

საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი
ლამარა რურუა

ტიტანის, ალუმინისა და სილიციუმის კარბიდო-ბორიდული
ფუძის მქონე კომპოზიციური მასალების მიღება და კვლევა

წარმოდგენილია დოქტორის აკადემიური ხარისხის
მოსაპოვებლად
სადოქტორო პროგრამა: საინჟინრო ფიზიკა
შიფრი: 0719

საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი
თბილისი, 0160, საქართველო
2021 წ

საავტორო უფლება © 2021 ლამარა რურუა

საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი
ინფორმატიკის და მართვის სისტემების ფაკულტეტი

ჩვენ, ქვემოთ ხელისმომწერი ვადასტურებთ, რომ გავეცანით ლამარა რურუას მიერ შესრულებულ სადისერტაციო ნაშრომს დასახელებით: *„ტიტანის, ალუმინისა და სილიციუმის კარბილო-ბორიდული ფუძის მქონე კომპოზიციური მასალების მიღება და კვლევა“* და ვაძლევთ რეკომენდაციას საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტის ინფორმატიკის და მართვის სისტემების ფაკულტეტის საუნივერსიტეტო სადისერტაციო საბჭოში მის განხილვას დოქტორის აკადემიური ხარისხის მოსაპოვებლად.

-----,-----, 2021 წელი

ხელმძღვანელი: ფიზ.მათ. აკადემიური დოქტორი, პროფესორი

_____ ნიკოლოზ ჯალაბაძე

რეცენზენტი: ტექ. მეცნ. აკადემიური დოქტორი

_____ არჩილ გაჩეჩილაძე

რეცენზენტი: ტექ. მეცნ. აკადემიური დოქტორი, პროფესორი

_____ ნიკოლოზ ჩიხრაძე

ავტორი: ლამარა რურუა

დასახელება: ტიტანის, ალუმინისა და სილიციუმის კარბიდო-
ბორიდული ფუძის მქონე კომპოზიციური მასალების მიღება და კვლევა

სადოქტორო პროგრამა: საინჟინრო ფიზიკა

ფაკულტეტი: ინფორმატიკის და მართვის სისტემების

ხარისხი: დოქტორი

სხდომა ჩატარდა:

ინდივიდუალური პროცნებების ან ინსტიტუტების მიერ
ზემომოყვანილი 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

თანამედროვე მრეწველობის თითქმის ყველა სფეროებში ტრადიციული მასალები ვეღარ აკმაყოფილებს მათდამი წაყენებულ მოთხოვნებს. უფრო მეტად ჩნდება ახალი, კომბინირებული თვისებების მქონე, მასალების გამოყენების აუცილებლობა. ახალი თაობის მასალები უნდა ფლობდეს მთელ რიგ უნიკალურ თვისებებს, კერძოდ: დაბალ სიმკვრივეს, მაღალ სიმტკიცესა, თბომედეგობას და სხვა... ამავდროულად მათი დამუშავება უნდა იყოს ადვილი და იაფი. მსგავსი მოთხოვნები ვრცელდება ლითონებსა და არალითონებზე, აგრეთვე მათ კომბინაციებზე. ორი ან მეტი, განსხვავებული თვისებების მქონე, მასალის გაერთიანებით მიღებულ მასალას კომპოზიტი ეწოდება. სხვადასხვა შემადგენელი კომპონენტების კომბინაციებით შესაძლებელია მივიღოთ კომპოზიციური მასალა, მორგებული კონკრეტული ამოცანისა და მრეწველობის დარგისათვის. ძირითადად კომპოზიციური მასალა წარმოადგენს სხვადასხვა მეტალური ან კერამიკული ფუძისა და სხვადასხვა მალეგირებული ელემენტის ერთობლიობას.

წინამდებარე კვლევის მიზანს წარმოადგენდა კომპოზიციური მასალების მიღება ტიტანის და სილიციუმის კარბიდული და ბორიდული ნაერთების ფუძით, რომლებიც ლეგირებული იქნებიან სხვადასხვა ტიპის მაღალტემპერატურული და პლასტიური მასალებით, მათი შემდგომში საჯავშნე ელემენტებში გამოყენების მიზნით. ბორიდული მასალებიდან ყველაზე ფართო გამოყენება აქვს ტიტანის დიბორიდს -TiB₂-ს, კარბიდული მასალებიდან კი ტიტანის და სილიციუმის კარბიდებს, ამიტომ საკვლევი კომპოზიციური მასალების ფუძედ შერჩეულია TiB₂-TiC-SiC. ამ ტიპის კერამიკული კომპოზიტებისადმი ყურადღება გამოწვეულია იმით, რომ ისინი ხასიათდებიან მაღალი ლღობის ტემპერატურით, მაღალი სისალით და მაღალი კოროზია-მედეგობით. სისალისა და სიმტკიცის გაზრდის მიზნით იყენებენ განსხვავებული ნედლეულის სისტემებსა და დანამატებს, აგრეთვე ლითონებს Al, Mg, Zr და სხვა. TiB₂ ამჟამად გამოიყენება, მხოლოდ სპეციალიზირებულ პროგრამებში, ისეთ სფეროებში, როგორცაა, მჭრელი იარაღები, ტიგელები, ცვეთამედეგი დანაფარები, დარტყმის მიმართ მედეგი ჯავშანი.

კომპოზიციური მასალების ფუძე TiB₂-TiC-SiC მიიღებოდა ცალკეული ელემენტებისაგან $7Ti+3B_4C+3Si=6TiB_2+TiC+3SiC$ რეაქციით ან სასურველი თანაფარდობით TiB₂, TiC, SiC ნაერთების ფხვნილების გამოყენებით. განხორციელდა ფუძე კომპოზიციური მასალების მიღება როგორც სუფთა სახით, ასევე მალეგირებული ნაერთებთან ერთად. იმის გათვალისწინებით, რომ მასალები საჯავშნედ უნდა იყოს გამოყენებული, მალეგირებული ნაერთები შეირჩა, სიმყიფის შემცირების, სისალისა და სიმტკიცის გაზრდის მიზნით. აღნიშნული მასალების ლეგირება განხორციელდა AlMgB₁₄, Al₈B₄C₇, Al₈SiC₇, Al₄SiC₄, Ti₃Al_{0.5}Si_{0.5}C₂, FeNi და მათი კომბინაციებით. ზოგიერთ შემთხვევაში ასევე გამოიყენებოდა ტიტანის ნიტრიდი TiN. ფიზიკო-

მექანიკური თვისებების და სტრუქტურული მდგომარეობის კვლევისათვის მიიღებოდა ცილინდრული ფორმის ნიმუშები, ხოლო ბალისტიკური გამოცდებისათვის კი ოთხკუთხა ფორმის ნიმუშები. შემუშავებულ იქნა საჯავშნე ფილების დამზადებისა და აწყობის ტექნოლოგია. კაზმის მოსამზადებლად თავდაპირველად ანგარიშებოდა კომპოზიტის კომპონენტთა თანაფარდობა. შემდგომ ხდებოდა სინთეზისათვის ელემენტებისა და ნაერთების შერჩევა, კერძოდ ფუძისა და მალეგირებელი ნაერთებისათვის ცალკეული ელემენტების (Ti, Al, Si, C, B, Mg, Fe, Ni და სხვა) ან ნაერთების (TiB₂, TiC, SiC, B₄C, AlMgB₁₄ და სხვა) საჭირო რაოდენობის ფხვნილების აწონვა და შერევა.

ნიმუშები მიღებულ იქნა განსხვავებულ პირობებში წნევისა და ტემპერატურის რეგულირებით. ერთიდაიგივე შედგენილობის კომპოზიციური მასალა მიღებული იქნა შეცხოვის განსხვავებული ტემპერატურის პირობებში, შეცხოვისათვის საჭირო მინიმალური ტემპერატურის დადგენის მიზნით. ნიმუშების შეცხოვა ხდებოდა ნაპერწკალურ-პლაზმური სინთეზის (SPS) მეთოდით. სინთეზი წარმოებდა ვაკუუმში, სპეციალურ SPS მეთოდზე დაფუძნებულ დანადგარში შეცხოვის პროცესების მართვით. ტემპერატურისა და წნევის რეგულირება ხდებოდა ისე, რომ არ მომხდარიყო დაბალტემპერატურული ელემენტების/ნაერთების გამოდნობა და კომპოზიტის შემადგენლობიდან გამოსვლა, ან აირის სახით გამოყოფა და აორთქლება. წნევის კონტროლი საჭირო იყო იმისათვის, რომ მიღებული ნიმუშის ფორიანობა მინიმუმამდე დაგვეყვანა. სინთეზის შედეგად მიღებულ ნიმუშებს განესაზღვრებოდა სიმკვრივე და ფორიანობა. სიმკვრივე იზომებოდა ჰიდროსტატიკური მეთოდით, ხოლო მიკროსისალე ვიკერსის მეთოდით გაანგარიშდებოდა. მასალების მორფოლოგიურ-სტრუქტურული და ელემენტური შემადგენლობის კვლევა ხდებოდა მასკანირებელი ელექტრონული JEOL JSM-6510LM და ოპტიკური LEITZ WETZLAR მიკროსკოპების მეშვეობით. შესწავლილი იქნა ნიმუშების სტრუქტურა, შეფასდა მარცვალთა წყობის სიმჭიდროვე და ფორიანობა. ფაზური და ელემენტული ანალიზი განხორციელდა რენტგენული დიფრაქტომეტრით XZG 4A.

მოცემული კვლევის მიზანს წარმოადგენს აგრეთვე უშუალოდ საჯავშნე ფილების დამზადება, შემუშავებული კომპოზიციური მასალებიდან და მათი ბალისტიკური გამოცდა. საჯავშნე ფილების დამზადებისთვის შეირჩა კომპოზიციური მასალები დაბალი სიმკვრივით და მაღალი სისალით და სიმტკიცით. სტანდარტულად, საჯავშნე ფილები მზადდება მთლიანი, მორგებული ადამიანის ტანზე ან საბრძოლო მანქანაზე. ხოლო ელიტური სამხედრო კორპუსისათვის ჯავშანი მზადდება მსუბუქი, მცირე ზომის მართკუთხა ან ექვსკუთხედი ფორმის ფილების გამოყენებით. ბალისტიკური ტესტირებისათვის ჩვეულებრივ გამოიყენება 50X50მმ ზომის, 8-10მმ სისქის ფილები. აღნიშნული ზომის ფირფიტის დამზადება დაკავშირებულია ენერჯის დიდ დანახარჯებთან და ისეთ ტექნიკურ სირთულეებთან, როგორცაა მიღებული ფირფიტის არათანაბარი შეცხოვა, კერძოდ ტემპერატურის არათანაბარი განაწილების გამო კიდევებთან ნაკლებად ხდება

შეცხოვა, რის გამოც მასალა მიიღება არასრული სიმკვრივით და მაღალი ფორიანობით.

აღნიშნული პრობლემის გადასაჭრელად განხორციელდა შედარებით მცირე ზომის ფირფიტების შეცხოვა და მათი გამოყენებით მოხდა შესაბამისი ზომის საჯავშნე ფილის აწყობა. მივიღეთ განსხვავებული სამ ფენიანი საჯავშნე ფილა, რომელიც აწყობილი იყო 2 ხვადასხვა ზომის ფირფიტებისგან (სულ 8ცალი-24x24x3 მმ და 9ცალი-16x16x3 მმ). 4 ცალი დიდი ზომის ფირფიტისაგან აიწყო პირველი და მესამე ფენა, ხოლო შუა ფენა შედგებოდა 9 ცალი მცირე ზომის ფირფიტისაგან. ყოველი მომდევნო ფენის მიერ მოხდა წინა ფენის კიდეების გადაფარვა. ამ მეთოდით ფილის აწყობა აგრეთვე საშუალებას მოგვცემს ფირფიტა ავაწყოთ სხვადასხვა მასალის გამოყენებით. მასალების სხვადასხვაგვარი განლაგებით შესაძლებელია ოპტიმალური კონფიგურაციის შერჩევა.

ბალისტიკური ტესტირება ჩატარდა სტუ-ს ბაზაზე არსებულ ტირში, უსაფრთხოების შესაბამისი ნორმების დაცვით. ჩატარებული ბალისტიკური ტესტირება აკმაყოფილებს ნატოს სტანდარტის - NIJ standart-0101.06 მესამე ტიპით გათვალისწინებულ მოთხოვნებს.

გამოსაცდელად დამზადებული 5 სხვადასხვა ნიმუშებიდან ტყვია შეაკავა ორმა მათგანმა, კერძოდ: ნიმუშმა შემადგენლობით $TiB_2-TiC-Ni$ აღმოჩნდა ყველაზე მდგრადი მოცემული ტყვიის მიმართ. სრულად გაანეიტრალა ტყვიის ენერგია, უკანა მხარის ანაბეჭდის სიდიდე არ აღემატება 3 მმ-ს. ასევე კარგი შედეგი აჩვენა ნიმუშმა შემადგენლობით: $B_4C-TiB_2-SiC-Al_4SiC_4$. ამ შემთხვევაშიც ტყვიის ენერგია შთანთქა ფილამ, უკანა ანაბეჭდის სიდიდე შეადგენს ≈ 15 მმ.

ბალისტიკური ტესტირების შედეგად გამოიკვეთა კომპოზიციები რომელთა გამოყენებაც ცალსახად შესაძლებელი იქნება საჯავშნე ნაკეთობებში.

Abstract

In almost all areas of modern industry, traditional materials can no longer meet the requirements placed on them, due to increased necessity to use new materials having combined properties. New generation materials must possess a number of unique properties, such as low density, high strength, heat resistance and much more... At the same time manufacturing process should be easy and cheap. Similar requirements apply to metals and non-metals materials, as well as their combinations. A material obtained by combining two or more materials with different properties is called a composite material. With combination of different combinations of constituent elements it is possible to obtain composite material tailored specific tasks and the industry. Basically, composite materials is a combination of a metal or ceramic matrix reinforced by various elements and compositions.

The present study aimed to obtain composite materials based on carbide and boride compounds of titanium and silicon, reinforced by different high-temperature and plastic materials, in order to use as armor materials. The widely used boride material is titanium diboride, as well as carbides of titanium and silicon. Consequently, TiB₂-TiC-SiC has been selected as a base and matrix of the researched composite materials. Mainly attention has been due to the fact that they are characterized by high melting temperature, high hardness and corrosion-resistance. Different additives and systems of raw materials are used to increase the hardness and strength of composite materials.

Matrix of TiB₂-TiC-SiC composite has been obtained from elements (by reaction $7\text{Ti}+3\text{B}_4\text{C}+3\text{Si}=6\text{TiB}_2+\text{TiC}+3\text{SiC}$) or using desired ratio of TiB₂, TiC, SiC compounds. Composite materials has been produced as a multi-phase matrix and with reinforcement elements. Reinforcement elements have been chosen to reduce brittleness, increase hardness and strength, considering that researched materials were to be used as armor. Mentioned materials have been reinforced by AlMgB₁₄, Al₈B₄C₇, Al₈SiC₇, Al₄SiC₄, Ti₃Al_{0.5}Si_{0.5}C₂, FeNi materials and their combinations. In some cases titanium nitride TiN was also used. Has been developed technology of obtaining armor tiles and their assembling. Initially has been calculated ratio of composite components in order to prepare mixture of precursor element. Appropriate amount of powders of elements (Ti, Al, Si, C, B, Mg, Fe, Ni and so on...) or compounds (TiB₂, TiC, SiC, B₄C, AlMgB₁₄ and so on...) have been mixed and prepared for synthesis.

The sample have been sintered by spark-plasma synthesis/sintering (SPS) method. The sintering has been performed in a vacuum, in a laboratory-made device. In order to prevent the release of low-temp. elements/compounds from the system, the pressure and temperature have been adjusted accordingly. Density and porosity have been determined of samples obtained after sintering process. Hydrostatic method has been used for density measurements. Hardness tests have been conducted by Vickers micros-hardness method. Morphology and microstructure have been investigated by optical (LEITZ WETZLAR) and scanning

electron (SEM-JEOL JSM-6510LM) microscopes. Phase and elemental analysis have been performed by X-ray diffractometer XZG 4A.

This research also aimed to design armor tiles from the developed composite materials and their ballistic examination. Composite materials with low density, high strength and toughness were selected for the construction of armor tiles. Mainly, armors are made by one whole plate, customized on human body or combat vehicle. While elite military corps uses armors made from the small rectangular or hexagonal shaped low-weight tiles. Armor tiles with size-50X50mm and 8-10mm thick are usually used for ballistic testing. Making a plate of this size is associated with high energy costs and technical difficulties such as uneven sintering. An anisotropic temperature distribution through the sample body leads to the insufficient density and hardness.

To solve this problem, relatively small plates were sintered and used to assemble an armor plate of appropriate size. Different three-layer armor tile has been obtained, which was assembled from 2 different size plates (8pieces-24x24x3mm and 9pieces-16x16x3 mm). The first and third layers were assembled from 4pieces of large plate, while the middle layer consisted of 9pieces of small plate. The edges of the previous layer were overlapped by each subsequent layer. Assembling the tile with this method will also allow us to construct the plates using different materials. With different layouts of materials it is possible to achieve the optimal configuration.

Ballistic testing was conducted at the GTU-based shooting range in compliance with required safety standards. The conducted ballistic testing meets the requirements of the NATO standard-NIJ standart-0101.06 typeIIIA. Five different samples were tested and two of the appeared to be bullet resistant. The sample $\text{TiB}_2\text{-TiC-Ni}$ was found to be the most resistant to the used bullets, which could fully neutralize bullet energy and sample showed back face signature (BFS) less than 3mm. Also good results showed sample made by $\text{B}_4\text{C-TiB}_2\text{-SiC-Al}_4\text{SiC}_4$. In this case BFS was around 15mm. According to the NIJ standart maximum allowed BFS is 44mm.

Results of ballistic testing showed the compositions that definitely can be used for armor application.

შინაარსი

რეზიუმე	4
Abstract	7
შინაარსი	9
ცხრილების ნუსხა	10
ნახაზების ნუსხა	10
გამოყენებული აბრევიატურა	13
მადლიერება	14
შესავალი	15
1. ლიტერატურის მიმოხილვა.....	18
1.1. ტიტანის, ალუმინისა და სილიციუმის კარბიდულ-ბორიდული მასალები, მათი მორფოლოგია, სტრუქტურა, თვისებები	18
1.2. კარბიდული და ბორიდული კომპოზიციური მასალების მიმოხილვა, ფიზიკურ-მექანიკური თვისებები	33
1.3. კარბიდული და ბორიდული კომპოზიციური მასალების მიღების თავისებურებები	47
1.4. ლიტერატურის ანალიზი და ამოცანის დასახვა	52
2 ექსპერიმენტალური ნაწილი	55
2.1 კაზმის მომზადება	55
2.2. ფხვნილების სინთეზირება/შეცხობა ნაპერწკალურ-პლაზმური სინთეზის მეთოდი	56
2.3. მასალების კვლევის მეთოდები	59
2.3.1 ფაზური ანალიზი	59
2.3.2. სიმკვრივე	60
2.3.3 ფორიანობა	61
2.3.4. სტრუქტურული ანალიზი	62
2.3.5. ზედაპირის დამუშავება	62
2.3.6 მიკროსისალე	67
2.4. საჯავშნე ფილის აწყობა	68
3. შედეგების ანალიზი	72
4. დასკვნები	93
გამოყენებული ლიტერატურა	94

ცხრილების ნუსხა

ცხრილი 1. მიღებული კომპოზიციური მასალები.....	74
ცხრილი 2. სინთეზის/ შეცხოვის პროცესის პარამეტრები.....	75
ცხრილი 3. მიღებული ნიმუშების თვისებები	76
ცხრილი 4. ბალისტიკური ტესტირებისათვის გამზადებული ნიმუშების მონაცემები და ტესტირების შედეგები.	89

ნახაზების ნუსხა

სურ. 2. მდგომარეობის Ti-C დიაგრამა [2].....	19
სურ. 1. C-Ti მდგომარეობის დიაგრამა [1].....	19
სურ. 4. Ti-Al -მდგომარეობის დიაგრამა [8].....	20
სურ. 3. Si-C - მდგომარეობის.....	20
სურ. 5. B-Ti მდგომარეობის დიაგრამა [9-10]	21
სურ. 6. Al-B მდგომარეობის დიაგრამა [13].....	22
სურ. 7. Al-Si მდგომარეობის დიაგრამა [14]	22
სურ. 8. Ti -Si მდგომარეობის.....	23
სურ. 9. B -Si მდგომარეობის.....	23
სურ. 10. Al- Si Ti -სისტემის ალუმინით მდიდარი უბნის მდგომარეობის დიაგრამა 700°C ტემპერატურაზე [27]	25
სურ. 11. Al- Si C- მდგომარეობის.....	31
სურ. 12. Al- B-Ti - მდგომარეობის.....	31
სურ. 13. Al- B- Si - მდგომარეობის დიაგრამა [44]	31
სურ. 14. Ti-Al-C მდგომარეობის დიაგრამა [45]	31
სურ. 15. Ti –TiSi ₂ - TiB ₂ მდგომარეობის დიაგრამა [46]	32
სურ. 16. Ti –Si-B-C მდგომარეობის დიაგრამა [48]	32
სურ. 17. SPS დანადგარი	58
სურ. 18. შეცხოვის პროცესის სქემატური სახე.....	59
სურ. 19. ნაპეწკალურ-პლაზმური სინთეზის დანადგარის სქემა.....	59

სურ. 20. რენტგენოდიფრაქციული დანადგარი XZG-4A	60
სურ. 21. „БЛАГО-150“ მარკის სასწორი. ნიმუშის მასის განსაზღვრა ჰაერზე და სითხეში.....	61
სურ. 22. მასკანირებელი ელექტრონული მიკროსკოპი JSM-6510L.....	62
სურ. 23. პოლირების დანადგარი GRINDING POLISHING MACHINE	64
სურ. 24. $TiB_2-TiC-SiC-Al_8SiC_7-Al_8B_4C_7$ სისტემის კომპოზიტის (SPS-779).....	65
სურ. 25. $TiB_2-TiC-TiN-FeNi$ სისტემის კომპოზიტის (SPS-795)	65
სურ. 26. $TiB_2-TiC-TiN-SiC-Fe-Ni$ სისტემის კომპოზიტის (SPS-814) ელექტრონული მიკროფოტოსურათი.....	66
სურ. 27. ოპტიკური მიკროსკოპი METALLOPLAN	66
სურ. 28. მიკროსისალის გასაზომი დანადგარი Miniload-2	67
სურ. 29. საჯავშნე ფილების მიღების ტექნოლოგიური ეტაპების სქემა	68
სურ. 30. ფირფიტების მისაღებად დასამზადებელი წნეხყალიბის (მატრიცა და პუანსონები).....	70
სურ. 31. ცილინდრული ნიმუშების მისაღებად დასამზადებელი წნეხყალიბის მატრიცის და პუანსონების ა) ესკიზი ბ) დამზადებული წნეხყალიბი.....	70
სურ. 32. საჯავშნე ფილის სქემატური ნახაზი:.....	71
სურ. 33. $TiBR_2R-TiC-SiC$ სისტემის კომპოზიტის (SPS-760) რენტგენოდიფრაქტოგრამა.....	78
სურ. 34. $TiB_2-TiC-SiC-Al_4SiC_4$ სისტემის კომპოზიტის (SPS-772) რენტგენოდიფრაქტოგრამა.....	79
სურ. 35. $TiB_2-TiC-SiC-Al_8SiC_7$ სისტემის კომპოზიტის (SPS-742/746) რენტგენოდიფრაქტოგრამა.....	79
სურ. 36. $TiB_2-TiC-SiC-AlMgB_{14}$ სისტემის კომპოზიტის (SPS-733) რენტგენოდიფრაქტოგრამა.....	80
სურ. 37. $TiBR_2R-TiC-SiC-FeNi$ სისტემის კომპოზიტის (SPS-780) რენტგენოდიფრაქტოგრამა.....	80
სურ. 38. $TiBR_2R-TiC-SiC-AlBR_{12}R$ სისტემის კომპოზიტის (SPS-660) რენტგენოდიფრაქტოგრამა.....	81
სურ. 39. $TiB_2-TiC-SiC-Ti_3Al_{0.5}Si_{10.5}C_2$ სისტემის კომპოზიტის (SPS-777). რენტგენოდიფრაქტოგრამა.....	81

სურ. 40. $TiB_2-TiC-SiC-Ti_3Al_{0.5}Si_{0.5}C_2-Al_8B_4C_7$ სისტემის კომპოზიტის (SPS-779). რენტგენოდიფრაქტოგრამა.....	82
სურ. 41. $TiB_2-TiC-SiC-AlB_{12}$ სისტემის კომპოზიტის (SPS-660). ელექტრონული მიკროფოტოსურათი და ენერგოდისპერსიული მიკრორენტგენული სპექტრი.....	82
სურ. 42. $TiB_2-TiC-SiC$ სისტემის კომპოზიტის (SPS-782) ელექტრონული მიკროფოტოსურათი და ენერგოდისპერსიული მიკრორენტგენული სპექტრი.....	83
სურ. 43. $TiB_2-TiC-SiC-Al_8SiC_7$ სისტემის კომპოზიტის (SPS-742/746) ელექტრონული მიკროფოტოსურათი და ენერგოდისპერსიული მიკრორენტგენული სპექტრი.....	83
სურ. 44. $TiB_2-TiC-SiC-Ti_3Al_{0.5}Si_{0.5}C_2-Al_8B_4C_7$ სისტემის კომპოზიტის (SPS-779) ელექტრონული მიკროფოტოსურათი და ენერგოდისპერსიული მიკრორენტგენული სპექტრი.....	84
სურ. 45. $TiB_2-TiC-SiC-Al_4SiC_4$ სისტემის კომპოზიტისა (SPS-772) ელექტრონული მიკროფოტოსურათი და ენერგოდისპერსიული მიკრორენტგენული სპექტრი.....	84
სურ. 46. $TiB_2-TiC-SiC-Ti_3Al_{0.5}Si_{0.5}C_2$ სისტემის კომპოზიტის (SPS-777). ელექტრონული მიკროფოტოსურათი და ენერგოდისპერსიული მიკრორენტგენული სპექტრი.....	83
სურ. 47. $TiB_2-TiC-SiC-AlMgB_{14}$ სისტემის კომპოზიტის (SPS-802) ელექტრონული მიკროფოტოსურათი და ენერგოდისპერსიული მიკრორენტგენული სპექტრი.....	84
სურ. 48. $TiB_2-TiC-SiC-Fe-Ni$ სისტემის კომპოზიტისა (SPS-780) ელექტრონული მიკროფოტოსურათი და ენერგოდისპერსიული მიკრორენტგენული სპექტრი.....	85
სურ. 49. საჯავშნე ფილა $TiBR_2R-TiC-Ni$	86
სურ. 50. საჯავშნე ფილა B_4C-SiC	86
სურ. 51. საჯავშნე ფილა $TiB_2-TiC-SiC-FeNi$	86
სურ. 52 აწყობილი საჯავშნე ფილა	86
სურ. 53 საჯავშნე ფილა $TiB_2-TiC-SiC-Al_4SiC_4$	87
სურ. 54. გამოსაცდელი ნიმუშების უკან დასაფენი ქსოვილების წინა და უკანა მხარე ბალისტიკური ტესტირების შემდეგ:	87
სურ. 55 ბალისტიკური ტესტირებისათვის მომზადებული ჯავშან ფილები: 1- TiB_2- $TiC-Ni$, 2- B_4C-SiC , 3- $TiB_2-TiC-SiC-FeNi$, 4- $TiB_2-TiC-SiC-FeNi$, 5- $TiB_2-TiC-SiC-Al_4SiC_4$. ა) აწყობილი ფილები , ბ) აწყობილი ფილები წებოვანი ლენტით შეფუთვის შემდგომ.	88
სურ. 56 საჯავშნე ფილა დამცავ ალუმინის ჩარჩოსა, ბაზალტის, კაპრონის და რეზინის სადებთან ერთად.....	89
სურ. 57. ბალისტიკური ტესტირებისათვის გამოყენებული ტყვია.....	90

სურ. 58. ნიმუში #1- TiB ₂ -TiC-Ni. ა: წინა მხარე.....	90
სურ. 59. ნიმუში #5-TiB ₂ -TiC-SiC-Al ₄ SiC ₄ . ა: წინა მხარე.....	91
სურ. 60 სურ. ნიმუში #3- B ₄ C-TiB ₂ -SiC- FeNi . ა: წინა მხარე.	91
სურ. 61. ნიმუში 4- B ₄ C-TiB ₂ -SiC- FeNi . ა: წინა მხარე.....	91
სურ. 62. ბალისტიკური ტესტირების სტენდზე დამაგრებული ნიმუში გამოცდის შემდეგ.....	92

გამოყენებული აბრევიატურა

SPS - ნაპერწკალურ პლანური სინთეზი/შეცხობა

თმს- SHS-თვითგავრცელებადი მაღალტემპერატურული სინთეზი

MMC – metal matrix composites- ლითონის ფუძის მქონე კომპოზიტები

ლბკმ- ლითონურ-ბოჭკოვანი კომპოზიციური მასალები

SEM- მასკანირებელი ელექტრონულ მიკროსკოპია

EDS-ენერგოდისპერსიული სპექტრი

XRD-რენტგენოგრაფიული დიფრაქცია

XRDSR-რენტგენული დიფრაქცია სინქროტრონის გამოსხივებით

WDS -ტალღის სიგრძის დისპერსიული სპექტრომეტრია

EPMA -ელექტრონული ზონის მიკროანალიზი

IFACS-ინდუქციური ველის გააქტიურებული წვის სინთეზი

EPS- Electro-Pressure Sintering- ელექტრული დაწნეხვით სინთეზირების მეთოდი

Tiss - ტიტანის მყარი ხსნარი

მადლიერება

ულრმესი მადლობა სტრუქტურული კვლევების რესპუბლიკური ცენტრის ყველა თანამშრომელს, განსაკუთრებით:

ლ. ნადარიას (სტუ. სკრც.)

ლ. ხუნდაძეს (სტუ. სკრც.)

კონსულტაციებისთვის, პრაქტიკული რჩევებისა და გაწეული დახმარებისათვის

სსიპ შოთა რუსთაველის საქართველოს ეროვნული სამეცნიერო ფონდს ფინანსური მხარდაჭერისათვის (გრანტი #: PHDF-19-972).

შესავალი

XXI საუკუნე მაღალი ტექნოლოგიების, კომპოზიციური და ნანო მასალების საუკუნეა. ეს მასალები და ტექნოლოგიები ფართო მასშტაბით გამოიყენება მეცნიერებების და ტექნოლოგიების ისეთ სფეროებში, როგორცაა მედიცინა, აგრონომია, ელექტრონიკა, კოსმონავტიკა, მანქანათმშენებლობა და სხვა. ასეთი მასალები და ტექნოლოგიები ძირითადად მაღალგანვითარებულ ქვეყნებში მუშავდება, ინერგება და იქმნება ერთიანი მასალათმცოდნეობისა და ტექნოლოგიების ბაზა, რაც ერთ-ერთი წინაპირობაა ქვეყნის მეცნიერ-ტექნიკური და ეკონომიკური პროგრესისათვის.

უქანგბადო კერამიკების ერთ-ერთი მნიშვნელოვანი ჯგუფია კარბიდები, რომელთაგან მნიშვნელოვანი გამოიყენება აქვს B_4C , SiC , TiC და სხვ. ბორის და სილიციუმის კარბიდის მნიშვნელოვანი თვისებებია დაბალი კუთრი წონა, მაღალი სისალე, მაღალი დრეკადობის მოდული, მაღალი მექანიკური სიმტკიცე, ცვეთამედეგობა, ქიმიური მედეგობა და სხვა. აღნიშნულის გამო მათ იყენებენ ჯავშანში, ფილერებში, ჭავლურ აპარატებში, აბრაზიულ მასალებში და სხვა. ბორის კარბიდის ერთ-ერთი უნიკალური თვისებაა ნეიტრონების შთანთქმის უნარი, რომლის გამოც მას ფართოდ იყენებენ ბირთვულ ენერგეტიკაში.

მიუხედავად ზემოთ ჩამოთვლილი მრავალი სფეროსი, მასალების გამოყენება იზღუდება სხვადასხვა ფუნქციური თვისებების დაბალი მაჩვენებლის გამო. მაგალითად ბორის და სილიციუმის კარბიდების გამოყენებას ექსტრემალურ პირობებში მომუშავე დანადგარებში ხელს უშლის მათი მაღალი სიმყიფე (დაბალი ბზარმედეგობა). ხოლო ZrC -ის გამოყენებას ზებგერით საფრენ აპარატებსა თუ კოსმოსურ ტექნიკაში როგორც მაღალტემპერატურული აბრაზიული-ცვეთამედეგი მასალა, ხელს უშლის მისი დაბალი მედეგობა დაჟანგვის მიმართ.

მასალების თვისებების მაქსიმალურად გამოყენება შესაძლებელია მათგან კომპოზიტების დამზადებით. კომპოზიციურ კერამიკულ მასალებს

ახასიათებთ ისეთი ფიზიკურ-ტექნიკური თვისებების შერწყმა, როგორცაა მექანიკური (მაღალი დრეკადობის, ვეიბულის და ძვრის მოდული, მექანიკური სიმტკიცე, ბზარმედეგობა, პლასტიურობა, სისალე), ტექნოლოგიური (შეცხოზადობა, დამუშავებადობა) და ექსპლუატაციური (მხურვალმტკიცობა, მხურვალმედეგობა, ცივმედეგობა, ცვეთამედეგობა, რადიაციული მედეგობა, სტატიკური და დინამიკური დატვირთვებისადმი მდგრადობა, ბიოთავსებადობა, ქიმიური და კოროზიული მედეგობა და სხვა).

XX საუკუნის ორმოცდაათიანი წლებიდან განსაკუთრებული ყურადღება მიექცა სამხედრო დანიშნულების უსაფრთხოების სისტემების შექმნას და მათ სამრეწველო ტექნოლოგიების დამუშავებას. ეს ტექნოლოგიები მიეკუთვნება მაღალი ტექნოლოგიების რიგს და ითვლებიან პროგრესულ-მოწინავე ტექნოლოგიებად. განსაკუთრებულ მნიშვნელობას იძენს პირადი შემადგენლობისა და მსუბუქი ტექნიკის დაცვის საშუალებების წარმოება. უკანასკნელ წლებში აღნიშნული მიზნებისთვის ფართოდ გამოიყენება კომპოზიციური (ჰიბრიდული) ჯავშანი, რომლის ბალისტიკურ ფილად შეუცვლელია კარბიდული კერამიკა.

