

რევაზ ტაბიძე

ახალი ეკონომიურად ლეგირებული მაღალმტკიცე ბეინიტური
თუჯის მიღების ტექნოლოგიის შემუშავება

სადოქტორო პროგრამა - მასალათმცოდნეობა

შიფრი - 0412

წარმოდგენილია დოქტორის აკადემიური ხარისხის
მოსაპოვებლად

საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი

თბილისი, 0175, საქართველო

სექტემბერი, 2020

საავტორო უფლება © 2020, ტაბიძე რევაზი

საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი

ქიმიური ტექნოლოგიისა და მეტალურგიის ფაკულტეტი

ჩვენ, ქვემოთ ხელისმომწერნი ვადასტურებთ, რომ გავცანით ტაბიძე რევაზის მიერ შესრულებულ სადისერტაციო ნაშრომს დასახელებით: ახალი ეკონომიურად ლეგირებული მაღალმტკიცე ბინიტური თუჯის მიღების ტექნოლოგიის შემუშავება და ვაძლევთ რეკომენდაციას საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტის საინჟინრო ფიზიკისა და მასალათმცოდნეობის სადისერტაციო საბჭოში მის განხილვას დოქტორის აკადემიური ხარისხის მოსაპოვებლად.

2020

ხელმძღვანელი: _____
რეცენზენტი: _____
რეცენზენტი: _____
რეცენზენტი: _____

საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი

2020

ავტორი: ტაბიძე რევაზი

დასახელება: ახალი ეკონომიურად ლეგირებული მაღალმტკიცე
ბენიტური თუჯის მიღების ტექნოლოგიის შემუშავება

ფაკულტეტი : ქიმიური ტექნოლოგიისა და მეტალურგიის

ხარისხი: დოქტორი

სხდომა ჩატარდა:

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

ავტორის ხელმოწერა

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

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

რეზიუმე

სადისერტაციო ნაშრომი შედგება შესავლის, სამი თავისა და დასკვნებისაგან. შეიცავს რეზიუმეს, შინაარსს, 26 ნახაზს, 15 სურათს, 12 ცხრილს, ციტირებული ლიტერატურის ნუსხას 58 წყაროს დასახელებით. დისერტაციის წარმოდგენილია 106 A4 ფორმატის ფურცელზე.

სადისერტაციო თემის აქტუალობა. თანამედროვე ტექნიკა გამოყენებულ მასალებს უყენებს დიდ მოთხოვნებს. ისინი უნდა იყოს მრავალფუნქციონალური და იაფი, ტექნოლოგიური დამუშავებაში და ხანგძლივი ექსპლუატაციაში. დღეისათვის ვერც ერთი სამსხმელო საკონსტრუქციო მასალა ვერ შეედრება მაღალი სიმტკიცის სფერულგრაფიტთან თუჯს ტექნოლოგიური გამოყენების მრავალფეროვნებისა და მისგან დამზადებული დეტალების ეკონომიკური მახასიათებლების მიხედვით. ეს უნივერსალური საკონსტრუქციო მასალა ფლობს კარგ მექანიკურ მახასიათებლებს, რაც მას ხდის შეუცვლელს გარკვეულ პირობებში მომუშავე საპასუხისმგებლო დეტალების დამზადებისას. იზოთერმულად ნაწრთობი მაღალმტკიცე თუჯები წარმოადგენენ საკონსტრუქციო მასალების ახალ კლასს. დღეისათვის მსოფლიოში ბენიტური თუჯების წარმოების მოცულობა არ აღემატება ათობით მილიონ ტონას. აღნიშნული თუჯები ხასიათდებიან ყველაზე დაბალი კუთრი დანახარჯებით სიმტკიცეზე არსებულ ლითონურ საკონსტრუქციო მასალებს შორის. იზოთერმულად ნაწრთობი სფერულგრაფიტის თუჯები ხასიათდებიან ფიზიკურ-მექანიკური და საექსპლუატაციო თვისებების უნიკალური შეხამებით, რაც მათ ხდის შეუცვლელს კბილანების, მუხლანა ლილვებისა და სხვა მძიმედ დატვირთული და საპასუხისმგებლო დეტალების წარმოებისთვის. აღნიშნული მასალა გამოიყენება მანქანათმშენებლობის პრაქტიკულად ყველა დარგში. ბენიტური თუჯისგან დამზადებული დეტალები გამოირჩევა მაღალი საექსპლუატაციო თვისებებით ფოლადისგან დამზადებულთან შედარებით, რაც განპირობებულია დრეკადობის მოდულისა და ხახუნის კოეფიციენტის დაბალი მნიშვნელობით, მაღალი ბზარმედეგობითა და აბრაზიული ცვეთამედეგობით, ხმაურისა და ვიბრაციის დემფირებით, ნაკლები მასით. ჩამოსხმული ნამზადის მზა დეტალის ფორმამდე მაქსიმალური მიახლოება ამცირებს მის ღირებულებას 30%-მდე. ლითონის გამოყენების კოეფიციენტი ამ დროს იზრდება 25-45%-დან 60-67%-მდე. მაღალი მექანიკური და საექსპლუატაციო თვისებების გამო ბენიტური თუჯი წარმოადგენს პერსპექტიულ და იაფ მასალას, რომელსაც შეუძლია შეცვალოს თუჯის სხვა ტიპები, აგრეთვე არალეგირებული და მცირედლეგირებული მაღალმტკიცე ფოლადები. დადგენილია, რომ მაღალი სიმტკიცის სფერულგრაფიტის თუჯის თვისებების შემდგომი ზრდა შესაძლებელია მისი იზოთერმული წრთობით. იზოთერმული დამუშავება მკვეთრად აუმჯობესებს როგორც მის მექანიკურ, ისე საექსპლუატაციო (ცვეთამედეგობა, დადლილობა და ა.შ.) თვისებებს თუჯის ლითონურ ფუძეში ბენიტური სტრუქტურების

ფორმირების შედეგად. აღსანიშნავია, რომ მაღალი სიმტკიცის ბენიტური თუჯების სტრუქტურის და თვისებების მართვა შესაძლებელია მასალისადმი წაყენებული საექსპლუატაციო მოთხოვნების შესაბამისად საკმაოდ ფართო დიაპაზონში. ბენიტური თუჯები, სილიციუმის 2%-ზე მეტი შემცველობით, განსაკუთრებულ ყურადღებას იპყრობენ, რადგან დადგენილია, რომ სილიციუმის 2.2-2.8 მასური წილის შემცველობისას მცირდება თუჯის ბზარწარმოქმნის საშიშროება. ამავდროულად ცნობილია, რომ სილიციუმი ამცირებს ლითონურ ფუძეში ნახშირბადის დიფუზური გადაადგილების სიჩქარეს, ზღუდავს ზედა ბენიტური სტრუქტურის ფორმირებას და ავიწროებს ზედა ბენიტის ფორმირების ტემპერატურულ ინტერვალს. სილიციუმის კონცენტრაციის ზრდასთან ერთად ეს გავლენა უფრო მეტად იჩენს თავს. სტაბილური ბენიტური სტრუქტურების მისაღებად მაღალმტკიცე თუჯების შედგენილობაში შეჰყავთ საკმაოდ ძვირადღირებული მალეგირებლები, როგორცაა Ni, Cu და Mo.

