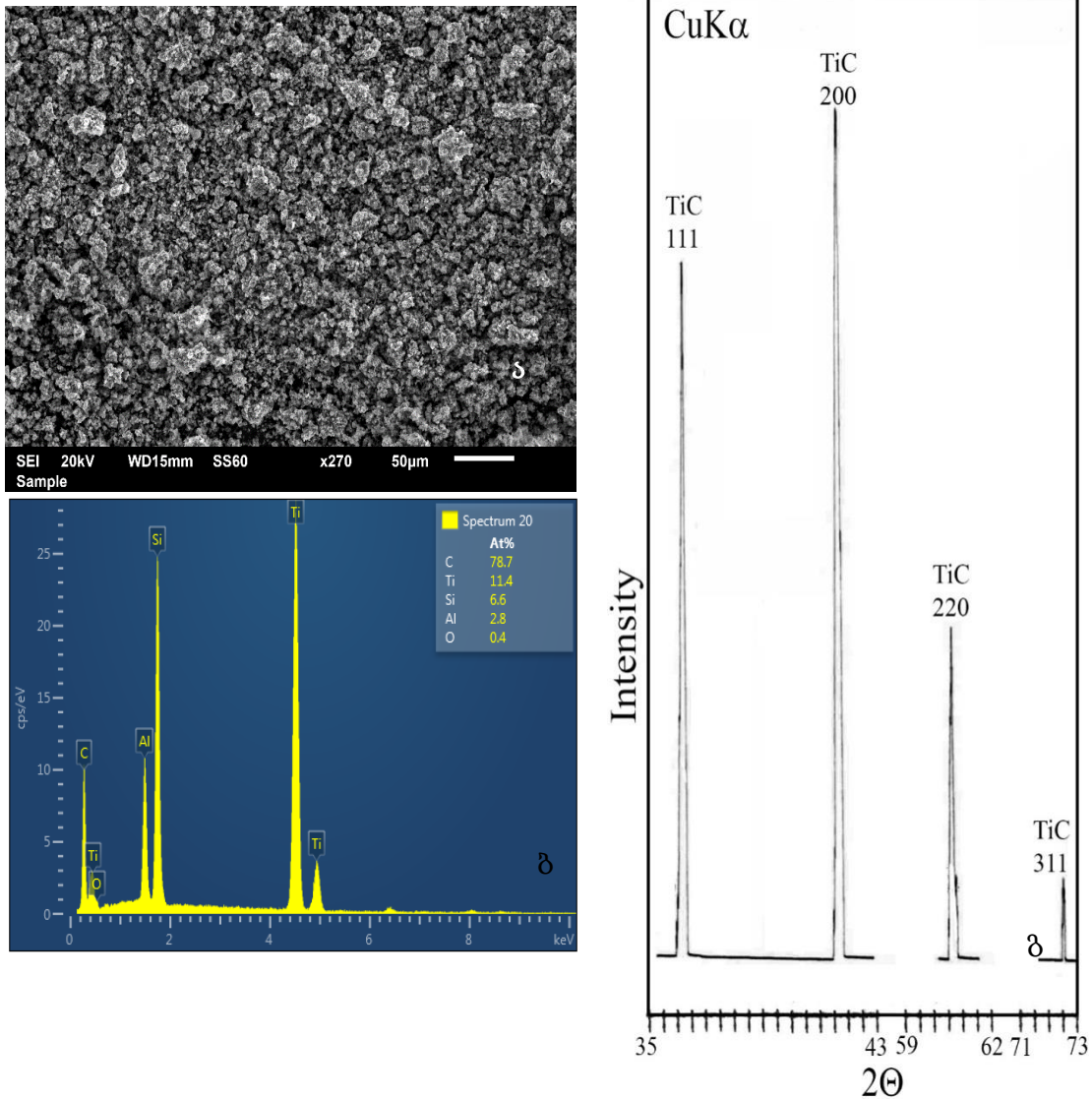


სურ. 31 . ტიტან, ალუმინ, სილიციუმის რთული კარბიდი (Ti,Al,Si)C (SPS-675):

- ა- ელექტრონულ მიკროსკოპული მიკროფოტოგრაფია,
- ბ- ენერგოდისპერსიული მიკრორენტგენული სპექტრი
- გ- რენტგენული დიფრაქტოგრამა

სურ.33-ზე ნაჩვენებია (Ti_{0.5}Al_{0.25}Si_{0.25})C შემადგენლობის სინთეზირებული ნიმუშის ანალიზის შედეგები. როგორც რენტგენული

დიფრაქტოგრამა გვიჩვენებს წარმოქმნილია ტიტანის კარბიდის სტრუქტურის მქონე ნაერთი, რომლის შემადგენლობაშიც ტიტანის გარდა ალუმინიც და სილიციუმიც იმყოფება.

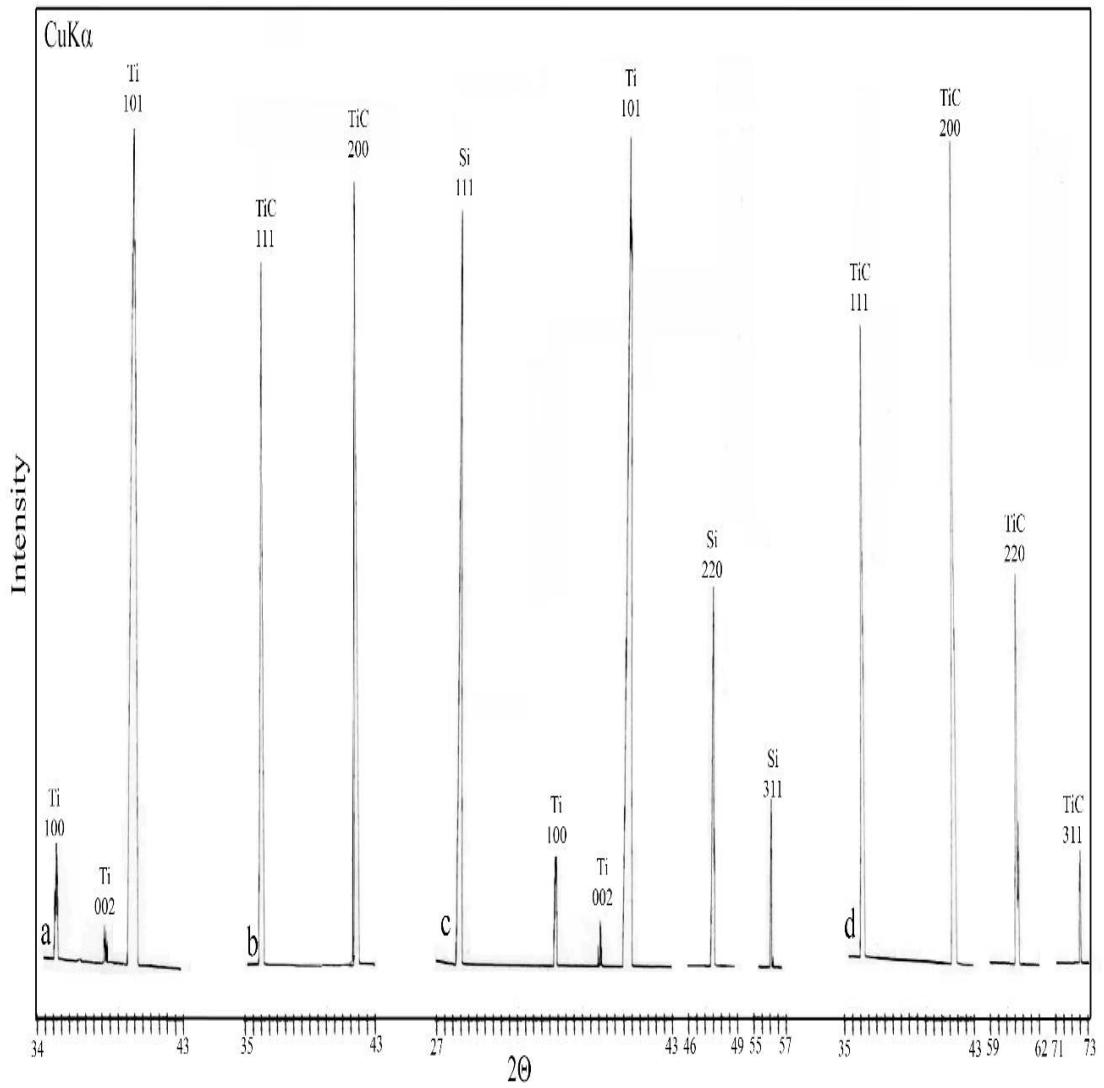


სურ. 32. $(Ti_{0.5}Al_{0.25}Si_{0.25})C$ კომპოზიტის სინთეზირება $700^{\circ}C$ ტემპერატურაზე

