

საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი
ინფორმატიკისა და მართვის სისტემების ფაკულტეტი

მიხეილ ჩიხრაძე

ულტრადისპერსული და ნანოსტრუქტურული
ინტერმეტალიდების მიღება Ti-Al და Ni-Al - ის ეგზოთერმულ
სისტემებში დარტყმითი ტალღებით ინიცირებული
თვითგავრცელებადი მაღალტემპერატურული სინთეზით

წარმოდგენილია დოქტორის აკადემიური ხარისხის
მოსაპოვებლად

საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი
თბილისი, 0175, საქართველო
ივნისი, 2012

საავტორო უფლება © 2012 ჩიხრაძე მიხეილი

საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი

ინფორმატიკისა და მართვის სისტემების ფაკულტეტი

ჩვენ, ქვემოთ ხელისმომწერნი ვადასტურებთ, რომ გავაცანით მიხეილ ჩიხრაძის მიერ შესრულებულ სადოქტორო ნაშრომს დასახელებით: "ულტრადისპერსული და ნანოსტრუქტურული ინტერმეტალიდების მიღება Ti-Al და Ni-Al-ის ეგზოთერმულ სისტემებში დარტყმითი ტალღებით ინიცირებული თვითგავრცელებადი მაღალტემპერატურული სინთეზით" და ვაძლევთ რეკომენდაციას საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტის ინფორმატიკისა და მართვის სისტემების ფაკულტეტის სადისერტაციო საბჭოში მის განხილვას დოქტორის აკადემიური ხარისხის მოსაპოვებლად.

თარიღი

ხელმძღვანელი: პროფესორი აკაკი გიგინეიშვილი

ასოც.პროფესორი ზურაბ გოგუა

რეცენზენტი: პროფესორი დავით ჯიშიაშვილი

რეცენზენტი: პროფესორი ილია ლომიძე

ავტორი: მიხეილ ჩიხრაძე

დასახელება: ”ულტრადისპერსული და ნანოსტრუქტურული ინტერმეტალიდების მიღება Ti-Al და Ni-Al-ის ეგზოთერმულ სისტემებში დარტყმითი ტალღებით ინიცირებული თვითგავრცელებადი მაღალტემპერატურული სინთეზით”

ფაკულტეტი : ”ინფორმატიკისა და მართვის სისტემების”

ხარისხი: დოქტორი

სხდომა ჩატარდა: ___ ივნისი 2012წ.

ინდივიდუალური პიროვნებების ან ინსტიტუტების მიერ ზემოთმოყვანილი დასახელების ნაშრომის 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 იმ მცირე ზომის ციტატებისა, რომლებიც მოითხოვენ მხოლოდ სპეციფიურ მიმართებას ლიტერატურის ციტირებაში, როგორც ეს მიღებულია სამეცნიერო ნაშრომების შესრულებისას) და ყველა მათგანზე იღებს პასუხისმგებლობას.

რეზიუმე

ალუმინ-ნიკელ-ტიტანის სისტემაში მიღებული კომპოზიციური მასალები/ინტერმეტალიდები, გამოირჩევიან უნიკალური ფიზიკურ-მექანიკური თვისებებით (მაღალი სიმტკიცე დაბალ სიმკვრივესთან ერთად, მაღალი მხურვალსიმტკიცე და მხურვალმდეგობა, კოროზიამდეგობა და ა.შ.), რაც განაპირობებს მათ ფართო გამოყენებას მანქანათმშენებლობაში, კოსმოსურ ტექნოლოგიებში და ენერგეტიკულ დანადგარებში. ცნობილია, ამ სისტემაში კომპოზიციური მასალების მიღების რამდენიმე მეთოდი. მათ შორის ყველაზე მოხერხებულია თვითგავრცელებადი მაღალტემპერატურული სინთეზი (თმს) სტატიკურ პირობებში თანმხლები კომპაქტირებით. ლიტერატურულ წყაროებში, თმს-კომპაქტირების ტექნოლოგიით მასიური ნანოსტრუქტურული ინტერმეტალიდებისა და ნანოკომპოზიტების მიღების შესახებ ინფორმაცია არ მოიპოვება. მაშინ როდესაც, ნანოკრისტალური და ულტრადისპერსულმარცვლოვანი მასიური კომპოზიტების მიღება ფართო შესაძლებლობებს ქმნის ახალი უნიკალური თვისებების გამოვლინებისთვის. ამიტომ, უნდა ვივარაუდოთ, მათი თვისებების მნიშვნელოვანი გაუმჯობესება წვრილმარცვლოვანი, ნანოსტრუქტურით ფორმირების პირობებში. პროგნოზირებულია, რომ მასიური ნანოსტრუქტურული მასალების მიღების პირობებში, მათზე მოთხოვნა და პრაქტიკული გამოყენების არეალი მნიშვნელოვნად გაფართოვდება.

ლიტერატურაში ამჟამად არსებული მონაცემებით, აღნიშნულ სისტემაში ნანოსტრუქტურული მდგომარეობების ფორმირება განხორციელებულია მხოლოდ თხელ ფენებში რთული ტექნოლოგიური პროცესების შედეგად, ხოლო ნანოსტრუქტურული მასიური ნიმუშების მიღების შესახებ ინფორმაცია არ არსებობს. ზემოაღნიშნულის გათვალისწინებით, სადოქტორო ნაშრომის მთავარი მიზანი იყო Al-Ni-Ti - ის სისტემაში ფუნდამენტური თეორიული და ექსპერიმენტული კვლევების ჩატარება. კვლევების ძირითადი მიზნები: ა) აღნიშნულ სისტემაში ნანოსტრუქტურების ფორმირების ძირითადი მექანიზმების დადგენა, ბ) თეორიული კვლევების საფუძველზე კომპაქტირების მეთოდისა და ექსპერიმენტული სქემების გაანგარიშება/შერჩევა; გ) ულტრადისპერსული და ნანოფხვნილებისგან მომზადებულ კაზმში აფეთქებით თვითგავრცელებადი მაღალტემპერატურული სინთეზის ინიცირება და პროცესში წარმოქმნილი სტრუქტურული მდგომარეობის მყისიერ რეჟიმში კომპაქტირებით-მასიური ნანოკომპოზიტების მიღება.

დასახული მიზნის მისაღწევად კვლევები ჩატარდა ორი ძირითადი მიმართულებით:

- ა) საწყისი მასალის, ამორფული და ნანოკრისტალური ფხვნილების კაზმის მიღების ტექნოლოგიის შემუშავება მასიური კომპოზიტების ფორმირებისთვის;
- ბ) ულტრადისპერსული, ამორფული და ნანოფხვნილებისგან მასიური ნანოკომპოზიტების მიღების რაციონალური ტექნოლოგიის შემუშავება.

Al-Ni-Ti სისტემაში ორკომპონენტური და სამკომპონენტური ფაზური დიაგრამების საფუძველზე წინასწარ შერჩეული შემადგენლობიდან ულტრადისპერსული, ამორფული, და ნანოგანზომილების საწყისი ფხვნილების/კაზმების მისაღებად გამოყენებულ იქნა მაღალენერგეტიკულ ბურთულებიან პლანეტარულ წისქვილში კაზმის მექანიკური დამუშავება. დამუშავების პროცესში მიმდინარეობს ნაწილაკების კომპონენტების მექანიკური ლეგირება, ამორფიზაცია და ნანოსტრუქტურულ კაზმის ფორმირება.

ნანოფხვნილებისგან მასიური ნანოსტრუქტურული ნიმუშების მისაღებად გამოკვლეული იქნა კაზმზე დარტყმითი ტალღებით (აფეთქებით) ზემოქმედებისას ნიმუშში თმს-ის ინიცირების და კომპაქტირების პროცესი: „აფეთქების დარტყმითი ტალღების ინიცირებით/თანხლებით მიმდინარე თმს კომპაქტირების ტექნოლოგია“.

ექსპერიმენტები ჩატარდა შემდეგი სქემით: მაღალენერგეტიკულ წისქვილში ფორმირებული Al-Ni-Ti ეგზოთერმული ნანოსტრუქტურული კაზმი განთავსდა ფოლადის/ან სპილენძის ცილინდრულ კონტეინერში. კონტეინერის ირგვლივ განთავსდა დარტყმითი ტალღების გენერატორი-ფეთქებადი ნივთიერება. აფეთქების შედეგად განვითარებულმა მაღალმა ტემპერატურამ გამოწვია თმს-ის ინიცირება, ხოლო მაღალი დინამიკური წნევა იმავდროულად ახდენს სინთეზის დროს წარმოქმნილი სტრუქტურული მდგომარეობის ფიქსაციას/კომპაქტირებას. ხორციელდება ორი ტექნოლოგიური პროცესის ინტეგრირება ერთ ციკლში, რომლის დროსაც, თმს-ი უზრუნველყოფს ინტერმეტალიდებისა ფორმირებას, ხოლო წნეხვა და განტვირთვის ტალღაში სწრაფი გაცივება (ე.წ. ადიაბატური გაცივება) მასიური ნანოკომპოზიტის ან/ და ნანოსტრუქტურული ფენის მქონე ფუნქციონალურ გრადიენტული მასალების მიღებას.

Abstract

Key words: Nickel, Aluminum, Titanium Intermetallics, Solid Solution, Nanopowders, nanostructured materials, Composite materials; Explosive compaction; Intermetallides; Self-Propagating High Temperature Syntheses; Shock wave; Explosive materials.

Composite materials fabricated in Al-Ni-Ti system are characterized with unique complex of physical and mechanical properties (high strength together with low density, corrosion resistance, heat resistance and high temperature strength, etc.) and have practical application in aerospace, machine and energetic engineering.

There are different technologies for formation of composite materials in Al-Ti-Ni system. Among them the most convenient is Self-propagating High-temperature Synthesis (SHS) and the combined method of SHS + compaction. The literature review showed that there is almost no information about obtaining of bulk nanostructure intermetallics by SHS-compaction technology. Production of nanocrystalline and ultrafine grained bulk composites creates new opportunities for expression of the unique properties. Therefore, it is expected, that the properties of the composites will be significantly improved, if they will be fabricated with nanocrystalline structure. Formation of nanostructure in this system is reported only through the thin layers by complicated technological process, and is no positive example of obtaining bulk and large scale layers. It is clear, that in case of fabrication of amorphous and nanostructure bulk materials, the demands on their practical application will be increased.

Proceeding from the above mentioned, the main purpose of the PhD thesis was to carry out fundamental theoretical and experimental investigations in Al-Ni-Ti system.

The main goals of researches were:

- a) To establish main mechanisms of nanostructure formation in the system;
- b) Based on the of theoretical investigations the calculation and selection of compaction methods and experimental setup;
- c) Realization of shock wave induced/asissted SHS in Ultrafine and nano-powder bland in Ti-Al-Ni system and *in situ* fabrication of bulk nanocomposites.

To achieve these goals the research were performed in two main directions:

- a) Elaboration of technology for preparation initial raw materials, blend of amorphous and nanocrystalline powders (precursor) for future formation bulk composites;
- b) Elaboration of rational (efficient) technology for production bulk nano composites from ultrafine, amorphous and nanopowders.

On the base of Al-Ti-Ni phase diagram, for obtaining ultrafine, amorphous and nano size initial mixture/ bland was used high energy planetary ball mill. Consequently the

powder was converted first in amorphous and then in nanostructure state during mechanical alloying.

The researches had been done to study the process of SHS and compaction initiated by shock waves in order to obtain bulk nanostructure material from nanopowders: SHS-compaction technology initiated/assisted by shock waves.

The experiments were carried out according to the following scheme: the high exothermic nanostructure Al-Ti-Ni blend, processed in high energy planetary ball mill, was placed in steel/or copper cylindrical container. The container was surrounded by the explosives to generate shock waves. The high temperature, which was generated by shock waves, initiated the SHS process; while the high dynamic pressure ensures the compaction /fixing of structure formed during the synthesis. Here we have the realization and integration of two technological processes in one cycle, where the SHS provides the formation of intermetallics and the shock wave compaction and high rate cooling (adiabatic cooling) ensures the production of bulk nanocomposites and functionally graded materials with ultrafine and nanostructure.

შინაარსი

შესავალი	19
1. ლიტერატურის მიმოხილვა	23
1.1 ახალი მასალების მიღების თანამედროვე მეთოდები.....	23
1.2 ნაწილობრივი და მათი მიღების ტექნოლოგიები.....	26
1.3 თვითგავრცელებადი მაღალტემპერატურული სინთეზი	30
1.4 კონდენსირებული ფეთქებადი ნივთიერებები; დეტონაცია, აფეთქება, დარტყმითი ტალღები.....	34
1.5 დარტყმითი ტალღების აღძვრის და გავრცელების კანონზომიერებები; ფეთქებადი ნივთიერებისა და დასამუშავებელი ობიექტის კონტაქტური ოპერაციის სახეები.....	41
1.6 ფხვნილების აფეთქებით დაწნეხვა/დამუშავება.....	44
1.7 ინტერმეტალიდები, მყარი ხსნარები და მიკრომექანიკური ნარევი ტიტან-ალუმინის და ნიკელ-ალუმინის სისტემებში.....	51
1.8 კვლევის მიზნები და ამოცანები.....	54
2. საწყისი მასალები, დანადგარ-მოწყობილობები, კვლევის მეთოდები....	61
2.1 საწყისი მასალები, ფხვნილები.....	61
2.2 ფხვნილების დამუშავების/მომზადების მეთოდები.....	62
2.3 ექსპერიმენტებში გამოყენებული ფეთქებადი ნივთიერებები.....	64
2.4 კვლევის მეთოდები.....	66
2.4.1 თეორიული კვლევის მეთოდები.....	66
2.4.2 ფეთქი ნივთიერების დეტონაციის მახასიათებლებისა და მუშაუნარიანობის განსაზღვრის მეთოდები.....	67
2.4.3 გრანულომეტრიული შედგენილობის განსაზღვრა.....	68
2.4.4 კომპაქტების სიმკვრივის და ფორიანობის შეფასება.....	69
2.4.5 სტრუქტურული კვლევების მეთოდები.....	69
2.4.6 მექანიკური მახასიათებლებისა და სისალის განაწილების განსაზღვრა.....	69
2.4.7 აფეთქებით კომპაქტირების სქემები.....	70
2.5 ექსპერიმენტული ბაზის აღწერა.....	75
3. შედეგები და მათი განსჯა.....	78
3.1 დარტყმითი ტალღებით დატვირთულ მასალაში შექმნილი დამაბულ დეფორმირებული მდგომარეობის ტენზორის კომპონენტების გაანგარიშება.....	78
3.2 აფეთქებით დატვირთვის პარამეტრების გავლენა ულტრადისპერსული ფხვნილების კომპაქტირების პროცესზე.....	87
3.2.1 საწყისი სიმკვრივის როლი აფეთქებით წნეხვის პროცესში.....	87

3.2.2 აფეთქებით გენერირებული წნევის/დატვირთვის და ტემპერატურის გავლენა თვითგავრცელებადი მაღალტემპერატურული სინთეზი(თმს)-კომპაქტირების რეჟიმებზე.....	90
3.2.3 ფეთქებადი ნივთიერებებისა და ულტრადისპერსული კაზმის თანა ფარდობის ოპტიმიზაცია.....	94
3.3. აფეთქება-თმს კომპაქტირების ტექნოლოგიის საფუძვლები.....	99
3.3.1 აფეთქება-თმს რეჟიმში ულტრადისპერსული ფხვნილებიდან მასიური კომპოზიტების ფორმირების ძირითადი მექანიზმები.....	99
3.3.2 კაზმის შემადგენლობის როლი აფეთქება-თმს-კომპაქტირების პროცესში.....	103
3.3.3. კაზმის კონტეინერის როლი აფეთქება-თმს-კომპაქტირების პროცესში.....	106
3.4. ტიტან-ალუმინ-ნიკელის ულტრადისპერსულმარცვლოვანი და ნანოსტრუქტურული კომპოზიტების სტრუქტურის კვლევის შედეგები.....	108
3.5 თბური აფეთქების რეჟიმში თმს-ით მიღებული კომპოზიტების კვლევის შედეგები.....	130
3.6 კომპოზიტების ზოგიერთი ფიზიკო-მექანიკური მახასიათებლების კვლევის შედეგები.....	138
3.7 შედეგების მიმოხილვა.....	143
4. დასკვნა.....	147
გამოყენებული ლიტერატურა.....	149

ცხრილების ნუსხა

ცხრილი 2.3.1 საშტატო ფეთქებადი ნივთიერებების მახასიათებლები....	64
ცხრილი 3.1.1 ალუმინის ტიტანის და ნიკელის ზოგიერთი მექანიკური და სითბური მახასიათებლები	82
ცხრილი 3.6.1. ტიტან-ალუმინ-ნიკელის ნანოკომპოზიტის ფიზიკურ- მექანიკურ თვისებები	142

ნახაზების ნუსხა

ნახ. 1.4.1 დარტმითი ტალღით გამოყოფილ ორ გარემოში მდგომარეობის პარამეტრების განაწილება	39
ნახ. 1.4.2 დარტყმითი ტალღის რეალური პროფილი.....	40
ნახ. 1.5.1 ა) დარტყმითი ტალღის ზემოქმედება დაბრკოლებაზე ბ) სიბრტყისადმი/გამყოფი ზედაპირისადმი მართობული დარტყმითი ტალღის აღძვრა და მოქმედება მასალის ზედაპირზე.....	42
ნახ.1.5.2. ირიბი/მხები დარტყმითი ტალღებით ორი ფირფიტის აფეთქებით მასალის ტყორცნით შეერთების სქემა.....	43
ნახ.1.5.3. ფნ-ფხვნილის კონტაქტური ოპერაციები ცილინდრული (ა) და კუმულაციური (ბ) ტალღების გენერატორებით.....	43
ნახ.1.6.1. ცილინდრულ მილში ფხვნილის აფეთქებით კომპაქტირების დროს კონიკური კუმშვის ტალღის გავრცელების სამი შესაძლო პროფილი: ა) ღერძამდე წნევა ვერ ვრცელდება; გ) ცენტრში ტალღების ზედდებით წნევა კრიტიკულად იზრდება და ბზარები ყალიბდება; ბ) ოპტიმალური კონფიგურაცია.....	49
ნახ.1.6.2. სუსტი (ა) და ზემალაღი/გადაწნეხვის (ბ) წნევების მოქმედების ზონები, x500.....	50
ნახ. 1.7.1. ტიტან-ალუმინის მდგომარეობის დიაგრამა.....	53
ნახ.1.7.2. ნიკელ-ალუმინის მდგომარეობის დიაგრამა	53
ნახ.1.8.1 სამკომპონენტური Al-Ni-Ti სისტემის ფაზური დიაგრამა.....	54
ნახ.1.8.2 სხვადასხვა კომპოზიციის ენთალპიის იზო კონტურები “მიდემას” ემპირული მოდელის მიხედვით	56
ნახ.2.1.1 ნანოკრისტალური ალუმინის და ნიკელის დიფრაქტოგრამები და მიკროსტრუქტურები [www.us-nano.com]	61
ნახ.2.2.1. Al-Ni-Ti სისტემაში თერთმეტი კომპოზიციის ენთალპია. ამორფიზაციას დაქვემდებარებული საზღვრები.....	62

ნახ.2.2.2.	ა)ნარევის ჰომოგენიზაციისთვის გამოყენებული ლაბორატორიული შემრევი მოწყობილობა; ბ) პლანეტარული ბურთულეებიანი ნანოწისქვილი ცირკონიუმის ოქსიდის ჭიქებით	63
ნახ.2.3.1	გამოყენებული ფეთქი მასალები: ა) ამონიტი 6 ბ) –სადეტონაციო ზონარი და ცეცხლგამტარი ზონარი; გ) დეტონატორი.....	66
ნახ 2.4.2.1.	ჩქაროსნული პროცესების ციფრული რეგისტრატორები.....	68
ნახ. 2.4.6.1	მიკროსისალის განსაზღვრის სქემა.....	70
ნახ.2.4.7.1	ექსპერიმენტებში გამოყენებული „ნორმალური“ დარტყმითი ტალღებით კომპაქტირების სქემა.....	71
ნახ.2.4.7.2.	ოთახის ტემპერატურაზე აფეთქებით კომპაქტირებისა და სინთეზის ღერძიმეტრიული სქემა: 1-ელდეტონატორი; 2- ფეთქებადი ნივთიერების კონტეინერი; 3-ფეთქებადი ნივთიერება; 4-კაზმის ამპულა-კონტეინერი; 5- კაზმი; 6-საცობები; 7-ინერტული ფენა; 8-მახის ტალღის ჩამხშობი ღერო; 9-დეტონატორი ფიქსატორი.....	72
ნახ.2.4.7.3.	წინასწარი გაცხელებით და აფეთქებით კომპაქტირებისა და სინთეზის ღერძიმეტრიული სქემა.....	73
ნახ.2.5.1	მიწისქვეშა კომპლექსის სქემა.....	75
ნახ 2.5.2.	ასაფეთქებელი ბაზის აღჭურვილობა (სქემატურად).....	76
ნახ.2.5.3.	პორტალი (ა) და ინტერიერი (ბ).....	77
ნახ.3.1.1.	დატვირთვა ნახევარსიბრტყის საზღვარზე ($Y=0$) მუდმივი სიჩქარით ($V=V_{ფტ} = \text{Constant}$) მოძრავი წნევის იმპულსით	78
ნახ.3.1.2.	ნორმალური ძაბვების განაწილება 50%Al -50%Ni სისტემაში 10გპა წნევით დატვირთვის შემთხვევაში.....	83
ნახ. 3.1.3.	მხები ძაბვების განაწილება 50%Ni-50%Al –ის სისტემაში, სხვადასხვა ინტენსივობით აფეთქებით დატვირთვის შემთხვევაში.....	83
ნახ. 3.1.4	ნორმალური ძაბვების განაწილება 50%Ti-50%Al –ის	

კომპოზიციაში.....	84
ნახ. 3.1.5. ა) ჰიუგონიოს მრუდები, დარტყმითი ტალღებით დატვირთვამდე და დატვირთვის შემდეგ; ბ) დარტყმითი ტალღებით შეკუმშული ფხვნილების P-V დიაგრამა.....	85
ნახ. 3.2.1.1. ნაყარი სიმკვრივის კაზმში აფეთქებით დატვირთვის დროს ანომალიური „კუმშვის“/გაფართოების შედეგი.....	88
ნახ. 3.2.1.2 ნახ. 3.2.1.2 სტატიკურ პირობებში წინასწარ შემჭიდროვებული კაზმის აფეთქებით მიღებული კონტეინერი	89
ნახ. 3.2.2.1 P=50კბარ წნევაზე და T= 20°C ტემპერატურაზე ტიტან-ალუმინ-ნიკელის კომპოზიციის კაზმის წნეხვის დროს მიღებული ნიმუშის სტრუქტურა. ცენტრის მიდამოში ნაწილაკებს შორის კავშირი სუსტია/ან ჩამოუყალიბებელი.....	91
ნახ. 3.2.2.2 P=70კბარ წნევაზე და T= 20°C ტემპერატურაზე ტიტან-ალუმინ- ნიკელის კომპოზიციის კაზმის წნეხვის დროს მიღებული ნიმუშის სტრუქტურა. ცენტრის მიდამოში ნაწილაკებს შორის კავშირი სუსტია/ან ჩამოუყალიბებელი.....	92
ნახ. 3.2.2.3. P=200კბარ წნევაზე და T= 20°C ტემპერატურაზე ტიტან- ალუმინ-ნიკელის კომპოზიციის კაზმის წნეხვის დროს მიღებული ნიმუშის სტრუქტურა. ცენტრალურ ზონაში მახის ტალღის მოქმედებით ადგილი აქვს ლოკალური რღვევის განვითარებას	92
ნახ. 3.2.2.4. ოპტიმალურ წნევებზე, T= 20°C ტემპერატურაზე ტიტან-ალუმინ-ნიკელის კომპოზიციის კაზმის წნეხვის დროს მიღებული ნიმუშის სტრუქტურა. მაკროსტრუქტურულად სრულფასოვანი მასიური ნიმუშების კვეთების ხედები.....	93
ნახ. 3.2.3.1. ფხვნილის დისპერსულობის ხარისხის გავლენა აფეთქებით წნეხვის ოპტიმალური წირის წანაცვლებაზე.....	96
ნახ.3.2.3.2 ფხვნილის დისპერსულობის ხარისხის გავლენა აფეთქებით მიღებული კომპაქტების სიმკვრივეზე.....	97

ნახ. 3.2.3.3 არაპროპორციული თანაფარდობის მძლავრი მუხტის ზემოქმედების კვალი.....	98
ნახ. 3.3.1.1 დარტყმითი ტალღის ფრონტზე ორი სფერული ფორმის ნაწილაკის შეჯახებით შეერთების მოდელი.....	100
ნახ. 3.3.2.1. სხვადასხვა კომპოზიციის კაზიმების კომპაქტირების პროცესის დროს მიღებული ნიმუშების მიკროსტრუქტურები. ა) 39Al-61Ni (ატ%); P=50კბარი; ბ) 39Al-61Ni (ატ%); P=100კბარი; გ) 78Al-22Ni (ატ%); P=50კბარი; დ) 78Al-22Ni (ატ%); P=100კბარი;.....	104
ნახ. 3.3.2.2. სხვადასხვა კომპოზიციების კაზიმებისგან 100 კბარ დატვირთვაზე მიღებული ნიმუშების ფორიანობა: ა) Al ₄₀ Ni ₂₅ Ti ₃₅ ; ბ) Al ₅₀ Ni ₂₅ Ti ₂₅ ; გ) Al ₆₀ Ni ₂₀ Ti ₂₀ ; დ) Al ₈₀ Ni ₁₀ Ti ₁₀	106
ნახ. 3.4.1. კომპაქტირებულ-სინთეზირებული ნიმუშის საერთო ხედები: ა) ამჟღავნა Ti-Al-Ni კომპოზიციის ფხვნილის აფეთქებით თმს-კომპაქტირების შემდეგ; ბ) ფოლადი-NiAl -ის ნიმუშის განივკვეთი, მიღებული თმს-კომპაქტირების ტექნოლოგიით; გ) ფოლადი-TiAl -ის ნიმუშის განივკვეთი, მიღებული თმს-კომპაქტირების ტექნოლოგიით;.....	109
ნახ. 3.4.2 ბრტყელი დარტყმითი ტალღებით თმს-კომპაქტირების რეჟიმში მიღებული ნიმუშები: ა) კონტეინერი დამუშავებამდე; ბ) განივკვეთი.....	109
ნახ. 3.4.3. Ti-Al-Ni-კომპაქტ-კომპოზიტი, ფგმ, სამფენოვანი კონცენტრული სიმეტრიით	110
ნახ. 3.4.4 აფეთქება-თმს-გლინვით მიღებული ფგმ-ების განივკვეთების მაკროსურათები: ა) Fe- NiAl; ბ) Fe-TiAlNi გ) Fe-TiAl.....	111
ნახ. 3.4.5 აფეთქებით თმს-კომპაქტირების რეჟიმში კომპაქტირებული ნიმუშების ტეხები,: ა)ნიკელ-ალუმინი, x10; ბ)ტიტან-ალუმინი, x10.....	112
ნახ. 3.4.6 P=100კბარ; T=20°C; NiAl- ნანოკომპოზიტის მიკროსტრუქტურა (ა, ბ); ფაზების რაოდენობა და მათი თანაფარდობა %,	

(გ, დ); ფორიანობა და შეფასება, % (ე, ვ).....	114
ნახ. 3.4.7. კომპოზიტის სტრუქტურა; ელემენტების განაწილება მეორად ელექტრონულ გამოსხივებაში და რენდგენოსპექტრული ანალიზით.....	115
ნახ. 3.4.8 NiAl-მასიური ნანოკომპოზიტის მემ მიკროფოტოგრაფია.....	116
ნახ. 3.4.9 NiAl-მასიური ნანოკომპოზიტის მემ მიკროფოტოგრაფიები.....	117
ნახ. 3.4.10. TiAl-კომპოზიციის კომპოზიტის სტრუქტურა მეორად ელექტრონულ გამოსხივებაში და რენდგენოსპექტრული ანალიზით.....	118
ნახ.3.4.11. TiAlNi კომპოზიციის მემ მიკროფოტოგრაფიები: ა) და ბ) წისქვილში დამუშავებული ფხვნილი; გ) აფეთქებით თმს-კომპაქტირებული ნიმუში.....	119
ნახ. 3.4.12 TiNiAl-კომპოზიციის კომპოზიტის სტრუქტურა მეორად გაბნეულ ელექტრონულ გამოსხივებაში.....	120
ნახ. 3.4.13. ფოლადი 3- TiNiAl ფგმ. შეერთების ზონის (გარდამავალი ზონის) მიკროსტრუქტურა.....	121
ნახ. 3.4.14. გაგლინული TiAlNi კომპოზიტის მიკროსტრუქტურა.....	122
ნახ.3.4.15. მსხვილმარცვლოვანი საწყისი კომპონენტების დიფრაქტოგრამები.....	124
ნახ. 3.4.16. მექანიკურ შემრევში ჰომოგენიზირებული 50%Ti-50%Al ნარევის დიფრაქტოგრამა (Cu-K α)	125
ნახ. 3.4.17. Al ₅₀ Ni ₂₅ Ti ₂₅ -ის ფხვნილის დიფრაქტოგრამა 10 საათიანი პრეპარირების შემდეგ. კაზმის რენდგენომორფული მდგომარეობა.....	126
ნახ. 3.4.18. 50%Al- 50%Ti კაზმში 24 საათიანი დაფქვის დროს ფორმირებული ინტერმეტალიდი	126
ნახ. 3.4.19. 50%Al- 50%Ni კაზმში 24 საათიანი დაფქვის დროს ფორმირებული ალუმინადი.....	127
ნახ. 3.4.20. Al ₅₀ Ti ₅₀ კომპოზიციის კაზმის 10 საათიანი უწყვეტი რეჟიმით	

	ჰომოგენიზაციისა და ოპტიმალურ რეჟიმში მისი აფეთქებით ინიცირებული თმს-კომპაქტირებით მიღებული კომპოზიტის რენდგენოდიფრაქციული სურათი.....	128
ნახ. 3.4.21.	აფეთქებით თმს-კომპაქტირებული $Al_{50}Ni_{25}Ti_{25}$ კომპოზიტის ა) მიკროსტრუქტურა და ბ) დიფრაქტოგრამა.....	129
ნახ. 3.5.1	თბური აფეთქების რეჟიმში მიღებული TiAl-ის მიკროსტრუქტურა შესაბამისი რენდგენოსპექტრებით.....	134
ნახ. 3.5.2	თბური აფეთქების რეჟიმში მიღებული TiAl-ის მიკროსტრუქტურა შესაბამისი რენდგენოსპექტრებით	135
ნახ. 3.5.3.	თბური აფეთქებით მიღებული Ti_3Al ნიმუშების მიკროსტრუქტურები შესაბამისი რენდგენოსპექტრებით.....	136
ნახ. 3.5.4	თბური აფეთქებით მიღებული Ti_3Al ნიმუშების მიკროსტრუქტურა რენდგენოსპექტრით.....	137
ნახ. 3.6.1.	NiAl-ის ნანოკომპოზიტში სისალის განაწილება დიამეტრის გასწვრივ.....	139
ნახ. 3.6.2.	NiAl-ის ნანოკომპოზიტებში დრეკადობის მოდულის განაწილება დიამეტრის გასწვრივ.....	140
ნახ. 3.6.3.	Fe- TiAlNi ფგმ-ის მიკროსტრუქტურა შეერთების ზონაში მიკროსისალის ანაბეჭდებით.....	140
ნახ.3.6.4.	მიკროსისალებების განაწილება Fe-TiAlNi ფგმ-ის სხვადასხვა ფენებში.....	141
ნახ. 3.6.5	პლასტიკური დეფორმაციის გავლენა Ti_3Al , TiAl და $TiAl_3$ ნიმუშების სისაღეზე: 1-პლასტიკური დეფორმაციის გარეშე; 2. პლასტიკური დეფორმაციის პირობებში.....	143

დისერტაციაში გამოყენებული აბრევიატურები

ფნ- ფეთქებადი ნივთიერება

ათმსკ-აფეთქების დარტყმითი ტალღების ინიცირებით/თანხლებით

მიმდინარე თმს კომპაქტირების ტექნოლოგია

თმს-თვითგავრცელებადი მაღალტემპერატურული სინთეზი

ფგმ-ფუნქციონალურ გრადიენტული მასალა

ად-აფეთქებით დაწნეხვა

თარ-თბური აფეთქების რეჟიმი

მემ-მასკანირებელი ელექტრონული მიკროსკოპი

ფგმ-ფუნქციონალურ გრადიენტული მასალა

მადლიერება

უღრმესი მადლობა მინდა გადავუხადო:

ჩემს ხელმძღვანელებს, ფ.მ.მ.დ., პროფესორ აკაკი გიგინეიშვილს და ტ.მ.დ., პროფესორ გიორგი ონიაშვილს;

სსიპ ფერდინანდ თავაძის მეტალურგიისა და მასალათმცოდნეობის ინსტიტუტის დირექტორს საქ. მეცნიერებათა აკადემიის წევრ-კორესპონდენტს, პროფესორ გიორგი თავაძეს და თმს-ის ლაბორატორიის ყველა თანამშრომელს;

სსიპ გრიგოლ წულუკიძის სამთო ინსტიტუტის აფეთქების ტექნოლოგიების განყოფილების თანამშრომლებს აფეთქებით წნეხვის ექსპერიმენტების ჩატარებაში გაწეული დახმარებისთვის;

საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტის რექტორატს და ფიზიკის დეპარტამენტს ნაყოფიერი სასწავლო პროცესის ორგანიზებისთვის, სასარგებლო რჩევებისთვის, რეკომენდაციებისთვის და კვლევების განხორციელებაში აღმოჩენილი დახმარებისთვის;

საქართველოს სამეცნიერო-ტექნოლოგიური განვითარების ფონდს, მის აღმასრულებელ დირექტორს, ბატონ გიორგი ხოხობაშვილს და სამეცნიერო პროგრამების მენეჯერს, ქალბატონ ელენე გიორგაძეს ახალგაზრდა მეცნიერთა სამეცნიერო გრანტებით (NSS-08-07 და GTFPF 10-05) კვლევების დაფინანსებისთვის;

შოთა რუსთაველის ეროვნულ სამეცნიერო ფონდს, ახალგაზრდა მეცნიერთათვის საქართველოს პრეზიდენტის სამეცნიერო გრანტით დაფინანსებული კვლევებისთვის;

აშშ-ის ჯორჯიის უნივერსიტეტის მასალათმცოდნეობის სკოლის პროფესორს, ნარემ ტადანს და მისი განყოფილების თანამშრომლებს უახლესი მატერიალურ-ტექნიკური ბაზით უზრუნველყოფისთვის, კვლევების განხორციელებაში გაწეული დახმარებისა და სასარგებლო რჩევებისთვის.

შესავალი

ტექნიკური პროგრესი განუყოფელ, პირდაპირ კავშირშია ფიზიკური მასალათმცოდნეობის მიღწევებთან. სამოქალაქო თუ სამხედრო დანიშნულების ახალი კონკურენტუნარიანი პროდუქციის შექმნაზე მზარდი საბაზრო მოთხოვნები სულ უფრო აქტუალურს ხდის მოთხოვნას ახალი თაობის მასალებზე, რომელთა თვისებების მიმართ წაყენებული პირობები სულ უფრო მკაცრდება. მათ მოეთხოვებათ სხვადასხვა თვისებათა შეხამება/კომპლექსური გამოვლინება ექსპლოატაციის პროცესში, რაც ზოგიერთ შემთხვევაში წინააღმდეგობაშიც კი მოდის ტრადიციულ შეხედულებებთან/ახსნასთან მასალათა თვისებების შესახებ. აღნიშნული მდგომარეობა განაპირობებს მასალათმცოდნეობის/ახალი მასალების შექმნის მიმართულებით მსოფლიოს ყველაზე განვითარებულ თუ განვითარებად ქვეყნებში კვლევების ინტენსიფიკაციას, ამ სფეროში უაღრესად დიდი მატერიალური, ფინანსური და ინტელექტუალური რესურსების ხარჯვას და ახალი სამეცნიერო ცენტრების შექმნას. ბოლო ათწლეულების განმავლობაში განსაკუთრებული ყურადღება ექცევა ნანოტექნოლოგიების განვითარებას და ამ მიმართულებათა ფართო სპექტრში განსაკუთრებული ინტერესი გამოხატულია ნანომასალების შექმნის მიმართ [1-5]. როგორც სუფთა ნანომასალები, ასევე ნანოკომპოზიტები თავისი ფიზიკური და მექანიკური თვისებებით მნიშვნელოვნად განსხვავდებიან იგივე შედგენილობის მქონე მსხვილმარცვლოვანი სტრუქტურის მქონე მასალებისგან. უკვე საკმაოდ კარგად დასაბუთებული ფაქტია, რომ ზომის ეფექტი (მისი შემცირება ნანოზომებამდე), ერთ, ორ და სამგანზომილებიან სისტემებში მნიშვნელოვან გავლენას ახდენს მასალის თვისებებზე. ასეთი მასალების შემადგენელი ელემენტებს-მარცვლებს, მათ მოცულობასთან შეფარდებით დიდი ზედაპირის ფართი გააჩნიათ, რის გამოც თავიანთი თვისებებით ისინი ფუნდამენტურად განსხვავდებიან ჩვეულებრივი, არანანოგანზომილების, შედარებით მსხვილმარცვლოვანი მასალებისგან

[6,7]. მათ ახასიათებთ მნიშვნელოვნად მაღალი სისალე და ცვეთამედეგობა, გამოირჩევიან სიმტკიცისა და პლასტიკურობის იდეალური შეხამებით, ახასიათებთ სუპერპლასტიკურობა. იმ პირობებში, როდესაც მარცვლის ზომები ხილული სინათლის ტალღის სიგრძეზე ნაკლებია, მაშინ მასალებს გააჩნიათ სპეციფიკური ოპტიკური, ელექტრული, თერმოელექტრული, მაგნიტური და სხვა უნიკალური თვისებები [7,8,9]. პრაქტიკული დანიშნულებით გამოსაყენებლად მნიშვნელოვანია ასეთი თვისებების რეალიზაცია მასიურ ნიმუშებში, რაც უადრესად სასურველ, მაგრამ ძნელად განხორციელებად მიზანს წარმოადგენს. მაშასადამე, შეიძლება ითქვას, რომ მარცვლის ზომების შემცირება და დეფექტური სტრუქტურის კონტროლი წარმოადგენს იმ ძირითად გზას, რამაც შეიძლება მიგვიყვანოს უნიკალური თვისებების მქონე და იმავდროულად პრაქტიკული დანიშნულებისთვის გამოყენებადი მასიური ნანოსტრუქტურული მასალების მიღებამდე.

მასიური მასალების მიღების ერთ-ერთ ყველაზე უფრო გავრცელებულ მეთოდს წარმოადგენს ფხვნილიდან მათი ფორმირება-ფხვნილთა მეტალურგიის ტექნოლოგიებით [10]. იგი წარმოადგენს უნარჩუნო და სხვადასხვა რთული ფორმების დეტალების დასამზადებლად მეტად მოხერხებულ მეთოდს და დიდ შესაძლებლობებს იძლევა კომპოზიციური მასალების შესაქმნელად. ამ მეთოდით მიღებული მასალების სტრუქტურა მაღალი ტემპერატურებისა და სტატიკური წნევების ქვეშ წნეხვის პროცესში ყალიბდება და ამ ორ ტექნოლოგიურ პარამეტრთან ერთად უმნიშვნელოვანეს პარამეტრებს წარმოადგენენ საწყისი ფხვნილების ნაწილაკთა ზომები/გრანულომეტრიული შედგენილობა, სისუფთავე, ჰომოგენიზაციის ხარისხი, პლასტიფიკატორები და ა.შ. ნანოკრისტალური და ულტრადისპერსულმარცვლოვანი ფხვნილებიდან ამ მეთოდით მასიური ნანოსტრუქტურული მასალების მისაღებად გამოყენებას მნიშვნელოვნად ზღუდავს რიგი ტექნოლოგიური რეჟიმები. მათ შორის განსაკუთრებულად უარყოფით როლს თამაშობს მოთხოვნა პროცესის ხანგრძლივობაზე და მაღატემპერატურულ რეჟიმში წნეხვაზე. ნანოზომის

ნაწილაკები უაღრესად მგძნობიარენი არიან მაღალი ტემპერატურების მიმართ. ნაწილაკთა თავისუფალი ზედაპირების ფართის ზრდით გამოწვეული მათი ისედაც მაღალი ქიმიური აქტივობა კიდევ უფრო ეფექტურად ვლინდება, რაც იწვევს, როგორც მათ ზრდას, ზომის ეფექტის დაკარგვას და მსხვილმარცვლოვანი სტრუქტურის ფორმირებას, ასევე არასასურველი ფაზების და ინტერმეტალიდების ფორმირებასაც. ასეთი ფაქტორები კი ამცირებენ/ან საერთოდ გამორიცხავენ ნანოსტრუქტურებისთვის დამახასიათებელი თვისებების მქონე მასალების მიღების შესაძლებლობებს. წნეხვის ან/და შეცხოვის ტემპერატურის შემცირება და ტექნოლოგიური პროცესის განხორციელება დაბალ ტემპერატურებზე ვერ მოგვცემს სასურველ შედეგს. ვინაიდან, ამ პირობებში ნაწილაკთა შორის საერთო საზღვრების ჩამოყალიბება დიდი ზედაპირული სიმკვრივის გამო სრულყოფილი/რეგულარული არ არის, რაც გავლენას ახდენს კომპაქტ-ნიმუშების სიმკვრივეზე (ამცირებს მას) და მათ სიმკვრივისადმი/ ფორიანობისადმი მგძნობიარე თვისებებზე.

ცალკე აღნიშვნის ღირსია აგრეთვე ნანოფხვნილების მიღების რაციონალური, საწარმოო გამოყენებისათვის ადაპტური ტექნოლოგიის შერჩევა/შექმნა, რაც საშუალებას მოგვცემს ლაბორატორიული კვლევები და ნიმუშები გადატანილ/დანერგილ იქნას საწარმოო დონეზე.

ზემოაღნიშნული პრობლემების გადასაწყვეტად სადისერტაციო ნაშრომში დასახულ იქნა ორი ძირითადი ამოცანა: 1. დეტალურად შესწავლილიყო ტიტან-ნიკელ-ალუმინის სისტემაში მაღალენერგეტიკულ წისქვილში მექანიკური ლეგირებით და ჰომოგენიზაციით ნანოფხვნილების კაზმების მომზადების ტექნოლოგიური პროცესი. 2. დადგენილიყო მომზადებულ ნანოკაზმების აფეთქებით წნეხვის დროს დარტყმითი ტალღების ფრონტზე თვითგავრცელებადი მაღალტემპერატურული სინთეზის ინიცირების პირობები და სინთეზი-კომპაქტირების ერთ ტექნოლოგიურ ციკლში განხორციელების ოპტიმალური რეჟიმები.

სამუშაოს ექსპერიმენტული ნაწილი შესრულდა ფ. თავაძის მეტალურგიისა და მასალათმცოდნეობის ინსტიტუტის თმს ლაბორატორიაში და გ. წულუკიძის სამთო ინსტიტუტის მიწისქვეშა ასაფეთქებელ ბაზაზე ქ. თბილისში. მიღებული ნიმუშების სტრუქტურა, მექანიკური მახასიათებლები და ფორიანობა გამოკვლევულ იქნა საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტში და ჯორჯიის ტექნოლოგიურ ინსტიტუტში, ქ. ატლანტაში, აშშ.

1. ლიტერატურის მიმოხილვა

1.1 ახალი მასალების მიღების თანამედროვე მეთოდები

უწყვეტმა და პროგრესულად მზარდმა მოთხოვნამ ახალ მასალებზე, უზარმაზარმა ბაზარმა და დიდმა კონკურენციამ განაპირობა, როგორც სამეცნიერო-ტექნოლოგიური კვლევების ინტენსიფიკაცია, ასევე მათი მიღებისა და წარმოების ტექნოლოგიების დიდი სიმრავლე. ვინაიდან სამუშაოს თემატიკა ეხება მასიური ფუნქციონალური ნანოსტრუქტურული და ულტრადისპერსული მასალების მიღებას, ამ სიმრავლიდან განხილულია ის ტექნოლოგიები, რომლებიც მასიური ნამზადების მისაღებად გამოიყენება და გააჩნიათ პრაქტიკული გამოყენების პოტენციალი.

ფხვნილთა წნეხვა - წარმოადგენს ნაკეთობათა მიღების ერთ-ერთ ყველაზე უფრო ეკონომიკურად მომგებიან, უნარჩუნო და საკმაოდ უნივერსალურ, მოხერხებულ მეთოდს სხვადასხვა დანიშნულების საკონსტრუქციო, ლითონური, კერამიკული, მეტალო-კერამიკული და კომპოზიციური მასალების მისაღებად. იგი დაფუძნებულია ფხვნილოვანი მასალების შეცხოებაზე, მოითხოვს შედარებით ნაკლებ შუალედურ ოპერაციებს და გამოირჩევა მაღალი მწარმოებლურობით. ცნობილია ფხვნილთა მეტალურგიის მთელი რიგი ტრადიციული მეთოდები, ყველა მათგანისთვის, რომლებიც დაფუძნებულია წნევით ცხელ დამუშავებაზე, საერთოა წნეხვისა და შეცხოების პროცესის რეალიზაცია. თუმცა ამ მეთოდებს გააჩნიათ არსებითი განსხვავებებიც, რამდენადაც თითოეული მათგანის საბოლოო შედეგი დამოკიდებულია პლასტიკური დეფორმაციის ხარისხზე. განასხვავებენ ამ მეთოდთა ორ ჯგუფს: დინამიკურს და სტატიკურს. დინამიკურს მიეკუთვნება ტექნოლოგიები, რომლებშიც წამყვან ფაქტორს წარმოადგენს მაღალი სიჩქარით მიმდინარე პლასტიკური დეფორმაცია, ხოლო სტატიკურ მეთოდში დასაწნეხი ფხვნილი დაყოვნებულია წნევის ქვეშ საკმაოდ დიდი დროის განმავლობაში. წნეხვის

მეთოდების ასეთი დაყოფა შედარებით პირობითია, რადგან დინამიკური პროცესების დროს, არადომინანტური, მაგრამ გარკვეული წვლილი მიუძღვის დეფორმაციის დროით მდგენელს, ხოლო სტატიკური მეთოდის დროს დეფორმაციას ყოველთვის თან ახლავს დიდი სიჩქარით მიმდინარე გარდაქმნებიც. მეთოდების კლასიფიკაცია შეიძლება განხორციელდეს ასევე გამოყენებული მოწყობილობების, დატვირთვის ინტენსივობის, ენერგოტევადობის და დეფორმაციის სიჩქარის მიხედვითაც. მაგალითად: დინამიკური ცხელი წნეხვის სიჩქარე შემოსაზღვრულია რამდენიმე ათეული მეტრით წამში, მაშინ როდესაც აფეთქებით წნეხვის ხანგრძლივობა მილიწამებით განისაზღვრება. ამავე დროს, დინამიკური ცხელი წნეხვის დროს შესაძლოა განვითარდეს ექსტრუზიის ელემენტები, ხოლო მისი სიჩქარე მიუახლოვდეს ბგერის სიჩქარეს. დინამიკური ცხელი წნეხვის ხანგრძლივობა 5-7 რიგით განსხვავდება სტატიკურ პირობებში შეცხოების დროისგან, რაც საშუალებას იძლევა თავიდან იქნას აცილებული წნეხფორმის ძლიერი გადახურება. ეს კი შესაძლებლობას იძლევა კაზმის კონტეინერი დამზადდეს არაძვირადღირებული, კარგი პლასტიკური თვისებებით გამორჩეული საკონსტრუქციო მასალებისგან. ამ მეთოდის გამოყენებისას ფხვნილის კაზმის კუმშვა ხორციელდება მცირე/ან საშუალო წნევათა დიაპაზონში, ხოლო ფხვნილთა ნაწილაკების დეფორმაცია უნდა განხორციელდეს მოკლე დროის ინტერვალში. ამ მეთოდს ძირითადად იყენებენ ისეთი კომპოზიციების წნეხვისთვის, რომლის კომპონენტები პლასტიკური თვისებებით გამოირჩევიან.

სალი და კერამიკული მასალების წნეხვისთვის ფართოდ გამოიყენება ვაკუუმური ცხელი წნეხვის ტექნოლოგია. იგი მიმდინარეობს მეტად მაღალ ტემპერატურებზე და საჭიროებს საკმაოდ ძვირადღირებულ დანადგარ-მოწყობილობებს. ამასთანავე მოითხოვს ძვირადღირებულ წნეხფორმებს და მაღალენერგოტევადაც.

უკანასკნელ წლებში სწრაფი ტემპებით ვითარდება მასალების მიღების შედარებით ახალი ტექნოლოგიები, მათ შორის დისერტაციის

თემატიკიდან გამომდინარე ჩვენი განსაკუთრებული ინტერესის სფეროშია თვითგავრცელებადი მაღალტემპერატურული სინთეზი (თმს) და აფეთქებით ახალი მასალების მიღების ტექნოლოგიები (ატ). ამიტომ თვითგავრცელებადი მაღალტემპერატურული სინთეზი და აფეთქებით წნეხვა/სინთეზის ტექნოლოგიები განხილულ იქნება დეტალურად ცალკე პარაგრაფებში (იხ. §1.3 და §1.6).

სადისერტაციო ნაშრომში კვლევების ერთი ნაწილი შეეხება აფეთქებით კომპაქტირების დროს მცირენახშირბადიანი ფოლადისა და ტიტან-ალუმინ-ნიკელის ულტრადისპერსულმაცვლოვანი და ნანოსტრუქტურული მონოლითის შედუღებით ფუნქციონალურ-გრადიენტული მასალის (ფგმ) მიღებას. ამიტომ ფგმ-ების თვისებებს დავუთმობთ მეტი ყურადღება.

ფუნქციონალურ გრადიენტული მასალები წარმოადგენენ შენადნობებს, რომლებიც შედგებიან ლითონთა სალი ნაერთების (ბორიდები, კარბიდები) მარცვლებისგან, რომლებიც ქმნიან მყარ უწყვეტ კარკასს და ასევე ლითონური შემკვრელი ფაზებისაგან, რომელიც განაწილებულია თანაბრად შენადნობის მთელ მოცულობაში. ასეთი შემადგენლობის წყალობით, ამ მასალებს გააჩნიათ როგორც სალი შენადნობების, ასევე ლითონებისთვის დამახასიათებელი ტიპური თვისებები: აქვთ მაღალი სისალე და დარტყმითი სიბლანტე [11-16].

წარმოდგენილ ნაშრომში შემოთავაზებულია მრავალფენიანი (მფ) ფგმ შექმნა, ერთ ან რამდენიმე ლითონური ზედაპირზე მჭიდრო კავშირით ფორმირებული მუშა ფენით. ფგმ მიღებულია დარტყმითი ტალღებით კუმშვის თანხლებით მიმდინარე/ან და დარტყმითი ტალღებით ინიცირებული თმს ტექნოლოგიით. სინთეზისათვის შერჩეულია Ti-Al-Ni სისტემის ორკომპონენტიანი (Ti-Al; Ni-Al) და სამკომპონენტიანი ფხვნილები. ზოგიერთ კომპოზიციაში გამოყენებულია აგრეთვე მცირე პროცენტული შემცველობით ბორი და ნახშირბადი, მაღალი სისალის ბორიდების და კარბიდული ფაზების წარმოსაქმნელად.

მიღებული ნიმუშების თვისებები განპირობებულია გრადიენტული ფენების სტრუქტურით, რომელთა ფორმირებაც მოხდა სინთეზის პროცესში. ფორმირებული მასალების ზედაპირულ მუშა ფენებს აქვთ მაღალი ცვეთამედეგობა, სისალე და იმავდროულად დრეკადობისა და მექანიკური თვისებების სასურველი მახასიათებლები როგორც ერთ სრულ პროდუქტს მთლიანობაში. შესაბამისად, ნიმუშებს აქვთ მაღალი დარტყმითი სიბლანტის მახასიათებლები. დარტყმითი ტალღების თანხლებით მიმდინარე/ან დარტყმითი ტალღებით ინიცირებული თმს ტექნოლოგიით ფგმ მიღების მთავარი იდეა მდგომარეობს იმაში, რომ საწყისი ნიმუში შედგება ორი ან მეტი ფენისაგან, რომელთა შორის ზოგიერთი იქნება რეაქტიული, ხოლო დანარჩენი ინერტული – ლითონური ან ინტერმეტალური. ტექნოლოგიურ პროცესში მაღალეფოთერმულ სისტემაში მიმდინარე რეაქციის დროს ფორმირებული ნაერთები დარტყმითი ტალღებით კუმშვის შედეგად წარმოქმნიან საერთო საზღვრებს ლითონურ ზედაპირებთან გარდამავალი შუალედური ზონის ფორმირებით, რაც განაპირობებს მეზობელ ფენებს შორის თვისებათა მდორე გადასვლას და შესაბამისად მასალის მაღალ საექსპლოატაციო თვისებებს.