თეორიულად და პრაქტიკულად დადგენილია, რომ ბორის მიკროდანამატები დადებით გავლენას ახდენს თუჯის მექანიკურ მახასიათებლებზე. ცნობილია, რომ Si ამცირებს ბორის მიკროდანამატების გავლენის ეფექტურობას მაღალმტკიცე თუჯების სტრუქტურასა და თვისებებზე. უნდა აღინიშნოს, რომ ბორის ზემოქმედება ბენიტური თუჯების ცვეთამედეგობაზე, ტექნოლოგიურ პლასტიკურობაზე და ბენიტური გარდაქმნის პროცესებზე თითქმის შეუსწავლელია. მეცნიერულ ინტერესს წარმოადგენს ბორის მიკროდანამატების ეფექტურობის შესწავლა ისეთი ძვირადღირებული ელემენტების ჩასანაცვლებლად, როგორებიცაა Ni, Cu, Mo.

სამუშაოს მიზანს წარმოადგენს ეკონომიურად ლეგირებული მაღალმტკიცე ბენიტური თუჯის მიღების ტექნოლოგიის შემუშავება.

სადისერტაციო ნაშრომში წყდება შემდეგი ამოცანები:

- მაღალმტკიცე Si-იანი თუჯის ბორით მიკროლეგირება;
- თუჯების ცხლად პლასტიკური დეფორმაციის გავლენა მათ სტრუქტურულ პარამეტრებზე;
- ბორის მიკროდანამატების გავლენა ბენიტური სტრუქტურების წარმოქმნაზე;
- ეკონომიურად ლეგირებული თუჯების ცვეთამედეგობა მშრალი ხახუნის პირობებში.

ავტორი იცავს:

- Si-იანი და ბორით მიკროლეგირებული თუჯების იზოთერმული წრთობის ტექნოლოგიას;
- ბორით მიკროლეგირებული თუჯების წნევით დამუშავების ტექნოლოგიას;
- დეფორმირებული ბორით მიკროლეგირებული თუჯების იზოთერმული წრთობის ტექნოლოგიას;
- ბორით მიკროლეგირებული მაღალმტკიცე თუჯის ტრიბოლოგიურ მახასიათებლებს.

მეცნიერული სიახლე:

1. შესწავლილია ბორის მიკროდანამატების გავლენა მაღალმტკიცე სილიციუმისანი თუჯების ბენიტური სტრუქტურის ფორმირების პროცესებზე;
2. შესწავლილია ცხლად პლასტიკური დეფორმაციის გავლენა მაღალმტკიცე თუჯების სტრუქტურის ევოლუციაზე;
3. შესწავლილია სტრუქტურული კომპონენტების გავლენა მაღალმტკიცე ბენიტური თუჯების ცვეთამდეგობის მახასიათებლებზე სრიალით მშრალი ხახუნის პირობებში.

სადისერტაციო ნაშრომის პრაქტიკული ღირებულება:

შემუშავებულია ეკონომიურად ლეგირებული მაღალმტკიცე თუჯი. დადგენილია მაღალმტკიცე თუჯის ცხლად პლასტიკური დეფორმაციის ტექნოლოგიური პარამეტრები.

Abstract

The dissertation consists of an introduction, three chapters and conclusions. It contains abstract, content, 26 drawings, 15 pictures, 12 tables, citation literature with 58 sources. The dissertation is presented on 106 sheets of A4 format.

Significance of the dissertation topic. Modern technics have great demands on the materials. They must be multifunctional and inexpensive, technological in processing and long-lasting in operations. Today, no foundry construction material can be compared to high-strength spherical cast iron in terms of the variety of technological applications and the subsequent use of details made from it in terms of economic characteristics. This universal construction material possesses good mechanical properties, which makes it indispensable in the production of responsible details working under certain conditions. Isothermally hardened high-strength cast iron is a new class of construction materials. At present, the volume of production of bainite cast iron in the world does not exceed tens of millions of tons. These cast irons are characterized by the lowest costs in terms of tensile strengths among existing metal construction materials. Isothermally hardened spherical cast irons are characterized by the unique combination of physical and mechanical and operational properties, which makes it indispensable for the production of teeth, crankshafts and other heavily loaded and responsible details. This material is used in practically all fields of mechanical engineering. Details made of bainite cast iron are characterized by high performance properties compared to steel based, which is due to the low modulus of elasticity and coefficient of friction, high crack resistance and abrasive wear-resistance, noise and vibration damping, reduced mass. The maximum approximation of the cast details to the finished part shape reduces its value by up to 30%. The metal utilization rate at this time increases from 25-45% to 60-67%. Due to its high mechanical and operational properties, bainite cast iron is a promising and inexpensive material that can replace other types of cast iron, as well as non-alloyed and low-alloyed high-strength steels. It has been established that further enhancement of the properties of high-strength spherical graphic cast iron is possible by its isothermal hardening. Isothermal processing dramatically improves both its mechanical and operational properties (wear resistance, fatigue, etc.) due to the formation of bainite structures in the cast iron on metal base. It should be noted that the structure and properties of high-strength bainite cast iron can be managed in a fairly wide range according to the operating requirements of the material. Bainite cast iron, with a content of more than 2% silicon, attracts special attention, as it has been established that the content of 2.2-2.8 mass fraction of silicon reduces the risk of cast iron cracking. At the same time, silicon is known to reduce the diffusion rate of carbon in the metal base, limit the formation of the upper bainite structure, and narrow the temperature interval of the upper bainite formation. As the silicon concentration increases, this effect becomes more evident. Quite expensive alloys such as Ni, Cu and Mo are incorporated into the composition of high-strength cast iron to obtain stable bainite structures.

It is theoretically and practically established that boron micro-additives have a positive effect on the mechanical properties of cast iron. Si is known to reduce the effectiveness of boron micronutrients on the structure and properties of high-strength cast irons. It should be noted that the impact of boron on the wear resistance of bainite cast iron, technological plasticity and bainite transformation processes - is almost not studied. It is of scientific interest to study the effectiveness of boron micro additive in replacing such expensive elements as Ni, Cu, Mo.