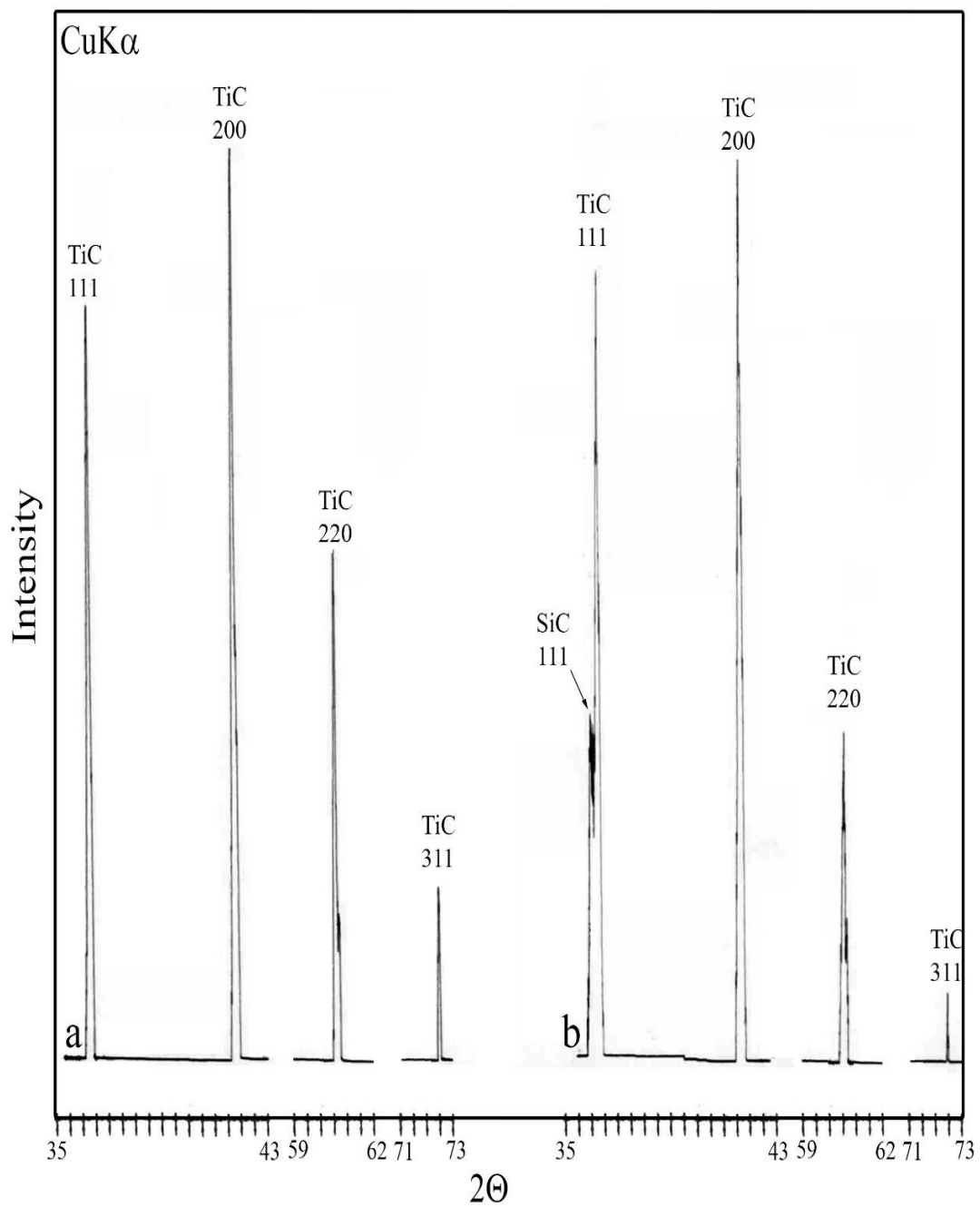
(SPS-680):

- ა- ელექტრონულ მიკროსკოპული მიკროფოტოგრაფია,
- ბ- ენერგოდისპერსიული მიკრორენტგენული სპექტრი
- გ- რენტგენული დიფრაქტოგრამა

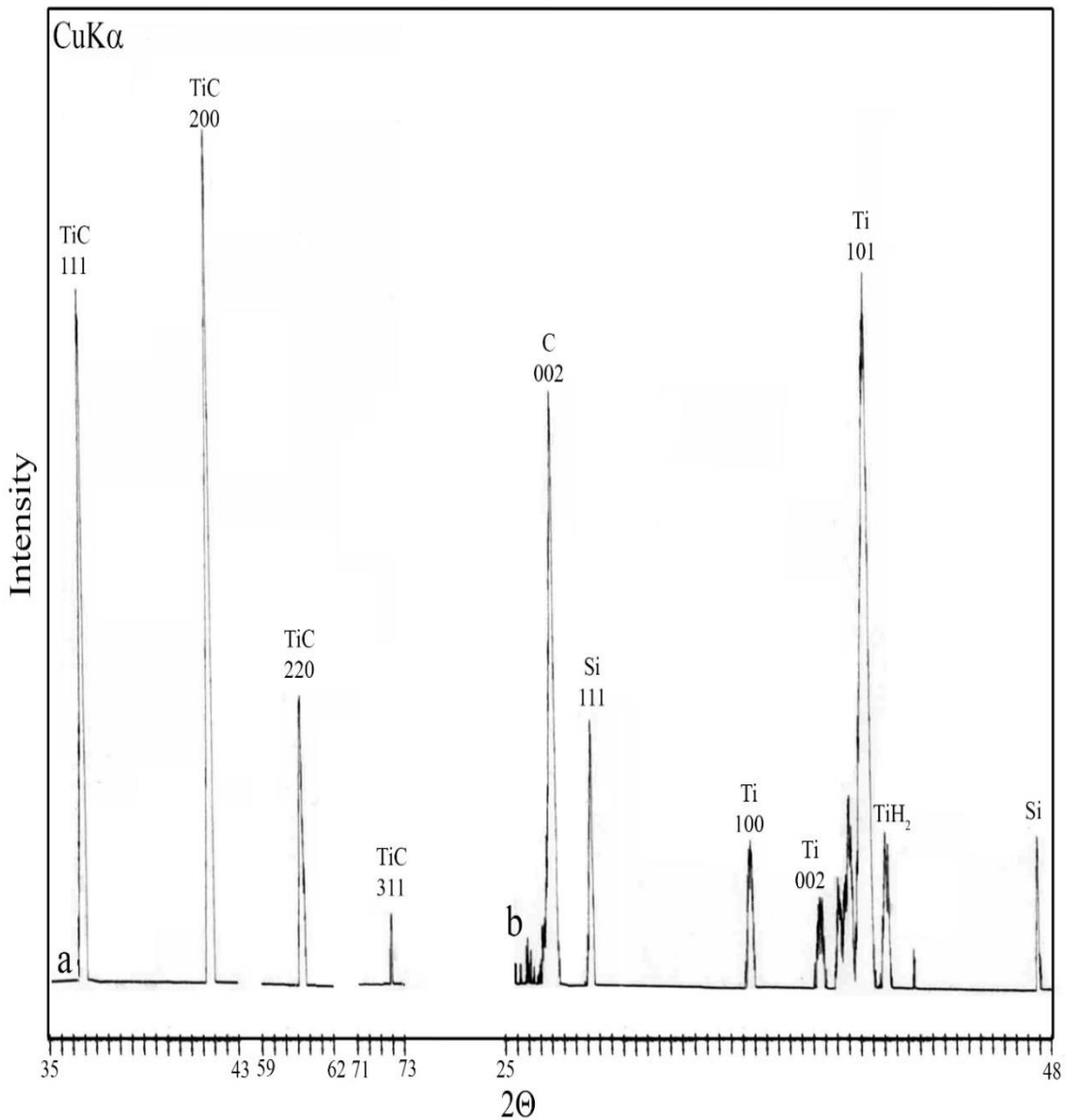
სტრუქტურის წარმოქმნის მექანიზმის დასადგენად ჩატარებული იქნა მოდელური ექსპერიმენტები Ti-C, Ti-Al-C, Ti-Si-C და Ti-Al-Si-C სისტემების გამოყენებით. აღმოჩნდა, რომ ტიტანის კარბიდის სტრუქტურის მქონე ნაერთი 700°C სინთეზირებისას მხოლოდ Ti-Al-C და Ti-Al-Si-C სისტემებში ყალიბდება. ე.ი. იმ სისტემაში სადაც ალუმინი ფიგურირებს. ალუმინი ხელს უწყობს სინთეზირების პროცესს. სურ.34-ზე ნაჩვენებია 700°C სინთეზირებული Ti-C, Ti-Al-C, Ti-Si-C და Ti-C (ინიცირებული აფეთქებით) სისტემების რენტგენული დიფრაქტოგრამები. ამ სურათის ბოლო დიფრაქტოგრამაზე ტიტანის კარბიდის სტრუქტურის ჩამოყალიბება გამოწვეულია სინთეზირების დროს გამოყოფილი წყალბადის მიკროაფეთქებით. წყალბადი გამოიყოფოდა ერთერთი კომპონენტის ტიტანის ჰიდრიდის დაშლისას, რომელიც იწყება 500°C ტემპერატურაზე. თუ არ მოხდა ამ ტემპერატურაზე დაყოვნება, რათა მოხდეს წყალბადის მთლიანი გაწოვა, შეიძლება ადგილი ჰქონდეს მიკროაფეთქებას. ამ დროს ხდება ტემპერატურის სწრაფი აწევა და შესაბამისად კარბიდის სინთეზირების პროცესის წარმართვა. 1000°C და უფრო მაღალი ტემპერატურაზე სინთეზირების დროს კი ზემოთ აღნიშნულ სისტემებში მიდინარეობს რეაქციები და ყველგან ყალიბდება ნაერთი ტიტანის კარბიდის სტრუქტურით. ამის დასტურია სურ.35-ზე მოყვანილი რენტგენული დიფრაქტოგრამები. უნდა აღინიშნოს, რომ Ti-Si-C სისტემის კომპოზიტის სინთეზირებისას ადგილი აქვს სილიციუმის კარბიდის წარმოქმნასაც. როგორც ვხედავთ, დაბალ ტემპერატურაზე (700°C) კარბიდწარმოქმნა ალუმინის თანაობისას ხდება, ხოლო 1000°C ზემოთ მის გარეშეცაა შესაძლებელი. ალუმინის რაოდენობის შემცირებისას დაბალ ტემპერატურაზე ძნელდება კარბიდწარმოქმნა (სურ.36 ბ), მაშინ როდესაც ტემპერატურის აწევა 1000°C ტიტანის კარბიდის სტრუქტურის მქონე კარბიდი ადვილად წარმოიქმნება (სურ.36 ა).