წარმოდგენილი კვლევა ორიენტირებულია კერამიკული ფხვნილებისგან ჰომოგენური ნარევის მიღების პრობლემის გადაჭრაზე, რომელიც ეფუძნება კომპოზიტის შესაბამისი შემადგენელი ელემენტების ქიმიური გზით კომპლექსური ნაერთების მიღებას, შემდგომ თერმო-ქიმიური გზით ამ კომპლექსური ნაერთებიდან კაზმის მიღებას და ბოლოს თერმული გზით კაზმიდან კომპოზიტის ნანოფხვნილების მიღებას.

კვლევა ორიენტირებულია აგრეთვე კომპოზიციური მასალების ნანოფხვნილებიდან მიღებულ კომპაქტურ ნამზადებში ნანოკრისტალური სტრუქტურის შენარჩუნების პრობლემის გადაჭრაზე.

ამ პრობლემის გადაჭრა შესაძლებელია ჩვენს მიერ შემუშავებული

ნაპერწკლოვან პლაზმური სინთეზის/შეცხობის მოწყობილობის გამოყენებით. მარცვლის ზრდის პროცესის თავიდან აცილება შესაძლებელია შეცხობის პროცესების მართვით გარკვეულწილად შეზღუდულ დროში. მაღალი სიდიდის მქონე პულსირებადი ცვლადი დენი გადის გრაფიტის წნეხ-ყალიბში მოთავსებულ ფხვნილში. ფხვნილში გამავალი დენი ქმნის ნაპერწკალს და რკალს ფხვნილის ნაწილაკებს შორის, რაც იწვევს პლაზმურ პროცესებს და ნაწილაკებს შორის შეცხობის დაწყებას. რკალი ნაწილაკების ზედაპირებს შორის იქმნება მხოლოდ დროის მცირე მონაკვეთში იმის გამო, რომ სიხშირე პულსირებადი დენისა მაღალია. ეს მცირე პერიოდი სრულიად საკმარისია იმისთვის, რომ შეიქმნას მაღალი ტემპერატურა და შესაბამისად წარიმართოს შეცხობის პროცესი, მაგრამ არ არის საკმარისი იმისთვის, რომ ეს ტემპერატურა გავრცელდეს ნანოკრისტალურ ნაწილაკებში და მაღლა აწიოს მათი ტემპერატურა. ამიტომაც, რომ მთლიანი მასის ტემპერატურა რჩება დაბალი და ხელს არ უწყობს მარცვლის ზრდის პროცესებს, მაშინ როცა ნაწილაკების ზედაპირთა შეხების წერტილებში ტემპერატურა სრულიად საკმარისია შეცხობისათვის.

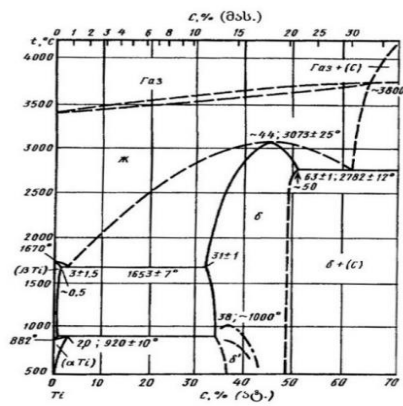
1. ლიტერატურის მიმოხილვა

1.1. ტიტანის, ალუმინისა და სილიციუმის კარბიდულ-ბორიდული მასალები, მათი მორფოლოგია, სტრუქტურა, თვისებები

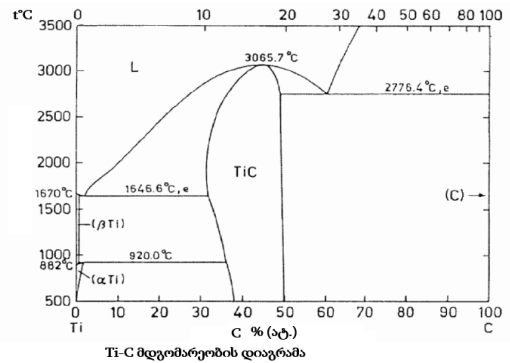
ტიტანის, ალუმინისა და სილიციუმის კარბიდულ-ბორიდული მასალების თვისებების შესასწავლად ერთ-ერთ მნიშვნელოვან ეტაპს წარმოადგენს მდგომარეობის დიაგრამების შესწავლა, რომლითაც შესაძლებელია მოვიძიოთ მნიშვნელოვანი ინფორმაცია. კერძოდ: მოცემულ სისტემაში რა ტემპერატურაზე რომელი ნაერთი შეიძლება წარმოიქმნას, ნივთიერება როდის არის მყარ და როდის თხევად მდგომარეობაში და ა. შ. არსებობს ორმაგი, სამმაგი და ოთხმაგი სისტემები. განვიხილოთ ისინი ცალ-ცალკე და დავახასიათოთ წარმოქმნილი ნაერთები.

ორმაგი სისტემები

დიაგრამაზე (სურ. 1,2) ჩანს, რომ სისტემაში (Ti -C) დადგენილია კარბიდული ნაერთის TiC წარმოქმნა NaCl ტიპის სტრუქტურით. TiC დნება $3073\pm 25^{\circ}\text{C}$ ტემპერატურაზე ნახშირბადის 44 ატ. % შემცველობის დროს. ფაზის ჰომოგენურობის უბანი δ სოლიდუსის მახლობლად განლაგებულია ნახშირბადის მხარეს. 1600°C ტემპერატურაზე δ ფაზის ჰომოგენურობის უბნის საზღვარი ტიტანის მხარეს გადის შენადნობების ნახშირბადის შემადგენლობაზე 30 % (ატ.)-დან 700°C -ზე C შემადგენლობაზე 37 ატ. % -დან [3] ნახშირბადის მხარეს δ ფაზის საზღვრის მდებარეობა ზუსტად დადგენილი არ არის. შემცველობის 32-დან 50(ატ.)%-მდე.



სურ. 2. C-Ti მდგომარეობის დიაგრამა [1]



სურ. 1. მდგომარეობის Ti-C დიაგრამა [2]

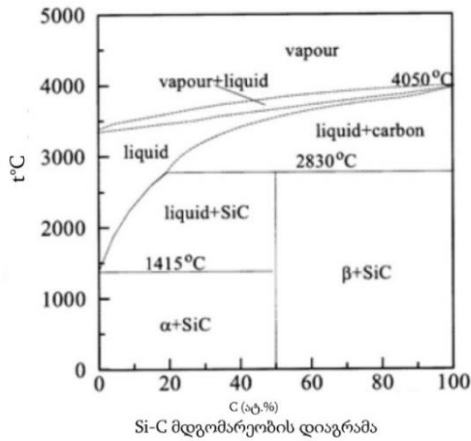
ნაშრომში [5] წარმოდგენილია მაღალი სიმკვრივის ტიტანის კარბიდი - ტიტანის დიბორიდის (TiC-TiB₂) კომპოზიციების მიღება თვითგავრცელებადი მაღალტემპერატურული სინთეზის (SHS) მეთოდით, დატვირთვის ქვეშ. გამოკვლეულია ბორის კარბიდის (B₄C) ნაწილაკების ზომის და ტიტანის (Ti) რაოდენობის გავლენა TiC-TiB₂ კომპოზიტების თვისებებზე.

ნაშრომში [6] განხილულია Ti₃Al_{1-x}Si_xC₂ (x ≤ 0.25) მყარი ხსნარის სინთეზირება ცხლად დაწნეხვის/ სითხე-მყარი ფაზის რეაქციის მეთოდით. ნაჩვენებია, რომ საბოლოო პროდუქტი წარმოადგენს სილიციუმის მყარ ხსნარს Ti₃AlC₂-ში. სილიციუმის რაოდენობის გაზრდა არ იწვევს დაჟანგვისადმი მდგრადობის გაზრდას 1100°C ტემპერატურაზე, მასალის ზედაპირზე Al₂O₃-ის ფენის წარმოქმნის გამო.

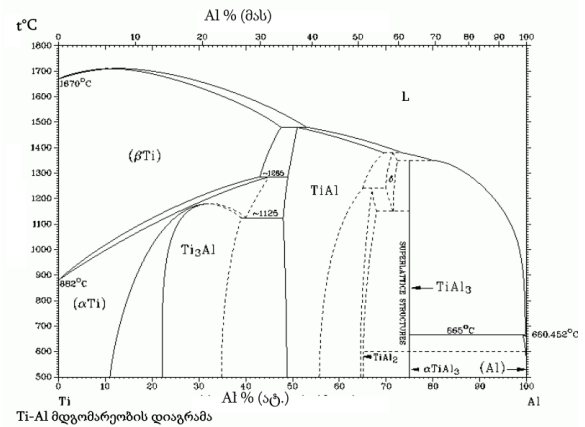
ნაერთი SiC წარმოიქმნება 2545°C-ზე; სითხე, რომელიც მონაწილეობს რეაქციაში შეიცავს 27 ატ% ნახშირბადს. ევტექტიკურ ტემპერატურაზე (Si) + SiC შეადგენს 1404±5°C, ევტექტიკური წერტილის შემადგენლობაში არის 0,75±0,5 ატ% C. სილიციუმის კარბიდი 2 მოდიფიკაციის არსებობს: კუბური და ჰექსაგონალური, რომელსაც ახასიათებს პოლიტიპიზმის მოვლენა (სურ. 3).

როგორც დიაგრამაზე (სურ.4) ჩანს Ti-Al სისტემაში სხვადასხვა ტემპერატურაზე წარმოიქმნება ნაერთები: Ti₃Al; TiAl; TiAl₃ Si-C

შენადნობები გამოკვლეულ იქნა დიფერენციალური თერმული ანალიზის მეთოდით [7], მეტალოგრაფიული და რენტგენოფაზური ანალიზით.



სურ. 3. Si-C - მდგომარეობის დიაგრამა [7]

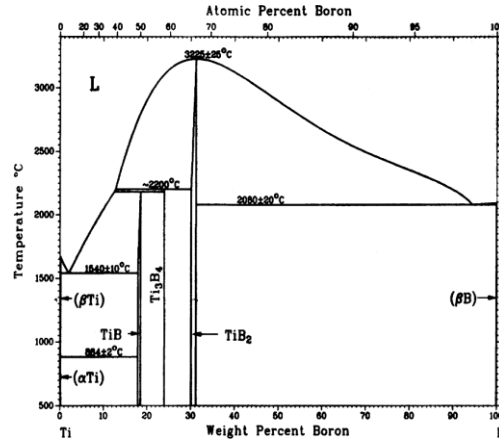


სურ. 4. Ti-Al -მდგომარეობის დიაგრამა [8]

Ti-B სისტემაში წარმოიქმნება შემდეგი ნაერთები: TiB; TiB₂ ; Ti₃B₄ (იხ. დიაგრამა სურ.5.). თხევად მდგომარეობაში კომპონენტები ერთმანეთში იხსნება განუსაზღვრელი რაოდენობით. კრისტალიზაციის დროს იქმნება რთული სისტემა 3 შუალედური ფაზით ბორის მხრიდან: TiB, Ti₃B₄, TiB₂. კომპონენტების ურთიერთხსნადობა მყარ მდგომარეობაში თითქმის არ არის. 1540 ±10 °C-ზე კრისტალიზდება ევტექტიკა βTi + TiB. TiB₂ ნაერთი დნება 3225±25 °C ტემპერატურაზე, აქვს ჰომოგენურობის მცირე უბანი. Ti₃B₄ და TiB ნაერთები წარმოიქმნება შესაბამისად 2200 და 2180°C ტემპერატურაზე.

TiB₂-TiC კერამიკული მატრიცის მქონე კომპოზიტები მიღებული იქნა in situ სინთეზის მეთოდით [11] ცხელი იზოსტატიკური დაწნევით. ნედლეულს წარმოადგენდა 3TiH₂-B₄C და 11TiH₂-3B₄C. რენტგენოგრაფიული ანალიზი გვიჩვენებს, რომ 3TiH₂-B₄C სინთეზირებული ნიმუშები შეიცავს TiB₂ და TiC ფაზებს, მაშინ როდესაც 11TiH₂-3B₄C სინთეზირებული ნიმუშები შეიცავენ არა მარტო TiB₂ და TiC-ს, არამედ Ti₃B₄ ფაზასაც. TiB₂-TiC_x კერამიკული მატრიცის მქონე კომპოზიტებს, რომლებიც მიღებულია 11TiH₂-

3B₄C ნედლეულისგან, აქვთ უკეთესი მექანიკური თვისებები, ვიდრე 3TiH₂-B₄C-გან მიღებულ კომპოზიტებს.



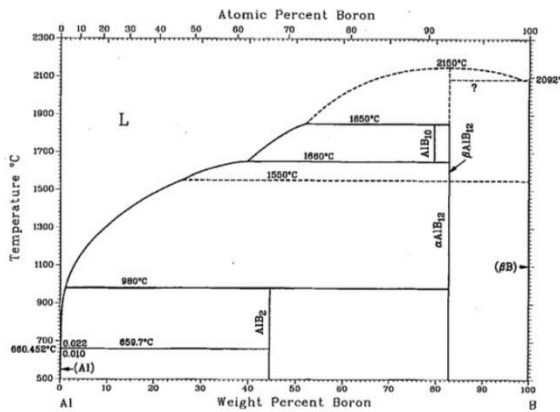
სურ. 3. B-Ti მდგომარეობის დიაგრამა [9-10]

სტატიაში [12] წარმოდგენილია სისტემური თეორიული კვლევა Ta₃B₄ სტრუქტურაში Ti₃B₄-ის სტრუქტურული, ელექტრონული, ელასტიური და თერმული თვისებების შესახებ წნევის ქვეშ. გათვლებით ჩანს, რომ Ti₃B₄ უჯრედის მოცულობა მცირდება პირველადი სტრუქტურასთან შედარებით დაახლოებით 12% და ხ ღერძის სიგრძე მცირდება 5% -ით, 36 გპა წნევის დროს.

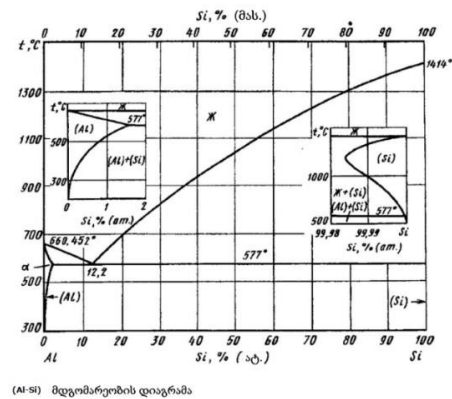
Al—B-სისტემის არსებული დიაგრამები არასრულია ან შეიცავენ უზუსტობებს. ყველაზე უტყუარი ვარიანტი აგებულია ლიტერატურული მონაცემების შეჯერებით. ამ დიაგრამის შესაბამისად სისტემაში წარმოიქმნება 2 ნაერთი (სურ. 6). AlB₂ წარმოიქმნება რეაქციით სითხე + AlB₁₂ ↔ AlB₂. AlB₁₂ ნაერთის შესახებ აღინიშნავენ 3 მოდიფიკაციის არსებობას: α, β და γ, თუმცა მათი არსებობა არ იკვეთება მოცემულ დიაგრამაზე.

Al—Si მდგომარეობის დიაგრამას უამრავი კვლევა მიეძღვნა. ეს სისტემა მიეკუთვნება მარტივ ევტექტიკურ ტიპს კომპონენტების

ერთმანეთში მცირედ ხსნადობით მყარ მდგომარეობაში. სურ. 7-ზე ნაჩვენები მდგომარეობის დიაგრამა წარმოადგენს მთელი რიგი სამუშაოების შედეგების შეჯამებას. ჩასმულ დეტალებზე ნაჩვენებია კომპონენტების ხსნადობა მყარ მდგომარეობაში Al და Si საფუძველზე 577°C ევტექტიკურ ტემპერატურაზე.



სურ. 4. Al-B მდგომარეობის დიაგრამა [13]

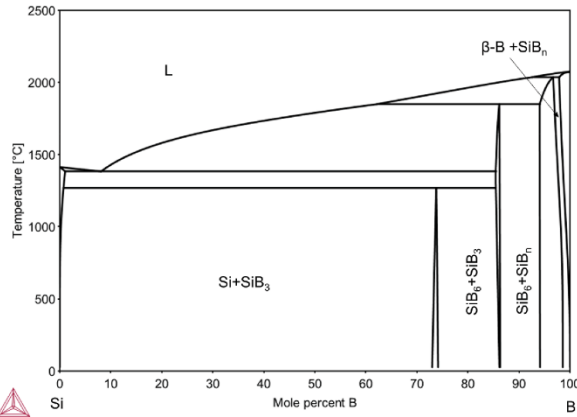


სურ. 5. Al-Si მდგომარეობის დიაგრამა [14]

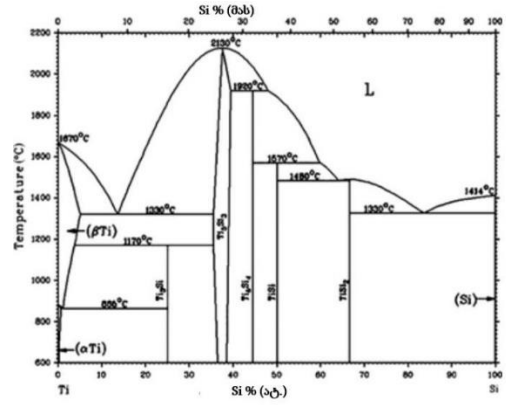
B-Si მდგომარეობის მოცემულ დიაგრამებზე ჩანს, რომ ამ სისტემაში შესაძლებელია წარმოიქმნას შემდეგი ნაერთები: B₆Si და B₃Si; მოცემული Si-B ფაზის დიაგრამაზე (სურ.8) (დიაგრამა შეადგინეს RW Olesinski და GJ Abbaschian-მა) ნაჩვენებია შემდეგი ნაერთების წარმოქმნა: SiB₃; SiB₆; SiB₉

წარმოდგენილ დიაგრამაზე (სურ.9) ჩანს, რომ Ti-Si სისტემაში შესაძლებელია წარმოიქმნას ნაერთები: Ti₅Si₃; Ti₆Si₄; Ti₃Si; TiSi; TiSi₂

TiAl ფუძის ინტერმეტალური ნაერთი წარმოიქმნა ელექტრული დაწნეხვით სინთეზირების (EPS) მეთოდით [18]. შეცხოების ტემპერატურისა



სურ. 8. B-Si მდგომარეობის დიაგრამა [15,16]



სურ. 9. Ti-Si მდგომარეობის დიაგრამა [17]

და წნევის კონტროლით მიღებულ იქნა TiAl-ის დაფუძნებული ინტერმეტალური ნაერთი სრული სიმკვრივის მდგომარეობაში, გამოვლინდა მაღალი სისალე და ფორიანობის არარსებობა.

მონოლითური Ti_5Si_3 სინთეზირდა [19] მექანიკურად აქტივირებული ელემენტარული ფხვნილებისგან თვითგავრცელებადი მაღალტემპერატურული სინთეზით (MASHS) და შეცხოვილ იქნა ნაპერწკალურ-პლაზმური სინთეზის (SPS) მეთოდით. სინთეზირებული ფხვნილების შეცხოვა ხდებოდა 3 სხვადასხვა 1400, 1500 და 1600°C ტემპერატურაზე SPS-ით 5წთ განმავლობაში და მიაღწია თეორიული სიმკვრივის, შესაბამისად 84, 91 და 99% -ს, მაშინ როდესაც წნევის გარეშე ნიმუშის სიმკვრივემ 1600°C -ზე 86% -ს მიაღწია 2 საათის შემდეგ.

M_5Si_3 სტექიომეტრიის მქონე სილიციდებს ბევრი უპირატესობა აქვთ სხვა სილიციდებთან მიმართებაში [20]. დისილიციდებისგან განსხვავებით, ამ სტრუქტურებში ჩანაცვლებითი დოპირების შესაძლებლობები გაცილებით მრავალფეროვანია.

Ti_5Si_4 ნანობატების (დამურის ფორმის ნანოლერძები) გაზრდა მოხდა ტიტანის კილიტაზე აორთქლებისა და კონდენსაციის მეთოდით [21] კატალიზატორების გარეშე. ნანობატები გამოიკვლიეს SEM, TEM და XRD მეთოდებით. ნანობატის თავისა და კუდის საშუალო დიამეტრი, აგრეთვე

ნანობატის სიგრძეა, შესაბამისად, 25, 15 და 350 ნმ. გაზომილ იქნა Ti_5Si_4 ნანობატების ველის ემისიური თვისებები და დაბვა ჩართვისას არის 1.47ვ/μმ, ხოლო დენის სიმკვრივე აღწევს $1\mu A/cm^2$. ველის გამაძლიერებელი ფაქტორი 14400-ით მაღალია, გაზომვადი სამუშაო ფუნქციით 5.6eV. საველე ემისიის მნიშვნელოვანმა რაოდენობამ აღნიშნა, რომ Ti_5Si_4 ნანობატები პოტენციურად გამოიყენება ველის ემისიურ მიკროელექტრონულ მოწყობილობებში.

მაღალი ტემპერატურის და დაქანგვის მიმართ მედეგი Ti-Si- (Al) დაფუძნებული შენადნობების შესაქმნელად გამოყენებული იქნა დამუშავების ორი სხვადასხვა მეთოდი [22]: მიმართული გამყარება, α -Ti მატრიცების ბოჭკოების ეფექტური არმირების მისაღებად, მაღალი სიმტკიცის და ელასტიური უწყვეტობის გამო. Ti_5Si_3 ბოჭკოები პარალელურად გათანაბრებულია მიკროსტრუქტურაში. მეორე მეთოდი არის ევტექტიკური ან ჰიპოევტექტიკური შენადნობების წარმოება ულტრა-წვრილი მიკროკონსტრუქციებით, რომელიც შედგება α -Ti (Al) მყარი ხსნარებისაგან და მრავალი მიკრონის ზომის Ti_5Si_3 ნაწილაკების წვრილი დისპერსიით.

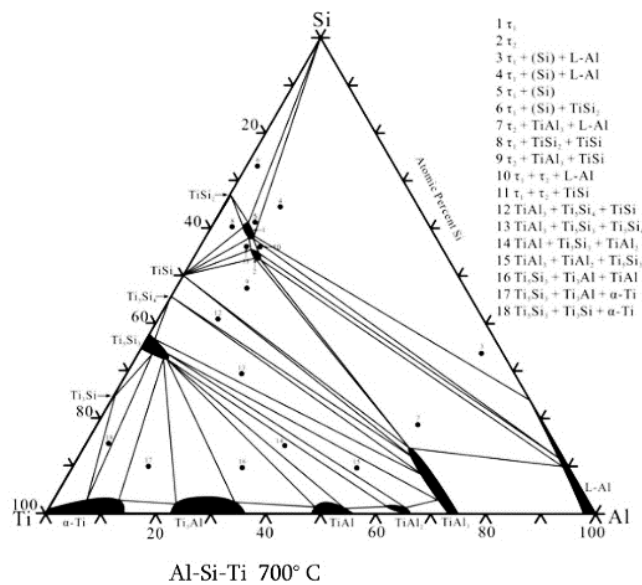
Ti – 13.5Si და Ti – 25Si (ატ.%) რამდენიმე შენადნობი მიღებულ იქნა რკალური დნობის მეთოდით მაღალი სისუფთავის ნედლეულისგან, [23] წყლით გაცივებული სპილენძის ტიგელის მეშვეობით, უდანაკარგო ვოლფრამის ელექტროდით არგონის გარემოში. მიღებული შენადნობების კვლევა ხორციელდებოდა SEM და EDS მეთოდების გამოყენებით. აღმოჩნდა, რომ Ti-13.5Si-ს შენადნობს აქვს ევტექტიკური მიკროკონსტრუქცია, რომელიც შედგება Ti_{ss} და Ti_5Si_3 ფაზებისგან, ხოლო $Ti_{25}Si$ ჩამოსხმული შენადნობის მიკროკონსტრუქციამ აჩვენა Ti_5Si_3 -ის დიდი პირველადი ნალექების არსებობა Ti_{ss} და Ti_5Si_3 - ის ევტექტიურ მატრიცაში. შემდგომმა თერმულმა დამუშავებამ $1100^\circ C$ ტემპერატურაზე არ წარმოქმნა მნიშვნელოვანი მიკროსტრუქტურული მოდიფიკაციები.

ნაშრომებში [24-26] განხილულია Ti და Al შორის მყარხელოვანი რეაქტიული დიფუზია 520–650°C ტემპერატურულ შუალედში მრავალფენიანი Ti/Al დიფუზიური წყვილების გამოყენებით.

ნაჩვენებია, რომ Ti და Al ერთმანეთში დიფუნდირდა და $TiAl_3$ ფენების გაზრდა მოხდა ძირითადად ალუმინის მხარეს. $TiAl_3$ ზრდა (ნაზრდი) იცვლება 575 და 600 °C შორის.

სამმაგი სისტემები

Al-Si-Ti მდგომარეობის დიაგრამაზე (იზოთერმული კვება 700°C) ნაჩვენებია, რომ აღნიშნულ სისტემაში შესაძლებელია წარმოიქმნას ნაერთები: $TiAl$; $TiAl_2$ Ti_3Al ; $TiAl_3$; $TiSi$; Ti_3Si Ti_5Si_4 $TiSi_2$ Ti_5Si_4 (იხ. სურ.10)



სურ. 6. Al- Si Ti -სისტემის ალუმინით მდიდარი უბნის მდგომარეობის დიაგრამა 700°C ტემპერატურაზე [27]

მოცემულ ნაშრომში [28] გამოკვლეულია Al-Si-Ti სისტემის ფაზური წონასწორობა 500°C-ზე. მასკანირებელმა ელექტრონულმა მიკროსკოპიამ (SEM) ენერგოდისპერსიული სპექტროსკოპიის (EDS) საშუალებით აჩვენა,

რომ ორ საბოლოო ელემენტს შორის წარმოიქმნებოდა ოთხი ფაზური ფენა. რენტგენული დიფრაქციის შედეგებმა დაადასტურა რომ ალუმინი, სილიციუმი, $Ti_7Al_5Si_{12}$ და $Ti(Al,Si)_3$ ფაზები არსებობდნენ დიფუზიურ ზონაში. რეაქციის დადასტურებული მიმდინარეობა შეიძლება გამოისახოს შემდეგნაირად: $(Al) \rightarrow Ti_7Al_5Si_{12} \rightarrow Ti(Al,Si)_3$. ამასთან ერთად, $(Al)+Ti_7Al_5Si_{12}$ და $Ti_7Al_5Si_{12}+Ti(Al,Si)_3$ -ს წონასწორობა იდენტიფიცირებულია Al-ით გამდიდრებულ უბანში $500^{\circ}C$ -ზე.

ნაშრომში [29] განხილულია Ti-Al-Si და Ti-Al-Si-C სისტემების სამმაგი და ოთხმაგი ტიპის შენადნობების მიღებისა და კვლევის ასპექტები. მასალები მიღებულია მექანიკური შერევის გზით სპეციალურ წისქვილში. აღნიშნულია, რომ ასეთი ტექნოლოგიით მიღებულ მასალებში შესაძლებელია წარმოიქმნას Ti_5Si_3 , TiC და $Al_2Ti_4C_2$ ტიპის ნაერთები. 40 საათიანი დაფქვის შედეგად მიღებულ ფხვნილებში საწყის ეტაპზე წარმოიქმნება Ti_5Si_3 , შემდეგ $Al_2Ti_4C_2$ და TiC .

ნაშრომი [30] მოგვითხრობს Ti_6Si_2B ფხვნილების სინთეზის შესახებ ელემენტარული Ti-22.2-ით.% Si-11.1.% B ფხვნილების ნარევის მექანიკური შედნობით, დაფქული ფხვნილების გათბობით $1100^{\circ}C$ ტემპერატურაზე 4 საათის განმავლობაში, წონასწორობის მდგომარეობის მისაღებად მიკროსტრუქტურაში.

კვლევებმა აჩვენა, რომ სილიციუმის და ბორის ატომები გაიხსნა ტიტანში და წარმოქმნა ნაჯერი მყარი ხსნარი 30 საათის განმავლობაში დაფქულ Ti-22.2 Si-11.1B ფხვნილებში. 100 და 200 სთ განმავლობაში დაფქულ Ti-22.2 Si-11.1B ფხვნილებში აღინიშნა ამორფული ფაზის წარმოქმნა.

დიდი რაოდენობით Ti_6Si_2B ჩამოყალიბდა Ti - 22.2 Si - 11.1B ფხვნილებში $1100^{\circ}C$ ტემპერატურაზე გათბობის შემდეგ 4 საათის განმავლობაში. რამდენიმე შენადნობი წარმოიქმნა რკალური დნობის მეთოდით [31] მაღალი სისუფთავის Ti (99,7 მას.%), Si (99,998 მას.%) და

B (99.5 მას.%) წყლით გაცივებულ სპილენძის ტიგელში, უდანაკარგო ვოლფრამის ელექტროდით, არგონის გარემოში.

Ti -ით მდიდარი Ti-Si-B შენადნობები შეიძლება გამოყენებულ იქნას ისეთი კონსტრუქციისათვის, რომელიც გამოიყენება მაღალ ტემპერატურაზე (მაქსიმუმ 700°C), თუმცა ფაზური წონასწორობის შესახებ მონაცემები მოცემულია მხოლოდ $T = 1250^{\circ}\text{C}$ ტემპერატურაზე. ამრიგად, ამ ნაშრომში [32] შეფასდა სისტემის ფაზური სტაბილურობა 700°C ტემპერატურაზე. წონასწორობის პირობების მოკლე დროში მისაღწევად, მომზადდა სწრაფად გამყარებული ნიმუშები და დეტალურად დახასიათდა. ამორფული და ჩანერგილი ნანოკრისტალების შემცველი ამორფული სტრუქტურები დაფიქსირდა კონკრეტული შენადნობის კომპოზიციებისგან სწრაფი გამყარების შემდეგ. შენადნობებმა აჩვენა კრისტალური სტრუქტურა და ძირითადად ჩამოყალიბდა ორი ან სამი ნაერთით შედგენილი შემდეგი ფაზები: $\alpha\text{-Ti}$, $\text{Ti}_6\text{Si}_2\text{B}$; Ti_5Si_3 ; Ti_3Si და TiB . Ti_3Si და $\text{Ti}_6\text{Si}_2\text{B}$ ფაზების სტაბილურია 700°C ტემპერატურაზე. (იხ. სურ.9)

Ti-8Si-4B , Ti-10Si-5B , Ti-14Si-7B , Ti-20Si-10B და Ti-22Si-11B შენადნობები (ატომური პროცენტი -ატ.-%) $\text{Ti}_6\text{Si}_2\text{B}$ -ფუძის მიკროკონსტრუქციებით მიღებულ იქნა [33] მაღალი ენერჯის ბურთულეებიანი წისქვილის გამოყენებით და შემდგომში ნაპერწკალურ პლაზმური სინთეზით (SPS) 1100°C ტემპერატურაზე 6 წუთის განმავლობაში, 191 მპა-ს ცალმხრივი წნევის ქვეშ. მიუხედავად მცირე დნობის დროისა, გამოცდის შედეგებმა დაადასტურა, რომ Ti-Si-B შენადნობების თხელი და მკვრივი ნიმუშები მიკროკონსტრუქციებით მყარი ხსნარის Ti (Tiss) და $\text{Ti}_6\text{Si}_2\text{B}$ ფაზებზე დაფუძნებული, დამზადებულია მექანიკურად შედნობილი Ti-Si-B ფხვნილებისგან.

$\text{Ti}_6\text{Si}_2\text{B}$ და $\text{Ti}_6\text{Ge}_2\text{B Fe}_2\text{P}$ -ტიპის სტრუქტურის მქონე სამმაგი ნაერთების კრისტალური და ელექტრონული სტრუქტურები, აგრეთვე თერმოდინამიკური თვისებები იქნა გამოკვლეული [34] პირველადი

პრინციპების კალკულაციებისათვის. გამოთვლილი სტრუქტურული პარამეტრები შეესაბამება ექსპერიმენტულ მონაცემებს.

ფხვნილების ნარევებისგან მიღებულ იქნა კომპოზიციური მასალები [35] თვითგავრცელებადი მაღალტემპერატურული სინთეზის (თმს) მეთოდით, გათვლა გაკეთებული იყო 3Ti-Si-2B ნაერთის მისაღებად. ფხვნილები დაფქულ იქნა ბურთულებიან წისქვილში 50-150 მკმ ზომის მარცვლოვანებამდე. ნადნობი ფენის სისქე 3-4 მმ-ს აღწევდა.

ვინაიდან თმს-ს პროცესში Si-ის მნიშვნელოვანი რაოდენობა იკარგება, მისი კონცენტრაცია გაზრდილ იქნა Ti_3SiB_2 -ის სტექიომეტრიულ შედგენილობასთან შედარებით 20%-ით.

Ti-Si-B სამმაგ სისტემაში $\text{Ti}_6\text{Si}_2\text{B}$ კომპოზიტთან ახლოს აღმოჩენილ იქნა ახალი ფაზა. წინამდებარე კვლევა [36] ეხება ტიტანის შენადნობების მომზადებას, რომლებიც შეიცავენ ასეთ ფაზას შერეულს α -ტიტანსა და სხვა ინტერმეტალურ ფაზებთან.

კვლევამ აჩვენა, რომ პლასტიურ ნაწილაკებს შორის ცივმა შედუღებამ შეინარჩუნა პლასტიურობა მსხვრევადი კომპონენტების დამატების მიუხედავად.

Ti-Si-B სამმაგი სისტემის ნაწილობრივი იზოთერმული კვეთა ($\text{Ti-TiSi}_2\text{-TiB}_2$ უბანი) განისაზღვრა [37] 1250°C ტემპერატურაზე რკალური დნობის საშუალებით მომზადებული თერმულად დამუშავებული შენადნობებიდან. მიკროსტრუქტურული დახასიათება SEM, XRD და ტალღის სიგრძის დისპერსიული სპექტრომეტრის (WDS) საშუალებით. შედეგებმა აჩვენა $\text{Ti}_6\text{Si}_2\text{B}$ -თან სტექიომეტრულად ახლოს მდებარე ფაზის სტაბილურობა და ბორის უმნიშვნელო ხსნადობა Ti- სილიციდებში, აგრეთვე Si- ს ხსნადობა Ti-ბორიდებში. Ti- $\text{TiSi}_2\text{-TiB}_2$ უბანში დაფიქსირდა შემდეგი სამფაზიანი წონასწორობა: $\text{Ti}_{ss} + \text{TiB} + \text{Ti}_6\text{Si}_2\text{B}$, $\text{Tiss} + \text{Ti}_6\text{Si}_2\text{B} + \text{Ti}_5\text{Si}_3$, $\text{Ti}_5\text{Si}_3 + \text{Ti}_6\text{Si}_2\text{B} + \text{TiB}$, $\text{Ti}_5\text{Si}_3 + \text{TiB} + \text{Ti}_3\text{B}_4$, $\text{Ti}_5\text{Si}_3 + \text{Ti}_3\text{B}_4$, $\text{TiB}_2 + \text{Ti}_5\text{Si}_4$, $\text{Ti}_5\text{Si}_4 + \text{TiB}_2 + \text{TiSi}$ და $\text{TiSi} + \text{TiB}_2 + \text{TiSi}_2$.