The aim of the work is to develop the technology of making economically-alloyed high-strength bainite cast iron.

The following tasks are solved in the dissertation:

- Micro-alloying of high-strength Si cast iron with boron;
- Influence of hot plastic deformation of cast irons on their structural parameters;
- Influence of boron micro additives on the formation of bainite structures;
- Wear resistance of economically-alloyed cast irons under dry friction conditions.

The author defends:

- Isothermal tempering technology for Si and boron micro-alloy cast irons;
- Pressure processing technology for Boron microalloyed cast iron;
- Isothermal tempering technology of microalloyed cast irons with deformed boron;
- Tribological characteristics of boron microalloyed high-strength cast iron.

Scientific novelty:

1. The influence of boron micro-additives on the bainite structure forming processes of high-strength silicon containing cast iron has been studied;
2. The influence of hot-plastic deformation on the evolution of high-strength cast iron structure is studied;
3. The influence of structural components on the wear resistance characteristics of high-strength bainite cast iron by sliding under dry friction conditions is studied.

Practical value of the dissertation:

Economically alloyed high-strength cast iron has been developed. Technological parameters of hot plastic deformation in the high-strength cast iron are established.

შინაარსი

შესავალი	17
1. ლიტერატურის მიმოხილვა	20
1.1. მაღალმტკიცე ბენიტური თუჯები.....	20
1.2. მალეგირებელი ელემენტების გავლენა მაღალმტკიცე ბენიტური თუჯების მიღებაზე	25
1.3. იზოთერმული დამუშავების რეჟიმების გავლენა ბენიტური თუჯების სტრუქტურაზე და თვისებებზე.....	28
1.4. აუსტენიტიზაციის გავლენა მაღალმტკიცე თუჯების იზოთერმულ წრთობაზე	31
1.5. მაღალმტკიცე თუჯების ცხლად პლასტიკური დეფორმაცია.....	35
1.6. მაღალმტკიცე ბენიტური თუჯების ტრიბოლოგიური მახასიათებლები.....	37
1.7. დასკვნები და კვლევის ამოცანები	49
2. შედეგები და მათი განსჯა	51
2.1. სილიციუმის მაღალმტკიცე თუჯის ბორით მიკროლეგირების ტექნოლოგიის შემუშავება.....	51
2.2. ბორის მიკროდანამატების გავლენა მაღალმტკიცე თუჯის აუსტენიტიზაციის პროცესზე	53
2.3. მაღალმტკიცე თუჯის ცხლად პლასტიკური დეფორმირებადობის შესწავლა	56
2.4. ბორით მიკროლეგირებულ თუჯებში აუსტენიტის იზოთერმული დაშლის კინეტიკის და ბენიტური სტრუქტურების ფორმირების შესწავლა შუალედურ ტემპერატურულ ინტერვალში	65
2.5. ექსპერემენტული ნაწილი.....	80
3. ექსპერემენტული ნაწილი	93
3.1. თუჯის დნობა, მოდიფიცირება, მიკროლეგირება და საცდელი ნიმუშების ჩამოსხმა	93
3.2. თერმული დამუშავება და მეტალოგრაფიული ანალიზი.....	96

3.3. თუჯის ცხლად პლასტიკური დეფორმაცია.....	97
3.4. მაღალმტკიცე თუჯების გამოცდა ცვეთამედეგობაზე	98
დასკვნა	101
გამოყენებული ლიტერატურა	102

ცხრილების ნუსხა

ცხრილი 1. მაღალმტკიცე თუჯის ცხლად პლასტიკური დეფორმაციის პარამეტრები.....	58
ცხრილი 2. დანამატების ეკონომიკური ხარჯთაღრიცხვა მაღალმტკიცე თუჯის ტონა ვარგის სხმულზე.....	78
ცხრილი 3. იზოთერმულად ნაწრთობი (300 °C) არალეგირებული თუჯების ხახუნის კოეფიციენტები.....	81
ცხრილი 4. იზოთერმულად ნაწრთობი (300 °C) ბორით მიკროლეგირებული თუჯების ხახუნის კოეფიციენტები	82
ცხრილი 5. იზოთერმულად ნაწრთობი (400°C) საბაზისო თუჯების ხახუნის კოეფიციენტები	82
ცხრილი 6. სხმული და 300°C-ზე იზოთერმულად ნაწრთობი საბაზისო თუჯების წონითი მონაცემები ცვეთამდეგობაზე გამოცდამდე და გამოცდის შემდეგ.....	83
ცხრილი 7. სხმული და 400°C-ზე იზოთერმულად ნაწრთობი საბაზისო თუჯების წონითი მონაცემები ცვეთამდეგობაზე გამოცდამდე და გამოცდის შემდეგ.....	83
ცხრილი 8. სხმული და 300°C-ზე იზოთერმულად ნაწრთობი ბორით მიკროლეგირებული თუჯების წონითი მონაცემები ცვეთამდეგობაზე გამოცდამდე და გამოცდის შემდეგ	84
ცხრილი 9. იზოთერმულად ნაწრთობი (300 °C) საბაზისო თუჯების ხახუნის მომენტები 340 ნ. ღერძული დატვირთვისას	89

ცხრილი 10. იზოთერმულად ნაწრთობი (300 °C) ბორით მიკროლეგირებული თუჯების ხახუნის მომენტები 340 ნ. ღერძული დატვირთვისას.....	89
ცხრილი 11. იზოთერმულად ნაწრთობი (400 °C) საბაზისო თუჯების ხახუნის კოეფიციენტები 340 ნ. ღერძული დატვირთვისას	90
ცხრილი 12. გამოდნობილი თუჯების ქიმიური შემადგენლობა.....	93