სურ. 33. 700°C სინთეზირებული Ti-C (a), Ti-Al-C (b), Ti-Si-C (c) და Ti-C (d) (ინიცირებული აფეთქებით) სიტემების რენტგენული დიფრაქტოგრამები (SPS-686, SPS-687, SPS-688 და SPS-685)



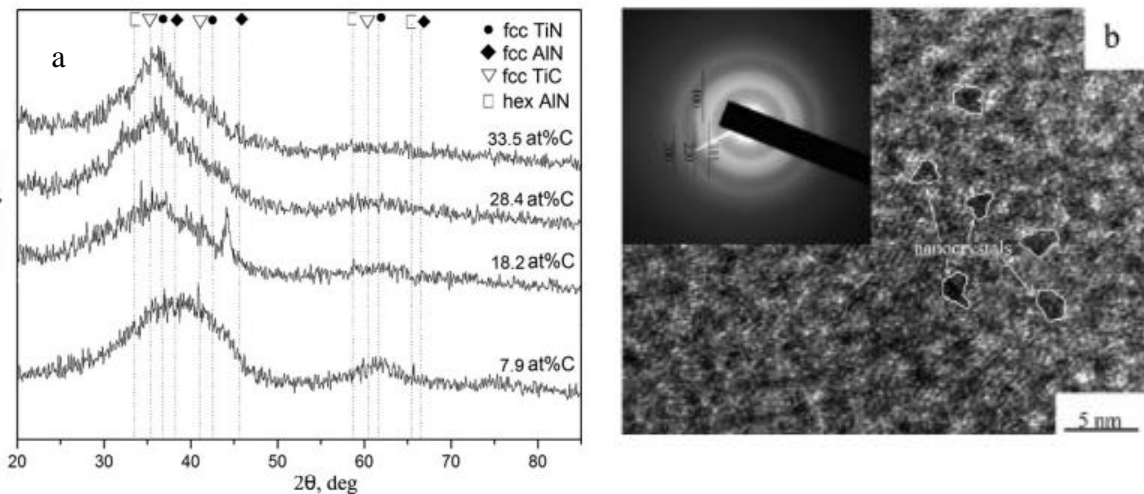
სურ. 34. 1000°C სინთეზირებული Ti-C და Ti-Si-C სიტემების რენტგენული დიფრაქტოგრამები (SPS-690 და SPS-692B)



სურ. 35.. $(Ti_{0.6}Al_{0.2}Si_{0.2})C$ კომპოზიტის რენტგენული დიფრაქტოგრამები: სინთეზირებული $1000^{\circ}C$ და $600^{\circ}C-800^{\circ}C$ ტემპერატურებზე (SPS-694 და SPS-693).

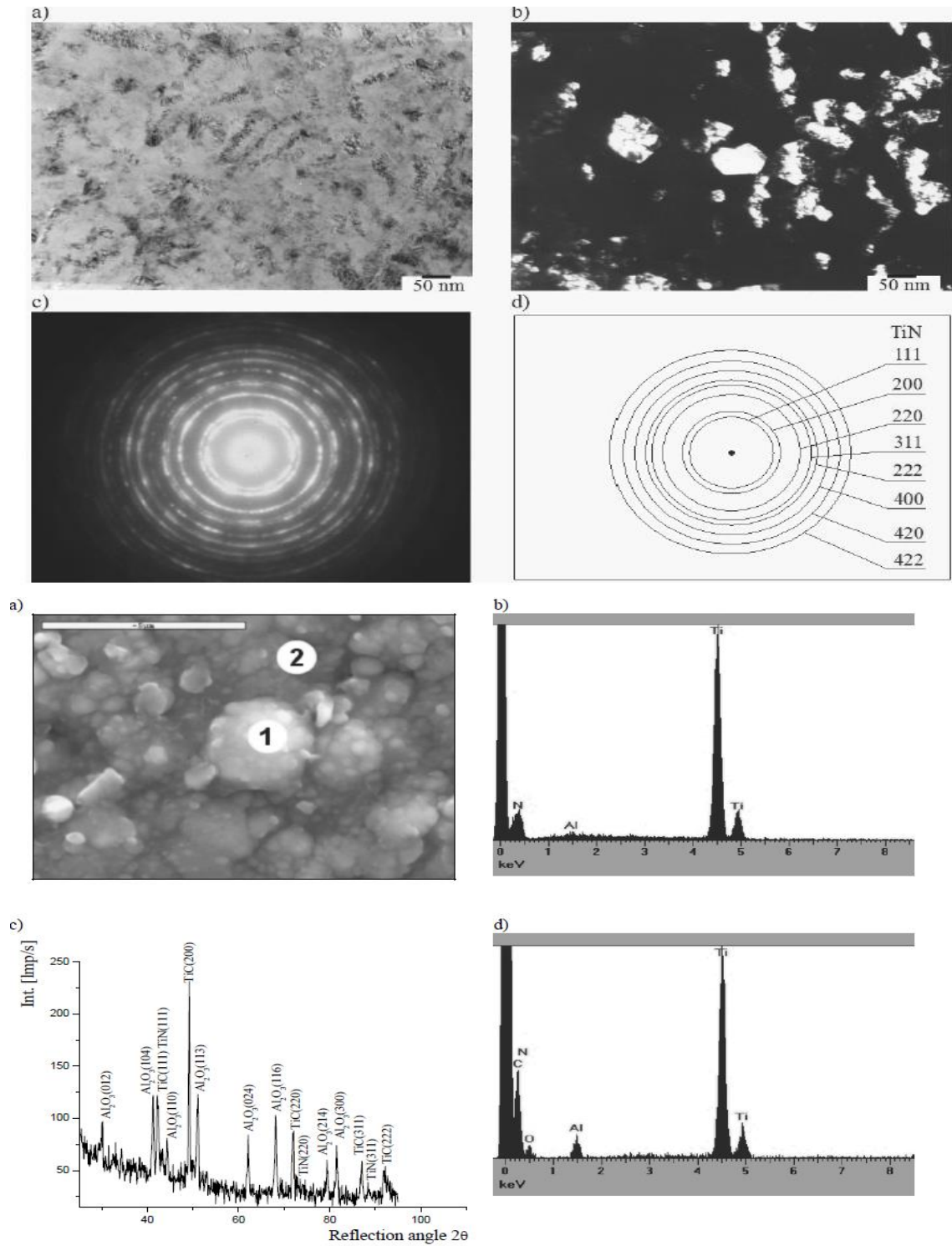
რთული კარბიდების სინთეზირებისას პირველადაა მიღებული ტიტანის კარბიდის სტრუქტურის მქონე ტიტან, ალუმინ, სილიციუმის კარბიდი. ლიტერატურაში მსგავსი ნაერთის არსებობის შესახებ მონაცემები არ მოიძებნება, თუ არ ჩავთვლით ცნობებს $(Ti,Al,Si,C)N$ [65] და $(Ti,Al,Si)CN$ [66] თხელი დანაფარების შესახებ, სადაც მსგავსი სტრუქტურის წარმოქმნის შესაძლებლობებზეა ლაპარაკი. [65] ნაშრომში მოყვანილი რენტგენული დიფრაქტოგრამები (სურ.37 ა) მიუთითებენ მიღებული დანაფარის