1.2 ნანომასალები და მათი მიღების ტექნოლოგიები

ნანომასალების დეფინიციის თვალსაზრისით სხვადასხვა მკვლევართა და სამეცნიერო ცენტრებს შორის განსხვავებულმა შეხედულებებმა გამოიწვია დიდი დისკუსია და საერთაშორისო დონეზე აღნიშნული საკითხის განხილვა. 2011 წლის 11 ოქტომბერს ევროკომისიამ მოიწონა ნანომასალების დეფინიციასთან დაკავშირებული რეკომენდაციები. ამ რეკომენდაციების თანახმად ნანომასალებად ჩაითვლება: ნატურალური, შემთხვევითი ან შექმნილი/დამზადებული მასალა სეპარირებულ, აგლომერირებულ ან მყარ მდგომარეობაში, სადაც

ნაწილაკთა/ან მარცვლების 50% -ზე მეტი რაოდენობით ერთ, ორ ან სამივე განზომილებაში წარმოდგენილია (1-100)ნმ-ის ფარგლებში. სპეციფიკურ შემთხვევებში, როდესაც საქმე ეხება გარემოს დაცვას, ჯანდაცვას და რისკებს, 50%-იანი შეზღუდვა მოხსნილია და დიაპაზონი განსაზღვრულია 1-50% ინტერვალით [17]. ზემოაღნიშნული დეფინიციის საფუძველზე გაკეთებული რანჟირებით განასხვავებენ დისკრეტულ (კვანტური წერტილები), ერთგანზომილებიან (ნანომაფები), ორგანზომილებიან (ნანოფირები) და სამგანზომილებიან (ნანონაწილაკები, ნანომარცვლოვანი სტრუქტურის) ნანომასალებს.

ნანოტექნოლოგიის საფუძველს წარმოადგენს ზემოაღნიშნულ მასშტაბებში ნანონაწილაკების/ნანოფხვნილების ფორმირება/მიღება. აქედან გამომდინარე და იმ გარემოების გათვალისწინებით, რომ სადისერტაციო ნაშრომი ეძღვნება ულტრადისპერსული, ამორფული და ნანოფხვნილების ბაზაზე მასიური ულტრადისპერსულმარცვლოვანი და ნანოსტრუქტურული მასალების მიღებას, წინამდებარე პარაგრაფში ძირითადი აქცენტი გაკეთებულია ულტრადისპერსული/ნანონაწილაკებისა და მასიური ნანოკომპოზიტების მიღების ტექნოლოგიებზე.

ულტრადისპერსული/ნანო ფხვნილების მიღების ტექნოლოგიები:

არსებობს ულტრადისპერსული/ნანონაწილაკების მიღების რამდენიმე გავრცელებული მეთოდი. ყველა მათგანის მიზანს წარმოადგენს ნაწილაკთა ზომების შემცირება. ისინი პირობითად შეიძლება დაიყოს სამ ძირითად ჯგუფად: ფიზიკური (აორთქლება-კონდენსაცია, ნაპერწკლურ პლაზმური სინთეზი, პლაზმური გაფრქვევა და ა.შ.), მექანიკური (დაფქვა, დაქუცმაცება, სედიმენტაცია,) და ქიმიური (ჟანგვა-აღდგენა, მარილების ღლობა, პიროლიზი და ა.შ.). თითოეულ ჯგუფს გააჩნია როგორც უპირატესი, ასევე ნაკლოვანი მხარეები. ერთ-ერთ მთავარ სირთულეს წარმოადგენს ფხვნილების ნაწილაკთა ზომების დიდი გაბნევა, რთულია განზომილების მცირე ინტერვალში ფრაგმენტირებული ნაწილაკების ფორმირება. მეორე ფაქტორი, რომელიც მთავარ დამაბრკოლებელ გარემოებას წარმოადგენს, დაკავშირებულია ნაწილაკთა ზომის შემცირების

პარალელურად ფიზიკურ-ქიმიურ თვისებების მკვეთრ ცვლილებებთან. ნაწილაკის შემადგენელ ატომთა შორის ზედაპირული ატომების ფარდობითი წილის მკვეთრი ზრდა განაპირობებს ზედაპირული ენერჯის მნიშვნელოვან ზრდას, და როგორც, შედეგი მათ გაზრდილ ქიმიური აქტივობას, რითაც ისინი უახლოვდებიან საწვავ და ფეთქებად ნივთიერებებს. მათი ქიმიური არამდგრადობა კი აძნელებს, და ზოგ შემთხვევაში შეუძლებელს ხდის, მათ პრეპარირებას. აღნიშნული „ტრადიციული“ მეთოდები პრაქტიკულად გამოუსადეგარია პოლიმერების, პიგმენტების და პლასტიკური მასალების დასამუშავებლად, ვინაიდან მაღალი წნევების/დატვირთვებისა და ტემპერატურის პირობებში ადგილი აქვს ფიზიკური დეგრადაციის პროცესებს.

პლაზმური ტექნოლოგია წარმოადგენს ნანოფხვნილების მიღების ერთ-ერთ მოხერხებულ მეთოდს. იგი საშუალებას იძლევა მიღწეულ იქნას ერთდროულად მაღალტემპერატურული და სწრაფი გადაციების რეჟიმი. ასეთი ტექნოლოგიით მიღებული ფხვნილის ნაწილაკთა ზომებში განსხვავება არ არის დიდი და ამასთან იგი კარგი საშუალებაა მიღებულ იქნას მაღალი სისუფთავის ულტრადისპერსული მასალები [18]. ამ პირობებში ძირითადად ფორმირდება სფერული მორფოლოგიის და სრულყოფილი კრისტალური სტრუქტურის ნაწილაკები. ამ მეთოდს უპირატესად იყენებენ კერამიკული და ლითონკერამიკული ფხვნილების მისაღებად.

ნანოგანზომილების ფხვნილების მისაღებად ასევე ფართოდ გამოიყენება ორთქლის ფაზიდან კონდენსაციის მეთოდი. მაღალი სისუფთავის, არააგლომერირებული მასალების მიღებისთვის იყენებენ სამიზნე მასალის ელექტრონებით ბომბარდირებას ვაკუუმში ან ინერტულ გარემოში, რაც განაპირობებს მყარი, მსხვილმარცვლოვანი მასალის აორთქლებას. მისი თანამდევი კონდენსაციით მიიღება ულტრადისპერსული (და/ან ნანოგანზომილების) ნაწილაკები [19].

მასიური ნანომასალები/ნანოკომპოზიტები და მათი მიღების
ტექნოლოგიები

ნანოკომპოზიტების თვისებები ფუნდამენტურად განსხვავდება ტრადიციული გზით მიღებული იგივე შედგენილობის კომპოზიციური მასალებისგან. განსხვავების მთავარ განმსაზღვრელ ფაქტორს წარმოადგენს ნანომარცვლების თავისუფალი ზედაპირის ფართისა და მოცულობის ფარდობითი მახასიათებლის ექსტრემალურად მაღალი მნიშვნელობა. ნანოჩანართები შესაძლოა წარმოადგენილი იყოს ნანომარცვლების, ნანონაწილაკების, ნანობოჭკოების/ნანომაფების სახით. ჩვენ განვიხილავთ ისეთ მასიურ ნანოკომპოზიტებს, რომელთა სტრუქტურა სრულად ან ნაწილობრივ ფორმირებულია ულტრადისპერსული/ნანო მარცვლებით.

მასიური ნანომასალების მიღების ერთ-ერთ გავრცელებულ მეთოდს წარმოადგენს ფხვნილების შეცხოვა ვაკუუმში, ან ინერტულ გარემოში. ამ მეთოდის მთავარ შემზღუდავ ფაქტორებს წარმოადგენენ შეცხოვის ხანგრძლივობა და მაღალი ტემპერატურა. ორივე პარამეტრი უარყოფითად მოქმედებს ულტრადისპერსული სტრუქტურის შენახვაზე/ფორმირებაზე. ხანგრძლივად და მაღალი სიჩქარით მიმდინარე დიფუზიური პროცესები იწვევს მარცვლის ზომების ინტენსიურ ზრდას, რის შედეგად მარცვლის ნანოზომით განპირობებული ეფექტები ქრება (ან მნიშვნელოვნად სუსტდება). ბოლო წლებში მარცვლის ზრდის შესაზღუდად იყენებენ სხვადასხვა დოპანტებს, ინჰიბიტორებს [20], თუმცა ამ დროს წვრილმარცვლოვანი სტრუქტურის მიღწევა ხდება მისი მინარევებით დაბინძურების ხარჯზე, რაც თავის მხრივ აუარესებს სისუფთავეზე დამოკიდებულ თვისებებს.

მასიური ნანოკომპოზიტების მიღებაში ზემოაღნიშნული ნაკლოვანებების თავიდან ასაცილებლად იაპონელი მეცნიერების მიერ შეიქმნა ნაპერწკლურ-პლაზმური ტექნოლოგია [21], რომელმაც შემდგომი გამოყენება, განვითარება და სრულყოფა ჰპოვა ნანოტექნოლოგიების კვლევებით დაკავებულ მსოფლიოს მრავალ სამეცნიერო ცენტრში [22]. ეს

მეთოდი თავსებადია მხოლოდ რამდენიმე მილიმეტრამდე ზომის ნანოკომპოზიტების მისაღებად, რაც მნიშვნელოვნად ზღუდავს მათი პრაქტიკული გამოყენების არეს და ამცირებს ინტერესს აღნიშნული ტექნოლოგიის მიმართ. ამ მეთოდით მიღებული კომპოზიტები ძირითადად გამოიყენება როგორც „საკონსტრუქციო“ მასალა/ელემენტები დიდი ზომის ნიმუშის „ასაკრებად“.

მაღალი სისუფთავის ნანოკომპოზიტების მიღების ერთ-ერთ მოხერხებულ მეთოდს წარმოადგენს თვითგავრცელებადი მაღალტემპერატურული სინთეზი-კომპაქტირების ტექნოლოგია [23]. ეს ტექნოლოგია არ არის უნივერსალური და გამოყენებადია მხოლოდ მაღალეგზოთერმულ სისტემებში/კაზმებში. მის მთავარ ნაკლს წარმოადგენს შეზღუდვები მასიური ნიმუშის მიღების შესაძლებლობებში. ვინაიდან ეს მეთოდი წარმოადგენს სადისერტაციო ნაშრომში შემოთავაზებული ჰიბრიდული ტექნოლოგიის ერთ-ერთ შემადგენელ ნაწილს იგი დეტალურად არის განხილული მომდევნო პარაგრაფში.

1.3 თვითგავრცელებადი მაღალტემპერატურული სინთეზი

კომპოზიციური და ინტერმეტალური მასალების მიღების ერთ-ერთ მოხერხებულ ტექნოლოგიას წარმოადგენს თვითგავრცელებადი მაღალტემპერატურული სინთეზი (თმს). თმს არის პროცესი, რომლის დროსაც კონდენსირებული ფაზის შემადგენლობის ფორმირება ხორციელდება მდგრად რეჟიმში მიმდინარე თვითგავრცელებადი ეგზოთერმული ქიმიური რეაქციის ხარჯზე. ეს მეთოდი დამყარებულია ეგზოთერმული სისტემის ფხვნილების წვაზე. სინთეზის პირობები ძალიან ახლოსაა ექსტრემალურთან. ნიმუშები/ნაკეთობები ფორმირდება თმს პროცესში და გააჩნია თითქმის იგივე ფიზიკური და ქიმიური თვისებები, როგორც ტრადიციული ტექნოლოგიებით მიღებულ მათ ანალოგებს. უფრო მეტიც, რეაქციის პირობებისაგან დამოკიდებულებით მათ შესაძლოა გააჩნდეთ გაცილებით უკეთესი ფიზიკო-მექანიკური თვისებები,

გაზრდილი ქიმიური და თერმული მდგრადობა, მაღალი აბრაზიულობა, სინთეზირების უკეთესი უნარი, კარგი დიელექტრული თვისებები და ა. შ. თმს ტექნოლოგიათა უმრავლესი ფორმები ძირითადად არის უნარჩენო, შესაბამისად ეკოლოგიურად უსაფრთხო და მაღალმწარმოებლური. ეს ტექნოლოგია ძალიან სწრაფად ვითარდება და ინერგება ისეთ ქვეყნებში, როგორცაა აშშ, ჩინეთი, იაპონია, საფრანგეთი და ა.შ.

თმს ტექნოლოგიის გამორჩეულ უპირატესობებს სხვა ტექნოლოგიებთან შედარებით წარმოადგენს საბოლოო პროდუქტის სისუფთავე, დაბალი ენერგოტევადობა და საჭირო ტექნოლოგიური მოწყობილობის სიმარტივე. თმს მეტად მოსახერხებელია ერთფაზიანი კომპოზიტების მისაღებად. სწრაფად მიმდინარე წვის რეაქციის შედეგად სინთეზის პროცესში ფორმირებული პროდუქტის ელემენტური შედგენილობა პრაქტიკულად უცვლელი რჩება [23-29].

თმს ტექნოლოგიის განვითარებაში დიდი წვლილი მიუძღვით აკადემიკოს მერჟანოვს, პროფესორებს ბოროვინსკაიას, იუხვიდს და სტეინბერგს. აშშ-ში არსებობს რამდენიმე წამყვანი სამეცნიერო ცენტრი, რომელთაც გააჩნიათ აღნიშნულ სფეროში NSF -ის, NASA-ს, ARO-ს და სხვა მძლავრი ფონდებისა და ორგანიზაციების მიერ დაფინანსებული და მიმდინარე სამეცნიერო პროექტები. აშშ-ში მოღვაწეობს თმს ტექნოლოგიების კვლევის სამი აღიარებული ლიდერი, მუნირი (კალიფორნიის უნივერსიტეტში), მატკოვსკი (ევანტოპი) და ჯ. მური (კოლორადოს სამთო სკოლაში). დიდი ინტენსივობით მიმდინარეობს კვლევები ამ მიმართულებით იაპონიის რიოკოკუს უნივერსიტეტში, სადაც მნიშვნელოვანი შედეგებია მიღებული ახალი კომპოზიციური მასალების შექმნაში პროფესორ კოიძუმის ხელმძღვანელობით. ჩინეთში აქტიურად მუშაობენ სამეცნიერო ჯგუფები ვონგის, ლის და იუანის ხელმძღვანელობით. თმს ტექნოლოგიით ახალი მაღალტექნოლოგიური მასალების მიღების ცნობილი მკვლევარები არიან აგრეთვე პროფ. ბერნარდი

(საფრანგეთი), გუტმანასი (ისრაელი), მიამოტო (იაპონია), კაო (იტალია), ლევაშოვი (რუსეთი) რაიჩენკო (უკრაინა) და ა.შ.

საქართველოში ამ ტექნოლოგიის ფუძემდებლები არიან და ამჟამადც აქტიურად მოღვაწეობენ საქართველოს მეცნიერებათა ეროვნული აკადემიის წევრ-კორესპონდენტი გ. თავაძე და პროფესორი გ. ონიაშვილი. ამ ტექნოლოგიის განვითარებაში შეტანილი წვლილისათვის მათი ხელმძღვანელობით ორჯერ აქვთ მიღებული საქართველოს სახელმწიფო პრემია. საქართველოში მიღებულია მასალების მთელი კლასი ცვეთამედეგი ნაერთების-B₄C, Ti-Al, Ni-Al, TiB₂, Al₂O₃, TiC, და სხვათა ბაზაზე [25,26,27,28].

თმს შენადნობები შედგებიან ინტერმეტალიდებისაგან (ისინი ქმნიან უწყვეტ კარკასს) და შემკვრელი ლითონური ფაზებისაგან (მაგ. ნიკელი, ტიტანი, ალუმინი), რომლებიც ერთგვაროვნად არიან განაწილებულნი მთელ მოცულობაში. შემადგენლობიდან გამომდინარე, მათ გააჩნიათ თვისებათა კომპლექსი: მაღალი სისალე, პლასტიკურობა და დრეკადობის მოდული. თმს ტექნოლოგიამ ფართო გამოყენება ჰპოვა ფუნქციონალურ გრადიენტული მასალების მისაღებად (ფგმ).

თმს ფგმ-ები წარმოადგენენ შენადნობებს, რომელთა ერთი ფენა წარმოადგენს სალ შენადნობს, ხოლო მეორე გაცილებით მაღალი პლასტიურობის მქონე მასალა (ფოლადები, ინტერმეტალიდები და სხვა). შემადგენლობიდან გამომდინარე, მათ გააჩნიათ როგორც ლითონური, ასევე კერამიკული მასალების თვისებათა კომპლექსი, შესაბამისად მაღალი სისალე, კარგი დრეკადობის მახასიათებლები და გაზრდილი დარტყმითი სიბლანტე. აქვე უნდა აღინიშნოს, რომ თმს ტექნოლოგია იძლევა საშუალებას მივიღოთ ორი ან მრავალფენიანი ფგმ.

თმს ტექნოლოგიით ფგმ-ების მიღების მთავარი იდეა მდგომარეობს იმაში, რომ ნიმუში შედგება მიმომუმ ორი ფენისგან. პირველი ფენა არის ეგზოთერმული სისტემისგან შემდგარი-რეაქტიული, ხოლო მეორე ინერტული –დამზადებული სუფთა ლითონის ან მათი

შენადნობისგან. თმს პროცესის ინიცირება ხდება პირველ ფენაში. რეაქციისას გამოყოფილი სითბოს ხარჯზე ხდება ლითონთან შეხების ზედაპირის ნაწილობრივი დნობა და მისი პირველ ფენასთან შეერთება და მყარდება უფრო ნაკეთობის წარმოქმნით. ასეთ მასალებს უწოდეს “სიგმა”, რაც ნიშნავს სინთეზირებულ გრადიენტულ მასალას. როგორც კვლევები ადასტურებს, “სიგმა”-ს ტიპის მასალები საინტერესო შედეგებს იძლევა, როდესაც ერთი ფენა სალია (90 HRA), ხოლო მეორე ლითონურია და პლასტიკური. მისი რღვევისათვის საჭირო ენერგია ამ დროს დაახლოებით 20-ჯერ მეტია მსგავსი ჰომოგენური მასალის და დაახლოებით 3-ჯერ მეტი ვიდრე ყველაზე მტკიცე მასალის რღვევისთვისაა საჭირო [27].

ერთ-ერთ საიმედო ტექნოლოგიად გვევლინება თმს+ კომპაქტირების ტექნოლოგია, როდესაც სინთეზის დროს ცხელი ნიმუში განიცდის დეფორმაციას მთელ მოცულობაში. ამ მეთოდის გამოყენებით სინთეზირებულია “სიგმა”-ს ტიპის სალი შენადნობების ფართო სპექტრი TiC, TiB₂, Cr₃C₂, TiNi- ის ბაზაზე.

Ti-Al-B – ის სისტემაში ტიტანის დიბორიდის სინთეზი აღწერილია ლუ-ს, ლაი-ს და ვონგის ნაშრომში [30]. ამ დროს წარმოქმნილ იქნა TiB₂ და TiAl ნაერთები, თუმცა ავტორთა განმარტებით Ti-ის და B-ის ინტენსიურ დიფუზიას ადგილი არ ჰქონდა. ეს სისტემა კვლევის საგანს წარმოადგენდა ასევე სხვა ავტორთა შრომებშიც [31], რომელიც თმს ტექნოლოგიით ფგმ-ების შექმნას და კვლევას უკავშირდებოდა, თუმცა აქაც აღწერილია გარკვეული შეზღუდვები შედეგების თვალსაზრისით.

ზემოაღნიშნული ანალიზის საფუძველზე შეგვიძლია გაკეთდეს დასკვნა, რომ თმს და მასში ინტეგრირებული ტექნოლოგიები ყოველთვის ვერ იძლევა სასურველ შედეგს. შექმნილი კომბინირებული ტექნოლოგიები, რომლებსაც გააჩნიათ დიდი მომავალი (ვინაიდან იგი საბოლოო პროდუქტს იძლევა ერთ ტექნოლოგიურ ციკლიში), ჯერჯერობით არ არის უნივერსალური.

კერძოდ, უპირატესობებთან ერთად თმს ტექნოლოგიას გააჩნია ნაკლოვანებებიც:

- სინთეზირებული პროდუქტის დამუშავების სირთულეები;
- კომპაქტირების მაღალი ტემპერატურა დაბალეგზოთერმული კომპოზიციებისათვის;
- რთული ფორმის ნიმუშების დამზადების შეუძლებლობა;
- თმს პროდუქტის ზომების შეზღუდულობა;
- გარდამავალ ზონის (შეერთების ზონის) ზომები და სტრუქტურული მრავალფეროვნება.

1.4 კონდენსირებული ფეთქებადი ნივთიერებები; დეტონაცია, აფეთქება, დარტყმითი ტალღები

ვინაიდან სადისერტაციო ნაშრომი ეძღვნება აფეთქებით წნეხვა-სინთეზის თემატიკას, ამიტომ დეტალურად განვიხილოთ აფეთქების პროცესები და კონდენსირებული ფეთქებადი ნივთიერებები, რომლებიც სამოქალაქო დანიშნულებით მაღალი სიმკვრივის ენერჯის მისაღებად გამოიყენება.

აფეთქების პროცესი განისაზღვრება როგორც – ფიზიკური ან ქიმიური სისტემის სწრაფი გარდაქმნა, რომელსაც თან სდევს მისი პოტენციური ენერჯის სწრაფი გარდაქმნა მექანიკურ მუშაობად [32].

აფეთქების დროს გამოყოფილი ენერჯია, გადადის მექანიკურ მუშაობაში, რომელსაც ასრულებენ აფეთქების მომენტში გამოყოფილი შეკუმშული აირები, ან შეკუმშული აირების გაფართოებისას მოძრაობაში მოყვანილი ჰაერის ფენები, რომლებიც აფეთქების მიდამოს ემიჯნებოდნენ. შეკუმშული აირების წარმოქმნის მაღალი სიჩქარე (დეტონაციის სიჩქარე) და დიდი წნევა (ათობით ათასი ატმოსფერო) განსაზღვრავენ აფეთქების ზემოქმედების დიდ შესაძლებლობებს [33]. გარდა ამისა, სწრაფად გაფართოებადი შეკუმშული აირები გარემოში იწვევენ შემფოთების ტალღას, რასაც დარტყმითი ტალღა ეწოდება. ეს უკანასკნელი წარმოადგენს წნევის, ტემპერატურისა და სიმკვრივის

ნახტომისებურ ცვლილებას, რომელიც გარემოში ვრცელდება ზებგერითი სიჩქარით. შეკუმშული აირების მიერ წარმოებულ წნევას და დარტყმით ტალღას შეუძლია გამოიწვიოს მნიშვნელოვანი ეფექტები დიდ მანძილებზეც კი, სადაც აფეთქების შედეგად გამოყოფილი გაზობრივი პროდუქტები უკვე არ იძლევიან შესაძენვე ეფექტს. გარკვეული დროის შემდეგ დარტყმითი ტალღა განტვირთვის შედეგად ტრანსფორმაციას განიცდის ბგერით ტალღად.

ნივთიერების ქიმიური გარდაქმნა აფეთქების ფორმით განპირობებულია სამი ფაქტორის არსებობით: დიდი სიჩქარით, აირების ან ორთქლის წარმოქმნით და სითბოს გამოყოფით. როგორც წესი, ასაფეთქებელი ნივთიერების ქიმიური გარდაქმნა მიმდინარეობს საწვავი ელემენტების – ნახშირბადისა და წყალბადის დაჟანგვის რეაქციის ხარჯზე, რასაც ადგილი აქვს ზემოთმოყვანილ რეაქციაში. ამიტომ აფეთქების დროს რეაქციის სიჩქარის როლის შეფასებისა და განხილვისას მიზანშეწონილია ამ უკანასკნელის შედარება დაჟანგვის სხვა რეაქციებთან: ლპობა, ბჟუტვა და წვა. ყველა ამ სამივე რეაქციის დროს აგრეთვე წარმოიქმნება აირები და გამოიყოფა სითბო. თუმცა სიჩქარის მიხედვით ეს რეაქციები განსხვავდებიან ერთმანეთისაგან, შესაბამისად მკვეთრად განსხვავდება ყოველი მათგანის შედეგებიც. აფეთქების რეაქცია სწრაფად მიმდინარეობს (მისი გავრცელების სიჩქარე, როგორც წესი, ტოლია ათასობით მეტრი/წამში), მაშინ როცა სხვა რეაქციები მიმდინარეობენ შეუდარებლად დაბალი სიჩქარით.

ქიმიური აფეთქების ერთ-ერთ უმნიშვნელოვანეს პირობას წარმოადგენს რეაქციის ეგზოთერმულობა. სითბოს გამოყოფა უზრუნველყოფს აფეთქების დროს გამოყოფილი და აფეთქებამდე მიდამოში არსებული აირების გადახურებას, რაც მაღალი წნევის წარმოქმნას იწვევს (იგი უმთავრესად იქმნება აირების გადახურების შედეგად ტემპერატურის გაზრდის ხარჯზე).

ფეთქი ნივთიერებები გვხვდება სამივე აგრეგატული მდგომარეობის სახით. დიდი პოტენციური ენერჯის, მუშაობის შესრულების მაღალი უნარის, გამოყოფილი ენერჯის დიდი სიმკვრივის გამო განსკუთრებულ ყურადღებას იქცევენ მძლავრი ფეთქებადი ნივთიერების სახეობები, რომლებიც შესაძლებელია გამოყენებულ იქნენ, როგორც სასარგებლო მუშაობის შესასრულებლად, ასევე დივერსიული მიზნებისათვის. ჩვეულებისამებრ ძლიერი ფეთქი ნივთიერებები (ფ.ნ.) დანიშნულების მიხედვით იყოფიან ორ ძირითად კატეგორიად: პირველად (მაინიცირებელი) და მეორად (ბრიზანტული) ფეთქ ნივთიერებებად [34]. მაინიცირებელი ფეთქი ნივთიერებები განსაკუთრებით მგრძობიარეა და ადვილად დეტონირდებიან სხვადასხვა გარე ზემოქმედებისას. მყარი ფ.ნ. არსებობენ დაუწნეხავი ფხვნილის, თავისუფლად ნაყარი გრანულირებული მასების ან ნაწნები ფხვნილის სახით.

არსებობს მყარი ასაფეთქებელი ნარეგების ფართე ასორტიმენტი, რომლებიც გამოიყენება როგორც სამოქალაქო მიზნებისთვის, ასევე სამხედრო დანიშნულებით. იმის მიხედვით, თუ როგორი ქიმიური ნაერთები შედიან მათ შემადგენლობაში, ეს ნარეგები დაიყოფა შესაბამის ქვეჯგუფებად, რომელთაგანაც ყველაზე მნიშვნელოვანია ამონიუმის გვარჯილის შემცველი ფეთქებადი ნარეგები, ანუ ამონიტები. ამ ჯგუფის ძირითად კომპონენტად ითვლება ამონიუმის გვარჯილა NH_4NO_3 , მისი შემცველობა სხვადასხვა ჯგუფში მერყეობს 40%–დან 95%–მდე. საწვავი კომპონენტების სახით გამოიყენებიან სხვადასხვა ნიტროარომატული ასაფეთქებელი შენაერთები (ტროტილი, დინიტრობენზოლი და სხვა) რომლებიც მცირე რაოდენობით შეცავენ ჟანგბადს.

ყველაზე ფართო გამოყენება სამოქალაქო დანიშნულებით გამოსაყენებლად ჰპოვა არომატული რიგის ნიტრო შენაერთმა-ტროტილმა (ტრინიტროტოლოლი- $\text{C}_6\text{H}_2(\text{NO}_2)_3\text{CH}_3$), არა არომატული

ნიტრო ნაერთებიდან ფართოდ გამოიყენება ჰექსოგენი (ტრიმეთილენტრინიტრამინი- $C_3H_6O_6N_6$). ამ ჯგუფს მიეკუთვნება აგრეთვე ნიტროგუანიდი ($HN=C$), ტეტრანიტრომეთანი- $C(NO_2)_4$. განსაკუთრებით მაღალი სიმკვრივის ენერჯის მისაღებად ხშირად იყენებენ ასაფეთქებელ ნარევებს (ამონიტებს, ტროტილის და ჰექსოგენის შენადნობს), და დინამიტებს [35].

სატყორცნი ფ.ნ., დენტები და სარაკეტო საწვავი

დენთი გამოიყენება ხშირ შემთხვევაში სატყორცნი მიზნებისათვის. მათთვის დამახასიათებელია მაღალი სიჩქარით წვა. ისინი იყოფიან ორ ძირითად ჯგუფად:

- 1) დენტები– მექანიკური ნარევები;
- 2) ნიტროცელულოზის დენთი ანუ უკვამლო დენთი.

პირველი ჯგუფის წარმოდგენილია უკვამლო დენთი რომელიც შედგება 75% კალიუმის გვარჯილისაგან, 15% ხის ნახშირისაგან და 10% გოგირდისაგან.

ნიტროცელულოზის დენთი თავის მხრივ იყოფა რამოდენიმე ჯგუფად:

ა) დენთი აქროლადი გამხსნელის ბაზაზე ანუ პიროქსილინის დენთი, რომელიც შეიცავს 98% პიროქსილენს, ეთილის სპირტის გამხსნელს დიფენამილენს და წყლის ორთქლს;

ბ) დენთი ძნელად აქროლადი გამხსნელის ბაზაზე ანუ პიროქსილინის დენთი, რომელშიც განმზავებელს წარმოადგენს ნიტროგლიცერინი, ნიტროდიგლიკოლი და სხვა. ალისტიდები შეცავენ 40%–მდე ნიტროგლიცერინს და ასევე 1,5%–მდე აცეტონს (გამხსნელების დანამატის სახით) და სხვა დანამატებს;

გ) დენტები აქროლადი გამხსნელის ბაზაზე, სადაც პლასტიფიკატორებად გამოყენებულია ისეთი ფეთქებადი ნივთიერებები როგორც არის ტროტილი, ნიტროტოლუოლი და სხვა;

იმისათვის, რომ გავერკვეთ დარტყმითი ტალღების აღძვრის პირობებში, განვიხილოთ დგუშის სწრაფი გადაადგილება ცილინდრში (ნახ. 1.4.1). თუ დგუშის გადაადგილების სიჩქარე ნაკლები იქნება დაბრკოლებაში (ამ შემთხვევაში ჰაერში) ბგერის სიჩქარეზე, მაშინ დგუშის მოძრაობით შემფოთებული ნივთიერების მოლეკულები, ამ მოძრაობით გამოწვეულ შემფოთებას გადასცემენ ნივთიერების სხვა ნაწილებსაც რისი წყალობითაც წნევა ცილინდრში თანდათანობით გაიზრდება. თუ დგუშის გადაადგილების სიჩქარე დაბრკოლებაში ბგერის გავრცელების სიჩქარეზე მეტია, მაშინ მისი მეზობელი ნაწილაკები ვერ აღიქვამენ შემფოთებას და ცილინდრში დგუშის წინ საწყისი, შეუშფოთავი ნივთიერების ნაცვლად წარმოიქმნება წნევის ნახტომი (მაღალი ხარისხით შეკუმშული ნივთიერებისაგან). ნივთიერების შემფოთებულ და შეუშფოთავ ნივთიერებებს შორის მყარდება მკვეთრი ზღვარი, რომელსაც დარტყმითი ტალღის ფრონტს უწოდებენ.

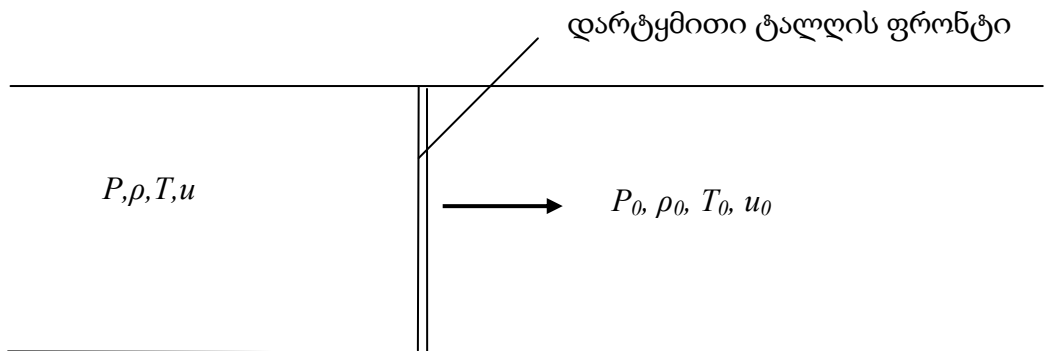
აღწერილი პროცესი წარმოადგენს კანონზომიერ მოვლენას და ექვემდებარება ნიუტონის მოძრაობისა და მექანიკის შენახვის კანონებს. კერძოდ, მასის, იმპულსის და ენერჯის შენახვის კანონები გვაძლევს:

$$\rho(U - u) = \rho_0 U; P - P_0 = \rho_0 u U$$

$$E - E_0 = \frac{1}{2}(P + P_0) \left(\frac{1}{\rho_0} - \frac{1}{\rho} \right)$$

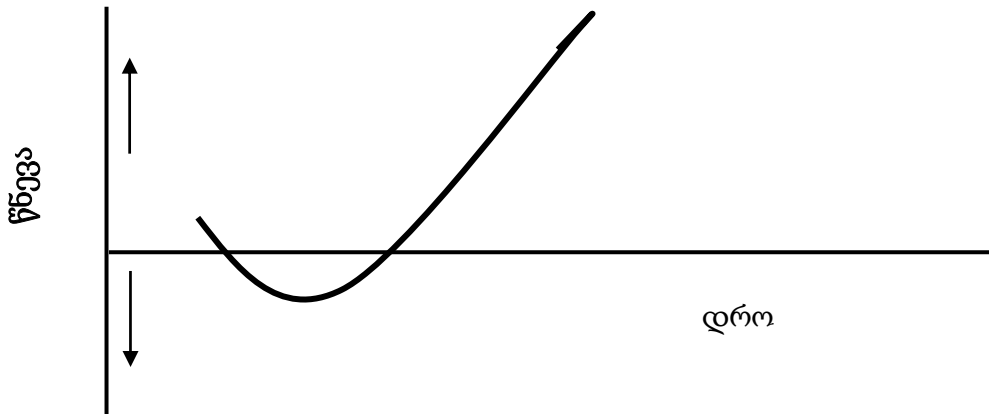
სადაც, U – დარტყმითი ტალღის ფრონტის მოძრაობის სიჩქარეა; u – ნაწილაკების გადატანითი მოძრაობის სიჩქარე. ρ_0 და ρ შესაბამისად გარემოს სიმკვრივე ფრონტის წინ და მის უკან, E და E_0 გარემოს შინაგანი ენერჯია მნიშვნელობა შეკუმშვის წინ და შეკუმშვის შემდეგ. რეალურად, ასეთი გამარტივებული და იდეალიზებული პროცესი პრაქტიკაში არ გვხვდება. ცხადია, რომ რეალურად დგუში მოძრაობს არათანაბრად, დარტყმითი ტალღის უკუქმედებით დგუშის დამუხრუჭება და გაჩერება ამცირებს წნევას დარტყმითი ფრონტის უკან, რადგან წნევის ზრდა/შენარჩუნება აღარ არის უზრუნველყოფილი

დგუმის დაჭირხვნიტ/მოძრაობით. დგუმის გაჩერება სწრაფ გავლენას ახდენს პროცესზე, რადგან ზგერის გავრცელების სიჩქარე მაღალტემპერატურულ და შეკუმშულ გარემოში ყოველთვის მეტია, ვიდრე ნორმალურ პირობებში.



ნახ. 1.4.1 დარტყმითი ტალღით გამოყოფილ ორ გარემოში მდგომარეობის პარამეტრების განაწილება

ნახ. 1.4.2-ზე ნაჩვენებია დარტყმითი ტალღის პროფილი. რეალური ტალღისათვის მოძრაობის დაწყებიდან დროის გარკვეული დროის შემდეგ. წნევა ნახტომისებურად იზრდება მაქსიმალურ მნიშვნელობამდე, რის შემდეგაც იგი სწრაფად იწყებს განტვირთვას, იცვლის ნიშანს და ხდება უარყოფითი. დარტყმითი ტალღის მნიშვნელოვან მახასიათებელ პარამეტრს წარმოადგენს დადებით ფაზაში მისი იმპულსი. საკითხის შესწავლის დროს ზოგჯერ სასურველია განვიხილოთ ფიქსირებულ კოორდინატში წნევის ცვლილება დროში, ხოლო ზოგად შემთხვევებში უფრო სასარგებლოა განვიხილოთ წნევის ცვლილება ნიშუშში დროში ან/და წნევის ცვლილება დროის დისკრეტულ მონაკვეთში. გარემოში დარტყმითი ტალღის გადადგილებასთან ერთად წნევის პროფილი განუხრელად იცვლება, რადგან სისტემას დამატებით ენერგია არ მიეწოდება, ხოლო ენერგია შთაინთქმება გარემოს შეკუმშვის პროცესში.



ნახ. 1.4.2 დარტყმითი ტალღის რეალური პროფილი

ფეთქი მასალების გამოყენება მაღალი სიმკვრივის ენერჯის მიღების მიზნით მასალების დამუშავებისა და მათზე მოთხოვნილების ზრდასთან ერთად ინტენსიურად ფართოვდება. აფეთქების ტექნოლოგიების სრულყოფასთან ერთად თანდათან ფართოვდება მათი გამოყენების არეალი. თანამედროვე მძლავრი საწარმოები ფლობენ აფეთქების კამერებს, რომლებშიც აფეთქების მძლავრი ენერჯია ამა თუ იმ მიზნით გამოიყენება.

მასალათა დამუშავებაში ცნობილია ფეთქებადი ნივთიერებების გამოყენება შემდეგი ძირითადი მიზნებით: ლითონთა და შენადნობთა აფეთქებით ფორმირება; აფეთქებით შედუღება; ზედაპირული განმტკიცება; ჭრა; გრავირება; დაკალიბრება; ფხვნილების წნეხვა; ახალი მასალების სინთეზი;

დასამუშავებელი მასალისა და ფეთქებადი ნივთიერებების ურთიერთმდებარეობის მიხედვით მათი გამოყენების ოპერაციები შესაძლოა დაიყოს ორ ძირითად კატეგორიად: ა) კონტაქტური ოპერაციები, როდესაც ფეთქებადი ნივთიერების მუხტი უშუალო კონტაქტშია მასალის ზედაპირთან და ბ) დისტანციური ოპერაციები - მუხტი მასალის ზედაპირიდან დაშორებულია ენერჯის გადაცემა ხორციელდება შუალედური გარემოს მეშვეობით

1.5 დარტყმითი ტალღების აღბერის და გავრცელების კანონზომიერებები; ფეთქებადი ნივთიერებისა და დასამუშავებელი ობიექტის კონტაქტური ოპერაციის სახეები

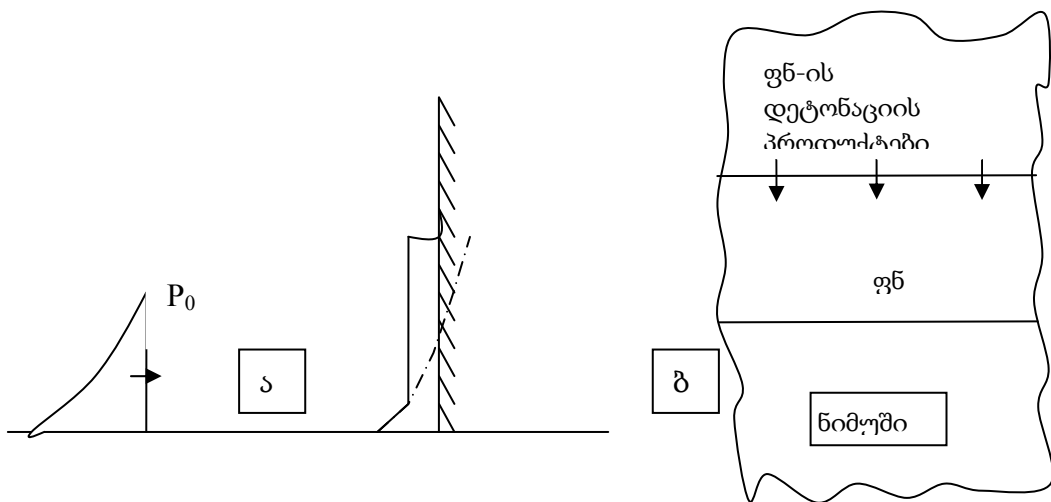
მასალების აფეთქებით დამუშავების ოპერაციების უმრავლეს შემთხვევაში ასაფეთქებელი ნივთიერების მუხტის დეტონაცია ხდება უშუალოდ ნიმუშთან კონტაქტში, ამასთან აფეთქებით გენერირებული მძლავრი დატვირთვები ქმნიან ნიმუშში დამაბულობებს, რომლებიც თავის ეფექტებს და კვალს ტოვებენ ნიმუშზე და გარემომცველ ობიექტებზე [36, 37]. აფეთქების პროდუქტებისა და ნიმუშის ურთიერთქმედება, ნიმუშში დამაბულობის გავრცელება და საბოლოო შედეგი მრავალფაქტორიანია და ყოველ კონკრეტულ შემთხვევაში საჭიროებს მეცნიერულ ანალიზს..

აფეთქებით წარმოქმნილი წნევები, დროის ძალიან მცირე მონაკვეთში, რამდენიმე მილიწამის განმავლობაში მოქმედებენ. მათი ზემოქმედებით ნიმუშში წარმოიქმნება დამაბულობის ვექტორები, რომელთა განაწილება დამოკიდებულია აფეთქების/დეტონაციის პროდუქტების გადაადგილებაზე და მჭიდრო კავშირშია, როგორც მასალის ასევე ასაფეთქებელი ნივთიერების ფიზიკურ-ქიმიურ თვისებებთან, მათ ურთიერთმდებარეობასთან, გეომეტრიასთან და ყოველი ფაქტორი ექვემდებარება სპეციალურ შესწავლას.

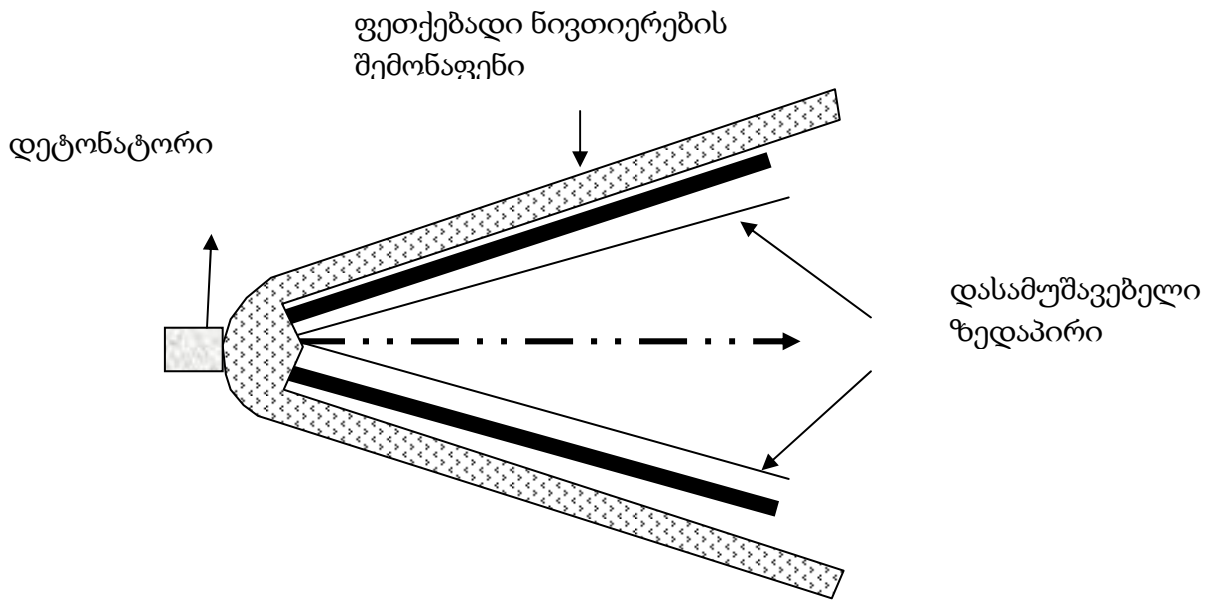
აფეთქების პროდუქტების მიერ წარმოებული წნევა ნიმუშზე თავისი მნიშვნელობით გაცილებით სჭარბობს, სტატიკურ წნეხებით მიღწეულ მნიშვნელობებს. კეთდება დაშვება, რომ მაღალი დინამიკური დატვირთვების დროს, როდესაც იგი რამოდენიმეჯერ სჭარბობს დრეკადობის მოდულს, მასალა იქცევა როგორც უკუმშვადი სითხე.. აფეთქების პროდუქტების ზემოქმედება ნიმუშის საკონტაქტო ზედაპირზე მიმდინარეობს ძალიან რთულად, განსხვავდება მყარი სხეულების

ერთმანეთთან ურთიერთქმედებისგან და მისი წინასწარი ანალიზი ხშირ შემთხვევაში ექვემდებარება ჰიდროდინამიკის კლასიკურ თეორიას [33].

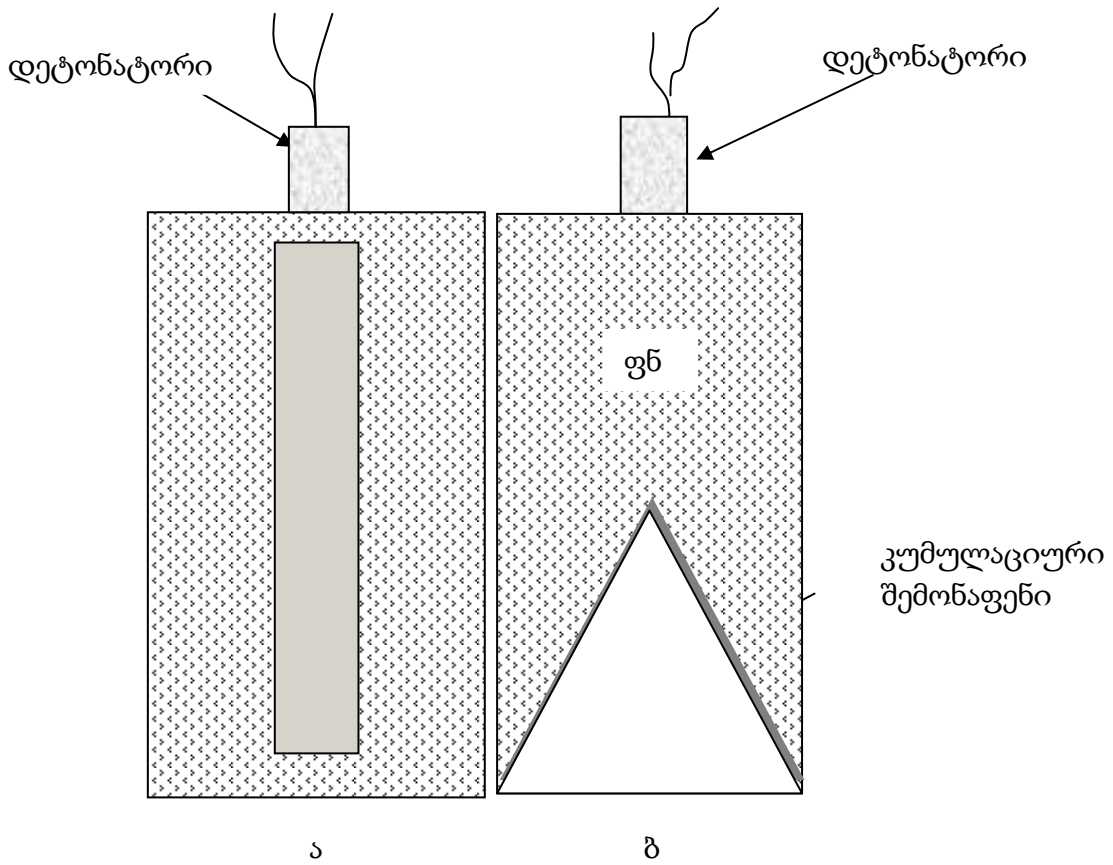
როცა ასაფეთქებელი ნივთიერება დეტონირებს მასალასთან უშუალო კონტაქტში, დარტყმითი ტალღა აღიძვრება ნიმუშში, იწვევს მასის მოძრაობას და მასალის დეფორმაციას ან რღვევებს [35]. მასალებში აღძრული დამაბულობის კომპონენტები დამოკიდებულია მრავალ ფაქტორზე. ეს პროცესები ინტენსიურად შეისწავლება და შეიძლება ითქვას, რომ დღესდღეობით საკმაოდ კარგადაა გამოკვლეული. მყარი სხეულისა და ფეთქებადი ნივთიერებების მუხტების მასალასთან კონტაქტური ოპერაციების სახეები და ამ დროს აღძრული დარტყმითი ტალღის პროფილები სქემატურად მოყვანილია ნახ.1.5.1, ნახ. 1.5.2, ნახ. 1.5.3 და ნახ. 1.5.4-ზე.



ნახ. 1.5.1 ა) დარტყმითი ტალღის ნორმალური ზემოქმედება დაბრკოლებაზე; ბ) სიბრტყისადმი/გამყოფი ზედაპირისადმი მართობული დარტყმითი ტალღის აღძვრა და მოქმედება ნიმუშის ზედაპირზე.



ნახ.1.5.2. ირიბი/მხები დარტყმითი ტალღებით ორი ფირფიტის აფეთქებით მასალის ტყორცნით შეერთების სქემა



ნახ. 1.5.3. ფნ-ფხვილის კონტაქტური ოპერაციები ცილინდრული (ა) და კუმულაციური (ბ) ტალღების გენერატორებით.

1.6 ფხვნილების აფეთქებით დაწნეხვა/დამუშავება

ახალი მასალების წარმოების ტექნოლოგიებში, ფხვნილების წნევით მონოლითების ფორმირებას უკავია წამყვანი პოზიცია და იგი წარმოადგენს საყოველთაოდ აღიარებულ მეთოდს ახალი საკონსტრუქციო ლითონური, კერამიკული და კომპოზიციური მასალების მისაღებად. ცნობილია ფხვნილების წნეხვის რამდენიმე ტრადიციული ტექნოლოგია. ტექნოლოგიებში, რომლებიც დაფუძნებულია წნევით ცხელ დამუშავებაზე, საერთოა წნეხვისა და შემდგომი შეცხობის შენაცვლება. თუმცა ამ მეთოდებს გააჩნიათ არსებითი განსხვავებანიც, რამდენადაც თითოეული მათგანის საბოლოო შედეგები დამოკიდებულია პლასტიკური დეფორმაციის ხარისხზე. განასხვავებენ ამ მეთოდთა ორ ჯგუფს: დინამიკურს და სტატიკურს.

დინამიკურს მიეკუთვნება ისეთი პროცესები, რომლებშიც ძირითად როლს თამაშობს მაღალი სიჩქარით მიმდინარე პლასტიკური დეფორმაცია, ექსტრუზია, გლინვა, დინამიკური ცხელი წნეხვა, აფეთქებით კომპაქტირება.

სტატიკური პროცესების დროს დასაწნეხი ფხვნილი დაყოვნებულია წნეხის ქვეშ საკმაოდ დიდი დროის განმავლობაში. ასეთ პროცესებს განეკუთვნება მაგალითად სტატიკური ცხელი წნეხვა, იზოსტატიკური წნეხვა და სხვა.

წნეხვის მეთოდების ასეთი დაყოფა შედარებით პირობითია, რადგან დინამიკური პროცესების დროს განსაზღვრული როლი განეკუთვნება დეფორმაციის დროით მდგენელებს, ხოლო სტატიკური დატვირთვის დროს დეფორმაციას თან ახლავს დიდი სიჩქარით მიმდინარე პროცესებიც. აღნიშნული მეთოდებიდან განსაკუთრებით საყურადღებოა დინამიკური ცხელი წნეხვის მეთოდი. მისი ხანგრძლივობა განისაზღვრება წამის მეასედი ნაწილებით, ე. ი. შეცხობის დროისგან განსხვავდება 5-7 რიგით, რაც საშუალებას იძლევა თავიდან

იქნას აცილებული წნეხფორმის ძლიერი გადახურება და ამ მიზნისთვის გამოყენებულ იქნას ჩვეულებრივი საკონსტრუქციო მასალები.

ფხვნილების დინამიკური წნეხვის მეთოდებში პროგრესულად ვითარდება დარტყმითი ტალღებით კომპაქტირების ტექნოლოგია [36, 37, 38, 39]. ეს ტექნოლოგია შედარებით ახალია, იგი ინტენსიურად ვითარდება და მას ხშირად არატრადიციულ ტექნოლოგიათა რიცხვს მიაკუთვნებენ. სხვა მეთოდებისაგან განსხვავებით, იგი საშუალებას იძლევა დავწნეხთ საკმაოდ დიდი ზომის ნიმუშები, თუმცა მასაც ახასიათებს გარკვეული შეზღუდვები გამოყენების პირობებიდან, გეომეტრიული ფორმებიდან და საჭირო ინფრასტრუქტურაიდან გამომდინარე.

აფეთქების მეთოდით მიღებული ნიმუშების თვისებები მრავალ ფაქტორზეა დამოკიდებული. ამ ფაქტორთა შორის უპირველესი მნიშვნელობა ენიჭება ფორმირებულ სტრუქტურას. აღნიშნული მეთოდით წარმოებული მასალის სტრუქტურა ფხვნილების კუმშვის ტექნოლოგიურ ციკლში ყალიბდება. ამ დროს უმნიშვნელოვანეს პარამეტრს წარმოადგენს კაზმში საწყისი მასალების შემადგენლობა და კომპონენტთა ნაწილაკების ზომები. [40, 41, 42] სამუშაოებში ნაჩვენებია, რომ თანაბარი საწყისი სიმკვრივის ფხვნილების დარტყმითი ადიაბატები ერთმანეთთან ახლოსაა, თუმცა ნაწილაკთა კონტაქტების არაწონასწორული ტემპერატურის მნიშვნელობა მნიშვნელოვანწილად დამოკიდებულია ფრაქციის ზომებზე. დადგენილია, რომ ფხვნილის ფრაქციებში განსხვავება შესაძლებელია აფეთქებით კომპაქტირების შემდეგ მათ მექანიკურ თვისებებში განსხვავების მიზეზიც გახდეს. ამ თეზისის შესამოწმებლად [43] სამუშაოში დასმულ იქნა ამოცანა, რომლის მიზანიც იყო განსაზღვრულიყო თუ რა გავლენას ახდენს გრანულომეტრიულობა აფეთქებით კომპაქტირების პროცესებზე. ვოლფრამისა და ფტოროპლასტის ფხვნილებზე ჩატარებული ექსპერიმენტების საფუძველზე გაკეთებულია შემდეგი დასკვნები:

ერთნაირი საწყისი ფორიანობის დროს წვრილდისპერსულ მასალაში სრული შინაგანი ენერგია მეტია და ნებისმიერ შემთხვევაში არა არის ნაკლები გრანულირებულთან შედარებით. აქედან გამომდინარე, უნდა ველოდეთ, რომ წვრილდისპერსულ მასალაში გახურებისა და პლასტიკური დინებისათვის იქმნება უფრო ხელსაყრელი პირობები. თუმცა მეტალოგრაფიული კვლევებით დადგინდა, რომ დარტყმითი დატვირთვებისას გრანულებში უფრო ინტენსიურია პლასტიკური დეფორმაციები, რაც ხელს უწყობს ხარისხიანი კავშირების ჩამოყალიბებას. აქედან გამომდინარე ირკვევა, რომ მაღალი სიმკვრივის ნიმუშების მისაღებად გადამწყვეტი მნიშვნელობა აქვს როგორც გადაცემული ენერგიის რაოდენობას, ასევე მისი განაწილების ხასიათს მთელ მოცულობაში.