ნახაზების ნუსხა

ნახ.1. საბაზისო და მიკროლეგირებული მაღალმტკიცე თუჯების აუსტენიტიზაციის დროის გავლენა ნარჩენი აუსტენიტის რაოდენობაზე 300°C-ზე იზოთერმული წრთობისას.....	54
ნახ.2. საბაზისო და მიკროლეგირებული მაღალმტკიცე თუჯების აუსტენიტიზაციის დროის გავლენა ნარჩენი აუსტენიტის რაოდენობაზე 430°C-ზე იზოთერმული წრთობისას.....	55
ნახ.3. ბეინიტური თუჯების ტიპიური რენტგენოდიფრაქტოგრამა	66
ნახ.4. საბაზისო და მიკროლეგირებული მაღალმტკიცე თუჯების აუსტენიტიზაციის დროის გავლენა 280°C-ზე იზოთერმული წრთობისას ნარჩენი აუსტენიტის რაოდენობაზე.....	67
ნახ. 5. აუსტენიტის იზოთერმული დაშლის დიაგრამა, 240 °C	68
ნახ. 6. აუსტენიტის იზოთერმული დაშლის დიაგრამა, 320 °C	69
ნახ. 7. აუსტენიტის იზოთერმული დაშლის დიაგრამა 430 °C-ზე (ზედა ბეინიტი - პერლიტის საზღვარი).....	70
ნახ. 8. მაღალმტკიცე საბაზისო თუჯის იზოთერმული დაშლის დიაგრამა.....	71
ნახ. 9. 300 °C-ზე იზოთერმული დაშლის ხანგრძლივობის გავლენა საბაზისო და.....	73
ნახ. 10. 280 °C-ზე იზოთერმული დაყოვნების ხანგრძლივობის გავლენა საბაზისო და ბორით ლეგირებული მაღალმტკიცე თუჯების აუსტენიტის დაშლაზე	74
ნახ. 11. ნარჩენი აუსტენიტის რაოდენობის გავლენა ბეინიტური თუჯის სისალეზე	75
ნახ. 12. ნარჩენი აუსტენიტის რაოდენობის გავლენა ბეინიტური თუჯის სისალეზე	75
ნახ. 13. დეფორმირებული თუჯის აუსტენიტის 300 °C-ზე იზოთერმული დაშლის დიაგრამა.....	76

ნახ. 14. ნარჩენი აუსტენიტის გავლენა 300°C-ზე იზოთერმულად ნაწრთობი არალეგირებული (ა) და ბორით მიკროლეგირებული თუჯის (ბ) ხახუნის კოეფიციენტზე.....	86
ნახ. 15. ნარჩენი აუსტენიტის გავლენა 400°C-ზე იზოთერმულად ნაწრთობი არალეგირებული მაღალმტკიცე თუჯის ხახუნის კოეფიციენტზე	87
ნახ. 16. ნარჩენი აუსტენიტის გავლენა სხვადასხვა სტრუქტურის მქონე მაღალმტკიცე თუჯების ცვეთამდეგობაზე.....	87
ნახ. 17. ნარჩენი აუსტენიტის გავლენა 300°C-ზე იზოთერმულად ნაწრთობი არალეგირებული მაღალმტკიცე თუჯის ხახუნის კოეფიციენტზე 340 ნ. ღერძული დატვირთვისას.....	90
ნახ. 18. ნარჩენი აუსტენიტის გავლენა 300°C-ზე იზოთერმულად ნაწრთობი ბორით მიკროლეგირებული მაღალმტკიცე თუჯის ხახუნის კოეფიციენტზე 340 ნ. ღერძული დატვირთვისას	91
ნახ. 19. ნარჩენი აუსტენიტის გავლენა 400°C-ზე იზოთერმულად ნაწრთობი არალეგირებული მაღალმტკიცე თუჯის ხახუნის კოეფიციენტზე 340 ნ. ღერძული დატვირთვისას.....	91
ნახ. 20. ნამზადების სიფონური ჩამოსხმის სქემა	94
ნახ. 21. ელექტროდული გრაფიტისგან დამზადებული ზარი	95
ნახ. 22. მიკროლეგირებული მაღალმტკიცე თუჯის თერმული დამუშავების რეჟიმები.....	96
ნახ. 23. ცხლად და ცივად გლინვის დგანი „280“:.....	97
ნახ. 24. ნიმუშების ცვეთაზე გამოსაცდელი მანქანა CMI-2:.....	98
ნახ. 25. გამოსაცდელი ნიმუში	100
ნახ. 26. ცვეთამდეგობაზე გამოსაცდელი მოხახუნე წყვილი	100

სურათების ნუსხა

სურ. 1. მოდიფიცირებული თუჯების მიკროსტრუქტურა	52
სურ. 2. 300 °C-ზე 20	55
სურ. 3. გაგლინული თუჯის ნამზადი.....	59
სურ. 4. ბორით მიკროლეგირებული მაღალმტკიცე თუჯის მიკროსტრუქტურა	60
სურ. 5. Al-Mg- იანი ლიგატურით მიღებული მაღალმტკიცე თუჯის ნაგლინი	61
სურ. 6. ნატვიფრი დეტალები	64
სურ. 7. ნატვიფრი დეტალის მიკროსტრუქტურები	65
სურ. 8. 280 °C-ზე იზოთერმულად ნაწრთობი ბეინიტური თუჯის მიკროსტრუქტურები:.....	67
სურ. 9. 300°C-ზე იზოთერმულად ნაწრთობი ბეინიტური თუჯის.....	68
სურ. 10. 320°C-ზე იზოთერმულად ნაწრთობი ბეინიტური თუჯის მიკროსტრუქტურები:.....	69
სურ.11. 430 °C-ზე იზოთერმულად ნაწრთობი ბეინიტური თუჯის მიკროსტრუქტურები:.....	71
სურ. 12. საბაზისო (ა, ბ) და B-ით მიკროლეგირებული (გ, დ) მაღალმტკიცე ბეინიტური თუჯების მიკროსტრუქტურები:.....	74
სურ. 13. დეფორმირებულ თუჯში (65%) აუსტენიტის იზოთერმული დაშლა 300 °C-ზე.....	77
სურ. 14. 300°C (ა,ბ) და 400 °C (გ,დ) - იზოთერმულად ნაწრთობი თუჯების ტიპიური მიკროსტრუქტურა.....	85
სურ. 15. გორგოლაჭებიანი ხახუნის მანქანა და გამზომი ხელსაწყოები	99

მადლიერება

მადლობას ვუხდით ჩემს ხელმძღვანელებს, ბატონებს ნუგზარ ხიდაშელს და გიორგი თავაძეს სისტემატური კონსულტაციებისა და სასარგებლო რჩევებისათვის.

მადლობას ვუხდით ფერდინანდ თავაძის მეტალურგიისა და მასალათმცოდნეობის ინსტიტუტის თანამშრომლებს თანადგომისა და ექსპერიმენტების ჩატარების დროს გაწეული დახმარებისათვის.

და ბოლოს, მადლიერება მინდა გამოვხატო ჩემი ოჯახის მიმართ, რომელიც ყოველმხრივ გვერდში მედგა და მომცა ცოდნის მიღებისა და შემდგომი სრულყოფის საშუალება.