რენტგენამორფოლოგიაზე, ხოლო გამჭოლ ელექტრონულ მიკროსკოპული მიკროდიფრაქცია (სურ.37 ბ) იძლევა საშუალებას ვივარაოდოთ Ti,Al,Si ნიტრიდის წარმოქმნა, თუმცა შესაძლებელია ეს ახალი ნაერთი კია არა არამედ უბრალოდ ამ ელემენტთა კუბური სტრუქტურის ნიტრიდები იყოს წარმოქმნილი. უფრო რეალურია ნაშრომ [66] გამოთქმული მოსაზრება Ti,Al,Si კარბონიტრიდის წარმოქმნისა, ვინაიდან სურ.38 ვ-ზე აშკარად ჩანს ტიტანის ნიტრიდის (კარბიდის) ელექტრონულ მიკროდიფრაქციული სურათი. ასევე ბნელარეოვანი გამოსახულება (სურ.38 ბ.). დანაფარის სხვადასხვა წერტილებიდან (სურ.38 ე) აღებული ენერგოდისპერსიული მიკრორენტგენული სპექტრები (სურ.38 ვ და თ) კი აჩვენებენ Ti,Al,C და N ელემენტების არსებობას, მაგრამ არსად ჩანს სილიციუმი. მოყვანილ რენტგენულ დიფრაქტოგრამაზე (სურ. 38 ზ) კი დაიშვირება ტიტანის კარბიდისა და ნიტრიდის დიფრაქციული მაქსიმუმები ალუმინის ოქსიდის დიფრაქციულ მაქსიმუმებთან ერთად.



სურ. 36. (Ti,Al,Si,C)N დანაფარის სტრუქტურის შესახებ [79]:

- ა-რენტგენული დიფრაქტოგრამები,
- ბ- გამჭოლ ელექტრონულ მიკროსკოპული მიკროფოტოგრაფია, მიკროდიფრაქციასთან ერთად.



სურ. 37. (Ti,Al,Si)CN დანაფარის სტრუქტურის შესახებ [80]:

ა- გამჭოლ ელექტრონულ მიკროსკოპული მიკროფოტოგრაფია,

ბ- ბნელ არეოვანი მიკროფოტოგრაფია

გ- მიკრო დიფრაქცია

დ- მიკროდიფრაქციის სქემატური სახე

ე- მასკანირებულ ელექტრონულ მიკროსკოპული მიკროფოტოგრაფია

ვ და თ - ენერგოდისპერსიული მიკრორენტგენული სპექტრები

ზ- რენტგენული დიფრაქტოგრამა

2.3.5. რთული კარბიდებით ლეგირებული კომპოზიტები

სალი კომპონენტებისგან შემდგარი კომპოზიციური მასალები ცხადია გარკვეული სიმყიფით ხასიათდებიან და მათი ბზარმედეგობა მცირეა. ამიტომ ამ კომპონენტთა შესაკავშირებლად კარგია მეტალური პლასტიური მასალების გამოყენება მართალია ამით შესაძლებელია სიმტკიცე გაიზარდოს, მაგრამ ადგილი ექნება გარკვეულწილად სისალის შემცირებას, თვით მეტალთა დაბალი სისალის გამო. ცნობილია კარბიდული მასალები, რომლებიც კარგი პლასტიურობით ხასიათდებიან თუმცა ამ დროს მათ აქვთ საშუალო სისალე, მეტალებზე მაღალი. ცხადია ასეთი მასალების გამოყენება საკმაოდ პერსპექტიული უნდა იყოს. როგორც ლიტერატურული ანალიზიდან ჩანს, ასეთ კარბიდებს წარმოადგენენ Al_4SiC_4 , Ti_3AlC_2 , Ti_3SiC_2 , $Al_8B_4C_7$. კვლევებში, ლეგირებისათვის სწორედ ეს ნაერთები იქნა გამოყენებული. ცხრილ 7-ში ნაჩვენებია ლეგირებული კომპოზიტების სინთეზირების რეჟიმები და სიმკვრივის მახასიათებელი. ცხრილიდან ჩანს, რომ შეცხოების ყველაზე მაღალი ტემპერატურა ჭირდება ბორის კარბიდს. ასევე მაღალია შეცხოების ტემპერატურა ბორის კარბიდის ლეგირებული სილიციუმის კარბიდით. მლეგირებელი რთული კარბიდები კი შეცხოების ტემპერატურას მნიშვნელოვნად წევენ დაბლა. მათი დახმარებით ასევე მცირდება ფორიანობა შეცხოებულ კომპოზიტებში. ცხრილ 8-ში მოცემულია შეცხოებილი კომპოზიტების ზოგიერთი ფიზიკო-მექანიკური მახასიათებლები. როგორც ცხრილიდან ჩანს $B_4C-SiC-TiB_2-Al_8B_4C_7$, $TiC-SiC-TiB_2-Al_4SiC_4$, $TiC-SiC-TiB_2-Ti_3Al_{0.5}Si_{0.5}C_2$ და $(Ti,Al,Si)_C-SiC-TiB_2$ კომპოზიტების სიმტკიცე მნიშვნელოვნადაა გაზრდილი ბაზურ კომპოზიტებთან შედარებით. მიუხედავად იმისა, რომ მათი სისალე დაბალია ბაზურთან შედარებით, მათი ბალისტიკური თვისები მარალი უნდა იყოს. ბალისტიკურმა გამოცდებმა ეს მოსაზრება მართლაც დაადასტურა.

ცხრილი 7. ლეგირებული კომპოზიტების სინთეზირების რეჟიმები და სიმკვრივის მახასიათებელი.

ნომერი რეჟიმი	SPS-B ₄ C ფხვნილი	SPS-B ₄ C	B ₄ C-SiC-TiB ₂ -Al ₈ B ₄ C ₇	TiC-SiC-TiB ₂ -Al ₄ SiC ₄	SPS-B ₄ C-SiC	TiC-SiC-TiB ₂ -Ti ₃ Al _{0.5} Si _{0.5} C ₂	(Ti,Al,Si)C-SiC-TiB ₂
SPS პაზვა/დენი (V/A)	9/1370	9.2/2060	10/2700	9/2700	9.5/2300	10/2700	9/2700
ტემპერატურა (°C)	1600	1950	1800	1650	1900	1700	1750
დაყოვნების დრო (წთ)	5	10	5	5	5	5	6
წნევა MPa	0	20	20	25	20	30	30
სიმკვრივი 3ჰ (% თეორიულიდან)	-	94	98	96	95	98	97