ნაშრომში [38] აღწერილია ორფაზიანი $Ti_{ss}CTi_6Si_2B$ შენადნობების მომზადება მაღალი ენერგიის წისქვილში დაფქვით და შემდგომი თერმული დამუშავებით.

დაფქული და თერმულად დამუშავებული პროდუქტები ხასიათდებოდა რენტგენული დიფრაქციის (XRD) საშუალებით, ელექტრონული მასკანირებელი მიკროსკოპის (SEM) და მიკროანალიზი WDS საშუალებით. შედეგებმა აჩვენა სილიციუმის და ბორის ატომების დაშლა ტიტანის მესერში, ზედმეტად გაჯერებული მყარი ხსნარების წარმოქმნით $Ti - 10Si - 5B$ და $Ti - 20Si - 10B$ ფხვნილების ბურთულებით დაქუცმაცების დროს. TiB_2 ნალექები ჩამოყალიბდა ბურთულებით დაქუცმაცების დროს, ხოლო მეტასტაბილური სტრუქტურები დაიშალა მათი ეგზოთერმული რეაქციით წარმოქმნის შედეგად გამოყოფილი სითბოს გამო. წინამდებარე ნაშრომი [39] აღწერს Ti_6Si_2B ფხვნილების სინთეზის შესახებ ელემენტური $Ti-22.2$ ატ.%, $Si - 11.1$ ატ. % $B-1$ ატ. % ფხვნილების ნარევის მექანიკური შედნობით.

დაფქული ფხვნილები თერმულად დამუშავდა $1100^{\circ}C$ ტემპერატურაზე 4 საათის განმავლობაში, რათა მიღწეულიყო წონასწორული მდგომარეობა მიკროსტრუქტურაში. კვლევებმა აჩვენა, რომ სილიციუმის და ბორის ატომები დაიშალა ტიტანის- ს მესერში, ზედმეტად გაჯერებული მყარი ხსნარების წარმოქმნით 30 საათის განმავლობაში დაფქულ $Ti - 22.2Si - 11.1B$ ფხვნილებში. 100 და 200 სთ. დაფქულ $Ti - 22.2Si - 11.1B$ ფხვნილებში აღინიშნა ამორფული ფაზის წარმოქმნა.

სტატიაში [40] ასახულია $Ti-Si-B$ სისტემის ნაწილობრივი იზოთერმული კვეთის ($Ti-TiSi_2-TiB_2$ უბანი) გამოკვლევა. შენადნობები მომზადდა თერმული დამუშავებით $1250^{\circ}C$ ტემპერატურაზე რკალურ ღუმელში. ექსპერიმენტმა აჩვენა Ti_6Si_2B ფაზის სტაბილურობა, ასევე შეიმჩნეოდა და ბორის მცირე ხსნადობა ტიტანის სილიციდებში, ასევე, სილიციუმისა - ტიტანის ბორიდებში.

ლითონის მატრიცული კომპოზიტები Metal Matrix Composites (MMCs) გამოიყენება საჰაერო კოსმოსურ და საავტომობილო ინდუსტრიებში. მიუხედავად იმისა, რომ რამდენიმე ტექნიკური გამოწვევა არსებობს ჩამოსხმის ტექნოლოგიასთან. ერთ – ერთი ასეთი გამოწვევაა მატრიცის შიგნით არმირების თანაბარი განაწილების მიღწევა, რაც პირდაპირ მოქმედებს კომპოზიტის თვისებებზე და ხარისხზე.

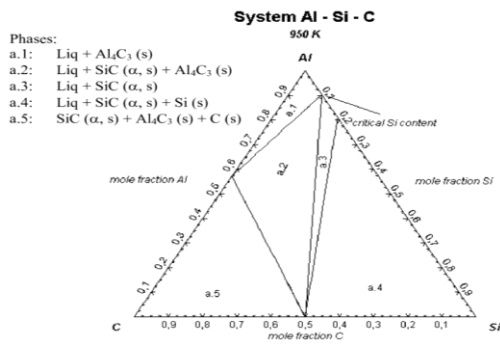
კვლევაში [41] განხორციელდა ალუმინის ფუძის მქონე სილიციუმის კარბიდის ნაწილაკების MMC- ების მიღების მოკრძალებული მცდელობა, გრაფიტის ნაწილაკების მსგავსი MMC- ების მისაღებად, რომლის მიზანია MMC- ების მასიური წარმოების ეკონომიური მეთოდის შემუშავება და კერამიკული მასალის ჰომოგენური დისპერსიის მიღწევა.

ექსპერიმენტები ჩატარდა სილიციუმის კარბიდის, გრაფიტისა და ალუმინის მასური წილის ცვალებადობით (5%, 10%, 15%, 20%, 25% და 30%), გრაფიტის მასური წილი იყო 2%, 4%, 6%, 8% ხოლო 10% ყველა სხვა პარამეტრს მუდმივად ინარჩუნებს. ექსპერიმენტებმა აჩვენა, რომ შემუშავებული მეთოდი საკმაოდ წარმატებულია.

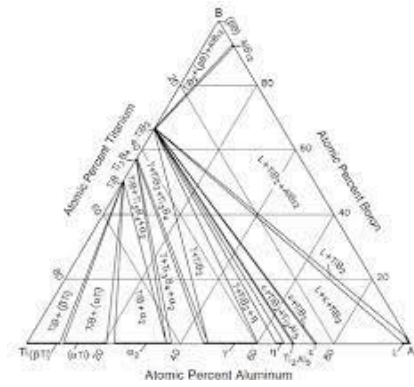
მატრიცაში არმირების ერთგვაროვანი დისპერსიის მისაღწევად. საუკეთესო შედეგები (მაქსიმალური სიმტკიცე) მიღებულია მასური წილის შემდეგი განაწილებით: SiC- ს 25% და გრაფიტი 4%.

Al- Si-C სისტემაში (იხ. დიაგრამა) შესაძლებელია წარმოიქმნას ნაერთი Al_4C_3 და SiC. დიაგრამაზე (სურ.11) . სისტემაში: Al-B-Ti (სურ.12) წარმოიქმნება ნაერთები: $Al_{17}T_8$; AlB_{12} ; AlTi; TiB_2 ; Ti_3B_4 ; TiB.

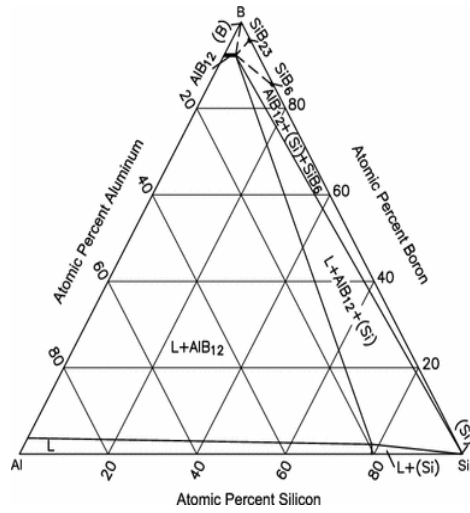
დიაგრამა (სურ. 13) გვიჩვენებს, რომ Al-B-Si სისტემაში შესაძლებელია წარმოიქმნას ნაერთები AlB_{12} ; SiB_{23} SiB_6 . დიაგრამაზე (სურ.14) ნაჩვენებია Ti-Al-C სისტემის ნაერთები თხევად და მყარ ფაზაში. დიაგრამაზე (სურ.15) ნაჩვენებია Ti-TiSi₂-TiB₂ სისტემა იზოთერმული კვითა- 1250°C. ამ სისტემაში შესაძლებელია შემდეგი ნაერთების წარმოქმნა: TiB; Ti_3B_4 ; Ti_6Si_2B ; Ti_5Si_3 Ti_5Si_4 $TiSi$ TiB_2 $TiSi_2$



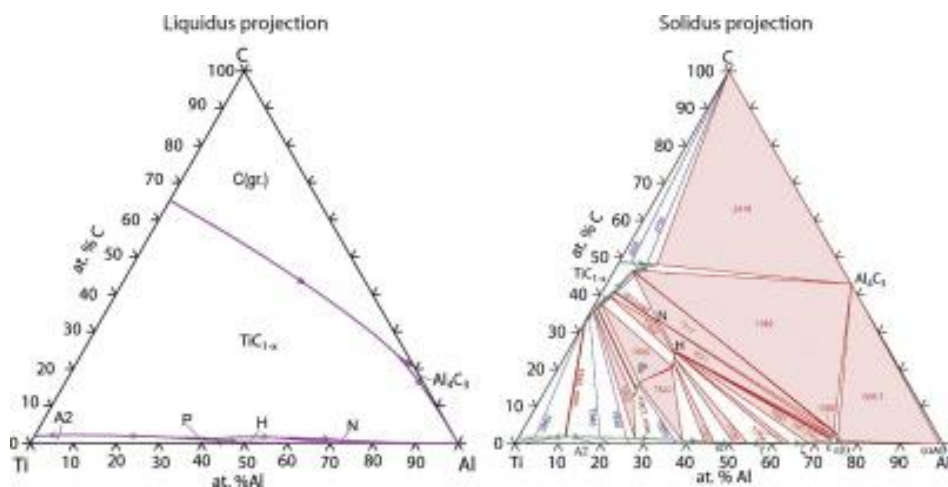
სურ. 7. Al- Si C- მდგომარეობის დიაგრამა [42]



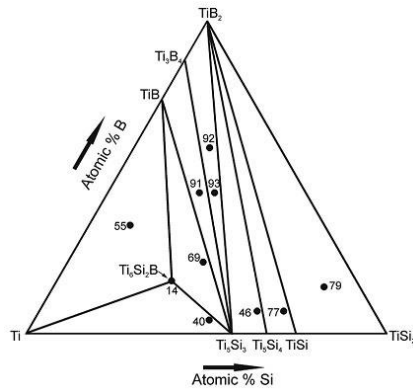
სურ. 8. Al- B-Ti - მდგომარეობის დიაგრამა [43]



სურ. 9. Al- B- Si - მდგომარეობის დიაგრამა [44]



სურ. 10. Ti-Al-C მდგომარეობის დიაგრამა [45]

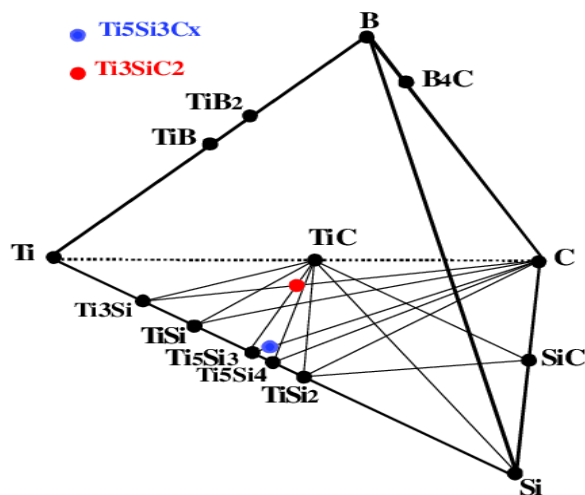


სურ. 11. Ti –TiSi₂- TiB₂ მდგომარეობის დიაგრამა [46]

ოთხმაგი სისტემები

კვლევაში [47] ოთხმაგი დანაფარები Ti-Si-B-C Si-ის სხვადასხვა შემცველობით სინთეზირებული იყო დაბალ (600°C) ტემპურატურაზე ორთქლის ფაზიდან პლაზმის გამოყენებით, ქიმიური დალექვის მეთოდით (სურ. 16). სისტემატურად ხდებოდა მიკროსტრუქტურასა და Ti-Si-B-C დანაფარის მექანიკურ თვისებებზე Si / (Si + B) დამოკიდებულების გავლენის კვლევა .

Si-ის შემცველობის ზრდასთან ერთად Ti-Si-B-C დანაფარის სიმტკიცე მერყეობდა 18.8-35.6 GPa დიაპაზონში.



სურ. 12. Ti –Si-B-C მდგომარეობის დიაგრამა [48]

Ti-Si-B-C დანაფარებს გააჩნიათ მრავალფუნქციური თვისებები, მათ შორის მაღალი სისალე, ხახუნის დაბალი კოეფიციენტთან და მაღალ ტემპერატურაზე დაჟანგვისადმი მდგრადობასთან ერთად.

Ti-Si-B-C მდგომარეობის დიაგრამა (სურ.18) გვიჩვენებს, რომ გარდა ორმაგი ნაერთებისა, მოცემულ სისტემაში შეიძლება წარმოიქმნას 2 სამმაგი ნაერთი: $Ti_5Si_3C_x$ Ti_3SiC_2 .

კვლევაში [48] ოთხმაგი დანაფარები Ti-Si-B-C-Si-ის განსხვავებული შემცველობით სინთეზირებული იყო შედარებით დაბალ $600^{\circ}C$ ტემპერატურაზე ორთქლის ფაზიდან პლაზმის გამოყენებით, ქიმიური დალექვის მეთოდით. სისტემატურად ხდებოდა მიკროსტრუქტურასა და Ti-Si-B-C დანაფარის მექანიკურ თვისებებზე Si / (Si + B) დამოკიდებულების გავლენის კვლევა.

Ti-Si-B-C დანაფარების ტრიბოლოგია და ჟანგსაწინააღმდეგო თვისებები მიკროსტრუქტურის დამახასიათებელი ევოლუციით საკმაოდ გაუმჯობესდა Ti-B-C დანაფარებთან შედარებით.

1.2. კარბიდული და ბორიდული კომპოზიციური მასალების მიმოხილვა, ფიზიკურ-მექანიკური თვისებები

ალუმინის ბორიდების წარმოებისა და თვისებების გამოკვლების საკითხის შესწავლა დაიწყო დაახლოებით 1950-იანი წლებიდან.

ალუმინის ბორიდების მრავალი კრისტალური ნაერთია (AlB_2 , AlB_{10} , $\alpha-AlB_{12}$, $\beta-AlB_{12}$, $\gamma-AlB_{12}$) ცნობილი 50 წელზე მეტია.

ალუმინის ბორიდებით დაინტერესება გამოწვეულია სხვადასხვა სფეროში გამოსაყენებლად სასარგებლო თვისებათა ერთობლიობით: მაღალი სისალით, ნახევარგამტარული თვისებების არსებობით, მაღალი დნობის ტემპერატურით.

მოცემულ ნაშრომში [49] აღწერილია Al-B სისტემის კრისტალური მასალების მიღება ნაპერწყალურ-პლაზმური სინთეზით. რენტგენული

დიფრაქტომეტრიის და გამჭოლი ელექტრონული მიკროსკოპიის თანახმად აღნიშნული მეთოდი საშუალებას გვაძლევს მივიღოთ ულტრადისპერსიული პროდუქტი რომელიც ძირითადად შედგება ალუმინისა და ალუმინის ბორიდისაგან $\alpha\text{-AlB}_{12}$.

TiB₂-TiC კერამიკული კომპოზიტებისადმი ყურადღება გამოწვეულია იმით, რომ ისინი ხასიათდებიან მაღალი ლღობის ტემპერატურით, მაღალი სისალით და მაღალი კოროზია-მედეგობით. TiB₂ და TiC მაღალი ლღობის ტემპერატურის გამო ხშირად გამოიყენება სინთეზის რეაქციის მეთოდები TiB₂-TiC კომპოზიტების მისაღებად. სიმკვრივისა და სიმტკიცის გაზრდის მიზნით იყენებენ TiO₂-Ni-Mo₂C-Mn, Ti-B₄C-Al₂O₃-ZrO₂ (Y₂O₃) და ლითონებს Al, Mg Zr

TiB₂- ის თხელი ფირები შეიძლება გამოყენებულ იქნას იაფი და / ან უხეში საფენის ცვეთამედეგობის და კოროზია მედეგობის მისაღწევად [50]. ტიტანის კარბიდი — ნახშირბადის და ლითონური ტიტანის ნაერთი (ქიმიური ფორმულა TiC) [51]. ეს არის ფხვნილი, რომელსაც აქვს ღია ნაცრისფერი ელფერი და გამოირჩევა სისალის განსაკუთრებული მაღალი მაჩვენებლით (9 მოოსის სკალით, G 30 გპა), მხურვალ მედეგობით და გარკვეული მჟავების (გოგირდმჟავის და მარილმჟავის) მოქმედებისადმი გამძლეობით. ამასთან, ტიტანის კარბიდი ხსნადია „სამეფო წყალში“ (სამეფო წყალი — აზოტმჟავასა და ქლორწყალბად-მჟავას ნარევი, მოლური თანაფარდობით შესაბამისად 1:3-თან. არის მოყვითლო-ფორთოხლის-ფერი (ზოგჯერ წითელი) მბოლავი სითხე. სახელი ეწოდა ალქიმიკოსების მიერ, რადგან მასში იხსნებიან კეთილშობილი ლითონები ოქრო და პლატინა, მაგრამ არა ყველა ლითონი. პირველ რიგში იგი გამოიყენება ქლორის მჟავის მისაღებად, რომლისგანაც შემდგომში იღებენ უმაღლესი ხარისხის ოქროს (99,999% სისუფთავით).[52]), აგრეთვე ფტორწყალბად-მჟავასა (HF) და აზოტმჟავას (HNO₃) ნარევი და ტუტეების ნარევებში. ტიტანის კარბიდი არის მხურვალ-მედეგი, სითბოს მიმართ მდგრადი და სალი შენადნობების კომპონენტი.

სტატიაში [53] წერილმარცვლოვანი TiB_2-TiC_x კომპოზიტები მიღებული იქნა ცხლად დაწნევის გზით 30 მკა წნევით $1800\text{ }^{\circ}C$ ტემპერატურაზე. შერჩეული 4.8 $Ti-B_4C$ სისტემით Al, C და Si_3N_4 დანამატების გამოყენებით. შედეგად მიღებულ იქნა ჰომოგენურად წერილმარცვლოვანი TiB_2-TiC_x ფუძის AlN-SiC მყარი ხსნარით არმირებული ნაწილაკები, რომლებიც ანაცვლებდნენ წვირულ TiB_2-TiC_x კრისტალებს.

მიღებულმა ნიმუშმა აჩვენა 860 ± 30 მკა-ს შედარებით მაღალი ელასტიურობა ღუნვისას და მმაღალი სიმტკიცე $13.6 MPa \cdot 0.3$ მკა \cdot მ $1/2$.

ბორის კარბიდი გამოიყენება გასაპრიალებელი და აბრაზიული მასალების დასამ-ზადებლად [54], ქიმიური ჭურჭლის, ჯავშანჭილეთებისთვის დამცავი ფირფიტების დასამზადებლად, ელექტრონიკასა და ბირთვულ მრეწველობაში (ბორის კარბიდი, $10B$ იზოტოპით გამდიდრებული, როგორც ნეიტრონების შემგროვებელი).

მოცემულ ნაშრომში [55], შესწავლილი იქნა ბორის კარბიდის (B_4C) ქიმიური რეაქციის უნარი ლითონურ ალუმინთან (Al) 900 -დან $1273 K$ -მდე ($627-1000^{\circ}C$) ტემპერატურულ დიაპაზონში. Al — B_4C ფხვნილის ნარევი იყო ცივად დაპრესილი, გაცხელებული $1-450$ სთ-მდე $105 Pa$ წნევის ქვეშ, არგონის გარემოში და გამოკვლეული რენტგენოლოგიური დიფრაქტომეტრით (XRD). ოპტიკური მეტალოგრაფიით (OM), მასკანირებელი ელექტრონული მიკროსკოპიით (SEM) და ელექტრონული ზონის მიკროანალიზით (EPMA).

დაფიქსირდა, რომ გამოკვლეულ დიაპაზონში, ნებისმიერ ტემპერატურაზე, B_4C რეაგირებს მყარ ან თხევად Al-თან. სანამ ტემპერატურა $933K$ -ზე ($660^{\circ}C$) დაბალია, ანუ სანამ Al მყარ მდგომარეობაშია, ურთიერთქმედება ძალიან ნელა მიმდინარეობს, რაც განაპირობებს Al_3BC და AlB_2 წარმოქმნას. $933 K$ -ის ტოლ ან $933 K$ -ზე უფრო მაღალ ტემპერატურაზე, Al არის თხევადი მდგომარეობაში და მკვეთრად იზრდება რეაქციის სიჩქარე. $1141 \pm 4K$ - მდე ($868 \pm 4^{\circ}C$) ტემპერატურაზე, რეაქციის

პროდუქტებია Al_3BC და AlB_2 : 1141K- ზე უფრო მაღალ ტემპერატურაზე, Al_3BC ჯერ კიდევ წარმოიქმნება, სანამ $Al_3B_{48}C_2$ ($\beta-AlB_{12}$) ჩაანაცვლებს AlB_2 -ს.

დაბალი სიმკვრივით ($d + 2.5$), ალმასის სისალეზე ოდნავ დაბალი სისალით (9,5+ მოოსის სკალით), შესანიშნავი თერმული სტაბილურობით და ქიმიური ინერტულობით, ბორის კარბიდი ალუმინის ფუძის კომპოზიტებისთვის საინტერესო გამაძლიერებელი აგენტია. კერძოდ ის შეიძლება წარმოადგენდეს სილიციუმის კარბიდის (SiC) ალტერნატივას და გამოყენებულ იქნას ისეთ სფეროში, სადაც მაღალი სიმტკიცე ან მაღალი ცვეთამედეგობა არის ძირითადი მოთხოვნები მასალის მიმართ.

სტატიაში [56] განხილულია $B_4C - TiC - Si$ რეაქციის ინოვაციური სისტემა და ცხლად დაწნეხვის ტექნოლოგია, რომლის საშუალებითაც მარტივად და ეკონომიურად სინთეზირდება TiB_2-SiC კომპოზიციები შემდეგი რეაქციის გზით: $B_4C + 2TiC + 3Si \rightarrow 2TiB_2 + 3SiC$.

შესწავლილია TiB_2-SiC კომპოზიციების მიკროსტრუქტურასა და მექანიკურ თვისებებს შორის ურთიერთდამოკიდებულება. საბოლოო კომპოზიტები წარმოიქმნა $1900^{\circ}C$ ტემპერატურაზე, 30 მპა წნევის ქვეშ 60 წთ არგონის ატმოსფეროში. შედეგად, B_4C , TiC და Si მთლიანად გარდაიქმნება TiB_2 და SiC .

ნაშრომში [57] ნაჩვენებია, რომ სამმაგ სისტემაში $TiB_2-TiC-SiC$, სხვადასხვა შედ-გენილობის ორფაზიან კომპოზიტებს, $TiC-TiB_2$, $SiC-TiB_2$ და $SiC-TiC$ გააჩნიათ შესა-ნიშნავი მექანიკური თვისებები ერთფაზიანი კერამიკის მიმართ.

მიუხედავად იმისა, რომ ტიტანის დიბორიდი არ ურთიერთქმედებს სილიციუმის კარბიდთან, ძლიერი ფაზათაშორისი კავშირი ვითარდება ტიტანის დიბორიდსა და ტიტანის კარბიდს შორის, და ტიტანის კარბიდსა და სილიციუმის კარბიდს შორის.

შეირჩა შემადგენლობა 20% TiB_2 -55% TiC -25% SiC (მოლი%) [58] და ცხლად დაწნეხვის პარამეტრების ოპტიმალური გათვლების გამოყენებით. ცხლად დაწნეხილ ოპტიმიზირებულ მასალას გააჩნდა ღუნვისადმი

სიმტკიცე $\sigma_f > 1200$ მპა, თერმული დარტყმის წინააღმდეგობა 300°C , ღუნვისადმი სიმტკიცე 1200°C -ზე 456 მპა. არჩეული კომპოზიტის შეცხოვა განხორციელდა წნევის გარეშე ოპტიმიზირებული იქნა, დანამატებით და მათ გარეშე. დანამატების გარეშე (2200°C , 2 სთ) შეცხოვბილ ფხვნილებს აქვთ დაბალი სიმკვრივე (92.2%) და სიმტკიცე (480 მპა). ნახშირბადის და ბორის დანამატებმა გამოიწვია სიმკვრივის ზრდა (97.5%), მაგრამ არ გაააუმჯობესა სიმტკიცე.

TiB₂-SiC კერამიკული კომპოზიტები (10-20% მას% SiC-ით) სინთეზირებული იქნა [59] რეაქტიული ცხლად დაწნეხვის (RHP) პროცესით 1700°C ტემპერატურაზე ვაკუუმში. დეტალურად გამოკვლეულია SiC შემცველობისა და შეცხოვბის დროის გავლენა კომპოზიტების მიკროკონსტრუქციაზე და მექანიკურ თვისებებზე. SiC შემცველობის ზრდასთან ერთად სიბლანტე გაიზარდა, ხოლო ღუნვის მიმართ სიმტკიცე და სისალე შემცირდა. კომპოზიტებში in-situ სინთეზირებული იქნა წაგრძელებული TiB₂ მარცვლები 1-2 მკმ დიამეტრით და 3-6 გვერდების თანაფარდობით. ოპტიმალური მექანიკურ თვისებათა კომპლექსი, გააჩნია კომპოზიტს, რომელიც შეიცავს 15მას% SiC-ს.

In-situ შეცხოვბილი TiB₂-TiC_x კომპოზიტები იქნა მიღებული [60] მაღალ ტემპერა-ტურაზე B₄C და Ti ფხვნილების სინთეზის რეაქციის გამოყენებით. მიღებული მასალებს ჰქონდათ ძალიან მაღალი ფარდობითი სიმტკიცე და კარგად განვითარებულ ი TiB₂ ფირფიტის მსგავსი მარცვლები. რეაქციის პროდუქტები ძირითადად შედგებოდა TiB₂ და TiC_x. ფაზებისაგან. სხვა ფაზები მაგ.: Ti₃B₄, TiB, Ti₂B₅ და თავისუფალი Ti არ არის, დაფიქსირებული. მიკროსტრუქტურული მორფოლოგია ხასიათდება TiB₂ ფირფიტის მსგავსი მარცვლებით, რომლებიც ერთნაირად არის განაწილებული TiC_x-ის მატრიცაში. ზოგიერთი ჩანართი და დეფექტი იქნა ნაპოვნი TiB₂ მარცვლებში.

TiH₂, Si და B₄C ნედლეულად გამოყენებით, TiB₂-TiC-SiC-ის არმირებული ფირფიტების კომპოზიტი მომზადდა [61] რეაქტიული ცხელი

დაწნევის მეთოდით. პროდუქტს აქვს სამი ფაზა: TiB_2 (ფირფიტის მსგავსი ფორმით), TiC და $\beta-SiC$.

$TiB_2-TiC-SiC$ კომპოზიციები მომზადდა [62] მაღალი გრავიტაციით გააქტიურებული თვითგავრცელებადი მაღალტემპერატურული სინთეზის (SHS) მეთოდით ($Ti + B_4C + Si$) ფხვნილების ნარევის გამოყენებით. კვლევების შედეგებმა აჩვენა, რომ კომპოზიტების მატრიცა ძირითადად TiB_2 , TiC და $\beta-SiC$ - სგან შედგებოდა. თანაბრად გადანაწილებულმა TiB_2 ფირფიტებმა შექმნეს კომპოზიციების ჩონჩხი, ხოლო TiB_2 მატრიცაში იქნა ჩანერგილი იყო მყარი არარეგულარული TiC და $\beta-SiC$. B_4C-TiB_2-SiC კომპოზიციები გამკვრივებული კომპოზიციური სტრუქტურული გამკვრივების ფაზებით, რომლებიც (TiB_2-SiC) კომპოზიტის ერთეულებია, დამზადებულია [63] რეაქტიული ცხელი დაწნევის მეთოდით ნედლეულად გამოყენებულია B_4C , TiC და Si . ($TiB_2 - SiC$) კომპოზიტის ერთეულები $10-20\mu m$ ზომით შედგენილია TiB_2 და SiC ურთიერთჩამკეტი კონსტრუქციით $1-5\mu m$ ზომის მარცვლებისაგან. TiC და Si -ს დამატებამ შეიძლება ეფექტურად განავითაროს B_4C კერამიკის შეცხოვა. TiB_2 -სა და SiC -ის სხვადასხვა შედგენილობის მქონე ყველა B_4C კომპოზიციის შედარებითი სიმკვრივე თეორიულთან საკმაოდ ახლოსაა ($98.9\% -99.4\%$), რაც იწვევს სიმტკიცის საკმაოდ მაღალ მაჩვენებელს ($33.1-36.2$ GPa).

TiB_2 დაფუძნებული ულტრა მაღალ ტემპერატურული კერამიკული მასალა, რომელიც შეიცავს 60 მოცულობით $\% TiB_2$, 20 მოცულობით $\% TiC$ და 20 მოცულობით $\% SiC$, [64] მიღებულ იქნა ცხელი დაწნევის მეთოდით და შემდგომ შეერთდა მირჩილვის ტექნიკის გამოყენებით. Ti -ზე დაფუძნებული შემავსებელი გამოიყენებოდა როგორც სარჩილავი შენადნობი Ti -ს და $TiB_2-TiC-SiC$ -ს შორის რეაქციის დროს.

გამოკვლეულია მირჩილვის ტემპერატურის გავლენა მიკროკონსტრუქციაზე და სარჩილავით შეერთების მექანიკური თვისებები. შედეგებმა აჩვენა, რომ როდესაც მირჩილვის ტემპერატურა გაიზარდა,

რეაქცია $TiB_2-TiC-SiC$ კერამიკასა და შემავსებელს შორის, უფრო ენერგიულად წარიმართა.

ტიტანის დიბორიდ-ვოლფრამ დიბორიდის (TiB_2-WB_2) მყარი ხსნარები სინთეზირდა [65] ინდუქციური ველის გააქტიურებული წვის სინთეზით (IFACS) ელემენტარული რეაქტივების გამოყენებით. ჩვეულებრივისგან მკვეთრად განსხვავებული მეთოდებით, მყარი ხსნარები შეიძლება ჩამოყალიბდეს IFACS მეთოდით ძალიან მოკლე დროში, ~2 წთ. 40-60 მოლ% WB_2 კომპოზიციებით მიღებული ხსნარები სინთეზირდა სტექიომეტრიული თანაფარდობით $(Ti + W) / B = 1/2$; ამასთან, ნიმუშები ჭარბი ბორით ასევე დამზდდა, რადგან აორთქლების შედეგად ბორი იკარგება.

ნაშრომში [66] გამოკვლეულია ელემენტარული რეაქტივების (Ti, W, Cr) B_2 მყარი ხსნარების სინთეზი გააქტიურებული, წნევის დამწევი სინთეზის მეთოდის და SPS აპარატის გამოყენებით. მიღებული პროდუქტის ხასიათი დამოკიდებულია ტემპერატურაზე; $1900^{\circ}C$ ტემპერატურაზე ისინი თითქმის სუფთა მყარი ხსნარებს წარმოადგენდნენ, მცირე რაოდენობით $\beta-WB$ შემცველობით.

კვაზი-სამმაგი $TiB_2-CrB_2-WB_2$ შეისწავლეს [67-68] ცხელი დაწნეხვით და წნევის გარეშე დილატომეტრით, 1650 და $2300^{\circ}C$ - ტემპერატურის დიაპაზონში. 14 საათამდე ხანგრძლივობის გამოწვა აუცილებელი იყო წონასწორობის მიღწევისათვის. ამრიგად, ნიმუშები მიიღეს ჯერ გამკვრივებით, შემდეგ კი შესაბამის ტემპერატურაზე გაცივების შემდეგ, ზოგიერთ შემთხვევაში უწყვეტი გამოწვით დაახლოებით 16 სთ განმავლობაში. დაფიქსირდა $A (Ti, W, Cr) B_2$ მყარი ხსნარის ჰომოგენურობის დიდი დიაპაზონი.

ნაშრომში [69] გამოკვლეულია კვაზი-სამმაგი $TiB_2-CrB_2-WB_2$ და მათთან დაკავშირებული კვაზი – ბინარული ქვესისტემები ცხელი დაწნეხვის და წნევის გარეშე დილატო-მეტრით, ტემპერატურის დიაპაზონში 1650 -დან $1900^{\circ}C$ - მდე. 14 საათამდე ხანგრძლივობის წვის პროცესი საჭირო იყო

წონასწორობისთვის. ამრიგად, ნიმუშები მიიღეს ჯერ გამკვრივებით, შემდეგ კი შესაბამის ტემპერატურაზე გაცივებით, ზოგიერთ შემთხვევაში უწყვეტი გამოწვით დაახლოებით 16 სთ განმავლობაში. ბინარულ ქვესისტემებში შეიძლება განისაზღვროს სოლიდუსის და ლიკვიდუსის ხაზების დაბალი ტემპერატურის დიაპაზონი. $\text{CrB}_2\text{-WB}_2$ და $\text{TiB}_2\text{-WB}_2$ სისტემები ევტექტიკური ტიპისაა, ხოლო $\text{CrB}_2\text{-TiB}_2$ აჩვენებს უწყვეტ ხსნადობას მყარ ფაზაში.

$\text{TiB}_2\text{-WB}_2$ მყარი ხსნარები მიღებულ იქნა [70] ერთდროულად გამკვრივებისა და ფაზებად დაშლის მიზნით, ინდუქციური გათბობის გამოყენებით შეცხობა მოხდა წნევის გარეშე, გამოკვლეულია CoB , როგორც დანამატი აგენტის გავლენა.

პროდუქტის მექანიკური თვისებები, გაუმჯობესდა $(\text{Ti}, \text{W})\text{B}_2$ -ის გამკვრივებით და დაშლით.

ნაშრომში [71] გამოკვლეულია ინდუქციური გათბობის გამოყენებით წნევის გარეშე შეცხობის შედეგად $\text{TiB}_2\text{-WB}_2$ მყარი ხსნარების ერთდროული გამკვრივების და ფაზური დაშლის პროცესი. ასევე წარმოდგენილია პროდუქტის მექანიკური თვისებები, რომლებიც გაუმჯობესდა $(\text{Ti}, \text{W})\text{B}_2$ -ის გამკვრივებით და დაშლით.