დისპერსული მასალების აფეთქებით წნეხვაზე სხვადასხვა მკვლევართა მიერ მიღებული შედეგების განზოგადებით შეგვიძლია დავასკვნათ, რომ დასაწნეხი მასალის ნაწილაკთა გრანულომეტრიული ზომების შემცირება იწვევს დარტყმითი დატვირთვის შედეგად გადაცემული ენერგიის თანაბარ განაწილებას მოცულობაში. ნაწილაკთა საზღვრებში კავშირების ჩამოყალიბების პრობლემა შეიძლება შეიქმნას მხოლოდ მაღალი წნევების დროს, რაც იწვევს განტვირთვის ტალღაში ნიმუშისა და კონტეინერის კორპუსის რღვევას. მსხვილმარცვლოვანი ფრაქციის დროს კი ხდება ენერგიის კონცენტრაცია კონტაქტების ზონებში, მაგრამ დატვირთვების მეტად მცირე ხანგრძლივობის გამო ნაწილაკმა შესაძლებელია ვერ მოასწროს დეფორმირება, რის შედეგადაც კომპაქტში დარჩება მოცულობითი დეფექტები და დაბალი სიმკვრივის უბნები.

პირობებს, რომლის დროსაც ხდება ნაწილაკებს შორის საერთო საზღვრების ჩამოყალიბება, აქვს შემდეგი სახე:

$$E_{სრ} > E_{მინ}; E_{ერთ} > E_{ერთ, მინ}; P > P_{მინ}; \tau > t \quad (1.6.1)$$

სადაც,

$E_{სრ}$ - სრული შინაგანი ენერჯია;

$E_{ერთ}$ - ერთეულოვან კონტაქტზე გამოყოფილი ენერჯია;

P - წნევა დარტყმითი ტალღის ფრონტზე;

τ - დეფორმაციის დრო;

T - დადებით ფაზაში წნევის მოქმედების დრო;

კონტაქტური მუხტებით აფეთქებით კომპაქტირებისას ფნ-ის მიერ განვითარებული მაღალი წნევა, კონტეინერის თხელი კედლის მეშვეობით ახორციელებს მასში განთავსებული ფხვნილის კუმშვას.

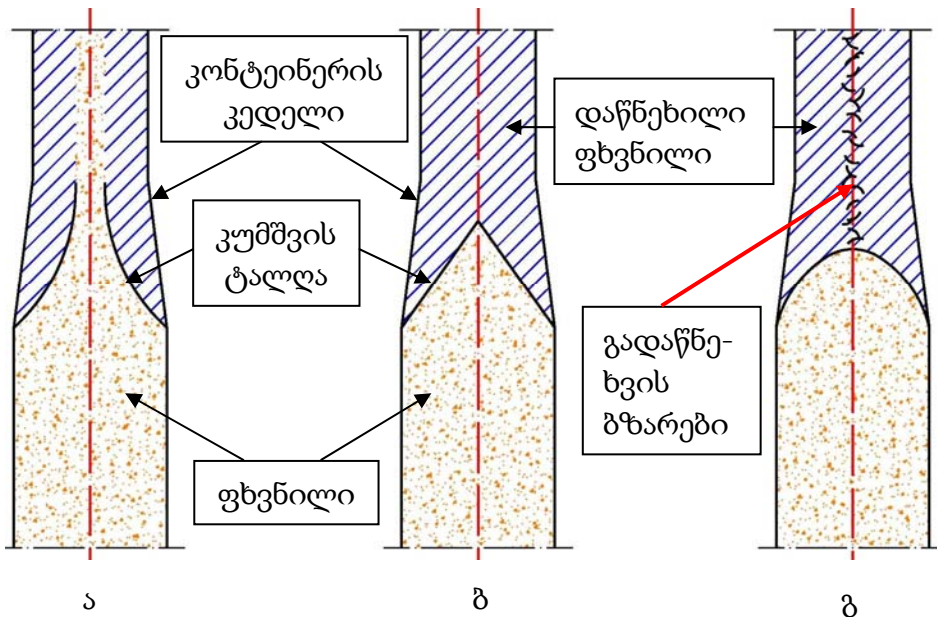
აფეთქებით კომპაქტირება შესაძლოა განხორციელდეს „ნორმალური“ (დარტყმითი ტალღის ფრონტის სიჩქარის ვექტორი ნიმუშის ზედაპირის ორთოგონალურია), „ირიბი“ (მხები) და „ღერძსიმეტრიული“ (ცილინდრული სიმეტრია) სქემებით. მათ შორის ყველაზე ხშირად სარგებლობენ ღერძსიმეტრიული სქემით. ამ სქემის რეალიზაციის დროს დასაწნები ფხვნილი განთავსებულია ცილინდრულ კონტეინერში, რომელიც გარშემორტყმულია საჭირო ტიპისა და ოდენობის ფეთქებადი ნივთიერებით, რომლის დეტონაციის შედეგად ნიმუშში წარმოქმნილი მკუმშავი დარტყმითი ტალღები ასრულებენ მუშაობას და ახორციელებენ კომპაქტირებას-სიმკვრივის ზრდას. აფეთქებით წნეხვით შესაძლოა მიღწეულ იქნას წნეხ-ნაკეთობის საკმაოდ მაღალი სიმკვრივე. წინასწარვე უნდა აღინიშნოს, რომ ამ მეთოდს გააჩნია სპეციფიკური თავისებურებანი. კომპაქტირების შედეგი პირდაპირ კავშირშია აფეთქებით დატვირთვის პარამეტრებზე. ზოგიერთი მკვლევარის შეფასებით წნეხვისთვის საჭირო წნევა ფხვნილის ნაწილაკების მიკროსისალის პროპორციულია. კერძოდ, პრიუმერის [36] შეფასებით იგი მიკროსისალის თანაზომადია, ხოლო ნესტერენკოს [44] კრიტერიუმით კი $P > 2Hv$ (P - წნევა, Hv - მიკროსისალე); ამასთან ერთად გასათვალისწინებელია თავისუფალი ზედაპირიდან განტვირთვის ტალღების ზედდებით გამოწვეული გამჭიმავი ძაბვების მოქმედება, რომელიც ნიმუშის მთლიანობას უქმნის საფრთხეს. ამავე

ავტორთა შეფასებით რღვევის პირობას წარმოადგენს $\sigma_{აქ} > \sigma_{კრ}$; სადაც $\sigma_{აქ}$ - მაქსიმალური გამჭიმავი ძაბვაა, ხოლო $\sigma_{კრ}$ - რღვევის კრიტიკული ძაბვა. თუმცა მაღალ წნევებზე აქცენტირება ყოველთვის არ იძლევა პოზიტიურ შედეგებს და თითოეული მასალა/კომპოზიცია/კაზმი მოითხოვს ოპტიმალური რეჟიმების დადგენას. ამ ტექნოლოგიის კვლევებმა აჩვენა, რომ აფეთქებით წნეხვის დროს უფრო მნიშვნელოვანია არა აფეთქების დროს გამოყოფილი ენერგია და კომპაქტირებაზე დახარჯული მუშაობა, არამედ დარტმითი ტალღის ფორმირებისა და გადაადგილების სიჩქარე, ვინაიდან კომპაქტირებისთვის მნიშვნელოვანი პროცესები მიმდინარეობს დარტმითი ტალღის ფრონტზე. ამიტომ ხშირად საუბრობენ კუმშვის ტალღაზე, რომლის პროფილიც, რომელიც ყალიბდება ცილინდრული კონტეინერის კედლიდან მოცულობაში გადაადგილებისას, გადამწყვეტ/უმთავრეს როლს თამაშობს მონოლითური, ჰომოგენური ნიმუშის ფორმირების პროცესში. კონტეინერის კედლების როლი ამ დროს განისაზღვრება დეტონაციის ფრონტიდან ფხვნილში წნევის/ენერგიის გადაცემით. ფოროვან ნიმუშში ცილიდრის ღერძისკენ გადაადგილების დროს, დარტყმითი ტალღის ინტენსივობა იცვლება და იგი ყალიბდება ორი საპირისპირო პროცესის ზედდებით:

1. ენერგიის ხარჯვა ნაწილაკთა პლასტიკური დეფორმაციაზე და მსხვრევაზე განაპირობებს ტალღისა და შესაბამისად კუმშვის ხარისხის მილევას;
2. კედლიდან ღერძისკენ წრიული სიმეტრიის ტალღების მოძრაობისას ურთიერთდაახლოება იწვევს მათ კრებადობას, რასაც თან სდევს სიჩქარის ზრდა.

პერიფერიიდან ცენტრისკენ სიჩქარის ზრდა განაპირობებს ტალღის ფრონტის მიმართულების ცვლილებას. ამ პროცესების შედეგად შესაძლოა ჩამოყალიბდეს სამი სხვადასხვა კონფიგურაციის ფრონტი (ნახ. 1.6.1). ცილინდრული სიმეტრიის დატვირთვის სქემაში ტალღის ფრონტის ფორმირების რეჟიმებით და მისი კონფიგურაციით აიხსნება ფხვნილების

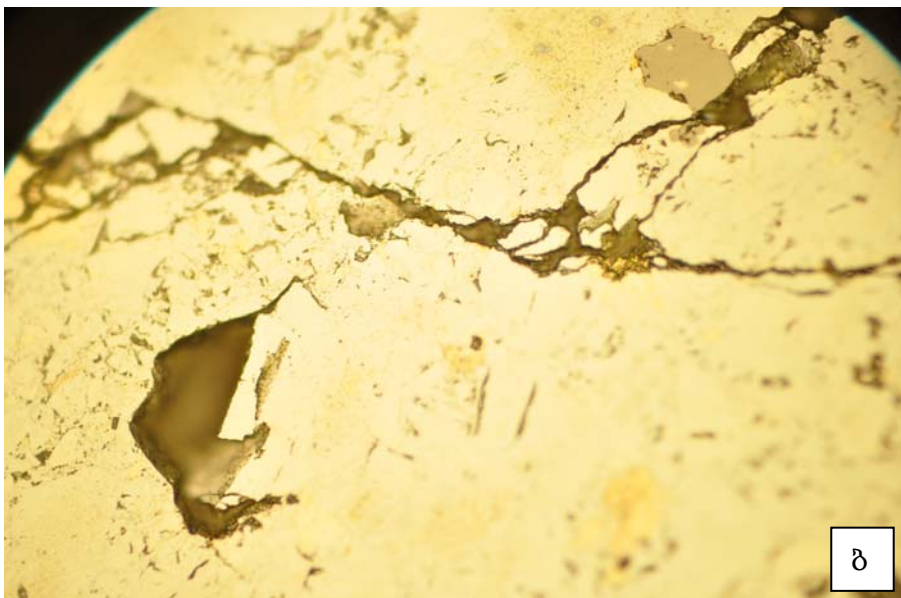
აფეთქებით წნეხვის ექსპერიმენტებში როგორც პოზიტიური, ასევე ნეგატიური შედეგები.



ნახ. 1.6.1. ცილინდრულ მილში ფხვნილის აფეთქებით კომპაქტირების დროს კონიკური კუმშვის ტალღის გავრცელების სამი შესაძლო პროფილი: ა) ღერძამდე წნევა ვერ ვრცელდება; გ) ცენტრში ტალღების ზედდებით წნევა კრიტიკულად იზრდება და ბზარები ყალიბდება; ბ) ოპტიმალური კონფიგურაცია.

ცილინდრულ სქემაში მთავარ პრობლემას დარტყმითი, არეკლილი და განტვირთვის ტალღების ურთიერთქმედების ირეგულარული ბუნება წარმოადგენს. იგი კომპაქტებში სტრუქტურის თვისებებისა და სიმკვრივის არაერთგვაროვნების მთავარი მიზეზია. ნაწილაკებს შორის მტკიცე კავშირის ჩამოსაყალიბებლად სასურველია ინტენსიური კუმშვა-დენადობის პროცესის რეალიზაცია, რასაც თან სდევს ფხვნილის ზედაპირების „გასუფთავება“ და ზედაპირის თხელ ფენებში დნობის შედეგად თხიერი ფაზების წარმოქმნა, შესაბამისად, თხიერ/ან ნაწილობრივ თხიერ ფაზაში შეცხოების მექანიზმის ამუშავება. ფეთქებადი ნივთიერების დეტონაციური მახასიათებლებისა და დასაწნეხი ფხვნილისა და მისი

კონტეინერის მასალის თვისებების გათვალისწინებით, დატვირთვის სქემის (კონტეინერის კედლის სისქე, დიამეტრი, ფეთქებადი ნივთიერების კრიზისული დიამეტრი, ფნ-ის შემონაფენის სისქე, თანაფარდობა: ფხვნილის მასა/ფნ მასა) ოპტიმიზაციით შესაძლოა მიღწეულ იქნას ტალღის ისეთი კონიკური კონფიგურაცია, რომელიც მაქსიმალურად შესაძლო ერთგვაროვან რეჟიმებს შექმნის წნეხვისთვის ნიმუშის მთელ მოცულობაში.



ნახ. 1.6.2. სუსტი (ა) და ზემადალი/გადაწნეხვის (ბ) წნეხების მოქმედების ზონები, x500.

კერძოდ, თუ ფეთქებადი ნივთიერება არასაკმარისი რაოდენობითაა, მაშინ ნიმუშის ცენტრში, ღერძის მიდამოში დარჩება დაუწნეხავი/ან არასრულად კომპაქტირებული უბნები. თუ ფეთქებადი ნივთიერება მნიშვნელოვნად ჭარბი ოდენობითაა, მაშინ ყალიბდება გადახურების/დნობის უბნები (ე.წ. მახის ზონები). აღნიშნულ პირობებში ფორმირებული ნიმუშების განივკვეთის ტიპიური მიკროფოტოგრაფიები ნაჩვენებია ნახ. 1.6.2-ზე [67].

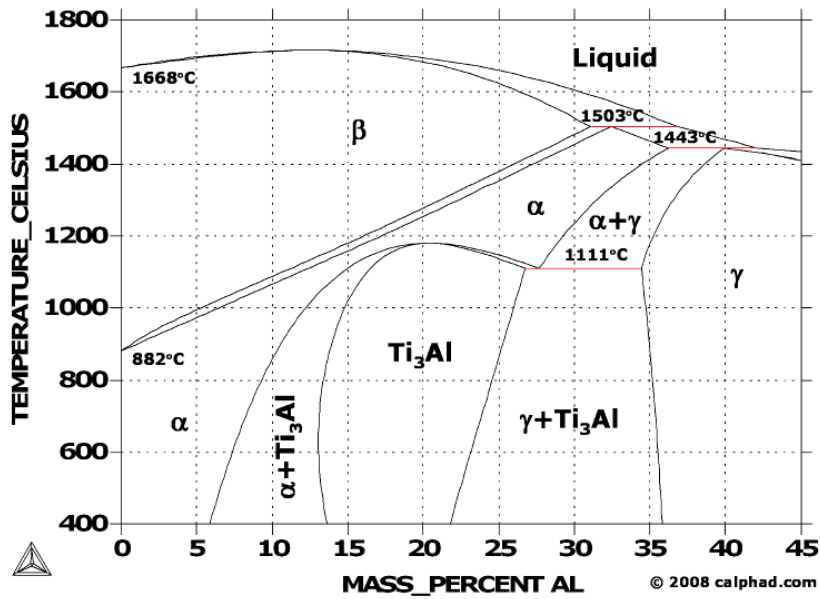
აქვე უნდა აღინიშნოს, რომ სქემის სრული ოპტიმიზაცია არ მიიღწევა მხოლოდ ფეთქებადი მასალისა და დასაწნეხი ფხვნილის მასის თანაფარდობის დადგენით. ამ ტექნოლოგიის უმნიშვნელოვანეს პარამეტრს წარმოადგენს ფეთქებადი ნივთიერების დეტონაციის სიჩქარე. ექსპერიმენტებით დადგენილია, რომ თითოეული გვარის/შემადგენლობის ფხვნილისათვის არსებობს ოპტიმალური წნევისა და სიჩქარის მნიშვნელობა, რომლის დროსაც მიიღწევა ნიმუშის მაქსიმალური სიმკვრივე.

1.7 ინტერმეტალიდები, მყარი ხსნარები და მიკრომექანიკური ნარევები ტიტან-ალუმინის და ნიკელ-ალუმინის სისტემებში

დადგენილია, რომ ტიტან-ალუმინის და ნიკელ-ალუმინის ბინარულ სისტემებში ფორმირებულ კომპოზიტებს/ინტერმეტალიდებს გააჩნიათ უნიკალური ფიზიკურ-მექანიკური თვისებები [45-50]. განსაკუთრებით აღსანიშნავია მათი მაღალი სიმტკიცე შედარებით დაბალი კუთრი წონის პირობებში, მხურვალსიმტკიცე, მხურვალმედეგობა, კოროზიამედეგობა, ფორმის მეხსიერების უნარი და ა.შ. თვისებათა ასეთი კომპლექსი და აქედან გამომდინარე, პრაქტიკული გამოყენების დიდი არეალი განაპირობებს მათი კვლევებისა და წარმოების მიმართ შეუწყნებელ ინტერესს.

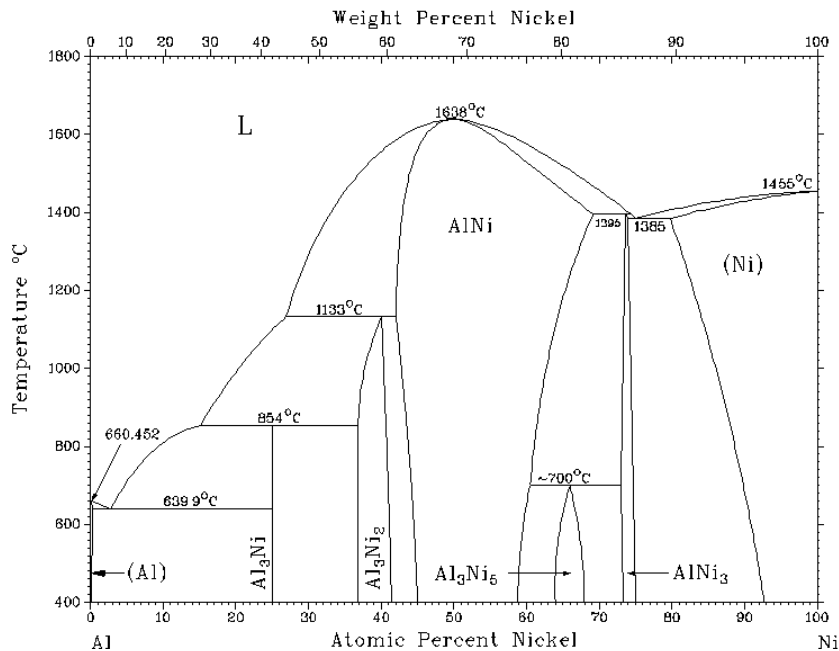
ტიტანი, ალუმინი და ნიკელი ხასიათდებიან არსებითად განსხვავებული ფიზიკური თვისებებით და კრისტალური სტრუქტურით. მყარ მდგომარეობაში ტიტანის შენადნობები წარმოდგენილი არიან ჰექსაგონალური მჭიდრო წყობის (α) ან მოცულობათცენტრირებული (β) სტრუქტურით. ალუმინი წარმოადგენს ყველაზე გავრცელებულ ელემენტს ტიტანის ბაზაზე შექმნილ შენადნობებში. α და β ფაზების გარდა ბინარულ სისტემაში არსებობს Ti_3Al (იგი α_2 ფაზითაც არის ცნობილი) და $TiAl$ (γ ფაზა) ინტერმეტალების ფორმირების არეები. ინტერმეტალიდები თვისებებით მკვეთრად განსხვავდება როგორც შემადგენელი სუფთა კომპონენტების, ასევე ერთმანეთისაგან. მაგალითად $AlTi$ -ის (37%Al) მიკროსისალე 1.8გპა-ია, მაშინ როდესაც $TiAl_3$ -ის (63%Al) მიკროსისალე საშუალოდ 5.9 გპა-ის ტოლია. თვისებათა ასეთი მრავალფეროვნება/კონტრასტი, ერთის მხრივ პოზიტიურ შედეგებს იძლევა, ხოლო მეორეს მხრივ, მრავალფაზიანობის შემთხვევაში მნიშვნელოვან უარყოფით გავლენას ახდენს კომპოზიტის/მასალის სტაბილურ საექსპლოატაციო თვისებებზე.

ტიტან-ალუმინის ბინარული სისტემის მდგომარეობის დიაგრამა წარმოდგენილია ნახ. 1.7.1-ზე. იგი მიეკუთვნება სამი პერიოდიკური რეაქციით ცნობილ დიაგრამების ტიპებს. პირველი რეაქცია მიმდინარეობს $1460^{\circ}C$ - ზე γ -ფაზის წარმოქმნით, რომელიც შეიცავს 36,03მას% Al-ს და წარმოადგენს $AlTi$ - ტიპის ქიმიურ ნაერთს. მეორე რეაქცია მიმდინარეობს $1340^{\circ}C$ -ზე Al-ის (60-64) მას% -შემცველობით, რომლის დროსაც წარმოიქმნება $TiAl_3$ ნაერთი. მესამე რეაქციის შედეგად 0.15მას%Ti - შემცველობის ნაღობიდან ხდება ტიტანის ალუმინში მყარი ხსნარის ჩამოყალიბება. ალუმინის მაქსიმალური ხსნადობა ტიტანში საკმაოდ დაბალია და $665^{\circ}C$ -ზე შეადგენს (0.26-0,28)%. ალუმინი წარმოადგენს ტიტანის ძლიერ სტაბილიზატორს და მნიშვნელოვნად ზრდის $\alpha \rightarrow \beta$ გარდაქმნის ტემპერატურას.



ნახ. 1.7.1. ტიტან-ალუმინის მდგომარეობის დიაგრამა

ნიკელ-ალუმინის ბინარულ სისტემაში მდგომარეობის დიაგრამის თანახმად შესაძლებელია ჩამოყალიბდეს ინტერმეტალიდები ფართო სპექტრში, კერძოდ ტემპერატურულ-კონცენტრაციული რეჟიმების შერჩევით შესაძლებელია მიღებულ იქნას NiAl, Ni₃Al, NiAl₃, Al₃Ni₂, Al₃Ni₅ სტექიომეტრიის ინტერმეტალიდები.

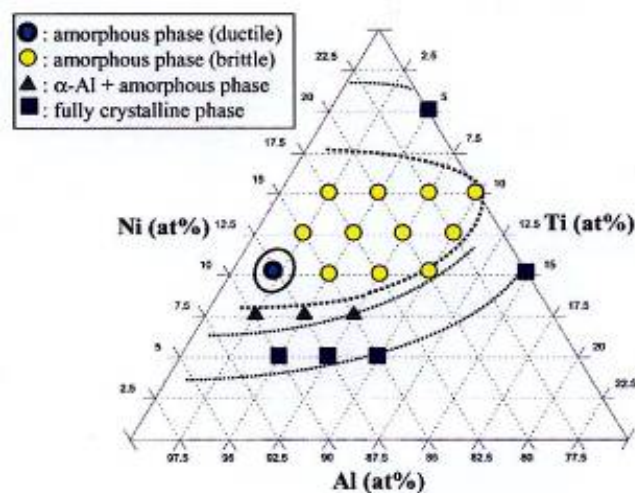


ნახ. 1.7.2. ნიკელ-ალუმინის მდგომარეობის დიაგრამა (http://tptc.iit.edu/index.php?option=com_content&view=article&id=212:binary-phase-diagram-of-al-ni&catid=27:td-results&Itemid=33)

1.8 კვლევის მიზნები და ამოცანები

ტიტან-ალუმინის და ნიკელ-ალუმინის ბინარულ სისტემებთან ერთად ინტენსიური კვლევების ობიექტს წარმოადგენს აგრეთვე სამკომპონენტური Al-Ni-Ti სისტემა. Al-Ni-Ti სისტემაში მიღებული კომპოზიტები წარმატებით გამოყენება საკონსტრუქციო მასალებად სხვადასხვა დანიშნულებით საავიაციო და კოსმოსურ ტექნიკაში, მანქანათმშენებლობაში, ენერგეტიკაში და მედიცინაში. მათ შორის ისეთ საპასუხისმგებლო კვანძებში, როგორცაა თერმო დამცავი ელემენტები, კოსმოსური ხომალდების კონსტრუქციები, წვის კამერები, საწვავი ნარევების ავზები, შიგაწვის კამერები, თერმული დატვირთვების ქვეშ მომუშავე თერმობარიერული საკონსტრუქციო მასალები და ა.შ [51, 52, 53, 54, 55, 56, 57].

აღნიშნული მიმართულებით კვლევების განვითარებას მძლავრი სტიმული მისცა ნანომასალებში და ამორფულ სტრუქტურებში აღმოჩენილმა ახალმა განსაკუთრებულმა თვისებებმა. სისტემის თერმოდინამიკური ანალიზი და მის საფუძველზე აგებული დიაგრამა ფართო შესაძლებლობებს ავლენს ამ სისტემაში ახალი სტრუქტურული და ფაზური მდგომარეობების ფორმირების შესაძლებლობების თვალსაზრისით. Al-Ni-Ti სისტემის ფაზური დიაგრამა ნაჩვენებია ნახ. 1.8.1-ზე.

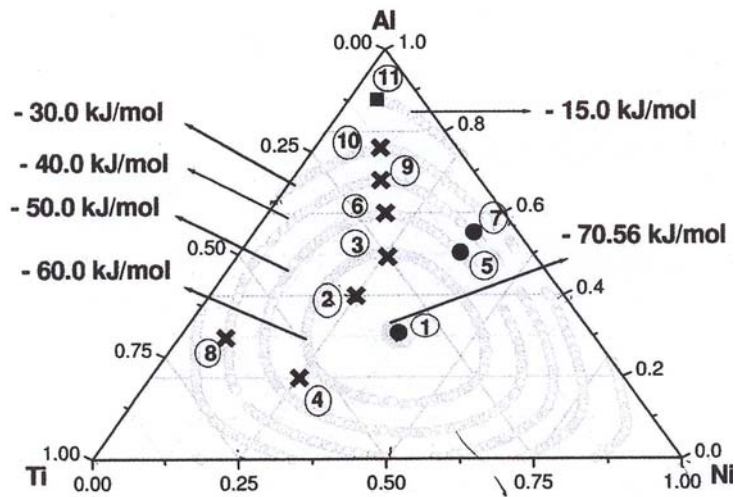


ნახ. 1.8.1 სამკომპონენტური Al-Ni-Ti სისტემის ფაზური დიაგრამა [43]

როგორც ვხედავთ, სისტემაში არსებობს სხვადასხვა სტრუქტურული მდგომარეობისა და ფაზების ფორმირების შესაძლებლობა. სხვადასხვა მკვლევართა შეფასებით განსაკუთრებით პერსპექტიულია ამ სისტემაში ამორფული და ნანოსტრუქტურული ფაზების მიღება [46], რაც ჯერჯერობით თხელ ფირებში მიიღწევა საკმაოდ რთული ტექნოლოგიური ციკლის შედეგად, ხოლო მეტნაკლებად სქელ ფენებშიც კი დადებითი შედეგის მიღების შესახებ ინფორმაცია არ არსებობს. ყოველივე ზემოთქმულთან ერთად თუ გავითვალისწინებთ Al-Ni-Ti სისტემის მაღალეგზოთერმულობასაც, ნახ. 1.8.2 [47], შეგვიძლია დავასკვნათ, რომ ამ სისტემაში არსებობს კვლევის დიდი პოტენციალი, ხოლო ახალი სტრუქტურული მდგომარეობის ფორმირების შემთხვევაში მათი პრაქტიკული გამოყენების არეალი მნიშვნელოვნად გაფართოვდება. აღნიშნული გარემოებანი განაპირობებენ Al-Ni-Ti სისტემაში ახალი ნანოსტრუქტურული და ამორფული ინტერმეტალიდების მიღებისა და ფორმირებული სტრუქტურების კვლევების დიდ ინტერესს.

კვლევის პირველ მთავარი ამოცანას წარმოადგენს კაზმის შემადენლობის ოპტიმიზაცია და მისგან ნანოფხვნილების მიღება. ამოცანის გადაჭრა საჭიროებს თეორიული და ექსპერიმენტული კვლევების განხორციელებას. პირველ რიგში, თერმოდინამიკური ანალიზის საფუძველზე უნდა დადგინდეს კაზმში კომპონენტების პროცენტული თანაფარდობების ის საზღვრები, რომელშიც მექანიკური ლეგირების დროს ნარევი მიიღწევა ამორფიზაციის პროცესი. ამ მიზნით ჩვენს მიერ გამოყენებულ იქნა “მიდემას” ემპირული მოდელი და ამ მოდელის საფუძველზე [46] მიღებული დიაგრამა ნახ. 1.8.2.

ოპტიმიზირებული შედგენილობის ულტრადისპერსული ფხვნილებიდან მასიური კომპოზიტების, ინტერმეტალიდების/მყარი ხსნარების მიღების ტექნოლოგიის შემუშავება წარმოადგენს სადისერტაციო სამუშაოს მეორე მთავარ ამოცანას.



ნახ. 1.8.2 სხვადასხვა კომპოზიციის ენთალპიის იზო კონტურები “მიდემას” ემპირული მოდელის მიხედვით

როგორც უკვე აღვნიშნეთ, დარტყმითი ტალღებით ფხვნილების კომპაქტირების ტექნოლოგიას სხვა მეთოდებთან შედარებით გააჩნია რიგი უპირატესობები, რომელთა შორის სადისერტაციო თემის სპეციფიკიდან გამომდინარე განსაკუთრებული მნიშვნელობა ენიჭება: ა) მაღალი წნევებისა და ტემპერატურების რეჟიმების უზრუნველყოფას; ბ) მაღალტემპერატურული ზემოქმედების მცირე ხანგრძლივობას (მილიწამები); გ) ადიაბატურ გაცივებას-ზებგერთი სიჩქარის განტვირთვის ტალღაში სითბოს კარგვას. ეს ფაქტორი უღრესად მნიშვნელოვანია მარცვლის ზომის ზრდის შესაზღუდად და ულტრადისპერსულ-მარცვლოვანი სტრუქტურის შენარჩუნების უზრუნველსაყოფად, და დ) მასიური ნიმუშის მიღების შესაძლებლობას.

მაღალეგზოთერმულ სისტემების აფეთქებით წნეხვისას ზემოჩამოთვლილ პრიორიტეტებს ემატება აფეთქების ექსკლუზიური

ფაქტორი: დარტყმითი ტალღის ფრონტზე მაღალი ტემპერატურის მართვით შესაძლებელია თვითგავრცელებადი მაღალტემპერატურული სინთეზის ინიცირება და სარეაქციო მასის წნეხვა-სინთეზის ერთდროულად (*in situ*) განხორციელება. ამ შემთხვევაში აფეთქებით წნეხვა თავსებადია თმს ტექნოლოგიასთან და ასეთი ჰიბრიდული ტექნოლოგია მიმზიდველი ხდება პრაქტიკული გამოყენებისათვის. დარტყმითი ტალღების ზემოქმედებით მიმდინარე თმს პროცესები სხვადასხვა სამეცნიერო ჯგუფების კვლევის საგანს წარმოადგენდა [58-63]. ბოლო წლებში პროფესორ ნ. ტადანის ჯგუფის მიერ ჩატარდა კვლევათა ციკლი, რათა დადგენილიყო დარტყმითი ტალღებით დატვირთულ სარეაქციო ნარევეებში მიმდინარე თმს მექანიზმები. კვლევათა მთავარი მიზანი იყო დადგენილიყო, თუ რა თანამიმდევრობით მიმდინარეობდა პროცესები. კერძოდ, თმს იყო დარტყმითი ტალღების თანხლებით მიმდინარე თუ დარტყმითი ტალღების ფრონტზე ხდებოდა თმს-ის ინიცირება. თუმცა ავტორთა დასკვნებით შეიძლება ითქვას, რომ კვლევები ამ მიმართულებით არ არის დასრულებული, განსაკუთრებით კი მწირია ინფორმაცია ფგმ-ების მიმართულებით.

ლიტერატურული წყაროების ანალიზის საფუძველზე შეგვიძლია დავასკვნათ, რომ როგორც განხილული, ასევე სხვა არსებული ტრადიციული ტექნოლოგიები ვერ იძლევა Al-Ni-Ti – ის სისტემაში ნანოსტრუქტურული და ამორფული მასალების (როგორც ფხვნილების, ასევე ნანოსტრუქტურული მონოლითების) ფორმირების შესაძლებლობებს, ნიმუშის მთელ მოცულობაში. რაც შეეხება კომბინირებული ნაკეთობების მიღებას (ფუნქციონალურ-გრადიენტულ ნანოსტრუქტურულ მასალებს), არსებული ტექნოლოგიები არ იძლევა დადებით შედეგს. მათ შორის არის თმს ტექნოლოგიაც, რომელიც საბოლოო პროდუქტს იძლევა ერთ ტექნოლოგიურ ციკლიში, მაგრამ არც ის არის უნივერსალური.

განხილული ტექნოლოგიების ნაკლოვანი მხარეები და გამოყენების შემზღვევითი ფაქტორები შეიძლება კლასიფიცირდეს შემდეგი სახით:

ა) ნანოფხვნილების მიღებასთან დაკავშირებული სირთულეები:

- ნაწილაკთა ზომის კონტროლი
- ნანოფხვნილების ქიმიურ აქტივობასთან და შენახვასთან დაკავშირებული პრობლემები
- კომპოზიტების მისაღებად ნანოფხვნილების პრეპარირებასთან დაკავშირებული სირთულეები

ბ) ნანოსტრუქტურული მონოლითების მიღებასთან დაკავშირებული პრობლემები:

- შეზღუდვები დიდი ზომებისა და სხვადასხვა გეომეტრიის მასალების მიღების შესაძლებლობაში;
- მაღალი ენერგოტევადობა (გარდა თმს ტექნოლოგიისა);
- დანადგარ – მოწყობილობათა სირთულე;
- სტრუქტურის ფორმირების პროცესში მარცვლის ზომის კონტროლი;
- ამორფული და ნანოსტრუქტურების ფორმირების სირთულე, რაც გამოწვეულია ტექნოლოგიური პროცესის მაღალტემპერატურულ რეჟიმში განხორციელებით და მისი ხანგრძლივობით;
- ერთ ტექნოლოგიურ ციკლში სხვადასხვა მეთოდების ინტეგრაციის სირთულე/შეუძლებლობა (სინთეზი-კომპაქტირება-დაფარვა-შედუღება-პლაკირება და ა.შ)
- სინთეზირებული პროდუქტის დამუშავების სირთულეები;
- კომპაქტირების მაღალი ტემპერატურა დაბალეგზოთერმული კომპოზიციებისათვის (თმს+კომპაქტირების ტექნოლოგიაში);
- რთული ფორმის ნიმუშების დამზადების შეუძლებლობა;

- კომბინირებულ (ფენოვან) ნაკეთობებში გარდამავალი ზონის (შეერთების ზონის) ზომების სიმცირე, ფენებს შორის ადგეზიის სისუსტე და ა.შ.

ზემოაღნიშნულიდან გამომდინარე, სადისერტაციო სამუშაოს ძირითად მიზანს წარმოადგენდა ფუნდამენტური კვლევების ჩატარება ალუმინის, ტიტანისა და ნიკელის ბაზაზე ნანოსტრუქტურული და ამორფული ინტერმეტალიდების მიღების ტექნოლოგიის საფუძვლების შესამუშავებლად.

მთავარი მიზნის მისაღწევად საჭირო იყო ორი ძირითადი პრობლემის გადაწყვეტა:

- I. ნანოფხვნილების მიღების რაციონალური ტექნოლოგიის შემუშავება
- II. ნანოფხვნილებიდან ნანომონოლითების მიღების ოპტიმალური ტექნოლოგიის შემუშავება

ზემოაღნიშნული მიზნების მისაღწევად სადისერტაციო ნაშრომში ჩამოყალიბდა კვლევების გეგმა, რომელიც მოიცავს შემდეგი ამოცანების გადაწყვეტას:

- საკითხის ირგვლივ არსებული ლიტერატურის ანალიზი;
- Al-Ni-Ti-ის სისტემის თერმოდინამიკური ანალიზი და კაზმში ელემენტების პროცენტული თანაფარდობების თეორიული დადგენა;
- დარტყმითი ტალღებით კომპაქტირების პროცესის მათემატიკური მოდელირება კომპოზიციის შედგენილობისა და დატვირთვის დიაგრამების შესაბამისად;
- დარტყმითი ტალღებით დატვირთვისას საკვლევ კომპოზიციურ მასალებში წარმოქმნილი დამახულ-დეფორმირებული მდგომარეობის ანალიზი;

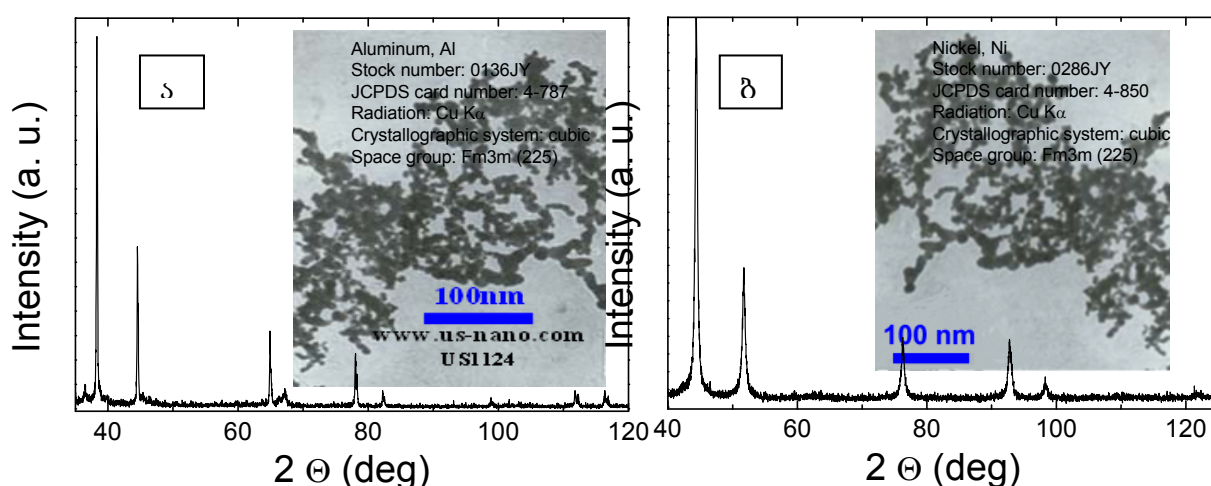
- კომპოზიციური ნარევების საწყისი სიმკვრივის ოპტიმიზაცია აფეთქებით შემდგომი კომპაქტირებისათვის;
- ფხვნილების აფეთქებით კომპაქტირება 5-20გპა ინტენსივობის დარტყმითი ტალღებისა და 20-1000⁰C ტემპერატურების დიაპაზონებში;
- დარტყმითი ტალღებით დატვირთვის სქემის გეომეტრიული ზომების ოპტიმალური საზღვრების ექსპერიმენტული დადგენა;
- ულტრადისპერსულმარცვლოვანი და ნანოსტრუქტურული ნიმუშების დამზადება თითოეული კომპოზიციისათვის;
- ექსპერიმენტული ნიმუშების ფიზიკურ-მექანიკური თვისებების დადგენა;
- ექსპერიმენტული ნიმუშების სტრუქტურული და ფაზური ანალიზი;
- ექსპერიმენტული და თეორიული კვლევების შედარებითი ანალიზი, შედეგების საიმედოობის დადგენის მიზნით;
- ულტრადისპერსულმარცვლოვანი კომპოზიტების და ნანოსტრუქტურული ინტერმეტალიდების ფორმირების მექანიზმების დადგენა;

2. საწყისი მასალები, დანადგარ-მოწყობილობები, კვლევის მეთოდები

2.1 საწყისი მასალები, ფხვნილები

მასიური ულტრადისპერსული კომპოზიტების თმს-აფეთქებით კომპაქტირების ტექნოლოგიით ფორმირებისთვის საწყის, პირველად მასალად შერჩეულ იქნა სხვადასხვა გენეზისის ფხვნილები:

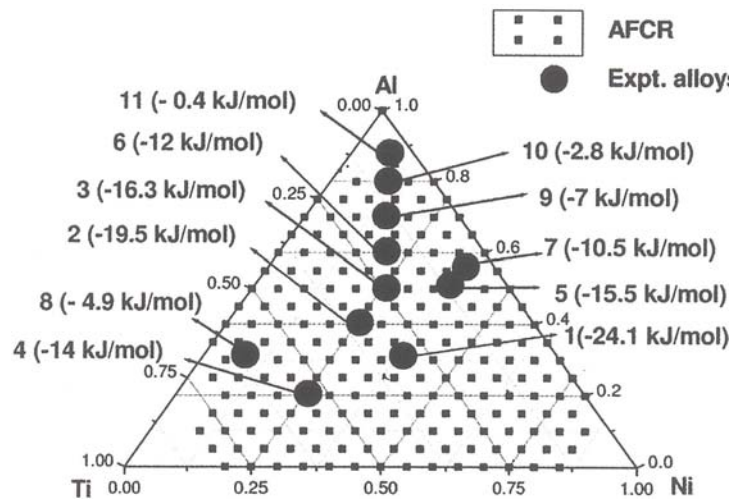
- ✓ მსხვილმარცვლოვანი Ti (სისუფთავე-99.0%),
- ✓ Al - ნანოკრისტალური (სისუფთავე-99.0%, ნახ.2.1.1 ა), ნაწილაკთა საშუალო ზომა: 18ნმ; $d < 50$ ნმ; ფორმა-სფერული; კუთრი ზედაპირი: 40-60 მ²/გ; ნაყარი სიმკვრივე 0.08-0.20 გ/სმ³; სიმკვრივე-2.7 გ/სმ³;
- ✓ Ni – ნანოკრისტალური, მწარმოებელი: “MTI” corp., რიჩმონდი, აშშ (ნახ. 2.1.1 ბ)
- ✓ Ni-მსხვილმარცვლოვანი
- ✓ 39Al-61Ni(ატ.%) - პლაკირებული- 50Al-50Ni (მოც.%)
- ✓ 64Ti : 36Al (მას%) - პლაკირებული- 50Ti : 50Al (მოც.%)
- ✓ Ti-Al-Ni – ატომური თანაფარდობით: Al₄₀Ni₂₅Ti₃₅, Al₅₀Ni₂₅Ti₂₅ და Al₈₀Ni₁₀Ti₁₀



სურ. 2.1.1 ნანოკრისტალური ალუმინის (ა) და ნიკელის (ბ) დიფრაქტოგრამები და მიკროსტრუქტურები [www.us-nano.com]

2.2 ფხვნილების დამუშავების/მომზადების მეთოდები

ფხვნილების მომზადება მოიცავს რამდენიმე ეტაპს. პირველ რიგში საჭიროა კაზმის შემადენლობის ოპტიმიზაცია. შემადგენლობის ოპტიმიზაცია საჭიროებს თეორიული და ექსპერიმენტული კვლევების განხორციელებას. პირველ რიგში, თერმოდინამიკური ანალიზის საფუძველზე საჭიროა დადგინდეს კაზმში კომპონენტების პროცენტული თანაფარდობები, რომლებიც ნანოწისქვილში დამუშავების და მექანიკური ლეგირების დროს ექვემდებარებიან ამორფიზაციას და ნანოფხვნილად გარდაქმნას. როგორც უკვე აღვნიშნეთ, ამ მიზნით ჩვენს მიერ გამოყენებულ იქნა “მიდემას” ემპირული მოდელი და ამ მოდელის საფუძველზე [46] მიღებული დიაგრამა ნახ. 2.2.1



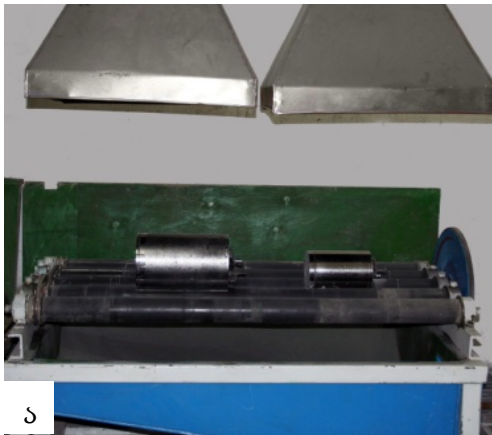
ნახ. 2.2.1. Al-Ni-Ti სისტემაში თერმეტი კომპოზიციის ენთალპია. ამორფიზაციას დაქვემდებარებული საზღვრები [46].

კაზმები მომზადა ფაზური მდგომარეობის დიაგრამის შესაბამისად. შეძენილი ნანოფხვნილების შემთხვევაში კაზმის კომპაქტირებისწინა დამუშავება ჰომოგენიზაციისთვის ხორციელდებოდა ლაბორატორიულ შემრევ მოწყობილობაში (სურ.2.2.2 ა). მსხვილფრაქციული ნარევი

დამუშავდა პლანეტარულ წისქვილში, ჰომოგენიზაციის, პირდაპირი მექანიკური ლეგირების და ნაწილაკთა ზედაპირების აქტივაციის მიზნით.

ამ მიზნით გამოიყენებოდა „Retsch“-ის ფირმის პლანეტარული წისქვილი (სურ.2.2.2.ბ). პლანეტარულ წისქვილში ბურთულების ჯამური მასის კაზმის მასასთან ფარდობა შეადგენდა 10:1, ბრუნვის სიჩქარე - 300 ბრ/წთ.

მექანიკური ლეგირების ხანგრძლივობა თიითოეული კაზმისთვის შეადგენდა: 1სთ; 2სთ; 5სთ; 10სთ; 24სთ; 60სთ;. ამორფიზაციისა და ნანოკრისტალური მდგომარეობების შეფასება, აგრეთვე ფაზური ანალიზი განხორციელდა თანამედროვე რენტგენოსტრუქტურული დიფრაქციული სისტემის - “Scintag XTM” მეშვეობით. ნანოფხვნილების მიღების ოპტიმალური რეჟიმები დადგინდა ექსპერიმენტულად.



სურ. 2.2.2. ა) ლაბორატორიული შემრევი ნარევის ჰომოგენიზაციისთვის; ბ) „Retsch“-ის ფირმის პლანეტარული ნანოწისქვილი ცირკონიუმის ოქსიდის ჭიქებით და ბურთულებით.

2.3 ექსპერიმენტებში გამოყენებული ფეთქებადი ნივთიერებები

ტიტან-ალუმინ-ნიკელის სისტემის ფხვნილებში დარტყმითი ტალღების გენერირებისათვის და თმს-კომპაქტირებისთვის გამოყენებულ იქნა საშტატო ფეთქებადი ნივთიერებები და აფეთქების საშუალებები:

- ამონიუმის გვარჯილის ნარევი დიზელის საწვავთან (95%გვარჯილა-5%დიზელის საწვავი)-იგდანიტი;
- ფლეგმატიზირებული ჰექსოგენი;
- ამონიტები, (ამონიუმის გვარჯილისა და ტროტილის ნარევი)
- უტილიზირებული კოლოიდური დენტები;
- ემულსიური ფნ “პოვერგელ მაგნუმი”
- მაინიცირებელი საშუალებებად: ელექტროდეტონატორი №8, საცეცხლე დეტონატორი და ცეცხლგამტარი ზონარი.

გამოყენებული საბაზო ფეთქებადი ნივთიერებების დეტონაციის მახასიათებლები მოყვანილია 2.3.1 ცხრილში

ცხრილი 2.3.1 საშტატო ფეთქებადი ნივთიერებების მახასიათებლები

ფეთქი ნივთიერება	ნაყარი სიმკვრივე, $\rho \cdot 10^3 \text{კგ/მ}^3$	დეტონაციის სიჩქარე, V მ/წმ	ფოლადის ზედაპირზე გენერირებული წნევა, $P \cdot 10^9 \text{ ნ/მ}^2$
79% NH_4NO_3+ 21% $\text{C}_6\text{H}_2(\text{NO}_2)_3\text{CH}_3$	1.0-1.2	3600-4800	10
95% NH_4NO_3+ 5% $\text{C}_6\text{H}_2(\text{NO}_2)_3\text{CH}_3$	1,00	1700	5
$\text{C}_3\text{H}_6\text{O}_6\text{N}_6$	1.0	6050	20

ექსპერიმენტებში გამოყენებული ზოგიერთი ფეთქებადი მასალების ფოტოხედები ნაჩვენებია ნახ. 2.3.1 –ზე, ხოლო მათი

ტიპიური საიდენტიფიკაციო ნიშნები და მახასიათებლები მოყვანილია ქვემოთ.

ჰექსოგენი: თეთრი კრისტალური ფხვნილი, ნაყარი სიმკვრივით-1,1 გ/სმ³; მონოკრისტალის სიმკვრივე – 1,8 გ/სმ³; დნობის ტემპერატურა – 203,5°C; წყალში უხსნადი; ტოქსიკური, ქიმიურად მდგრადი; ტროტილზე 1,28-ჯერ მეტი აფეთქების სითბო; როდესაც სიმკვრივე - 1,7 გ/სმ³, დეტონაციის სიჩქარე – 8,6 კმ/წმ. მოლეკულის ქიმიური ფორმულა: C₃H₆N₆O₆

ტროტილი: ორმაგი დანიშნულების ფეთქებადი ნივთიერებაა (სამხედრო და სამრეწველო), ქიმიური ფორმულა: C₆H₂CH₃(NO₂). ტროტილი ქიმიურად მდგრადია და ოთახის ტემპერატურაზე არ განიცდის თვითდაშლასა და თვითაალებას. ტუტეებთან შეხებისას წარმოიქმნება ტროტილატები. ისინი გაზრდილი მკვლევარობით ხასიათდებიან მექანიკური ზემოქმედების მიმართ. ძირითადად მზადდება გრანულირებული სფერული ფორმით. აფეთქების სითბო-980-1000კკალ/კგ.

ტროტილის კრისტალები რომბული სიმეტრიისაა; მოყვითალო ფერის, დნობის ტემპერატურა 80,2°C ნაყარი სიმკვრივე-0,9გ/სმ³ დაწნეხილი 4000კგ/სმ²-1,6გ/სმ³; ჩამოსხმულის - 1,54-1,59 გ/სმ³; გამდნარის – 1,467 გ/სმ³. წყალში პრაქტიკულად უხსნადი, 20 °C – ზე 100მლ-ში იხსნება მხოლოდ 0,013გ. ორგანულ გამხსნელებში, ტოლუოლში და აცეტონში კარგად იხსნება და ტემპერატურის ზრდით ხსნადობა იზრდება.



ნახ. 2.3.1 გამოყენებული ფეთქი მასალები: ა) ამონიტი №6 ბ) –სადეტონაციო ზონარი და ცეცხლგამტარი ზონარი; გ) დეტონატორი

2.4 კვლევის მეთოდები

2.4.1 თეორიული კვლევის მეთოდები

აფეთქებით დატვირთულ მასალებში შექმნილი დამაბულ-დეფორმირებული და ენერგეტიკული მდგომარეობის ანალიზისა და გამოთვლების მეთოდები შეირჩა დატვირთვის ინტენსივობის, მასალის სიმტკიცის, სიმკვრივისა და დრეკადობის მუდმივების გათვალისწინებით. იმ შემთხვევაში, როდესაც მასალაში ბგერის გავრცელების გრძივი სიჩქარე ნაკლებია დეტონაციის სიჩქარეზე, გამოყენებულ იქნა ჰიდროდინამიკის თეორიის ძირითადი განტოლებები და ექსპერიმენტულად აგებული ადიაბატები, ხოლო როცა ბგერის გრძივი სიჩქარე სჭარბობდა დეტონაციის სიჩქარეს – დამაბულ

დეფორმირებული მდგომარეობის თეორიული ანალიზისათვის გამოყენებულ იქნა დრეკადობის თეორიისა და მათემატიკური ფიზიკის მეთოდები. პროგრამული პაკეტები “LS DYNA” და “ANSIS”

2.4.2 ფნ-ის დეტონაციის მახასიათებლებისა და მუშაუნარიანობის განსაზღვრის მეთოდები

აფეთქებით წნეხვის ტექნოლოგიაში ერთ-ერთ საპასუხისმგებლო ოპერაციას წარმოადგენს ფეთქებადი მასალის მახასიათებლების სტაბილურობა. დარტყმითი ტალღის სტაბილური პარამეტრები კი დამოკიდებულია სტაბილურად მიმდინარე რეაქციაზე, დეტონაციის სტაციონარულ პროცესზე. აქედან გამომდინარე ყოველ კონკრეტულ შემთხვევაში ექსპერიმენტულად განისაზღვრებოდა შერჩეული ფეთქებადი ნივთიერების დეტონაციის სიჩქარე.