შესავალი

თანამედროვე მანქანათმშენებლობაში, როგორც საკონსტრუქციო მასალა, ძირითადად გამოიყენება ფოლადები და თუჯები. თუ გავითვალისწინებთ ფოლადების მარკების ნაირსახეობას, მათი ლეგირების, თერმული და ქიმიურ-თერმული დამუშავების შესაძლებლობებს და შესაბამისად, ფიზიკურ-მექანიკური თვისებების სხვადასხვა ვარიანტების არსებობას, რასაკვირველია, ამ მასალის გამოყენების არეალი კოლოსალურია. მაგრამ თუჯიც, განსაკუთრებული ტექნოლოგიური თვისებების გამო, მეტად მნიშვნელოვანი შენადნია. აქ უპირველეს ყოვლისა უნდა აღინიშნოს მისი სამსხმელო თვისებები – მაღალი თხევადდენადობა და ყალიბების შევსების უნარი. გარდა ამისა, თუჯები გამოირჩევა მაღალი ანტიფრიქციული თვისებებით, მაღალი თბოგამტარობით, ვიბრაციების ჩაქრობის უნარით, დეტალების ზედაპირული დეფექტების მიმართ დაბალი მგრძობიარობით, ჭრით ადვილად დამუშავების უნარით, დაბალი კუთრი წონით და დაბალი ღირებულებით ფოლადთან შედარებით. ამ განსაკუთრებული თვისებების გამო მანქანათმშენებლობაში რიგი საპასუხისმგებლო დეტალების ჩამოსხმით დასამზადებლად ამჯობინებენ თუჯს. მაგალითად, აგრეგატების დგანები, ძრავების გამანაწილებელი ლილვები და სხვა დეტალები მზადდება თუჯებისაგან. მიუხედავად ამისა, თუჯების მექანიკური და პლასტიკური თვისებები და მათი ურთიერთშეხამება გაცილებით დაბალია, ვიდრე ფოლადის.

ზემოხსენებულიდან გამომდინარე, მაღალმტკიცე ბენიტური თუჯის გამოყენების ეფექტურობის გაზრდას დიდი მნიშვნელობა ენიჭება და მისი მიღების ტექნოლოგიის სრულყოფა, ხარჯების შემცირების მიზნით, აქტუალურ ამოცანად რჩება. აღნიშნულთან დაკავშირებით ბენიტური სტრუქტურის მიღების თვალსაზრისით დიდ ინტერესს წარმოადგენს ისეთი მიკროდანამატების გავლენის შესწავლა, რომელიც უზრუნველყოფს ნახშირბადის დიფუზიური აქტივობის გაზრდას, სტრუქტურის

დაწვრილმარცვლოვნებას და გააფართოვებს ბენიტური თუჯების მიღების ტემპერატურულ ინტერვალს. ჩვენი აზრით გამართლებულია ბორის მიკროდანამატების გავლენის შესწავლა ბენიტური სტრუქტურწარმოქმნის მახასიათებლებზე თუჯებში სილიციუმის 2,2-2,4 მასური წილის შემცველობისას. ეს განპირობებულია იმით, რომ თავისი ატომური მახასიათებლებით ის სხვა ელემენტებთან შედარებით უფრო მიესადაგება ნახშირბადს და აქტიურად ზემოქმედებს თუჯის ლითონურ ფუძეზე. ბორის შემცველობა ლითონურ ფუძეში არ აღემატება 0,006-0,008%. ბორი ამცირებს თუჯის გათეთრებას, ზრდის ნახშირბადის დიფუზიის სიჩქარეს ლითონურ ფუძეში და პერლიტის დისპერსულობას, აწვრილმარცვლოვნებს ეფექტიკურ მარცვალს და გრაფიტულ ჩანართებს. ბორის მიკროდანამატები დადებით გავლენას ახდენს ფაზათაშორის საზღვრებზე, რის შედეგადაც იზრდება რკინა-ნახშირბადის შენადნობების ტექნოლოგიური პლასტიკურობა. ბორი აფერხებს წვრილდისპერსული ფაზების კოაგულაციას. მიუხედავად იმისა, რომ ბორით თუჯის მიკროლეგირება მეცნიერულად ღირებული და პრაქტიკულად აპრობირებულია, მისი ისეთი თვისებების გაუმჯობესებისათვის, როგორცაა ცვეთამედეგობა, თერმომედეგობა, მექანიკური მახასიათებლები და სხვა, მაინც შეუსწავლელია ბორის ზეგავლენა თუჯის ბენიტური სტრუქტურის ფორმირებაზე და ტემპერატურულ ინტერვალზე. ზემოაღნიშნულიდან გამომდინარე მიზანშეწონილად მივიჩნევთ ბორის მიკროლეგირების ეფექტურობის შესწავლას ისეთი ძვირადღირებული ელემენტების ჩასანაცვლებლად, როგორებიცაა Ni, Cu და Mo.

სამუშაოს მიზანს წარმოადგენს ეკონომიურად ლეგირებული მაღალმტკიცე ბენიტური თუჯის მიღების ტექნოლოგიის შემუშავება.

სადისერტაციო ნაშრომის ძირითადი ამოცანებია:

- მაღალმტკიცე Si-იანი თუჯის ბორით მიკროლეგირების შესწავლა;
- თუჯების ცხლად პლასტიკური დეფორმაციის გავლენის შესწავლა მათ სტრუქტურულ პარამეტრებზე;

- ბორის მიკროდანამატების გავლენის შესწავლა ბენიტური სტრუქტურების წარმოქმნაზე;
- ეკონომიურად ლეგირებული თუჯების ცვეთამდეგობის შესწავლა მშრალი ხახუნით სრიალის პირობებში.

სადისერტაციო ნაშრომში შესწავლილია:

- Si-ით და ბორით მიკროლეგირებული თუჯების იზოთერმული წრთობის ტექნოლოგია;
- ბორით მიკროლეგირებული თუჯების წნევით დამუშავების ტექნოლოგია;
- დეფორმირებული ბორით მიკროლეგირებული თუჯების იზოთერმული წრთობის ტექნოლოგია;
- ბორით მიკროლეგირებული მაღალმტკიცე თუჯის ტრიბოლოგიური მახასიათებლები.

ნაშრომის მეცნიერული სიახლე:

- შესწავლილია ბორის მიკროდანამატების გავლენა მაღალმტკიცე სილიციუმისანი თუჯების ბენიტური სტრუქტურის ფორმირების პროცესებზე;
- შესწავლილია ცხლად პლასტიკური დეფორმაციის გავლენა მაღალმტკიცე თუჯების სტრუქტურის ევოლუციაზე;
- შესწავლილია სტრუქტურული კომპონენტების გავლენა მაღალმტკიცე ბენიტური თუჯების ცვეთამდეგობის მახასიათებლებზე სრიალით მშრალი ხახუნის პირობებში.

სადისერტაციო ნაშრომის პრაქტიკული ღირებულება:

შემუშავებულია ეკონომიურად ლეგირებული მაღალმტკიცე თუჯი. დადგენილია მაღალმტკიცე თუჯის ცხლად პლასტიკური დეფორმაციის ტექნოლოგიური პარამეტრები.