ნაშრომში [72] აღწერილია ახალი, სწრაფი და ეფექტური მეთოდი ერთფაზიანი Al_4SiC_4 ფხვნილის სინთეზირებისთვის.

სინთეზის მეთოდი ემყარება Al , Si და C წვის რეაქციას, რომლის ინიცირება ხდება მაღალი სიხშირის ინდუქციური გაცხელებით. შედეგად, სუფთა ფაზის Al_4SiC_4 ფხვნილი სინთეზირდა რამდენიმე წუთში. გაცხელების დროს ნიმუშის ტემპერატურის გაზომვისას გამოჩნდა ორი ევზოთერმული პიკი, რითაც დადასტურდა ორეტაპიანი წვის რეაქციის გავრცელება.

ერთფაზიანი Al_4SiC_4 წარმატებით იქნა სინთეზირებული [73] ალუმინის, სილიციუმის და ნახშირბადის შავი ფხვნილის ნარევის გაცხელების გზით მოლეკულური თანაფარდობით, რომელიც შეესაბამება

Al_4SiC_4 -ის ქიმიურ შედგენილობას, მცირე რაოდენობით ტრიეთანოლამინთან ერთად (TEA) $1200^{\circ}C$ -ზე მაღალ ტემპერატურაზე არგონის გარემოში. TEA -ს გარეშე, წარმოიქმნა ორი ფაზა: Al_4C_3 და SiC , მიწოდებული ტემპერატურისგან დამოუკიდებლად.

წინამდებარე ნაშრომში [74] გამოკვლეულია სხვადასხვა ფაქტორები, რომლებიც გავლენას ახდენენ Al_4SiC_4 -ს სინთეზზე Al_2O_3 , SiO_2 და გრაფიტი არგონის ატმოსფეროში. Al_4SiC_4 -ის წარმოქმნა დაიწყო $1450^{\circ}C$ და $1500^{\circ}C$ შორის. ფორმირებული Al_4SiC_4 -ის რაოდენობა გაიზარდა ტემპერატურის ამალღებისთანავე. გაცხელების დროს გახანგრძლივებასთან ერთად, Al_4SiC_4 -ს რაოდენობა გაიზარდა მის უდიდეს მაჩვენებლამდე და შემდეგ ის უმნიშვნელოდ შეიცვალა.

უაღრესად სუფთა Al_4SiC_4 ფხვნილები მიღებულ იქნა [75] კარბოთერმული აღდგენის მეთოდით $2173 K$ -ზე, ნედლეულად გამოყენებული იყო Al_2O_3 , SiO_2 და გრაფიტი. მიღებული Al_4SiC_4 ფხვნილები შეიცავდნენ ექვსკუთხა ფირფიტის მსგავს მარცვლებს, რომელთა დიამეტრი დაახლოებით $200-300 \mu$ და სისქე დაახლოებით $2-6 \mu$ იყო. ექსპერიმენტული შედეგების საფუძველზე, განისაზღვრა Al_4SiC_4 -ის წარმოქმნის რეაქცია და მარცვლების ევოლუციის მექანიზმები, თერმოდინამიკური და თავდაპირველი გამოთვლის პრინციპებით.

ამ ნაშრომში [76] Al_4SiC_4 სინთეზირებულია კარბოთერმული აღდგენის პროცესის საშუალებით ოქსიდების (Al_2O_3 და SiO_2) და ნახშირბადის გამოყენებით. გამოიკვლიეს ჰაერში და O_2 ატმოსფეროში ჟანგვის თვისებები თერმოგრაფიკული ანალიზის მეთოდით და სინესტეში გაცხელებული სინთეზირებული Al_4SiC_4 -ის სტაბილურობა.

ნაპერწყალურ პლაზმური სინთეზის (SPS) პროცესის გამოყენებით, Al_4SiC_4 ფხვნილი სინთეზირდა [77] $550^{\circ}C$ დაბალ ტემპერატურაზე, ხოლო დაყოვნების დრო შეადგენდა ჩვეულებრივი მეთოდით გათბობის დროის ერთ მეექვსედს. სინთეზის ტემპერატურა და დრო შემცირდა წნეხყალიბის

ზომის გაზრდის საშუალებით, SPS- ს დროს მაღალი დენის ეფექტის შედეგად.

კარბოთერმული ალდგენის პროცესის შედეგად წარმატებით სინთეზირდა $Al_4SiC_4-Al_8SiC_7$ კომპოზიციების ცხრილური სტრუქტურა [78]. გამოკვლეულია დამატებულ SiC -ის ოდენობის და გათბობის ტემპერატურის გავლენა $Al_4SiC_4-Al_8SiC_7$ კომპოზიციების სინთეზზე კარბოთერმული ალდგენის მეთოდით.

გათბობის ტემპერატურის მატებასთან ერთად, Al_4SiC_4 შემცველობა გაიზარდა და პროდუქტებში შემცირდა Al_8SiC_7 , რაც მიუთითებს Al_4SiC_4 -ის ფორმირებასა და ზრდაზე.

კომპოზიციური მასალის საიზოლაციო მასალის დანაფარი, რომელიც შედგება, რომელიც SiC ნაწილაკებით გამაგრებული, Al-Si- ის მატრიცისგან დამზადდა [79] ლაზერული ჩამოსხმის საშუალებით UNS A03560 ჩამოსხმული Al -შენადნობის საფენზე Al -12 მას. % Si და SiC ფხვნილების ნარევისგან. შესწავლილია დამუშავების პარამეტრების გავლენა მიკროსტრუქტურაზე და დანაფარის აბრაზივების მიმართ ცვეთამედეგობა.

კარბოთერმული ალდგენის მეთოდით წარმატებით სინთეზირდა $Al_4SiC_4-Al_8SiC_7$ კომპოზიციების ცხრილური სტრუქტურა [80]. შესწავლილი იქნა SiC დანამატის კონცენტრაციის და გაცხლების ტემპერატურის გავლენა კარბოთერმული შემცირებით $Al_4SiC_4-Al_8SiC_7$ კომპოზიციების სინთეზზე. შედეგები აჩვენებს, რომ SiC- ის ოდენობა მნიშვნელოვან როლს თამაშობს საბოლოო პროდუქტების შედგენილობაში.

ნაშრომში [81] შესწავლილია ალუმინ-სილიციუმის კარბიდების Al_4SiC_4 და Al_8SiC_7 აორთქლების თერმოდინამიკა ტემპერატურის დიაპაზონში 1500-დან 1700 კ. ორთქლის წნევა იზომება კნუდსენის ეფუზიური – მას-სპექტრომეტრით, რომლის დროსაც ამოფრქვეული ფხვნილის ნიმუშები გრაფიტის ტიგლებიდან იყრებოდა პატარა ხვრელების მეშვეობით. შეერთების თითოეული წერტილისათვის, ხვრელის ექვსი დიამეტრი შემოწმდა უჯრედის შიგნით წონასწორობის შესამოწმებლად.

ორთქლისა და წნევის ტემპერატურული დამოკიდებულება, რომელიც განისაზღვრება უჯრედის ნახვრეტის ფართობზე 2.0×10^{-3} სმ² Al_4SiC_4 -თვის და 1.81×10^{-3} სმ² Al_8SiC_7 -თვის, არის $\log p = (-18.682 / T) + 12.476$, Al_4SiC_4 -თვის (1550 – დან 1643 კ – მდე) და $\log p = (-19.308 / T) + 12.421$ Al_8SiC_7 -თვის, (1526-1784 K), p -პასკალებში და t - კელვინებში. მონაცემების ანალიზის შედეგად დადგინდა წარმოქმნილი სითბოს შემდეგი მნიშვნელობები: Al_4SiC_4 , $\Delta H_{298.15 \text{ K}} = -50.0$ კკალ / მოლზე; და Al_8SiC_7 , $\Delta H_{298.15 \text{ K}} = -92.1$ კკალ / მოლში.

ნაშრომში [82] შემუშავებულია $\text{SiC} - \text{C}$, B_4C , $\text{B}_4\text{C} - \text{C}$, $\text{B}_4\text{C} - \text{SiC}$ ან $\text{B}_4\text{C} - \text{SiC} - \text{C}$ ფხვნილებისგან გაჟღენთილი კომპაქტების გაჟღენთვის უნარზე დაფუძნებული რეაქტიული შეცხოვის მეთოდები. გაჟღენთის ეფექტურობა განისაზღვრება კომპაქტური ნიმუშის საერთო ფორიანობით, ფორების ზომით, რომელსაც შეუძლია შეივსოს ნადნობით, ხოლო კარბიდისა და ნახშირბადის ნაწილაკების თხევადი სილიციუმით დასველების უნარით. სილიციუმის დნობის ტემპერატურა აღემატება 1450°C -ს, რაც არ გამორიცხავს არაწონასწორული სისტემის კომპონენტებს შორის რთული ურთიერთქმედების პროცესების წარმართვას.

ლაზერული დამუშავების დროს, Al-SiCp -ის ლითონის მატრიცული კომპოზიტის (MMC) ზედაპირული ფენის შესაქმნელად AA6061 Al -ის შენადნობზე, ნემსის ფორმის ნაწილაკები ჩამოყალიბდა [83], მაღალი ლაზერული ენერჯის მიწოდებისას. ოპტიკურმა მიკროსკოპიამ აჩვენა, რომ ეს ფაზა მსგავსია Al_4C_3 და Al_4SiC_4 . წინა კვლევამ ვერ შეძლო მისი, როგორც Al-Si-C სისტემაში უკვე ცნობილი რომელიმე ნაერთის იდენტიფიცირება. მოხდა უცნობი ფაზის იდენტიფიკაცია, აღმოჩნდა ალუმინისა და სილიციუმის კარბიდი, რომელსაც ექვსკუთხა სტრუქტურა აქვს $a = 0.3316$ და $c = 2.1330$ ნმ, რაც შეიძლება იყოს მეტასტაბილური ფაზა, რომელიც ჩამოყალიბდა გამოყენებული ლაზერული დამუშავების სპეციფიკურ პირობებში.

ამ კვლევაში, [84] ალუმინის მაგნიუმის ბორიდი 5-დან 30 მოლ.% დანამატებთან ერთად (AlMgB_{14} : X სადაც X Si, P, C, AlN, TiB_2 , ან BN), მომზადებული იქნა მექანიკური შედნობის და ვაკუუმში ცხლად დაწნეხვის მეთოდების კომბინირებული გამოყენებით. AlMgB_{14} -ზე დაფუძნებული ეს მასალა უჩვეულოდ დიდი სისალისაა. ზოგიერთი დანამატი ფაქტობრივად ზრდის მასალის სიმტკიცეს. ყველაზე მაღალი სიმტკიცე დაფიქსირდა AlMgB_{14} 1 30% TiB_2 მასალაში, რომელსაც მრავალფაზიანი მიკროსტრუქტურა აქვს.

მატკოვიჩმა და ეკონომიმ [85] პირველად შენიშნეს ორთომბული AlMgB_{14} ინტერმეტალური ნაერთი, AlMgB_{14} კრისტალები თავდაპირველად გამოყოფილი იქნა მცირე კონცენტრაციებში ალუმინის ბორიდების ნარევიდან, რომელიც მომზადდა ბორის და ალუმინის გაცხელებით 1000-1400°C ტემპერატურამდე. მაგნიუმი წარმოდგენილი იყო მინარევის სახით ექსპერიმენტებში გამოყენებულ ბორში. MgAlB_{14} კრისტალის უფრო დიდი რაოდენობა შეიძლება მიღებულ იქნას მაგნიუმის, ბორის და ალუმინის ნარევის გაცხელებით ატომური პროპორციებით 1: 2: 14.

MgAlB_{14} სტრუქტურის განსაზღვრა მოგვიანებით დაზუსტდა Higashi და Ito-ს მიერ [86]. კრისტალი გაიზარდა მაღალტემპერატურული Al-B შენადნობისგან, რომელიც შეიცავს მცირე რაოდენობით მაგნიუმს. კრისტალის ჩარჩო კრისტალში იგივეა, რაც მატკოვიჩისა და ეკონომის ნაშრომშია აღწერილი. სტრუქტურული ანალიზით განსაზღვრული ქიმიური შემადგენლობაა $\text{Mg}_{0.78}\text{Al}_{0.75}\text{B}_{14}$.

ბაირამაშვილმა და მისმა თანამშრომლებმა [87], თავდაპირველად განიხილეს MgAlB_{14} და მასთან დაკავშირებული, გამდნარი ალუმინის ხსნარების კრისტალიზაციის შედეგად წარმოქმნილი ფხვნილების ცხელი დაწნეხვით მიღებული, ბორიდების თერმოელექტრული თვისებები.

$\alpha\text{-AlB}_{12}$ და MgAlB_{14} ფხვნილები მომზადდა სპონტანური კრისტალიზაციით ალუმინის ნაკადებისგან. გამოიკვლიეს ფხვნილების ძირითადი თვისებები, როგორცაა ნაყარი წონა, დისპერსია, სპეციფიკური

ზედაპირის ფართობი და ა.შ.

განისაზღვრა ფხვნილებისგან კომპაქტური ნიმუშების ცხელი დაწნეხვით მომზადების ოპტიმალური პირობები.

როგორც მექანიკური შენადნობის ალტერნატივა, ულტრა-მტკიცე, სუპერ აბრაზიული AlMgB₁₄-ის მაღალი ტემპერატურის სინთეზი (HTS) ჩატარდა [88] ნორმალური წნევის ქვეშ. რეაქციისთვის მომზადებული ნარევი შედგებოდა ელემენტარული ალუმინისა და ბორისგან, ხოლო მაგნიუმი დაემატა Mg-წინამორბედის ფორმით, რომელიც ათავისუფლებს ელემენტარულ მაგნიუმს დაახლოებით 400°C მაგნიუმის დნობის ტემპერატურის ზემოთ, ამ გზით ამცირებს მის აორთქლებას გაცხელების დროს.

AlMgB₁₄ დაფუძნებულ კომპოზიციებს ინდუსტრიაში მრავალი პოტენციური გამოყენება აქვთ, მაგრამ აღნიშნული ტექნოლოგიის დასაანერგად საჭიროა მაღალ სიმტკიცეზე და ცვეთამდეგეგობაზე პასუხისმგებელი მექანიზმების უკეთ გაცნობიერება. ეს გამოკვლევა [89] ჩატარდა იმის დასადგენად, შესაძლებელია თუ არა ელექტრონულ-ზონდური მიკროანალიზის (EPMA) შედეგების შედარება ლოკალური სისალისა და სიბლანტის (დარტყმის შედეგად) დაფიქსირებულ ცვლილებებთან.

გამოკვლევულ იქნა AlMgB₁₄-ში მიკროკონსტრუქციისა და სიმტკიცის შორის დამოკიდებულება [90]. ულტრა-მყარი კერამიკისა და მასთან დაკავშირებული კომპო-ზიტების დამუშავების გასაუმჯობესებლად. ფხვნილების დაფქვით მაღალი ენერჯის წისქვილში და შემდგომში ცხლად დაწნეხვის სედეგად წარმოიქმნა მკვრივი კომპოზიტები მაღალი სისალით, მაგრამ ფხვნილის გადამუშავებასა და მიკროსტრუქ-ტურაში შეუსაბამობამ განაპირობა სიმტკიცის ცვლილებები.

სტატია [91] წარმოადგენს კვლევის შედეგებს ფაზის კომპოზიციის, კრისტალის სტრუქტურისა და სიმკვრივის შესახებ AlMgB₁₄ დაფუძნებული კერამიკული მასალისაგან, რომელიც მიიღება ცხლად დაწნეხვის მეთოდით,

მარცვლების ზომების სხვადასხვა კომპოზიციის გამოყენებით. აღმოჩენილია, რომ ყველაზე მეტი B AlMgB_{14} ფაზა ~ 97 მას% პროცენტით მიიღება Al – Mg – B ფხვნილის ნარევისთვის პლანეტარულ წისქვილში 4-საათიანი გააქტიურების შემდეგ. დაფიქსირებული სისალის ყველაზე მაღალი მნიშვნელობა შეადგენს 31.9 გპა.

ნაშრომში [92] გამოკვლეულია სხვადასხვა გარემოში ელემენტარული ფხვნილე-ბისაგან AlMgB_{14} მიღება ცხლად დაწნეხვით. პროდუქტის მიკროსტრუქტურა გაანალიზდა მასკანირებელი ელექტრონული მიკროსკოპით (SEM) ენერჯის დისპერ-სიული რენტგენული სპექტროსკოპით (EDS) და მრენტგენული დიფრაქტომეტრით (XRD). ასევე გამოკვლეულია AlMgB_{14} სიმკვრივე, სისალე და პლასტიკური თვისებები (სიბლანტე). შედეგები აჩვენებს, რომ MgAl_2O_4 -ის ერთი ფაზა წარმოიქმნება ცხლად დაწნეხილ Al-Mg-B სისტემაში ჰაერში. ნახშირბადის ფხვნილის დამატებამ არ შეიძლება შეამციროს MgAl_2O_4 წარმოქმნა. დამატებით Al-ს (10 მას.%) და Mg-ს (10 მას.%) შეუძლია ეფექტურად აანაზღაუროს მათი დანაკარგი MgAl_2O_4 -ის ფორმირებაში და გაზარდოს AlMgB_{14} -ის წარმოქმნა არგონის გარემოში.

ნაშრომში [93] გამოკვლეულია ცხლად დაწნეხვის მეთოდით 1300 და 1400°C ტემპერატურაზე 50მპა ზეწოლის ქვეშ 50 მპა ალუმინის, მაგნიუმის და ბორის ფხვნილებისგან (E1 ნარევი), AlMgB_{14} -ის საფუძველზე სინთეზირებული მასალების, აგრეთვე ალუმინი-მაგნიუმის შენადნობის ორიგინალური ფხვნილის (E2 ნარევი) ფაზური შემადგენლობა, სიმტკიცე და სიმკვრივე ჩატარდა.

მიღებული ფხვნილების ნიმუშებში AlMgB_{14} ფაზური შემადგენლობა განისაზღვრა 95 მას. %-ით მაქსიმალური სისალე 14GPa და სიმკვრივე 2.1გ/სმ³, შესაბამისად, აქვს ნიმუშს აღინიშნით E1, რომელიც სინთეზირებულია 1400°C ტემპერატურაზე.

სხვადასხვა AlMgB_{14} კომპოზიციური მასალები მომზადდა წინასწარ აქტივირებული AlMgB_{14} და საწყისი ელემენტარული ფხვნილებისგან

ცხლად დაწნეხვის მეთოდით [94]. ოდნავ განსხვავებული სიმკვრივის მახასიათებელი აღმოაჩინეს მხოლოდ ორი ტიპის საწყისი მასალისთვის. სრული გამკვრივება დაშლის გარეშე მიღწეული იქნა ცხლად დაწნეხვით მხოლოდ 75 მპა წნევის ქვეშ. კარბიდები ურთიერთქმედებენ $AlMgB_{14}$ -თან შეცხოების დროს, წარმოქმნიან TiB_2 და WB_2 ან მათი მყარ ხსნარებს.

1.3. კარბიდული და ბორიდული კომპოზიციური მასალების მიღების თავისებურებები

ლითონის კომპოზიციურ მასალებს ამზადებენ შემდეგი მეთოდებით [95]:

- მყარფაზური მეთოდით
- თხევადფაზური მეთოდით
- დალექვა- გაფრქვევის მეთოდით
- შესამღებელია კომბინირებული მეთოდებიც

მყარფაზური მეთოდებისათვის დამახასიათებელია მატრიცის გამოყენება მყარ მდგომარეობაში, უპირატესად ფხვნილის, ფოლგის ან კომპაქტური ლითონის სახით.

მყარფაზური (იმპულსური: მეთოდს შედუღება აფეთქებით, მაგნიტურ-იმპულსური კომპაქტირება, ჰიდროიმპულსური კომპაქტირება; სტატიკური: დიფუზიური შედუღება, ჰოდროსტატიკური კომპაქტირება, წნევის ქვეშ შეცხოება, იზო-სტატიკური კომპაქტირება, ცვლად დაწნეხვით კომპაქტირება).

თხევადფაზური მეთოდებით გათვალისწინებულია ლითონური კომპოზიტების მიღება არმირებული ბოჭკოების შეერთებით გამდნარ მატრიცასთან. მათ მიაკუთვნებენ ბოჭკოების თხევადი მატრიცული შენადნობებით გაჟღენთვის მეთოდებს და მიმართული კრისტალიზაციის მეთოდს.

დალექვა-გაფრქვევის მეთოდებით ლითონური კომპოზიტების მიღების დროს ხდება მატრიცის ლითონის დატანა მარილის ხსნარების ან სხვა ქიმიური ნაერთების ბოჭკოებზე, აორთქლების გზით, პლაზმის გამოყენებით და ა. შ.

კომბინირებული მეთოდები გულისხმობს ზემოაღნიშნული სამი მეთოდის თანმიმდევრულ ან პარალელურ გამოყენებას. ლითონის მატრიცის მქონე კომპოზიტის მიღების მეთოდის შერჩევა დამოკიდებულია საწყის კომპონენტებზე, დაზიანების გარეშე მარმირებელი ბაზის შეყვანის შესაძლებლობაზე, კომპონენტებს შორის მყარი კავშირის უზრუნველყოფაზე, მატრიცაში მარმირებელი ელემენტების თანაბრად გადანაწილებაზე. ამ ფაქტორების გათვალისწინება უზრუნველყოფს მარმირებელი ელემენტების და მატრიცის თვისებების მაქსიმალურ რეალიზებას.

ლითონური მატრიცის მქონე კომპოზიტების მიღებისა და დამუშავების მეთოდები შეიძლება იყოს შემდეგნაირად:

- ქიმიური (ქიმიური დალექვა) და ელექტროქიმიური (გალვანური)
- აირის ან ორთქლის ფაზური მეთოდი (ორთქლის ვაკუუმური დალექვა, აირის დანაფარის თერმულად დატანა: პლაზმური, აალებული აირის, ელექტრულ რკალური, მაღალსიხშირული)
- თხევადფაზური (მიმართული კრისტალიზაცია, ბოჭკოების გამოჭიმვა შენადნობიდან, და ბოჭკოების კარკასების გაჟღენთვა : ვაკუუმური, დაწნეხვა, ნორმალური (მართობულად) წნევით, ვაკუუმურ-კომპრესიული)

ლითონური კომპოზიტების მიღების დროს უპირატესად გამოიყენება შემდეგი ტექნოლოგიური პროცესები: წნევით დამუშავება, ფხვნილოვანი მეტალურგიის პროცესები, გაჟღენთვისა და მიმართული კრისტალიზაციის პროცესები, დალექვა-გაფრქვევის პროცესები.

წნევით დამუშავების შედეგად შესაძლებელია ლითონური კომპოზიტების მიღება დეფორმირებადი ლითონებისა და შენადნობების

მატრიცით, როგორც კომპაქტური (ფურცლები, ფენები(ფირები), ფოლგები, კონები, მილები, მავთულები), ასევე ფოროვანი (ფენები, რომლებიც მიიღება დალექვა-გაფრქვევის მეთოდით) ფორმით. არმატურის სახით გამოიყენება როგორც პლასტიური, ასევე მსხვრევადი ბოჭკოები. ლითონურ-ბოჭკოვანი კომპოზიციური მასალების (ლბკმ) წნევით დამუშავებით მიღების პროცესის მთავარ უპირატესობას წარმოადგენს ბოჭკოებსა და მატრიცას შორის მავნე ურთიერთქმედების არარსებობა, მთავარი ნაკლი კი არის - ბოჭკოების, განსაკუთრებით მსხვრევადი ან მცირედ პლასტიური ბოჭკოების, დაზიანების შესაძლებლობა, მაღალი დამაბულობების შედეგად, რომლებიც წარმოიქმნება დიდი პლასტიური დეფორმაციებით.

ფხვნილოვანი მეტალურგიის პროცესებში მატრიცა გამოიყენება ფხვნილის სახით. მარმირებელი ელემენტები შეიძლება იყოს ძაფისებრი კრისტალები, უწყვეტი და დისკრეტული ბოჭკოები, ბოჭკოებისგან შექმნილი ბადეები და ქსოვილები, დისპერსული ნაწილაკები და სხვა. მეთოდის უპირატესობებს წარმოადგენს მატრიცის სახით ძნელად დეფორმირებადი ლითონების, შენადნობების, ნაერთების გამოყენების, მარმირებელი ფაზის დიდი კონცენტრაციის მიღწევის შესაძლებლობა. მეთოსიდ ნაკლოვანებები: მოკლე ბოჭკოების არათანაბარი განაწილება ნაკეთობის მოცულობაში, კაზმის ბოჭკოებთან შერევის პროცესში შეწებების გამო; მსხვრევადი ბოჭკოების დაზიანება შერევის დროს; ლბკმ-ების შესქელებები ან დეფორმაციები; ოქსიდების და სხვა მინარევების ჭარბი შემცველობა მატრიცული ფხვნილების ზედაპირის განვითარების გამო.

ლითონის ფუძის მქონე კომპოზიტების მიღების ხერხები საკმაოდ მრავალფეროვანია. სირთულეები დაკავშირებულია მაღალ ტემპერატურებთან, რომლის დროსაც ხდება არმატურის გაჟღენთვა ლითონის ნადნობით.

მთელ რიგ შემთხვევებში გაცილებით ეფექტურად მიმდინარეობს დიფუზიური დაკავშირება მაღალ წნევებზე. ეს ხერხი გამოიყენება მაგალითად Al ან Mg მატრიცის კომპოზიტების მისაღებად ბორის და

ნახშირბადის ბოჭკოებთან. თუმცა ამ შემთხვევებშიც მიმდინარეობს ზედაპირული რეაქციები, რაც მიუთითებს ამ რეაქციების შესწავლის საჭიროებაზე ფაზათაშორის საზღვრებზე არა მარტო ლითონების დნობის ტემპერატურებზე, არამედ უფრო ფართო ტემპერატურულ დიაპაზონში. ირიბი დიფუზიური დაკავშირების მაგალითს (თუმცა ეს განსაზღვრება ზუსტი არ არის) წარმოადგენს კომპოზიტზე ლაზერის ზემოქმედების მეთოდი [96].

თვითგავრცელებადი მაღალტემპერატურული სინთეზის (თმს) და სითბური აფეთქების მეთოდები. ეს მეთოდები, რომლებიც დაფუძნებულია საწყისი რეაგენტების შინაგანი ქიმიური ენერჯის გამოყენებაზე, წარმოადგენენ სინთეზის პროცესის ძალიან სასარგებლო ორგანიზაციის მაგალითს სითბური ენერჯის გამოყენების კუთხით.

თმს მეთოდებს გააჩნიათ გარკვეული უპირატესობები კლასიკურ მეთოდებთან მიმართებით, მაგრამ სამწუხაროდ მათ ახასიათებთ ნაკლოვანებებიც. ერთერთ მათგანს წარმოადგენს მიღებული მასალების ზღვრული ფორიანობის მაღალი მაჩვენებელი, რაც დაკავშირებულია არსებული მინარევული აირების გამოყოფასთან სინთეზის პროცესში.

თმს აღმოჩენილ იქნა რუსი მეცნიერების: ა.გ. მერჟანოვის, ი.პ. ბოროვინსკაიას და ვ.მ. შკიროს მიერ 1967 წელს. [97]. თმს-ს საფუძვლად უდევს ორი ან მეტი ქიმიური ელემენტის ან ნაერთის ეგზოთერმული ურთიერთქმედების რეაქცია, რომელიც მიმდინარეობს მიმართული წვის რეჟიმში. პროცესი ხორციელდება საწყისი რეაგენტების კაზმური ნარევის თხელ ფენაში რეაქციის ლოკალურ დონეზე გამოწვევის შემდეგ და ვრცელდება მთელ სისტემაზე ცხელი პროდუქტებიდან გაუცხელებელ საწყის ნივთიერებებზე სითბოს გადაცემის შედეგად. მორეაგირე ფენის გაცრცელების სიჩქარე და რეაქციის ტემპერატურა დამოკიდებულია მთელ რიგ ფიზიკურ-ქიმიურ პარამეტრებზე. მათ მიეკუთვნება [98]:

* **თერმოდინამიკური** (სითბო რომელიც გამოიყოფა ახალი ქიმიური ნაერთის წარმოქმნის დროს, რეაქციის პროდუქტების სითბოტევადობა,

პროცესის საწყისი ტემპერატურა);

* **ფიზიკური** (ფხვნილების ნარევის თბოგამტარობა, ბრიკეტის სიმკვრივე, აირის გარეგანი წნევა, ნაწილაკების ფორმა და ზომა, კომპონენტების დისპერსულობა, გამყარების დონე ან ფხვნილების ნაწილაკების სტრუქტურის დეფექტიანობა, გარეგანი ძალების მოქმედების არსებობა);

* **ტექნოლოგიური** (ნარევი კომპონენტების თანაბარი (ერთგვაროვანი) შერევა, ფხვნილების აქტივაციის დონე); ქიმიური (ნარევის შედგენილობა, ფხვნილების ტენიანობის დონე, ადსორბირებული მინარევებისა და აირების კონცენტრაცია).

თმს-ს მაღალი ტემპერატურის მეშვეობით შესაძლებელია მარტივი და მრავალკომპონენტური ნაერთების მიღება ერთ სტადიაში, უშუალოდ წვის ტალღაში. თმს-ს უპირატესობას წარმოადგენს აგრეთვე ისეთი კომპოზიციის სინთეზის შესაძლებლობა, რომლის სხვა მეთოდებით მიღება მოითხოვს დიდ ხარჯებს და რთულ, ძვირადღირებულ აღჭურვილობას, ან საერთოდ შეუძლებელია [99].

თვითგავრცელებადი მაღალტემპერატურული სინთეზი, ცნობილი აგრეთვე როგორც წვის სინთეზი, არის თანამედროვე მეთოდი, რომელიც გამოიყენება ძნელდნობადი ნაერთებისა და ნივთიერებების მისაღებად. ეს მეთოდი უფრო მეტად დაფუძნებულია კომპონენტებს შორის მიმდინარე ქიმიურ რეაქციაზე, ვიდრე გარედან მიწოდებულ სითბოზე. საწყისი ნარევი შედგება ორი ან მეტი ფხვნილისაგან, რომელთა შორისაც შესაძლებელია მოხდეს ეგზოთერმული რეაქცია. ლოკალურად დაწყებული რეაქცია ხდება თვით-შენარჩუნებადი, გამოყოფილი სითბო გადაეცემა ნარევის ახლომდებარე უბნებს.

ნაშრომში [100] შესწავლილია მასალების ფორმირების მექანიზმები. ვინაიდან თმს-ის დამახასიათებელი ნიშნებია ტემპერატურის სწრაფი ცვალებადობა და პროდუქტის წარმოქმნის მოკლე ხანგრძლივობა (ჩვეულებრივ, რამდენიმე წამიდან რამდენიმე წუთამდე).

ნაპერწყალურ-პლაზმური სინთეზის (Spark Plasma Sintering) მეთოდი გულისხმობს მაღალი სიდიდის მქონე პულსირებადი მუდმივი დენის გატარებას გრაფიტის წნეხალიბში მოთავსებულ ფხვნილში. ფხვნილში გამავალი დენი წარმოქმნის ნაპერწყალს ფხვნილის ნაწილაკებს შორის, რაც იწვევს პლაზმურ პროცესებს და ნაწილაკებს შორის შეცხობის დაწყებას [101].

1.4. ლიტერატურის ანალიზი და ამოცანის დასახვა

ლიტერატურის ანალიზის შედეგად დადგინდა, რომ ამჟამად, მრეწველობის ბევრ სფეროში შეინიშნება ტრადიციული მასალებიდან კომპოზიტურ მასალებზე გადასვლა [102]. ეს პირველ რიგში განპირობებულია იმით, რომ ტრადიციული მასალები აღარ აკმაყოფილებს თანამედროვე მრეწველობის მიერ მათდამი წაყენებულ მოთხოვნებს. ახალი თაობის მასალები უნდა ფლობდეს მთელ რიგ თვისებებს, კერძოდ: დაბალ სიმკვრივეს, მაღალ სიმტკიცესა და თბომედეგობას. ამავე დროს ადვილი უნდა იყოს მათი დამუშავება. მსგავსი მოთხოვნები ვრცელდება ლითონებსა და არალითონებზე, აგრეთვე მათ კომბინაციებზე. აღნიშნულ თვისებათა ერთობლიობა ტრადიციულ მასალებს არ გააჩნია. დღეისათვის პერსპექტიულია ლითონის კომპოზიციური მასალები, კერძოდ Ti-Al სისტემის მასალები. კომპოზიციური მასალების გამოყენება დღესდღეისობით და უახლოეს მომავალში მეტად მნიშვნელოვანია ახალი თაობის საჯავშანე მასალების შესაქმნელად.

ლითონის ჯავშანს უნდა ჰქონდეს სიხისტისა და სისალის მაღალი მნიშვნელობები, რათა წინააღმდეგობა გაუწიონ ტყვიის შეღწევას და მაღალი პლასტიკურობა და სიმტკიცე, რომ თავიდან იქნას აცილებული ნამსხვრევების შემდგომი გავრცელება. ყველაზე გავრცელებულია ფოლადის, ტიტანის და ალუმინის ჯავშანი. ცალკე, ამ მასალებს არ აქვთ საჭირო თვისებები და მათი მინიჭების ერთ-ერთი გზაა მრავალშრიანი მასალების შექმნა.

საჯავშნე ფილები სტანდარტულად მზადდება მთლიანი, მორგებული ადამიანის ტანზე ან საბრძოლო მანქანაზე. ელიტური სამხედრო კორპუსისათვის მზადდება მცირე ზომის მართკუთხა ან ექვსკუთხედი ფორმის ფილების სახით. ბალისტიკური ტესტირებისათვის ჩვეულებრივ გამოიყენება 50X50მმ ზომის, 8-10მმ სისქის ფილები. აღნიშნული ზომის ფირფიტის დამზადება დაკავშირებულია ენერჯის დიდ დანახარჯებთან და ისეთ ტექნიკურ სირთულეებთან, როგორცაა მიღებული ფირფიტის არათანაბარი შეცხოება, კერძოდ ტემპერატურის არათანაბარი განაწილების გამო კიდეებთან ნაკლებად ხდება შეცხოება, რის გამოც მასალა მიიღება არასრული სიმკვრივით და მაღალი ფორიანობით. აღნიშნული პრობლემის გადასაჭრელად შესაძლებელია დამზადდეს შედარებით მცირე ზომის ფირფიტები და მოხდეს შესაბამისი ზომის საჯავშნე ფილის აწყობა.