დეტონაციის სიჩქარის დასადგენად სამთო ინსტიტუტში შექმნილია სწრაფად მიმდინარე პროცესების არასტანდარტული ციფრული რეგისტრატორი (ნახ. 2.4.2.1). არსებული ანალოგებისაგან განსხვავებით იგი მუხტის ნებისმიერ წერტილში დეტონაციის ტალღის მოსვლის მომენტების დაფიქსირების საშუალებას იძლევა. ეს კი უზრუნველყოფს ქვემოთ მოყვანილ მაჩვენებლებზე საიმედო ინფორმაციის მიღებას. ხელსაწყოს გამოყენებით შესაძლებელია დადგინდეს:

- დეტონაციის სიჩქარის ცვალებადობა მუხტის მთელ სიგრძეზე;
- ფეთქებადი ნივთიერებების მგრძობიარობა მაინიცირებელი იმპულსის მიმართ.

ხელსაწყოს უზრუნველყოფს:

- დროითი სიგნალების გაზომვის სიზუსტეს 0,125 მკწმ-ის ფარგლებში;

- გამოსაკვლევო პროცესის მიმდინარეობის მაქსიმალურ ხანგრძლივობას სტარტული გადამწოდის ჩართვის მომენტიდან 8,2 მწ, რაც შესაძლებელს ხდის დეტონაციის სიჩქარის აღრიცხვას 15-50 სმ-ის სიგრძის მუხტებში, ამ სიჩქარის საშუალო მნიშვნელობის დადგენას მთლიან მუხტში ან მის ნაწილში.



ნახ 2.4.2.1. ჩქაროსნული პროცესების ციფრული რეგისტრატორები

2.4.3 გრანულომეტრიული შედგენილობის განსაზღვრა

ფხვნილების გრანულომეტრიული ანალიზისთვის და მათი ფრაქციებად დასაყოფად გამოიყენებოდა „რეტჩის“ ნანოწისქვილის საცრების კომპლექტი. გაცრის პროცესი წარმოებდა ქიმიურ გამწოვ კარადაში. განსაკუთრებით ულტრადისპერსული ფხვნილების ნაწილაკების გამოსაყოფად გამოიყენებოდა სედიმენტაციის-დალექვის მეთოდი, რომლის დროსაც განისაზღვრებოდა დალექვის სიჩქარე.

2.4.4 კომპაქტების სიმკვრივის და ფორიანობის შეფასება

კომპაქტების სიმკვრივის განსაზღვრა ხორციელდებოდა არქიმედეს მეთოდით (ჰაერში და სითხეში ჩაძირულ მდომარეობაში აწონვა). სითხეში ჩაძირით აწონვამდე ნიმუშების მომზადების ერთ-ერთ მთავარ პირობას წარმოადგენდა მისი პარაფინირება. მიკროსტრუქტურის ზედაპირის ცალკეულ უბნებში/ჩანართებში ფორიანობის განსაზღვრისთვის გამოიყენებოდა მიკროსკოპი LEICA DM IRM (მოდელი H107DMRB).

2.4.5 სტრუქტურული კვლევების მეთოდები

სტრუქტურული კვლევებისთვის გამოყენებულ იქნა რენტგენოსტრუქტურული, ელექტრონომიკროსკოპული, მიკრორენტგენოსპექტრული და სხვა თანამედროვე მეთოდები და მოწყობილობა-დანადგარები, მათ შორის:

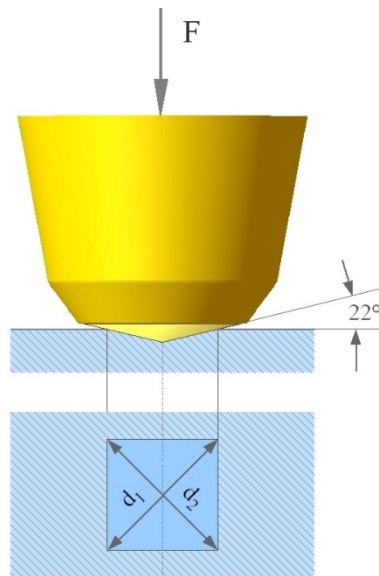
- რენტგენოსპექტრული ანალიზი ჩატარდა დანადგარზე SEM A JEOL 4000EX HRTEM;
- ფაზური ანალიზი SCINTAG Inc., X1™ დიფრაქციული სისტემის გამოყენებით;
- სტრუქტურული ანალიზი - მეტალოგრაფიული და ელექტრონული მიკროსკოპებით;

2.4.6 მექანიკური მახასიათებლებისა და სისალის განაწილების განსაზღვრა

კომპაქტირებული ნიმუშების მექანიკური თვისებებიდან განისაზღვრებოდა მიკროსისალე და დრეკადობის მოდული. მიკროსისალის განსაზღვრა ხდებოდა ვიკერსის მეთოდით (ნახ. 2.4.6.1)

ამ მიზნით კომპაქტირებული ნიმუშების სხვადასხვა ზონიდან ჩამოჭრილ იქნა სათანადო ფორმის ნიმუშები. დისკოს ფორმის ნიმუშებში სისალისა და დრეკადობის მოდულის განაწილება

განსაზღვრებოდა დიამეტრის გასწვრივ, ხოლო გაგლინულ ნიმუშებში ელიფსის დიდი და პატარა დიამეტრის გასწვრივ. მიკროსისალე გამოკვლევულ იქნა როგორც საქართველოს ტექნიკურ უნივერსიტეტში, ასევე ჯორჯიის ტექნოლოგიურ ინსტიტუტში. რამოდენიმე საკონტროლო ნიმუში გამოკვლევულ იქნა კომპანია “Hysitron Inc” – ის სპეციალურ ნანომექანიკური კვლევების ლაბორატორიაში (მინეაპოლისი, აშშ). სადაც ნანომექანიკური ტესტირების ხელსაწყო Hysitron TriboIndenter® იქნა გამოყენებული ფოლადში ჩაწნეხილი ორი NiAl ინტერმეტალიდის ტესტირებისთვის. ბერკოვიჩის ალმასის იდენტორის სინჯით შესწავლილ იქნა 94 წერტილი. მანძილი ანათვლების ადების წერტილებს შორის მცირდებოდა ინტერმეტალიდისა და ფოლადის ზედაპირის შეერთების ზონებთან, რათა მაღალი სიზუსტით დადგენილიყო შეერთების ზონაში თვისებების განაწილების სურათი. დატვირთვა შეადგენდა 5 მნ-ს.



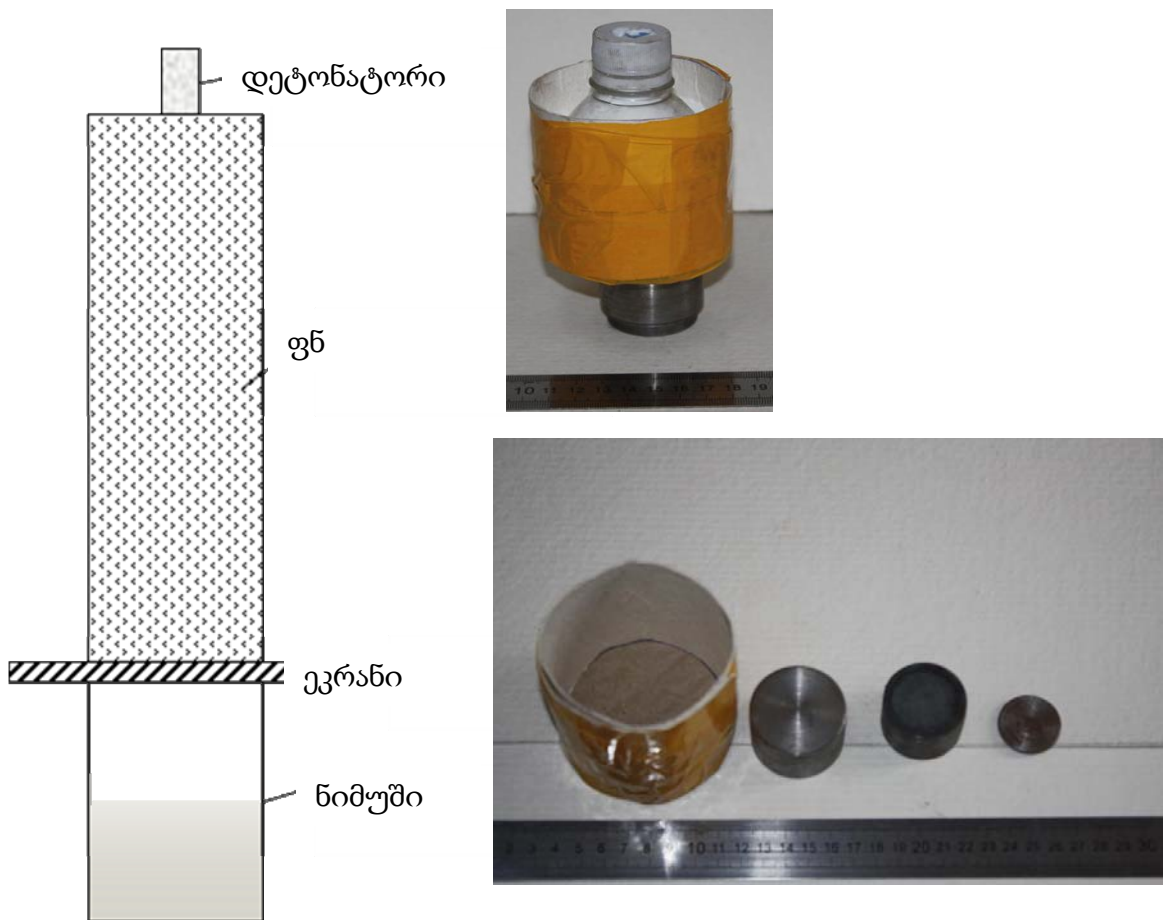
ნახ. 2.4.6.1 მიკროსისალის განსაზღვრის სქემა.

2.4.7 აფეთქებით კომპაქტირების სქემები

Ti-Al-Ni სისტემის კომპოზიციური ფხვნილების აფეთქებით კომპაქტირებისთვის გამოყენებულ იქნა ფორიანი მასალების აფეთქებით დატვირთვის ღერსიმეტრიული და ნორმალური სქემები [64].

დარტყმითი ტალღებით დატვირთვის ექსპერიმენტები ტარდებოდა როგორც ოთახის ტემპერატურებზე, ასევე მაღალ ტემპერატურებზე, სარეაქციო მასის 1000°C – მდე წინასწარი გაცხელების პირობებში. სქემების გამოყენება ხდებოდა სხვადასხვა ვარიაციით.

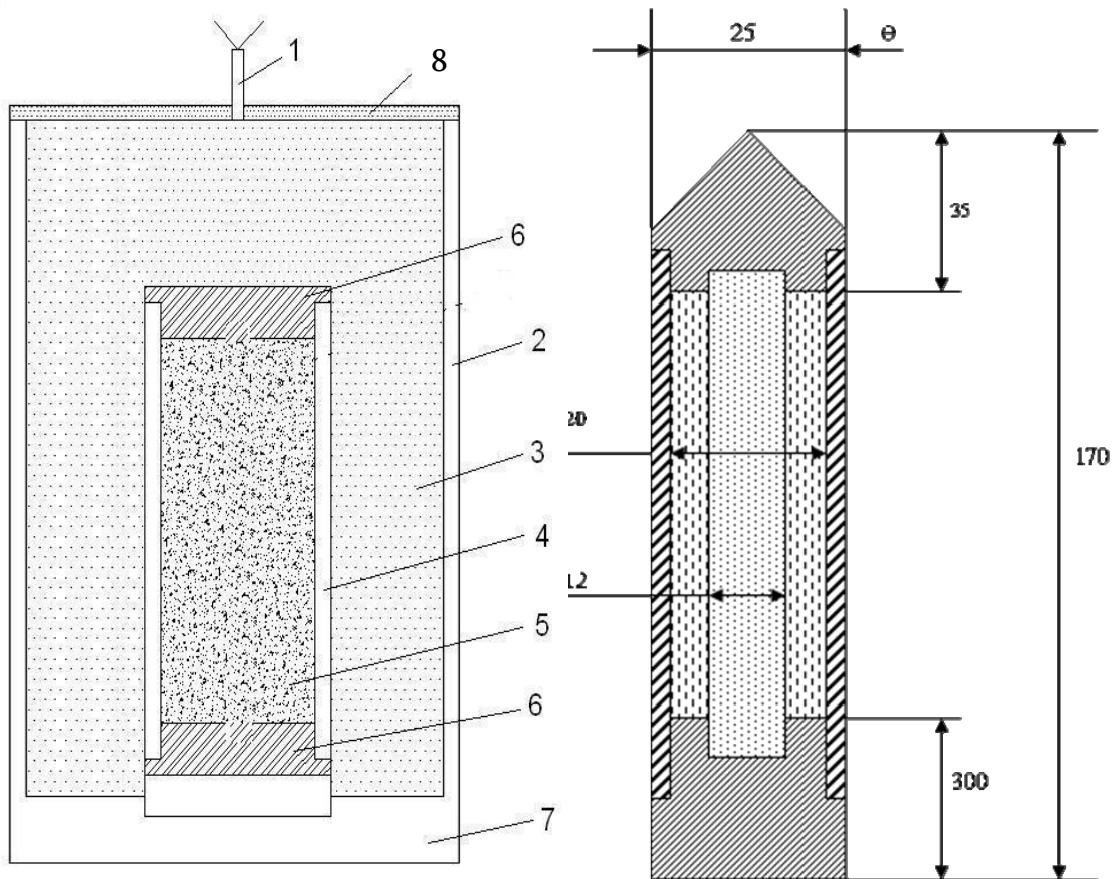
ნორმალური დატვირთვის სქემით კომპაქტირების სქემა ნაჩვენებია ნახ. 2.4.7.1-ზე



ნახ. 2.4.7.1 ექსპერიმენტებში გამოყენებული „ნორმალური“ (ზედაპირისადმი ორთოგონალური) დარტყმითი ტალღებით კომპაქტირების სქემა.

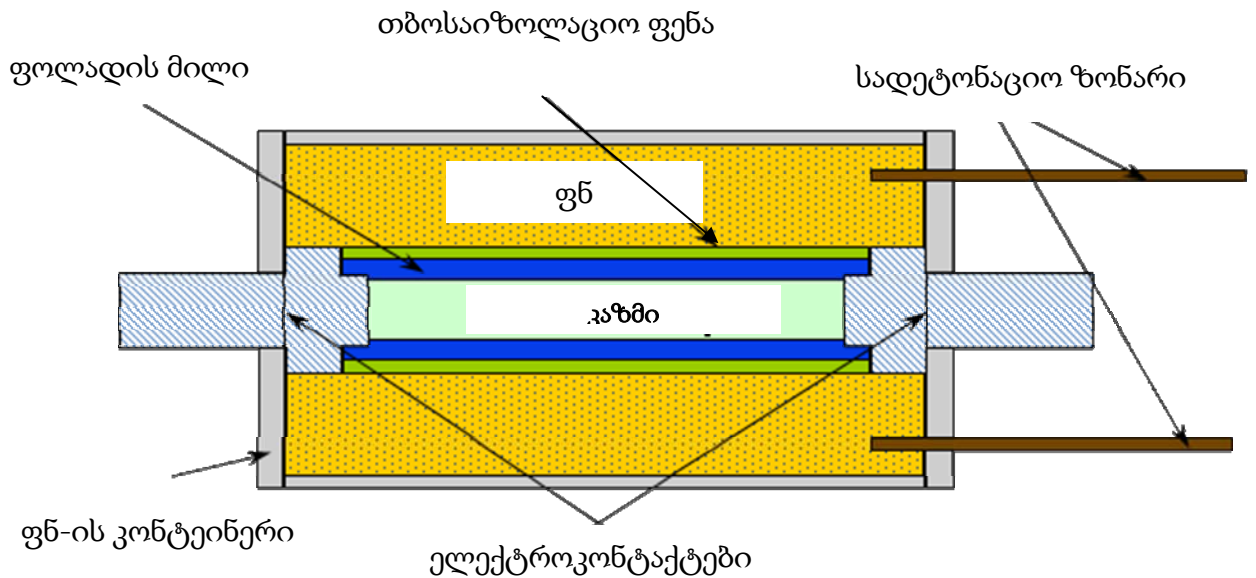
ბრტყელი დატვირთვის სქემაში ფხვნილის კონტეინერსა (ნიმუში) და ფეთქებადი ნივთიერების კონტეინერს შორის თავსდება ფოლადის ან სპილენძის ფირფიტა/ეკრანი, რომლის დანიშნულებას წარმოადგენს

სფერული სეგმენტის პროფილის დარტმითი ტალღის ბრტყელ ტალღად ტრანსფორმაცია, რათა ნიმუშის განივკვეთის სიბრტყის ყველა წერტილში დროის ერთიდაიმავე მომენტში მოქმედი წნევის ინტენსივობა (და შესაბამისად კომპაქტირების პირობები) იყოს ერთგვაროვანი. იდეალიზირებულთან მიახლოებული ბრტყელი ტალღის მიღებას ხელს უწყობს აგრეთვე დეტონაციის სფეროს რადიუსის გაზრდა, რაც ფნ-ის სიმაღლის ზრდით მიიღწევა. ამასთან ერთად, ეკრანის მასალის ცვლილებით შესაძლებელია მაღალი სიზუსტით ვცვალოთ ორი გარემოს გამყოფ ზედაპირზე წნევის მნიშვნელობა, ხოლო ეკრანის სისქის ცვლილება, საშუალებას იძლევა ვარეგულიროთ წნევის მოქმედების დრო-დატვირთვის იმპულსი.



ნახ 2.4.7.2. ოთახის ტემპერატურაზე აფეთქებით კომპაქტირებისა და სინთეზის ლერძსიმეტრიული სქემა: 1-ელდეტონატორი; 2-ფეთქებადი ნივთიერების კონტეინერი; 3-ფეთქებადი ნივთიერება; 4-კაზმის ამპულა-

კონტეინერი; 5- კაზმი; 6-საცობები; 7-ინერტული ფენა; 8-დეტონატორი ფიქსატორი



ნახ 2.4.7.3. წინასწარი გაცხელებით და აფეთქებით კომპაქტირებისა და სინთეზის ღერძსიმეტრიული სქემა [64]

ღერძსიმეტრიული დატვირთვის სქემა ნაჩვენებია ნახ. 2.4.7.2 (ოთახის ტემპერატურაზე) და ნახ. 2.4.7.4-ზე. დასაწნები კაზმი თავსდება ცილინდრულ კონტეინერში (მილში), რომელიც მზადდება მცირენახშირბადიანი ფოლადის, სპილენძის, ალუმინის ან სხვა კარგი პლასტიკური თვისებების მქონე მასალისგან. ფხვნილის ჩატვირთვა კონტეინერში ხორციელდება კვლევებით დადგენილი ტექნოლოგიური რეგლამენტით (იხ. თავი 3). კაზმით ჩატვრთული კონტეინერი კონცენტრულად თავსდება ფეთქებადი ნივთიერების კონტეინერში, რომელიც მზადდება ფენ-ისადმი პასიური მასალისგან (მუყაო ან პოლომერი). კაზმის კონტეინერის ირგვლივ თავსდება ფეთქებადი ნივთიერება. ფენ-ის დეტონაცია ხორციელდება ელექტრული ან საცეცხლე დეტონატორით. ინიცირება სწარმოებს ცილინდრის ზედა ფუძიდან. ნიმუშთან ურთიერთქმედებამდე დარტყმითი ტალღების ფრონტის სტაბილიზაციის მიზნით ფენ-ის კონტეინერის სიმაღლე მისივე დიამეტრის

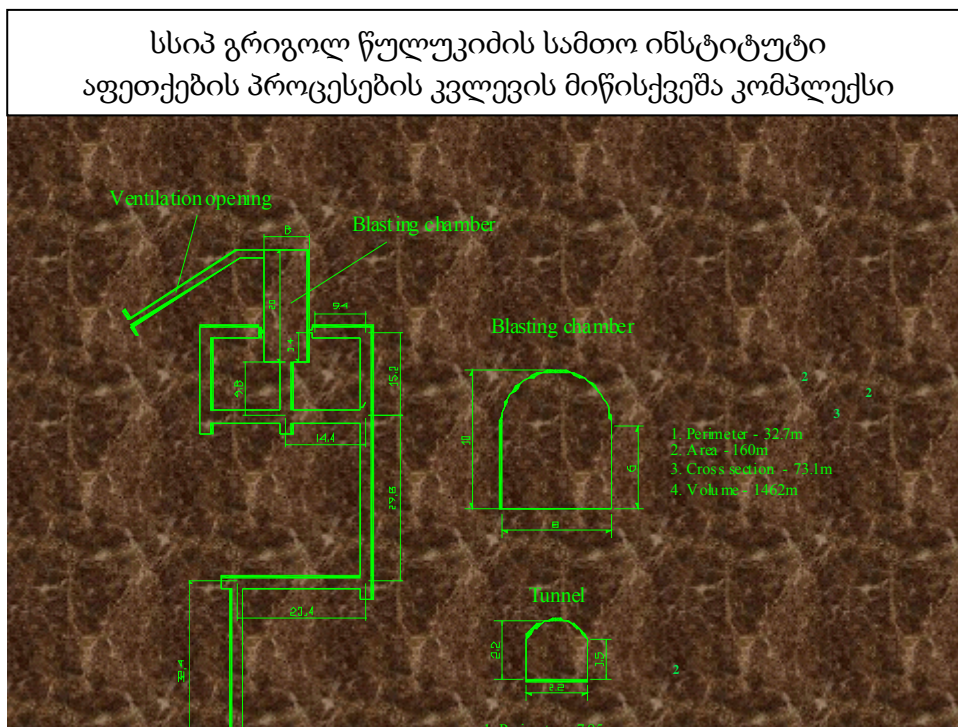
განზომილებით სჭარბობს კაზმის კონტეინერის-ცილინდრის მსახველის სიგრძეს. წინასწარი გაცხელების სქემაში კაზმის კონტეინერსა და ფნ-ს შორის თავსდება თბოსაიზოლაციო მასალა, რათა არ მოხდეს ფნ-ის თვითაალება და შემთხვევითი აფეთქება.

კაზმში თმს-ის რეაქციის ინიცირება ხდება დარტყმითი ტალღის ფრონტზე გენერირებული მაღალი ტემპერატურით. დარტყმითი ტალღების გადაადგილების მაღალი სიჩქარის გამო სარეაქციო მასის ელემენტური ქიმიური შედგენილობა არ/ან უმნიშვნელოდ იცვლება. რეაქციის პარალელურად დარტყმითი და განტვირთვის ტალღების ზემოქმედებით ნიმუშში მიმდინარე ადიაბატური პროცესები იწვევს ზემაღალი სიჩქარით მიმდინარე „წრთობის“ ეფექტებს. ადიაბატური გაცივება განაპირობებს მაღალტემპერატურული ფაზების შენახვას/ფიქსაციას. ცილინდრული სიმეტრიის დარტყმითი ტალღებით კუმშვისას აღძრული მხები ძაბვების ზემოქმედება გამოიწვევს კონტეინერის შიდა ზედაპირსა და თმს-კომპაქტირების რეჟიმში წარმოქმნილი კომპოზიტის შეერთებას-ფგმ-ის ფორმირებას. შეერთების/გარდამავალი ზონის სტრუქტურა როგორც წესი, მრავალფაზიანობით გამოირჩევა. შუალედური/მრავალფაზიანი სტრუქტურა უზრუნველყოფს ფგმ-ის ფენებს შორის თვისებების მდორე ცვლილებას/გრადიენტს და შესაბამისად ფგმ-ის მაღალ ხარისხს. Ti-Al-Ni სისტემაში აფეთქებით თმს-კომპაქტირების რეჟიმში წარმოიქმნება კომპოზიტები, ინტერმეტალიდების ან/და მიკრომექანიკური ნარევების სახით. გარე ჟანგბადთან რეაქციის შემთხვევაში შესაძლოა წარმოიქმნას ოქსიდებიც.

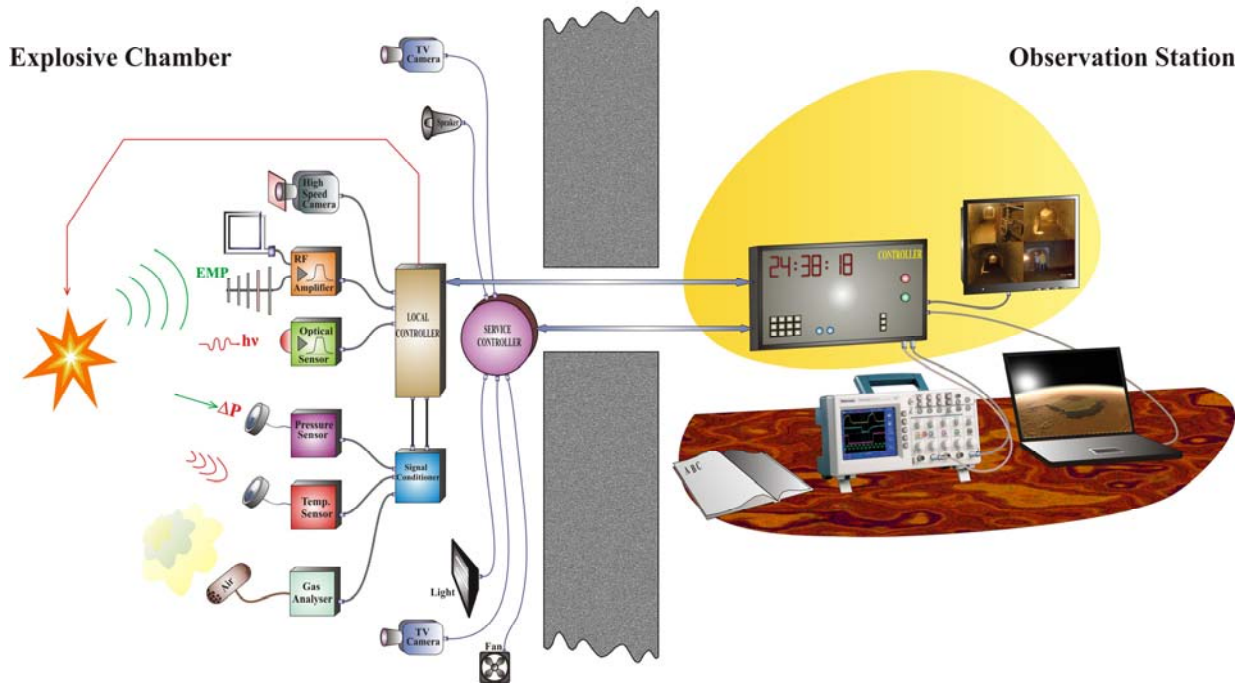
2.5 ექსპერიმენტული ბაზის აღწერა

აფეთქებით ინიცირებული დარტყმითი ტალღების თანხლებით თმს-ის ექსპერიმენტები ჩატარდა მიწისქვეშა ექსპერიმენტულ ბაზაზე [65]. მაგისტრატურისა და დოქტურანტურის საგანმანათლებლო პროგრამებში/პროცესში მიწისქვეშა ბაზის ერთობლივ გამოყენებაზე არსებობს სათანადო მემორანდუმი აიპ საქართველოს ტექნიკურ უნივერსიტეტსა და გრიგოლ წულუკიძის სამთო ინსტიტუტს შორის.

კომპლექსი სქემატურად წარმოდგენილია ნახ. 2.5.1-ზე, ხოლო მისი აღჭურვილობა და კვლევების ჩატარების პოტენციური სქემატურად წარმოდგენილია ნახ. 2.5.2-ზე.



ნახ. 2.5.1 მიწისქვეშა კომპლექსის სქემა



ნახ 2.5.2. ასაფეთქებელი ბაზის აღჭურვილობა (სქემატურად)

მიწისქვეშა ასაფეთქებელი კომპლექსი შედგება გვირაბების სისტემისგან, რომელიც უკავშირდება მთავარ შახტას-კამერას, სადაც ხორციელდება საამფეთქებლო სამუშაოები. ასაფეთქებელი კომპლექსი საპროექტო მონაცემებით გათვლილია 100კგ ტროტილის ექვივალენტური მუხტის მაქსიმალურ სიმძლავრეზე. იგი სპეციალური არხებით და მასში განთავსებული საკაბელო სისტემით უკავშირდება დაკვირვების სადგურს სადაც განთავსებულია დეტონაციის წრედის მოქმედებაში მოსაყვანი და მახლოკირებელი სისტემები, აგრეთვე გამზომი და სარეგისტრაციო აპარატურა. ისე როგორც კამერაში, ასევე გვირაბებში ფნ-ის მუშაუნარიანობის შესაფასებლად განთავსებულია ბიხელის ბომბა, რომელშიც ფეთქი ნივთიერების სინჯის აფეთქების შემდეგ განისაზღვრება, როგორც ფუგასურობა და მუშაუნარიანობა, ასევე აფეთქების პროდუქტების შემცველობა. კალორიმეტრით აღჭურვის პირობებში ბიხელის ხელსაწყო გამოყენებით იზომება აფეთქების დროს გამოყოფილი სითბოს რაოდენობა. გვირაბის პორტალის და კამერის ინტერიერი იხ. ნახ. 2.5.3-ზე.



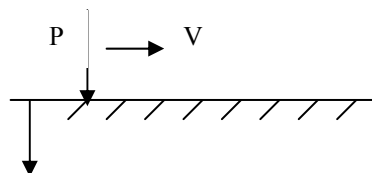
ნახ. 2.5.3. პორტალი (ა) და ინტერიერი (ბ)

3. შედეგები და მათი განსჯა

3.1 დარტყმითი ტალღებით დატვირთულ მასალაში შექმნილი დამაბულ-დეფორმირებული მდგომარეობის ტენზორის კომპონენტების გაანგარიშება

წვრილდისპერსული ნიკელ-ალუმინის, ტიტან-ალუმინის და ტიტან-ალუმინ-ნიკელის კომპოზიციური ფხვნილების აფეთქებით წნეხვის რეჟიმების შესარჩევად უაღრესად მნიშვნელოვანია თეორიულად მაქსიმალურად კორექტულად განისაზღვროს აფეთქებით გენერირებული დატვირთვებით მასალაში შექმნილი ენერგეტიკული მდგომარეობა. საკითხის ზოგადი ანალიზი გვიჩვენებს, რომ იმ შემთხვევებში, როდესაც მასალაზე მოქმედი მკუმშავი წნევის იმპულსის გადაადგილების სიჩქარე არ სჭარბობს ამავე მასალის შეუშფოთავ გარემოში ბგერის გავრცელების გრძივი სიჩქარის მნიშვნელობას, დატვირთვის პარამეტრების გამოსათვლელად ჰიდროდინამიკის თეორიის გამოყენებამ შესაძლოა (ალბათ გარდაუვალიც) გამოიწვიოს დიდი ცდომილებები [66, 67, 68, 69, 70 71]. ამიტომ ასეთ შემთხვევებში პროცესის აღსაწერად მიზანშეწონილია ყოველი კონკრეტული პირობებისათვის პრობლემის გადაწყვეტა ვეძებოთ დინამიკური ამოცანების ზოგადი განტოლებების კერძო ამონახსნებში.

განვიხილოთ კერძო შემთხვევები და გამოვთვალოთ ძაბვების კომპონენტები Ni, Ti, Al და მათ კომპოზიციებში, როდესაც მათზე ზემოქმედებას ახორციელებს დეტონაციის ტალღის სრიალა ფრონტი (ნახ. 3.1.1)



ნახ. 3.1.1. დატვირთვა ნახევარსიბრტყის საზღვარზე ($Y=0$) მუდმივი სიჩქარით ($V=V_{\text{დეტონაციის}} = \text{Constant}$) მოძრავი წნევის იმპულსით

პროცესის მოდელირებისას მხედველობაში უნდა მივიღოთ ის გარემოება, რომ ნიმუში მოთავსებული ფოლადი 3 – ის ამპულა/კონტეინერში. ასეთ შემთხვევაში ფეთქებადი ნივთიერების დეტონაციის შედეგად ინიცირებული წნევის იმპულსი, ვრცელდება ფხვნილის ამპულა/კონტეინერის საზღვარზე მუდმივი სიჩქარით ($V=V_{დეტონაციის} = \text{Constant}$) მაშასადამე, ამ პირობებში დატვირთულ მასალაში ძაბვის კომპონენტების (ძაბვის ტენზორის კომპონენტები) გამოსათვლელად მიზანშეწონილია (საკმაოდ კარგი მიახლოებით) გამოვიყენოთ დრეკადობის თეორიის კერძო ამონახსნები.

დინამიკურ ამოცანებში, როდესაც მოძრაობის განტოლებები შემდეგი სახისაა:

$$\frac{\partial \sigma_x}{\partial x} + \frac{\partial \tau_{xy}}{\partial y} = \rho \frac{\partial^2 u}{\partial t^2}; \quad \frac{\partial \tau_{xy}}{\partial x} + \frac{\partial \sigma_y}{\partial y} = \rho \frac{\partial^2 V}{\partial t^2} \quad (6)$$

(ρ -მასალის სიმკვრივეა, u და V წანაცვლებები)

ძაბვისა და წანაცვლების კომპონენტებს შორის კავშირს აქვს შემდეგი სახე:

$$\sigma_x = \lambda \left(\frac{\partial u}{\partial x} + \frac{\partial V}{\partial y} \right) + 2\eta \frac{\partial u}{\partial x}; \quad \sigma_y = \lambda (\partial u / \partial x + \partial v / \partial y) + 2\mu \partial v / \partial y; \quad \tau_{xy} = \mu (\partial v / \partial x + \partial u / \partial y)$$

სადაც $\lambda = E\sigma / (1+\sigma)(1-2\sigma)$ და $\mu = E/2(1+\sigma)$ ლამეს დრეკადობის მუდმივებია.

დამხმარე ფუნქციების: $\varphi(x, y, t)$ და $\psi(x, y, t)$ შემოტანით, იმ პირობებით, რომ

$$U = \partial \varphi / \partial x + \partial \psi / \partial y; \quad V = \partial \varphi / \partial y - \partial \psi / \partial x \quad (7)$$

და მათი შესაბამისი ტრანსფორმაციით და დროის ცვლადის t -ს τ -ით შეცვლით, მოძრაობის განტოლებები მიიღებს შემდეგ სახეს:

$$\partial^2 \varphi / \partial \tau^2 = \nabla_1^2 \varphi; \quad \beta \partial^2 \psi / \partial \tau^2 = \nabla_1^2 \psi \quad (8)$$

სადაც : $\beta = C_1^2 / C_2^2 = \lambda + 2\mu / \mu$; $C_1^2 = \lambda + 2\mu / \rho$; $C_2^2 = \mu / \rho$;

მოძრაობის განტოლების (3) ამონახსნელად, როდესაც ნახევარსიბრტყის ზედაპირზე $y > 0$ მოძრაობს წნევის იმპულსი $P = (x, \tau)$, ფურიეს გარდაქმნების [23], გამოყენებით ძაბვის კომპონენტებისთვის მიიღება ზოგადი გამოსახულებები ფურიეს ტრანსფორმანტას მეშვეობით

$$\begin{aligned}\sigma_y &= -\frac{1}{2\pi} \int_{-\infty}^{+\infty} \int_{-\infty}^{+\infty} \frac{\bar{p}}{f+g} \left[f e^{-(\xi^2 - \beta^2 \zeta^2)^{1/2}} + g e^{-(\xi^2 - \beta^2 \zeta^2)^{1/2} y} \right] e^{-i(\xi x + \zeta \tau)} d\xi d\zeta \\ \sigma_x + \sigma_y &= -\frac{\lambda + \mu}{2\eta\pi} \int_{-\infty}^{+\infty} \int_{-\infty}^{+\infty} \frac{\zeta^2 \bar{p}}{f+g} (\xi^2 - \frac{1}{2} \beta^2 \zeta^2) e^{-(\xi^2 - \zeta^2)^{1/2} y - i(\xi x + \zeta \tau)} d\xi d\zeta \quad (9) \\ \tau_{xy} &= \frac{1}{2\pi} \int_{-\infty}^{+\infty} \int_{-\infty}^{+\infty} \frac{i\xi \bar{p}}{f+g} (\xi^2 - \zeta^2) (\xi^2 - \frac{1}{2} \beta^2 \zeta^2) \left[e^{-(\xi^2 - \zeta^2)^{1/2} y} - e^{-(\xi^2 - \beta^2 \zeta^2)^{1/2} y} \right] e^{-i(\xi x + \zeta \tau)} d\xi d\zeta\end{aligned}$$

სადაც, $P(\xi, \zeta)$, ფურიეს ფუნქციის ორგანზომილებიანი ტრანსფორმანტაა

$$\bar{p}(\xi, \zeta) = \frac{1}{2\pi} \int_{-\infty}^{+\infty} \int_{-\infty}^{+\infty} p(x, \tau) e^{i(\xi x + \zeta \tau)} dx d\tau \quad (10)$$

f და g ფუნქციები განსაზღვრულია როგორც:

$$f(\xi^2, \zeta^2) = -(\xi^2 - \frac{1}{2} \beta^2 \zeta^2)^2; \quad g(\xi^2, \zeta^2) = \xi^2 (\xi^2 - \zeta^2)^{1/2} (\xi^2 - \beta^2 \zeta^2)^{1/2} \quad (11)$$

ზემოაღნიშნული ზოგადი ამონახსნების გამოყენებით, როდესაც ნახევრადუსასრულო დრეკადი სიბრტყის ზედაპირზე $y=0$ მუდმივი სიჩქარით მოძრაობს წნევის იმპულსი $P = \chi(x)$ და იმის გათვალისწინებით, რომ $P(x, \tau) = (x - vt)$, ამონახსნები ძაბვის კომპონენტებისათვის სხეულის რომელიმე კონკრეტულ კოორდინატში გამოითვლება გამოსახულებით:

$$\begin{aligned}\sigma_y &= -\frac{2}{\pi} \int_0^{\infty} \bar{\chi}(\xi) \cos[\xi(x - Vt)] \left[\frac{\theta}{\theta + \varphi} e^{-(1-\beta_1^2)y\xi} + \frac{\varphi}{\theta + \varphi} e^{-(1-\beta_2^2)^{1/2} y\xi} \right] d\xi \\ \sigma_x + \sigma_y &= -\frac{2(1-\beta_1^2)^{1/2} (1-\frac{1}{2}\beta_2^2)}{\pi\eta(\theta + \varphi)} \int_0^{\infty} \bar{\chi}(\xi) e^{-(1-\beta_1^2)^{1/2} y\xi} \cos[\xi(x - Vt)] d\xi \quad (12) \\ \tau_{xy} &= \frac{2(1-\beta_1^2)(1-\frac{1}{2}\beta_2^2)}{\pi(\theta + \varphi)} \int_0^{\infty} \bar{\chi}(\xi) \left[e^{-(1-\beta_1^2)^{1/2} y\xi} - e^{-(1-\beta_2^2)^{1/2} y\xi} \right] \sin[\xi(x - Vt)] d\xi\end{aligned}$$

თუ P არის ზედაპირის საზღვარზე წერტილოვანი შეყურსული ძალა და $\chi(\xi) = \frac{1}{2} P$, მაშინ ინტეგრალური გარდაქმნების საფუძველზე (12) დან მივიღებთ გამოსახულებებს:

$$\begin{aligned}\sigma_y &= -\frac{p}{\pi} \int_0^\infty \frac{\theta}{\theta + \varphi} e^{-(1-\beta_1^2)^{1/2} y \xi} \cos[\xi(x-Vt)] d\xi - \frac{p}{\pi} \int_0^\infty \frac{\varphi}{\theta + \varphi} e^{-(1-\beta_2^2)^{1/2} y \xi} \cos[\xi(x-Vt)] d\xi = \\ &= -\frac{p}{\pi} \left[\frac{\theta}{\theta + \varphi} \int_0^\infty e^{-(1-\beta_1^2)^{1/2} y \xi} \cos[\xi(x-Vt)] d\xi + \frac{\varphi}{\theta + \varphi} \int_0^\infty e^{-(1-\beta_2^2)^{1/2} y \xi} \cos[\xi(x-Vt)] d\xi \right]\end{aligned}$$

(13)

ცხადია, რომ

$$\int_0^\infty e^{-bx} \cos ax dx = \frac{b}{a^2 + b^2}; \quad \int_0^\infty e^{-bx} \sin ax dx = \frac{a}{a^2 + b^2}$$

სადაც, a და b მუდმივი სიდიდეებია. მაშინ, (12) გამოსახულებები შეიძლება ჩაიწეროს ცხადი სახით:

$$\sigma_y = -\frac{py}{\pi} \left[\frac{(1-\beta_1^2)^{\frac{1}{2}}}{(x-Vt)^2 + (1-\beta_1^2)y^2} \cdot \frac{\theta}{\theta + \varphi} + \frac{(1-\beta_2^2)^{\frac{1}{2}}}{(x-Vt)^2 + (1-\beta_2^2)y^2} \cdot \frac{\varphi}{\theta + \varphi} \right]$$

ანალოგიურად:

$$\begin{aligned}\sigma_x + \sigma_y &= -\frac{py}{\pi} \cdot \frac{\beta_1^2(\lambda + \mu)(1 - \frac{1}{2}\beta_2^2)}{\mu(\theta + \varphi)} \cdot \frac{(1-\beta_2^2)^{\frac{1}{2}}}{(x-Vt)^2 + (1-\beta_1^2)y^2} \\ \tau_{xy} &= \frac{p}{\pi} \cdot \frac{(1-\beta_1^2)^{\frac{1}{2}}(1 - \frac{1}{2}\beta_2^2)}{(\theta + \varphi)} \cdot \left[\frac{1}{(x-Vt)^2 + (1-\beta_1^2)y^2} - \frac{1}{(x-Vt)^2 + (1-\beta_2^2)y^2} \right] \cdot (x-Vt)\end{aligned}$$

(14)

სადაც, $\theta = -(1-0,5\beta_2^2)^2$; $\varphi = (1-\beta_1^2)^{1/2}(1-\beta_2^2)^{1/2}$; $\beta_1=V/C_1$; $\beta_2=V/C_2$; (12)

გავანალიზოთ ნორმალური და მხები ძაბვების მიღებული გამოსახულებები:

როგორც ვხედავთ, (14) გამოსახულებებით დაძაბულობები გამოითვლება ნამდვილ რიცხვთა სიმრავლეში იმ შემთხვევაში, როდესაც სრულდება პირობები:

$$1-\beta_1^2 > 0 \quad 1-\beta_2^2 > 0 \quad \text{ე.ი.} \quad \beta_1=V/C_1 < 1 \Rightarrow V < C_1; \quad \beta_2=V/C_2 < 1 \Rightarrow V < C_2.$$

ვისარგებლოთ ამ გამოსახულებებით და გამოვთვალოთ დაძაბულობის ტენზორის კომპონენტები ტიტან-ალუმინისა და ნიკელ-ალუმინის სისტემაში. გამოთვლების დროს ვსარგებლობთ 3.1.1 ცხრილში მოყვანილი

ფხვნილის კომპონენტების მახასიათებლებით და მე-2.3.1 ცხრილში წარმოდგენილი ფეთქებადი მასალების მახასიათებლებით:

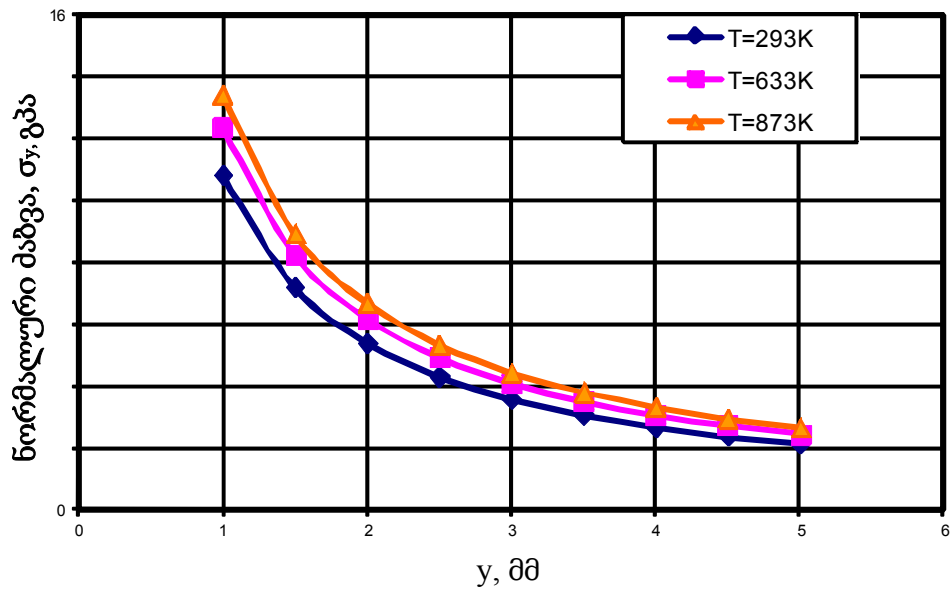
ცხრილი 3.1.1 ალუმინის, ტიტანის და ნიკელის ზოგიერთი მექანიკური და სითბური მახასიათებლები

მასალის დასახელება	სიმკვრივე $\rho \times 10^{-3}$ კგ/მ ³	იუნგის მოდული, $E \times 10^{-10}$ ნ/მ ²	პუასონის კოეფიციენტი	ძვრის მოდული $G \times 10^{-10}$ ნ/მ ²	ბერის სიჩქარე, კმ/წმ	
					გრძ.	გან.
ნიკელი	6.96	20.2	0.3	7.7	5.63	2.96
ალუმინი	2.7	6.85	0.35	2.45	6.26	3.08
ტიტანი	4.35	-	0.3	-	-	-
მასალა	დრეკადობის მოდული სხვადასხვა ტემპერატურაზე, E გპა				C_p , J/mol. °C	
	4K	293K	633K	873K		
Ni	239.1	196.0	187.0	188.0	24.35	
Al	74.4	70.8	54.9	49.2	25.77	

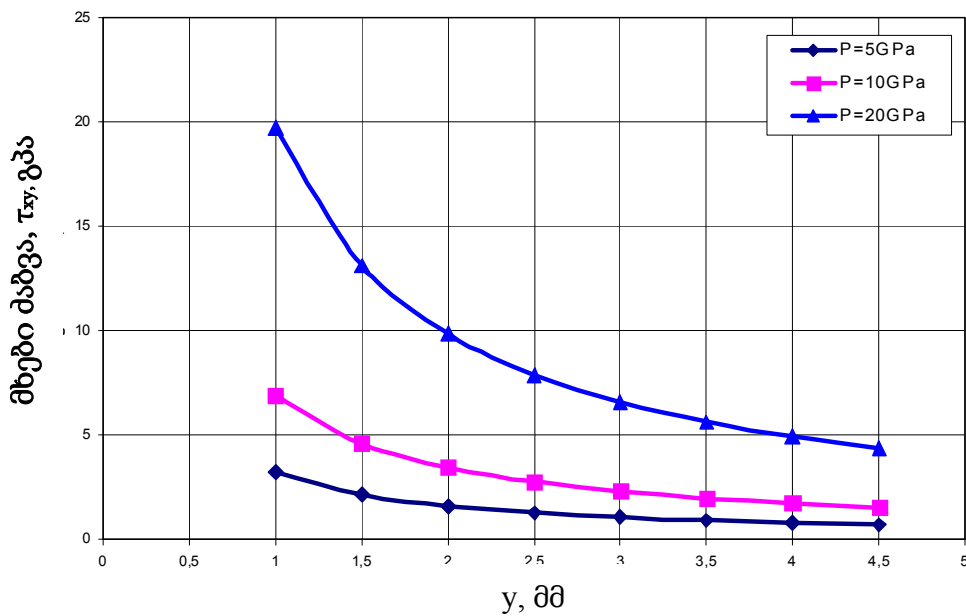
ცხრილებში მოყვანილი მონაცემების მიხედვით ირკვევა, რომ როდესაც დატვირთვა (წნევის იმპულსი) $P=5-10$ გპა-ის ფარგლებშია β_1 და β_2 - ის მნიშვნელობები აკმაყოფილებენ განხილული მოდელის პირობებს და განტოლებები ამონახსნებს იძლევა ნამდვილ რიცხვთა სიმრავლეში.

დაძაბულობების განტოლებების/ალგორითმების მიხედვით ჩვენს მიერ შეიქმნა პროგრამა და გამოთვლილ იქნა მათი განაწილება როგორც დროის კონკრეტული მომენტისთვის, ასევე მოცემულ კოორდინატებში დროში ცვალებადობის მიხედვით.

მიღებული შედეგები გრაფიკულად მოყვანილია ნახ. 3.1.2-ზე, ნახ. 3.1.3-ზე და ნახ. 3.1.4-ზე.

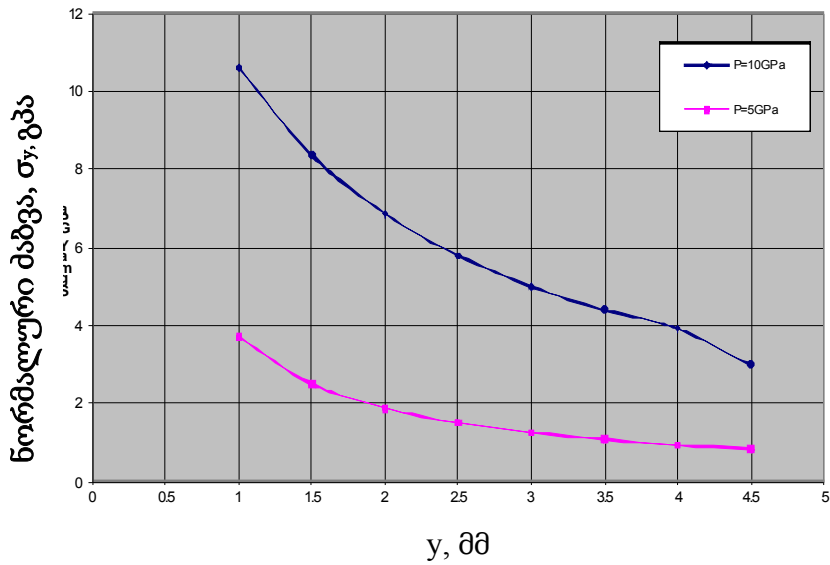


ნახ. 3.1.2. ნორმალური ძაბვების განაწილება 50Al -50Ti სისტემაში 10გპა წნევით სხვადასხვა ტემპერატურაზე დატვირთვის შემთხვევაში

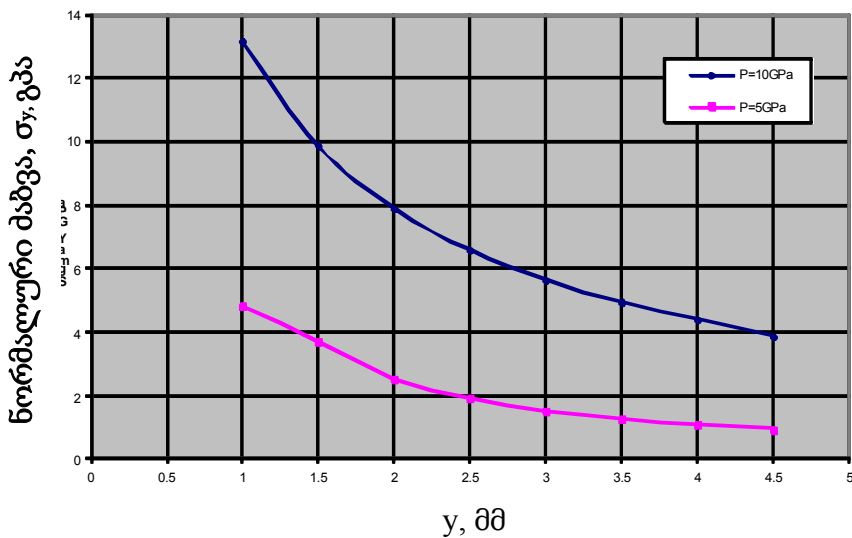


ნახ. 3.1.3. მხები ძაბვების განაწილება 50%Ti-50%Al –ის სისტემაში, სხვადასხვა ინტენსივობით აფეთქებით დატვირთვის შემთხვევაში

ნორმალური ძაბვების განაწილება დარტყმითი ტალღებით დატვირთულ 63Al-37Ni (ატ.%) სისტემაში



ნორმალური ძაბვების განაწილება დარტყმითი ტალღებით დატვირთულ 23Al-77Ni (ატ.%) სისტემაში



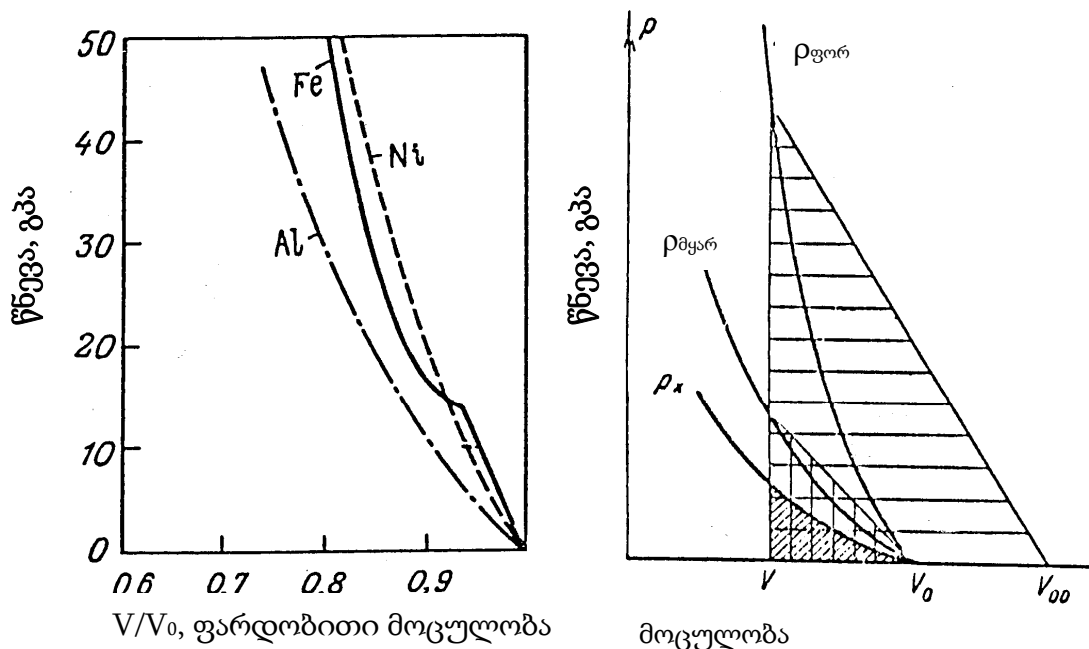
ნახ. 3.1.4 ნორმალური ძაბვების განაწილება Ni-Al –ის კომპოზიციაში

იმ შემთხვევაში, როდესაც წნევის იმპულსი სჭარბობს ზემოთაღნიშნულ მნიშვნელობებს, ანუ დეტონაციის სიჩქარე მეტია ბგერის გავრცელების გრძივ სიჩქარეზე ($V_{იბ.} \geq C_1$), მაშინ დაძაბულ-დეფორმირებული მდგომარეობის ანალიზისთვის, მასალა, რომელზედაც ხორციელდება დარტყმითი ტალღებით ზემოქმედება, ჩათვლილია

უკუმშვად სითხედ და შესაბამისად თეორიული გაანგარიშებისათვის გამოყენებულ იქნა ჰიდროდინამიკის თეორიის მიდგომები. იმისათვის რომ უფრო ზუსტად გაანალიზდეს აფეთქებით დატვირთულ მასალაში მიმდინარე პროცესები, უადრესად მნიშვნელოვანია შეფასდეს სისტემის სრული შინაგანი ენერჯის ცვლილება.