1. ლიტერატურის მიმოხილვა

1.1. მაღალმტკიცე ბენიტური თუჯები

თანამედროვე მასალათმცოდნეობის ერთ-ერთ ძირითად ამოცანას წარმოადგენს ახალი შენადნობების, მაღალი ტრიბოტექნიკური თვისებების მქონე ფუნქციონალური მასალების შექმნა-შემუშავება ენერგოდამზოგი ტექნოლოგიების გამოყენებით. ამის მიღწევა შესაძლებელია რამოდენიმე გზით - ახალი ტექნოლოგიების შემუშავებით, თუჯების და ფოლადების მალეგირებელი ელემენტების შემადგენლობის ცვლილებით, თერმული დამუშავების რეჟიმების შეცვლით და სრულყოფით, ასევე გარეგანი ზემოქმედების მეთოდების გამოყენებით.

დღეისათვის ერთ-ერთ ყველაზე გავრცელებულ საჩამომსხმელო მასალას წარმოადგენს თუჯი. მსოფლიო მაშტაბით ჩამოსხმული მასალების რაოდენობის 75% უჭირავს თუჯებს, ხოლო ფოლადს მხოლოდ 9%. ამ მასალის ასეთი აქტუალობა გამოწვეულია მისი უნიკალურობით, იგი ამცირებს მასალების ღირებულებას და ზრდის ექსპლუატაციის ხანგრძლივობას. მართალია, პლასტიკურობის თვალსაზრისით თუჯი ჩამორჩება ფოლადს, მაგრამ სიმტკიცის, დაღლილობის და ციკლური დატვირთვის პირობებში იგი გამოირჩევა უკეთესი მაჩვენებლებით. ასეთი თვისებების კომპლექსი უზრუნველყოფს მაღალ საიმედოობას მანქანების სხვადასხვა დეტალებში, მათ შორის ვიბრაციული დატვირთვების პირობებშიც. თანამედროვე ტექნოლოგიები საიმედოდ უზრუნველყოფენ სტრუქტურის სტაბილურობას, ასევე მაღალმტკიცე თუჯების ნაკეთობების მექანიკური და საექსპლუატაციო თვისებების მაღალ დონეს.

სხვადასხვა წყაროს მონაცემებით 2000-2015 წლებში მაღალმტკიცე თუჯების წარმოება გაიზარდა 13.1 მლ.ტ-დან 25.6 მლ. ტონამდე, ანუ 2-ჯერ. აქედან გამომდინარე მაღალმტკიცე თუჯების წარმოება მსოფლიო საჩამომსხმელო ბაზარზე გაიზარდა 24.0%-დან 29.8% -მდე.

თუჯით ფოლადების ჩანაცვლება 3-4-ჯერ ამცირებს ვიბრაციას, რაც განაპირობებს მანქანების მუშაობის პროცესში ხმაურის შემცირებას. ცვეთის პირობებში გრაფიტის ჩანართები გარკვეულწილად ასრულებენ მყარი საპოხის როლს.

თუჯი ძალზე პრესპექტიულია როგორც მასალა ბენიტური წრთობისთვის. ეს აიხნება იმით, რომ არალეგირებული თეთრი ან მაღალმტკიცე თუჯებიც კი თითქმის „ლეგირებულია“ 3%-მდე Si-ით, რომელიც იწვევს C-ფორმის სიბრტყის მარჯვნივ გადაადგილებას TTT (Time-Temperature-Transformation) იზოთერმული გარდაქმნის დიაგრამაზე. Fe-C-Si შენადნობის ლეგირება სპილენძით ძალზე პერესპექტიულია, რადგანაც სპილენძი ასრულებს კარბიდწარმოქმნელი ინჰიბიტორის როლს და ზრდის გადაციებული აუსტენიტის შეწრთობადობას. იგი ზრდის თუჯების თბოგამტარობას, საგრძნობლად აუმჯობესებს ჭრით დამუშავებას და ცვეთამედეგობას [1-6].

შუალედური ან გადაციებული აუსტენიტის ან მარტენსიტური ტრანსფორმაციის თვალსაზრისით უფრო მაღალი ტექნოლოგიური სტაბილურობით გამოირჩევა შენადნობები, რომლებშიც Si-ის რაოდენობა 2%-ზე მეტია.

ამასთან, სილიციუმის კონცენტრაციის ცვლილება იწვევს მაღალმტკიცე თუჯების თერმული დამუშავების ცვლილებას. რეაქციის ცვლილება Si და Ni-ის შეყვანით აუმჯობესებს სიმტკიცის მახასიათებლებს [7,8].

შეწრთობადობის და აუსტენიტის სტაბილიზაციისთვის მალეგირებელი ელემენტების შერჩევა შეზღუდულია Ni, Cu, Mn, Mo - ით. ბენიტური თუჯების ტიპური ქიმიური შემადგენლობაა: ნახშირბადი - 3.2-3.8 მას.%; სილიციუმი - 2.0-2.4 მას.%; მანგანუმი - 0.2-0.5 მას.%; ნიკელი - 0.8-2.5 მას.%; სპილენძი - 0.5-1.5 მას.%; მოლიბდენი - 0.2-0.8 მას.% [9].

ახალი შემადგენლობის მქონე შენადნობების შექმნამ და მათი საექსპლუატაციო პირობების შეცვლამ განაპირობა ბენიტური თუჯების

მიკროსტრუქტურის ოპტიმიზაცია, რის გამოც იგი დღეისათვის ერთ-ერთ აქტუალურ მიმართულებად რჩება.

ბოლო ათასწლეულების მანძილზე გაიზარდა სფერული ფორმის გრაფიტის ჩანართების მქონე ბეინიტური თუჯების წარმოება და გამოყენება. ბეინიტური თუჯები გამოირჩევიან მაღალი სიმტკიცით და ცვეთამდედგობით, რაც გამოწვეულია მაღალმტკიცე თუჯების თერმული დამუშავებით.

უამრავი მონაცემის თანახმად, განმტკიცებული მაღალმტკიცე ბეინიტური თუჯები, თვისობრივი მახასიათებლებით, წარმოადგენენ ყველაზე პერსპექტიულ მასალას კბილანების და სამუხრუჭე დისკების წარმოებისთვის თანამედროვე სამუხრუჭე სისტემებში.

დადგენილია, რომ ბეინიტური მატრიცის სტრუქტურული კომპონენტების თანაფარდობა განსაზღვრავს ბეინიტური თუჯების მექანიკური და საჩამომსხმელო თვისებების დონეს, რომელიც შეიძლება განისაზღვროს ფართო ზღვრებში და სხვადასხვა ფაქტორის გათვალისწინებით. როგორც ცნობილია, ბეინიტური თუჯების ლითონური მატრიცა შედგება რბილი აუსტენიტური და სალი კარბიდული ფაზებისგან.