კვლევის მიზანის წარმოდგენდა კომპოზიციური მასალების მიღება ტიტანის, ალუმინისა და სილიციუმის კარბიდული და ბორიდული ნაერთების ფუძით, რომლებიც ლეგირებული იქნებიან სხვადასხვა ტიპის მაღალტემპერატურული და პლასტიური მასალებით, მათი შემდგომში საჯავშნე ელემენტებში გამოყენების მიზნით. ბორიდული მასალებიდან ყველაზე ფართო გამოყენება აქვს ტიტანის დიბორიდს - TiB_2 -ს, კარბიდული მასალებიდან კი ტიტანის და სილიციუმის კარბიდებს, ამიტომ საკვლევი კომპოზიციური მასალების ფუძედ შერჩეულია $TiB_2-TiC-SiC$. ამ ტიპის კერამიკული კომპოზიტებისადმი ყურადღება გამოწვეულია იმით, რომ ისინი ხასიათდებიან მაღალი ლღობის ტემპერატურით, მაღალი სისალით და მაღალი კოროზია-მედეგობით. სიმკვრივისა და სიმტკიცის გაზრდის მიზნით იყენებენ განსხვავებული ნედლეულის სისტემებსა და დანამატებს, აგრეთვე ლითონებს Al, Mg, Zr და სხვა. TiB_2 ამჟამად გამოიყენება, მხოლოდ სპეციალიზირებულ პროგრამებში, ისეთ სფეროებში, როგორცაა, მჭრელი იარაღები, ტიგელები, ცვეთამედეგი დანაფარები, დარტყმის მიმართ მედეგი ჯავშანი.

მოცემული კვლევის მიზანს წარმოადგენს აგრეთვე უშუალოდ საჯავშნე ფილების დამზადება შემუშავებული კომპოზიციური მასალებიდან და მათი ბალისტიკური გამოცდა. საჯავშნე ფილების დამზადებისთვის შეირჩა კომპოზიციური მასალები დაბალი სიმკვრივით და მაღალი სისაღით და სიმტკიცით.

კვლევის ძირითადი ობიექტებია კომპოზიციური მასალები, რომლებიც გამოყენებულ უნდა იქნას ჯავშანნაკეთობების დასამზადებლად.

შესწავლილი იყო შემდეგი კომპოზიციურ მასალები:

- $TiB_2-TiC-SiC$
- $TiB_2-TiC-SiC-AlMgB_{14}$
- $TiB_2-TiC-SiC-Ti_3Al_{0.5}Si_{0.5}C_2$
- $TiB_2-TiC-SiC-FeNi$
- $TiB_2-TiC-SiC-Al_4SiC_4$
- $TiB_2-TiC-SiC-Al_8SiC_7$
- $TiB_2-TiC-SiC-Al_8B_4C_7$
- $TiB_2-TiC-TiN-SiC-FeNi$
- $TiB_2-TiC-TiN-FeNi$

განხორციელდა ფუძე კომპოზიციური მასალების მიღება როგორც სუფთა სახით, ასევე მალეგირებელი ნაერთებთან ერთად. იმის გათვალისწინებით, რომ მასალები საჯავშნედ უნდა იყოს გამოყენებული, მალეგირებელი ნაერთები შეირჩა, სიმყიფის შემცირების, სისაღისა და სიმტკიცის გაზრდის მიზნით. აღნიშნული მასალების ლეგირება განხორციელდა $AlMgB_{14}$, $Al_8B_4C_7$, Al_8SiC_7 , Al_4SiC_4 , $Ti_3Al_{0.5}Si_{0.5}C_2$, $FeNi$ და მათი კომბინაციებით. ზოგიერთ შემთხვევაში ასევე გამოიყენებოდა ტიტანის ნიტრიდი TiN . ფიზიკო-მექანიკური თვისებების და სტრუქტურული მდგომარეობის კვლევისათვის მიიღებოდა ცილინდრული ფორმის ნიმუშები, ხოლო ბალისტიკური გამოცდებისათვის კი ოთხკუთხა ფორმის ნიმუშები.

2 ექსპერიმენტალური ნაწილი

2.1 კაზმის მომზადება

კაზმის მოსამზადებლად თავდაპირველად ხდებოდა კომპოზიტის გათვლა კომპონენტთა თანაფარდობის შერჩევით. იმის მიხედვით თუ როგორი უნდა იყოს საბოლოო პროდუქტი, კომპონენტთა თანაფარდობა საჭიროა შეირჩეს მასური ან მოცულობითი ხვედრითი წონით (პროცენტებში)

ცილინდრული ფორმის ნიმუშისათვის მასური ხვედრითი წონის შემთხვევაში 2 გრამს გავამრავლებთ თითოეული კომპონენტის ხვედრით წონაზე (პროცენტულ მაჩვენებელზე).

მაგალითად თუ გვსურს მივიღოთ კომპოზიტი $TiB_2(60\%)-TiC(10\%)-SiC(30\%)$

კომპონენტთა ფხვნილებს ავიღებთ შემდეგი რაოდენობით:

$$TiB_2 - 2 \times 0.6 = 1.2 \text{ გ}$$

$$TiC - 2 \times 0.1 = 0.2 \text{ გ}$$

$$SiC - 2 \times 0.3 = 0.6 \text{ გ}$$

მათი შეკრებით მივიღებთ 2 გრამ კაზმს.

მოცულობითი თანაფარდობის შემთხვევაში ელემენტების (ნაერთების) სიმკვრივეებს გავამრავლებთ პროცენტულ მაჩვენებელზე, შევკრებთ, გავყოფთ 2-ზე (2გრამი კაზმისთვის) და მიღებულ კოეფიციენტზე გავყოფთ თითოეული კომპონენტის ატომურ მასას. განვიხილოთ ზემოთ განხილული მაგალითი მოცულობითი თანაფარდობით:

$$TiB_2 - 4.52 \times 0.6 = 2.712$$

$$TiC - 4.93 \times 0.1 = 0.493$$

$$SiC - 3.21 \times 0.3 = 0.963$$

მიღებული კოეფიციენტია 2.084

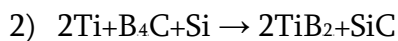
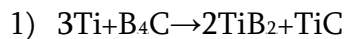
$$TiB_2 - 2.712 : 2.084 \approx 1.3 \text{ გ}$$

$$TiC - 0.493 : 2.084 \approx 0.24 \text{ გ}$$

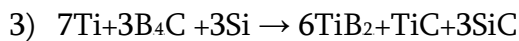
SiC - 0,963: 2.084≈0.46გ

მათი შეკრებით მივიღებთ 2 გრამ კაზმს.

შეცხოვისას ხშირად მიმართავენ ცნობილ ქიმიურ რეაქციებს, რადგან ამ გზით შედარებით ადვილად მიიღება სასურველი კომპოზიცია და მიღებული ნიმუში უფრო წვრილმარცვლოვანია. ფუძის მისაღებად ვიყენებდით შემდეგ ქიმიურ რეაქციებს:



საბოლოო რეაქცია (3) მიიღება ამ ორი რეაქციის შეკრებით და ზოგიერთი კომპონენტის რაოდენობის გაზრდით:



კომპონენტთა ფხვნილების შერევა და მექანიკური აქტივირება შესაძლებელია ხელით, აგატის როდინში, ან ბურთულებიან წისქვილში. წისქვილში შერევის შემთხვევაში მოხდება ფხვნილის დაწვრილმარცვლოვნებაც.

კაზმის სინთეზირებისათვის მომზადების ბოლო ეტაპს წარმოადგენდა წნეხყალიბის შერჩევა, სასურველი ფორმისა და ზომის ნიმუშის მისაღებად.

წნეხყალიბში თავსდებოდა შერეული და მექანიკურად აქტივირებული ფხვნილები. წნეხყალიბის კედლებსა და პუანსონების ზედაპირზე ნიმუშის მიკვრის თავიდან აცილების მიზნით, ხდებოდა სიგრაფლექსის (გრაფიტის დრეკადი ფურცელი) გამოყენება.

ფხვნილების მისაღებად გამოიყენებოდა დაწნეხვის მცირე წნევა, ხოლო მასიური ნიმუშების მისაღებად კი მაღალი წნევები.

2.2. ფხვნილების სინთეზირება/შეცხოვა ნაპერწკალურ-პლაზმური სინთეზის მეთოდი

კვლევის მეთოდოლოგია ემყარება კომპოზიციურ მასალათა ფხვნილების მიღებას და მათ კომპაქტირებას. მთლიანი ტექნოლოგიური ციკლი მოიცავს ქიმიურ სინთეზს, თერმო-ქიმიურ სინთეზს, ფორმირებას

და შეცხოვას. ფორმირება და შეცხოვა ხორციელდებოდა SPS მეთოდის გამოყენებით. ასევე შესაძლებელია ქიმიური და თერმო-ქიმიური პროცესების ჩანაცვლება SPS მეთოდით.

კომპოზიციური მასალების მისაღებად გამოყენებული იყო ქიმიური და თერმო-ქიმიური სინთეზი. მიღებული კომპლექსური ნაერთების თერმოსინთეზი ხდებოდა 800-1000°C ტემპერატურაზე. თერმოსინთეზი ტარდებოდა ვაკუუმში. ტიტანის შემცველი კომპოზიციური მასალების მისაღებად გამოყენებული იქნა ტიტანის ჰიდრიდიც.

გარდა თერმოქიმიური სინთეზის და SPS მეთოდით მიღებული კომპოზიციურ მასალათა ფხვნილებისა, SPS მეთოდით ასევე მიღებულ იქნა ფხვნილები და მასიური ნიმუშები ელემენტთა პირდაპირი სინთეზით, შემდეგი ტიპის სისტემებისა:

- $3\text{Ti} + \text{Si} + 2\text{C} \rightarrow \text{Ti}_3\text{SiC}_2$
- $8\text{Al} + 4\text{B} + 7\text{C} \rightarrow \text{Al}_9\text{B}_4\text{C}_7$
- $6\text{B} + \text{Ti} + \text{Si} + 2\text{C} \rightarrow \text{B}_4\text{C} + \text{TiB}_2 + \text{SiC}$
- $\text{Ti} + \text{C} + \text{Si} + 2\text{B} \rightarrow \text{TiB}_2 + \text{SiC}$
- $2\text{BN} + \text{B}_4\text{C} + 6\text{Ti} \rightarrow 3\text{TiB}_2 + 2\text{TiN} + \text{TiC}$

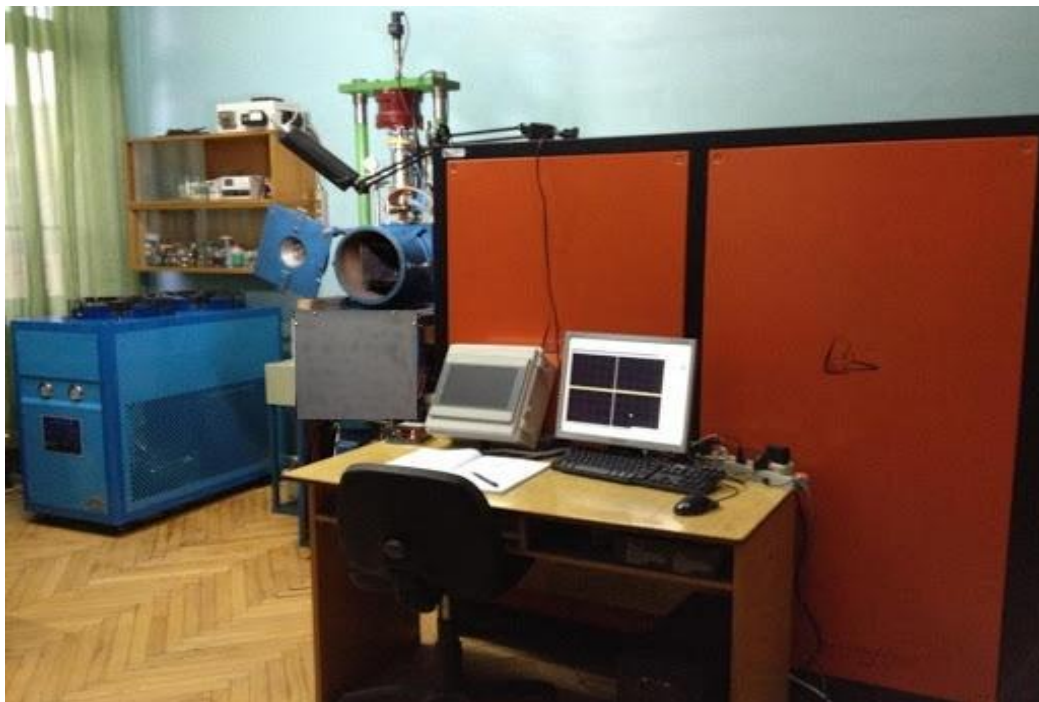
როგორც ცნობილია, მასალათა თვისებებზე მნიშვნელოვან გავლენას ახდენს შემავალ კომპონენტთა მიღების წინარე ისტორია, ამიტომ მეტად საინტერესო იყო შემუშავებული კომპოზიციური მასალების მიღება სხვადასხვა მეთოდით მიღებული ფხვნილებიდან და მათი თვისებების შედარება.

აღსანიშნავია ის გარემოება, რომ კვლევის ფარგლებში დაგეგმილი კომპოზიციური მასალების მიღება ხდებოდა არა მარტო სუფთა სახით, არამედ ხდებოდა მათი ლეგირებაც. იმის გათვალისწინებით, რომ მასალები საჯავშნედ და აეროკოსმოსურ მოწყობილობებისთვის უნდა იყოს გათვალისწინებული, მალეგირებელი ელემენტებიც ამ ნიშნით შეირჩეოდა.

კვლევის ფარგლებში დეტალურად იქნა შესწავლილი ფხვნილების მიღების ტექნოლოგიური ციკლის ყველა ეტაპი. დგინდებოდა სინთეზირების პროცესზე სარეაქციო მასალის რაოდენობის გავლენა.

ნაპერწყალურ-პლაზმური სინთეზი (SPS) წარმოებდა ვაკუუმში, სპეციალურ SPS მეთოდზე დაფუძნებულ დანადგარში (სურ.17) შეცხოების პროცესების მართვით.

SPS დანადგარის სქემა ნაჩვენებია სურ. 18-ზე. მაღალი სიდიდის მქონე



სურ. 13. SPS დანადგარი

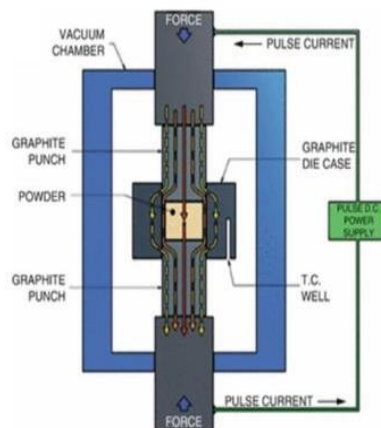
პულსირებადი მუდმივი დენი გადის გრაფიტის წნებ-ყალიბში მოთავსებულ ფხვნილში. გამავალი იმპულსური დენი ქმნის ნაპერწყალს და რკალს ფხვნილის ნაწილაკებს შორის, რაც იწვევს პლაზმურ პროცესებს და ნაწილაკებს შორის შეცხოების დაწყებას (სურ. 19). იმპულსური დენის მაღალი სიხშირის გამო რკალი ნაწილაკების ზედაპირებს შორის მხოლოდ დროის მცირე მონაკვეთში არსებობს, თუმცა ეს მცირე პერიოდი სრულიად საკმარისია შეცხოებისათვის. ტემპერატურა იზრდება მხოლოდ ფხვნილის ნაწილაკების კონტაქტის ადგილებში, მაღალი ტემპერატურის გამოყენება

მხოლოდ მოკლე დროის მანძილზე ამცირებს მარცვლების ზრდის ალბათობას, რამაც შესაძლებელია ნანომასალის მიღების საშუალება მოგვცეს.

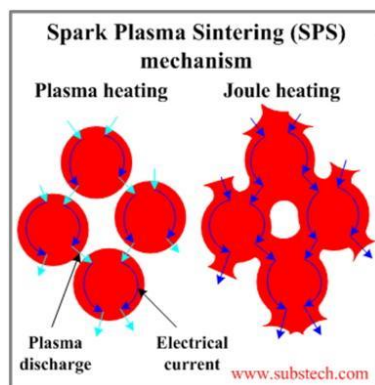
2.3. მასალების კვლევის მეთოდები

2.3.1 ფაზური ანალიზი

ფაზური ანალიზი წარმოებდა რენტგენოგრაფიული აპარატის XZG-4A მეშვეობით (სურ.20). რენტგენოგრაფიული მეთოდით შესაძლებელია განისაზღვროს შეცხოვნილი მასალის ქიმიური შემადგენლობა. ცნობილია, რომ სხვადასხვა ნაერთის პიკი სხვადასხვა დიაპაზონში ფიქსირდება. ამის მიხედვით შეიძლება განისაზღვროს სინთეზის საბოლოო პროდუქტის ქიმიური შემადგენლობა. თუ მიღებული შედეგი განსხვავდება



სურ. 14. ნაკვეთკალურ-პლაზმური სინთეზის დანადგარის სქემა



სურ. 15. შეცხოვის პროცესის სქემატური სახე.

დაგეგმილისაგან საჭიროა დადგინდეს მიზეზები თუ რატომ წარიმართა რეაქცია არასასურველი მიმართულებით.



სურ. 16. რენტგენოდიფრაქციული დანადგარი XZG-4A

2.3.2. სიმკვრივე

როგორც ცნობილია სიმკვრივე განისაზღვრება სხეულის მასის შეფარდებით მის მოცულობასთან. თუმცა ჩემ მიერ მიღებულ ნიმუშებში ხშირად შეუძებელი ხდებოდა მოცულობის გაზომვა, რადგან ნიმუში შეიძლება არათანაბრად დაწნეხილიყო, ან ჩამოტეხილიყო და შედეგად სიმალე ზუსტად ვერ განისაზღვრებოდა. ასეთ შემთხვევაში ვიყენებდი სიმკვრივის განსაზღვრის ჰიდროსტატიკურ მეთოდს. ეს მეთოდი გულისხმობს სხეულის მასის განსაზღვრას ჰაერზე და სითხეში, შემდეგ კი სიმკვრივეს განვსაზღვრავდი ფორმულით(1):

$$\rho_1 = \frac{m_1}{m_1 - m_2} \rho_2 \quad (1)$$

სადაც: ρ_1 - ნიმუშის სიმკვრივეა; m_1 - ნიმუშის მასა ჰაერზე; m_2 - ნიმუშის მასა სითხეში; ρ_2 -სითხის სიმკვრივე.

ნიმუშების მასის განსაზღვრა როგორც ჰაერზე, ასევე სითხეში, ხდებოდა „БЛАНКО-150“ მარკის სასწორზე (სურ. 21).



სურ. 17. „БЛАНКО-150“ მარკის სასწორი. ნიმუშის მასის განსაზღვრა ჰაერზე და სითხეში

2.3.3 ფორიანობა

ნიმუშის ფორიანობა განისაზღვრება ახალი კომპოზიციური მასალის შემთხვევაში რეალური სიმკვრივის შეფარდებით თეორიულ სიმკვრივესთან, რომელიც წარმოადგენს კომპოზიციური მასალის შემადგენელი ნაერთების სიმკვრივეთა ჯამს ნაწილების პროცენტული შემცველობის გათვალისწინებით.

მისაღები კომპოზიტის თეორიული სიმკვრივის განისაზღვრა, იმის მიხედვით თუ როგორი უნდა იყოს მისი სავარაუდო შედგენილობა, ხდება შემდეგი 2 ფორმულიდან (2-3) ერთერთის გამოყენებით:

$$\rho_{\text{თეორ}} = \sum_{i=1}^n v_i \rho_i \quad (2)$$

სადაც: n - კომპოზიტის კომპონენტთა რაოდენობაა,

v_i - კომპონენტის მოცულობითი კონცენტრაცია,

ρ_i - კომპონენტის სიმკვრივე.

$$\rho_{\text{თეორ}} = \frac{1}{\sum_{j=1}^n \frac{\mu_j}{\rho_j}} \quad (3)$$

სადაც: n -კომპოზიტის კომპონენტთა რაოდენობაა,

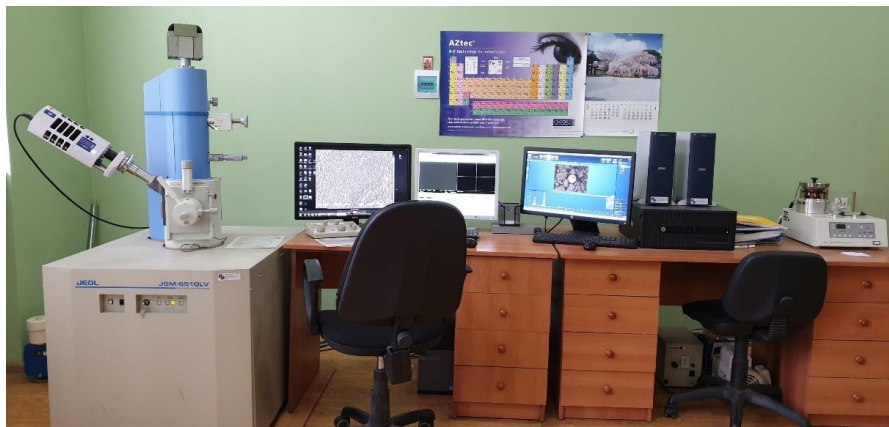
μj- კომპონენტის წონითი კონცენტრაცია,

ρj- კომპონენტის სიმკვრივე.

ფორიანობა უგანზომილებო სიდიდეა და გამოსახება ციფრებით 0-დან ერთამდე ან პროცენტებში, განისაზღვრება აგრეთვე ფორების სიდიდეც და ამის მიხედვით ნიმუში შეიძლება იყოს წვრილფორიანი და მსხვილფორიანი

2.3.4. სტრუქტურული ანალიზი

მასალების მორფოლოგიურ-სტრუქტურული კვლევა ხდებოდა მასკანირებელი ელექტრონული მიკროსკოპის “JEOL JSM-6510LV“ (სურ.22) გამოყენებით. შესწავლილ იქნა ნიმუშის სტრუქტურა, შეფასდა მარცვალთა ჩაწყობის სიმჭიდროვე და ფორიანობა.



სურ. 18. მასკანირებელი ელექტრონული მიკროსკოპი JSM-6510L

2.3.5. ზედაპირის დამუშავება

ნიმუშის სტრუქტურის გამოსაკვლევად მომზადებისათვის გამოიყენება 2 მეთოდი:

- 1) ნიმუშის გატეხვა და ზედაპირის გამოკვლევა გატეხვის ადგილზე;
- 2) ნიმუშის ზედაპირის პოლირება

ყველაზე ხშირად მიმართავენ პირველ მეთოდს, რადგან ამ გზით უფრო ადვილად და სწრაფას ხდება ნიმუშის სტრუქტურული ანალიზი, თუმცა ამ

მეთოდს აქვს ნაკლოვანებაც, კერძოდ ხშირად რთულია გაარჩიო გატეხვის ზედაპირზე არსებული სიცარიელე მარცვლის ამოვარდნითაა გამოწვეული, თუ ფორაა.

მეორე მეთოდით ნიმუშის სტრუქტურული ანალიზისათვის საჭიროა ნიმუშის ზედაპირის დამუშავება. ზედაპირზე მკვეთრად უნდა ჩანდეს მარცვლები, გამოკვეთილი უნდა იყოს მარცვლების საზღვრები, რათა შევძლოთ მარცვლების ჩაწყობის სიმჭიდროვის დანახვა. ამისათვის ხდებოდა ნიმუშების პოლირება სპეციალურ პოლირების დანადგარზე (სურ. 23).

შემუშავებულ იქნა შლიფის მომზადების ტექნოლოგია. გამოყენებული იყო 2 სხვადასხვა ფრაქციის ზუმფარა და 9 სხვადასხვა ფრაქციის ალმასის აბრაზივიანი პასტა. ალმასის აბრაზივიანი პასტების მარცვლოვანება იყო: 50, 20, 10, 5, 3, 1, 0.5, 0.25 და 0.1 მიკრონი. ზუმფარების მეშვეობით ხდებოდა ზედაპირის სიბრტყის გასწორება, შემდეგ სხვადასხვა ფრაქციის ალმასის აბრაზივიანი პასტების გამოყენებით ხდებოდა ზედაპირიდან ზედმეტი ფენის თანდათანობით მოშორება, ამასთან ყოველი შემდგომი ფრაქციის პასტა ასწორებდა წინა ფრაქციით დამუშავების შედეგად გაჩენილ ნაკაწრებს, თუ სხვა სახის მიკროუსწორმასწორობებს.

ყოველი ფრაქციით დამუშავების შემდეგ ოპტიკური მიკროსკოპით კონტროლდებოდა ზედაპირის ხარისხი, რათა არ წარმოქმნილიყო ამორფული ფენა, რომლის გადალესვაც მოხდებოდა ნიმუშის ზედაპირზე და შეუძლებელი გახდებოდა ფაზებისა და მარცვლების საზღვრების დანახვა. ასეთი ამორფული ფენის გაჩენის შემთხვევაში მეორდებოდა უფრო მსხვილმარცვლოვანი პასტით დამუშავების ოპერაცია, სანამ აღნიშნული ამორფული ფენა არ მოსცილდებოდა ნიმუშის ზედაპირს. პოლირების ხარისხი კონტროლდებოდა ოპტიკური მიკროსკოპის მეშვეობით, რომელიც აღჭურვილი იყო DMRX ტიპის მიკროსკოპის ადაპტერით. მსხვილმარცვლოვანი პასტებით ხდებოდა ნიმუშის ზედაპირის მიკროუსწორმასწორობების გასწორება, მაგრამ ზედაპირზე რჩება საკმაოდ

მსხვილი ნაკაწრები, ყოველი შემდგომი მარცვლოვანების პასტა შლის წინა მარცვლოვანების პასტის ნაკაწრებს და ტოვებს უფრო წვრილ ნაკაწრებს, 0.1 მიკრონის მარცვლოვანების პასტა თითქმის არ ტოვებს ნაკაწრებს, უმნიშვნელო რაოდენობის 0,1 მიკრონიანი ნაკაწრები კი არ უშლის ხელს სტრუქტურულ ანალიზს.

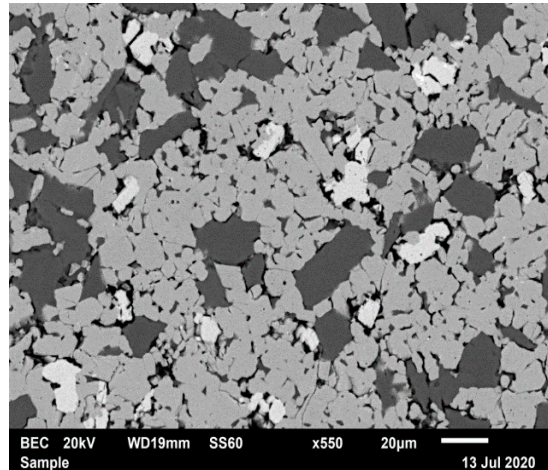


სურ. 19. პოლირების დანადგარი GRINDING POLISHING

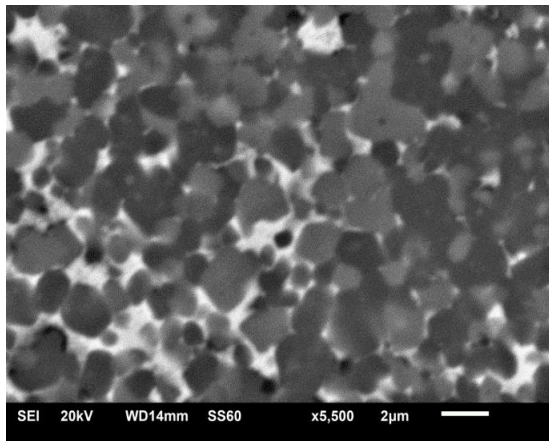
ვინაიდან ნიმუშებს სხვადასხვა შედგენილობა და სისაღე გააჩნიათ, მათი დამუშავება განსხვავებულ მიდგომას საჭიროებს. თუ ნიმუშს არ აქვს ძალიან მაღალი სისაღე, მსხვილმარცვლოვანი ალმასის პასტით (50 და 20 მკმ) პოლირების ხანგრძლივობა შეადგენს 5 წუთს, შედარებით მაღალი სისაღის ნიმუშისათვის 7-8 წუთს. უფრო წვრილმარცვლოვანი პასტებით (10, 5, 3, 1, 0.5, 0.25) 7-10 წუთს, ხოლო 0.1 მიკრონიანი მარცვლოვანების პასტით 15-20 წუთს.

სხვადასხვა მასალის ნიმუშების სტრუქტურული ანალიზისათვის მომზადებული შლიფის რამდენიმე მაგალითი მოყვანილია სურათებზე 24-

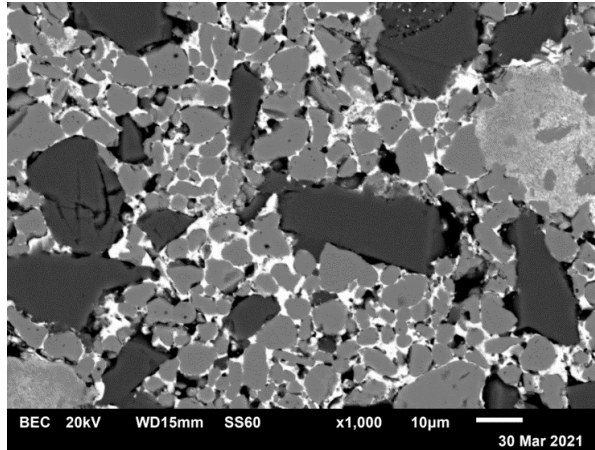
26. მიღებული კომპოზიციური მასალების ელექტრონულ მიკროფოტოსურათებზე მკაფიოდ გაირჩევა ნიმუშის შემადგენელი ფაზები და მარცვალთა საზღვრები.



სურ. 20. $\text{TiB}_2\text{-TiC-SiC-Al}_8\text{SiC}_7\text{-Al}_8\text{B}_4\text{C}_7$ სისტემის კომპოზიტის (SPS-779) ელექტრონული მიკროფოტოსურათი.



სურ. 21. $\text{TiB}_2\text{-TiC-TiN-FeNi}$ სისტემის კომპოზიტის (SPS-795) ელექტრონული მიკროფოტოსურათი.



სურ. 22. $\text{TiB}_2\text{-TiC-TiN-SiC-Fe-Ni}$ სისტემის კომპოზიტის (SPS-814) ელექტრონული მიკროფოტოსურათი.

პოლირების ხარისხი კონტროლდებოდა ოპტიკური მიკროსკოპის მეშვეობით, რომელიც აღჭურვილი იყო DMRX ტიპის მიკროსკოპის ადაპტერით. (სურ. 27).



სურ. 23. ოპტიკური მიკროსკოპი METALLOPLAN

2.3.6 მიკროსისალე

სისალე არის მასალის წინააღმდეგობა ადგილობრივი პლასტიკური დეფორმაციის მიმართ, რომელიც გამოწვეულია მასში სხვა, პლასტიკური დეფორმაციის მიმართ მდგრადი სხეულის შეღწევით. მიკროსისალეს განსაზღვრავდი ვიკერსის მეთოდით “LEITZ Miniload-2 “დანადგარის გამოყენებით (სურ. 28).

აღნიშნული მეთოდი გულისხმობს ნიმუშზე ანაბეჭდის გაკეთებას დატვირთვის ქვეშ, ოთხკუთხა პირამიდის ფორმის აღმასის ინდენტორით. ანაბეჭდს რომბის ფორმა აქვს. დატვირთვის მოხსნის შემდეგ ხდება რომბის დიაგონალების გაზომვა და ნიმუშის მიკროსისალის განსაზღვრა ფორმულით (4):

$$HV=1.854F/d^2 \quad (4).$$

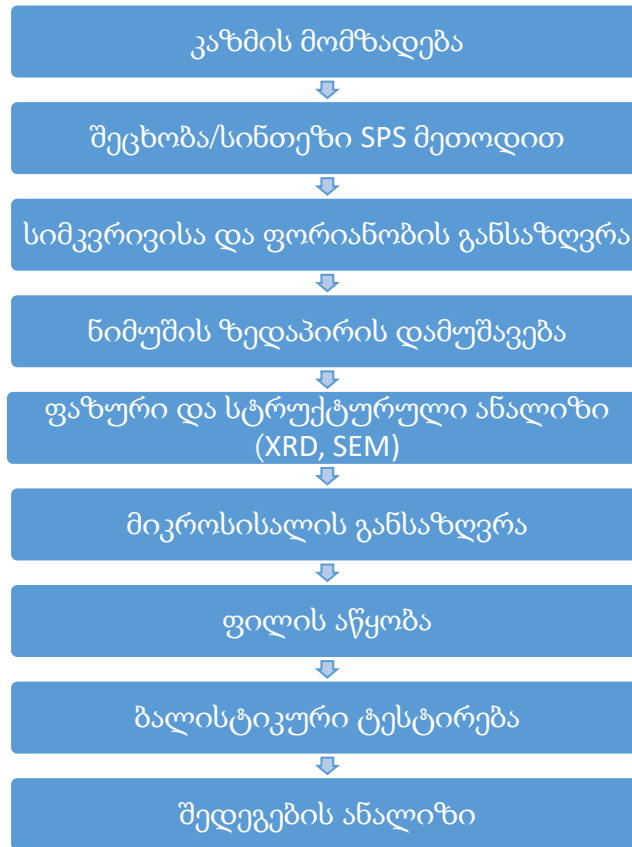
სადაც: F -ძალაა, d- რომბის დიაგონალების საშუალო არითმეტიკული. მიღებული შედეგის აღნიშვნა ხდება ციფრებით და აღნიშვნით HV (მაგ.:200 HV), ზოგჯერ HV სიმბოლოს შემდეგ მიუთითებენ დატვირტვას და დაყოვნების დროს მაგ.: 200 HV10/30 არის ვიკერსის მეთოდით მიღებული მიკროსისალე, რომელიც მიღებულია P= 0,2 კგმ დატვირტვის გამოყენებით 30 წამის განმავლობაში.



სურ. 24. მიკროსისალის გასაზომი დანადგარი Miniload-2

2.4. საჯავშნე ფილის აწყობა

საჯავშნე ფილების აწყობის ტექნოლოგია მოიცავს შემდეგ ეტაპებს (სურ. 29).