სრული შინაგანი ენერჯის ნაზრდი და ნარჩენი ტემპერატურა დარტყმითი ტალღებით დატვირთულ სისტემაში შეფასდა ნახევრადემპირული მეთოდით, ექსპერიმენტული ადიაბატების გამოყენებით. კერძოდ, როგორც ცნობილია [24, 25], დარტყმითი ტალღებით დატვირთვისას მასალის მიერ მიღებული შინაგანი ენერჯის ნაზრდი შეიძლება გამოითვალოს ჰიუგონიოს დამოკიდებულებით:

$E-E_0 = \frac{1}{2} (P+P_0) (V-V_0)$ [36]. (სადაც, (P_0, V_0) და (P, V) წარმოადგენს წნევასა და მოცულობას დარტყმით დატვირთვამდე და დარტყმითი დატვირთვის შემდეგ) და იგი ტოლია V_0VP სამკუთხედის ფართობის (ნახ. 3.1.5). სადაც, V_0 – ფორიანი მასალის მოცულობაა.



ნახ. 3.1.5. ა) ჰიუგონიოს მრუდები, დარტყმითი ტალღებით დატვირთვამდე და დატვირთვის შემდეგ; ბ) დარტყმითი ტალღებით შეკუმშული ფხვნილების P-V დიაგრამა

თუ ჩვენ განვიხილავთ ნიკელ-ალუმინის კომპოზიციას, მაშინ იმისათვის რომ განვსაზღვროთ თერმული და დრეკადი ნაწილების წვლილი სრული შინაგანი ენერგიის ნაზრდში, ჩვენ უნდა დავეყრდნოთ Ni-ის დარტყმით ადიაბატას.

ჩვენს მიერ გამოყენებული ფეთქებადი ნივთიერებების შემთხვევაში დატვირთვის მაქსიმალური ინტენსივობა (წნევა) 20 გპა-ის ტოლია. როგორც ადიაბატებიდან სჩანს, Ni -ში 20გპა წნევას შეესაბამება კუთრი მოცულობა $V/V_0 \approx 0.90$. ზემოაღნიშნული დამოკიდებულებების შესაბამისად, ნიკელში შინაგანი ენერგიის მაქსიმალური ნაზრდი $E \approx \frac{1}{2} P \Delta V = \frac{1}{2} 20 \cdot 10^9 \cdot 0.1 V_0 = 10^9 V_0$ (ჯოულს). კუთრი შინაგანი ენერგია (მოცულობის ერთეულის ენერგია) ტოლია $\epsilon_0 = E/M = E/\rho_0 V_0 = 10^9/8600 \approx 11.6 \cdot 10^4$ (ჯოული/კგ) დრეკადი წვერის ჩათვლით. თუ მხედველობაში მივიღებთ იმ ფაქტს, რომ ნარჩენი ტემპერატურა $P = 20 \text{ Gpa}$, $T_0 = 20^\circ \text{C}$ რეჟიმში დარტყმითი დატვირთვის შემდეგ არ სჭარბობს ($80-100^\circ \text{C}$) –ს [72], ჩვენ შეგვიძლია გამოვთვალოთ შინაგანი ენერგიის ნაზრდის დრეკადი ნაწილი: $\epsilon_e = \epsilon_0 - \epsilon_T = \epsilon_0 - C_p T_r = 7.2 \cdot 10^4$ ჯ/კგ. (სადაც, ϵ_0 და ϵ_T სრულ კუთრ შინაგან ენერგიაში დრეკადი და თერმული წვერებია შესაბამისად, ხოლო T_r –ნარჩენი ტემპერატურაა). დარტყმითი ტალღებით დატვირთვის დროს ერთი და იგივე გვარის მყარ და ფხვნილოვან მასალაში $\epsilon_e = \text{const}$ [33]. მაშინ ჩვენ შეგვიძლია გამოვთვალოთ ნარჩენი ტემპერატურა, რომელიც წარმოიქმნება Al -Ni კომპოზიციაში აფეთქებით დატვირთვებისას.

მაგალითად, 50%Al-50%Ni (მას %) კომპოზიციისთვის: თუ $\rho_{00} = 0.5\rho_0$, (ρ_{00} – ნაყარი სიმკვრივეა); $P = 20 \text{ გპა}$; $T_0 = 20^\circ \text{C}$; ჩვენ გვექნება: $\epsilon_{00} = 23.2 \cdot 10^4$ (ჯოული/კგ); $T_r = (\epsilon_{00} - \epsilon_e)/C_p \approx 360^\circ \text{C}$.

ანალოგიური მეთოდით, როდესაც: $P = 10 \text{ Gpa}$; $T_0 = 20^\circ \text{C}$; $T_r \approx 120^\circ \text{C}$.

ასეთი გამოთვლებით და ფაზური დიაგრამების მეშვეობით, შესაძლებელი ხდება იმ თერმოდინამიკური მდგომარეობის პროგნოზირება, რომელიც შესაძლებელს გახდის მივიღოთ სასურველი შედეგი.

3.2 აფეთქებით დატვირთვის პარამეტრების გავლენა Ti-Al-Ni ულტრადისპერსული ფხვნილების კომპაქტირების პროცესზე

3.2.1 საწყისი სიმკვრივის როლი აფეთქებით წნეხვის პროცესში

ლითონური ფხვნილებისგან მომზადებული კაზიმების აფეთქებით წნეხვის ტექნოლოგიაში ერთ-ერთ მნიშვნელოვან პარამეტრს წარმოადგენს დასაწნეხი კაზიმის/ფხვნილის საწყისი სიმკვრივე. ტიტან-ალუმინ-ნიკელის სისტემის ფხვნილებისთვის აფეთქებით წნეხვის პროცესის საწყის სიმკვრივეზე დამოკიდებულების დასადგენად ექსპერიმენტები ჩატარდა სხვადასხვა საწყისი სიმკვრივის კაზიმზე, როგორც ბრტყელი/ორთოგონალური, ასევე ღერძსიმეტრიული/ცილინდრული სქემით.

ექსპერიმენტულად დადგინდა, რომ ნაყარი სიმკვრივის (თეორიული სიმკვრივის 30-40%) კაზიმის აფეთქებით დატვირთვა იწვევს კუმშვის ტალღის ანომალიას. ნაწილაკების აჩქარება მაქსიმალურია, მათი კინეტიკური ენერგია აღწევს შესაძლებლის მაქსიმუმს, ხოლო სიჩქარის ტანგენციალური მდგენელი მინიმალური. ამ პირობებში ადიაბატის სვლა ხშირ შემთხვევაში ანომალურია. შემჭიდროების ნაცვლად ადგილი აქვს გაფართოებას და თუ ამ დროს კაზიმის კონტეინერში წარმოქმნილი გამჭიმავი ძაბვები გადააჭარბებს მის სიმტკიცის ზღვარს გაწყვეტაზე/ან დაღუნვაზე, მაშინ მისი მთლიანობა ირღვევა (ან გეომეტრია მახინჯდება) და კაზიმი განიბნევა.

განსაკუთრებით კრიტიკულია დამაბულ-დეფორმირებული მდგომარეობის სურათი ნაყარი სიმკვრივის კაზიმის დატვირთვისას ცილინდრულ სქემაში. მაღალი ფოროვნების მქონე გარემოში შექმნილი დარტყმითი ტალღის „მაბრი“ცილინდრის ღერძის გასწვრივ ზებგერითი სიჩქარით გადაადგილების დროს წარმოქმნის „მახის ზონას“. დარტყმითი ტალღის მაბრის გადაადგილებას მოჰყვება მაღალი სიჩქარით გადაადგილებადი კონიკური ფორმის (კუმულაციურთან მიახლოებული)

მასის/ფხვნილის ნაკადი. იგი ნიმუშის ცენტრში აყალიბებს მცირე დიამეტრის არასწორ ცილინდრულ სიღრუვეს, ხოლო კონტეინერის ფუძეზე ზემოქმედებისას, მის თავისუფალ ზედაპირზე წარმოქმნილ ნიშანცვლად ძაბვებთან ერთად არღვევს მას და გრემოში გამოტყორცნის კაზმის 70-80%-ს. ასეთი პროცესის შედეგად მიღებული შედეგის ტიპური სურათი ნაჩვენებია ნახ. 3.2.1.1-ზე.



ნახ. 3.2.1.1. ნაყარი სიმკვრივის კაზმში აფეთქებით დატვირთვის დროს ანომალიური „კუმშვის“/გაფართოების შედეგი

დარტმითი კუმშვის ანომალიისა და „მახის“ ეფექტის თავიდან ასარიდებლად/შესასუსტებლად ფხვნილის კაზმის ფორიანობის შესამცირებლად ახორციელებენ მის წინასწარ შემჭიდროვებას სტატიკურ წნეხზე დატვირთვით. ჩვენს შემთხვევაში სტატიკურ პირობებში/წნეხზე შემჭიდროვების შემდეგ მცირდებოდა კაზმის ფორიანობა. კერძოდ, 50ტ-იან ძალოვან წნეხზე ტიტან-ალუმინ-ნიკელის კაზმისთვის მიიღწეოდა საწყისი სიმკვრივის ზრდა თეორიულის 65-70%-მდე. კაზმის სტატიკურად

შემჭიდროვება მნიშვნელოვნად ცვლის ნიმუშის მოცულობაში მკუმშავი ძაბვების განაწილებისა და გავრცელების სურათს. ფორმირებული კომპოზიტი მონოლითურია, თუმცა კონტეინერის თავისუფალ ზედაპირებთან თვალნათლივ შეიმჩნევა განტვირთვის ტალღების ზედდებით წარმოქმნილი გამჭიმავი ძაბვების მოქმედების შედეგები (ნახ. 3.2.1.2).



ნახ. 3.2.1.2 სტატიკურ პირობებში წინასწარ შემჭიდროვებული კაზმის აფეთქებით მიღებული კონტეინერი

სტატიკურ პირობებში წინასწარი შემჭიდროვების ნაკლოვან მხარეს წარმოადგენს დიდი მოცულობის ამპულაში სიმკვრივის არაერთგვაროვნება. არაერთგვაროვნების ეფექტი შეიძლება შესუსტდეს შემჭიდროვების რამდენიმე საფეხურად განხორციელებით, რაც მოითხოვს კაზმის მცირე პორციებად მიწოდებას. საფეხურებად შემჭიდროვება მოითხოვს დიდ ყურადღებას და პორციის ოპტიმიზაციას, რათა არ მოხდეს მათი განშრევა.

3.2.2 აფეთქებით გენერირებული წნევის/დატვირთვის და ტემპერატურის გავლენა თმს-კომპაქტირების რეჟიმებზე

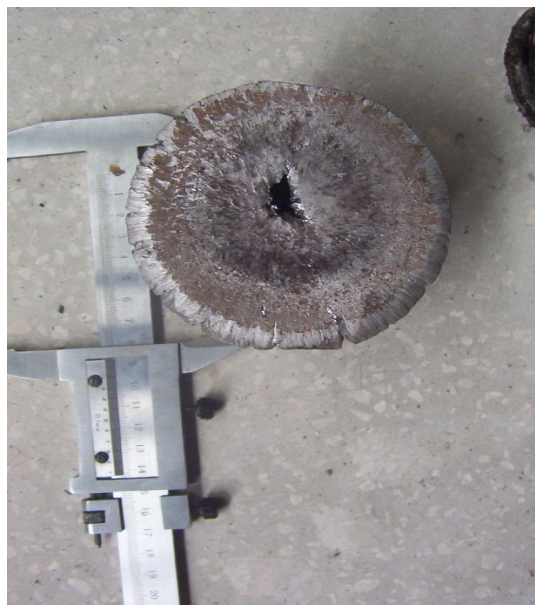
ლიტერატურულ მიმოხილვაში აღნიშნული იყო, თუ რა არსებით როლს თამაშობს აფეთქებით კომპაქტირების ტექნოლოგიაში წნევის/დატვირთვის ინტენსივობა. გაკეთებულ იქნა ფხვნილების წნეხვის დროს მიმდინარე პროცესების ზოგადი თეორიული შეფასებები, თუმცა ჯერ არ არსებობს ანალიზური გამოსახულება, რომელიც საშუალებას მოგვცემს შერჩეულ იქნას ოპტიმალური პარამეტრები აფეთქებით სხვადასხვა კომპოზიციისა და თვისებების მქონე ფხვნილების/კაზიმების დასაწნეხად. ეს შენიშვნა ეხება წნეხვას როგორც ოთახის ტემპერატურაზე, ასევე მაღალი საწისი ტემპერატურის პირობებში-წინასწარი გაცხელებით.

სადისერტაციო ნაშრომის ფარგლებში ჩატარებულ იქნა ექსპერიმენტები ტიტან-ალუმინ-ნიკელის სისტემის ორ და სამკომპონენტური კომპოზიციის ფხვნილების აფეთქებით ბრტყელი/ორთოგონალური და ცილინდრული/ღერძსიმეტრიული სქემებით დაწნეხვისთვის საჭირო ოპტიმალური წნევების დასადგენად. ექსპერიმენტები ტარდებოდა 50კბარ (იგდანიტი), 70კბარ (75% ამონიტი+25% ამონიუმის გვარჯილა), 100კბარ (ამონიტი №6) და 200 კბარ (ჰექსოგენი) წნევებზე.

ჩატარებულმა ექსპერიმენტებმა გვიჩვენა, რომ როდესაც წნევა კაზიმის კონტეინერის კედელზე 50 კბარ-ის თანაზომადია, კონტეინერის მთლიანობა შენარჩუნებულია, მაგრამ ფორმირებული კომპაქტი/კომპოზიტი ხასიათდება თეორიულთან შედარებით დაბალი (80-90%) სიმკვრივით. ფხვნილის ნაწილაკებს შორის კავშირი კონტეინერის კედლიდან ცენტრისკენ სულ უფრო არარეგულარულ ხასიათს ატარებს და მის ცენტრში იგი საკმაოდ სუსტია. უნდა აღინიშნოს, რომ ამ დატვირთვაზე

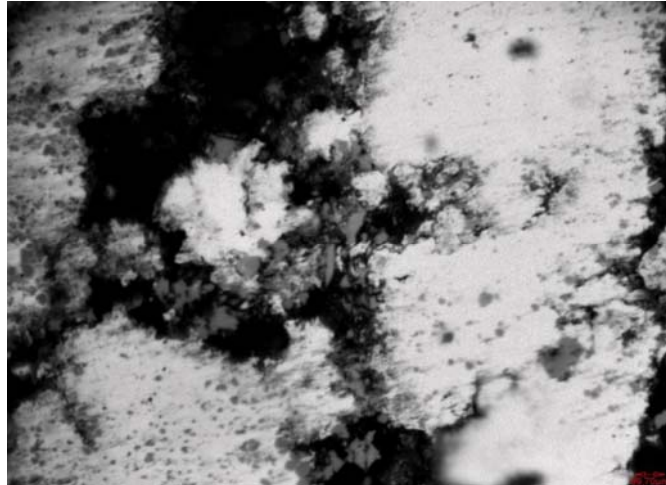
შეინიშნება კაზმის ცალკეული ნაწილაკების ზედაპირების დეფორმაციის კვალი.

ასეთ რეჟიმში მიღებული ნიმუშის განივკვეთის სტრუქტურა ნაჩვენებია ნახ. 3.2.2.1-ზე. სურათზე პერიფერიიდან ცენტრისკენ ნათლად შეინიშნება ფოროვნების ზრდა. ასეთი მდგომარეობა აიხსნება ფოროვან გარემოში დაბალი ინტენსივობის დარტმითი ტალღების გავლის დროს მათი სწრაფი მიღევით, რაც გამოწვეულია განტვირთვის ტალღების მკუმშავ ტალღებზე მოკლე მანძილზე ზედდებით.



ნახ. 3.2.2.1 P=50კბარ წნევაზე და T= 20°C ტემპერატურაზე ტიტან-ალუმინ-ნიკელის კომპოზიციის კაზმის წნეხვის დროს მიღებული ნიმუშის სტრუქტურა. ცენტრის მიდამოში ნაწილაკებს შორის კავშირი სუსტია/ან ჩამოუყალიბებელი.

წნეხვის 70კბარ წნევაზე წარმოებით ფხვნილის ნაწილაკებს შორის კავშირების ჩამოყალიბება უფრო ინტენსიურად მიმდინარეობს. ნიმუშის ტანში ყალიბდება მონოლითური, მაღალი სიმკვრივის ზონები, თუმცა ასეთი ზონები ერთმანეთთან სუსტ კავშირში იმყოფებიან და მათი ზედაპირები მაკროსიცარიელებით არის გაყოფილი. ასეთი ნიმუშის სტრუქტურა ნაჩვენებია ნახ. 3.2.2.2-ზე.



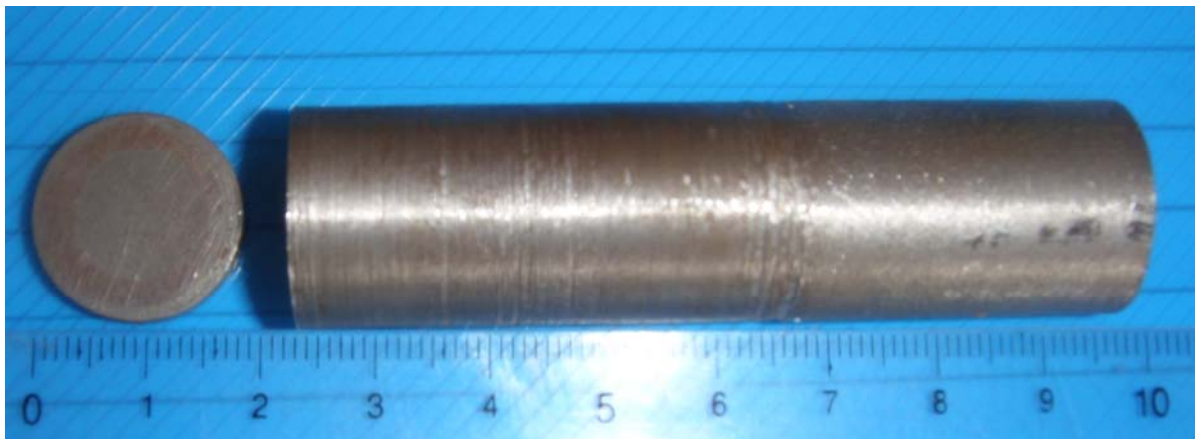
ნახ. 3.2.2.2 P=70კბარ წნევაზე და T= 20°C ტემპერატურაზე ტიტან-ალუმინ-ნიკელის კომპოზიციის კაზმის წნეხვის დროს მიღებული ნიმუშის სტრუქტურა. ცენტრის მიდამოში ნაწილაკებს შორის კავშირი სუსტია/ან ჩამოუყალიბებული.

P=200 კბარი ინტენსივობის დარტყმითი ტალღებით ზემოქმედების დროს იგივე საწყის ტემპერატურაზე, უმრავლეს შემთხვევაში კაზმის კონტეინერის მთლიანობა ძირითადად ირღვევა, რაც გამოწვეულია დარტყმითი ტალღისა და მისი მომყოლი განტვირთვის ტალღის მიერ წარმოქმნილი მახის ტალღის ინტენსიური ზემოქმედებით (ნახ. 3.2.2.2).



ნახ. 3.2.2.3. P=200კბარ წნევაზე და T= 20°C ტემპერატურაზე ტიტან-ალუმინ-ნიკელის კომპოზიციის კაზმის წნეხვის დროს მიღებული ნიმუშის სტრუქტურა. ცენტრალურ ზონაში მახის ტალღის მოქმედებით ადგილი აქვს ლოკალური რღვევის განვითარებას.

ექსპერიმენტულად დადგენილ იქნა რომ, ტიტან-ალუმინ-ნიკელის სისტემაში აფეთქებით ინიცირებული თმს-კომპაქტირების ტექნოლოგიური წნევები, $T= 20^{\circ}\text{C}$ ტემპერატურაზე, 75-100კბარ დიაპაზონში მერყეობს. მისი ოპტიმუმი კი განისაზღვრება სხვა საწყისი (კომპონენტების შემცველობა კაზმში, გრანულომეტრია და სხვა) და ტექნოლოგიური პარამეტრებით (წინასწარი სიმკვრივე, დატვირთვის გეომეტრია, საწყისი ტემპერატურა). ოპტიმალურ რეჟიმებში სხვადასხვა შემადგენლობის კაზმის კომპაქტირებით მიღებული ნიმუშების მაკროსტრუქტურული სურათები ნაჩვენებია ნახ. 3.2.2.4-ზე.



ნახ. 3.2.2.4. ოპტიმალურ წნევებზე, $T= 20^{\circ}\text{C}$ ტემპერატურაზე ტიტან-ალუმინ-ნიკელის კომპოზიციის კაზმის წნეხვის დროს მიღებული ნიმუშის სტრუქტურა. მაკროსტრუქტურალად სრულფასოვანი მასიური ნიმუშების კვეთების ხედები.

3.2.3 ფეთქებადი ნივთიერებებისა და ულტრადისპერსული კაზმის თანა-ფარდობის ოპტიმიზაცია

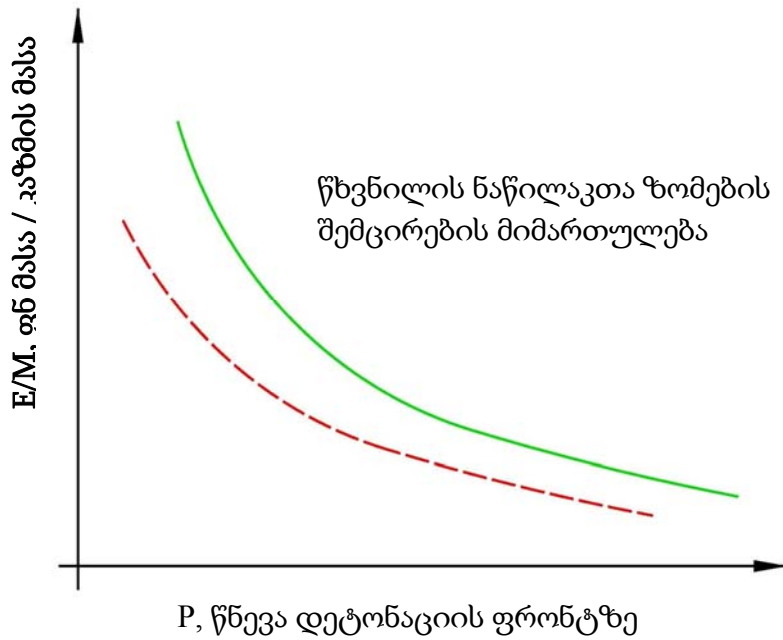
ერთ ციკლში დასაწნები ფხვნილის/კაზმის რაოდენობა ერთ-ერთ მნიშვნელოვან პარამეტრს წარმოადგენს აფეთქებით კომპაქტირების ტექნოლოგიაში. ეს ფაქტორი განსაკუთრებით მწვავედ იჩენს თავს ულტრადისპერსული და ნანოფხვნილების აფეთქებით წნეხვის დროს. ვინაიდან ფხვნილების დისპერსულობის ხარისხის ზრდასთან ერთად ზედაპირული ატომების საერთო რიცხვი და თავისუფალი ზედაპირების ჯამური ფართი კრიტიკულად იზრდება. ბუნებრივია, რომ ასეთ პირობებში ზედაპირების ანიჰილაციისა და სრულყოფილი, მაღალი სიმკვრივის კომპაქტების, მასიური მონოლითის ფორმირებისთვის გაცილებით მეტი ენერგია მოითხოვება. ვინაიდან ენერგიის წყაროს წარმოადგენს ფეთქებადი ნივთიერება, მიზანშეწონილია აქცენტი გაკეთდეს, არა კაზმის მასის აბსოლუტურ მნიშვნელობაზე, არამედ ფეთქებადი ნივთიერების მასისა და კაზმის მასის ფარდობით მნიშვნელობაზე - E/M (კუთრი ფნ, სადაც, E - ფეთქებადი ნივთიერების მასაა, M - დასაწნები ფხვნილის მასა). კუთრი ფნ-ის მიერ გენერირებულმა წნევამ უნდა უზრუნველყოს: ა) ერთეული მასის კაზმის კუმშვის (შეასრულოს მუშაობა) დროს ზედაპირების დენადობა და ბ) შინაგანი ენერგიის ზრდა, რაც უმნიშვნელოვანეს ფაქტორს წარმოადგენს თმს-ის ინიცირებისთვის.

ფარდობითი მასის დადგენა და მის საფუძველზე სხვა ტექნოლოგიური პარამეტრების კორექტული გაანგარიშება ძირითადად საშუალებას იძლევა წნეხვა განხორციელდეს ოპტიმალურთან მიახლოებულ რეჟიმებში. თუმცა მხოლოდ ამ პარამეტრის საფუძველზე გაანგარიშებების ჩატარება ყოველთვის არ იძლევა სასურველ შედეგს, რაც გამოიხატება მაღალი სიმკვრივისა და სრულყოფილი კომპაქტების სტაბილურად მიღებაში. ჩვენს მიერ ჩატარებული ანალიზით შედეგების ასეთი არაერთგვაროვნება განპირობებულია ორი ძირითადი ფაქტორით:

1. ფხვნილის კომპონენტების მასალის სიმტკიცის დინამიკური მახასიათებლები (სიმტკიცისა და დენადობის ზღვრები) მნიშვნელოვნად სჭარბობს იგივე მასალის სიმტკიცის მახასიათებლებს სტატიკურ პირობებში. დრეკადობის მოდულის, სიმტკიცისა და დენადობის პირობითი ზღვარის მიხედვით იანგარიშება ფარდობითი მასა - E/M.
2. იმისათვის რომ დარტყმითი ტალღების მოქმედების მცირე დროში მოხდეს ფხვნილის კაზმის ნაწილაკებს შორის ქიმიური რეაქცია/თმს, მასაგადატანა/დიფუზია, ან მათი ზედაპირების პლასტიკური დენადობა, ზედაპირების გაღობა და შეცხობა, საჭიროა მნიშვნელოვნად ჭარბი გადახურება, რაც მაღალი წნევების პირობებში მიიღწევა.

სწორედ მასალის დინამიკურ და სტატიკურ დენადობების პირობით ზღვრებს შორის სხვაობით ($\Delta\sigma = \sigma_{დინ} - \sigma_{სტ}$) აიხსნება ზოგადად ულტრადისპერსული/ნანო ფხვნილების ოთახის ტემპერატურაზე წნეხვის დროს მიღებული $\Delta\sigma$ არასრულფასოვანი შედეგები. სრულყოფილი შედეგების მისაღებად საჭიროა $\Delta\sigma$ შემცირდეს, ან მოხდეს მისი ენერგეტიკული კომპენსაცია. არსებობს ამ პრობლემის გადაჭრის სამი გზა:

1. ფეთქებადი ნივთიერების მუხტის მასის (E) გაზრდა;
2. წნეხის იმპულსის (Pt), ანუ მოქმედების დროს გაზრდა (რაც შესაძლებელია შედარებით მცირე დეტონაციის სიჩქარის მქონე ფეთქებადი ნივთიერების გამოყენებით).
3. პროცესში ენერგიის დამატებითი წყაროს ჩართვა (ფხვნილის თერმული აქტივაცია/რეაქტიულობის გაზრდა/ გაცხელება). პირველ ორ მეთოდს გააჩნია გამოყენების სირთულეები, კერძოდ შეზღუდული დიაპაზონი. რადგან გასაგებია, რომ შეუძლებელია მუხტის მასის შეუზღუდავი ზრდა, ხოლო დარტყმითი ტალღის მოქმედების დრო დეტონაციის სიჩქარის შემცირებით უმნიშვნელოდ იზრდება, მაშინ როდესაც წნევა მცირდება.

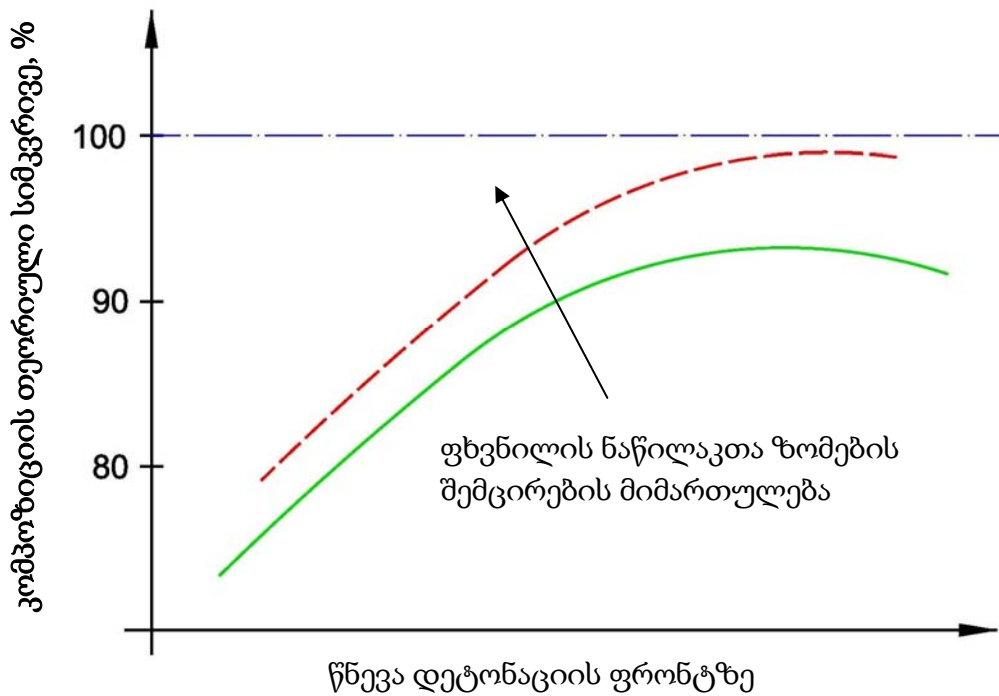


ნახ. 3.2.3.1. ფხვნილის დისპერსულობის ხარისხის გავლენა აფეთქებით წნეხვის ოპტიმალური წირის წანაცვლებაზე

ჩვენს ექსპერიმენტებში $\Delta\sigma$ -ს კომპენსირებისთვის გამოიყენება ტიტან-ალუმინ-ნიკელის სისტემის ფხვნილების ეგზოთერმულობა, რაც თავის პიკს აღწევს ულტრადისპერსული/ამორფული ან ნანოფხვნილებისგან მომზადებული კაზმის პირობებში, როდესაც თითოეული ნაწილაკის ზედაპირის აქტივაცია დამატებით მიიღწევა ნანოწისქვილში მისი წინასწარი დამუშავებით/მექანიკური ლეგირებით. ექსპერიმენტულად დადგენილ იქნა, რომ აღნიშნულ სისტემაში ფხვნილის ნაწილაკთა ზომების შემცირება იწვევს წნეხვა-სინთეზის ოპტიმალური რეჟიმების წირის წანაცვლებას მცირე მუხტების და მაღალი სიმკვრივეების მიმართულებით. ასეთი წანაცვლება სქემატურად წარმოდგენილია ნახ. 3.2.3.1 და ნახ. 3.2.3.2-ზე.

აფეთქებით ინიცირებული თმს-ის დროს გამოყოფილი სითბოს ხარჯზე ხდება ზედაპირების გადახურება. ამ დროს კი სტატისკური და დინამიკური სიმტკიცის მახასიათებლები ერთმანეთს უახლოვდება,

მაშასადამე $\Delta\sigma \rightarrow 0$. ეს პირობა კი იძლევა საშუალებას აფეთქებით დატვირთვის სქემის გაანგარიშება მოხდეს სტატიკურ პირობებში მასალის სიმტკიცის მახასიათებლების მნიშვნელობების მიხედვით.



ნახ.3.2.3.2 ფხვნილის დისპერსულობის ხარისხის გავლენა აფეთქებით მიღებული კომპაქტების სიმკვრივეზე

ამასთან ერთად უნდა შევნიშნოთ, რომ დისპერსულობის ხარისხის სიმკვრივეზე გავლენის მრუდი წააგავს პარაბოლის შტოს ფორმის მონაკვეთს, ჩაზნექილია აბსცისათა ღერძის მიმართ. არსებობს ფხვნილის ნაწილაკის ზომის ზღვრული მინიმუმი, რომლის დროსაც მიიღწევა მუხტის შემცირებისა და სიმკვრივის ზრდის მაქსიმალური ეფექტი. ნაწილაკის ზომის შემდგომი შემცირება (თუ ეს პრაქტიკულად შესაძლებელია) უკვე უკუეფექტებს იძლევა.

აქვე უნდა აღინიშნოს რომ მძლავრი ფეთქებადი მასალების გამოყენებისას საჭიროა დამატებითი კვლევების ჩატარება, რათა კონტეინერის კონკრეტული მასალისთვის დადგინდეს ფნ-ის ის ზღვარი, როცა დატვირთვები გადააჭარბებს კონტეინერ-ფხვნილის სისტემაში სუსტი რგოლის სიმტკიცის ზღვარს. ჩვენს შემთხვევაში ფეთქებადი

ნივთიერების – ჰექსოგენის გამოყენებისას (როდესაც ფეთქებადი ნივთიერების მასისა და საწნეხი ფხვნილის მასას შორის ფარდობა 3,5-ია), ირღვევა 4მმ-იანი ფოლადის ამპულის საცობები და ადგილი აქვს კაზმის გარემოში გამოტყორცნას. ასეთი შედეგის ტიპიური სურათი ნაჩვენებია ნახ. 3.2.3.3-ზე.



ნახ. 3.2.3.3 არაპროპორციული თანაფარდობის მძლავრი მუხტის ზემოქმედების კვალი

3.3. აფეთქება-თმს კომპაქტირების ტექნოლოგიის საფუძვლები

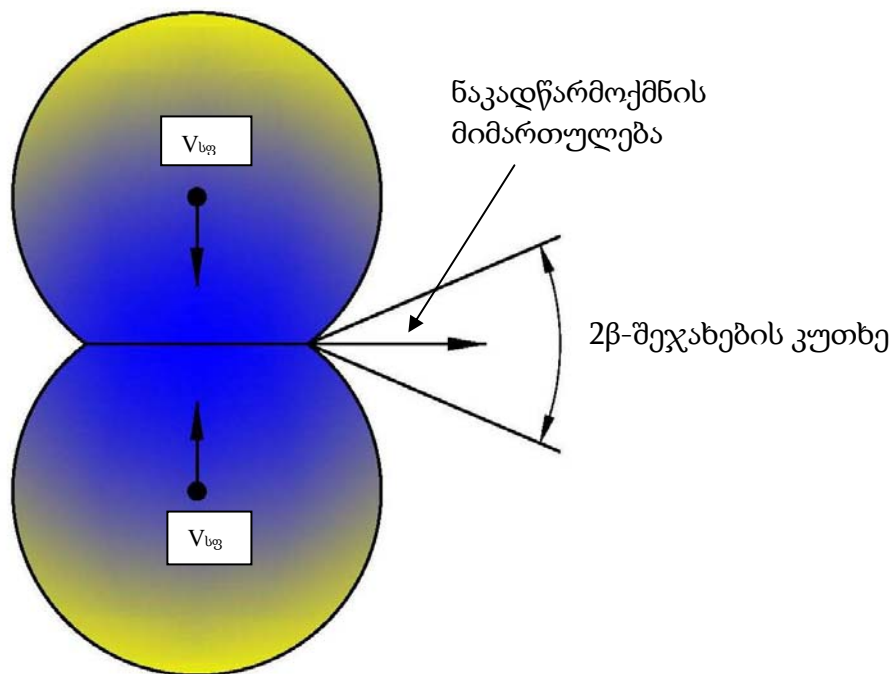
3.3.1 აფეთქება-თმს რეჟიმში ულტრადისპერსული ფხვნილებიდან მასიური კომპოზიტების ფორმირების ძირითადი მექანიზმები

ფხვნილებისგან მაღალი ხარისხის კომპაქტების მიღების ერთ-ერთი აუცილებელი პირობაა კაზმის ნაწილაკებს შორის მტკიცე კავშირების ჩამოყალიბება. როგორც თეორიული ფიზიკის ფუნდამენტური გამოკვლევებით [73, 74], ასევე ექსპერიმენტულად [75-81] დადგენილია, რომ ფხვნილის ცალკეულ ნაწილაკების ზედაპირულ ატომებს შორის ბმების წარმოქმნა თერმოდინამიკურად მაღალალბათურია, ვინაიდან იგი იწვევს გამყოფი ზედაპირების გაქრობას და თავისუფალი ენერჯის შემცირებას. თუმცა ეს ენერჯია (იგი 10^3 ერჯი/სმ² რიჯისაა) არ არის საკმარისი და ამასთან იგი სრულად არ თავისუფლდება (ყოველთვის რჩება ზედაპირთა გარკვეული სიმრავლე) მონოლითის თვითორგანიზებული ფორმირებისთვის [77]. ამიტომ მხოლოდ ამ მამოძრავებელი ძალით მიმდინარე პროცესები მაღალეფოთერმულ სისტემებშიც კი დაბალი სიჩქარეებით მიმდინარეობს. მისი ინტენსიფიკაციისთვის მოითხოვება თერმიული აქტივაცია, მაღალი ტემპერატურები, რადგან ამ დროს პლასტიკური დეფორმაციებისა და დიფუზიისთვის საკმარისია მცირე ძაბვებიც. ამდენად, იმისათვის რომ ეს პროცესები შეუქცევადად მიმდინარეობდეს საჭიროა ნაწილაკთა ზედაპირების აქტივაცია და/ან თბური ენერჯია. როგორც დისპერსული მასალების აფეთქებით დატვირთვის თეორიული და ექსპერიმენტული კვლევები გვიჩვენებენ [82], დარტყმითი ტალღის ფრონტის საშუალო სიგანე, ნაწილაკთა ზომების თანაზომადია. ამიტომ დარტყმითი ტალღის ფრონტზე ბუნებრივია მიმდინარეობს, როგორც ზედაპირების პლასტიკური დეფორმაცია, ასევე ხახუნის/შეჯახებების შედეგად თბური ენერჯის გამოყოფაც. ამდენად ამ პროცესების შედეგად იქმნება ხელსაყრელი თერმოდინამიკური პირობები

ნაწილაკებს შორის საერთო საზღვრების/ზმების ჩამოსაყალიბებლად. მაშასადამე, კომპაქტირების ხარისხი მთლიანად დამოკიდებულია დარტყმით/მკუმშავ ტალღაში ნაწილაკთა ზედაპირების დეფორმაციის ხარისხზე და სითბოს რაოდენობაზე, რომელიც გამოიყოფა ადიაბატური კუმშვის პროცესში და აფეთქებით ინიცირებული თმს-ის დროს მიმდინარე ეგზოთერმული რეაქციის პროცესში.

აფეთქებით წნეხვა-თმს-ის რეჟიმში ნაწილაკებს შორის კავშირის ფორმირება შესაძლებელია ოთხი ძირითადი მექანიზმით:

1. როდესაც დარტყმითი ტალღის ფრონტზე ნიმუშის ცალკეულ უბნებში იქმნება პირობები ლითონური ფხვნილების ზედაპირების ერთმანეთთან შესაჯახებლად ისეთ კუთხურ დიაპაზონში, რომელიც განაპირობებს ნაკადწარმოქმნას და როგორც შედეგი მათ შედუღებას. ნახ. 3.3.1.1-ზე ნაჩვენებია დარტყმითი ტალღის ფრონტზე მასის გადაადგილების პროცესში ნაწილაკთა შეჯახების სქემატური სურათი [36].



ნახ. 3.3.1.1 დარტყმითი ტალღის ფრონტზე ორი სფერული ფორმის ნაწილაკის შეჯახებით შეერთების მოდელი

2. დარტყმითი ტალღის ფრონტზე ნაწილაკთა ურთიერთხახუნმა შესაძლოა გამოიწვიოს მათი ზედაპირების ლოკალური გადახურება, რის შედეგადაც ადგილი აქვს ე.წ. შედუღებას ხახუნით.
3. მაღალი წნევების დარტყმითი ტალღებით ადიაბატური კუმშვისა და თმს-ის პროცესში გამოყოფილი სითბოს ზემოქმედებით შესაძლებელია მოხდეს ნაწილაკთა ზედაპირების დნობა და განტვირთვის ტალღაში სწრაფი გადაციებით რეალიზებულ იქნას შეცხოვა თხიერ/ან ნაწილობრივ თხიერ ფაზაში.
4. აფეთქებით ინიცირებულ თმს-ის პროცესში მიმდინარე ეგზოთერმული რეაქციით ინტერმეტალიდების ან მყარი ხსნარების ფორმირება.

ტიტან-ალუმინ-ნიკელის სისტემის ლითონური ფხვნილების აფეთქებით წნეხვის დროს, კაზმის კომპონენტების კარგი პლასტიკური თვისებების გამო, დარტყმითი ტალღებით გადაცემული ენერგია ხმარდება ნაწილაკთა პლასტიკურ დეფორმაციას. ულტრადისპერსულ/ნანოფხვნილებში აქტიურად მუშაობს ოთხივე მექანიზმი, განსაკუთრებით კი მეოთხე და მესამე მექანიზმი, რაც კრიტიკული ზედაპირული სიმკვრივით და კაზმის უაღესად გაზრდილი ეგზოთერმულობით არის განპირობებული. ამ მექანიზმების სრულფასოვანი რეალიზაციის პირობებში მიღებულ ნიმუშებს გააჩნიათ მაღალი სიმკვრივე და ჩამოყალიბებული/სრულყოფილი სტრუქტურა.

აღნიშნულიდან გამომდინარე, კომპოზიციური ფხვნილების აფეთქებით წნეხვისას მიღებული ნიმუშები უნდა აკმაყოფილებდნენ შემდეგ მოთხოვნებს:

- მაღალი სიმკვრივე;
- მაღალი სიმტკიცე/სისაღე;
- სრულყოფილი სტრუქტურა;

ტიტან-ალუმინი-ნიკელის კაზმების ეგზოთერმულობა იძლევა უნიკალურ შესაძლებლობას, ოთახის ტემპერატურაზე აფეთქებით წნეხვით, მოქმედი ძაბვების/წნევების და მოქმედების დროს მცირე დიაპაზონში განხორციელდეს მონოლითური მასიური ნანოკომპოზიტების ფორმირება. ტიტან-ალუმინ-ნიკელის ულტრადისპერსული/ნანოფხვნილების ეგზოთერმულ სისტემაში მომზადებული კაზმები საშუალებას იძლევა ოთახის ტემპერატურაზე აფეთქებით თმს-კომპაქტირების რეჟიმში, წარმოებულ იქნას მაღალი სიმკვრივის, სისალის და სრულყოფილი სტრუქტურის მქონე ნიმუშები მიკრომექანიკური ნარევის, მყარი ხსნარის და ინტერმეტალიდური ფაზებით. ნიმუშები არ საჭიროებენ შემდგომ შეცხოვას მაღალ ტემპერატურებზე ხანგრძლივი დროსი განმავლობაში, რაც გამორიცხავს მარცვლის ზომების ზრდას და ფორმირებული ულტრადისპერსულმარცვლოვანი/ნანოსტრუქტურული მასალების ტრანსფორმაციას მსხვილმარცვლოვან სტრუქტურულ მდგომარეობაში.

ოთახის ტემპერატურაზე ტიტან-ალუმინ-ნიკელის ულტრადისპერსული და ნანოკაზმების ოთახის ტემპერატურაზე აფეთქებით მასიური ულტრადისპერსულმარცვლოვანი ნიმუშების ფორმირების პროცესში მონაწილეობას იღებს ოთხივე ზემოაღწერილი მექანიზმი კაზმის შემადგენლობისა და გრანულომეტრიული შემადგენლობისგან დამოკიდებულებით სხვადასხვა თანაფარდობით. სქემისა და ფეთქებადი ნივთიერების შერჩევით ჩვენ ვქმნით პირობებს აფეთქებით შედეგების მექანიზმის ასამოქმედებლად, ნაწილაკების შეჯახების სათანადო კუთხური დიაპაზონის უზრუნველსაყოფად. ნაწილაკთა ზომების შემცირება, ულტრადისპერსული და ნანოფხვნილების გამოყენებით კუთრი ზედაპირების ფართის კრიტიკული ზრდა იწვევს ნაწილაკთა უაღესად აგრესიულ აქტივაციას, სისტემის ეგზოთერმულობის კრიტიკულ ზრდას და აფეთქებით დატვირთვის დროს სითბოს დიდი ოდენობით გამოყოფას, რაც წარმოადგენს საუკეთესო წინაპირობას

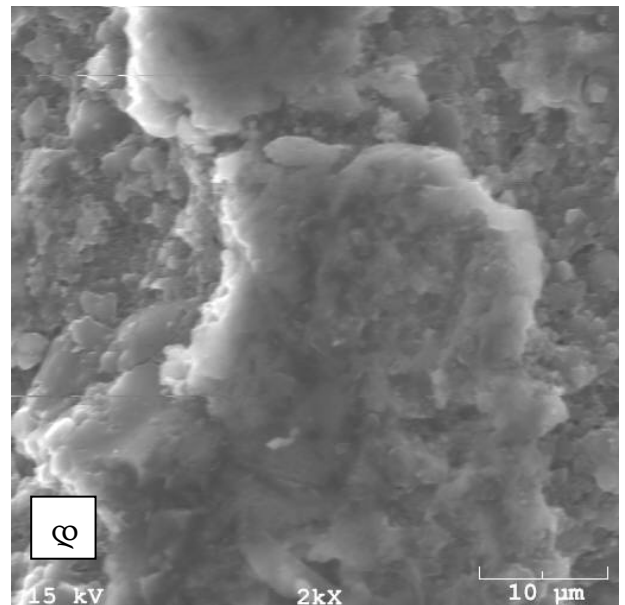
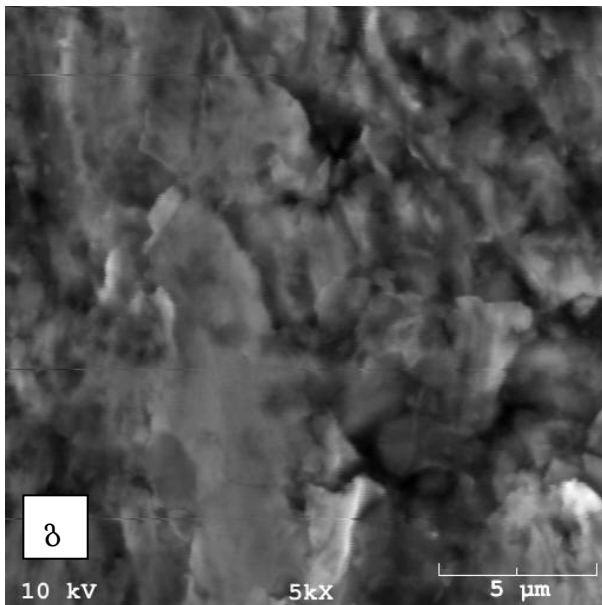
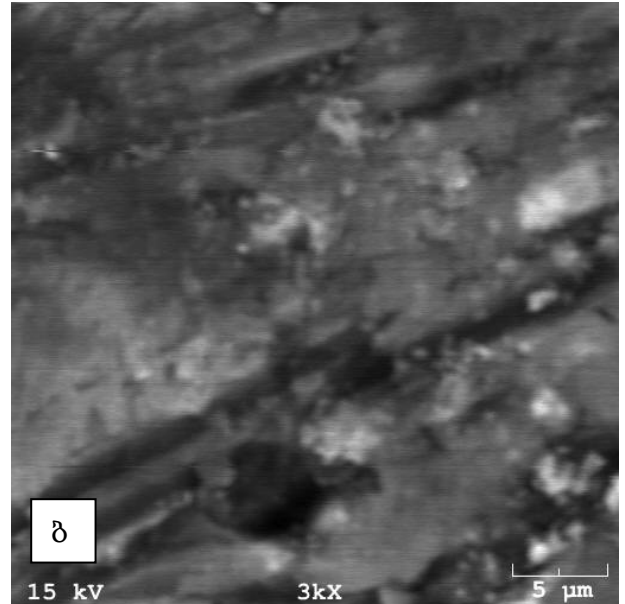
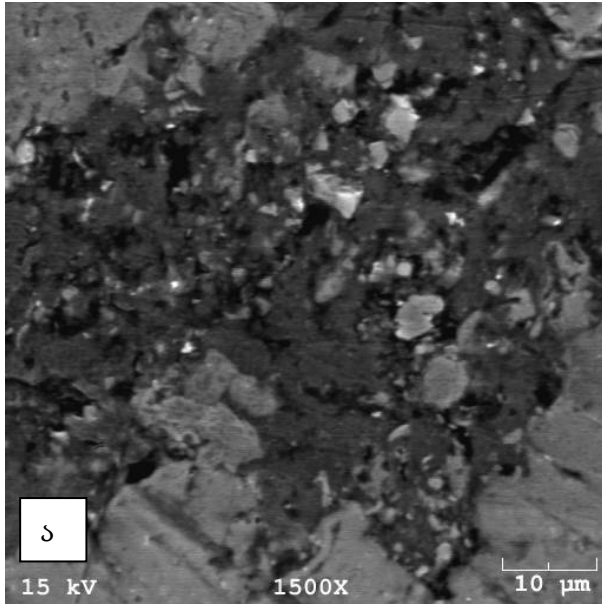
ინტერმეტალიდების, მყარი ხსნარებისა და მკვრივი მიკრომექანიკური ნარევის ფორმირებისთვის თხიერ/ან ნახევრად თხიერ ფაზაში.

3.3.2 კაზმის შემადგენლობის როლი აფეთქება-თმს-კომპაქტირების პროცესში

დასაწნები ფხვნილის ელემენტური, გრანულომეტრიული და ფაზური შედგენილობა დიდ გავლენას ახდენს ფორიანი მასალების აფეთქებით კომპაქტირების ტექნოლოგიაზე. კომპონენტთა თანაფარდობა კაზმში, მათი გრანულომეტრია და სტრუქტურული მდგომარეობა არსებითად განსაზღვრავს მონოლითის ფორმირების დომინანტ/ან ძირითად მექანიზმს და შესაბამისად საბოლოო პროდუქტის მიკროსტრუქტურას/თვისებებს დატვირთვის უცვლელი პირობების (წნევა, სიჩქარე, დრო, სქემა) შემთხვევაში. ამდენად, კაზმის კომპოზიციის შერჩევით და მისი ნანოწისქვილში დამუშავებით შესაძლოა ვმართოთ, კონტროლირებადი გავხადოთ ულტრადისპერსულმარცვლოვანი, მათ შორის ნანოსტრუქტურული მასიური კომპოზიტების ფორმირების ტექნოლოგიური პროცესი. როგორც ორკომპონენტიანი (Ti-Al, Ni-Al) და სამკომპონენტიანი (Ti-Al-Ni) სისტემების მდგომარეობათა დიაგრამებიდან სჩანს (ნახ. 1.8.1 და ნახ. 1.8.2) კომპონენტთა სხვადასხვა თანაფარდობის პირობებში შესაძლებელია ჩამოყალიბდეს განსხვავებული სტექიომეტრიის ინტერმეტალიდები და მყარი ხსნარები/მიკრომექანიკური ნარევები, სხვადასხვა ფაზური შემადგენლობით (ამორფული-პლასტიკური, ამორფული-მყიფე, α -Al+კრისტალური, სრულად კრისტალური). ამ პარაგრაფში ყურადღება გამახვილებულია კაზმის შემადგენლობის ფაქტორზე მხოლოდ მონოლითის, მაღალი სიმკვრივის ნიმუშის მიღების თვალსაზრისით (და არა ინტერმეტალურ ან/და ფაზურ/სტრუქტურულ შედგენილობაზე ორიენტირებული).

როგორც ორკომპონენტიან, ასევე სამკომპონენტიანი კაზმის უცვლელ შემადგენელ კომპონენტს წარმოადგენს Al, რომელიც ტიტანთან და

ნიკელთან ($T_{\text{დნ}}=1455^{\circ}\text{C}$) შედარებით დაბალი დნობის ტემპურატურით ($T_{\text{დნ}}=660^{\circ}\text{C}$), კარგი კუმშვადობით ($\chi = 1,38 \cdot 10^{-6} \text{ ატმ}^{-1}$) და მაღალი პლასტიკური თვისებებით ($\sigma_{\text{დენ}} = 5,63 \cdot 10^7 \text{ ნ/მ}^2$) ხასიათდება.