ბეინიტური მატრიცის მქონე მაღალმტკიცე თუჯების მაღალი მექანიკური და საექსპლუატაციო თვისებები საშუალებას გვაძლევს განვიხილოთ ეს კლასი, როგორც პრესპექტიული მიმართულება. შემდგომში შესაძლებელი გახდება დაბალლეგირებული ფოლადების ჩანაცვლება ბეინიტური თუჯებით. ცნობილია, რომ დღეისათვის დაბალლეგირებულ ფოლადებს იყენებენ უამრავი დეტალის დასამზადებლად მანქანათმშენებლობაში. ამ ფოლადების ჩანაცვლება ბეინიტური თუჯებით გამოიწვევს სერიოზულ ეკონომიკურ უპირატესობებს:

- ✓ ბეინიტური თუჯების გამოყენება უზრუნველყოფს ლითონის გამოყენების კოეფიციენტის გაზრდას 60 – 67 %-მდე [10];
- ✓ დეტალების ენერგოტევადობის შემცირებას 1.2 - 1.3-ჯერ;
- ✓ წარმოების ციკლის შემცირებას მინიმუმ 2-ჯერ;

✓ მექანიკური დამუშავებისას ლითონგადამამუშავებელი ინსტრუმენტების მუშაობის წარმადობის გაზრდას 2-9-ჯერ. ამასთან ერთად, ფოლადების ჩანაცვლება თუჯებით უზრუნველყოფს:

- ✓ მანქანების და დეტალების მუშაობისას ხმაურის შემცირებას, თუჯების დემფირული თვისებების ხარჯზე;
- ✓ მაღალ სიმტკიცეს მშრალი ცვეთის პირობებში;
- ✓ დეტალების მასის შემცირებას 10% -ით;
- ✓ თანაბარი სიმტკიცის და პლასტიკურობის მქონე მასალებისთვის, ფოლადთან შედარებით, უფრო მაღალ კომპლექსურ თვისებებს.

თუჯებში მეტალური მატრიცის ბენიტური სტრუქტურის მისაღებად, როგორც წესი, იყენებენ სპეციალურ თერმულ დამუშავებას, რომელიც მოქმედებს აუსტენიტიზაციის პროცესზე 850-950°C -ზე დროის გარკვეულ მონაკვეთში და შემდგომ, 210-470°C-ზე დროის გარკვეულ ინტერვალში - იზოთერმულ წრთობას.

ტექნოლოგიური პროცესების პარამეტრებიდან გამომდინარე თუჯების იზოთერმულ წრთობაში შეიძლება შედიოდეს ქვედა და ზედა ბენიტების განსხვავებული რაოდენობა, მეტასტაბილური და სტაბილიზირებული ნარჩენი აუსტენიტი, ცემენტიტი და სპეციალური ელემენტების კარბიდები. ზემოაღნიშნული ფაზები მკვეთრად განსხვავდებიან ფიზიკო-მექანიკური თვისებებით და სხვადასხვა გავლენას ახდენენ ბენიტური თუჯების საბოლოო თვისებების ფორმირებაზე. კონკრეტულად, ცვეთის პროცესში სხვადასხვა სახის დატვირთვების მიმართ წინააღმდეგობის გაწევა, ხახუნის კოეფიციენტი და ზედაპირის ცვეთის ინტენსივობა მეტწილად დამოკიდებულია კონტაქტური უბნების სტრუქტურაზე. ადგილის შესამცირებლად კონტაქტური უბნები სტრუქტურის მიხედვით უნდა იყოს ჰეტეროგენული, ფართობის დაკავების მხრივ - ოპტიმალური და მაღალი მექანიკური თვისებების მქონე [11].

ჩატარებულია მრავალი გამოკვლევა ფაზური გარდაქმნების შესასწავლად სხვადასხვა თერმული დამუშავების პროცესში, რის საფუძველზეც დადგინდა, რომ თერმული დამუშავებისას ქიმიურ შემადგენლობა და ტემპერატურული პარამეტრები დიდ გავლენას ახდენენ მაღალმტკიცე თუჯების ძირითადი თვისებების კომპლექსის ფორმირებაზე. მასალის პლასტიურობის და სიმტკიცის ზღვარი შეიძლება მიღწეულ იქნას აუსტენიტიზაციის და იზოთერმული პროცესების კომბინირებით.

გამომდინარე აქედან, მცირდება დეტალების სწრაფი დაზარვა და იზრდება მუშაობის წარმადობა. როგორც ცნობილია, თუჯების აუსტენიტიზაცია ითვლება მნიშვნელოვან ეტაპად ბენიტური სტრუქტურის მიღებისას [12].

აუსტენიტიზაციის პროცესში, თერმული დამუშავების შემდეგ ფერიტო-პერლიტური სტრუქტურა იშლება და ფორმირდება საწყისი აუსტენიტი ნახშირბადის კონტროლირებადი შემცველობით, რომელიც შემდგომში, იზოთერმული დაყოვნების დროის შუალედში – ტემპერატურულ ინტერვალში, ტრანსფორმირდება ბენიტად. აუსტენიტიზაციის პროცესის დროს აღინიშნება რკინის კრისტალური გისოსის α - γ გარდაქმნა, შემადგენლობით არაერთგვაროვანი აუსტენიტის ფორმირება, აუსტენიტის კონცენტრაციული არაერთგვაროვნების გათანაბრება და აუსტენიტის მარცვლების ზრდა. გარდაქმნის დრო დამოკიდებულია პროცესის ტემპერატურაზე და ძირითადი და მინარევების სახით არსებული ელემენტების დიფუზურ მაჩვენებლებზე. აუსტენიტიზაციის ერთსაფეხურიანი პროცესი წარმოადგენს ჩვეულებრივ მეთოდს, რომელიც ფართოდ გამოიყენება ADI მასალების წარმოებაში. აუსტენიტიზაციის ტემპერატურა და დრო დამოკიდებულია კონკრეტულ ქიმიურ შემადგენლობაზე, კვეთის ზომაზე და საწყისი მაღალმტკიცე თუჯების შეწრობადობაზე. ზოგიერთმა კვლევამ აჩვენა, რომ აუსტენიტიზაციის პროცესი მნიშვნელოვან როლს ასრულებს

ერთსაფეხურიანი ADI მასალების მიკროსტრუქტურის და მექანიკური თვისებების ფორმირებაზე [13-17].