სურ. 25. საჯავშნე ფილების მიღების ტექნოლოგიური ეტაპების სქემა

კაზმის მომზადების შემდგომ ხდება ფხვნილის სინთეზირება/შეცხობა. იზომება მიღებული ნიმუშების სიმკვრივე და ფასდება ფორიანობა. შემდგომ მუშავდება ნიმუშების ზედაპირი, ფაზურ-სტრუქტურული ანალიზისათვის და მიკროსისალის დასადგენად. შერჩეული კომპოზიციური მასალებისგან იწყობოდა საჯავშნე ფილა, ხდებოდა მისი ბალისტიკური ტესტირება და მიღებული შედეგების ანალიზი.

სასურველი ფორმისა და ზომის ნიმუშის SPS შესაცხობად ხდებოდა წნეხეცალიბის შერჩევა და მასში შერეული და მექანიკურად აქტივირებული ფხვნილების მოთავსება, რაც გულისხმობს წნეხეცალიბში სიგრაფლექსის

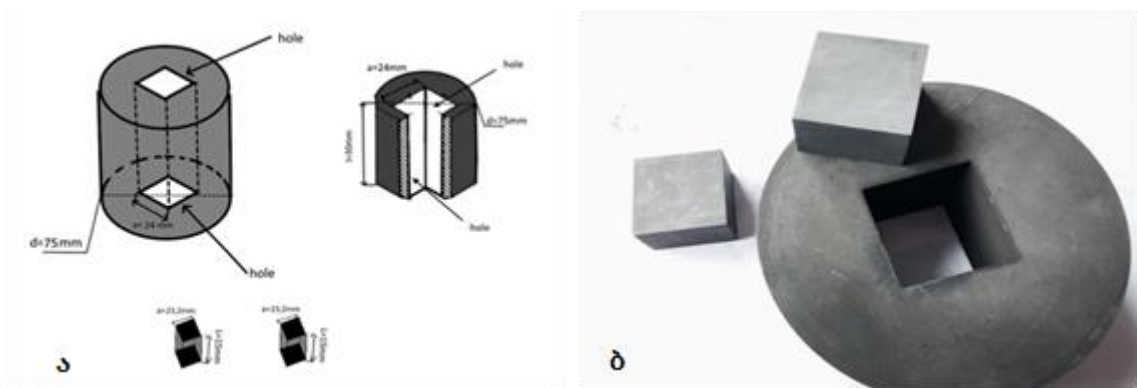
ამოფენას, რათა არ მოხდეს ნიმუშის მიკვრა წნეხყალიბის კედლებსა და პუანსონების ზედაპირზე.

ნიმუშების მიღება ხდებოდა ნაპერწკალურ-პლაზმური სინთეზის (SPS) მეთოდით. სინთეზი წარმოებდა ვაკუუმში, სპეციალურ SPS მეთოდზე დაფუძნებულ დანადგარში შეცხოების პროცესების მართვით. ტემპერატურისა და წნევის რეგულირება ხდებოდა ისე, რომ არ მომხდარიყო დაბალტემპერატურული ელემენტების/ნაერთების გამოდნობა და კომპოზიტის შემადგენლობიდან გამოსვლა, ან აირის სახით გამოყოფა და აორთქლება. წნევის კონტროლი საჭირო იყო იმისათვის, რომ მიღებული ნიმუშის ფორიანობა მინიმუმამდე დაგვეყვანა. სინთეზის შედეგად მიღებულ ნიმუშებს განესაზღვრებოდა სიმკვრივე და ფორიანობა. ყოველი ახალი კომპოზიციური მასალის ნიმუშის ფორიანობა განისაზღვრებოდა, რეალური სიმკვრივის შეფარდებით თეორიულ სიმკვრივესთან, რომელიც წარმოადგენს კომპოზიციური მასალის შემადგენელი ნაერთების სიმკვრივეთა ჯამს ნაწილების პროცენტული შემცველობის გათვალისწინებით.

ნიმუშის ფაზური ანალიზი ხორციელდებოდა რენტგენოგრაფიული მეთოდით. ამ მეთოდით შესაძლებელია განისაზღვროს შეცხოებილი მასალის ქიმიური შედგენილობა. იმ შემთხვევებში, როცა მიღებული შედეგი განსხვავდებოდა დაგეგმილისაგან, დგინდებოდა მიზეზები თუ რატომ წარიმართა რეაქცია არასასურველი მიმართულებით და ამის გათვალისწინებით მეორდებოდა ექსპერიმენტი.

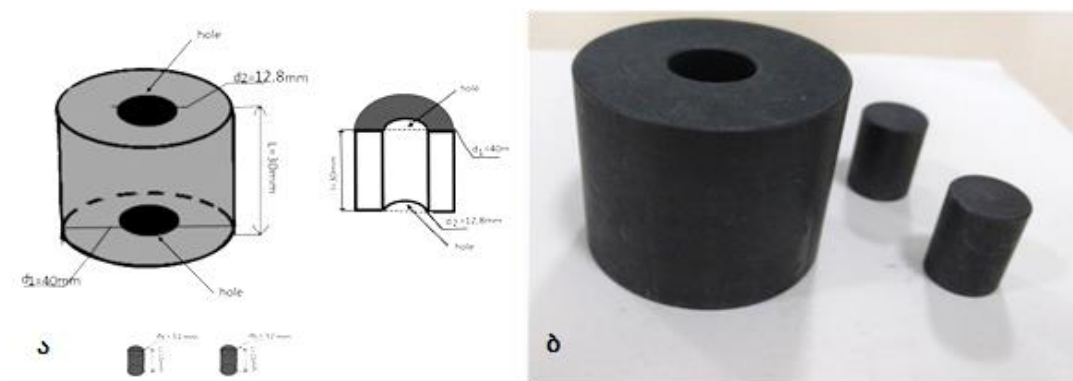
ტექნოლოგიური რეჟიმების და ფიზიკო-მექანიკური თვისებების დადგენისათვის მიღებულ იქნა ცილინდრული ფორმის ნიმუშები. ბალისტიკური გამოცდებისათვის კი ოთხკუთხა ფორმის. ფირფიტების მისაღებად გამოყენებული იქნა გრაფიტის წნეხყალიბები. დასამზადებლად შემუშავებულ იქნა ესკიზი (სურ 30) და გრაფიტისაგან დამზადდა ჩინეთში.

ექსპერიმენტების პერიოდში მასალის დიდი დანახარჯების თავიდან აცილების მიზნით ხდება მცირე ზომის ცილინდრული ნიმუშების დამზადება და გამოცდა. იმისათვის, რომ არ შეფერხებულიყო ექსპერიმენტები, ვიყენებდით სტრუქტურულ კვლევათა რესპუბლიკურ ცენტრში არსებულ წნეხვალიებს. ცილინდრული ნიმუშების დასამზადებლად გამოიყენება ცილინდრული ნახვრეტის მქონე მატრიცა და ცილინდრული ფორმის პუნსონები, რომელთა დასამზადებლადაც ასევე შემუშავებულ იქნა შესაბამისი ესკიზი (სურ.31).



სურ. 26. ფირფიტების მისაღებად დასამზადებელი წნეხვალიბის (მატრიცა და პუნსონები)

ა) ესკიზი; ბ) დამზადებული წნეხვალიბი

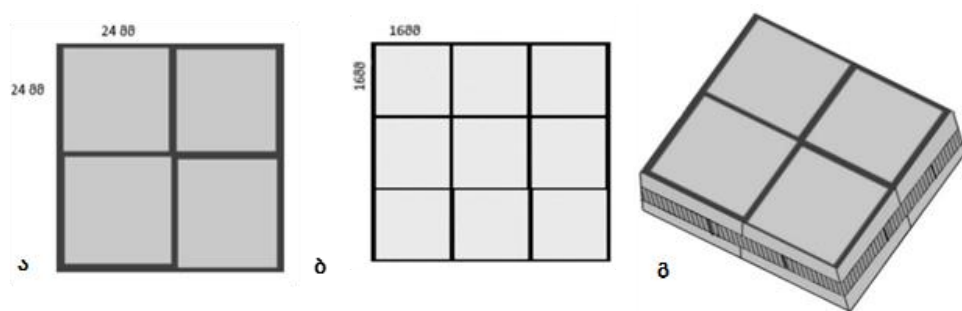


სურ. 27. ცილინდრული ნიმუშების მისაღებად დასამზადებელი წნეხვალიბის მატრიცის და პუნსონების ა) ესკიზი ბ) დამზადებული წნეხვალიბი

წნეხყალიბების კომპლექტი გარდა მატრიცებისა და პუნსონებისა მოიცავს აგრეთვე სიგრაფლექსს, რომელიც წარმოადგენს გრაფიტის დრეკად ფირფიტას, მისი ამოფენა ხდება მატრიცაში, რათა მიღებული კომპაქტი არ მიეკრას მატრიცის კედლებსა და პუნსონებს. ასევე გამოიყენებოდა გრაფიტის სპეციალურ ქსოვილი და თოკი, რომლის მეშვეობითაც იფუთებოდა მატრიცა. ეს უკანასკნელი აუცილებელი იყო ვაკუუმკამერის გადახურებისგან დასაცავად.

როგორც ზემოთ აღვნიშნეთ დიდი ზომის ფილების დამზადებისა დაკავშირებულია ტექნიკურ სირთულეებთან. კერძოდ, მიიღება ფირფიტები არათანაბარი შეცხობით, ტემპერატურის არათანაბარი განაწილების გამო. საბოლოოდ მასალა მიიღება არასრული სიმკვრივით და მაღალი ფორიანობით.

აღნიშნული პრობლემის გადასაჭრელად დამზადდა 2 სხვადასხვა ზომის ფირფიტები (24X24X3 მმ და 16X16X3 მმ) და აწყობილ იქნა საჯავშნე ფილა (სურ. 32). ყოველი მომდევნო ფენის მიერ მოხდა წინა ფენის კიდეების გადაფარვა.



სურ. 28. საჯავშნე ფილის სქემატური ნახაზი:
 ა) I და III ფენა; ბ) ფირფიტების II ფენა
 გ) აწყობილი საჯავშნე ფილა

გარდა იმისა, რომ ზემოთ აღწერილ პრობლემას გადაჭრის, ამ მეთოდით ფილის აწყობა აგრეთვე საშუალებას მოგვცემს საჯავშნე ფილა ავაწყოთ სხვადასხვა მასალის გამოყენებით. მასალების სხვადასხვაგვარი განლაგებით მოხდება ოპტიმალური კონფიგურაციის შერჩევა.

3. შედეგების ანალიზი

მისაღები კომპოზიციური მასალების ფუძედ შერჩეულ იქნა TiB_2 - TiC - SiC კომპოზიტი, რომელიც მიიღებოდა ცალკეული ელემენტებისაგან და $7Ti+3B_4C +3Si =6TiB_2+TiC+3SiC$ რეაქციით (SPS-760) ან სასურველი თანაფარდობით TiB_2 , TiC , SiC ნაერთების გამოყენებით (SPS-782). გამოკვლეულ იქნა $FeNi$ შენადნობის გავლენა სხვადასხვა შედგენილობის კომპოზიტის თვისებებზე. მიღებული ნიმუშების თვისებების TiB_2 - TiC - SiC - $Fe-Ni$ (SPS -780), TiB_2 - TiC - TiN - $FeNi$ (SPS -786), TiB_2 - TiC - TiN - $FeNi$ (SPS -789), TiB_2 - TiC - TiN - $FeNi$ (SPS -794), TiB_2 - TiC - TiN - $FeNi$ (SPS -795), TiB_2 - TiC - TiN - SiC - $FeNi$ (SPS -812), TiB_2 - TiC - TiN - SiC - $FeNi$ (SPS -813), TiB_2 - TiC - TiN - SiC - $FeNi$ (SPS -814), TiB_2 - TiC - SiC - $FeNi$ (SPS-822) TiB_2 - TiC - SiC - $FeNi$ (SPS-780), კვლევის შედეგად დადგინდა, რომ კომპოზიტის შედგენილობაში $FeNi$ შენადნობის შეყვანით მცირდება კომპოზიტის ფორიანობა, კომპოზიტი მიიღება თეორიულთან მიახლოებული, თითქმის სრული სიმკვრივით, შესაძლებელი ხდება კომპოზიტის მიღება შეცხოების შედარებით დაბალ ტემპერატურაზე, თუმცა $FeNi$ შენადნობის დიდი რაოდენობით შეყვანა არ არის სასურველი, რადგან გამოიწვევს სიმკვრივის ზრდას.

გამოკვლეულ იქნა სხვადასხვა ნაერთით ფუძის ლეგირების შედეგად მიღებული ახალი კომპოზიციური მასალების: TiB_2 - TiC - SiC - $Ti_3Al_{0.5}Si_{0.5}C_2$ (SPS-777), TiB_2 - TiC - SiC - $Ti_3Al_{0.5}Si_{0.5}C_2$ (SPS-783), TiB_2 - TiC - SiC - $Ti_3Al_{0.5}Si_{0.5}C_2$ - Al_4SiC_4 (SPS-779), TiB_2 - TiC - SiC - $Ti_3Al_{0.5}Si_{0.5}C_2$ - $Al_8B_4C_7$ (SPS-778), TiB_2 - TiC - SiC - AlB_{12} (SPS-660), TiB_2 - TiC - SiC - $AlMgB_{14}$ (SPS-733), TiB_2 - TiC - SiC - $FeNi$ (SPS-822), TiB_2 - TiC - SiC - $FeNi$ (SPS-780), TiB_2 - TiC - SiC - Al_8SiC_7 (SPS-746), TiB_2 - TiC - SiC - Al_4SiC_4 (SPS-770), TiB_2 - TiC - SiC - Al_4SiC_4 (SPS-772), TiB_2 - TiC - SiC - $AlMgB_{14}$ (SPS-802), TiB_2 - TiC - SiC - $AlMgB_{14}$ - $FeNi$ (SPS-797) თვისებები. ნიმუშები მიღებულ იქნა განსხვავებულ პირობებში წნევისა და ტემპერატურის რეგულირებით. ერთიდაიგივე შედგენილობის კომპოზიციური მასალა მიღებული იქნა შეცხოების განსხვავებული

ტემპერატურის პირობებში, შეცხოვისათვის საჭირო მინიმალური ტემპერატურის დადგენის მიზნით.

მალეგირებელი ნაერთების ან ელემენტების სახით გამოყენებული იქნა AlB_{12} , $AlMgB_{14}$, Al_8SiC_7 , Al_4SiC_4 , $Ti_3Al_{0.5}Si_{0.5}C_2$, $FeNi$ მიღებულ იქნა ცილინდრული ფორმის ნიმუშები და 1 ოთხკუთხა (SPS- 770) კომპაქტი. შეცხოვა ხდებოდა ტემპერატურის, წნევისა და შეცხოვის ტემპერატურაზე დაყოვნების დროის კონტროლით . მიღებულ მასალებს განესაზღვრა სიმკვრივე, მიკროსისალე, ფორიანობა. ნიმუშების მიღების მეთოდები, რეჟიმები და თვისებები მოცემულია ცხრილებში 1-3.

ცხრილში 1 მოცემულია ნიმუშების მიღების მეთოდები. ცხრილში შენიშვნის ნაწილში მითითებულია რომელი ფხვნილებია აღებული ნაერთის სახით და რომელი ცალკეული ელემენტის სახით. მაგ.: $TiB_2-TiC-SiC-AlB_{12}$ (SPS-660) ნიმუშის კაზმი მიღებულია უშუალოდ Ti, Al, B, Si, C ელემენტების ფხვნილების შერევით, $TiB_2-TiC-SiC -AlMgB_{14}$ (SPS-733)- TiB_2 , TiC , SiC ნაერთების და Al, Mg, B ელემენტების ფხვნილების შერევით, $TiB_2-TiC-SiC$ (SPS-760), $TiB_2-TiC-TiN-FeNi$ (SPS-786, 789, 795) , $TiB_2-TiC-AlMgB_{14}-FeNi$ (SPS-797), $TiB_2-TiC-SiC -AlMgB_{14}$ (SPS-802), $TiB_2-TiC-TiN-SiC-FeNi$ (SPS-812), $TiB_2-TiC-TiN-SiC-FeNi$ (SPS-813), $TiB_2-TiC-TiN-SiC-FeNi$ (SPS-814), $TiB_2-TiC-SiC-FeNi$ (SPS-822) ნიმუშები მიღებულია ცხრილში მოცემული ქიმიური რეაქციებით.

ცხრილში 2 მოცემულია ნიმუშების მიღების რეჟიმები. მასში ნათლადაა ასახული კონკრეტული ნიმუშის მიღებისათვის საჭირო ტემპერატურა, წნევა, დაყოვნების დრო, მიღებული ნიმუშის გეომეტრიული ზომები. უნდა აღინიშნოს, რომ ერთიდაიგივე შედგენილობის მასალების მიღება სხვადასხვა პირობებში იყო შესაძლებელი იმისდა მიხედვით, თუ რა კომპონენტებისაგან იყო კაზმი შედგენილი და როგორ განვითარდა რეაქცია იცვლებოდა შეცხოვის დროც, წნევაც და ტემპერატურაც, რომელიმე მალეგირებელი ნაერთი (მაგ. რკინა-ნიკელის შენადნობი) ნიმუში უფრო დაბალ ტემპერატურაზე მიღების საშუალებას იძლეოდა. რაც შეეხება დროსა

და წნევას, ისინი უშუალოდ შეცხოების პროცესში რეგულირდებოდა, იმის მიხედვით თუ რამდენად სწრაფად გაიზარდა ტემპერატურა საჭირო იყო წნევის გაზრდაც, რათა მომხდარიყო მინიმალური ფორიანობის მქონე მასალის კომპაქტირება.

ცხრილი 3 ასახავს მიღებული ნიმუშების თვისებებს, კერძოდ ნაჩვენებია ნიმუშების სიმკვრივე, თეორიული სიმკვრივე, ნაჩვენებია რეალური სიმკვრივის მიმართება თეორიულთან, რაც ნათლად აჩვენებს თუ რამდენად სრული სიმკვრივით იქნა მიღებული ესა თუ ის ნიმუში.

ცხრილი 1. მიღებული კომპოზიციური მასალები

№	SPS №	კომპოზიტის შედგენილობა	შენიშვნა
1	782	TiB ₂ -TiC-SiC	ელემენტებით
2	760	TiB ₂ -TiC-SiC	7Ti+3B ₄ C +3Si →6TiB ₂ +TiC+3SiC რეაქციით
3	660	TiB ₂ -TiC-SiC -AlB ₁₂	ელემენტებით
4	746	TiB ₂ -TiC-SiC -Al ₈ SiC ₇	Al ₈ SiC ₇ -ელემენტებით
5	770	TiB ₂ -TiC-SiC -Al ₄ SiC ₄	Al ₄ SiC ₄ -ელემენტებით, პრიზმული
6	772	TiB ₂ -TiC-SiC - Al ₄ SiC ₄	Al ₄ SiC ₄ - ელემენტებით, ცილინდრული
7	783	TiB ₂ -TiC-SiC - Ti ₃ Al _{0.5} Si _{0.5} C ₂	ელემენტებით
8	777	TiB ₂ -TiC-SiC - Ti ₃ Al _{0.5} Si _{0.5} C ₂	Ti ₃ Al _{0.5} Si _{0.5} C ₂ -ელემენტებით
9	778	TiB ₂ -TiC-SiC - Ti ₃ Al _{0.5} Si _{0.5} C ₂ -Al ₈ B ₄ C ₇	Al ₈ SiC ₇ - Al ₈ B ₄ C ₇ -ელემენტებით
10	779	TiB ₂ -TiC-SiC - Ti ₃ Al _{0.5} Si _{0.5} C ₂ - Al ₄ SiC ₄	Ti ₃ Al _{0.5} Si _{0.5} C ₂ - Al ₄ SiC ₄ - ელემენტებით
11	786	TiB ₂ -TiC -TiN-FeNi	2B ₄ C+2BN+9Ti+FeNi→5TiB ₂ +2TiC+ 2TiN+FeNi
12	789	TiB ₂ -TiC -TiN-FeNi	2B ₄ C+2BN+9Ti+FeNi→5TiB ₂ +2TiC+ 2TiN+FeNi

13	794	TiB ₂ -TiC -TiN-FeNi	2B ₄ C+2BN+9Ti+FeNi→5TiB ₂ +2TiC+2TiN+FeNi
14	795	TiB ₂ -TiC -TiN-FeNi	2B ₄ C+2BN+9Ti+FeNi→5TiB ₂ +2TiC+2TiN+FeNi
15	733	TiB ₂ -TiC-SiC -AlMgB ₁₄	AlMgB ₁₄ -ელემენტებით
16	797	TiB ₂ -TiC -AlMgB ₁₄ -FeNi	3Ti+B ₄ C+Al+Mg+14B+Fe+Ni→2TiB ₂ +TiC+AlMgB ₁₄ +FeNi
17	802	TiB ₂ -TiC- SiC -AlMgB ₁₄	3Ti+B ₄ C+Si+C+Al+Mg+14B→2TiB ₂ +TiC+SiC+AlMgB ₁₄
18	812	TiB ₂ -TiC-SiC -TiN-FeNi	Ti+B ₄ C+SiC+2BN+Fe+Ni→3TiB ₂ -TiC-N-SiC-FeNi
19	813	TiB ₂ -TiC-SiC -TiN-FeNi	6Ti+B ₄ C+SiC+2BN+Fe+Ni→3TiB ₂ -TiC-2TiN-SiC-FeNi
20	814	TiB ₂ -TiC-SiC -TiN-FeNi	6Ti+B ₄ C+SiC+2BN+Fe+Ni→3TiB ₂ -TiC-2TiN-SiC-FeNi
21	780	TiB ₂ -TiC-SiC -FeNi	Fe-Ni- ელემენტებით
22	822	TiB ₂ -TiC-SiC -FeNi	3Ti+2B ₄ C+Si+Fe+Ni→2TiB ₂ -TiC-SiC-FeNi

ცხრილი 2. სინთეზის/ შეცხოვის პროცესის პარამეტრები

№	SPS №	კომპოზიტის შედგენილობა	მასა გრ.	ზომები (მმ)	დრო წთ.	T ⁰ C	P მპა.
1	782	TiB ₂ -TiC-SiC	2	Ø 12	5	1750	85
2	660	TiB ₂ -TiC-SiC	2	Ø 12	3	1100	50
3	760	TiB ₂ -TiC-SiC -AlB ₁₂	2	Ø 12	5	1550	80
4	746	TiB ₂ -TiC-SiC -Al ₈ SiC ₇	2	Ø 12	5	1700	70
5	770	TiB ₂ -TiC-SiC -Al ₄ SiC ₄	7	23x23x3	1	1750	20
6	772	TiB ₂ -TiC-SiC - Al ₄ SiC ₄	2	Ø 12	2	1800	80
7	783	TiB ₂ -TiC-SiC - Ti ₃ Al _{0.5} Si _{0.5} C ₂	2	Ø 12	3	1700	85

8	777	TiB ₂ -TiC-SiC - Ti ₃ Al _{0.5} Si _{0.5} C ₂	2	Ø 12	3	1500	85
9	778	TiB ₂ -TiC-SiC - Ti ₃ Al _{0.5} Si _{0.5} C ₂ -Al ₈ B ₄ C ₇	2	Ø 12	6	1500	80
10	779	TiB ₂ -TiC-SiC - Ti ₃ Al _{0.5} Si _{0.5} C ₂ - Al ₄ SiC ₄	2	Ø 12	2	1700	80
11	786	TiB ₂ -TiC -TiN-FeNi	2	Ø 12	6	1400	85
12	789	TiB ₂ -TiC -TiN-FeNi	2	Ø 12	7	1400	80
13	794	TiB ₂ -TiC -TiN-FeNi	2	Ø 12	6	1400	85
14	795	TiB ₂ -TiC -TiN-FeNi	2	Ø 12	6	1300	85
15	733	TiB ₂ -TiC-SiC -AlMgB ₁₄	2	Ø 12	2	1550	70
16	797	TiB ₂ -TiC -AlMgB ₁₄ -FeNi	2	Ø 12	3	1350	85
17	802	TiB ₂ -TiC- SiC -AlMgB ₁₄	2	Ø 12	5	1700	85
18	812	TiB ₂ -TiC-SiC -TiN-FeNi	2	Ø 12	5	1300	80
19	813	TiB ₂ -TiC-SiC -TiN-FeNi	2	Ø 12	6	1250	80
20	814	TiB ₂ -TiC-SiC -TiN-FeNi	2	Ø 12	4	1200	80
21	780	TiB ₂ -TiC-SiC -FeNi	2	Ø 12	4	1400	80
22	822	TiB ₂ -TiC-SiC -FeNi	2	Ø 12	7	1200	80

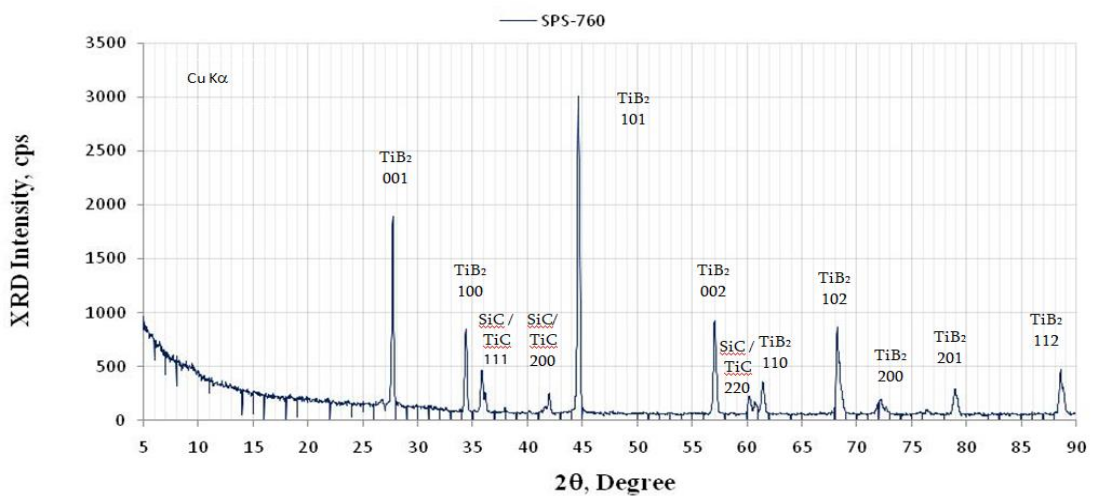
ცხრილი 3. მიღებული ნიმუშების თვისებები

№	SPS №	კომპოზიტის შედგენილობა	სიმკვრივე გ/სმ ³	თეორ. სიმკვრივე გ/სმ ³	ფარდობითი სიმკვრივე %	მიკროსი სალუ Hv, გპა
1	660	TiB ₂ -TiC-SiC-AlB ₁₂	3.70	3.71	99.7	40.6
1.	782	TiB ₂ -TiC-SiC	4.1	4.35	94.3	40.5
2.	760	TiB ₂ -TiC-SiC	4.34	4.41	98.4	43.5

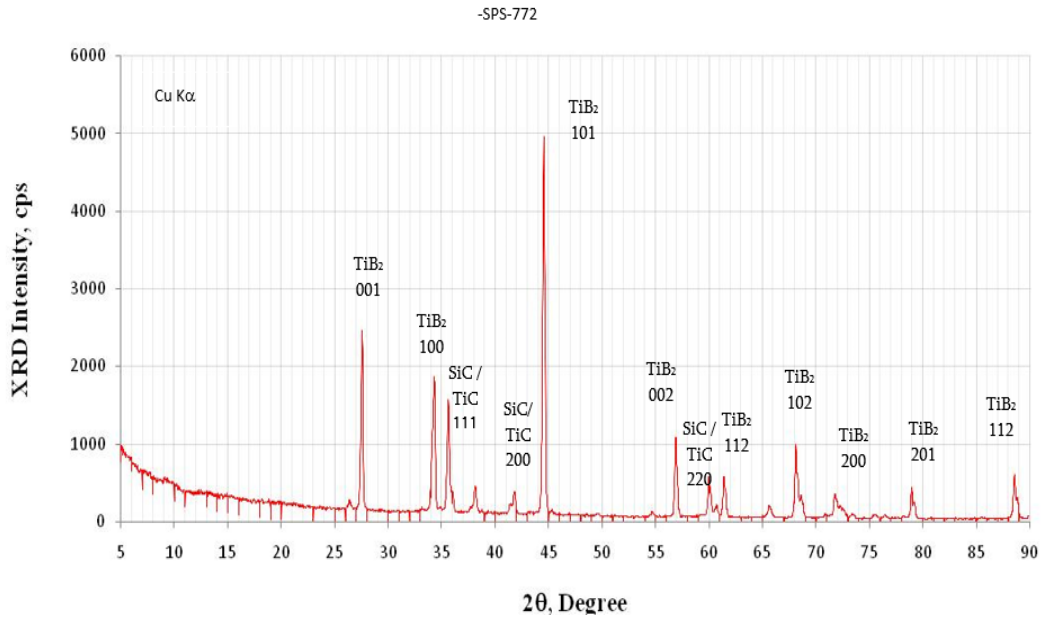
3.	660	TiB ₂ -TiC-SiC-AlB ₁₂	3.7	3.71	99.7	40.6
4.	733	TiB ₂ -TiC-SiC - AlMgB ₁₄	3.48	3.91	89	33.4
5.	802	TiB ₂ -TiC- SiC - AlMgB ₁₄	4.06	4.37	92.9	40.5
6.	746	TiB ₂ -TiC-SiC -Al ₈ SiC ₇	3.92	3.96	99	26.6
7.	770	TiB ₂ -TiC-SiC -Al ₄ SiC ₄	3.69	4.16	88.7	27
8.	772	TiB ₂ -TiC-SiC - Al ₄ SiC ₄	4.05	4.16	97.4	37
9.	783	TiB ₂ -TiC-SiC- Ti ₃ Al _{0.5} Si _{0.5} C ₂	4.14	4.19	98.8	35.6
10.	777	TiB ₂ -TiC-SiC - Ti ₃ Al _{0.5} Si _{0.5} C ₂	4.17	4.35	95.9	35.6
11.	778	TiB ₂ -TiC-SiC - Ti ₃ Al _{0.5} Si _{0.5} C ₂ -Al ₈ B ₄ C ₇	3.91	4.4	88.9	24.5
12.	779	TiB ₂ -TiC-SiC- Ti ₃ Al _{0.5} Si _{0.5} C ₂ - Al ₄ SiC ₄	3.68	4.17	88.2	24.4
13.	786	TiB ₂ -TiC-TiN-FeNi	4.79	4.92	97.4	32.9
14.	789	TiB ₂ -TiC-TiN-FeNi	4.79	5.06	94.7	27.3
15.	794	TiB ₂ -TiC-TiN-FeNi	3.54	4.21	84.1	20
16.	795	TiB ₂ -TiC-TiN-FeNi	4.75	5.01	94.8	24.8
17.	797	TiB ₂ -TiC-AlMgB ₁₄ - FeNi	4.35	5.01	86.8	24
18.	812	TiB ₂ -TiC-TiN-SiC- FeNi	4.14	4.3	96.3	30.5
19.	813	TiB ₂ -TiC-TiN-SiC- FeNi	4.13	4.3	96	30
20.	814	TiB ₂ -TiC-TiN-SiC- FeNi	4.28	4.3	99.5	35.6
21.	780	TiB ₂ -TiC-SiC-FeNi	3.96	4.54	87.2	20.5

ფაზური ანალიზისათვის ჩატარებული იქნა რენტგენოდიფრაქციული კვლევა. ფუძის რენტგენოგრამა მოცემულია სურათი 33ზე. მალეგირებელი მელემენტების შემცველი ნიმუშების დიფრაქტოგრამებზე შეინიშნება მხოლოდ კომპოზიტის ძირითადი ფაზების ტიტანის დიბორიდის - TiB_2 სილიციუმის კარბიდის - SiC და ტიტანის კარბიდის - TiC დიფრაქციული მაქსიმუმები (სურ. 34-40), თუმცა არ ჩანს მალეგირებელი ფაზების Al_8SiC_7 (სურ.33), Al_4SiC_4 (სურ.35), $AlMgB_{14}$ (სურ.36) და Fe-Ni (სურ.37) შესაბამისი დიფრაქციული მაქსიმუმები. ეს გარემოება გამოწვეულია შესაბამისი ფაზის სიმცირით და სავარაუდოდ ისინი რენტგენომორფულ მდგომარეობაში იმყოფებიან. ზემოთ აღნიშნული ფაზების არსებობა შესაბამის კომპოზიტებში დასტურდება რასტრული ელექტრონული მიკროსკოპის კვლევებით.

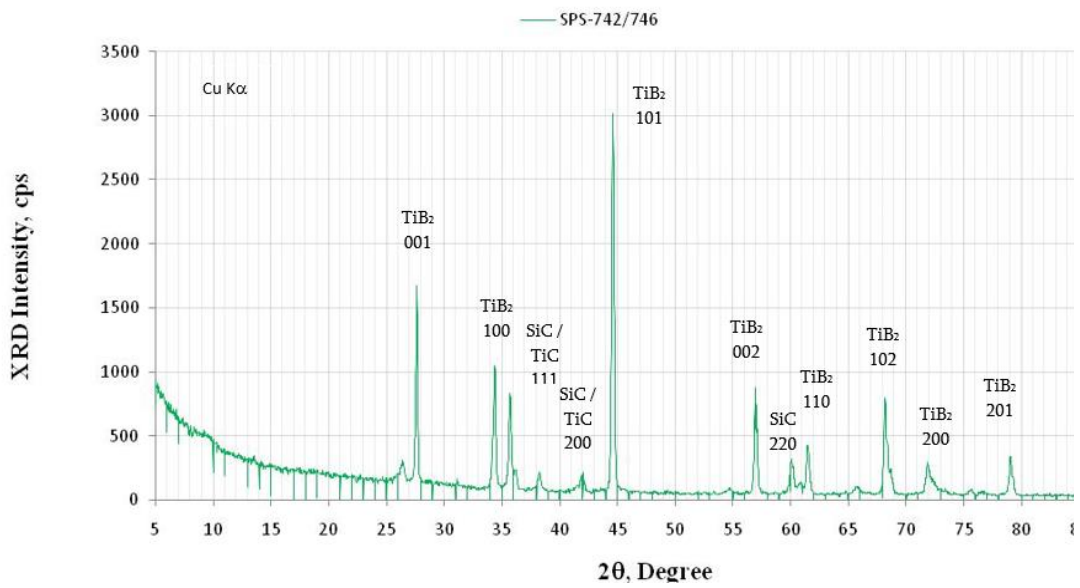
მალეგირებელი ფაზების შესაბამისი ელემენტები Al, Si (სურ. 42-46), Mg (სურ. 47), და Fe-Ni (სურ. 48) ნათლად ჩანს ენერგოდისპერსიული მიკრორენტგენულ სპექტრებზე. ამავე სურათებზე ნაჩვენებია შესაბამისი კომპოზიტების ელექტრონული მიკროფოტოგრაფიები. ფუძე კომპოზიტის ელექტრონული მიკროფოტო და შესაბამისი მიკრორენტგენული სპექტრი ნაჩვენებია სურ. 41 -ზე.