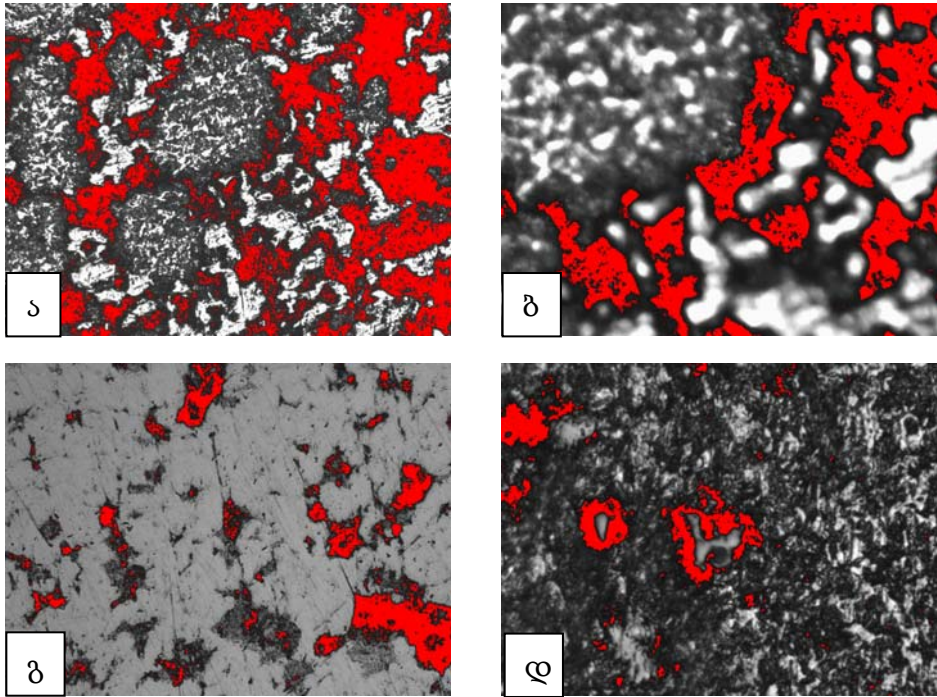
ნახ. 3.3.2.1. სხვადასხვა კომპოზიციის კაზმების კომპაქტირების პროცესის დროს მიღებული ნიმუშების მიკროსტრუქტურები.

ა) 50Al-50TiNi (მოც. %); P=50კბარი; ბ) 50Al-50Ni (მოც. %); P=100კბარი;

გ) 80Al-20TiNi (მოც. %); P=50კბარი; დ) 80Al-20TiNi (მოც. %); P=100კბარი;

როგორც ჩატარებულმა ექსპერიმენტებმა გვიჩვენა, მაღალი სიმკვრივის კომპოზიტის მიღება მარტივდება, როდესაც კაზში შედარებით დაბალი დნობის ტემპერატურისა და დენადობის ზღვრის მქონე კომპონენტების შემცველობა იზრდება. კერძოდ, ტიტან-ალუმინის და ნიკელ-ალუმინის სისტემებში, ასეთ კომპონენტს წარმოადგენს Al, ხოლო ტიტან-ალუმინ-ნიკელის სისტემაში ალუმინი და ნიკელი. ილუსტრირებისთვის, ორი კომპოზიციის ალუმინის სხვადასხვა შემცველობის კაზმიდან ერთი და იგივე თერმოდინამიკურ პირობებში აფეთქებით თმს-კომპაქტირების რეჟიმში ფორმირებული ნიმუშების სტრუქტურა ნაჩვენებია ნახ. 3.3.2.1-ზე. უფრო კონკრეტულად, წარმოდგენილია Ni-Al – ის სისტემაში ორი კომპოზიციის, 50Al-50(TiNi) (ატ%) და 80Al-20 (TiNi)(ატ%), კომპაქტირების პროცესის დროს მიღებული ნიმუშების მიკროსტრუქტურები ორ დატვირთვაზე (50 და 100კბარი). კვლევებით დადგინდა, რომ 78Al-22Ni (ატ%) კომპოზიციის კაზმიდან მიღებული ნიმუშები უფრო დაბალი ფორიანობით, ერთგვაროვანი სტრუქტურით, და სტაბილური ფიზიკურ-მექანიკური თვისებებით გამოირჩევიან.

ანალოგიური სურათი ისახება სამკომპონენტო სისტემაშიც, კერძოდ $Al_{40}Ni_{25}Ti_{35}$, $Al_{50}Ni_{25}Ti_{25}$ და $Al_{80}Ni_{10}Ti_{10}$ კომპოზიციების აფეთქებით ერთიდაიგივე ინტენსივობის დარტყმითი ტალღებით დატვირთვის შედეგად სიმკვრივე იზრდება ჯერ ალუმინის და შემდეგ ნიკელის შემცველობის პროპორციულად ($\rho_{Al_{40}Ni_{25}Ti_{35}} < \rho_{Al_{50}Ni_{25}Ti_{25}} < \rho_{Al_{80}Ni_{10}Ti_{10}}$), რაც გარკვეულ კანონზომიერებაზე მიუთითებს (ნახ. 3.3.2.2)



ნახ. 3.3.2.2. სხვადასხვა კომპოზიციების კაზმებისგან 100 კბარ დატვირთვაზე მიღებული ნიმუშების ფორიანობა: ა) $Al_{40}Ni_{25}Ti_{35}$; ბ) $Al_{50}Ni_{25}Ti_{25}$; გ) $Al_{60}Ni_{20}Ti_{20}$; დ) $Al_{80}Ni_{10}Ti_{10}$.

3.3.3. კაზმის კონტეინერის როლი აფეთქება-თმს-კომპაქტირების პროცესში

როგორც სუფთა ლითონური და ლითონკერამიკული ფხვნილების, ასევე კომპოზიციური ნარევების აფეთქებით წნეხვის ტექნოლოგიისადმი მიძღვნილ სამუშაოებში [36, 67, 69, 71] მნიშვნელოვანი ადგილი აქვს დათმობილი კაზმის კონტეინერის გვარობისა და ზომების ფაქტორს საბოლოო შედეგზე. კონტეინერის მასალა და მისი გეომეტრია ერთნაირად მნიშვნელოვანია, როგორც დატვირთვის ბრტყელი/ორთოგონალური სქემით წნეხვისას, ასევე ცილინდრული სიმეტრიის დარტყმითი ტალღებით დატვირთვის პირობებში. წინასწარ უნდა აღინიშნოს, რომ ბრტყელი დატვირთვის სქემის გამოყენებისას კონტეინერის სამივე სასარგებლო/გამოყენებადი განზომილება მკაცრად არის შემოსაზღვრული (როგორც მინიმალური, ასევე მაქსიმალური). ამ პირობებში კონტეინერის სიგრძისა და დიამეტრის/განივკვეთის ფართობის ვარირების დიაპაზონი

მკვეთრად შეზღუდულია. ეს არის ერთ-ერთი ძირითადი მიზეზი იმისა, რომ ბრტყელი დატვირთვის სქემა პრაქტიკული დანიშნულებისთვის გამოსაყენებლად ვარგისი კომპაქტების მისაღებად ნაკლებად გამოიყენება და მას ძირითადად იყენებენ კონკრეტულ/საკვლევ ფოროვან მასალაში აღძრული დარტყმითი ტალღების პარამეტრების (კუმშვადობა, სიჩქარე, წნევა, ტემპერატურა) გასაზომად. ამჟღადის ეფექტური ზომები, სიმაღლე (h) და დიამეტრი (d) განისაზღვრება პირობებით:

$$h_{\text{მინ.}} < h_{\text{ფე}} < h_{\text{მაქ.}}; d_{\text{მინ.}} < d_{\text{ფე}} \leq d_{\text{მაქ.}}; h_{\text{მინ.}} \geq D\tau; h_{\text{მაქ.}} < ct; d_{\text{მინ.}} < D\tau; d_{\text{მაქ.}}/2 \leq ct$$

სადაც,

D - ნიმუშში დარტყმითი ტალღის გავრცელების სიჩქარეა

τ - სტაციონარული დარტყმითი ტალღის ჩამოყალიბების (აღძვრის) დრო

t - განტვირთვის ტალღის მოქმედების დრო

c - ბგერის გავრცელების სიჩქარე შეკუმშულ გარემოში

აქვე უნდა ხაზგასმით აღინიშნოს, რომ კონტეინერის კედლის სისქე შედარებით უმნიშვნელო გავლენას ახდენს წნეხვის დინამიკაზე და მისი როლი ძირითადად განისაზღვრება ნიმუშში აღძრული ძაბვების მხები/ტანგენციალური მდგენელების მიმართ წინააღმდეგობის უნარით.

ცილინდრულ/ღერძსიმეტრიულ სქემაში კონტეინერის ზომებიდან შეზღუდვა ვრცელდება მხოლოდ ცილინდრული კონტეინერის კედლის სისქეზე და დიამეტრზე, ხოლო მისი სიგრძე ოთახის ტემპერატურებზე დატვირთვისას შესაძლოა ვცვალოთ ნებისმიერად. ამიტომ ამ სქემას ხშირად მიმართავენ გრძელტანიანი მასიური ნიმუშების მისაღებად. აღნიშნულიდან გამომდინარე, ჩვენ ძირითადად ყურადღებას გავამახვილებთ ღერძსიმეტრიულ სქემაზე.

ამ სქემის ძირითად პარამეტრებს წარმოადგენენ ცილინდრული კონტეინერის კედლის სისქე - δ , დიამეტრი - d და მსახველის სიგრძე-L.

ცილინდრული კონტეინერის კედლის სისქე შეირჩევა ფეთქებადი ნივთიერების დეტონაციის სიჩქარის/წნევის მიხედვით. რაც მცირეა

კედლის სისქე მით უფრო ნაკლები მუშაობა იხარჯება საკუთრივ მის დეფორმაციაზე და გამოყოფილი ენერჯის მეტი ნაწილი ხმარდება კაზმის კუმშვას/კომპაქტირებას.

კონტეინერის კედლის სისქის მინიმალური მნიშვნელობა განისაზღვრება პირობით:

$$A < E_{რღ.}, E_{რღ.} = A_{რღ.} \times M; M = \rho \times \pi h [d^2 - (d-2\delta)^2] = 4\rho \times \pi h \delta (d - \delta)$$

სადაც,

δ - კონტეინერის კედლის მინიმალური სისქეა

A - აფეთქების მუშაობაა, რომელიც კონტეინერის დეფორმაციაზე იხარჯება

$E_{რღ.}$ - კონტეინერის ერთეული მასის სრული რღვევისთვის საჭირო ენერჯიაა

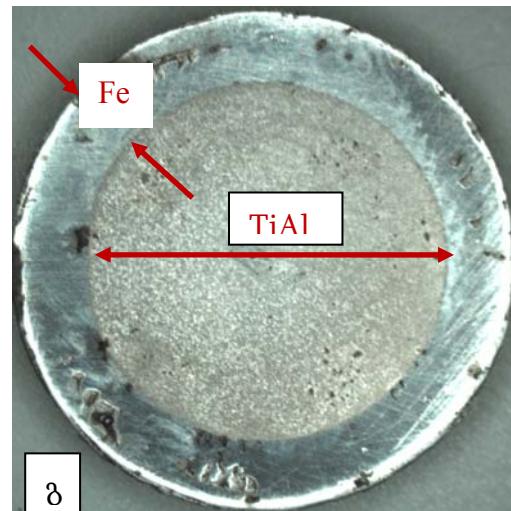
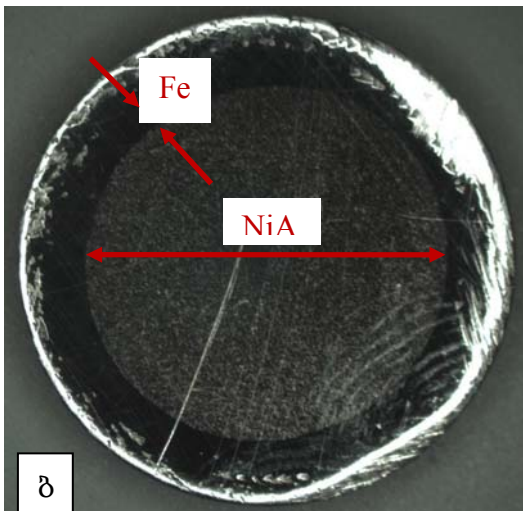
M - კონტეინერის მასაა, ρ -კონტეინერის მასალის სიმკვრივე, h-ცილინდრის მსახველის სიგრძეა.

კონტეინერის დიამეტრის ზედა ზღვარი რეგულირდება იგივე პირობით, რაც ბრტყელი ტალღის შემთხვევაში: $d_{აქ.}/2 \leq ct$ (c-ბგერის გავრცელების სიჩქარე, t-დრო). ცილინდრის მსახველის სიგრძის მაქსიმალური ზღვარი არ არის დამოკიდებული დარტმითი და განტვირთვის ტალღების აღძვრისა და გავრცელების ბუნებაზე და განისაზღვრება აფეთქების ბაზის/აღჭურვილობის ტექნიკური შესაძლებლობებით.

3.4. ტიტან-ალუმინ-ნიკელის ულტრადისპერსულმარცვლოვანი და ნანოსტრუქტურული კომპოზიტების სტრუქტურის კვლევის შედეგები

ცილინდრული კომპაქტები, რომლებიც მიღებულ იქნა ღერძსიმეტრიული სქემით აფეთქებით ინიცირებული თმს-კომპაქტირების რეჟიმში ნაჩვენებია ნახ. 3.4.1-ზე. კომპაქტირებული ორფენიანი რგოლები და მართკუთხა პრიზმის ფორმის ნიმუში ჩამოჭრილია ცილინდრული გრძელტანიანი ნიმუშის საპირისპირო ბოლოებიდან. ნახ. 3.4.2-ზე კი ნაჩვენებია ბრტყელი დარტყმითი ტალღებით თმს-კომპაქტირების რეჟიმში

მიღებული ნიმუშები. ნიმუშები ფორმირებულია ჩვენს მიერ დადგენილ ოპტიმალურ რეჟიმებში.



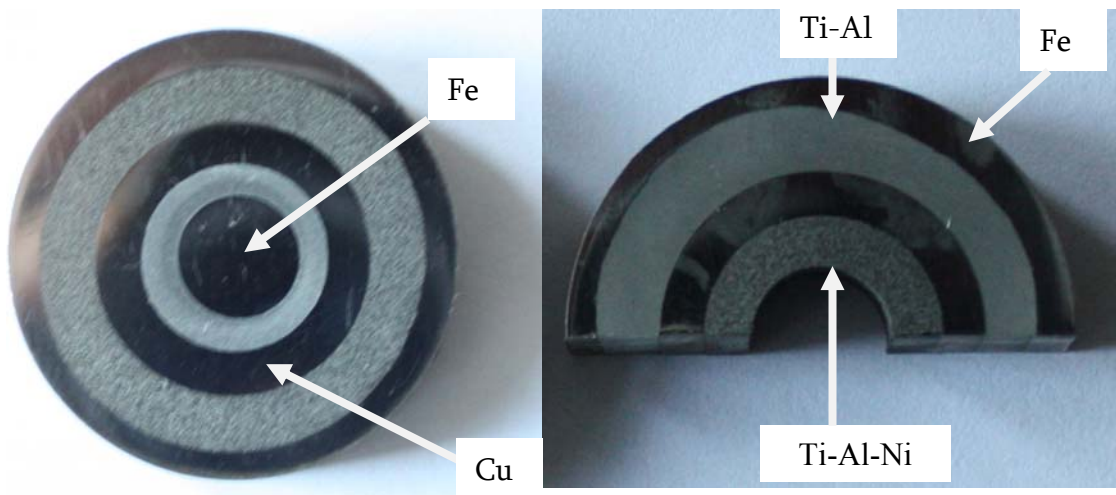
ნახ. 3.4.1. კომპაქტირებულ-სინთეზირებული ნიმუშის საერთო ხედები: ა) ამჟღავნებს Ti-Al-Ni კომპოზიციის ფხვნილის აფეთქებით თმს-კომპაქტირების შემდეგ; ბ) ფოლადი-NiAl -ის ნიმუშის განივკვეთი, მიღებული თმს-კომპაქტირების ტექნოლოგიით; გ) ფოლადი-TiAl -ის ნიმუშის განივკვეთი, მიღებული თმს-კომპაქტირების ტექნოლოგიით;



ნახ. 3.4.2 ბრტყელი დარტყმითი ტალღებით თმს-კომპაქტირების რეჟიმში მიღებული ნიმუშები: ა) კონტეინერი დამუშავებამდე; ბ) განივკვეთი

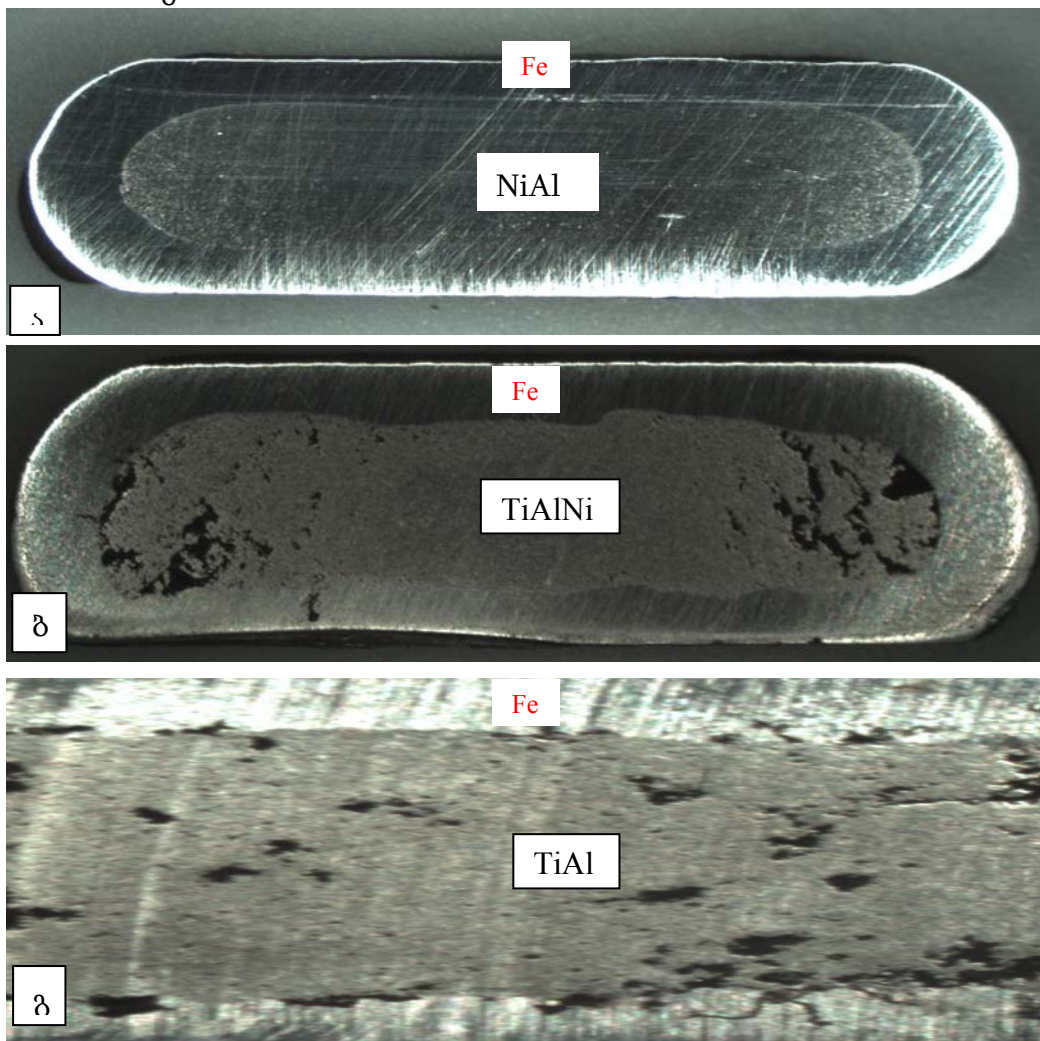
როგორც ვხედავთ, მექანიკურად დამუშავებული ნიმუშების განივკვეთები სრულყოფილი გეომეტრიით, მონოლითური ზედაპირებით და უდეფექტოდ არის ჩამოყალიბებული.

მრავალფენიანი ფგმ-ების მისაღებად ვიყენებთ მოდიფიცირებული დატვირთვის სქემას. ცილინდრულ მილში/კონტეინერში ჩადგმულია მცირე დიამეტრის მონოლითური ლითონური ღერო/ან მილები, ხოლო ღეროს/მილებს და კონტეინერის შიდა ზედაპირს შორის არსებულ სიცარიელებში თავსდება სარეაქციო კაზმი. ამ პირობებში ყალიბდება ისეთი კონფიგურაციის კუმშვის ფრონტი, რომელიც ნიმუშს იცავს მახის ტალღების მავნე გავლენისგან. იმავდროულად, ფორმირებული ინიცირებული/არეკვლილი/განტვირთვის ტალღების კონფიგურაცია ზრდის დატვირთვის (კუმშვის) მოქმედების დროს (და როგორც შედეგი ზრდის აფეთქება-თმს-ის მქკ-ს). ასეთი სქემით შესაძლებელია მიღებულ იქნას სამი და მრავალფენიანი კომპოზიტები, კონცენტრული სიმეტრიის ფგმ-ები. კონცენტრული სამფენიანი ფგმ-ის განივკვეთი ნაჩვენებია ნახ. 3.4.3-ზე.



ნახ. 3.4.3. Ti-Al-Ni-კომპაქტ-კომპოზიტი, ფგმ, ხუთ ფენიანი კონცენტრული სიმეტრიით

ფურცლოვანი მრავალფენიანი ფგმ-ის მიღება ხორციელდებოდა როგორც ბრტყელი დატვირთვის სქემით, აგრეთვე ცილინდრული ნიმუშების გაგლინვით. გლინვა განხორციელდა ფ. თავადის მეტალურგიისა და მასალათმცოდნეობის ინსტიტუტის საგლინავ დგანზე. გლინვის ტემპერატურა შეადგენდა 700-750°C, ხოლო დეფორმაცია 50%-ს. გლინვის შედეგად მიიღებოდა ელიფსური განივკვეთის ფგმ-ები, რომელთა ტრანსფორმაცია ფურცლოვან ნიმუშებად განხორციელდა მექანიკური დამუშავებით. ორ და სამკომპონენტო სისტემებში აფეთქება-თმს-გლინვით მიღებული ფგმ-ების განივკვეთების მაკროსურათები ნაჩვენებია ნახ. 3.4.4-ზე.

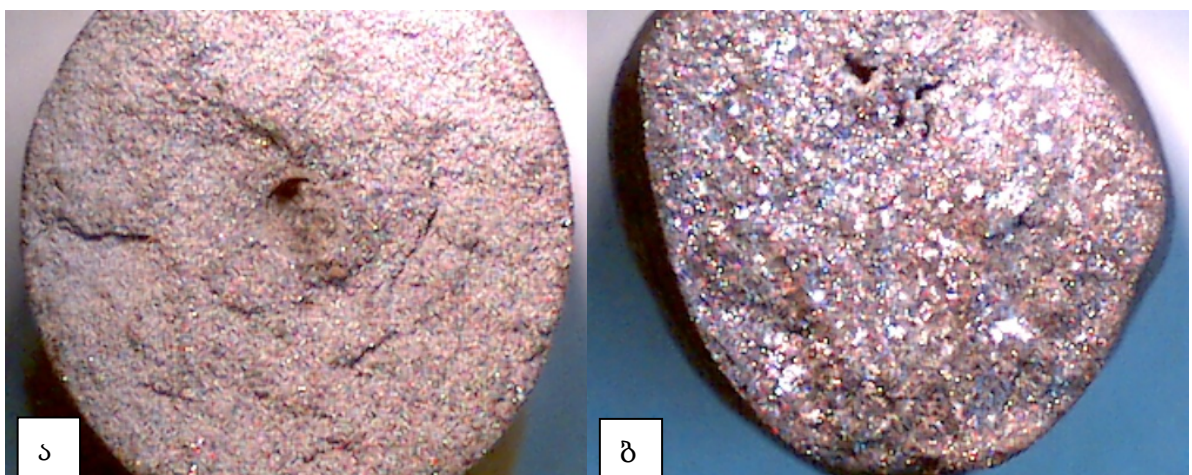


ნახ. 3.4.4 აფეთქება-თმს-გლინვით მიღებული ფგმ-ების განივკვეთების მაკროსურათები: ა) Fe- NiAl; ბ) Fe-TiAlNi გ) Fe-TiAl

როგორც ვხედავთ აღნიშნულ რეჟიმში გლინვა Fe- NiAl ფგმ/კომპოზიტში მიმდინარებს სრულყოფილი მაკროსტრუქტურის შენარჩუნებით. Fe-TiAlNi ფგმ/კომპოზიტში ელიფსის დიდი დიამეტრის კიდეებში შეინიშნება რღვევის უბნები, Fe-TiAl კომპოზიტში მაკროფორები გადანაწილებულია მთელ ზედაპირზე. როგორც ვხედავთ ტიტანშემცველი კომპოზიტების გლინვის დროს წარმოიქმნება ძაბვების მაღალი კონცენტრაციის არეები, რომლის ინტენსივობა იზრდება ტიტანის შემცველობის ზრდასთან ერთად. ასეთი კონცენტრატორების ზემოქმედება განაპირობებს რღვევის პროცესებს და ფორიანობის ზრდას.

ნიკელ-ალუმინ-ტიტანის კომპოზიციური ფხვნილების აფეთქებით წნეხვა-თმს ტექნოლოგიით მიღებული კომპაქტების სტრუქტურის დეტალურად შესასწავლად განხორციელდა დატვირთული/აფეთქებული კონტეინერების გახსნა-მექანიკური დამუშავება. კონტეინერის სხვადასხვა უბნებიდან ამოიჭრა სათანადო ზომის ნიმუშები და მეორე თავში აღწერილი მეთოდით და აპარატურით განხორციელდა მათი მაკრო და მიკროსტრუქტურის კვლევები.

ნახ. 3.4.5-ზე წარმოდგენილია აფეთქებით თმს-კომპაქტირების რეჟიმში კომპაქტირებული ტიტან-ალუმინის და ნიკელ-ალუმინის ნიმუშების ტეხები მცირე გადიდებაზე.



ნახ. 3.4.5 აფეთქებით თმს-კომპაქტირების რეჟიმში კომპაქტირებული ნიმუშების ტეხები, ა) ნიკელ-ალუმინი, x10; ბ) ტიტან-ალუმინი, x10

ტეხების სტრუქტურით უნდა ვივარაუდოთ, რომ ტიტან-ალუმინის სისტემაში მიღებული ნიმუშის რღვევა მიმდინარეობს ძირითადად მყიფე რღვევით, ხოლო ნიკელ-ალუმინის კომპაქტში დომინირებს ბლანტი ან ნახევრადბლანტი მექანიზმი.

მიკროსტრუქტურა

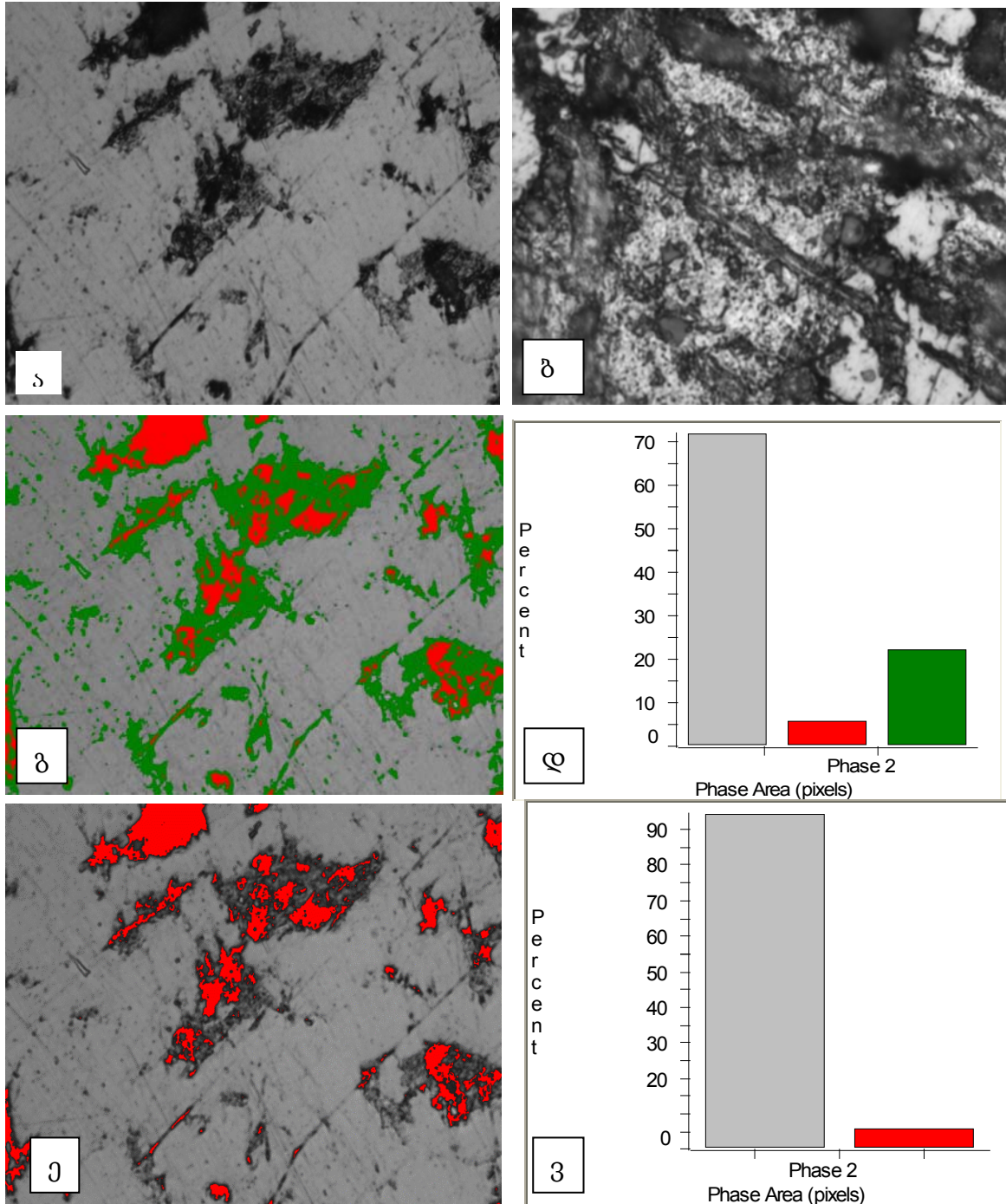
როგორც უკვე ავლიშნეთ, აფეთქებით კომპაქტირებისას სინთეზირებული ნიმუშების მიკროსტრუქტურა გამოკვლეულია ქ. ატლანტაში, ჯორჯიის ტექნოლოგიური ინსტიტუტის მასალათმცოდნეობისა და საინჟინრო განყოფილების კვლევით ლაბორატორიაში. განსაზღვრულ იქნა მარცვლის ზომები, ასევე ელემენტების Fe, Ni, Cr, C, Ti, Cu – ის შემცველობის ხარისხობრივი სპექტრები და პროცენტული განაწილება როგორც ცალკეულ ფენებში, ასევე გარდამავალ ზონებში.

ამ პარაგრაფში წარმოდგენილია აფეთქებით ინიცირებული თმს-კომპაქტირების ოპტიმალურ რეჟიმებში მიღებული ტიტან-ალუმინ-ნიკელის, ტიტან-ალუმინის და ნიკელ-ალუმინის ნიმუშების მიკროსტრუქტურის კვლევის შედეგები. გამოკვლეულია აგრეთვე ელემენტების განაწილება მიკროფოტოგრაფიით ნაჩვენებ უბანში და მათი პროცენტული შემცველობა.

კვლევებით დადგინდა, რომ როგორც სამკომპონენტის, ასევე ორკომპონენტის სისტემების კომპოზიტების მიკროსტრუქტურა ფორმირებულია სხვადასხვა ზომისა და ფორმის მარცლებისგან. იგი წარმოდგენილია, როგორც ნანომარცვლებით, აგრეთვე მათი აგლომერატებით და შედარებით მსხვილმარცვლოვანი უბნებით. კვლევებით შეგროვდა მრავალი უბნის და განიკვეთის მიკროსტრუქტურის მონაცემები, რომელთა სრულად წარმოდგენისა და განხილვის საჭიროება

არ არსებობს. სამუშაოში წარმოდგენილია მხოლოდ მათი ნაწილი, რომელიც გარკვეულ წარმოდგენას იძლევა კომპოზიტების მიკროსტრუქტურაზე.

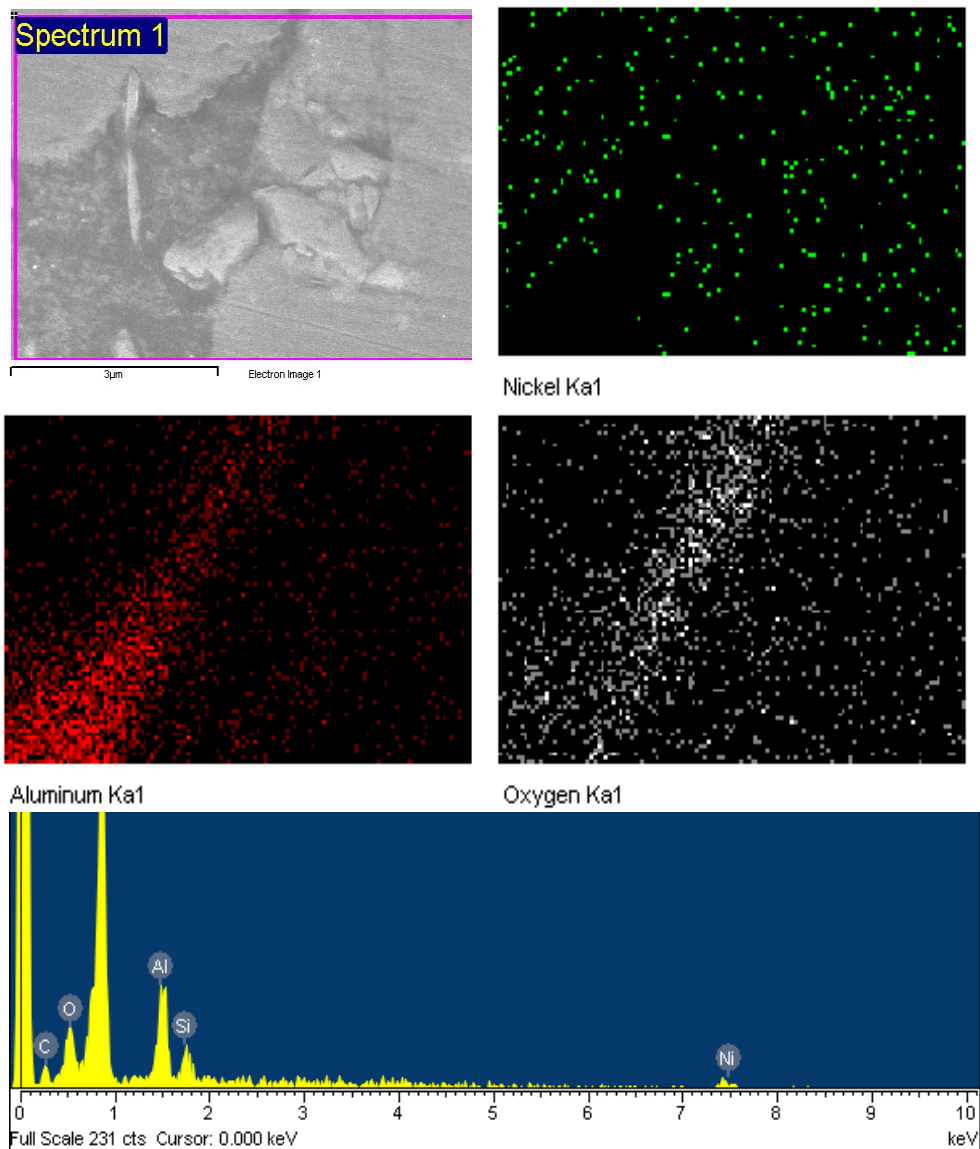
Fe-NiAl-კომპოზიტი



ნახ. 3.4.6 ა) და ბ) P=100კბარ; T=20°C; NiAl- ნანოკომპოზიტის მიკროსტრუქტურა; გ), დ) ფაზების რაოდენობა და მათი თანაფარდობა, %; ე) და ვ) ფორიანობა და შეფასება, %.

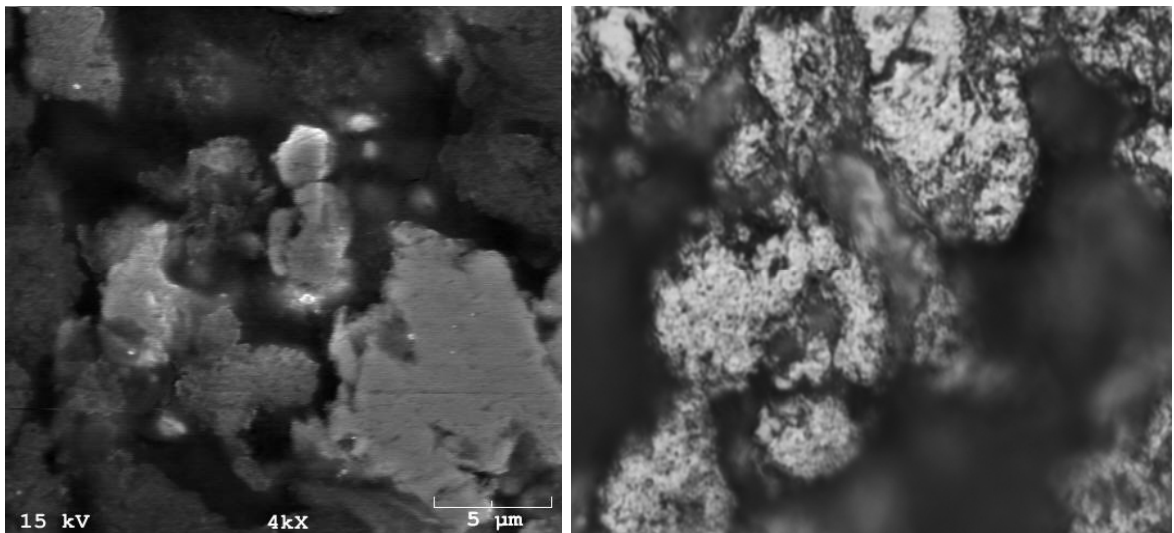
NiAl- ნანოკომპოზიტის მიკროსტრუქტურაში იდენტიფიცირებულია სამი ფაზა. 70%:20%:10% - თანაფარდობით. ფორიანობა ნაკლებია 5%-ზე.

აფეთქებით დატვირთვის ქვეშ მიმდინარე თმს-კომპაქტირების პარალელურად კომპოზიტის ფორმირებასთან ერთად მარცვლები განიცდიან პლასტიკურ დეფორმაციას რომლის კვალიც ნათლად ჩანს დიდ გადიდებაზე (ნახ. 3.4.6.ბ). მიკროსტრუქტურაზე კარგად მოსჩანს გაორმაგების და პლასტიკური დეფორმაციის წირები.



ნახ. 3.4.7. NiAl კომპოზიტის სტრუქტურა; ელემენტების განაწილება მეორად ელექტრონულ გამოსხივებაში და რენტგენოსპექტრული ანალიზის შედეგები.

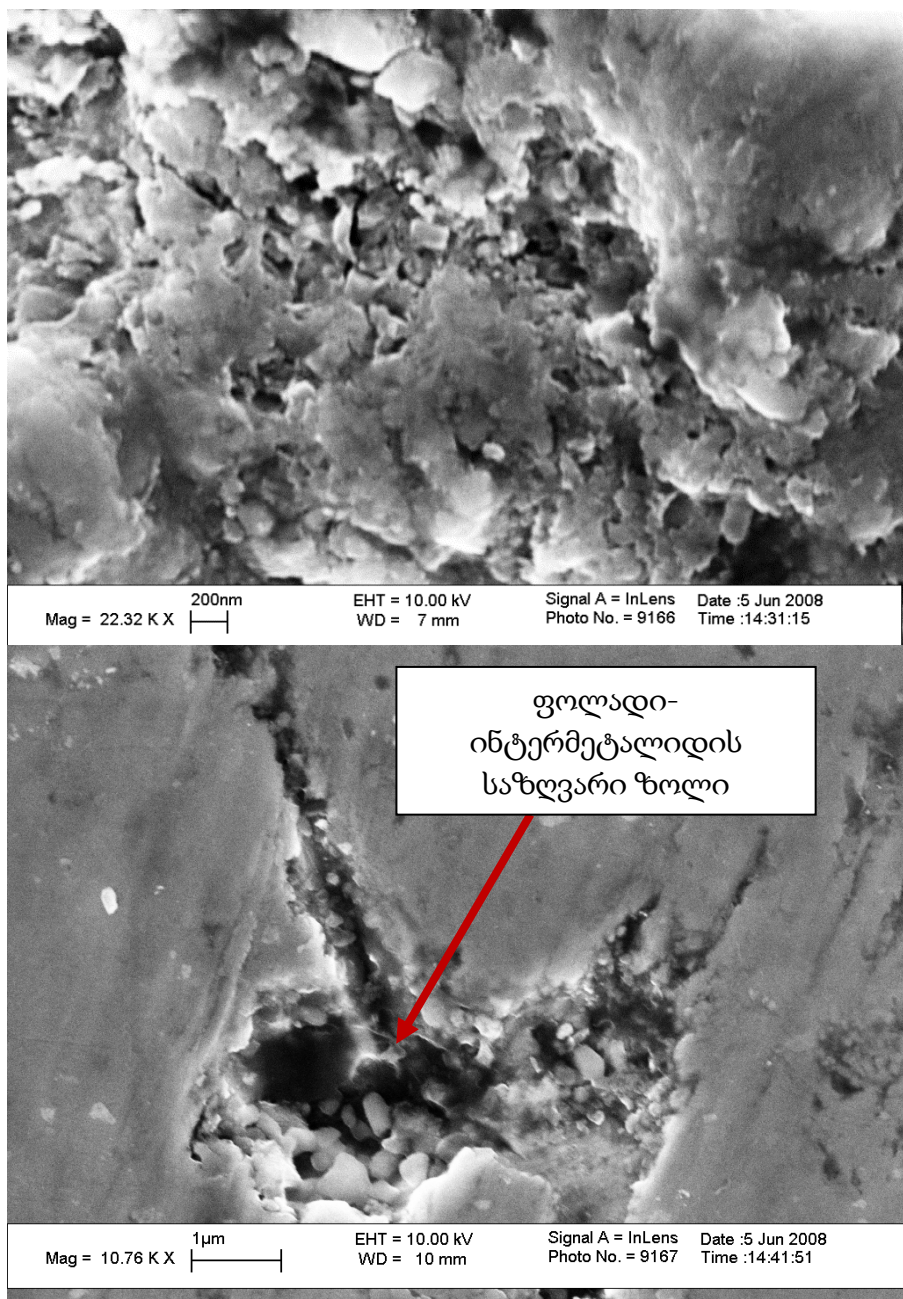
ნახ. 3.4.7-ზე ნაჩვენებია Ni-Al-ის ნანოკრისტალური კომპოზიტის მიკროსტრუქტურა ელემენტების განაწილებით მეორადი გაბნეული ელექტრონების გამოსხივებაში. როგორც ვხედავთ ძირითად ელემენტებთან ერთად სტრუქტურა ლეგირებულია ნახშირბადის და სილიციუმის ატომებით, აგრეთვე ჟანგბადით, რაც ნაწილობრივ ჟანგვაზე მიუთითებს. დიდი გადიდებით გადაღებულ ელექტრონულ მიკროფოტოგრაფებზე ჩანს, რომ სტრუქტურა წარმოდგენილია, როგორც მსხვილი ასევე ულტრადისპერსულმარცვლოვანი/ნანო სტრუქტურით (ნახ. 3.4.8).



ნახ. 3.4.8 NiAl-მასიური ნანოკომპოზიტის მემ მიკროფოტოგრაფია

Fe-TiAl-კომპოზიტი

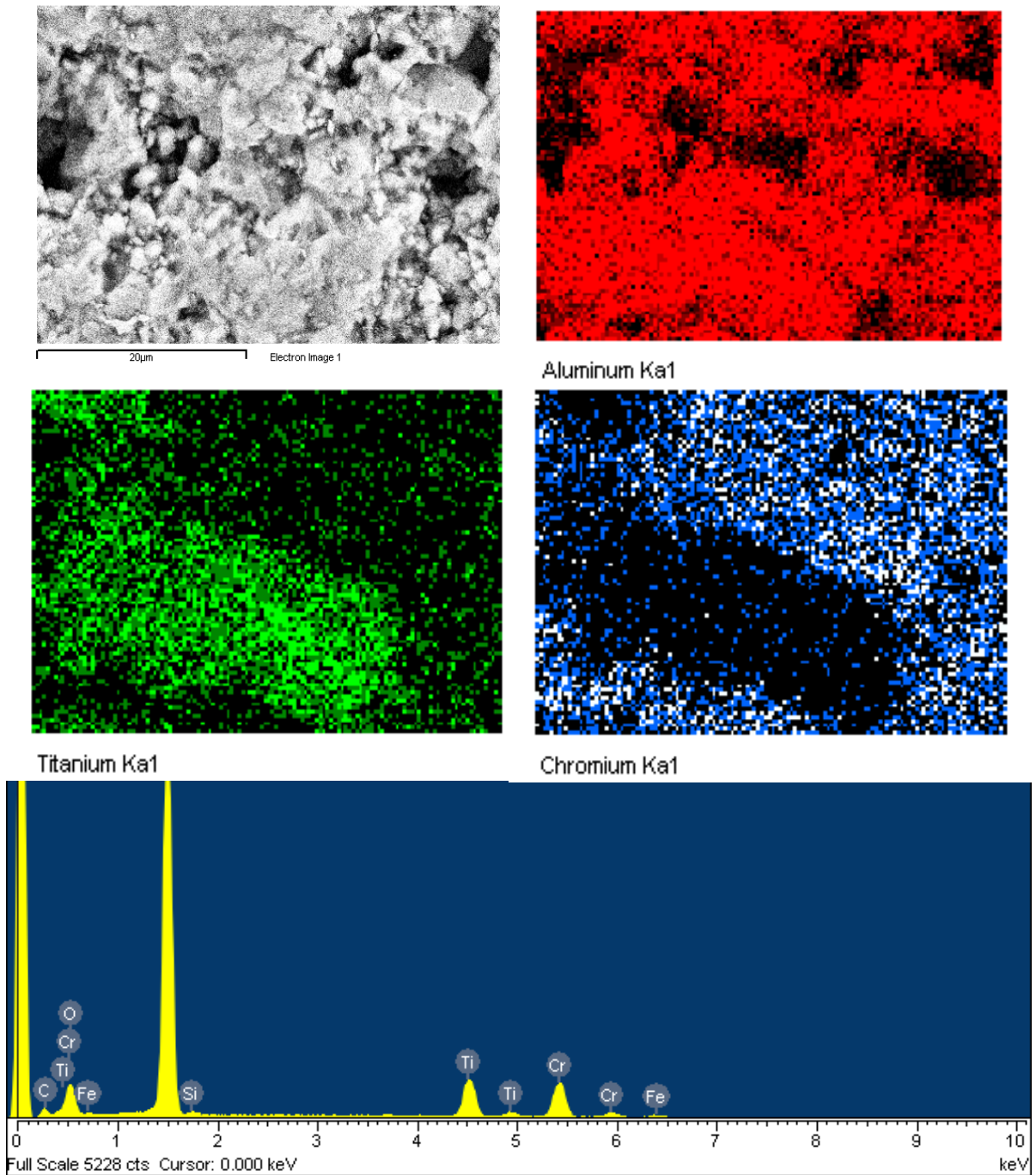
ნახ. 3.4.9-ზე ნაჩვენებია Ti-Al-ის ნანოკრისტალური კომპოზიტის მემ მიკროსტრუქტურა ხოლო ნახ.3.4.10-ზე ელემენტების განაწილება მეორადი გაბნეული ელექტრონების გამოსხივებაში. მიკროსტრუქტურა ძირითადად შედგება ულტრადისპერსული/ნანოგანზომილების მარცვლებისგან, თუმცა ჩანს აგრეთვე რამდენიმე მიკრონის ზომის მარცვლებიც, რომლებიც ნანომარცვლების აგლომერატებს წარმოადგენენ.



ნახ. 3.4.9 TiAl-მასიური ნანოკომპოზიტის მემ მიკროფოტოგრაფიები

როგორც ელემენტების განაწილება და რენტენოსპექტრული ანალიზი გვიჩვენებს (ნახ. 3.4.10) სტრუქტურა წარმოდგენილია ძირითადად ტიტანიტა და ალუმინით. როგორც ვხედავთ, ძირითად ელემენტებთან ერთად სტრუქტურა ლეგირებულია რკინით და ქრომით, რომელიც კომპოზიტში ხვდება დარტყმითი ტალღებით კომპაქტირება-თმს კომპაქტირების პროცესში კონტეინერიდან მასაგადატანით. სტრუქტურაში გვხვდება

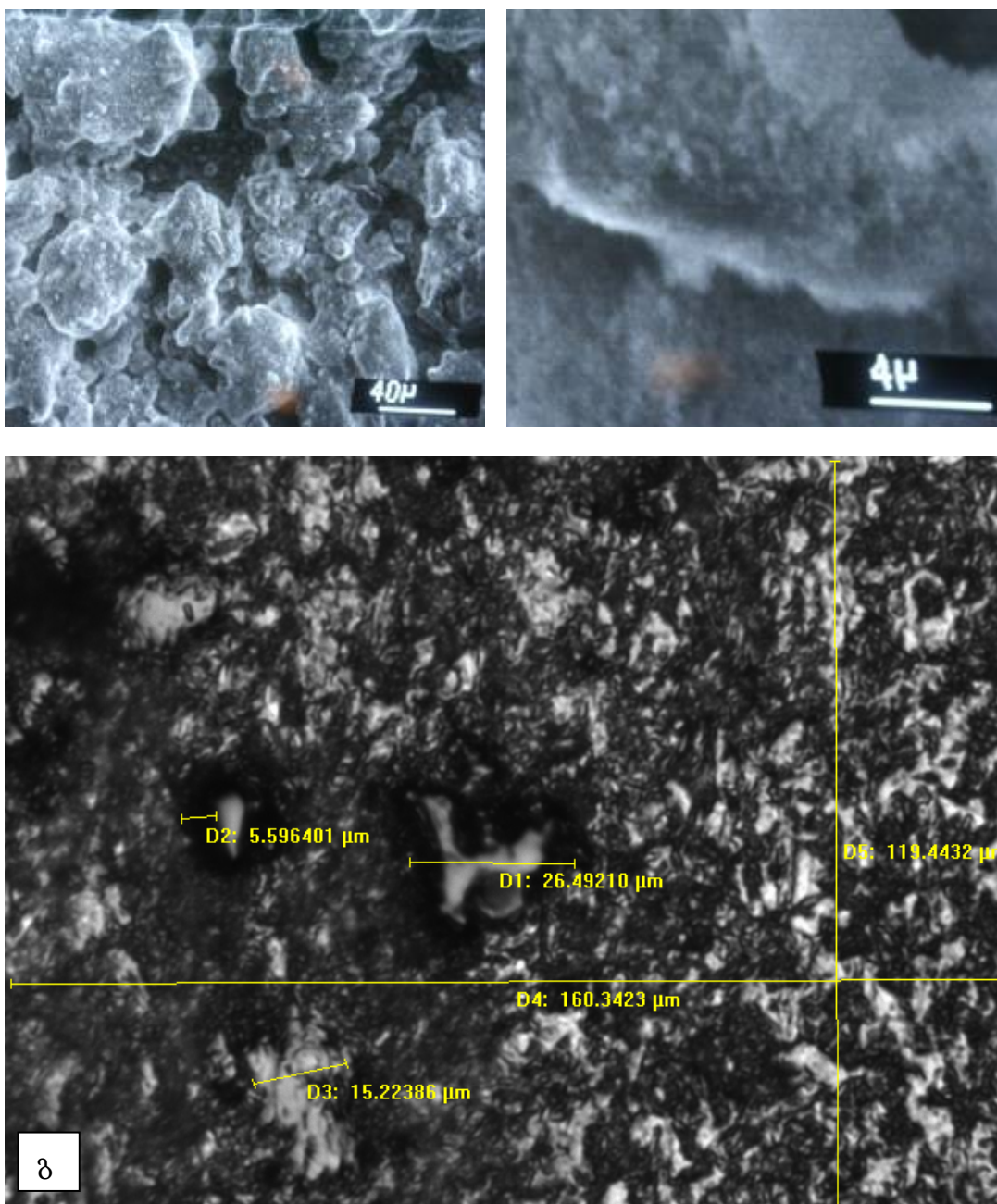
აგრეთვე ჟანგბადი, რაც ისევე როგორც წინა კომპოზიციის შემთხვევაში მიუთითებს ჟანგვით რეაქციაზე.



ნახ. 3.4.10. TiAl-კომპოზიტის სტრუქტურა მეორად ელექტრონულ გამოსხივებაში, რენტგენოსპექტრული ანალიზით.