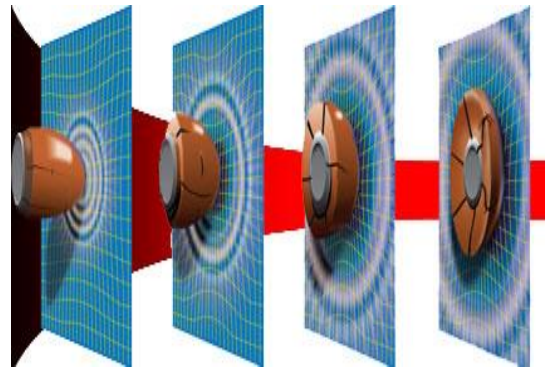
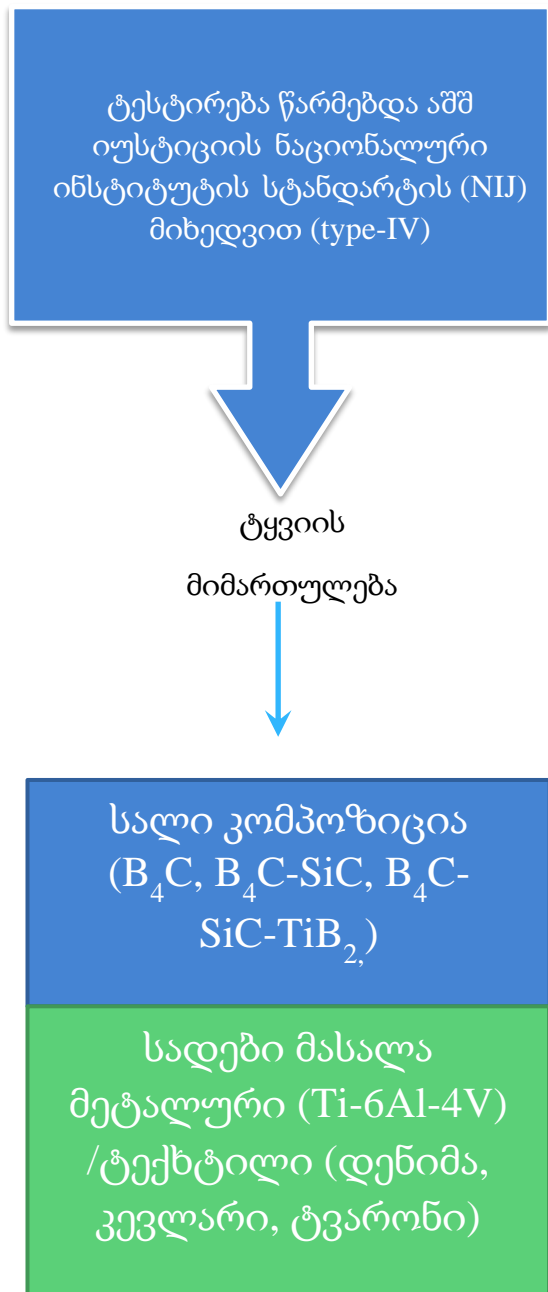
ცხრილი 8. შემუშავებული კომპოზიციურ მასალების ფიზიკო-მექანიკური მახასიათებლები

#	კომპოზიტი	სიმკვრივე გ/სმ ³	მიკრო სისალე Hv, გპა	სიმტკიცე ღუნვაზე მპა	სიმტკიცე კუმშვაზე მპა
1	B ₄ C-SiC-TiB ₂	3,20	35	500	1200
2	B ₄ C-SiC-TiB ₂ - Al ₈ B ₄ C ₇	3,08	30	600	1300
3	B ₄ C-SiC-TiB ₂ - FeNi	3.25	34	600	1250
4	TiC-SiC-TiB ₂	4,20	32	550	1250
5	TiC-SiC-TiB ₂ - Al ₄ SiC ₄	4,18	33	650	1400
6	TiC-SiC-TiB ₂ - Ti ₃ Al _{0.5} Si _{0.5} C ₂	4,22	28	700	1500
7	SiC-TiB ₂	3,85	25	400	1350
8	(Ti,Al,Si) ₃ C- SiC-TiB ₂	4,12	29	750	1450

2.3.6. კომპოზიციური მასალების ბალისტიკური ტესტირება

ბალისტიკური გამოცდებისათვის შერჩეული კომპოზიტიდან მზადდებოდა ფილები კვადრატული ფორმის ზომით 60x60 მმ ან ცილინდრული ფორმის დიამეტრით 70 მმ. სისქე ნიმუშებისა შეირჩეოდა ექსპერიმენტალურად. საწყისი ზომა ნიმუშის სისქისა 10-12 მმ შეადგენდა. გამოცდის შედეგად თუ კი ის გაუძლებდა ტყვიის დარტყმას, თანდათანობით მცირდებოდა მათი სისქე ფილის ტყვიით განჭოლვამდე. თუ კი ფილა ფერ გაუძლებდა ტყვიის დარტყმას, მაშინ კომპოზიცია უვარგისი იყო ჯავშანნაკეთობებში გამოყენებისათვის. ფილის დანიშნულებაა შეჯახებისას დაამსხვრიოს ტყვია და დააკარგინოს კინეტიკური ენერგია. ცხადია ტყვიის ენერგიის დისსიპაციისათვის ტვით ფილაც განიცდის

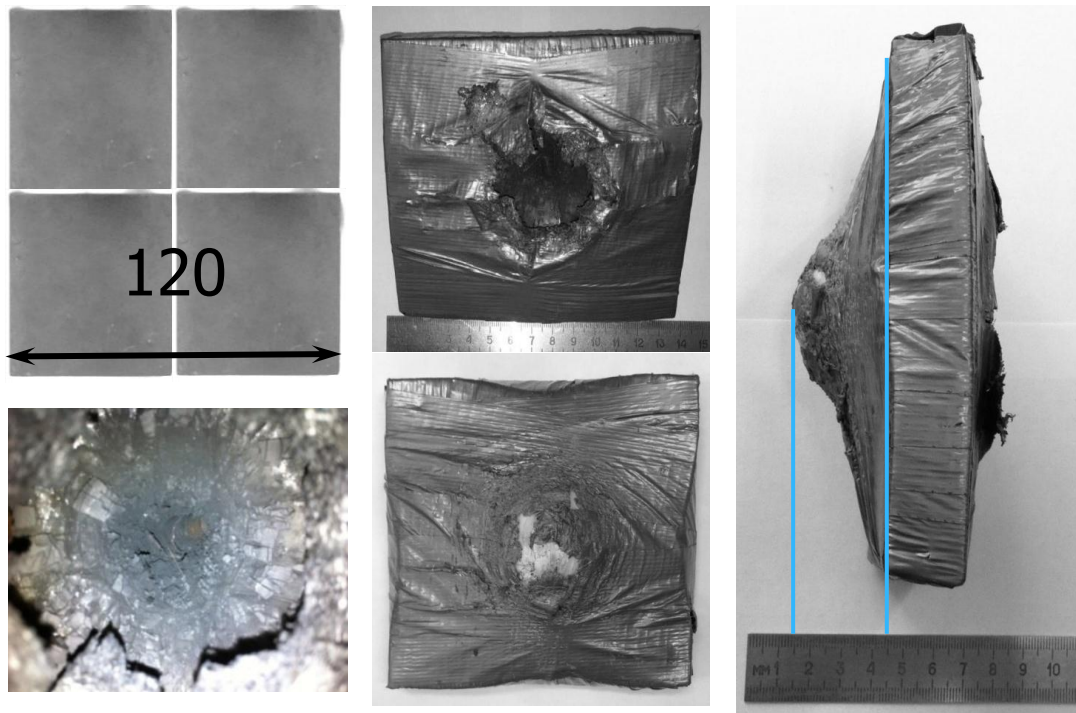
რღვევას. ფილის რღვევის შემდეგ ტყვიის და ფილის ნამსხვრევები უნდა შეაკავოს სპეციალურმა სადებმა, რომელიც ბალისტიკური ნაჭრისაგან არის დამზადებული. ჩვენს შემთხვევაში გამოიყენებოდა კველარი. იმედის მომცემი იყო ჩვენს მიერ შემუშავებული ახალი მასალა აბრეშუმის ნაჭრის გამოყენებით. მიზანშეწონილია მასზე მუშაობის გაგრძელება.



- ❑ ფილის ზომა -120x120 მმ;
- ❑ ფილის ფრაგმენტების ზომა 60x60 მმ;
წონა - 50-100გ.
- ❑ ფილის სადებად გამოყენებული იყო ბალისტიკური ტექსტილი - კველარი.
- ❑ წონა საფენისა შეადგენდა 0,6 – 0,8 კგ;
- ❑ ტესტირებისას სროლა წარმოებდა მოსინის ტიპის კარაბინიდან;
- ტყვია - ჯავშან გამტანი. Б-3 2 7.62x54
- ტყვიის მასა – 10.8±0,1 გ;
- ტყვიის სიჩქარე - 869±10 მ/წმ.
- ❑ სროლის დისტანცია - 10 მ;
- ❑ საყრდენად გამოყენებული იყო პლასტელინი.