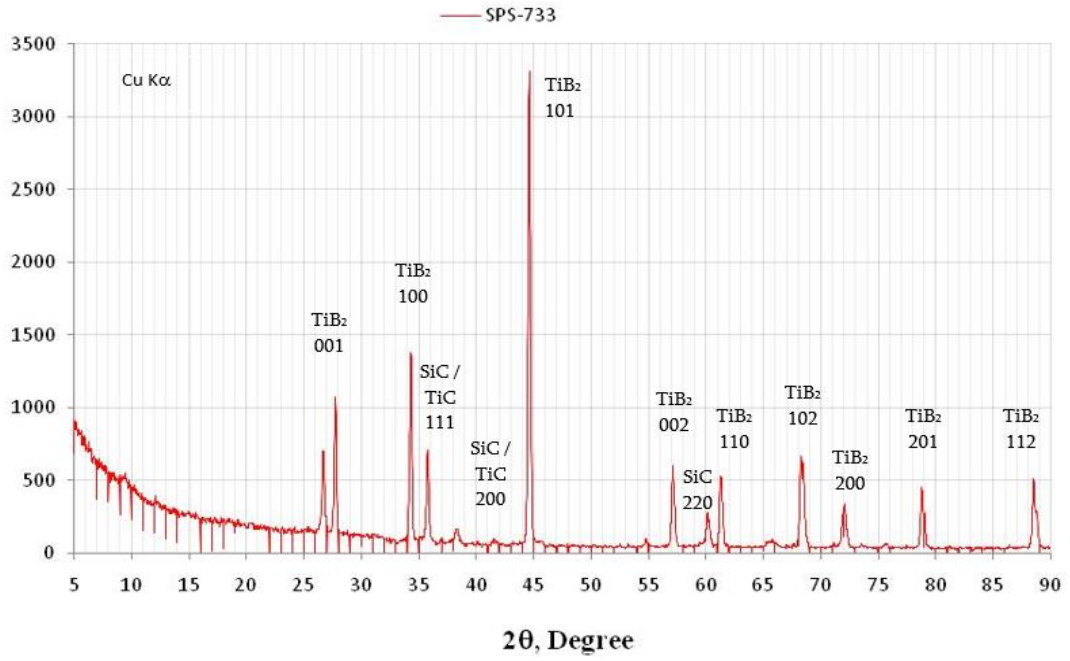
სურ. 29. TiB_2 - TiC - SiC სისტემის კომპოზიტის (SPS-760) რენტგენოდიფრაქტოგრამა



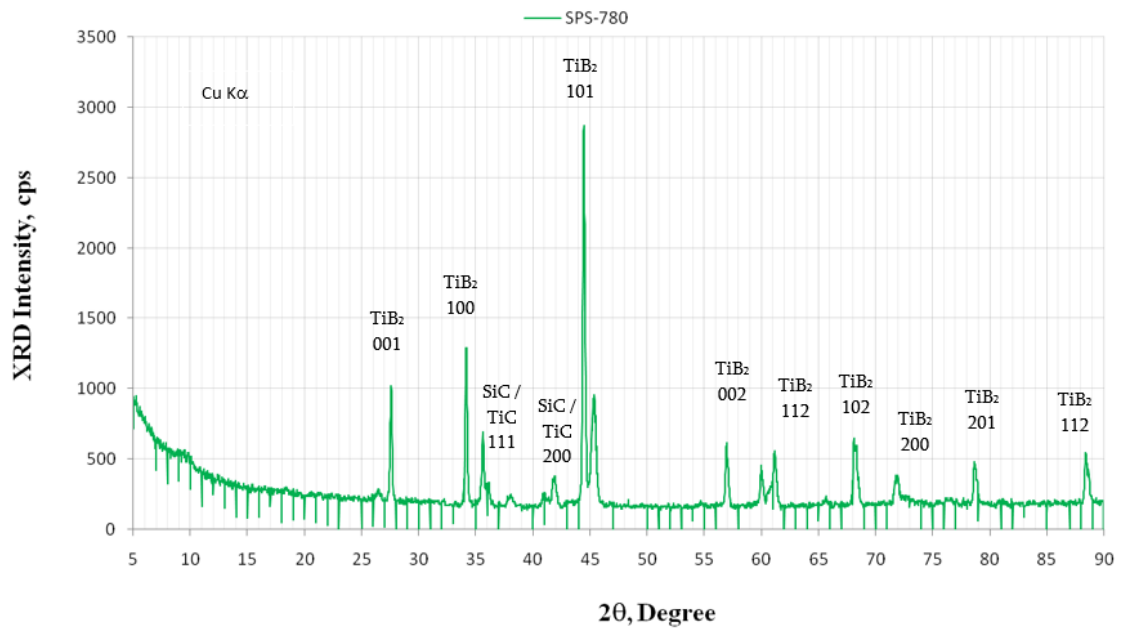
სურ. 31. $\text{TiB}_2\text{-TiC-SiC-Al}_4\text{SiC}_4$ სისტემის კომპოზიტის (SPS-772) რენტგენოდიფრაქტოგრამა



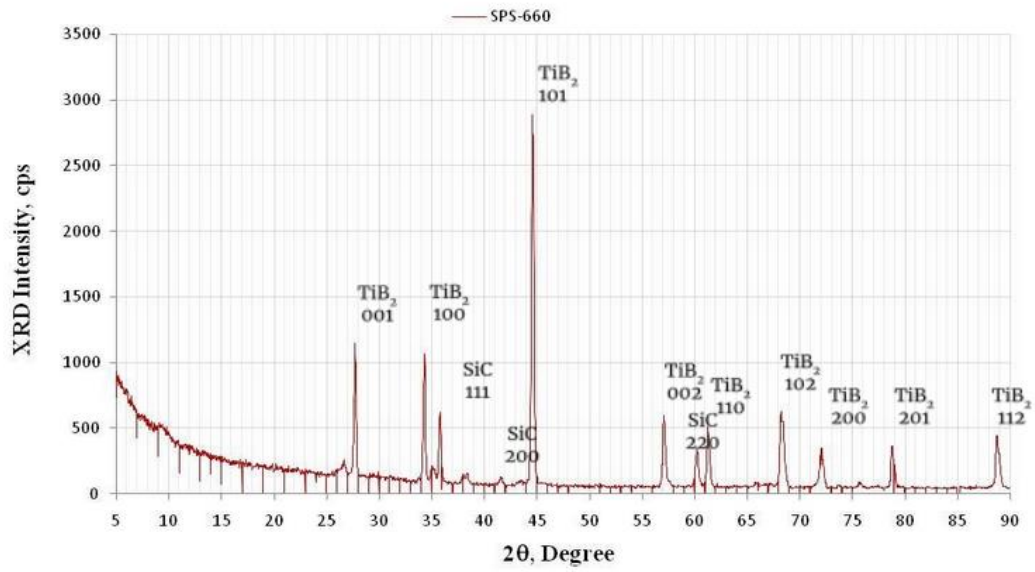
სურ. 30. $\text{TiB}_2\text{-TiC-SiC-Al}_8\text{SiC}_7$ სისტემის კომპოზიტის (SPS-742/746) რენტგენოდიფრაქტოგრამა



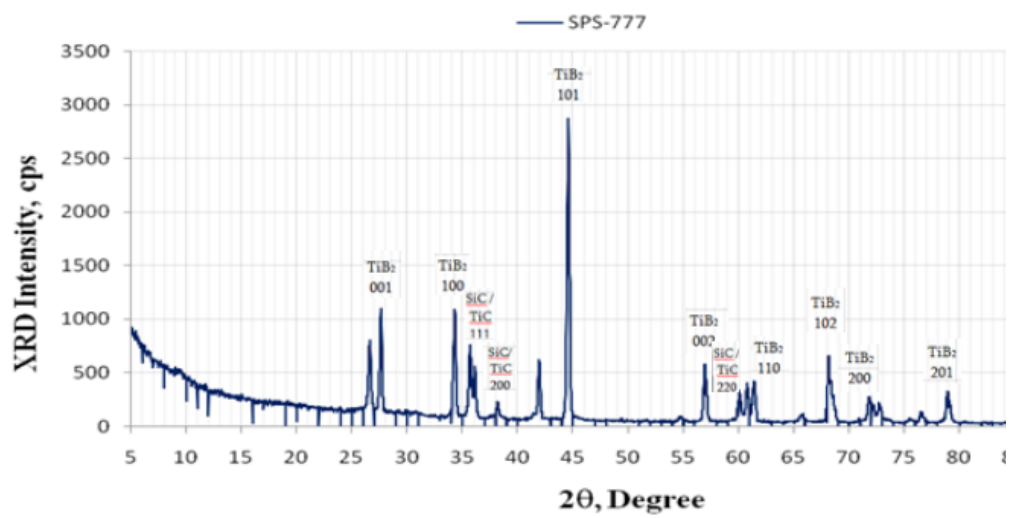
სურ. 32. TiB₂-TiC-SiC-AlMgB₁₄ სისტემის კომპოზიტის (SPS-733) რენტგენოდიფრაქტოგრამა



სურ. 33. TiB₂-TiC-SiC-FeNi სისტემის კომპოზიტის (SPS-780) რენტგენოდიფრაქტოგრამა



სურ. 34. TiB_2 -TiC-SiC- Al_{12} სისტემის კომპოზიტის (SPS-660) რენტგენოდიფრაქტოგრამა

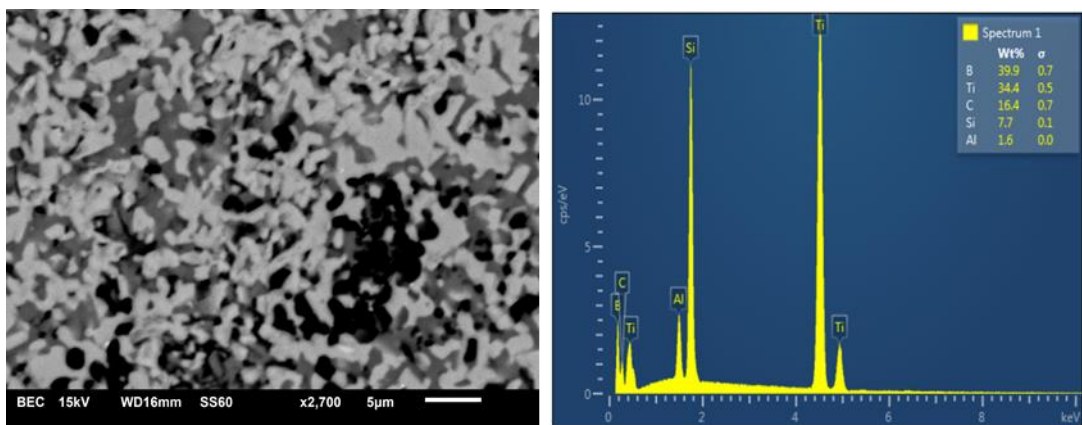


სურ. 35. TiB_2 -TiC-SiC- $Ti_3Al_{0.5}Si_{0.5}C_2$ სისტემის კომპოზიტის (SPS-777). რენტგენოდიფრაქტოგრამა

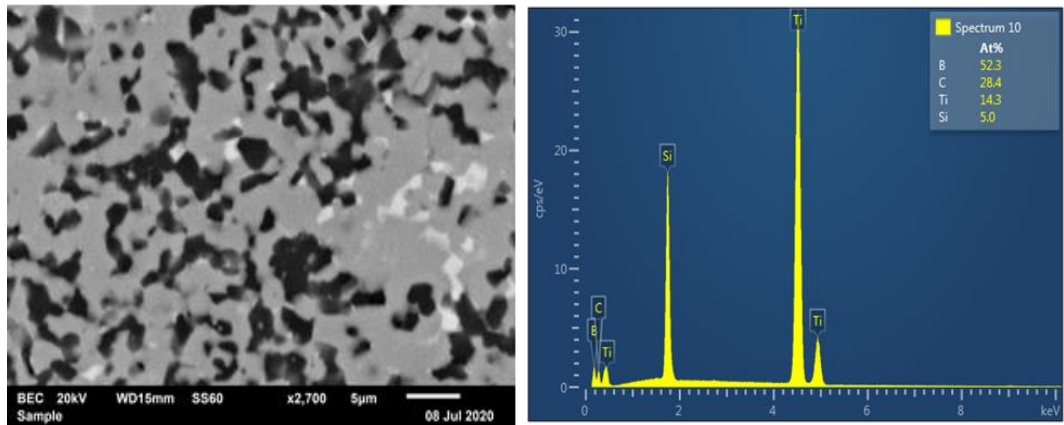
სურათებზე 41-48 რუხი ფერის მარცვლები შეესაბამება TiB_2 ფაზას, თეთრი- TiC -ს და შავი SiC -ს. როგორც სურათზე 43 ჩანს, ნიმუშს აქვს ძალზე მცირე ფორიანობა. ნიმუში მიღებულია ფარდობითი სიმკვრივით 99%. თუმცა არ ჩანს ლეგირებული ნაერთის Al_8SiC_7 შესაბამისი მარცვლები, რადგან აღნიშნული ნაერთები ამორფულ მდგომარეობაშია, ან იმდენად წვრილმარცვლოვანია, რომ მასკანირებელი ელექტრონული მიკროსკოპით შეუძლებელია მარცვალთა საზღვრების დანახვა.

სურ. 36. TiB_2 - TiC - SiC - $Ti_3Al_{0.5}Si_{0.5}C_2$ - $Al_8B_4C_7$ სისტემის კომპოზიტის (SPS-779).
რენტგენოდიფრაქტოგრამა

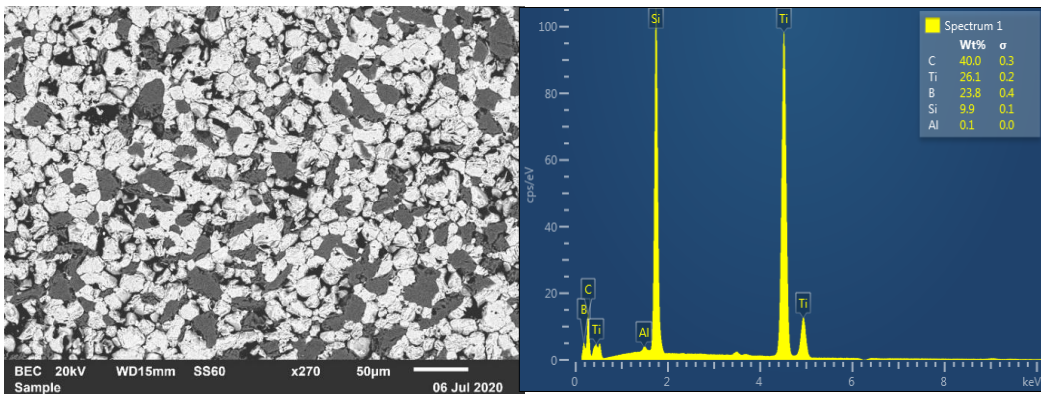
სურათზე 41 ნაჩვენებ ნიმუშს, რომელის წარმოადგენს ფუძეს, აქვს მცირე ფორიანობა. ფარდობითი სიმკვრივე-94.3%. ფორიანობის შემცირების მიზნით მოვახდინეთ მისი ლეგირება სხვადასხვა ნაერთით. ლეგირების შემდეგ ფარდობითი სიმკვრივის მაჩვენებლები გაიზარდა და მიაღწია 99,5%-ს (იხ. ცხრილი 3).



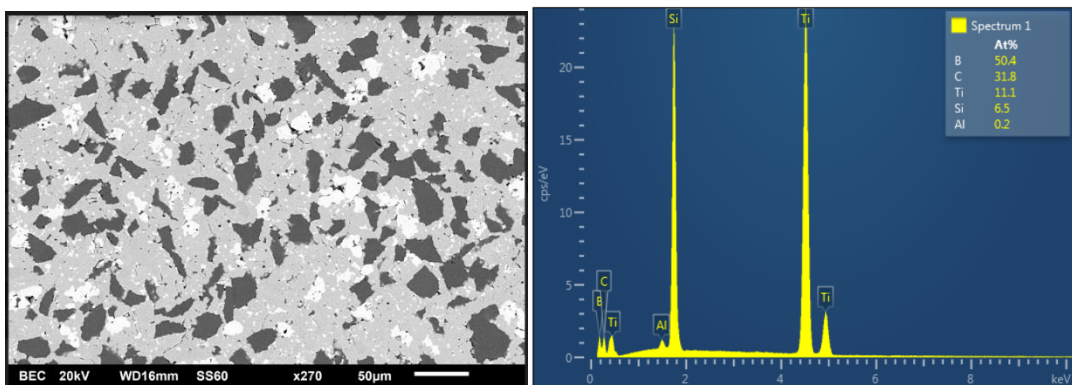
სურ. 37. TiB_2 - TiC - SiC - AlB_{12} სისტემის კომპოზიტის (SPS-660). ელექტრონული მიკროფოტოსურათი და ენერგოდისპერსიული მიკრორენტგენული სპექტრი.



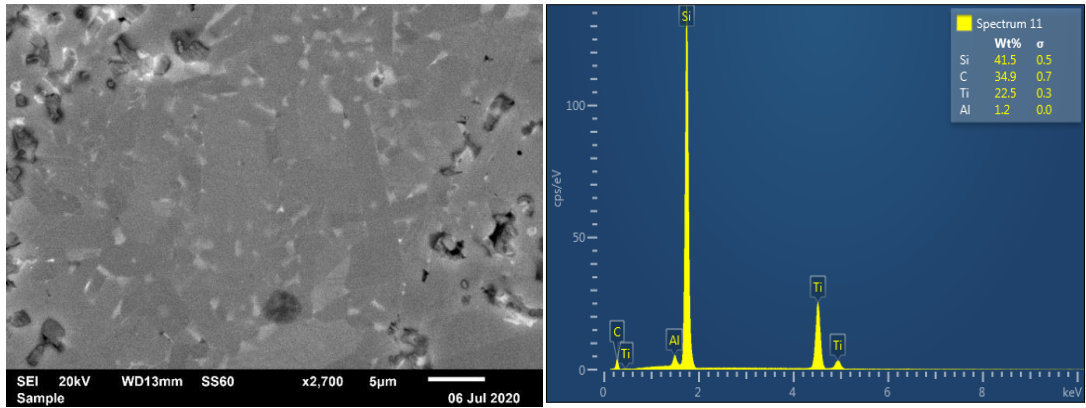
სურ. 39. $\text{TiB}_2\text{-TiC-SiC}$ სისტემის კომპოზიტის (SPS-782) ელექტრონული მიკროფოტოსურათი და ენერგოდისპერსიული მიკრორენტგენული სპექტრი.



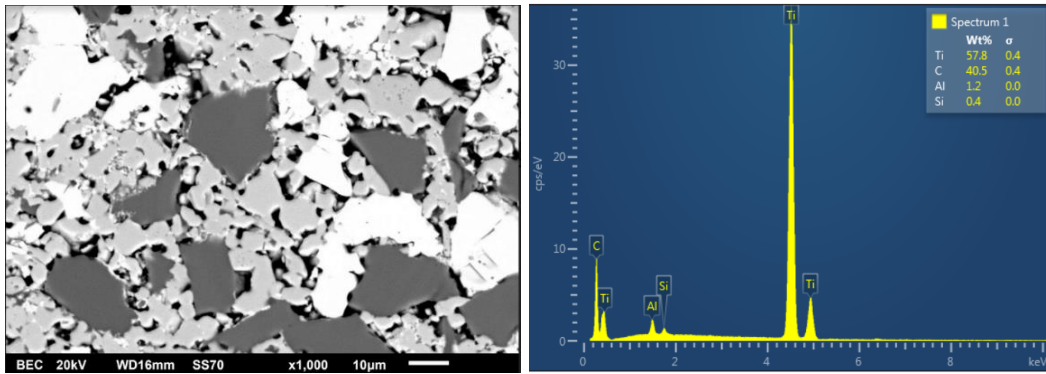
სურ. 38. $\text{TiB}_2\text{-TiC-SiC-Al}_8\text{SiC}_7$ სისტემის კომპოზიტის (SPS-742/746) ელექტრონული მიკროფოტოსურათი და ენერგოდისპერსიული მიკრორენტგენული სპექტრი



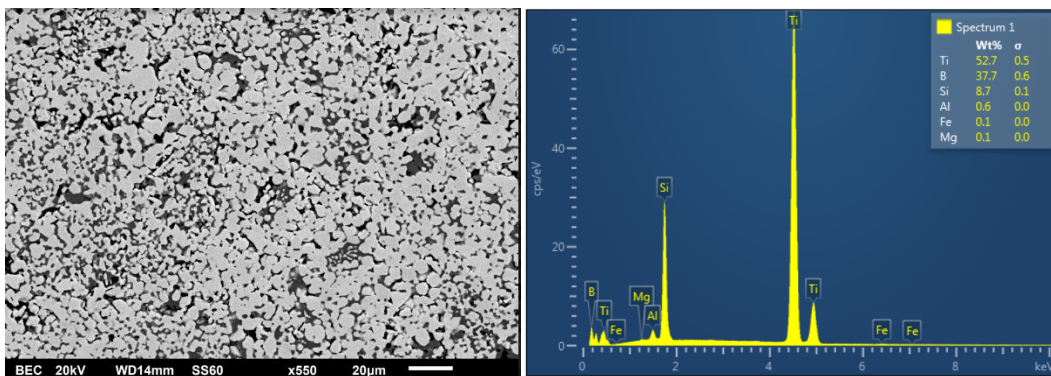
სურ. 40. $\text{TiB}_2\text{-TiC-SiC-Ti}_3\text{Al}_{0.5}\text{Si}_{0.5}\text{C}_2$ სისტემის კომპოზიტის (SPS-777). ელექტრონული მიკროფოტოსურათი და ენერგოდისპერსიული მიკრორენტგენული სპექტრი



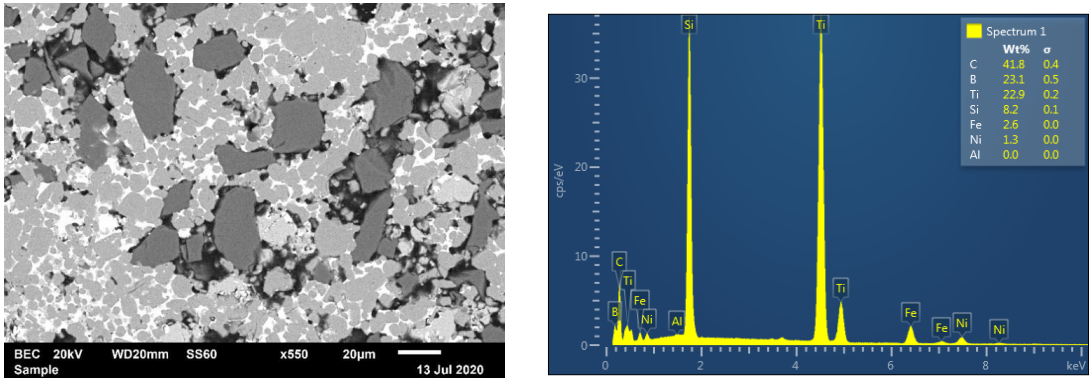
სურ. 43. $\text{TiB}_2\text{-TiC-SiC-Al}_4\text{SiC}_4$ სისტემის კომპოზიტისა (SPS-772) ელექტრონული მიკროფოტოსურათი და ენერგოდისპერსიული მიკრორენტგენული სპექტრი.



სურ. 42. $\text{TiB}_2\text{-TiC-SiC-Ti}_3\text{Al}_{0.5}\text{Si}_{0.5}\text{C}_2\text{-Al}_8\text{B}_4\text{C}_7$ სისტემის კომპოზიტის (SPS-779) ელექტრონული მიკროფოტოსურათი და ენერგოდისპერსიული მიკრორენტგენული სპექტრი



სურ. 41. $\text{TiB}_2\text{-TiC-SiC-AlMgB}_{14}$ სისტემის კომპოზიტის (SPS-802) ელექტრონული მიკროფოტოსურათი და ენერგოდისპერსიული მიკრორენტგენული სპექტრი



სურ. 44. TiB₂-TiC-SiC-Fe-Ni სისტემის კომპოზიტისა (SPS-780) ელექტრონული მიკროფოტოსურათი და ენერგოდისპერსიული მიკრორენტგენული სპექტრი.

სურათებზე 45-49 ნაჩვენებია ბალისტიკური ტესტირებისათვის მომზადებული საჯავშნე ფილების ნიმუშები. სურ. 47-48 ნაჩვენები საჯავშნე ფილები ერთი და იგივე შედგენილობისა არის. განსხვავება მათ შორის ის არის, რომ სურ. 48-ზე ნაჩვენებია ზემოთ აღწერილი მეთოდით 2 სხვადასხვა ზომის ფირფიტებისაგან აწყობილი ფილა, ხოლო 47-ე სურათზე ნაჩვენებია იგივე ზომის მთლიანი ფილა. დიდი ზომის ფილის მისაღებად საჭიროა უფრო მაღალი შცხობის რეჟიმები, ვიდრე აწყობილი ფილის შემადგენელი ფირფიტებისათვის, რაც ენერჯის შედარებით დიდ დანახარჯებთან არის დაკავშირებული.

სურათებზე: 46 და 49, ნაჩვენებია ცხლად დაწნევის მეთოდით მიღებული ფილები შესაბამისად B₄C-SiC და TiB₂-TiC-SiC- Al₄SiC₄ შემადგენლობით.



TiB₂-TiC- Ni

- 60X60X9
- 159 გრამი

სურ. 45. საჯავშნე ფილა TiB₂-TiC-Ni



B₄C-SiC

- Ø= 70 მმ
- 92 გრამი

სურ. 46. საჯავშნე ფილა B₄C-SiC



TiB₂-TiC-SiC-FeNi

- 45X45X15
- 81 გრამი

სურ. 47. საჯავშნე ფილა TiB₂-TiC-SiC-FeNi



TiB₂-TiC-SiC-FeNi

- 8ც-24x24x3
- 9ც-16x16x3
- 70 გრამი

სურ. 48 აწყობილი საჯავშნე ფილა

TiB₂-TiC-SiC-FeNi

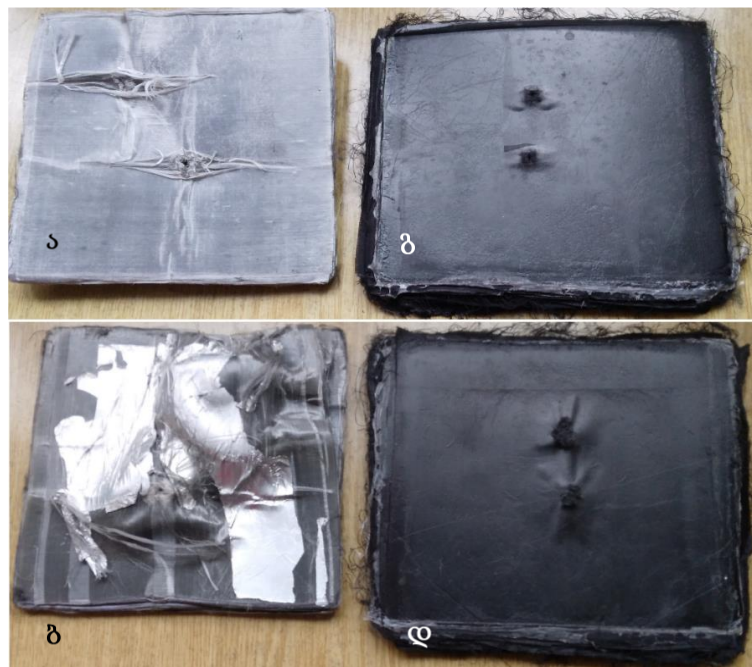


TiB₂-TiC-SiC-Al₄SiC₄

- Ø= 70 მმ
- 105 გრამი

სურ. 49 საჯავშნე ფილა TiB₂-TiC-SiC-Al₄SiC₄

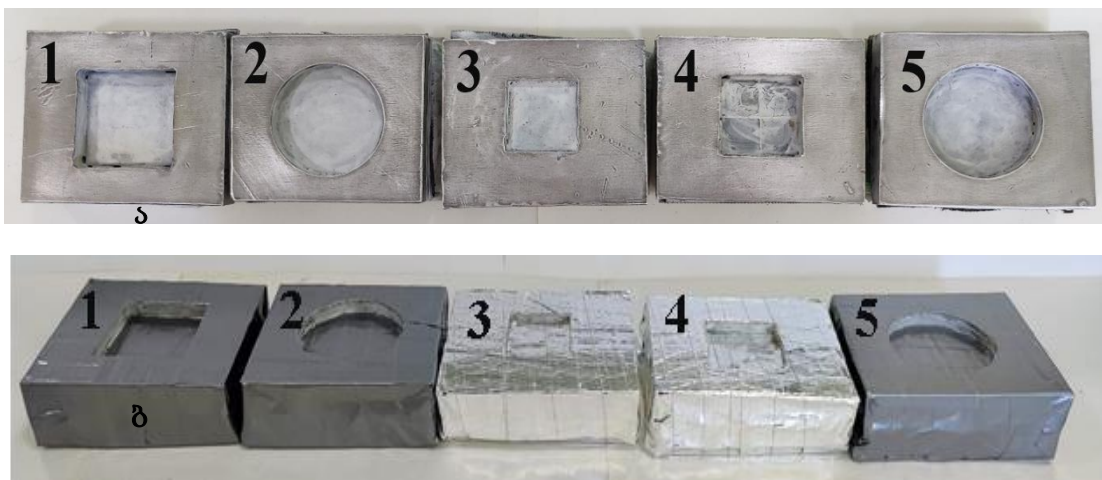
უშუალოდ ნიმუშების ბალისტიკური გამოცდის ჩატარებამდე ტარდება ნიმუშების უკან დასაფენი ქსოვილების ბალისტიკური ტესტირება, რადგან ნიმუშის ვარგისიანობა დგინდება აღნიშნული ქსოვილის უკანა ზედაპირის დათვალიერებითა და გაზომვით. პისტოლეტის ტყვიის სროლის შემდეგ



სურ. 50. გამოსაცდელი ნიმუშების უკან დასაფენი ქსოვილების წინა და უკანა მხარე ბალისტიკური ტესტირების შემდეგ:
ა-ბ) აბრეშუმის ქსოვილის წინა და უკანა მხარე;
გ-დ) ნახშირბადის ქსოვილის წინა და უკანა მხარე.

ქსოვილი არ უნდა გაიხვრიტოს, მხოლოდ უნდა გამოიზნიქოს უკანა მხარეს. სურ.50-ზე ნაჩვენებია 2 სხვადასხვა ქსოვილის წინა და უკანა მხარეები ტესტირების შემდეგ. ერთმა მათგანმა გაუძლო გამოცდას. ნიმუში ვარგისია, თუ ბალისტიკური ტესტირების შემდეგ ქსოვილის უკანა მხარის გამოზნევილობა არ აღემატება 44 მმ-ს.

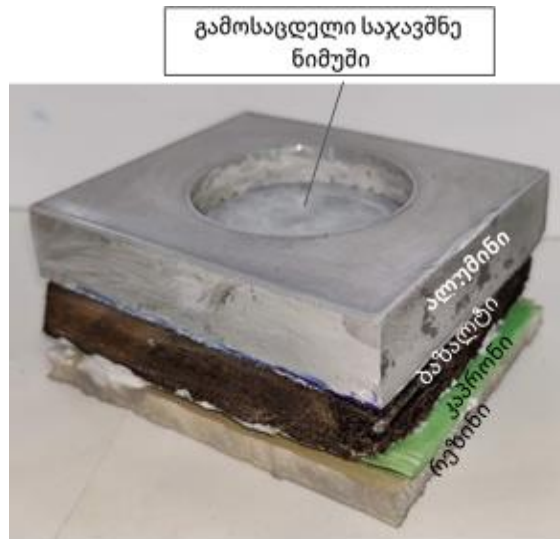
სურათზე 51 ნაჩვენებია ბალისტიკური ტესტირებისათვის მომზადებული 5 სხვადასხვა ჯავშან ნაკეთობა. თითოეულის შემადგენლობა მოცემულია ცხრილში 4. ჯავშან ნაკეთობები აწყობილია სურათ 56-ზე მოყვნილი ნიმუშის მიხედვით. გამოსაცდელი საჯავშნე ფილა მოთავსებულია ალუმინის დამცავ ჩარჩოში რომელსაც ქვემოდან მოსდევს ბაზალტის 10 მმ-იანი, კაპრონის 3მმ-იანი და რეზინის 8 მმ-იანი ფენები. გამოცდის წინ ჯავშან ნაკეთობები შეიფუთა სპეციალური წებოვანი ლენტების საშუალებით (სურ.51 ბ).



სურ. 51 ბალისტიკური ტესტირებისათვის მომზადებული ჯავშან ფილები: 1- $TiB_2-TiC-Ni$, 2- B_4C-SiC , 3- $TiB_2-TiC-SiC-FeNi$, 4- $TiB_2-TiC-SiC-FeNi$, 5- $TiB_2-TiC-SiC-Al_4SiC_4$. ა) აწყობილი ფილები , ბ) აწყობილი ფილები წებოვანი ლენტით შეფუთვის შემდგომ.

ბალისტიკური ტესტირება ჩატარდა სტუ-ს ბაზაზე არსებულ ტირში, უსაფრთხოების შესაბამისი ნორმების დაცვით. გასროლა განხორციელდა 25 მ-ის მანძილიდან, იარაღით-Tikka T3x -Tac. A1 (ლულის სიგრძე: 20").

გამოყენებული იყო ვინჩესტერის 308 კალიბრიანი ტყვია, (სურ. 57) მონაცემებით: 7,62x51, FMJ 180 გრეინი, წონა-11,7 გ, სიჩქარე-800 მ/წმ. ცხრილში 4 მოცემულია გამოსაცდელად გამზადებული ნიმუშების მონაცემები და ბალისტიკური ტესტირების შედეგები.



სურ. 52 საჯავშნე ფილა დამცავ ალუმინის ჩარჩოსა, ბაზალტის, კაპრონის და რეზინის სადებთან ერთად.