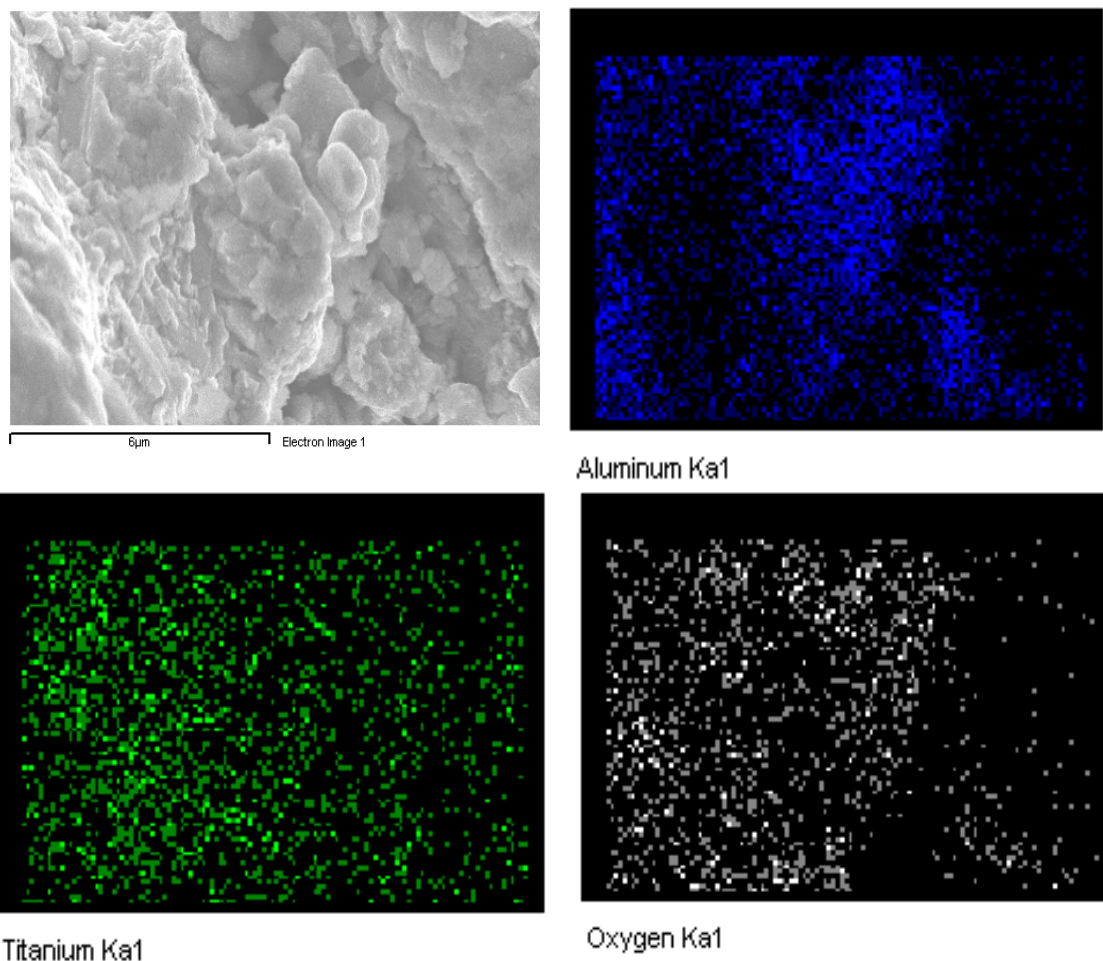
Fe-TiAlNi-კომპოზიტი

გამოკვლევულ იქნა TiAlNi კომპოზიციის ნანოწისქვილში დამუშავებული კაზმი და აფეთქებით თმს-კომპაქტირების რეჟიმში მიღებული ნანოკომპოზიტი. გამოკვლევული ნიმუშების მემ მიკროფოტოგრაფიები წარმოდგენილია ნახ. 3.4.11-ზე.



ნახ. 3.4.11. TiAlNi კომპოზიციის მემ მიკროფოტოგრაფიები: ა) და ბ) ნანოწისქვილში დამუშავებული ფხვნილი; გ) აფეთქებით თმს-კომპაქტირებული ნიმუში.

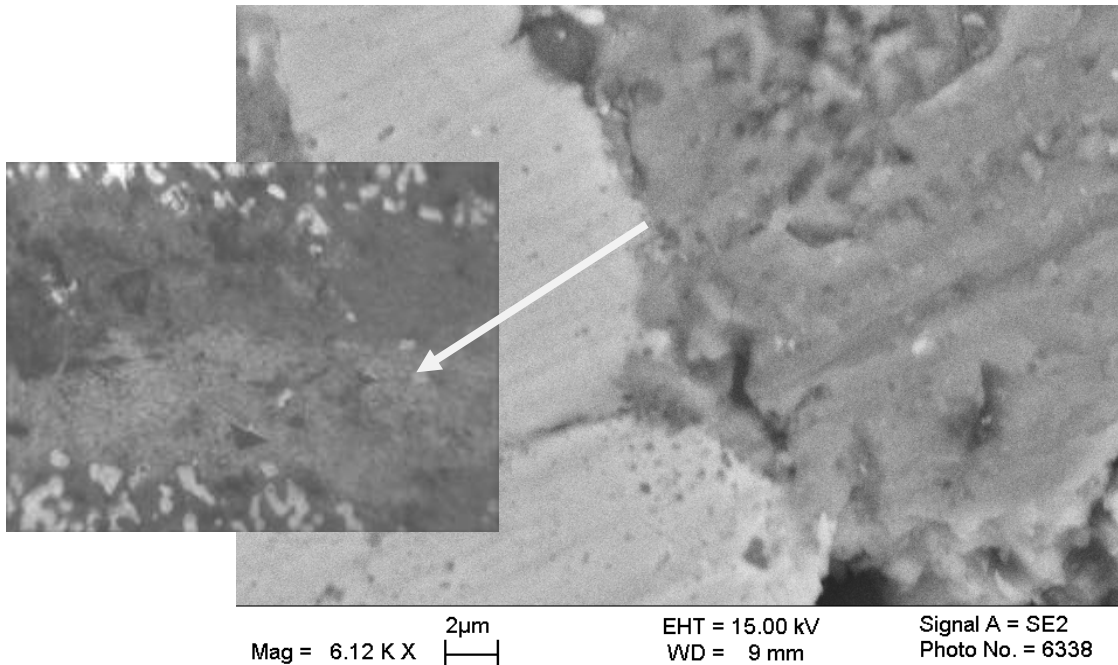
კვლევებით დადგინდა, რომ ნანოწისქვილში დამუშავების პროცესში მიმდინარეობს ტიტანისა და ნიკელის მექანიკური ლეგირება დაფარვა ულტრადისპერსული/ნანო ალუმინით. კომპაქტირებული ნიმუშის სტრუქტურა შედეგება ულტრადისპერსული და ნანოზომის, ასევე მსხვილი (რამოდენიმე მიკრონის რიგის) მარცვლებისგან. სტრუქტურა ლეგირებულია აგრეთვე რკინით, ნახშირბადით და ჟანგეულებით, რაც დასტურდება მეორად გაბნეულ ელექტრონულ გამოსხივებაში ანალიზით (ნახ. 3.4.12).



ნახ. 3.4.12 TiNiAl-კომპოზიციის კომპოზიტის სტრუქტურა მეორად გაბნეულ ელექტრონულ გამოსხივებაში.

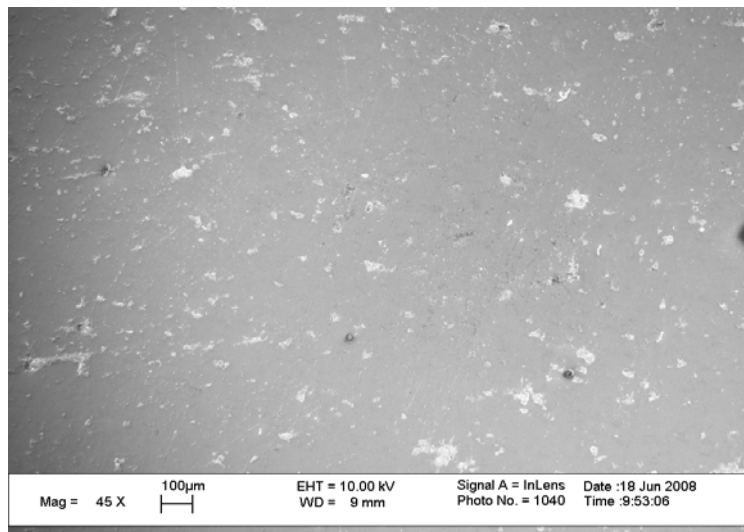
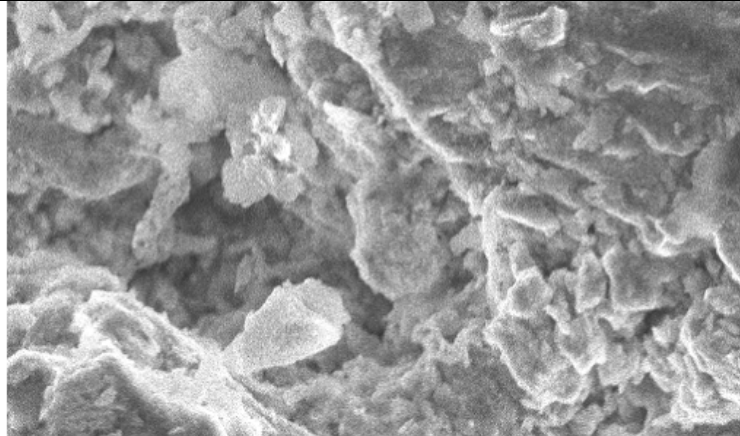
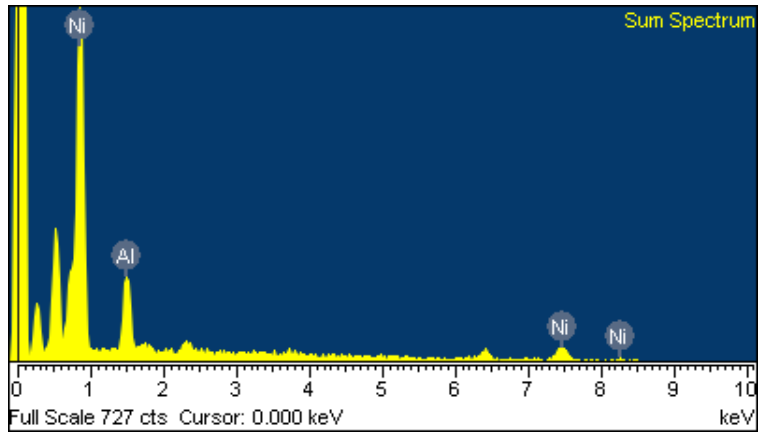
ფგმ-ის და გარდამავალი ზონების მიკროსტრუქტურა

გამოკვლევულ იქნა აგრეთვე კომპოზიტების კონტეინერთან შეერთების ზონის სტრუქტურა. შეერთების ზონის მიკროფოტოგრაფია წარმოდგენილია ნახ. 3.4.13 -ზე.



ნახ. 3.4.13. ფოლადი 3- TiNiAl ფგმ. შეერთების ზონის
(გარდამავალი ზონის) მიკროსტრუქტურა

კვლევებით დადგინდა, რომ გარდამავალი ზონა წარმოადგენს კომპოზიტისა და კონტეინერის ელემენტებისგან შემდგარ მიკრომექანიკურ ნარევს, რომელიც თავის ფორმით სინუსოიდურს წააგავს. ასეთი ფორმა უზრუნველყოფს თვისებების მდორე ცვლილებას და ფგმ-ის მაღალ საიმედოობას. აფეთქებით თმს-კომპაქტირებული TiAlNi კომპოზიტის გლინვით მიღებული ნიმუშების მიკროსტრუქტურა ნაჩვენებია ნახ. 3.4.14-ზე.

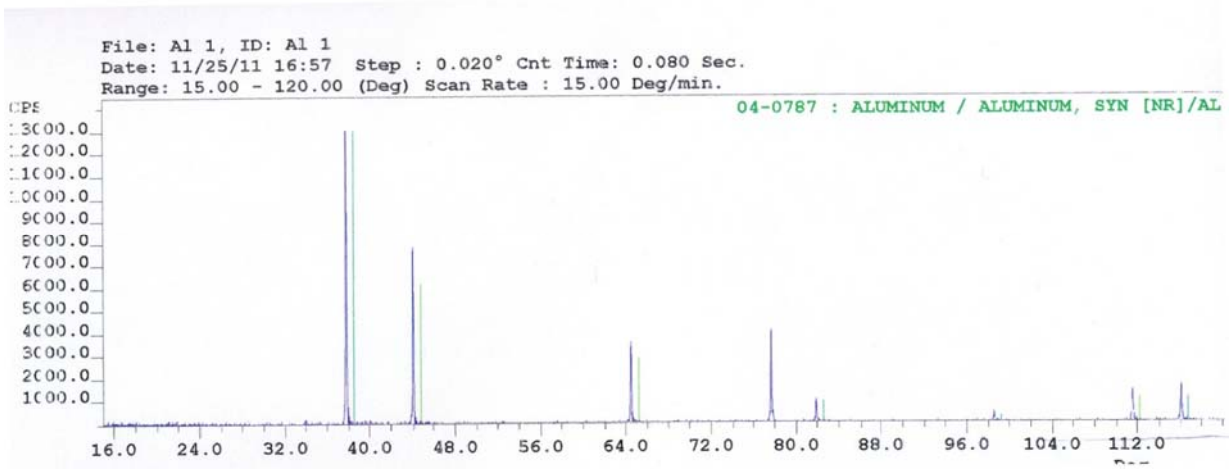
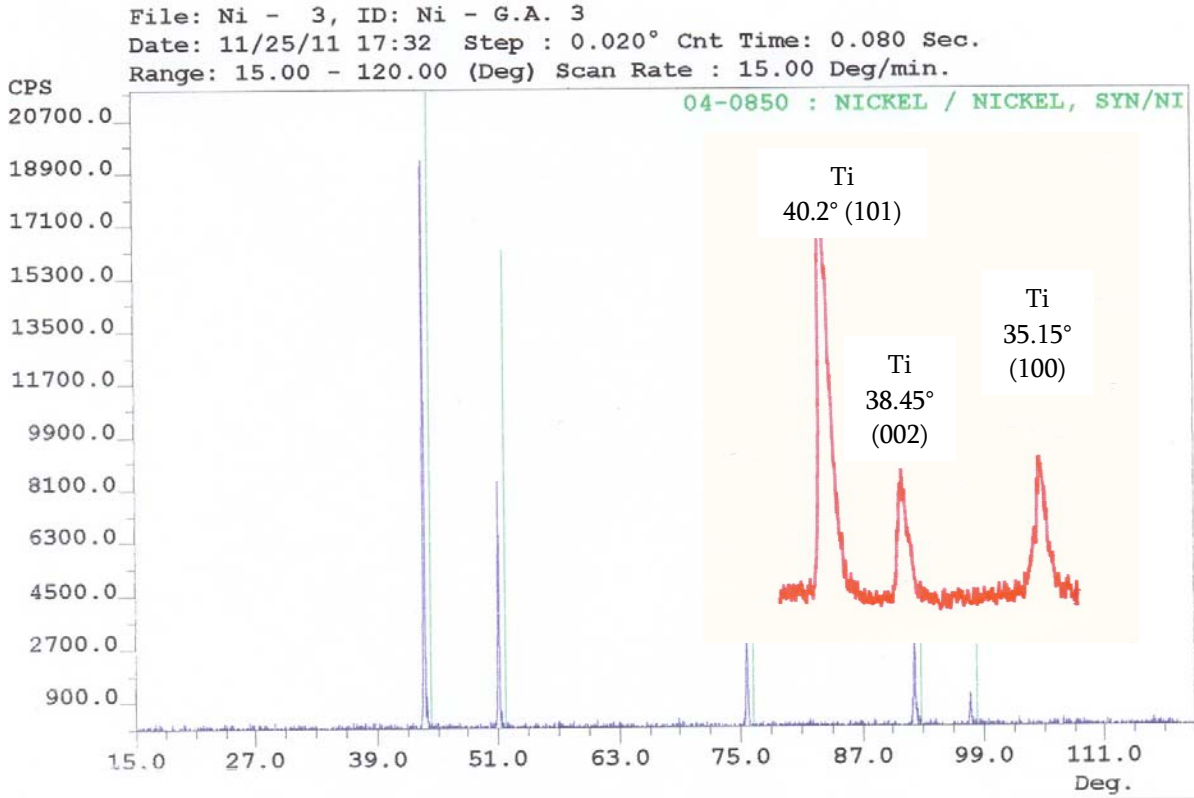


ნახ. 3.4.14 გაგლინული TiAlNi კომპოზიტის მიკროსტრუქტურა.
 ზედაპირის მიკროსტრუქტურა ერთგვაროვანია და სრულყოფილი

ფაზური ანალიზის შედეგები

ცნობილია, რომ როგორც სუფთა მასალები, ასევე კომპოზიტები წარმოდგენილი არიან სხვადასხვა კრისტალური სტრუქტურით. ისინი ერთმანეთისგან განსხვავდებიან კრისტალური მესრის ტიპით და პარამეტრებით. მასალების კრისტალური სტრუქტურები განსაზღვრავს მათ თვისებებს და წარმოადგენს მათი განსხვავების ძირითად მიზეზს. ფაზური დიაგრამების თანახმად, თერმოდინამიკური და სხვა გარეგანი ფაქტორების ზემოქმედებით შესაძლოა მასალის სტრუქტურა შეიცვალოს და შესაბამისად, შეიცვალოს მისი თვისებებიც. როდესაც დარტყმითი ტალღებით ზემოქმედების წნევა არსებულ ტემპერატურულ რეჟიმში გადააჭარბებს მასალის დრეკადობის ზღვარს, იქმნება პირობები ახალი დისლოკაციების და წერტილოვანი დეფექტების ჩამოყალიბებისთვის. ამასთან ერთად, ტექნოლოგიურ პროცესში შექმნილი დაძაბულ-დეფორმირებული მდგომარეობის შედეგად გარკვეულ პირობებში შესაძლებელია განხორციელდეს ფაზური გარდაქმნებიც, ჩამოყალიბდეს ინტერმეტალიდები და მყარი ხსნარები.

საწყისი მასალების შერჩევის, შექმნის, ნანოწისქვილში დამუშავების, ჰომოგენიზაციის, ამორფიზაციის, ნანოფხვნილის ფორმირების, კაზმის მომზადებისა და მისგან მონოლითური კომპოზიტის მიღების ტექნოლოგიური ციკლის თითოეულ ეტაპზე განისაზღვრებოდა მასალის ფაზური შემადგენლობა. როგორც უკვე აღვნიშნეთ რენტგენოფაზური ანალიზისთვის გამოყენებული იყო აშშ-ის კომპანია “Scintag”-ის დიფრაქციული სისტემა. ცალკეულ შემთხვევებში ფაზური ანალიზი ჩატარდა აგრეთვე სტრუქტურული კვლევების ცენტრში და ჯორჯიის ტექნოლოგიური ინსტიტუტის მასალათმცოდნეობის სკოლაში. საწყისი მასალების დიფრაქტოგრამები წარმოდგენილია ნახ. 3.4.15 - ზე. ნანოწისქვილში ჰომოგენიზირებული კაზმის დიფრაქტოგრამა ნახ. 3.4.16-ზე.

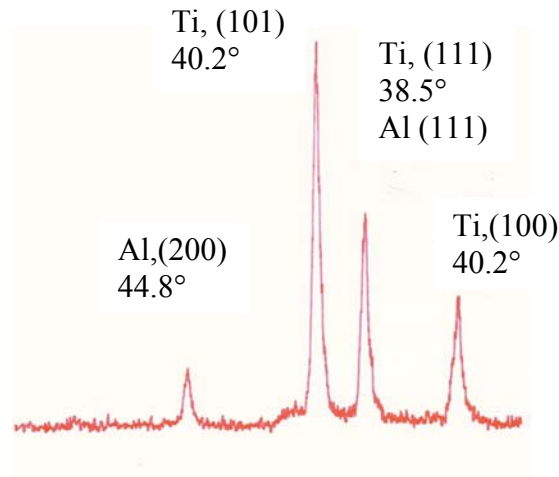


ნახ. 3.4.15. მსხვილმარცვლოვანი საწყისი კომპონენტების დიფრაქტოგრამები.

კვლევებით იდენტიფიცირებულია საწყისი მასალები და დადასტურებული მათი კრისტალური სტრუქტურა.

რენტგენოდიფრაქციული კვლევებით დადგინდა, რომ ნანოწისქვილში დამუშავების პროცესში მიმდინარეობს ტიტანისა და ნიკელის ნაწილაკების ფრაგმენტაცია, დიფრაქტოგრამაზე შესაძლებელია

ორივე წყვილის კომპონენტების პიკების იდენტიფიცირება. დიფრაქტოგრამაზე (ნახ. 3.4.16) წარმოდგენილია დაბალ ენერგეტიკულ წისქვილში 5 საათიანი დამუშავების შემდეგ ნარევის ანალიზის შედეგი. როგორც ვხედავთ ამ რეჟიმში დამუშავებული ნარევი არ არის მიყვანილი ამორფიზაციის მდგომარეობამდე.

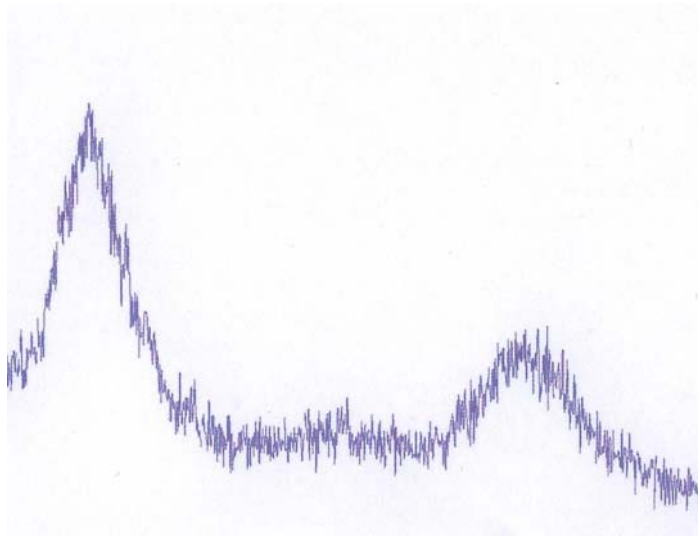


3.4.16. მექანიკურ შემრევში ჰომოგენიზირებული 50%Ti-50%Al ნარევის დიფრაქტოგრამა (Cu-K α)

კაზმის ნანოწისქვილში ხანგრძლივი დამუშავების პროცესში მიიღება რენტგენამორფული ნარევი. კერძოდ, $Al_{50}Ni_{25}Ti_{25}$ კომპოზიცია ამორფიზაციას ექვემდებარება 10 საათიანი უწყვეტი რეჟიმით ნანოწისქვილში პრეპარირებით. ამ კომპოზიციის რენტგენამორფიზაციის პროცესის დამადასტურებელი დიფრაქციული სურათი ნაჩვენებია ნახ. 3.4.17-ზე.

ამორფიზაციამდე მიყვანილი კაზმების ნანოწისქვილში შემდგომი დამუშავების დროს ფიქსირდება ინტერმეტალიდების ფორმირების ფაქტები. კერძოდ, 24 საათიანი დაფქვის დროს როგორც 50Al- 50Ti (ატ.%) , ასევე 50Al- 50Ni (ატ.%) კომპოზიციის ნარევი სუფთა კომპონენტების პიკებთან ერთად გვაქვს ტიტანისა და ნიკელის ალუმინიდების კრისტალური ფაზის პიკები (ნახ. 3.4.18 და 3.4.19). ტიტანისა და ნიკელის ალუმინიდების კრისტალური ფაზების ფორმირება დასტურდება აგრეთვე

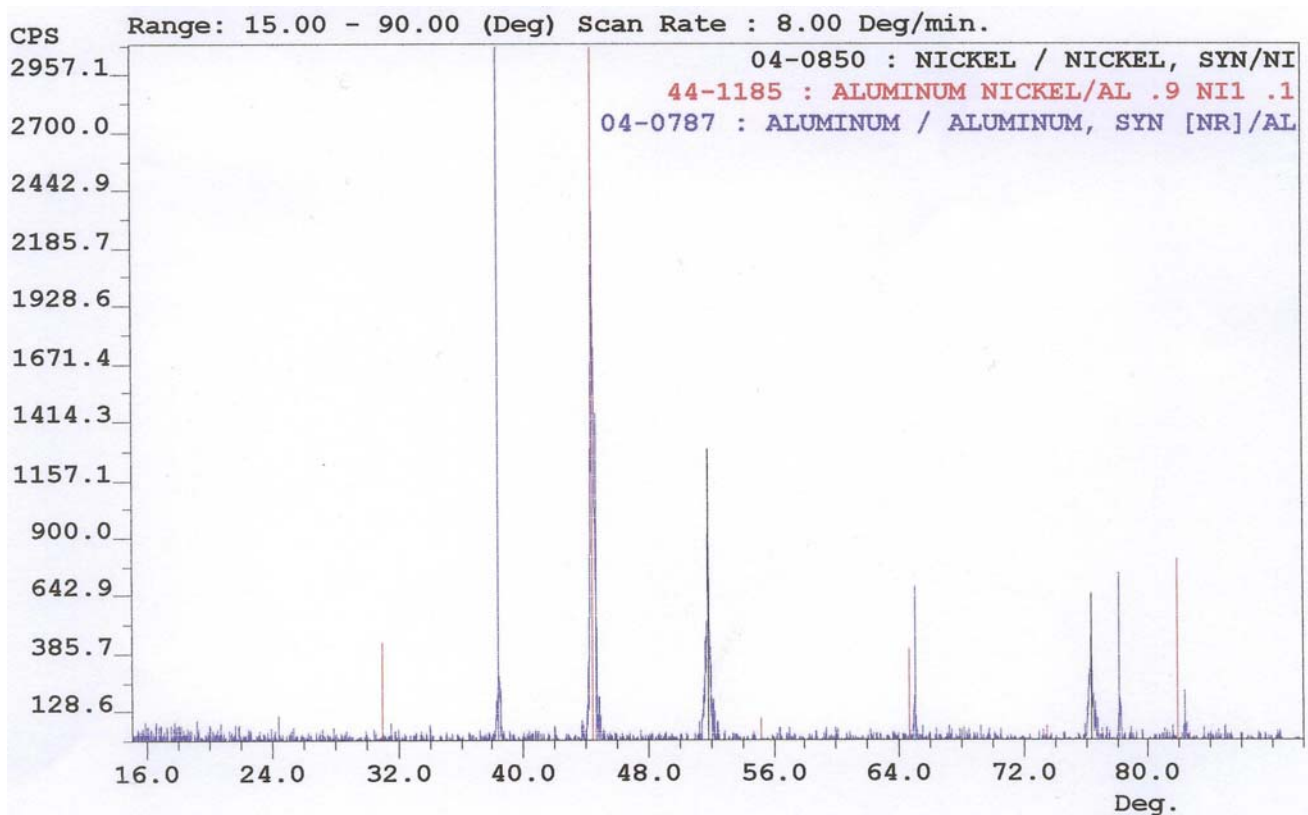
სამკომპონენტური $Al_{40}Ni_{25}Ti_{35}$, და $Al_{50}Ni_{25}Ti_{25}$ კაზმების ნანოწისქვილში დამუშავების პირობებში.



ნახ. 3.4.17. $Al_{50}Ni_{25}Ti_{25}$ -ის ფხვნილის დიფრაქტოგრამა 10 საათიანი პრეპარირების შემდეგ. კაზმის რენდგენოამორფული მდგომარეობა.

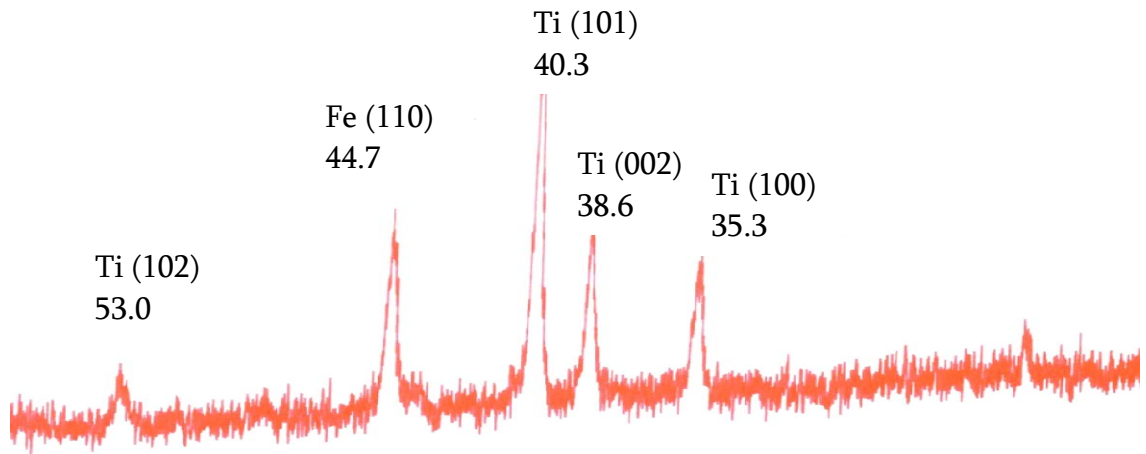


ნახ. 3.4.18. 50%Al- 50%Ti კაზმში 24 საათიანი დაფქვის დროს ფორმირებული ინტერმეტალიდი



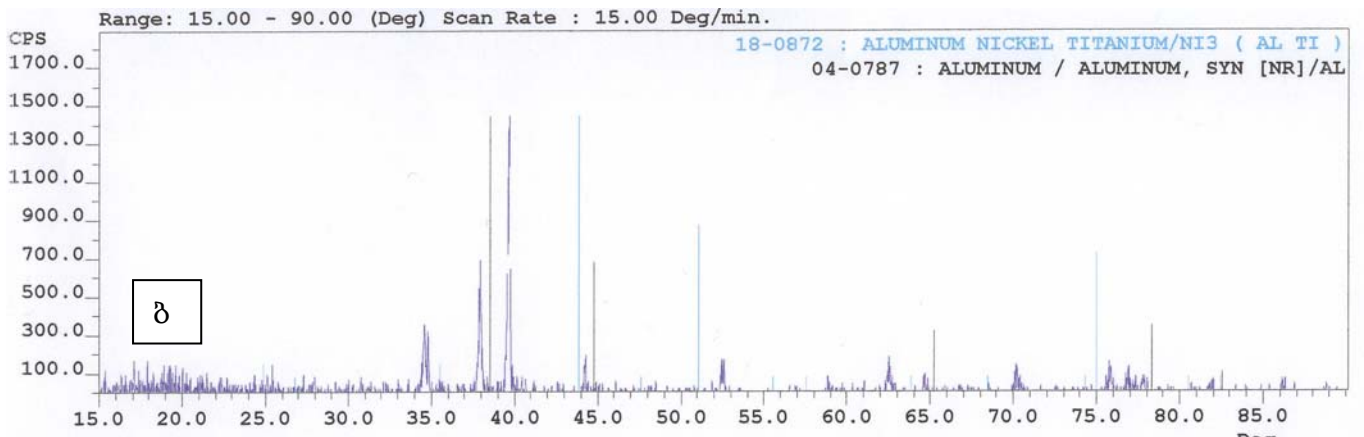
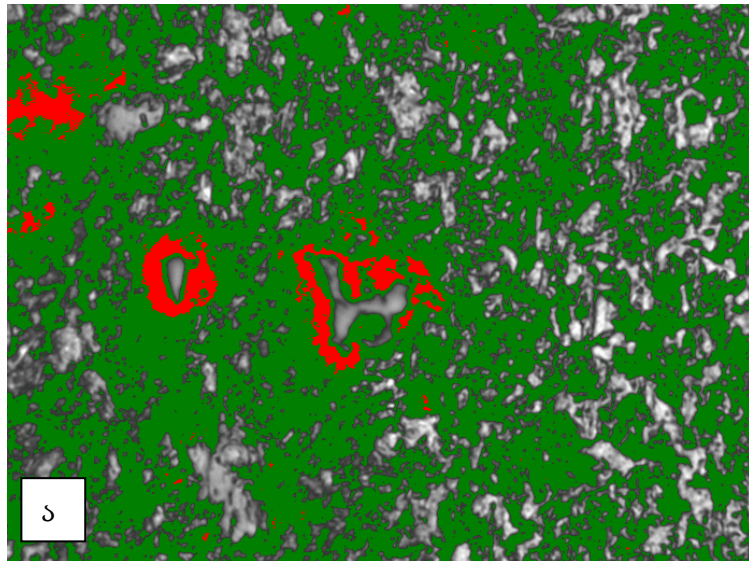
ნახ. 3.4.19. 50%Al- 50%Ni კაზმში 24 საათიანი დაფქვის დროს ფორმირებული ალუმინადი

საინტერესო შედეგი იქნა მიღებული $Al_{50}Ti_{50}$ კომპოზიციის კაზმის 10 საათიანი უწყვეტი რეჟიმით ჰომოგენიზაციისა და მისი შემდგომი აფეთქებით თმს-კომპაქტირებით. კაზმის დიფრაქტოგრამაზე ფიქსირდება ორივე კომპონენტისა და მათი ინტერმეტალიდის პიკები. ასეთი კაზმის კომპაქტირებით მიღებული ნიმუშის დიფრაქტოგრამა ნაჩვენებია ნახ. 3.4.20-ზე.



ნახ. 3.4.20. Al₅₀Ti₅₀ კომპოზიციის კაზმის 10 საათიანი უწყვეტი რეჟიმით ჰომოგენიზაციისა და ოპტიმალურ რეჟიმში მისი აფეთქებით ინიცირებული თმს-კომპაქტირებით მიღებული კომპოზიტის რენტგენო-დიფრაქციული სურათი.

დიფრაქტოგრამაზე იდენტიფიცირებულია აგრეთვე რკინის პიკი. როგორც ჩანს, ამ კომპოზიციაში ადგილი აქვს როგორც მექანიკური ურთიერთლეგირების ინტენსიურ პროცესს, ასევე ტიტანის ნაწილაკებით ალუმინის პლაკირებას/ზედაპირების დაფარვას. ორკომპონენტიანი (Al₅₀Ti₅₀, Al₅₀Ni₅₀) და სამკომპონენტიანი მასიური ნიმუშების (Al₄₀Ni₂₅Ti₃₅, Al₅₀Ni₂₅Ti₂₅, Al₈₀Ni₁₀Ti₁₀) ფაზური მიკროსტრუქტურული და რენტგენოსტრუქტურული კვლევები ადასტურებს, რომ მიღებული ნანოკომპოზიტები მრავალფაზიანია. სტრუქტურა წარმოდგენილია, როგორც ინტერმეტალიდების, ასევე მყარი ხსნარებისა და მიკრომექანიკური ნარევების სახით (ნახ. 3.4.21). თიითოეული ფაზის ფორმირების მექანიზმის ახსნა მოითხოვს უფრო დეტალური და ხანგრძლივი კვლევების წარმოებას.



ნახ. 3.4.21. აფეთქებით თმს-კომპაქტირებული $Al_{50}Ni_{25}Ti_{25}$ კომპოზიტის ა) მიკროსტრუქტურა და ბ) დიფრაქტოგრამა. ტიტანის და ნიკელის პიკებთან ერთად იდენტიფიცირებულია Ni_3AlTi -ის პიკები.

3.5 თბური აფეთქების რეჟიმში თმს-ით მიღებული ნანოსტრუქტურული კომპოზიტების კვლევის შედეგები

აფეთქების დარტყმითი ტალღებით ინიცირებულ თმს-კომპაქტირებასთან ერთად ჩვენს მიერ გამოკვლეულ იქნა აგრეთვე თმს-თბური აფეთქების პროცესების გამოყენებით კონსოლიდირებული მასალების მიღების ტექნოლოგია. საბაზო მასალებად აღებული იყო ნაერთები Ti-Al სისტემიდან [83].

ტიტან-ალუმინის სისტემაში ფაზათა და სტრუქტურწარმოქმნის მექანიზმებზე ცალსახა წარმოდგენები არ არსებობს, თუმცა ექსპერიმენტებმა, რომლებიც ტარდებოდა იმ მიზნით, რომ შესწავლილიყო გავლენა მასალის მარცვლის ზომისა ფიზიკო-მექანიკურ თვისებებზე, ოთახისა თუ მაღალ ტემპერატურებზე, გვიჩვენა ძლიერი ურთიერთდამოკიდებულება მასალის პლასტიკურობასა და მარცვლის ზომას შორის. ამ მასალებში 1 მკმ-ზე მცირე მარცვლებისას ხდება არა მარტო მყიფე-ბლანტი გადასვლის გადაწევა უფრო დაბალი ტემპერატურებისკენ, არამედ პლასტიკურობის გაზრდა როგორც ოთახის, ისე მაღალ ტემპერატურებზე, რაც განპირობებულია ტიტან-ალუმინის ნაერთების სუბმიკროსტრუქტურებში მარცვლების საზღვრების რელაქსაციის პირობების გაუმჯობესებით [83].

ნანოსტრუქტურული მასალების თბური აფეთქების რეჟიმში მიღების ჩვენს მიერ შემოთავაზებული მეთოდის არსი მდგომარეობს იმაში რომ ტიტან-ალუმინის სისტემის რენტგენულად ერთფაზიანი ნანოსტრუქტურული მასალის შემცველი ნაკეთობის მისაღებად აღნიშნული კომპონენტების შერევისას ახორციელებენ მაღალი ხარისხის პლასტიკურ დეფორმაციას $\varepsilon \geq 60\%$, რის შემდეგაც ახდენენ შერევის შედეგად მიღებული კაზმის წინასწარ კომპაქტირებას და პლასტიკურ დეფორმაციას $P \geq 1,5$ კბარი წნევით. შემდეგ სტადიაზე აწარმოებენ მაღალტემპერატურულ რეაგირებას თბური აფეთქების რეჟიმში გახურების სიჩქარით $U \geq 200$ გრად/წმ, რომელიც მიიღწევა

მაღალეგზოთერმული კაზმის თვითგავრცელებადი მაღალტემპერატურული სინთეზის რეჟიმში რეაგირებისას. აღნიშნული პროცესის დამთავრებისთანავე ახდენენ საბოლოო კომპაქტირებას და პლასტიკურ დეფორმაციას $P \geq 1,2$ კბარი წნევით.

იმის გამო, რომ TiAl ან Ti_3Al -ის თბური აფეთქების რეჟიმში მიღების განსახორციელებლად გამოიყენება სხვადასხვა მაღალეგზოთერმული კაზმი, რომლებშიც სინთეზი და შედეგად დიდი რაოდენობის ენერჯის გამოყოფა ხორციელდება თვითგავრცელებადი მაღალტემპერატურული სინთეზის რეჟიმში, შესაძლებელი ხდება Ti – Al – ის სისტემის მაღალი ხარისხით პლასტიკურად დეფორმირებული და კომპაქტირებული ნიმუშის ძალიან სწრაფად 4 – 8 წამში მაღალ ტემპერატურამდე გახურება, რასაც მიჰყვარტ Ti – Al – ის სისტემის რენტგენულად ერთფაზიანი ნანოსტრუქტურული ნაერთის მიღებამდე. ამ ნიმუშის შემდგომი და დაუყოვნებელი კომპაქტირებისას მიღებული პროდუქტის ტემპერატურა მკვეთრად ეცემა, მარცვლები ვერ ასწრებენ გაზრდას და მიიღება რენტგენულად ერთფაზიანი ნანოსტრუქტურული ნაკეთობა.

უნდა აღინიშნოს, რომ ავტორების [83] აზრით Ti – Al – ის სისტემაში ნანოსტრუქტურის წარმოქმნის მექანიზმი დაკავშირებულია: მრავალჯერადი მაღალი ხარისხით პლასტიკური დეფორმაციის, ძალიან მაღალი სიჩქარით მაღალ ტემპერატურამდე გახურებისა და მარცვლების ზრდისათვის აუცილებელი კრიტიკული ტემპერატურის ქვემოთ სწრაფად გაციების პროცესების ურთიერთგავლენით.

ქრონოლოგიურად მარცვლების ზომაზე ამ ურთიერთქმედების გავლენის შედეგი შეიძლება წარმოვიდგინოდ შემდეგნაირად:

თავდაპირველად კომპონენტების შერევისას იქმნება ისეთი პირობები, რომ ადგილი აქვს კაზმის შემადგენელი პლასტიკური ლითონების ტიტანისა და ალუმინის ისეთი მაღალი ხარისხით $\varepsilon \geq 60\%$ დეფორმაციას, რომ ხდება ტიტანის ნაწილაკების დაქუცმაცება, დაწვრილმარცვლოვნება აგრეთვე ალუმინის ნაწილაკების ნაწილობრივი

დაქუცმაცება და შეგლესვა ტიტანის დაქუცმაცებულ ნაწილაკებთან. ეს პროცესი შეიძლება განვიხილოთ როგორც პლასტიკურ დეფორმაციის დროს ჩამოყალიბებული დეფექტური დისლოკაციური სტრუქტურის ნაწილობრივი ნგრევის შედეგი. ეს I ეტაპი შეიძლება განხილული იქნას, როგორც კაზმში შემავალი კომპონენტების შერევისა და მათი მაღალი ხარისხით $\varepsilon \geq 60\%$ პლასტიკური დეფორმაციის ეტაპი.

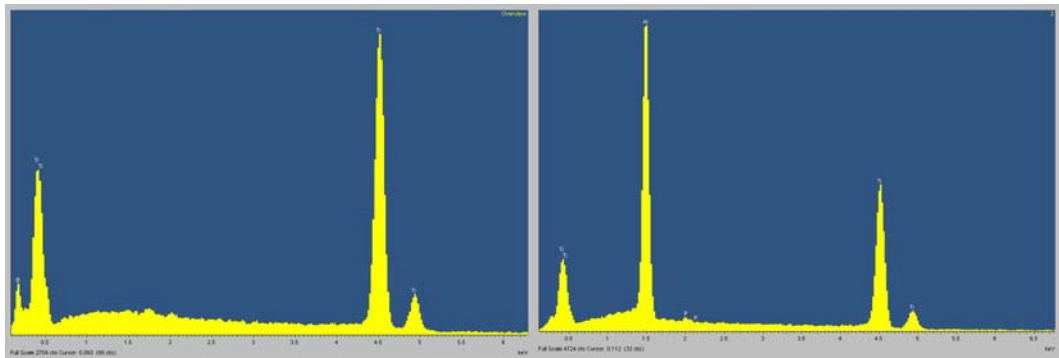
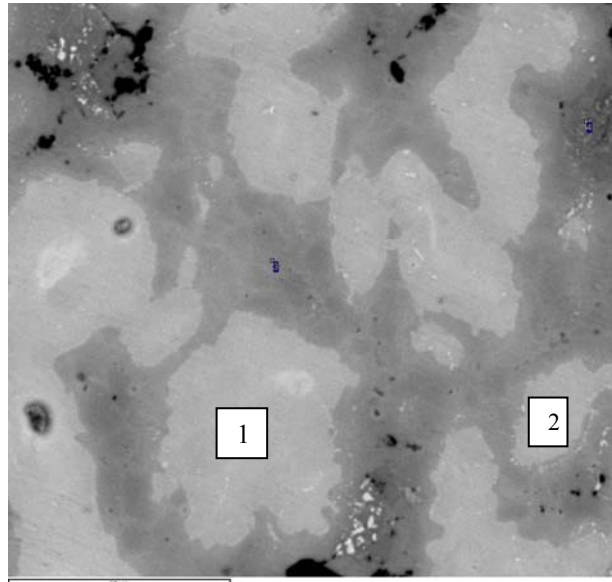
შემდგომ, II ეტაპზე პლასტიკური დეფორმაცია დისლოკაციების ნაწილობრივი გადაადგილება და დეფექტური სტრუქტურის შემდგომი დაქუცმაცება გრძელდება უკვე შერეული კაზმის მაღალი 1,5 კბარი წნევით ოთახის ტემპერატურაზე სხვადასხვა ზომისა და ფორმის ნიმუშების (44X44 მმ, 90 მმ და 25 მმ) პრესფორმებში ფორმირების დროს. ეს II ეტაპი შეძლება განვიხილოთ როგორც წინასწარი კომპაქტირება. ამ ნიმუშებში უკვე ნაწილობრივ დაქუცმაცებული ტიტანისა და ალუმინის ნაწილაკები იმყოფებიან ცივჭედვის ეფექტის პირობებში, რადგან პლასტიკური დეფორმაციის დროს ჩამოყალიბებულ ცივნაჭედი დეფექტური დისლოკაციური სტრუქტურის მქონე ნაწილაკებში არ არსებობს იმის პირობები, რომ დისლოკაციებმა შეძლონ თავისუფლად გადაადგილება, მათ არ გააჩნიათ ამისათვის საკმარისი ენერგია.

ტიტან-ალუმინის სისტემაში ჩვენს მიერ ჩატარებულ ექსპერიმენტებში სინთეზის, თბური აფეთქების რეჟიმში განსახორციელებლად გამოიყენებოდა ისეთი მაღალეზოთერმიული კაზმი (მაგალითად Ti -B, Ti -C ან სხვა) რომლებიც რეაგირებენ თვითგავცელებადი მაღალტემპერატურული სინთეზის რეჟიმში (თმს) და ძალიან სწრაფად 70x70 მმ ნიმუშის შემთხვევაში 2-7 წამის განმავლობაში გამოყოფენ ისეთი დიდი რაოდენობით ენერგიას, რომელიც საკმარისია წინასწარ კომპაქტირებულ TiAl ან Ti₃Al-ის მიღებაზე გათვლილი ნიმუშის $T \geq 2000^{\circ}\text{C}$ -ზე მყისიერად გახურებისათვის. მაღალი ენერგიის სითბური დარტყმის შედეგად

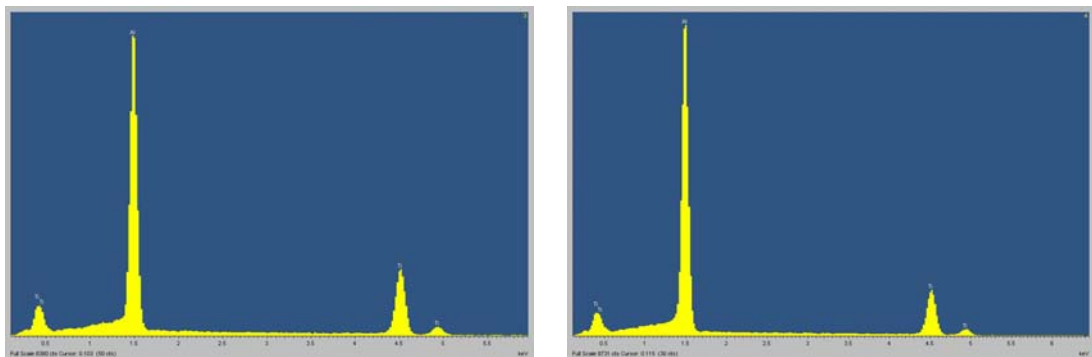
იქმნება ისეთი პირობები რომ, დისლოკაციები თავისუფლად და სწრაფად გადაადგილდებიან, იმსხვრევა დეფექტური დისლოკაციური სტრუქტურა და წარმოიქმნება ახალი ნანოსტრუქტურული 60-90 ნმ ზომის TiAl ან Ti₃Al-ის მარცვლები.

III ეტაპი შეიძლება განვიხილოთ როგორც მაღალტემპერატურული რეაგირებისა და მიზნობრივი ნაერთის სინთეზის ეტაპი. აქვე უნდა აღინიშნოს, რომ საწყისი კომპონენტების Ti და Al-ის გისოსების მოცულობების ჯამი ნაკლებია TiAl და Ti₃Al-ის გისოსების მოცულობებზე 5-7,5%-ით. ე.ი. Ti-სა და Al-ს შორის TiAl-ის და Ti₃Al-ის სინთეზი მიმდინარეობს მოცულობის 5-7,5%-ით ზრდით. მოცულობის ბუნებრივი ზრდა ნაწილობრივ შეზღუდულია იმის გამო, რომ პროცესის დროს ხდება საბოლოო კომპაქტირება და ნიმუში იმყოფება მაღალი (1,2 კბარი) წნევის ქვეშ, რაც თავის მხრივ ქმნის დამატებით კრისტალოგრაფიულ დამაბულობას, რომელმაც უნდა მიგვიყვანოს დისლოკაციური დეფექტური სტრუქტურის ჩამოყალიბებამდე, მაგრამ ეს დამაბულობა ნაწილობრივ იხსნება წინასწარ კომპაქტირებულ ნამზადში არსებული მცირეოდენი ფორების ხარჯზე (3-5%) და იმის გამო, რომ ნაკეთობის მიღების პროცესი მიმდინარეობს თბური აფეთქების რეჟიმში, რომელიც თავის მხრივ ხორციელდება მაღალი ენერგიის სითბური დარტყმის შედეგად, რის გამოც ხდება დისლოკაციების გადაადგილება და შედეგად მარცვლების დანაწევრება. TiAl და Ti₃Al-ის მიღებისას თბური აფეთქების რეჟიმში რეაგირების დამთავრებისთანავე მყისიერად ხდება გახურებული, გამდნარი საბოლოო პროდუქტის უფრო მდგომარეობამდე საბოლოო კომპაქტირება $P \geq 1,2$ კბარი წნევით. ეს IV ეტაპი განისაზღვრება როგორც საბოლოო კომპაქტირების ეტაპი. კომპაქტირებისას მიღებული ნაკეთობის ტემპერატურა ეცემა 800°C-ის ქვემოთ, რითაც ხერხდება მიღებული ნანოსტრუქტურის შენარჩუნება ნაკეთობაში.

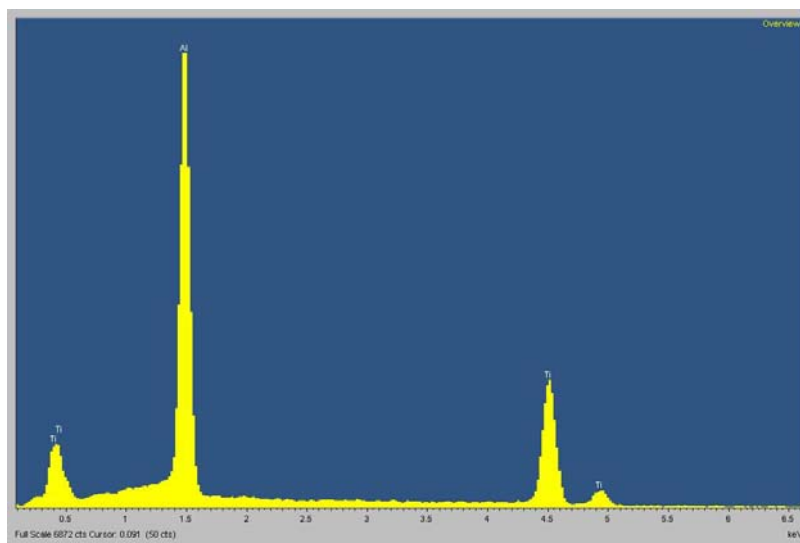
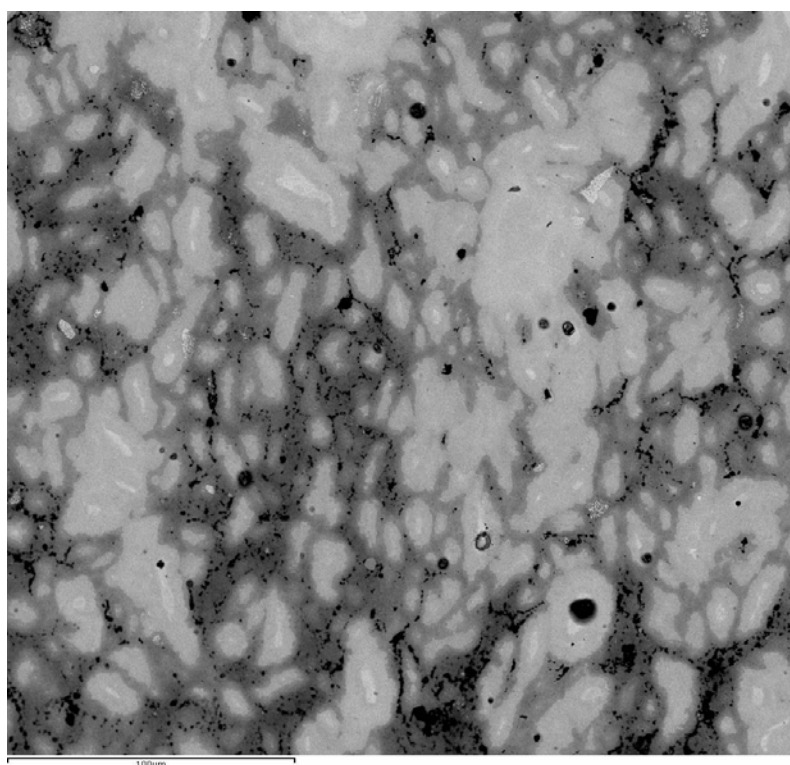
თბური აფეთქების რეჟიმში მიღებული ნიმუშების ფაზური და ფაზების ელემენტური შემადგენლობის დასადგენად ჩატარებული მემ (SEM) და რმა (ERMA) მოყვანილია ქვემოთ. ნახ. 3.5.1 და ნახ. 3.5.2-ზე წარმოდგენილია TiAl ნიმუშების მიკროსტრუქტურები შესაბამისი რენტგენოსპექტრებით.