სურ. 38. ბალისტიკური ტესტირების სქემა

ბალისტიკური ტესტირების შედეგები ფასდებოდა ფილის წონით. იგი ნაკლები უნდა ყოფილიყო სტანდარტული ფილის წონაზე. ლიტერატურულ მონაცემებზე ზუსტი დაყრდნობა შეუძლებელია არასრული და ზუსტი მონაცემების არსებობის გამო. მგრამ ჩვენს ხელთ არსებული მონაცემებით ჩვენს მიერ შემუსავებული ხუთივე კომპოზიცია აკმაყოფილებს შესაბამის მოთხოვნებს. სურ. 40-ზე ნაჩვენებია ფილების სახე ბალისტიკური გამოცდამდე და მის შემდეგ. სადების გამობურცულობის დასაშვები მაქსიმალური ზღვარი 44 მმ შეადგენს



სურ. 39 . საჯავშნე ფილები ბალისტიკური ტესტირებამდე და ტესტირების შემდეგ

დასკვნა

1. შემუშავებულია ბორის კარბიდის მიღების ახალი ტექნოლოგია;
2. ბორის კარბიდის ნაკეთობების სიმყიფის შესამცირებლად შემუშავებულია თერმული დამუშავების ტექნოლოგია;
3. მიღებულია $^{10}\text{B}_4\text{C}$ -ის კერამიკული ნიმუშები ცხელი დაწნების მეთოდით $2100\text{-}2150^\circ\text{C}$ ტემპერატურაზე და 30 მპა წნევის ქვეშ შემდგომი თერმული დამუშავებით 1800°C -სა და 10^{-4} პა წნევაზე.
4. შესწავლილია თერმულად დამუშავების გავლენა $^{10}\text{B}_4\text{C}$ -ის მექანიკურ დამუშავებადობაზე და მის ფიზიკურ-მექანიკურ მახასიათებლებზე.
5. თერმულად დამუშავების შედეგად ადგილი არ ჰქონია ნიმუშების ზომაში ცვლილებას. ასევე არ შეიცვალა ბორის კარბიდის მარცვლის ზომა - კერამიკის ერთ-ერთი ფუნქციური მახასიათებელი.
6. თერმულად დამუშავების შედეგად გაუმჯობესდა მასალის მექანიკური დამუშავებადობა, სისალე და დრეკადობის მოდული. შემცირდა ამონატეხების ზომა და რაოდენობა. მექანიკური სიმტკიცე კუმშვაზე გაიზარდა 33%-ით, ბზარმდეგობა კი 25-40%-ით
7. ნაპერწკალურ-პლაზმური სინთეზის მეთოდით მიღებულია კარბიდული ნაერთები: $\text{Al}_8\text{B}_4\text{C}_7$, $\text{Ti}_3\text{Al}_{0.5}\text{Si}_{0.5}\text{C}_2$ და Al_4SiC_4
8. პირველადაა სინთეზირებული ტიტან, ალუმინის და სილიციუმის რთული კარბიდი - $(\text{Ti,Al,Si})\text{C}$;
9. მიღებულია ახალი კომპოზიციური მასალები: $\text{B}_4\text{C-SiC-TiB}_2\text{-Al}_8\text{B}_4\text{C}_7$, $\text{TiC-SiC-TiB}_2\text{-Al}_4\text{SiC}_4$, $\text{TiC-SiC-TiB}_2\text{-Ti}_3\text{Al}_{0.5}\text{Si}_{0.5}\text{C}_2$ და $(\text{Ti,Al,Si})\text{C-SiC-TiB}_2$;
10. ბალისტიკურმა ტესტირებამ აჩვენა პერსპექტიულობა ამ მასალების გამოყენებისა ჯავშანნაკეთობებში.

გამოყენებული ლიტერატურა

1. A. Sokhansanj and A.M. Hadian, „Purification of Attrition Milled Nano-size Boron Carbide Powder“, International Journal of Modern Physics, Vol. 5 (2012), pp. 94-101.
2. K. H. Kim, J. H. Chae, J. S. Park, J. P. Ahn and K. B. Shim, „Sintering behavior and mechanical properties of B₄C ceramics fabricated by spark plasma sintering“, Journal of Ceramic Processing Research, Vol. 10, No. 6 (2009), pp. 716-720.
3. J.Y.Lao,W.Z.Li,J.G.Wen and Z. F. Ren, „Boron carbide nanolumps on carbon nanotubes“, Appl. Phys. Lett., Vol. 80, No. 3 (2002), pp 500-502.
4. A. Fathi, N. Ehsani, M. Rashidzadeh, H. Baharvandi and A. Rahimnejad, “Synthesis of boron carbide nano particles using polyvinyl alcohol and boric acid”, Ceramics – Silikáty 56 (1) (2012), pp. 32-35.
5. Helmut Werheit, Murli H. Manghnani, Udo Kuhlmann, Anwar Hushur, Sul Khan Shalamberidze. Mode Grüneisen parameters of boron carbide. Solid State Sciences, 72 (2017), 80-93
6. Zviad Mestvirishvili, Irakli Bairamashvili, Vakhtang Kvatchadze and Nugzar Rekhviashvili. Thermal and Mechanical Properties of B₄C-ZrB₂ Ceramic Composite. Journal of Materials Science and Engineering B, 5 (9-10) (2015), 385-393
7. Kevin Gillet, Guido Roma, Jean-Paul Crocombette, Dominique Gosset. The influence of irradiation induced vacancies on the mobility of helium in boron carbide. Journal of Nuclear Materials, Vol. 512 (2018), 288-296
8. Akihiro Nino, Ayumi Tanaka, Shigeaki Sugiyama and Hitoshi Taimatsu. Indentation Size Effect for the Hardness of Refractory Carbides. Materials Transactions, Vol. 51, No. 9 (2010), 1621-1626
9. Atta U. Khan, Vladislav Domnich, and Richard A. Haber. Boron carbide-based armors: Problems and possible solutions. American Ceramic Society Bulletin, Vol. 96, No. 6, 30-36
10. В.Д. Рисованный, А.В. Захаров, Е.П. Клочков, В.Б. Пономаренко, Е. М. Муралева, Т. М. Гусева, Поглощающие материалы стержней управления ядерных реакторов. Ульяновск 2012, 57-95

11. Vladislav Domnich, Sara Reynaud, Richard A. Haber, and Manish Chhowalla. Boron Carbide: Structure, Properties, and Stability under Stress. *J. Am. Ceram. Soc.*, 94 (11) (2011), 3605–3628
12. [T.G.Abzianidze](#), [A.M.Eristavi](#), [S.O. Shalamberidze](#). Strength and Creep in Boron Carbide (B₄C) and Aluminum Dodecaboride (α -AlB₁₂). [Journal of Solid State Chemistry, Volume 154, Issue 1](#) (October 2000), 191-193
13. G.I.Kalandadze, S.O.Shalamberidze, A.B.Peikrishvili. Sintering of Boron and Boron Carbide. *Journal of Solid State Chemistry*, Vol. 154, N. 1 (2000), 194-198
14. Helmut Werheit and Sul Khan Shalamberidze. Advanced microstructure of boron carbide. [Journal of Physics Condensed Matter, Volume 24, Number 38](#) (2012), 385-406
15. Tadashi MARUYAMA, Shoji ONOSE , Takeji KAITO & Hiroto HORIUCHI. Effect of Fast Neutron Irradiation on the Properties of Boron Carbide Pellet. *Journal of NUCLEAR SCIENCE and TECHNOLOGY*, Vol. 34, No. 10 (October 1997), 1006-1014
16. Yuko MOROHASHI, Tadashi MARUYAMA, Takako DONOMAE, Yoshiaki TACHI and Shoji ONOSE. Neutron Irradiation Effect on Isotopically Tailored ¹¹B₄C. *Journal of NUCLEAR SCIENCE and TECHNOLOGY*, Vol. 45, No. 9, (2008), 867–872
17. Yu.A.Bykovskii, K.N.Zatsev, P.D.Kervalishvili, I.N.Nikolaev, A.A.Portnov, S.O.Shalamberidze. Neutron fluence sensor based on boron carbide. *Technical Physics Letters*, Vol. 19, Issue 7 (July 1993), 457-458
18. I. A. Bairamashvili, M. V. Galustashvili, J. Sh. Jobava, V. G. Kvatchadze, Z. Z. Mestvirishvili. Composite ceramics based on boron carbide enriched in isotope ¹¹B as a promising radiation resistant structural material – in Russian. *Nano Studies*, vol. 8 (2013), 305-310
19. Tao Jianga, Haiyun Jinb, Zhihao Jina, Jianfeng Yanga and Guan Jun Qiao. An investigation of the mechanical property and thermal shock behavior of machinable B₄C/BN ceramic composites. *Journal of Ceramic Processing Research*. Vol. 10, No. 1 (2009), 113-116
20. B. Malmal Moshtaghioun, Angel L. Ortiz, Diego Gómez-García, Arturo Domínguez-Rodríguez. Toughening of super-hard ultra-fine grained B₄C densified by spark-plasma sintering via SiC addition. *Journal of the European Ceramic Society*, Volume 33, (2013) 1395–1401