ცხრილი 4. ბალისტიკური ტესტირებისათვის გამზადებული ნიმუშების მონაცემები და ტესტირების შედეგები.

ნიმუშის #	შედგენილობა	მასა გ	ერთეული ფართის წონა g/sm ²	შედეგი	BFS (Max44mm)
1	TiB ₂ -TiC-Ni	159	4.27	გააჩერა ტყვია	<3 მმ
2	B ₄ C-SiC	92.5	2.33	გაიხვრიტა	~
3	TiB ₂ -TiC-SiC- FeNi	81	3.24	გაიხვრიტა ბოლომდე	~
4	TiB ₂ -TiC-SiC- FeNi	70	3.8	გაიხვრიტა ბოლომდე	~
5	TiB ₂ - TiC-SiC- Al ₄ SiC ₄	105	2.73	გააჩერა ტყვია	≈15 მმ

5 სხვადასხვა ნაკეთობიდან ტყვიის შერჩერება მოახერხა 2-მა ნიმუშმა. ნიმუში #1 შემადგენლობით $TiB_2-TiC-Ni$ აღმოჩნდა ყველაზე მდგრადი მოცემული ტყვიის მიმართ. სურათზე 58 მოყვანილია აღნიშნული ნიმუშის წინა და უკანა მხარის ფოტოსურათები ტესტირების შემდგომ. სურ. 58 ა-დან ნათლად ჩანს დამსხვრეული საჯავშნე ფილა, რომელმაც სრულად გაანეიტრალა ტყვიის ენერგია, რის გამოც უკანა მხრიდან (სურ. 58 ბ, გ.) გამოზნექილობა ოდნავ შესამჩნევია. გაიზომა უკანა მხარის ანაბეჭდის პარამეტრი (BFS-Back Face Signature), რომელიც არ აღემატება 3 მმ-ს. აღსანიშნავია რომ ნატოს სტანდარტით (NIJ standart-0101.06) აღნიშნული პარამეტრის დასაშვები მაქსიმალური სიდიდეა 44მმ. ასევე კარგი შედეგი აჩვენა ნიმუშმა #5 (სურ. 59), შემადგენლობით: $B_4C-TiB_2-SiC-Al_4SiC_4$. ამ შემთხვევაშიც ტყვიის ენერგია შთანთქა ფილამ, თუმცა უკანა ანაბეჭდის სიდიდე უფრო მაღალია ≈ 15 მმ, პირველ ნიმუშთან შედარებით.



სურ. 53. ბალისტიკური ტესტირებისათვის გამოყენებული ტყვია.

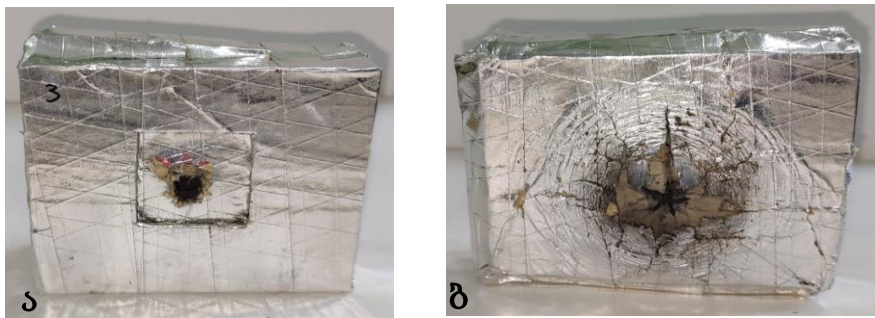


სურ. 54. ნიმუში #1- $TiB_2-TiC-Ni$. ა: წინა მხარე.
ბ: უკანა მხარე. გ: გვერდხედი

ნიმუში #3 (სურ. 60) და #4 (სურ. 61) მიღებულია ერთიდაიგივე შემნადგენლობით $TiB_2-TiC-SiC-FeNi$, თუმცა სხვაობა მდგომარეობს საჯავშნე ფილის სტრუქტურაში. კერძოდ ნიმუში #3-ში ჩასმულია მთლიანი ფილა (სურ.51), ხოლო ნიმუში #4 აწყობილია მცირე ზომის ფირფიტებისაგან (სურ.52). აღნიშნული წყობა სქემატურად გამოსახულია სურ. 32-ზე. ამ ნიმუშების დაბალმა სიმკვრივემ განაპირობა მათი ცუდი ბალისტიკური მაჩვენებელი. შემდგომი სამუშაოები მიმართული იქნება ამ კომპოზიციის მაქსიმალურად შეცხოვისაკენ, რათა ჩატარდეს ნიმუშების განმეორებითი ტესტირება.



სურ. 55. ნიმუში #5- $TiB_2-TiC-SiC-Al_4SiC_4$. ა: წინა მხარე.
ბ: უკანა მხარე. გ: გვერდხედი



სურ. 56 სურ. ნიმუში #3- $B_4C-TiB_2-SiC-FeNi$. ა: წინა მხარე.
ბ: უკანა მხარე.



სურ. 57. ნიმუში 4- $B_4C-TiB_2-SiC-FeNi$. ა: წინა მხარე.
ბ: უკანა მხარე.

აღწერილი ბალისტიკური ტესტირება აკმაყოფილებს ნატოს სტანდარტის (NIJ standart-0101.06) მესამე ტიპით გათვალისწინებულ მოთხოვნებს. ჯავშანნაკეთობები მაგრდებოდა სპეციალურ სტენდზე რომელიც შევსებული იყო დრეკადი მასით(პლასტელინი). სურათზე 62 ნაჩვენებია სტენდზე მიმაგრებული ერთერთი ნიმუში გამოცდის შემდეგ. გასრულის შემდეგ ნიმუშის უკანა მხარეს გამოზნექილობა ტოვებს კვალს პლასტელინზე და მისი სიღრმის გაზომვით დგინდება უკანა მხარის ანაბეჭდის (BFS) სიდიდე.



სურ. 58. ბალისტიკური ტესტირების სტენდზე დამაგრებული ნიმუში გამოცდის შემდეგ.

4. დასკვნები

1. შემუშავებული და დამზადებულია ახალი ტიპის კომპოზიციური მასალების ნიმუშები TiB_2 - TiC - SiC ფუძით, სადაც მალეგირებელ ნაერთებად გამოყენებულია Al_8SiC_7 , Al_4SiC_4 , $AlMgB_{14}$, $Ti_3Al_{0.5}Si_{0.5}C_2$ და Fe-Ni კომპოზიციები;
2. გამოკვლეულია შემუშავებული კომპოზიციური მასალების ფიზიკო-მექანიკური თვისებები;
3. კომპოზიციური მასალების სტრუქტურული თავისებურებების დასადგენად შემუშავებულია შლიფის მომზადების ტექნოლოგია;
4. შემუშავებულია ახალი ტიპის ფენოვანი აგებულების საჯავშნე ფილის კონსტრუქცია;
5. დამზადდა შესაბამისი ფილები ბალისტიკური ტესტირებისათვის
6. ბალისტიკური ტესტირების შედეგად გამოიკვეთა კომპოზიციები რომელთა გამოყენებაც ცალსახად შესაძლებელი იქნება საჯავშნე ნაკეთობებში.

გამოყენებული ლიტერატურა

1. Банных О. А., Будберг П.Б., Алисова С. П. и др.- Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа- Справ. изд. М.: Металлургия. 1986. с .440
2. Latifa M. (2021). Thermal Analysis of Hard Ceramics.
3. Дриц М.Е. и др. Двойные и многокомпонентные системы на основе меди. Справочник М. Наука. 1979. 248 с
4. Лякишева Н.П.- Диаграммы состояния двойных металлических систем ред..Машиностроение, 1996-2000 г.
5. Alsawat M.; Altalhi T.; Alotaibi N.F; Zaki Z. I. - Titanium carbide – Titanium boride composites by self-propagating high temperature synthesis approach: Influence of zirconia additives on the mechanical properties- Results in Physics, Volume 13, June 2019, 102292.
6. Zhou Y.C. Chen J.X .Wang J.Y, “Strengthening of Ti₃AlC₂ by incorporation of Si to form Ti₃Al_{1-x}Si_xC₂ solid solutions”, ActaMaterialia, Volume 54, Issue 5, March 2006, Pages 1317-1322;
7. R. W. Olesinski and G. J. Abbaschian, The C-Si (Carbon-Silicon) system, Bulletin of Alloy Phase Diagrams, 5 [5] 486-9 (1984).
8. Karabi Das, Pritha Choudhury, and Siddhartha Das -The Al-O-Ti (Aluminum-Oxygen-Titanium) System- April 2003ChemInform 34(15).DOI: 10.1002/chin.200315223
9. Aich, Shampa & Chandran, K. S. Ravi. (2002). TiB whisker coating on titanium surfaces by solid-state diffusion: Synthesis, microstructure, and mechanical properties. Metallurgical and Materials Transactions A. 33. 3489-3498. 10.1007/s11661-002-0336-6.
10. Gorunov, Andrey. (2019). Laser pulse alloying the surface of Ti-5.5Al-2Zr-1Mo-1V by boron carbide particles. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 105. 10.1007/s00170-019-04200-4.
11. Zhu, D. G., Sun, H. L., Wang, L. H. (2007). In Situ Synthesis of TiB₂-TiC_x Ceramic Matrix Composites by Hot Isostatic Pressing. Advanced Materials Research, vol. 26–28, 251–254. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/amr.26-28.251>
12. Wang G. Li Y. GaoY . Cheng Y, Ma S.- Theoretical study of structural, mechanical, thermal and electronic properties of Ti₃B₄ with Ta₃B₄ structure under high pressure- Computational Materials Science-15 June 2015, Volume 104, Pages 29-34
13. Khaliq A.- Analysis of Boron Treatment using AlB₂ and AlB₁₂-based Alloys- February 2014- Conference: 2014 TMS Annual Meeting & ExhibitionAt: USAVolume: Light Metals Volume
14. Haghshenas M.. Jamali J. -Assessment of circumferential cracks in hypereutectic Al-Si clutch housings Case Studies in Engineering Failure Analysis 8(2017), 11-20

15. Imam, M. A. and R. Reddy. "A Review of Boron-Rich Silicon Borides Based on Thermodynamic Stability and Transport Properties of High-Temperature Thermoelectric Materials." *High Temperature Materials and Processes* 38 (2018): 411 - 424.
16. Ahmad M. ,Mamoun M.. (2017). Binary Phase Diagrams and Thermodynamic Properties of Silicon and Essential Doping Elements (Al, As, B, Bi, Ga, In, N, P, Sb and Ti). *Materials*. 10. 676. 10.3390/ma10060676.
17. Editor: Massalski T.B., Okamoto H., Subramanian P.R., Kacprzak L -Binary Alloy Phase Diagrams, 2nd Edition - ISBN: 978-0-87170-403-0 WU Y. HANH.Q. ZHOUS. X. HWANGS. K.- Synthesis of TiAl-Based Intermetallic Compound by Electro-Pressure Sintering- *Journal of Iron and Steel Research, International*-Volume 14, Issue 5, Supplement 1, September 2007, Pages 110-1150
18. WU Y. HANH.Q. ZHOUS. X. HWANGS. K.- Synthesis of TiAl-Based Intermetallic Compound by Electro-Pressure Sintering- *Journal of Iron and Steel Research, International*-Volume 14, Issue 5, Supplement 1, September 2007, Pages 110-115
19. Kasraee K.,Yousefpour M. Tayebifard S.A. -Microstructure and mechanical properties of Ti₅Si₃ fabricated by spark plasma sintering-. *Journal of Alloys and Compounds*-Volume 779, 30 March 2019, Pages 942-949.
20. Chang C.M., Lee W. F., Lee C.Y, Chang Y.C., Yeh P. H. and Chen L. J. - Ti₅Si₄ Nanobats with Excellent Field Emission Properties.- *The Journal of Physical Chemistry C* 2009. 113 (21), 9153-9156 DOI:10.1021/jp902082x
21. Chang, C. M., W. Lee, C. Lee, Yu Chang, P. Yeh and L. Chen. "Synthesis and the Properties of the Ti₅Si₄ Nanobats." (2008).
22. G. FrommeyerR. Rosenkranz-Structures and Properties of the Refractory Silicides Ti₅Si₃ and TiSi₂ and Ti-Si-(Al) Eutectic Alloys- *Metallic Materials with High Structural Efficiency* pp 287-308
23. RamosA.s., Nunes C.A., Coelho G.C.-On the peritectoid Ti₃Si formation in Ti-Si alloys- *Materials Characterization*, March 2006, Volume 56, Issue 2, Pages 107-111
24. Hong, X., Mei, B., Zhu, J. et al. Fabrication of Ti₂AlC-Ti₃AlC₂-Ti₃SiC₂ composite by spark plasma sintering (SPS) method from elemental powders. *J Mater Sci* 40, 2749–2750 (2005). <https://doi.org/10.1007/s10853-005-2125-2>
25. Xu L. .Cui Y.Y Hao Y.L. Yang R., Growth of intermetallic layer in multi-laminated Ti/Al diffusion couples-*Materials Science and Engineering: A*- Volumes 435–436, 5 November 2006, Pages 638-647
26. Mitra, Rahul & Wanhill, Russell. (2017). *Structural Intermetallics*. 10.1007/978-981-10-2134-3_10.
27. Li, Z., Liao, C., Liu, Y. et al. J. -700 °C Isothermal Section of the Al-Ti-Si Ternary Phase Diagram-*Journal of Phase Equilibria and Diffusion*-October 2014, Volume 35, Issue 5, pp 564–574 *Phase Equilib. Diffus.* (2014) 35: 564. <https://doi.org/10.1007/s11669-014-0325-7>

28. Yang Li, Qun Luo, Jie-Yu, Zhang ,Qian L- Experimental study of the Al-rich corner of the Al-Si-Ti system at 500 °C - Journal of Alloys and Compounds- Volume 602, 25 July 2014, Pages 58-65
29. A.VyasAlK.P.RaobY.V.R.K.Prasadb “Mechanical alloying characteristics and thermal stability of Ti–Al–Si and Ti–Al–Si–C powders” Journal of Alloys and Compounds, Volume 475, Issues 1–2, 5 May 2009, Pages 252-260
30. Silva G. , Coaglia E. Ramos T., RamosA.S.- Synthesis of the Ti_6Si_2B compound by mechanical alloying- Journal of Alloys and Compounds, Volume 427, Issues 1–2, 16 January 2007, Pages 223-228
31. Ramos A. S., Nunes C. A, Rodriguesa G., Suzuki P. A.,. Coelho, G.C., Grytsiv A., Rogl P. - Ti_6Si_2B , a new ternary phase in the Ti–Si–B system- Intermetallics 12 (2004) 487–491
32. K.C.G. Candioto, C.A. Nunesa, G.C. Coelhoa, P.A. Suzukia, S.B. Gabrielc K.C.G. Candioto, C.A. Nunes, G.C. Coelho, P.A. Suzuki, S.B. Gabriel-Rapid solidification and phase stability evaluation of Ti–Si–B alloys-Journal of Alloys and Compounds 509 (2011) 5263–5268
33. Oliveira Fiorin B., Holland T., Moreira Ferreira L., SousaL.L., Mariano N. A., Nunes C. A., Filgueira M., Ramos A.S.,Spark plasma sintering of Ti_6Si_2B -based Ti-Si-B alloys and their corrosion resistance in artificial saliva and SBF media,Materials Today Communications, 2020, 100767,Volume 22,ISSN 2352-4928,<https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2019.100767>.
34. Colinet C. , Tedenac Jean-Claude - An ab initio study of the structural, electronic, and thermodynamic properties of Ti_6Si_2B and Ti_6Ge_2B with Fe2P-type structure- Solid State Communications 151 (2011) 1018–1021
35. Пухова И.В1., Лепакoва O.K2., Гальченко Н.К3., Колесникова К.А3 Научный руководитель Гальченко Н.К., к.т.н., с.н.с.-XIX Международная научно-практическая конференция «СОВРЕМЕННЫЕ ТЕХНИКА И ТЕХНОЛОГИИ» -Секция 6: Материаловедение-ИЗНОСОСТОЙКИЕ ЭЛН- ПОКРЫТИЯ СИСТЕМЫ Ti-Si-B
36. Bruno Vacci Fernande, Alfeu Saraiva Ramosc, Carlos de Moura Netoa, Coelho G.C.d, Paulo Atsushi Suzuki-On $Ti_{18}Si_6B$ and $Ti_{7.5}Si_{22.5}B$ Powder Alloys Prepared by High-energy Ball Milling and Sintering- Materials Research. 2012; 15(6): 954-963
37. Alfeu Saraiva Ramos, Renato Baldan, Carlos Angelo Nunes, Coelho G.C, Paulo Atsushi Suzukib, Geovani Rodrigues - Isothermal Section of the Ti-Si-B System at 1250 °C in the Ti-TiSi₂-TiB₂ Region-Materials Research 17 (2), Apr 2014
38. Alexandro Nakano Silva a, Gilbert Silva a, Alfeu Saraiva Ramos a,* , Andre’ Paschoal, Erika Coaglia Trindade Ramos, Marcello Filgueira -Preparation of TiC - Ti_6Si_2B powders by high-energy ball milling and subsequent heat treatment- Intermetallics 14 (2006) 585–591
39. Gilbert Silva a, Erika Coaglia Trindade Ramos, Alfeu Saraiva Ramos- Synthesis of the Ti_6Si_2B compound by mechanical alloying- Journal of Alloys and Compounds 428 (2007) 173–178

40. Alfeu Saraiva Ramos Renato Baldan Carlos Angelo Nunes Coelho G.C. Paulo Atsushi Suzuki - Isothermal section of the Ti-Si-B system at 1250 ° C in the Ti-TiSi₂-TiB₂ region- Materials Research. vol.17 no.2 São Carlos Mar./Apr. 2014 Epub Oct 22, 2013
41. Saheb, D.A.. (2011). Aluminum silicon carbide and aluminum graphite particulate composites. Journal of Engineering and Applied Sciences. 6. 41-46.
42. Yaghmaee, M. & Kaptay, G.. (2019). On the Stability Range of SiC in Ternary Liquid Al- Si-Mg Alloy.- LIMOS R&D, Department of Physical Chemistry, Faculty of Materials and Metallurgical Engineering, University of Miskolc, 3515 Hungary, Miskolc, Egyetemvaros
43. Hideki Hosoda, Tomonari Inamura, Takayuki Shimoyamada, Hiroshi Noma, Kenji Wakashima-Phase Reactions of Al-Ti-B Ternary and Al-Ti-B-O Quaternary Systems for Al-based Metal Matrix Composites-Proceedings of the 12th International Conference on Aluminium Alloys, September 5-9, 2010, Yokohama, Japan ©2010 The Japan Institute of Light Metals, pp. 2051-2056
44. Raghavan, V. Al-B-Si (Aluminum-Boron-Silicon). Journal of Phase Equilibria and Diffusion, 2008, volume 29, p. 44–45. <https://doi.org/10.1007/s11669-007-9172-0>
45. Witusiewicz V.T., Hallstedt B., Bondar A.A, Hecht U., Sleptsov S.V., Velikanova T.Ya, Thermodynamic description of the Al–C–Ti system, Journal of Alloys and Compounds, 2015, Volume 623, Pages 480-496
46. Ramos A., Baldan R., Nunes C., Coelho G., Suzuki P., Rodrigues G. Isothermal section of the Ti-Si-B system at 1250 ° C in the Ti-TiSi₂-TiB₂ region. Materials Research. ,(2014). 17. 392. DOI:10.1590/s1516-14392013005000172
47. Shin - J. H., Lim ,W. J., Kim K. H., Microstructure and multifunctional properties of Ti–Si–B–C coatings by plasma-enhanced chemical vapour deposition - Surface Engineering Volume 33, 2017 - Issue 8, Pages 605-611
48. Smirnyagina N. N. -Thermodynamic modelling of phase equilibrium in system Ti-B-Si-C, synthesis and phases composition of borides and carbides layers on titanic alloy VT-1 at electron beam treatment in vacuum- et al 2017 IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng. 168 012058
49. Pak, Alexander & Shatrova, K. & Aktaev, Nurken. (2017). Producing of aluminum boride in plasma of high-current impulse arc discharge. Journal of Superhard Materials. 39. 226-229. 10.3103/S1063457617040025.
50. Jürgen Schmidt, Marian Boehling, Ulrich Burkhardt & Yuri Grin (2007). Preparation of titanium diboride TiB₂ by spark plasma sintering at slow heating rate, Science and Technology of Advanced Materials, 8:5, 376-382, DOI: 10.1016/j.stam.2007.06.009
51. Кипарисов С. С., Левинский Ю. Ва., Петров А.П., Карбид титана: получение, свойства, применение. — Металлургия, 1987. — 215 с.

52. Helmenstine, Anne Marie, Ph.D. "How to Make Aqua Regia Acid Solution." ThoughtCo. <https://www.thoughtco.com/making-aqua-regia-acid-solution-603641> (accessed June 23, 2021).
53. Wang, Xin Yu, Long Xia, Liang Song, Qing Tian Liu, and Guang Wu Wen. "Reaction Hot-Pressed Sintering of Grain-Refined TiB₂-TiC Composites by AlN-SiC Solid Solution." *Applied Mechanics and Materials* 217–219 (November 2012): 343–48. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/amm.217-219.343>.
54. I.G. Crouch, G.V. Franks, C. Tallon, S. Thomas, M. Naebe,7 - Glasses and ceramics, Editor(s): Ian G. Crouch, In Woodhead Publishing in Materials, The Science of Armour Materials, Woodhead Publishing, 2017, Pages 331-393
55. 55 VIALA, J.C., BOUIX, J., GONZALEZ, G. et al. Chemical Reactivity of Aluminium With Boron Carbide. *Journal of Materials Science* 32, (1997). P. 4559,4573 <https://doi.org/10.1023/A:1018625402103>
56. Zhixiao Zhang a, Chongjun Xu a, Xianwu Du a, Zili Li a, Jilin Wang a, Weihong Xing a, Yuan Sheng b, Weimin Wang a,†, Zhengyi Fu a, Synthesis mechanism and mechanical properties of TiB₂-SiC composites fabricated with the B₄C-TiC-Si system by reactive hot pressing, *Journal of Alloys and Compounds* 619 (2015) 26–30
57. F. de Mestral & F. Thevenot- Ceramic composites: TiB₂-TiC-SiC - Part I Properties and microstructures in the ternary system-*Journal of Materials Science* volume 26, pages 5547–5560 (1991)
58. F. de Mestral & F. Thevenot- Ceramic composites: TiB₂-TiC-SiC- Part II Optimization of the composite 20% TiB₂-55% (mol%) TiC-25% SiC- *Journal of Materials Science* volume 26, pages 5561–5565 (1991)
59. Zhao, Guolong & Huang, Chuanzhen & Liu, Hanlian & Zou, Bin & Zhu, Hongtao & Wang, Jun. (2014). A study on in-situ synthesis of TiB₂-SiC ceramic composites by reactive hot pressing. *Ceramics International*. 40. 2305-2313. [10.1016/j.ceramint.2013.07.152](https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2013.07.152).
60. Gongjian, Wen & Li, S. & Zhang, B. & Guo, Z. Xiao. (2001). Reaction Synthesis of TiB₂-TiC Composites With Enhanced Toughness. *Acta Materialia - ACTA MATER*. 49. 1463-1470. [10.1016/S1359-6454\(01\)00034-9](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(01)00034-9). Volume 40, Issue 9, August 2020, Pages 3380-3390
61. G.J.Zhang X.M.Yue Z.Z.Jin- Preparation and microstructure of TiB₂-TiC-SiC platelet-reinforced ceramics by reactive hot-pressing-*Journal of the European Ceramic Society*, Volume 16, Issue 10, 1996, Pages 1145-1148
62. Song Y L, Pan C Z, Zhang J, Zhu B. TiB₂-TiC-SiC composites prepared through high-gravity field activated SHS. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, Volume 382, Issue 2
63. Xiaorong Zhang; Zhixiao Zhang; Weimin Wang; Junhong Shan; Hongwei Che; Jingbo Mu; Guangsuo Wang - Microstructure and

mechanical properties of B₄C–TiB₂–SiC composites toughened by composite structural toughening phases- *J Am Ceram Soc.* 2017; 100: 3099– 3107.

64. X.Q.Cai; D.P.Wang; Y.Wangab; Z.W.Yangab- Microstructural evolution and mechanical properties of TiB₂-TiC-SiC ceramics joint brazed using Ti-Ni composite foils- *Journal of the European Ceramic Society* Volume 40, Issue 9, August 2020, Pages 3380-3390
65. Shibuya, M., Kawata, M., Ohyanagi, M., & Munir, Z. A. (2003). -Titanium Diboride-Tungsten Diboride Solid Solutions Formed by Induction-Field-Activated Combustion Synthesis. *Journal of the American Ceramic Society*, 86(4), 706–10. doi:10.1111/j.1151-2916.2003.tb03361.x
66. Hisashi Kaga; Ellen M. Heian; Zuhair A. Munir; Clemens Schmalzried ;Rainer Telle-Synthesis of Hard Materials by Field Activation: The Synthesis of Solid Solutions and Composites in the TiB₂–WB₂–CrB₂ System –*Journal of the American Ceramic Society*, Volume84, Issue12, December 2001, Pages 2764-2770
67. Rainer Telle - A new ternary phase in the system TiB₂-CrB₂-WB₂- *Solid State Sciences*, Volume 101, March 2020, 106120
68. Rainer Telle- The quasi ternary system TiB₂-CrB₂-WB₂ between 1900 and 2300°C- *Journal of the European Ceramic Society*, Volume 40, Issue 2, February 2020, Pages 341-348
69. Rainer Telle - The quasi ternary system TiB₂-CrB₂-WB₂ between 1500 and 1900°C and the related quasi binary subsystems - *Journal of the European Ceramic Society* Volume 39, Issue 13, October 2019, Pages 3677-3683
70. Shibuya, M., Yamamoto, Y., & Ohyanagi, M -Simultaneous densification and phase decomposition of TiB₂-WB₂ solid solutions activated by cobalt boride addition-. (2007). *Journal of the European Ceramic Society*, 27(1), 307–312. doi:10.1016/j.jeurceramsoc.2006.05.084
71. Shibuya, M., & Ohyanagi, M. (2007). Effect of nickel boride additive on simultaneous densification and phase decomposition of TiB₂–WB₂ solid solutions by pressureless sintering using induction heating. *Journal of the European Ceramic Society*, 27(1), 301–306. doi:10.1016/j.jeurceramsoc.2006.05.081
72. Gubarevich Anna V.; Watanabe Tsubasa; Nishimura Toshiyuki; Yoshida Katsumi, Combustion synthesis of single phase Al₄SiC₄ powder with assistance of induction heating- *Journal of the American Ceramic Society*, Volume.103., Issue.2.,February 2020,Pages 744-749
73. Osamu Yamamoto, Motoko Ohtani and Tadashi Sasamoto;-Preparation and oxidation of Al₄SiC₄, Published online by Cambridge University Press: 31 January 2011, - DOI: <https://doi.org/10.1557/JMR.2002.0113>
74. Inoue Koji, - Yamaguchi Akira,Synthesis of Al₄SiC₄ from Alumina, Silica and Graphite, *Journal of the Ceramic Society of Japan* 115 (11) (2007). 761–766,DOI: 10.2109/jcersj2.115.761
75. Xing, Xinming & Chen, Junhong & Bei, Guoping & Li, Bin & Chou, Kuo-Chih & Hou, Xinmei. (2017). Synthesis of Al₄SiC₄ powders via carbothermic

- reduction: Reaction and grain growth mechanisms. *Journal of Advanced Ceramics*. 6. 351-359. 10.1007/s40145-017-0247-z
76. Jian Li Zhao, Chang An Wang, Akira Yamaguchi, Jia Lin Sun, Xin Sheng Zhang-Synthesis and Properties of Al₄SiC₄ by Carbothermal Reduction- Key Engineering Materials (Volumes 434-435)-p.99-102
 77. Lee S.H., Oh C.B.- .An B.H, Kim ., D.-Ultra-low temperature synthesis of Al₄SiC₄ powder using spark plasma sintering, *Scripta Materialia*, Volume 69, Issue 2, July 2013, Pages 135-138, doi.org/10.1016/j.scriptamat.2013.02.042.
 78. Chao Yua, Wenjie Yuan, Jun Li, Hongxi Zhu, Chengji Deng- Synthesis of Al₄SiC₄-Al₈SiC₇ composite powders by carbothermal reduction process- *Advanced Materials Research Online*: 2011-11-22. ISSN: 1662-8985, Vols. 399-401, pp 813-816
 79. R. Anandkumar, A. Almeida, R. Colaço, R. Vilar, V. Ocelik, J. Th. M. De Hosson - Microstructure and wear studies of laser clad Al-Si/SiC(p) composite coatings - *Surface & Coatings Technology* 201 (2007) 9497–9505
 80. Chao Yu, Wen Jie Yuan, Jun Li, Hong Xi Zhu, Cheng Ji Deng -Synthesis of Al₄SiC₄-Al₈SiC₇ Composite Powders by Carbothermal Reduction Process - *Advanced Materials Research* Vols. 399-401
 81. Johnson-EA; Oden-LL; Adams-A - Vaporization thermodynamics of the aluminum-silicon carbides Al₄SiC₄ and Al₈SiC₇.- U.S. BoM, Albany Research Center, Albany, Oregon, 1987; 1-17
 82. Д. т. н. С. С. Орданьян(), к. т. н. Д. Д. несмелов, А. и. овсиенкоД. А. Провоторов, С. С. Орданьян-Фазообразование В Процессе Реакционного Спекания Композитов В4С–SiC–Si(Al)- ФГБОУ ВО «Санкт-Петербургский государственный технологический институт (технический университет)», Санкт-Петербург, РоссияУДК 666.3:546.28].046.44
 83. Hu C, Baker TN -A New Aluminum-Silicon Carbide Formed in Laser Processing - *Journal of Materials Science*, Vol.32, No.19, 5047-5051, 1997
 84. B. A. Cook, J. L. Haringa, T. L. Lewis, and A. M. Russell;-A NEW CLASS OF ULTRA-HARD MATERIALS BASED ON AlMgB₁₄- Ames Laboratory, Iowa State University, Ames, IA, 50011, USA
 85. Matkovich V. I., - Economy J., Structure of MgAlB₁₄ and a brief critique of structural relations in higher borides, *Acta Crystallographica Section B*, Volume26, May 1970,Issue5,Pages 616-621
 86. Higashi W. Ito T., J. Refinement of the structure of MgAlB₁₄- *Journal of the Less Common Metals*,1983,Volume 92, Issue 2,Pages 239-246.
 87. Bairamashvili, L. I. Kekelidze, O. A. Golikova, and V. M. Orlov, J -The preparation of α-ALB₁₂ and ALMGB₁₄ samples and an investigation of their electrothermal properties-I. *Less Common Met.* 67, 461 (1979).
 88. .Kevorkijan V;Škapin S.D;Jelen M; Krnel K;Medend A -Cost-effective synthesis of AlMgB₁₄–xTiB₂- *Journal of the European Ceramic Society* Volume 27, Issues 2–3, 2007, Pages 493-497

89. Peters J. S., Cook B.A., Harringa J. L., Russell A. M., and Kracher A.- Microstructure-property relationships in ultra-hard AlMgB14 A paper published in Proceedings of the 2005 International Conference on Powder Metallurgy & Particulate Materials- Materials and Engineering Physics Program, Ames Laboratory, USDOE 2Department of Materials Science and Engineering, Iowa State University Ames, Iowa 50011
90. Ahmed A, Bahadur S., Cook B.A., Peters J,-Mechanical properties and scratch test studies of new ultra-hard AlMgB14 modified by TiB2, Tribology International, Volume 39, Issue 2, 2006, Pages 129-137,
91. Zhukov, I.A., Nikitin, P.Y., Grigoriev, M.V. et al. Phase Composition and Hardness of AlMgB14-Based Polycrystalline Materials. Russ Phys J 62, 882–885 (2019). <https://doi.org/10.1007/s11182-019-01791-z>
92. Zhou Yumei, Zhang Fenglin, Li Pengcheng, Bai Kun, Wu Shanghua, Luo Shaoming- Synthesis and Characterization of AlMgB14 Hot Pressed Under Different Environments- Science of Sintering, 49 (2017) 311-317
93. Pavel Nikitin, Ilya Zhukov, Vladimir Platov- Synthesis of AlMgB14: Effect of modes of mechanical activation of the raw powders on the properties of obtained materials- National Research Tomsk State University, Tomsk, 634050, Russia
94. Herrmann M., Bodkin R., Coville N. J., Sigalas I. and Thiele M. J. -Sintering and Mechanical Properties of AlMgB14 Composite Materials-. Ceram. Sci. Tech., 02 [01] 55-60 (2011)
95. Лахтин Ю. М., Леонтьева В. П. Лахтин Ю. М., Леонтьева В. П. Материаловедение: Учебник для высших технических учебных заведений. — 3-е изд., перераб. и доп. — М.: Машиностроение, 1990. — 528 с.
96. Гальшев Сергей Николаевич-СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ И ФОРМУЕМОСТЬ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ МАХ-ФАЗ СИСТЕМЫ Ti - Al - C, ПОЛУЧЕННЫХ В РЕЖИМЕ ГОРЕНИЯ И ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ, Черногловка - 2015
97. Мержанов, А.Г.-Процессы горения и синтез материалов / А.Г. Мержанов- Черногловка: ИСМАН, 1998. - 512 с.
98. Федотов, А.Ф. - Моделирование процесса прессования порошковых материалов в условиях самораспространяющегося высокотемпературного синтеза/ А.Ф. Федотов, А.П. Амосов, В.П. Радченко - М.: Машиностроение, 2005. - 282 с.
99. Мержанов, А.Г.- Самораспространяющийся высокотемпературный синтез: теория и практика - Черногловка: Территория, 2001. -432 с.
100. ROGACHEV A. S.; GACHON J.-C; GRIGORYAN H. E.; VREL D.; SCHUSTER J. C; SACHKOVA N. V. - Phase evolution in the Ti-Al-B and Ti-Al-C systems during combustion synthesis: Time resolved study by synchrotron radiation diffraction analysis-journal of Materials Science volume 40, pages 2689–2691 (2005)

101. ნადარაია ლ. სადოქტორო ნაშრომი „ნანოკრისტალური კომპოზიციური მასალების მიღება და კვლევა“-2011, 3-4
102. Крюков Д. Б., Козлов Д. В. - ПЕРСПЕКТИВЫ ПРИМЕНЕНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ СОЗДАНИЯ БРОНЕЙ НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ - Вестник ПензГУ. 2016. №2 (14).