წერტილი 1: Al-23,22%; Ti-76,78%; წერტილი 2: Al-23,89%; Ti-76,11%



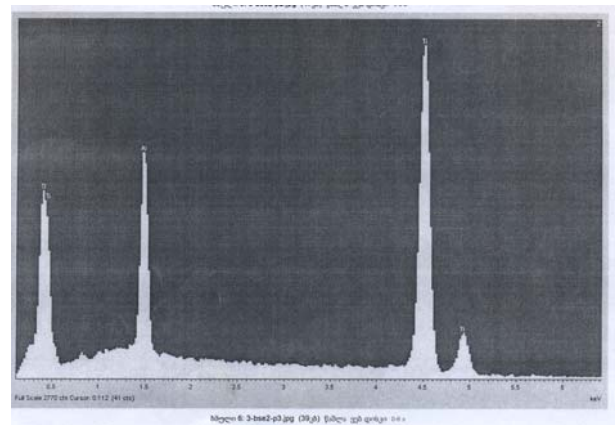
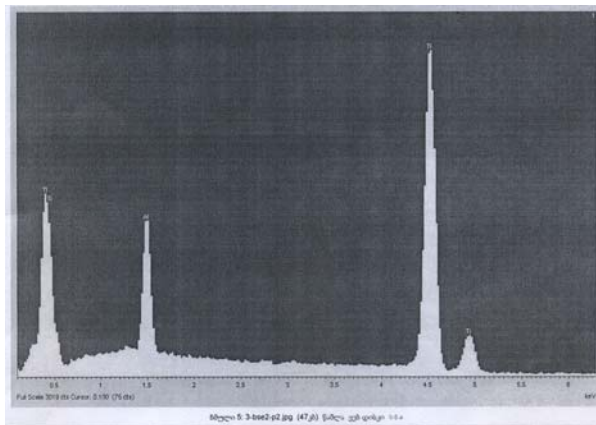
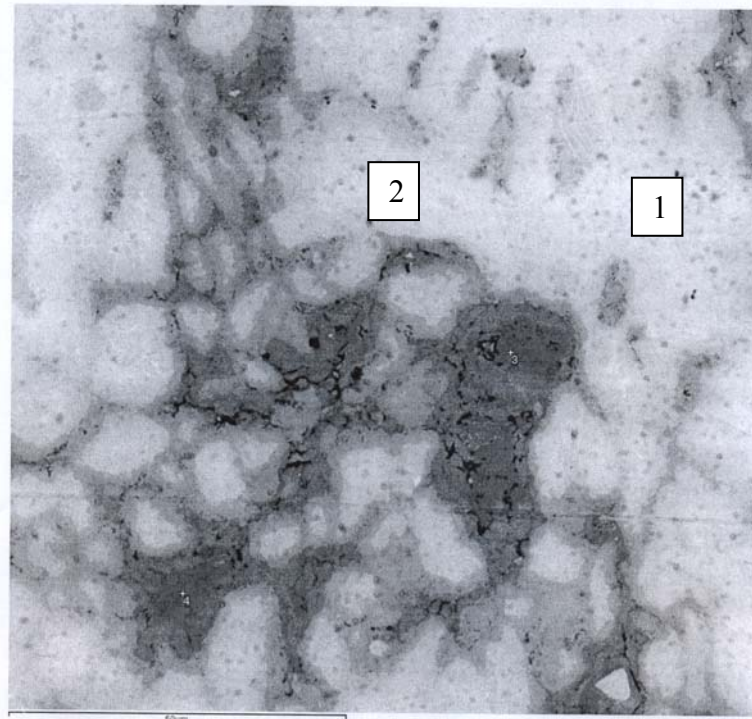
ნახ. 3.5.1 თბური აფეთქების რეჟიმში მიღებული TiAl-ის მიკროსტრუქტურა შესაბამისი რენტგენოსპექტრებით



ნახ. 3.5.2 თბური აფეთქების რეჟიმში მიღებული TiAl-ის მიკროსტრუქტურა შესაბამისი რენდგენოსპექტრებით Al-34,37%; Ti-65,63%

ჩანს, რომ სინამდვილეში ნანოსტრუქტურულ დონეზე ეს ფაზა შედგება შედარებით მუქი ნანოუბნებისგან, რომლებიც თავისი შემადგენლობით შეესაბამება TiAl ფაზას და ღია ფერის ნანოუბნებისგან, რომელიც შეესაბამება $TiAl_2$ ფაზას (იხილე სპექტრისა

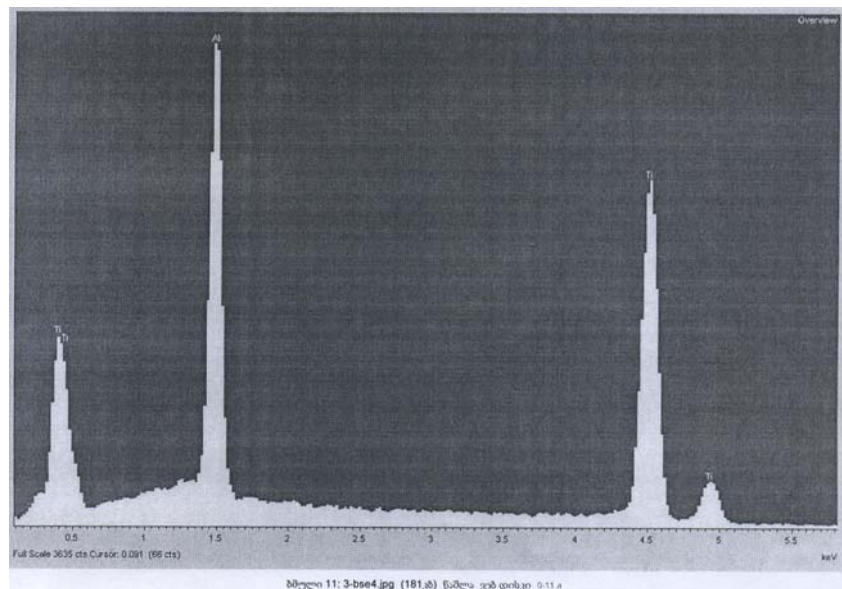
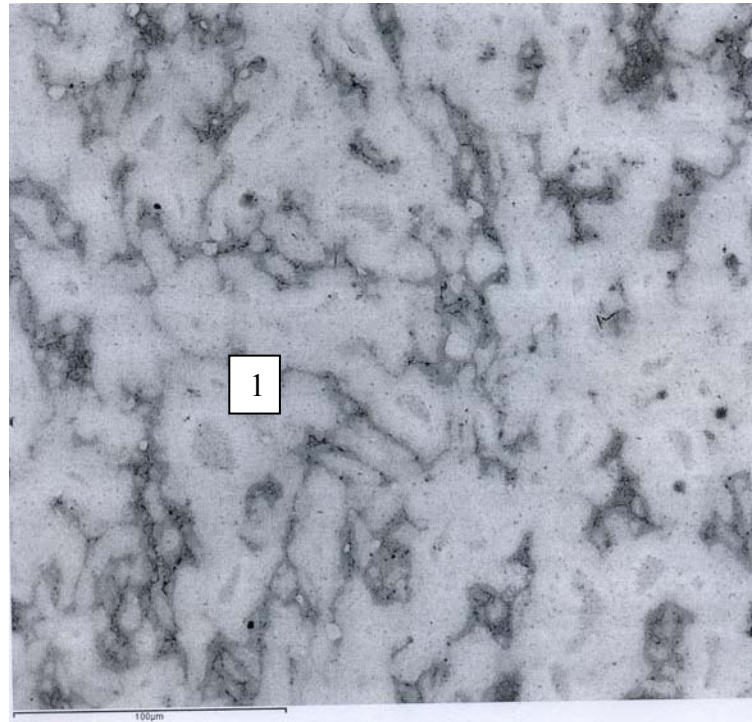
და EDS- ის შედეგები ნახ. 3.5.1). თუმცა უნდა აღინიშნოს, რომ საშუალო შემადგენლობა შეესაბამება TiAl ფაზის შემადგენლობას (ნახ. 3.5.2).



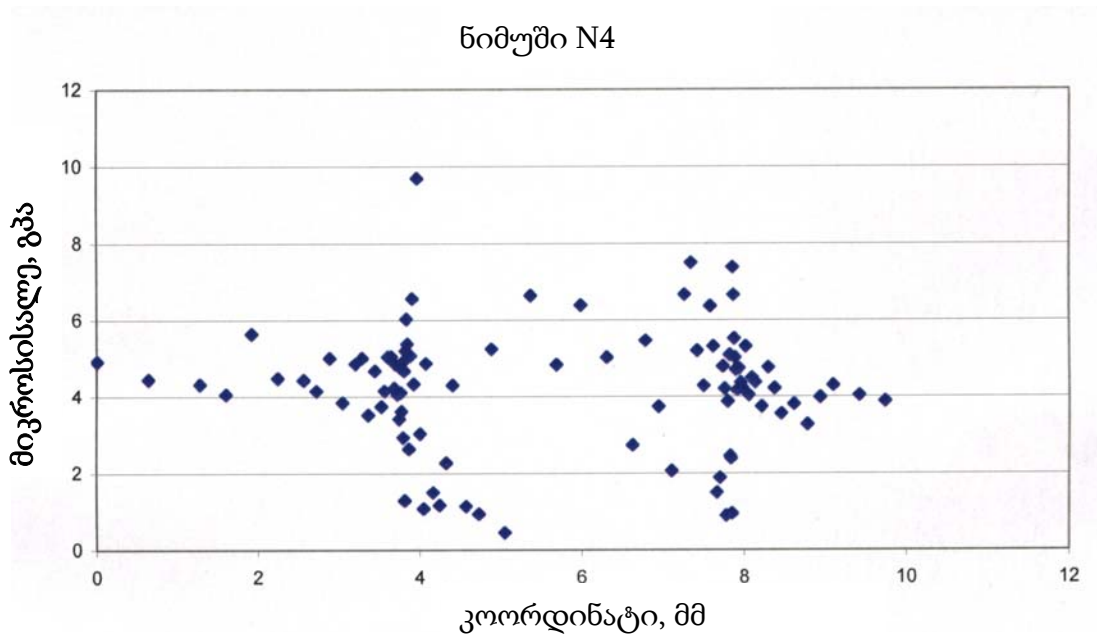
ნახ. 3.5.3. თბური აფეთქებით მიღებული Ti_3Al ნიმუშების მიკროსტრუქტურები შესაბამისი რენტგენოსპექტრებით. წერტილი 1: Al-6,31%; Ti-93,69; წერტილი 2: Al-8,84%; Ti-91,16%;

ანალოგიური სურათი იკვეთება Ti_3Al -ის შემთხვევაშიც. ნახ. 3.5.3 და ნახ. 3.5.4-ზე წარმოდგენილია Ti_3Al ნიმუშების მიკროსტრუქტურები შესაბამისი რენტგენოსპექტრებით. ჩანს, რომ სინამდვილეში ნანოსტრუქტურულ დონეზე ეს ფაზა შედგება შედარებით მუქი

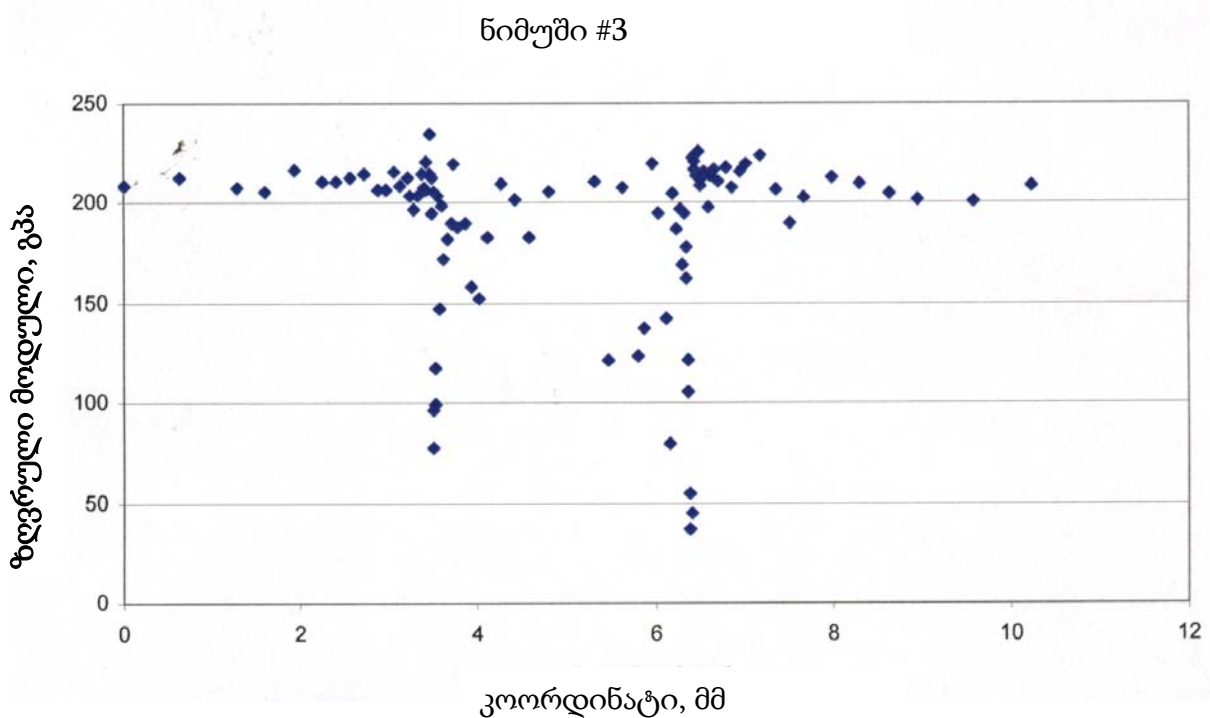
ნანოუბნებისგან, რომლებიც მდიდარია ტიტანით და მისი შეფარდება ალუმინის რაოდენობასთან მერყეობს 8:1-დან – 6:1-მდე და შედარებით ღია ფერის ნანოუბნებისგან, რომლის შემადგენლობა შეესაბამება $\sim\text{TiAl}_3$ ამასთან, უნდა აღინიშნოს, რომ საშუალო შემადგენლობა შეესაბამება Ti_3Al ფაზის შემადგენლობას (ნახ. 3.5.4)



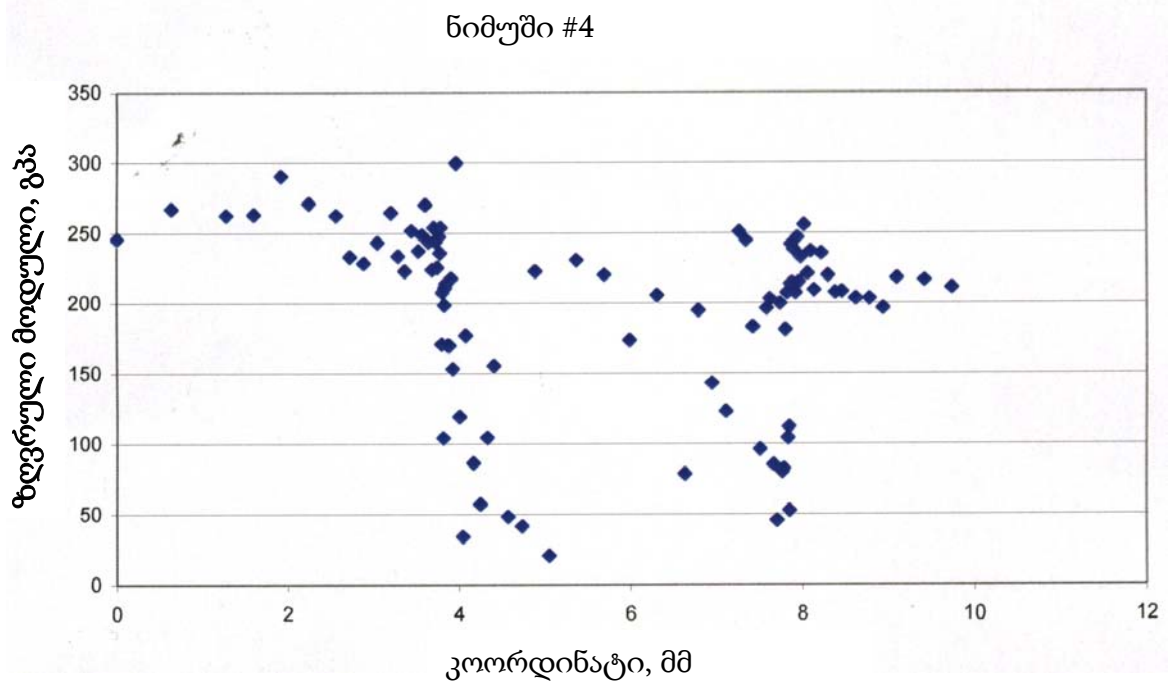
ნახ. 3.5.4 თხური აფეთქებით მიღებული Ti_3Al ნიმუშების მიკროსტრუქტურა რენდგენოსპექტრით. წერტილი 1: Al-35,8%-Ti-64,2%



ნახ. 3.6.1 NiAl-ის ნანოკომპოზიტში მიკროსისალის განაწილება დიამეტრის გასწვრივ



ზღვრული მოდული იანგარიშება დამოკიდებულებით $1/E_r = (1-v_i^2)/E_i + (1-v_s^2)/E_s$, სადაც, E_r - ნიმუშის ზღვრული მოდულია, E_i და E_s - შესაბამისად იდენტორისა და ნიმუშის იუნგის მოდულები, v_i და v_s - შესაბამისად იდენტორისა და ნიმუშის პუასონის კოეფიციენტი



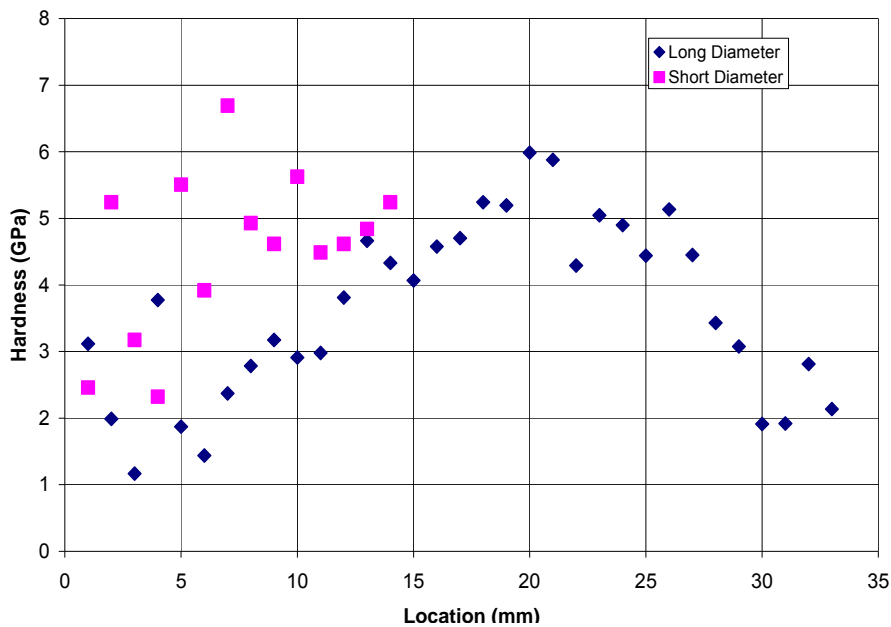
ნახ. 3.6.2. NiAl-ის ნანოკომპოზიტებში დრეკადობის ზღვრული მოდულის განაწილება დიამეტრის გასწვრივ

როგორც სისალისა და ზღვრული მოდულების კვლევის შედეგები გვაჩვენებს, განაწილების მრუდების ფორმა საკმაოდ ახლოსაა სინუსოიდალურთან. თვისებების ცვლილება ხდება საკმაოდ მდორე გადასვლით, რაც პოზიტიურად აისახება ექსტრემალურ პირობებში მასალების პრაქტიკული გამოყენებისა და ექსპლოატაციის დროს.



ნახ. 3.6.3. Fe- TiAlNi ფგმ-ის მიკროსტრუქტურა შეერთების ზონაში მიკროსისალის ანაბეჭდებით

დამატებითი კვლევები მიკროსისალისა და მისი გრადიენტის განსაზღვრაზე ჩატარდა ჯორჯიის ტექნოლოგიური ინსტიტუტის მასალათმცოდნეობისა და საინჟინრო სკოლის კვლევით ლაბორატორიაში, (ქ. ატლანტაში, აშშ) MHT SERIES 200 “LECO CORPORATION”, MODEL 861 705 210 დანადგარზე, აფეთქებით თმს-კომპაქტირებით მიღებული TiAlNi-კომპოზიტის მიკროსტრუქტურა შეერთების ზონაში მიკროსისალებით ფენებში ნაჩვენებია ნახ. 3.6.3-ზე. სისალების განაწილება ფენებში და გარდამავალ ზონებში მოყვანილია ნახ. 3.6.4-ზე.



ნახ. 3.6.4. მიკროსისალების განაწილება Fe-TiAlNi ფგმ-ის სხვადასხვა ფენებში

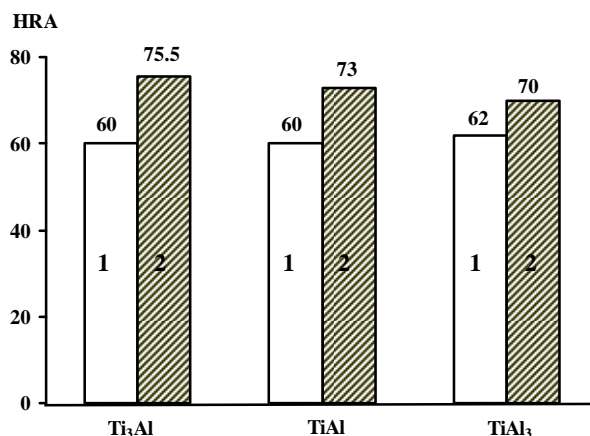
სტრუქტურული ულტრადისპერსულობა და ნანოსტრუქტურის ფორმირება აღნიშნულ სისტემაში დადასტურებულია აგრეთვე მასიური კომპოზიტის ფიზიკური თვისებების შესწავლით. კერძოდ, გამოკვლეულ იქნა კომპოზიტის კუთრი სითბოგამტარობა და კუთრი ელ. წინააღმდეგობა. კვლევის შედეგები მოყვანილია 3.6.1 ცხრილში.

ცხრილი 3.6.1. ტიტან-ალუმინ-ნიკელის ნანოკომპოზიტის ფიზიკო-მექანიკური თვისება

სიმკვრივე, გ/სმ ³	3.02
კუთრი სითბოგამტარობა, ვტ/სმ °C	3.6×10^{-2}
კუთრი ელექტროწინააღმდეგობა, $\Omega \times$ სმ	$(67-94) \times 10^{-3}$
ნაცრისფერი ფაზის მიკროსისალის საშ. მნიშვნელობა H_v , კგ/მმ ²	204
თეთრი ფაზის საშუალო მიკროსისალე, H_v , კგ/მმ ²	145

თმს-ტექნოლოგიით მიღებული შენადნობების მაღალი ფიზიკო-მექანიკური თვისებები განპირობებულია Ti-Al (γ) და Ni-Al შენადნობების კრისტალიზაციის და გაციების დროს მიმდინარე გარდაქმნების სქემით, რომელიც განსხვავდება სტანდარტული ტექნოლოგიით მიღებული შენადნობების სტრუქტურული გარდაქმნის სქემისგან. თმს-ტექნოლოგიით Ti-Al ნაერთის მიღების დროს მიმდინარე გარდაქმნების სქემა გაცილებით მარტივია. პირველ შემთხვევაში გარდაქმნა მიდის შემდეგი სქემით $L + \beta, \beta + L \rightarrow \gamma_1, \beta \rightarrow \gamma_2, \beta + \gamma_2 \rightarrow \alpha_2, \gamma_1 + \gamma_2, \alpha_2$ ჩვენს შემთხვევაში, სინთეზის სწრაფად მიმდინარეობის გამო, შუალედურ გარდაქმნებს ადგილი არ აქვს და რეაქცია მიმდინარეობს მარტივი სქემით: $\beta + Al \rightarrow \gamma$, ანალოგიურ მდგომარეობასთან გვაქვს საქმე Ti_3Al მიღების დროს.

ნახ. 3.6.5 - ზე მოყვანილ დიაგრამაზე ნაჩვენებია Ti_3Al , $TiAl$ და $TiAl_3$ ნიმუშების სისაღებების ცვლილება პლასტიკური დეფორმაციის (1) და პლასტიკური დეფორმაციის გარეშე (2).



ნახ. 3.6.5 პლასტიკური დეფორმაციის გავლენა Ti₃Al, TiAl და TiAl₃ ნიმუშების სისაღებზე: 1-პლასტიკური დეფორმაციის გარეშე; 2. პლასტიკური დეფორმაციის პირობებში.

3.7 შედეგების მიმოხილვა

როგორც ლიტერატურულ წყაროებში არსებული (მათ შორის ჯორჯიის ტექნოლოგიური ინსტიტუტისა და ალბერტას უნივერსიტეტის ბიბლიოთეკების ფონდებში არსებული), მასალების ანალიზმა, ასევე ტიტალ-ალუმინ-ნიკელის სისტემის ულტრადისპერსული ფხვილების აფეთქებით წნეხვის ჩვენს მიერ ჩატარებულმა ექსპერიმენტებმა საშუალება მოგვცა დაგვედგინა, რომ:

ა) ულტრადისპერსულმარცვლოვანი და ნანოსტრუქტურული მასიური ნიმუშები/ნამზადების მიღების/ფორმირების ოპტიმალურ ტექნოლოგიას წარმოადგენს შესაბამისი კომპოზიციის ულტრადისპერსული და ნანოფხვილების აფეთქებით კომპაქტირება. ბ) მასიური ნამზადების მისაღებად საწყისი მასალების, ულტრადისპერსული და ნანოფხვილების მისაღებად ყველაზე მოხერხებულ, პრაქტიკულ/საწარმოო გამოყენებასთან თავსებად და რაციონალურ მეთოდს წარმოადგენს კაზმის ნანოწისქვილში დამუშავება, რომლის დროსაც ჯერ ხდება ამორფულ მდგომარეობამდე კაზმის მიყვანა და შემდგომ ეტაპებზე, მექანიკური ლეგირება და ნანოფხვილის ფორმირება. ნანოწისქვილში დამუშავებისას მიმდინარეობს კომპონენტების მექანიკური ლეგირება და პარალელურად ხდება აგრეთვე

კაზმის ჰომოგენიზაცია. გ) აფეთქებით კომპაქტირების ტექნოლოგიით მიიღება მასიური ნამზადები სხვადასხვა სტექიომეტრიის ინტერმეტალიდების, მყარი ხსნარებისა და მიკრომექანიკური ნარევების სტრუქტურული მდგომარეობებით.

ტიტან-ალუმინ-ნიკელის სისტემის ულტრადისპერსული ფხვნილების აფეთქების კომპაქტირებაზე ჩატარებულმა ექსპერიმენტების სერიამ გვიჩვენა, რომ თითოეული კომპოზიციისთვის არსებობს საწყისი სიმკვრივის განსაზღვრული კრიტიკული/მინიმალური ზღვარი; საწყისი სიმკვრივის კრიტიკული ზღვრის მნიშვნელობის და მასზე უფრო მაღალი სიმკვრივეების პირობებში შესაძლებელი ხდება ნანოკომპოზიციის ფხვნილების აფეთქებით კომპაქტირება-თმს რეჟიმში მიღებულ იქნას მასიური ნანოკომპოზიტები როგორც დამოუკიდებელი ნამზადის სახით, ასევე ლითონურ ფუძეზე დანაფარის-ფგმ-ის ფორმით. კრიტიკული სიმკვრივის მნიშვნელობა ფხვნილის კაზმში კომპონენტების სტექიომეტრიაზე დამოკიდებულებით მერყეობს 70-80% ინტერვალში. აფეთქება-თმს-ით კომპაქტირებამდე ჰომოგენიზირებული ულტრადისპერსული კაზმის წინასწარი შემჭიდროება/მოწნეხვა ხორციელდება ერთ ან ორ ეტაპად: ა) სტატიკურ წნეხზე შემჭიდროებით და ბ) სუსტი დარტყმითი ტალღებით მოწნეხვით.

პირველ ეტაპზე ფხვნილის მიწოდება კონტეინერში ხორციელდება მცირე (10-30გრ) პორციებად. თითოეული პორციის ჩატვირთვის შემდეგ ხდება მისი შემჭიდროება პუანსონის გამოყენებით 10ტ ძალვის სტატიკურ წნეხზე. პორციის ოდენობა დამოკიდებულია კომპოზიციის შედგენილობაზე და მისი მოცულობა პლასტიკური მდგენელების ოდენობის და თანაფარდობის პროპორციულია. ტექნოლოგიაში ეს ოპერაცია მეტად საპასუხისმგებლოა და მოითხოვს კვალიფიცირებულად ჩატარებას. პორციის ოდენობის არასწორმა შერჩევამ შესაძლოა გამოიწვიოს როგორც სიმკვრივის არათანაბარი განაწილება, ასევე შესაძლოა ცალკეულ პორციებს შორის წარმოიქმნას გამყოფი ზედაპირები, რაც უარყოფით

გავლენას ახდენს თმს-აფეთქებით კომპაქტირებაზე მასიური ნანოკომპოზიტის ფორმირების ეტაპზე.

მეორე ეტაპზე კაზმის გამკვრივება/მოწნეხვისთვის სუსტი ინტენსივობის დარტყმითი ტალღების გენერირებისთვის ძირითადად გამოიყენება დენტები ან იგდანიტი. ამ ეტაპზე უფრო მძლავრი ფეთქებადი ნივთიერების გამოყენება რეკომენდებული არ არის, ვინაიდან ამ შემთხვევაში იზრდება ადიაბატის ანომალური სვლის შესაბამისი რეჟიმის ჩამოყალიბების რისკი, რისი შედეგიც კუმშვის/შემჭიდროების ნაცვლად იქნება კაზმის გაფართოება/გაბნევა/კონტეინერიდან გამოტყორცნა. კონტეინერის გაძლიერების პირობებში კი შესაძლებელია წარმოიქმნას მაკროსიცარიელები და ნაპრალთა ბადე, რომელიც ერთის მხრივ ხელს უშლის თმს-ის აღძვრა-გავრცელებას და რომელთა „დახურვაც“ სინთეზი-კომპაქტირების ეტაპზე სრულად ვერ ხერხდება.

წინასწარ გამკვრივებული კაზმის აფეთქებით თმს-კომპაქტირება წარმოქმნის ინტერმეტალიდებს, ან მყარ ხსნარებს და მიკრომექანიკურ ნარევებს. დარტყმითი ტალღების ფრონტზე დროის უმცირეს მონაკვეთში მოქმედი მაღალი წნევა და ტემპერატურა, ასევე ფრონტის მოქმედების შედეგად ნიმუშში არსებული ნარჩენი ტემპერატურა თმს-ის პროცესში გამოყოფილ მაღალ ტემპერატურასთან ერთად (რომლის ხანგრძლივობა საკმაოდ დიდია) „ხურავს“ ულტრადისპერსული კაზმის ყველა ფორას და მიიღება მაღალი სიმკვრივის (თეორიული სიმკვრივის 98-99%) კომპაქტ-კომპოზიტები.

ნაშრომში დადგენილია კონტეინერების (როგორც ბრტყელი ასევე ცილინდრული სქემისთვის) ოპტიმალური ზომები და ცვლილების დიაპაზონები, რომელთა საზღვრებშიც/პირობებში მიიღება სწორი გეომეტრიული ფორმების მასიური ნანოკომპოზიტები და ლითონურ როგორც გარე ასევე შიდა ზედაპირებზე დაფარვით ფგმ-ები. აფეთქებით კომპაქტირება-თმს-ის რეჟიმში მიღებული ულტრადისპერსულმარცვლოვანი და ნანოსტრუქტურული კომპოზიტების

შედარებით დაბალ ტემპერატურებზე გაგლინვით მიღებული იქნა სამფენოვანი ნანო კომპოზიტები-ფგმ-ები. ვინაიდან კომპოზიტები ძირითადად მიიღება ინტერმეტალიდის და მყარი ხსნარების სტრუქტურული ფორმით, მათი რეკრისტალიზაციის ტემპერატურა მნიშვნელოვნად სჭარბობს ადვილდნობადი კომპონენტის დნობის ტემპერატურას. ამიტომ, გლინვის წარმოება 800°C ტემპერატურაზე არ ახდენს უარყოფით ზეგავლენას ნანოსტრუქტურაზე რაც ერთ-ერთ მნიშვნელოვან შედეგად შეიძლება ჩაითვალოს მოცემული კომპოზიციისთვის.

ცნობილია, რომ აფთქებით კომპაქტირების მეთოდით მიღებული ის ნიმუშები, სადაც მონოლითის ფორმირებაში დომინირებს თხიერ ფაზაში შეცხობის მექანიზმი, გამოირჩევიან მაღალი მექანიკური თვისებებით. სისტემის მაღალეგზოთერმულობა, მაღალი წნევა, თმს და ადიაბატური გაცივება (სითბოს კარგვის) მაქსიმალურად მაღალი სიჩქარე უზრუნველყოფენ მონოლითის-მასიური კომპოზიტის ფორმირებისთვის საუკეთესო პირობებს, სადაც ულტრადისპერსულმარცვლოვანი და ნანოსტრუქტურული კომპოზიტი მიიღება მცირე დროში განხორციელებად მაღალენერგეტიკულ რეჟიმში.

4. დასკვნები

Ti Al-Ni- - ის სისტემაში ფუნდამენტური თეორიული და ექსპერიმენტული კვლევების საფუძველზე:

- დადგინდა აღნიშნულ სისტემაში ნანოსტრუქტურების ფორმირების ძირითადი მექანიზმები;
- თეორიული კვლევების საფუძველზე დადგინდა თმს-კომპაქტირების ძირითადი პარამეტრები და შეირჩა ექსპერიმენტული სქემები;
- შემუშავდა საწყისი მასალის, ამორფული და ნანოკრისტალური ფხვნილების კაზმის მიღების რაციონალური, პრაქტიკულ გამოყენებასთან თავსებადი ტექნოლოგია;
- დადგინდა ტიტან-ნიკელ -ალუმინის ფხვნილების ნარევის პლანეტარულ და ვიბრაციულ წისქვილებში დამუშავებით ნანოფხვნილების მიღების რაციონალური პარამეტრები;
- თეორიული და ფიზიკური მოდელირებით განისაზღვრა სარეაქციო მასაში/კაზმში კომპონენტების თანაფარდობები;
- ულტრადისპერსულ და ნანოფხვნილებისგან მომზადებულ კაზმში აფეთქებით განხორციელდა თვითგავრცელებადი მაღალტემპერატურული სინთეზის ინიცირება და პროცესში წარმოქმნილი სტრუქტურული მდგომარეობის მყისიერ რეჟიმში კომპაქტირებით-მასიური ნანოკომპოზიტების მიღება;
- დადგინდა ულტრადისპერსული და ნანოფხვნილების აფეთქებით თმს-კომპაქტირების რეჟიმები
- ჩატარდა მიღებული ულტრადისპერსულმარცვლოვანი ნანოკომპოზიტების სტრუქტურის და ფიზიკო-მექანიკური თვისებების კვლევები და განისაზღვრა მათი მახასიათებლები;
- აფეთქებით მიღებული კომპაქტების გაგლინვით მიღებულ იქნა მრავალფენიანი გრადიენტული მასალები და გამოკვლეულ იქნა მათი თვისებები
- კომპაქტების მიკროსტრუქტურული კვლევებით დადგინდა სტრუქტურის ფორმირების ძირითადი მექანიზმები: ფხვნილის ნაწილაკთა ზედაპირების პლასტიკური დენადობა; დარტყმითი ტალღების ფრონტზე მიმდინარე თმს-ის დროს გენერირებული მაღალი ტემპერატურის ზემოქმედებით წნევის ქვეშ შეცხოვა თხიერ ან/ და ნახევრადთხიერ ფაზებში;
- რენტგენოფაზური ანალიზით დადგინდა, რომ აფეთქებით თმს-კომპაქტირების ტექნოლოგიით მიღებული კომპოზიტების სტრუქტურა მრავალფაზიანია. კომპოზიტის ძირითადი სტრუქტურული მდგენელი ინტერმეტალიდია. შეინიშნება აგრეთვე მყარი ხსნარისა და მიკრომექანიკური ნარევის არსებობა.
- ფგმ-ების ნიმუშის გარდამავალ ფენებში ნიმუშების სტრუქტურის, მიკროსისალებისა და მათი განაწილების კვლევებით დადგინდა

რომ თმს-კომპაქტირების პროცესში წარმოიქმნება გარდამავალი ზონა, რომლის სტრუქტურაც ფორმირდება კონტეინერისა და ფხვნილის მასალისგან; ორ და მრავალფენიან ფგმ-ებში გარდამავალი ზონის მექანიკური თვისებები შუალედურ მდგომარეობას იკავებს კონტეინერისა და კომპოზიტის თვისებებს შორის, მისი ცვლილება არ არის ნახტომისებური, ატარებს სინუსოიდალურ ხასიათს, რაც მკვეთრად აუმჯობესებს მის საიმედოობას და საექსპლოატაციო თვისებებს;

- თმს-თბური აფეთქების რეჟიმში მიღებულ იქნა ერთფაზიანი ტიტან ალუმინადები და განისაზღვრა მათი სტრუქტურა და თვისებები
- ჩატარებული კვლევებით ძირითადად მიღწეულ იქნა სადისერტაციო ნაშრომში დასახული მიზნები;
- მიღებული შედეგების დეტალური ანალიზით დაისახა შემდგომი კვლევების მიზნები და ამოცანები.

გამოყენებული ლიტერატურა

1. International Conference on Materials Processing for Properties and Performance (MP3) & International Conference on Nanostructures and Nanotechnology, <http://www.ntu.edu.sg/home/MLGYU/symposia.htm>
2. დ. ჯიშიაშვილი, ნანოტექნოლოგიის შესავალი, საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი, თბილისი, 2007
3. შ. სიდამონიძე, ნანოქიმია, საქართველოს საპატრიარქოს წმინდა ანდრია პირველწოდებულის სახელობის ქართული უნივერსიტეტი, თბილისი, 2011
4. Materials, Processes, and Structures, <http://www.fas.org/man/dod-101/army/docs/astmp98/eb15.htm>
5. Materials, Processes, and Structures, <http://www.fas.org/man/dod-101/army/docs/astmp98/eb15.htm>
6. The Second World Space Congress, held 10-19 October, 2002 in Houston, TX, USA., p.I-4-03IAF abstracts, 34th COSPAR Scientific Assembly
7. M. Leonowicz, W. Kaszuwara, E. Leziarska, D. Januszewski, G. Mendoza, H.A. Davies, and J. Paszula: Application of the shock compaction technique for consolidation of hard magnetic powders. *J. Appl. Phys.* **83**, 6634 (1998).
8. H. Oda, H. Hirai, K. Kondo, and T. Sato: Magnetic-properties of shock-compacted high-coercivity magnets with a nanometer-sized microstructure. *J. Appl. Phys.* **76**, 3381 (1994)
9. T. Saito: Production of bulk materials of an Nd₄Fe_{77.5}B_{18.5} alloy and their magnetic properties. *IEEE Tran Magn.* **37**, 2561 (2001)
10. H. B. Lee, S. H. Kim, S. W. Kang and Y. H. Han. Characterization of mechanically alloyed Ti-Al-B nanocomposite consolidated by spark plasma sintering, *British Ceramic Transactions*, 2003 Vol. 102, # 6, 231
11. Functional Gradient Ceramics, and Thermal Barriers, Key Engineering Materials Volume 333
12. T. N. McKechnie, E. H. Richardson, Continuous Spray Forming of Functionally Gradient materials, Plasma processing Inc., Huntsville, Alabama, USA
13. D. S. Kleponis, A. L. Mihalcin and Dr. Gordon, Materials Design Paradigms for Optimal Functional Gradient Armors, US Army Research Laboratory, Pending Transfer
14. J.R. Fessler (a), A.H. Nickel (a), G.R. Link (a), F.B. Prinz (a) , P. Fussell (b) Functional Gradient Metallic Prototypes through Shape Deposition Manufacturing, Solid Freeform Fabrication Proceedings, 1997, p 521-528
15. Functional Gradient Materials and Surface Layers Prepared by Fine Particles Technology: Proceedings of the NATO Advanced Study Institute, Held in Kiev, Ukraine, June 18-28, 2000
16. Production of Functional Gradient Materials (FGMS) Using Ultrasonic Vibrations, Partnership, Docket Number: 1300001595, DOE reference no.(s): 105,197
17. http://www.ornl.gov/adm/tted/available_technologies/new/127.shtml
18. Spark Plasma Sintering of Nanoscale Ni+Al Powder Mixture, J. Solid State Phenomena, V. 119, Nanocomposites and Nanoporous Materials VII, pp. 35-38

19. M.Okrosashvili, A. Peikrishvili, E.Kutelia, I.Okrosashvili Nanosized metal powders produced by electron beam technology. *Proceeding of EURO PM 2007*, Toulouse, France, Vol.2, 2007. pp.289-294
20. Bernard Kear, Ganesh Skandan, Nanostructured Bulk Materials: Syntheses, Processing, Properties and Performance, www.wtec.org/loyola/nano/us_r_n_d/05_o2.htm
21. V. Mamedov, "Spark Plasma Sintering as Advanced PM Sintering Methods," *Powder Metallurgy*, 45 [4] (2002), 323-328
22. F.Bernard, S. Le Gallet, N. Spinassou, S.Paris, E.Gaffet, J. N. Woolman, and Z.A. Munir. Dense Nanostructured Materials Obtained by Spark Plasma Sintering and Field Activated Pressure Assisted Synthesis Starting from Mechanically Activated Powder Mixtures. *Science of Sintering*, 2004, 36,155-164
23. A.G.Merzhanov, A.N.Pityulin. Self-Propagating High-Temperature Synthesis in Production of Functionally Graded Materials. *Proceedings of 3 rd Int. Symp. on FGM*, Lausanne, Switzerland, pp.87-94 (1995)
24. G. Oniashvili, "SHS technology- Resource save technology for obtaining materials", *Metsniereba da teqnika*, #6, 1998
25. Oniashvili, "Design and SHS of new Functionally gradient materials (FGM)", VII International Symposium on SHS, Crakow
26. Tavadze, "A new SHS Method for Special Ferroalloys Production", First Armenian-Israel Workshop on SHS (AIW-2005), p. 33, Yerevan
27. E. A. Levashov, B. R. Senatulin et al, Peculiarities of the Functionally Graded Targets in Combustion Wave of the SHS-System with Working Layer Ti-Si-B, Ti-Si-C, Ti-B-N, Ti-Al-B, Ti-C, *Book of Abstracts. IV Int. Symposium on SHS*, Technion, Haifa, Israel, Feb. 17-21, 2002, p. 35
28. A.N.Pityulin, A.E.Sytshev, A.S.Rogachev, A.G.Merzhanov. One-Stage Production of Functionally Graded Materials of the Metal-Hard Alloy Type by SHS Compaction. *Proceedings of 3 rd Int. Simp. on FGM*, Lausanne, Switzerland, pp. 101-108 (1995).
29. R. Mania, M. Dabrowski et al, Some application of TiAl Micropowders Produced by Self-Propagating High Temperature syntheses, *International Journal of Self-Propagating High-Temperature Synthesis*. 2003 vol. 12 no. 3 s. 159-164
30. L. Lu, M. O. Lai and H. Y. Wang, Syntheses of Titanium Diboride TiB₂ and Ti-Al-B metal matrix composites, *Journal of Materials Science*, Springer Netherlands, v. 35, #1, 2000
31. SHS FUNCTIONALLY GRADED MATERIALS, <http://www.ism.ac.ru/handbook/31fgm.htm>
32. Баум Ф.А., Орленко Л.П., Станюкович К.П., Челышев В.П., Шехтер Б.И. Физика взрыва /Под. ред. К.П. Станюковича, изд. 2-е, перераб.- М.: Наука, 1975, 704 с.
33. Zel'dovich, Ya. B. and Raizer, Yu. P. *Physics of Shock Waves and High-Temperature Hydrodynamic Phenomena*. Mineola, NY: Dover Publications, 2002
34. Андреев К.К., Беляев А.Ф. Теория взрывчатых веществ. - М.: Оборонгиз, 1960, 596 с
35. Jon S. Rinehart, J. Pearson, *Explosive Working of Metals*, The Macmillan Company, 1973
36. R. Prummer, *Explosive Working of Porous Materials*, Springer-Verlag Berlin Heidelberg, New York, 1987
37. A. A. Deribas, *Physics of Explosive Hardening and Welding*, Novosibirsk, "Nauka, 1980

38. Marc Andre Meyers, Book: Dynamic Behavior of Materials, John Wiley & Sons Inc., 1994
39. Powder Materials: Current Research and Industrial Practices, Ed. By F.D.S. marquis, N. Thadhani and E. Barrera, Proceeding of Symposium TMS, November 4-8, Indianapolis, Indiana, USA
40. R. Prummer, Dynamic Compaction of Powders, Proceeding of International Conference, XERF 1989, pp. 621-637
41. O. V. Roman, V. F. Nesterenko, I. M. Pikus, Influence of Powder Size on the Explosive Compaction, Fizika Gorenia I Vzriva, 1977
42. A. G. Mamalis, Dynamic Treatment of Particles, from Macro to Nanoscale, Book of Articles: Shock Assisted Materials Syntheses and Processing: Science, Innovations and Industrial Implementation, Edited by A. Deribas, Yu Scheck, 2008
43. R. Prummer and K. Hokamoto, Hot Explosive Pressing of High Strength and Super Hard Materials, Book of Articles: Shock Assisted Materials Syntheses and Processing: Science, Innovations and Industrial Implementation, Edited by A. Deribas, Yu Scheck, p. 31, 2008.
44. V. Nesterenko, Dynamic Loading of Porous Materials potential Restrictions for Novel Materials Application”, Book: Metallurgical and Materials Applications of Shock-wave and High Strain Rate Phenomena, Ed. By L. Murr, K.P. Staudhammer, M. A. Meyers (NY: Elsevier, 1995) 3-13
45. D. H. Kim, W. T. Kim, Formation and Crystallization of Al-Ni-Ti Amorphous Alloys, Materials Science and Engineering A 385 (2004) 44-53, ELSEVIER
46. N. Das, G. K. Dey et al, On Amorphization and Nanocomposite Formation in Al-Ni-Ti System by Mechanical Alloying, PRAMANA Journal of Physics, Indian Academy of Sciences, Vol. 65, No. 5, November 2005, pp. 831-840
47. Z. H. Zhang, B. Q. Han, Syntheses of Nanocrystalline Aluminum Matrix Composites Reinforced With *in Situ* Devitrified Al-Ni-La Amorphous Particles, University of California Postprints, Paper 39, 2006
48. G. Oniashvili et al. Obtaining of single-phase compounds of Ti-Al/VII International Symposium on SHS. Cracow. 2004.p.58.
49. A. M. Limarga, D. S. Wilkinson, Creep-driven nitride scale growth in γ -TiAl, Acta Materiala Inc. actamat. 2006.07.024
50. www.ism.ac.ru/handbook/31fgm.htm
51. Qu, Jun Lin, Hua-tay Blau, Peter Sikka, Vinod K., Titanium Aluminide Intermetallic Alloys With Improved Wear Resistance States Patent Application 20100252146 Kind Code: A1
52. A.S. Steinberg, V.A. Shcherbakov, Z.A. Munir, Kinetic of Combustion In The Layered Ni-Al System, J. Combustion Science and Technology, 169:1-24, 2001
53. Jinkeun Oh, Sung Gyu Pyo, Sunghak Lee, Nack J. Kim., Fabrication of Multilayered Titanium aluminide Sheets by Self-Propagating High Temperature Syntheses Reaction Using Hot Rolling and Heat Treatment, Journal of Materials Science, 38, pp 3647-3651, 2003
54. J. Cao, X.G. Song, L.Z. Wu, J.L. Qi, J.C. Feng, Characterization of Al/Ni multilayers and their application in diffusion bonding of TiAl to TiC cermet, ELSEVIER, Thin solid films, journal homepage: www.elsevier.com/locate/tsf
55. G. Sauthoff, Intermetallic materials for structural high temperature applications, SPRINGER material: in 14 Intermetallic materials, Volume 2A2: Powder Metallurgy Data. Refractory, Hard and Intermetallic Materials Edited by P. Beiss, R. Ruthardt, H. Warlimont

56. N.S. Stoloff, C.T. Lui, S.C. Deevi., Emerging Application of Intermetallics, ELSEVIER., V.8, Issues 9-11, Intermetallics, pp. 1313-1320, 2000
57. H. B. Lee, S. H. Kim, S. W. Kang and Y. H. Han. Characterization of mechanically alloyed Ti-Al-B nanocomposite consolidated by spark plasma sintering, British Ceramic Transactions, 2003 Vol. 102, # 6, 231
58. N. N. Thadhani, Shock- Induced Chemical reactions in Exothermic Intermetallic-Forming Powder Mixture Systems, Proceeding of ICCES'05, 1-10 December, 2005, India, p. 394
59. I. Song and N.N. Thadani, "Shock-Induced Chemical reactions and Syntheses of Nickel aluminides," *Metall Trans A*, Vol. 23a, No.1, Pt.1, January 1992, pp.41-48.
60. N.N. Thadani, A. Advant, I. Song, E. Dunbar, A. Grebe and R.A. Graham, "Shock-Induced Reactions Syntheses (SRS) of Nickel Aluminides," *J. Mater Res*, Vol.7, No.5, May 1992, pp.1063-1075.
61. L.J. Kecskes and S.T. Szewczyk, "Exothermic Reaction in Hot Explosively Compacted Al-Ni Composites", *PM² TEC-2002*, Orlando, USA
62. T. Aizawa, "Shock Reactive syntheses of Refractory Metal Alluminades and Silicides," *ceramic Eng Sci proc*, Vol.18, No.4B, January 1997, pp. 573-580.
63. B. D. Andreev at all., "Certain Properties of Alluminum Nitride Compacts Produced by Shock-Wave Loading", "Poroshkovaia Metallurgia", #10, 1991, pp. 27-32
64. Л. Джапаридзе, А. Пеикришвили и др.Способ взрывного прессования тугоплавких и керамических материалов, А.С. 01.12. (пр) №4764520/02, 1989
65. Миндели Е. О., Чагелишвили Е. Ш., Мгеладзе З.И. и др., Взрывная камера для обработки материалов. А.С. N576702/ 1974, www.mining.org.ge
66. N. Chikhradze, L.J. Kecskes, M. Chikhradze, L. A. Japaridze and A.B. Peikrishvili, Calculation of Stress Deformed Conditions of Explosive Loaded Powder Materials", *PM² TEC-2002*, Orlando, USA
67. M. Chikhradze, G. Oniashvili, N. Chikhradze, Investigation of Intermetallides, Obtained in Ti-Al System, Under Shock Wave Loadings, Supplementary Proceedings: Volume 3: General Paper selections, TMS (The Minerals, Metals & Materials Society) 2009
68. M. Chikhradze A. Gigineishvili, G. Oniashvili, N. Chikhradze, Investigation of Intermetallides, Obtained in Ti-Al-B System in Dynamic Conditions, EURO PM2009 Proceedings Copenhagen, 12-14th October 2009
69. C. Politis, M. Chikhradze, A. Gigineishvili, G. Oniashvili, Bulk Functional Materials Obtained By Shock Wave Compaction of Ultrafine Al and Ti, Book of Abstracts of TMS 2010, 139th Annual Meeting & Exhibition, February 14-18, 2010
70. G. Oniashvili, M. Chikhradze, Invesigation of Shock Wave Induced SHS in Ni-Al system, Proceeding of TMS 2010, 139th Annual Meeting & Exhibition, February 14-18, 2010
71. N. Chikhradze, A. Gigineishvili, M. Chikhradze, G. Oniashvili, 10th Explosive Consolidation of Ultrafine Ni-Al-Ti Powder, International Multidisciplinary Scientific GeoConference SGEM2010, v.1
72. O.V. Roman, Book: Powder Metallurgy, Minsk, 1977
73. M. Meyers, L. Murr, Shock Wave and High Strain Rate Phenomena in Materials, New York, 1992

74. D. Horvitz, I. Gotman, Pressure-assisted SHS syntheses of MgAl₂O₄-TiAl in situ composites with interpenetrating networks, *Acta materialia*, ISSN 1359-6454
75. F.Akopov, V.Gabunia, G.Mamniashvili, A. Peikrishvili, N. Chikhradze, Shock wave compacting of a Fe-Ni-Al powder mixture and its Study. ISSN 0031-918X, In *Physics of Metals and Metallography*, Vol. 102, №5, 2006. pp.541-544. DOI:10.1134/S0031918X06110135
76. გ.პაპავა, ნ.დობტურიშვილი, ნ.მაისურაძე და სხვა, ნანოკრისტალური ალუმინით პლაკირებული ფხვნილების მიღება. საქართველოს ეროვნული აკადემიის მაცნე, ქიმიის სერია, ტ.33, №2, 2007. გვ:208-209
77. www.purchon.com/chemistry/rates.htm
78. Kaylie L. Young at all, Assembly of reconfigurable one-dimensional colloidal superlattices due to a synergy of fundamental nanoscale forces *PNAS 2012 109 (7) 2240-2245*;
79. J. Eckert, Nanostructured Materials-Processing and Potential Applications, edited by C. Koch, New York, 2002. P.432
80. M. Seidel, J. Eckert, H. Bauer and L. Schultz, Grain Size and Mechanical Properties – Fundamentals and Applications, Edited by M. Otoni, R. Armstrong, N. Grant and K. Ishizaki, Materials Research Society, Vol. 362. P.239
81. N. Chikhradze, V. Kabulashvili, The Generation of Ultrahigh Temperatures and Pressures and the Prospects of Their Application, *Georgian Engineering News*, 3'10, mpp. 51-58
82. L. Kecskes, B. Butler, G. Oniashvili, Z. Aslamazishvili, G. Zakharov, A. Peikrishvili, Effect of Titanium-Aluminum Ratio on the Thermal Explosion Processing of TiAl-TiB_{0.6} Layered Composites, *Materials and Manufacturing Processes*, Volume 26, Issue 9, 2011 pages 1157-1163
83. T. Benameur, A. Itoue and T. Masumoto, *Material Science Engineering*, A192/A193, 577, 1995