21. A. Sokhansanj and A.M. Hadian, „Purification of Attrition Milled Nano-size Boron Carbide Powder“, International Journal of Modern Physics, Vol. 5 (2012), pp. 94-101.
22. K. H. Kim, J. H. Chae, J. S. Park, J. P. Ahn and K. B. Shim, „Sintering behavior and mechanical properties of B₄C ceramics fabricated by spark plasma sintering“, Journal of Ceramic Processing Research, Vol. 10, No. 6 (2009), pp. 716-720.
23. J.Y.Lao,W.Z.Li,J.G.Wen and Z. F. Ren, „Boron carbide nanolumps on carbon nanotubes“, Appl. Phys. Lett., Vol. 80, No. 3 (2002), pp 500-502.
24. A. Fathi, N. Ehsani, M. Rashidzadeh, H. Baharvandi and A. Rahimnejad, “Synthesis of boron carbide nano particles using polyvinyl alcohol and boric acid”, Ceramics – Silikáty 56 (1) (2012), pp. 32-35.
25. Y. Liang, R. Hongqiang, C. Jidong and Z. Liang, „Effect of hot pressing temperature on the microstructure and properties of C–SiC–B₄C composite“, ChineseJournalofMaterialsResearch, Vol.22, No.1 (2008), pp.107-112.
26. J. A. Bigdeloo and A. M. Hadian, „Synthesis of High Purity Micron Size Boron Carbide Powder from B₂O₃/C Precursor“, International Journal of Recent Trends in Engineering, Vol. 1, No. 5 (2009), pp 176-180.
27. C. Subramanian, T.K. Roy, T.S.R.Ch. Murthy, P. Sengupta, G.B. Kale, M.V. Krishnaiah and A.K. Suri, “Effect of zirconia addition on pressureless sintering of boron carbide”, Ceramics International 34 (2008), pp. 1543–1549.
28. Арабей Б. Г. и Чекунов В. В. Поглощающие материалы для регулирования ядерных реакторов (перевод с английского). Москва: Атомиздат, 1965, ст 61-62.
29. Рисованый В.Д., Захаров А.В., Ключков Е.П., Гусева Т.М. Бор в ядерной технике. Димитровград: ГНЦРФНИИАР, 2003, ст 30-88.
30. Самсонов Г.В., Марковский Л.Я., Жигач А.Ф., Валяшко М.Г. Бор, его соединения и сплавы. Киев: АН УССР, 1961, ст 158-194.
31. Куракевич А.А. Сверхтвердые фазы простых веществ и двойных соединений системы В—С—N—О: от алмаза до последних результатов (обзор). *Сверхтвердые материалы*, 2009, 3, 3-25.

32. Lazzari R., Vast N., Besson J. M., Baroni S. and Dal Corso A. Atomic Structure and Vibrational Properties of Icosahedral B₄C Boron Carbide. *PHYSICAL REVIEW LETTERS*, 1999, 83, 16, 3230-3233.
33. Bigdeloo J. A. and Hadian A.M. Synthesis of High Purity Micron Size Boron Carbide Powder from B₂O₃/C Precursor. *International Journal of Recent Trends in Engineering*, 2009, 1, 5, 176-180.
34. Khanra A.K. Production of boron carbide powder by carbothermal synthesis of gel material. *BULLETIN OF MATERIALS SCIENCE*, 2007, 30, 2, 93-96.
35. Косолапова Т.Я., Андреева Т.В., Бартицкая Т.Б и дрр Неметаллические тугоплавкие соединения. Москва, Металлургия, 1985 г. 244 с.
36. Кипарисов С.С., Гуревич Б.Д. Современное состояние производства карбида бора и его променение. Москва, Цветметинформация, 1965 г. 68 с.
37. Тугоплавкие карбиды. Под ред. Самсонова Г.В. Киев, Наукова думка, 1970 г. 275 с.
38. YU Liang RU Hongqiang * CAI Jidong ZUO Liang “ Effect of Hot Pressing Temperature on the Microstructure and Properties of C-SiC-B₄C Composite”, *Key Laboratory for Anisotropy and Texture of Materials*, pp 1005-3093 (2008) 01-0107-06.
39. Itaru Gunjisjima, Takaya Akashi and Takashi Goto “Characterization Of Directionally Solidified B₄C-SiC Composites Prepared by a Floating Zone Method”, *Materials Transactions*, Vol 43, No 9 (2002) pp 2309 to 2315.
40. PingHe^{ab}, ShaomingDong^a, YanmeiKan^a, XiangyuZhang^a, YushengDing^a. “ Microstructure and Mechanical Properties of B₄C-TiB₂ Composites Prepared by Reaction Hot Pressing Using Ti₃SiC₂ as Additive”, [Volume 42, Issue 1, Part A](#), January 2016, Pages 650-656.
41. SuminZhu^aWilliam G.Fahrenheitz^aGregory E.Hilmas^aShi C.Zhang^aEdward J.Yadlowsky^bMichael D.Keitz^b. , Microwave sintering of a ZrB₂-B₄C particulate ceramic composite”. [Volume 39, Issue 3](#), March 2008, Pages 449-453
42. B. Malmal Moshtaghioun a,*, Angel L. Ortiz b, Diego Gómez-García a, Arturo Domínguez-Rodríguez.
43. Anthony Thuault^{a,n}, SylvainMarinela^b, EtienneSavarya^c, RomainHeugueta, Se ´bastien Saunierc, DominiqueGoeuriotc,

- DineshAgrawalb. "Processing of reaction-bonded B₄C-SiC composites in a single-mode microwave cavity", *Ceramics International* 39 (2013) 1215–1219.
44. Basu B. et al. Processing and properties of monolithic TiB₂ based materials. *International Materials Reviews*, 2006, 51, 6, 352-374.
 45. Bates S. E. et al. Synthesis of titanium boride (TiB₂) nanocrystallites by solution-phase processing. *Journal of Materials Research*, 1995, 10, 10, 2599-2612.
 46. Gu Y. et al. A mild solvothermal route to nanocrystalline titanium diboride. *Journal of Alloys and Compounds*, 2003, 352, 325-327.
 47. Levin L., Frage N. and Dariel M.P. The Effect of Ti and TiO₂ Additions on the Pressureless Sintering of B₄C. *METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A*, 1999, 30A, 3201-3210.
 48. Baharvandi H.R., Hadian A.M., Pressureless Sintering of TiB₂- B₄C Ceramic Matrix Composite. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2008, 17, 838–841.
 49. Srivatsan T.S., Guruprasad G., Black D., Radhakrishnan R., Sudarshan T.S. Influence of TiB₂ content on microstructure and hardness of TiB₂-B₄C composite. *Powder Technol.*, 2005, 159, 3, 161–167.
 50. Yamada S., Hirao K., Yamauchi Y., Kanzaki S. Densification behaviour and mechanical properties of pressureless-sintered B₄C-CrB₂ ceramics. *J. Eur. Ceram. Soc.*, 2003, 23, 1123–1130.
 51. <http://www.reade.com/products/7-boride-compounds-powder/777-titanium-boride-powder-tib-titanium-diboride-powder-tib2-titaniumii-boride-titaniumboridetib2-titanium-boride-995-metals-basis-cas-12045-63-5-?q=titanium+boride+powder> უკანასკნელად იქნა გადამოწმებული - 25.12.2012.
 52. Huang S. G., Vanmeensel K., Malek O. J. A., Van der Biest O., Vleugels J. Microstructure and mechanical properties of pulsed electric current sintered B₄C-TiB₂ composites. *Materials Science and Engineering A*, 2011, 528, 1302–1309.
 53. Dong L., Yu Z., Ying G. Processing and characteristics of TiB₂ toughened B-Ti-C composites. *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, 2003, 13, 2, 302-306.

54. http://en.wikipedia.org/wiki/Zirconium_diboride უკანასკნელად იქნა გადამოწმებული - 25.12.2012.
55. Котельников Р. Б., Башлыков С. Н., Галиакбаров З.Г., Каштанов А.И. Особо тугоплавкие элементы и соединения. Справочник. Москва: Металлургия, 1969, ст 10-67.
56. http://scholarsmine.mst.edu/post_prints/PressurelessDensificationofZirconiumDiboridewith_09007dcc804d6b89.html უკანასკნელად იქნა გადამოწმებული - 25.12.2012.
57. http://scholarsmine.mst.edu/post_prints/ThermodynamicAnalysisofZrB2-SiCOxidationFormation_09007dcc804d8025.html უკანასკნელად იქნა გადამოწმებული - 25.12.2012.
58. <http://www.reade.com/products/7-boride-compounds-powder/841-zirconium-diboride-powder-zirconium-boride-powder-zrb2-zirconium-diboride-enriched-cas-12045-64-6> უკანასკნელად იქნა გადამოწმებული - 25.12.2012.
59. Subramanian C., Roy T. K., Murthy T. S. R. Ch., Sengupta P., Kale G.B., Krishnaiah M. V., Suri A. K. Effect of zirconia addition on pressureless sintering of boron carbide. *Ceramics International*, 2008, 34, 1543–1549.
60. Roy T. K., Subramanian C., Suri A. K. Pressureless sintering of boron carbide. *Ceramics International*, 2006, 32, 227–233.
61. D. Radev, “Pressureless sintering of Boron Carbide-Based Superhard Materials”, *Solid State Phenomena*, Vol. 159 (2010), pp. 145-148.
62. L. Kommel and E. Kimmari, “Boron Carbide Based Composites Manufacturing and Recycling Features”, *Materials Science*, Vol. 12, No. 1 (2006), pp. 48-52.
63. «Поглощающие материалы для регулирования ядерных реакторов», сокращенный перевод с английского под редакцией Б. Г. Арабея и В. В. Чекунова, «Атомиздат», Москва, 1965, ст. 61-62.
64. Xiaorong Zhang, Zhixiao Zhang, Weimin Wang, Xiaoliang Zhang, Jingbo Mub, Guangsuo Wang, Zhengyi Fuc, “Microstructure and mechanical properties of B4C–TiB2–SiC composites toughened by composite structural toughening phases”, *Journal of the European Ceramic Society* 37 (2017) pp. 865–869;

65. Yuanfei Gao, Zhaohui Huang, Minghao Fang, Yan-gai Liu, Saifang Huang, Xin Ouyang, „Synthesis of $\text{Al}_8\text{B}_4\text{C}_7$ ceramic powder from Al/B₄C/C mixtures“, Powder Technology, V 226, (2012), pp. 269-273;
66. Shinobu Hashimoto, Toshiya Ishihara, Koji Inoue. Show Zhang, Shaowei Zhang, “Synthesis and mechanical properties of $\text{Al}_8\text{B}_4\text{C}_7$ ”, Journal-Ceramic Society Japan 117 (1361), (2009), pp. 18-21;
67. H.X. Zhu, C. Pan, C.J. Deng, W.J. Yuan, “Preparation of $\text{Al}_8\text{B}_4\text{C}_7$ composite materials by using oxide raw materials”, Materials Science and Engineering, 18, (2011), pp. 16-18;
68. Sea-Hoon Lee , Hidehiko Tanaka, Yutaka Kagawa, “Spark plasma sintering and pressureless sintering of SiC using aluminum borocarbide additives”, Journal of the European Ceramic Society 29 (2009), pp. 2087–2095
69. S.-H. Lee, H.-C. Oh, B.-H. An and H.-D. Kim, „Ultra-low temperature synthesis of Al_4SiC_4 powder using spark plasma sintering“, Scripta Materialia 69, (2013), pp, 135-138;
70. Huabai Yao, Xinming Xing, Enhui Wang, Bin Li, Junhong Chen, Jialin Sun and Xinmei Hou, “Oxidation Behavior and Mechanism of Al_4SiC_4 in MgO-C- Al_4SiC_4 System”, Coatings (2017), 7, 85;
71. K. Itatani, F. Takahashi, M. Aizawa, I. Okada, I. J. Davies, H. Suemasu, and A. Nozue, “Densification and microstructural developments during the sintering of aluminium silicon carbide”, J. Maters. Sci., 37(2), (2002), pp. 335-342;
72. Osamu Yamamoto, Motoko Ohtani, and Tadashi Sasamoto, “Preparation and oxidation of Al_4SiC_4 ”, J. Mater. Res., Vol. 17, No. 4, (2002), pp. 774-778;
73. Dirk Waltera and I Wayan Karyas, “Solid State Reactions in the Al-Si-C System”, Journal of the Chinese Chemical Society, 52, (2005), 873-876;
74. Martin Magnusson, Lina Tengdelius, Grzegorz Greczynski, Fredrik Eriksson, Jens Jensen, Jun Lu, Mattias Samuelsson, Per Eklund, Lars Hultman, and Hans Högberg, „Compositional dependence of epitaxial $\text{Ti}_{n+1}\text{SiC}_n$ MAX-phase thin films grown from a Ti_3SiC_2 compound target“, J. Vac. Sci. Technol. A. 37, (2019), pp. 1-14;
75. Yanchun Zhou, Zhimei Sun, “Crystallographic relations between Ti_3SiC_2 and TiC”, Mat Res Innovat 3, (2000), pp. 286–291;

76. Zheng Ming Sun, Hitoshi Hashimoto, Zhe Feng Zhang, Song Lan Yang and Shuji Tada, "Synthesis and Characterization of a Metallic Ceramic Material– Ti₃SiC₂", Materials Transactions, Vol. 47, No. 1 (2006) pp. 170-174;
77. Huibin Zhang, Xinli Liu and Yao Jiang, "Pore Formation Process of Porous Ti₃SiC₂ Fabricated by Reactive Sintering", Materials 10, 163, (2017), pp. 1-10;
78. AIGUO ZHOU, CHANG-AN WANG, YONG HUNAG, "Synthesis and mechanical properties of Ti₃AlC₂ by spark plasma sintering", JOURNAL OF MATERIALS SCIENCE 3 8,(2 0 0 3) pp, 3111 – 3115;
79. Y. Wang et al. (Ti,Al,Si,C)N nanocomposite coatings synthesized by plasma-enhanced magnetron sputtering, Applied Surface Science 258 (2011) ,pp.456–460;
80. K. Gołombek, J. Mikuła, D. Pakuła, L.W. Żukowska, L.A. Dobrzański, „Sintered tool materials with multi-component PVD gradient coatings“, Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, VOLUME 31 ISSUE 1, 2008, pp. 15-22;
81. МЕТОДЫ ПОЛУЧЕНИЯ НАНОРАЗМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ. Уральский государственный университет им. А.М. Горького. Екатеринбург. 2007. Ст. 5-14
82. Srinivasa R. Bakshi, Vishal Musaramthota, Debrupa Lahiri, Virendra Singh, Sudipta Seal, Arvind Agarwal. Spark plasma sintered tantalum carbide: Effect of pressure and nano-boron carbide addition on microstructure and mechanical properties. Materials Science and Engineering A 528 (2011) 1287–1295
83. Кораблев Д.В. ИЗНОСОСТОЙКАЯ КЕРАМИКА НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ В4С – ТiВ2 – SiC. Санкт-Петербургский государственный технологический институт институт
<http://www.virial.ru/upload/medialibrary/93e/korablev.pdf>
84. Zviad Mestvirishvili, Irakli Bairamashvili, Vakhtang Kvatchadze and Nugzar Rekhviashvili. Thermal and Mechanical Properties of B₄C-ZrB₂ Ceramic Composite. Journal of Materials Science and Engineering B, 5 (9-10) (2015), 385-393
85. Anstis, G. R., Chantikul, P., Lawn, B. R. and Marshall, D. B. A critical evaluation of indentation techniques for measuring fracture toughness – I. Direct crack measurements. J. Am. Ceram. Soc., 64 (1981), 533-538

86. В.Д. Рисованный, А.В. Захаров, Е.П. Клочков, В.Б. Пономаренко, Е. М. Муралева, Т. М. Гусева, Поглощающие материалы стержней управления ядерных реакторов. Ульяновск 2012, 57-95.
87. A K KHANRA, "Production of boron carbide powder by carbothermal synthesis of gel material", Bull. Mater. Sci., Vol. 30, No. 2, 2007, pp. 93–96;
88. Murat Alkan, M. Seref Sonmez, Bora Derin*, Onuralp Yücel, "Effect of initial composition on boron carbide production by SHS process followed by acid leaching", Solid State Sciences 14, 2012, pp 1688-1691;
89. Farshid Farzaneha, Farhad Golestanifarda, M. Sh. Sheikholeslamia, Amir Abbas Nourbakhshb, "New route for preparing nanosized boron carbide powder via magnesiothermic reduction using mesoporous carbon", Ceramics International 41, 2015, pp. 13658–13662;
90. Abolhassan Najafi, F. Golestani-Fard, H.R. Rezaie, „Sol-gel synthesis and characterization of B₄C nanopowder“. Ceramics International, Volume 44, Issue 17, 2018, Pages 21386-21394, ISSN 0272-8842.