ბოლო ათწლეულში ჩატარდა მრავალი გამოკვლევა, რათა შესწავლილი ყოფილიყო ფაზური გარდაქმნები თერმული დამუშავების პროცესში [18-21].

დ.ვანგის სამუშაოში ნახსენებია, რომ 850°C -ზე ადგილი არ აქვს სტრუქტურის სრულ აუსტენიტიზაციას და თუჯების ლითონურ მატრიცაში შენარჩუნებულია ფერიტის გარკვეული რაოდენობა [16].

ტემპერატურის აწევას 1000°C -მდე იწყება აუსტენიტის მარცვლების ზრდა და როგორც წესი, მასში არსებული ნახშირბადის რაოდენობის და საბოლოო სტრუქტურის პლასტიკური თვისებების შემცირება.

1.2. მალეგირებელი ელემენტების გავლენა მაღალმტკიცე ბეინიტური თუჯების მიღებაზე

პროცესის ტექნოლოგიური სტაბილურობა მნიშვნელოვანი პარამეტრია, რადგან იგი იძლევა საშუალებას ზუსტად ვარეგულიროთ ტემპერატურა და აუსტენიტის იზოთერმული გარდაქმნის ხანგრძლივობა. ამასთან ერთად შესაძლებელია გამოყენებულ იქნას ახალი პოლითერმული რეჟიმები. მაგ., აუსტენიტის ნაწილის გარდაქმნა ზედა ბეინიტად, ხოლო მეორე ნაწილის ქვედა, მალეგირებელი ელემენტების გავლენა აუსტენიტის მარცვლების ზრდაზე გახურებისას დამოკიდებულია მათ თვისებაზე წარმოქმნან კარბიდები ნახშირბადთან ურთიერთქმედებისას. ისეთი ელემენტები, რომლებიც არ არიან კარბიდწარმომქმნელები (Ni, Co, Si, Cu), პრაქტიკულად არ უშლიან ხელს აუსტენიტის მარცვლების ზრდას, ხოლო ის ელემენტები, რომლებიც ითვლებიან კარბიდწარმომქმნელად (Cr, W, Mo, V, Ti) - აფერხებენ აუსტენიტის მარცვლების ზრდას.

მაღალმტკიცე თუჯების Ni-ით ლეგირება წარმოადგენს ერთ-ერთ გავრცელებულ მიმართულებას აღნიშნული მასალის ცვეთამდეგობის გასაუმჯობესებლად. Ni-ით ლეგირებით შემთხვევაში იზრდება სპილენძის ხსნადობა მაღალმტკიცე თუჯების ლითონურ მატრიცაში. ამასთან ერთად,

აღინიშნება ლითონური ფუძის დისპერსულობის გაზრდა, რის გამოც უზრუნველყოფილია თუჯების მექანიკური და საექსპლუატაციო თვისებების ოპტიმალური თანაფარდობა.

მეტალური მატრიცის განსამტკიცებლად და სტრუქტურაში პერლიტის წარმოქმნის შესაკავებლად, აუსტენიტის სტაბილიზაციისთვის და ბენიტური თუჯების შეწრობადობის გასაზრდელად, შემადგენლობაში შეყავთ Ni, Mo და Cu სხვადასხვა კომბინაციით, რაც გამოწვეულია მათი გავლენის დაბალი ეფექტურობით ცალკეულ კომპონენტებად შეყვანისას [17, 18].

სილიციუმი 2%-ზე მეტი შემცველობისას იწვევს ევტექტოიდური ტემპერატურის გაზრდას და ფერიტისა და აუსტენიტის ერთდროული არსებობის არეალის გაფართოებას. ამასთან ერთად, მიმდინარეობს აუსტენიტიდან ნახშირბადის გამოდევნა, რაც იწვევს დამატებითი გრაფიტული ჩანართების წარმოქმნას. აუსტენიტის ნახშირბადით გაღარიბება იწვევს მისი მდგრადობის შემცირებას. თუჯების ლითონური ფუძის სტრუქტურული მდგენელების და ფაზების მრავალსახეობა სტრუქტურის მორფოლოგიისა და საექსპლუატაციო თვისებების მართვის საშუალებას იძლევა. ბენიტური გარდაქმნის დროს სილიციუმი აფერხებს კარბიდული ჩანართების გამოყოფას, რაც იწვევს აუსტენიტური სტრუქტურის ფორმირებას.

თუჯებში სპილენძის რაოდენობა არ უნდა აღემატებოდეს 2%-ს, რადგანაც მისი უფრო მაღალი რაოდენობით შეყვანა იწვევს მასალის წითელმეტეხობას [59].

აუსტენიტის წვრილმარცვლოვანი მდგომარეობის შენარჩუნება 930-950°C -ზე განპირობებულია კარბიდების მაღალი თერმული მედეგობით, რომელიც წარმოადგენს ე.წ. ბარიერს აუსტენიტის მარცვლების საზღვრების გადაადგილებისას. წვრილმარცვლოვანი აუსტენიტი უზრუნველყოფს თუჯების სიბლანტეს. მალეგირებელი ელემენტების (Mn, Mo, Cr) უმრავლესობა ამცირებს მარტენსიტის რაოდენობას და ზრდის ნარჩენ

აუსტენიტს, რაც წრთობისას აუარესებს თუჯის ხარისხს. მანგანუმის 5%-ის ოდენობით შეყვანისას ადგილი არ აქვს მარტენსიტურ გარდაქმნას და გაციებისას ფიქსირდება აუსტენიტური მდგომარეობა. ფოლადისგან თუჯი განსხვავდება ჰეტეროგენული სტრუქტურით, რაშიც მოიაზრება მეტალური მატრიცის სიმტკიცე და პლასტიურობა, გრაფიტის ჩანართები, რომელსაც არ გააჩნია სიმტკიცე, მაგრამ შენადნობს ანიჭებს მაღალ ტრიბოლოგიურ და დემფირულ თვისებებს - მონაცემებს. ბენიტური თუჯებისგან ამზადებენ ჰიდრავლიკურ მილებს, სამუხრუჭე დოლებს, შეჭიდულობის დისკებს, კბილანებს და ა.შ. [4].

მალეგირებელი ელემენტების გავლენა დიფუზიურ პროცესებზე და პოლიმორფულ გარდაქმნაზე $\gamma \rightarrow \alpha$ აუსტენიტის დაშლის პროცესში ასეთია: მალეგირებელი ელემენტების არსებობის შემთხვევაში კრისტალურ გისოსში იკლებს ნახშირბადის დიფუზიური აქტივობა; თვით მალეგირებელი ელემენტების დიფუზიური აქტივობა მცირეა; მალეგირებელი ელემენტები ანელებენ $\gamma \rightarrow \alpha$ გარდაქმნას. აქედან გამომდინარეობს, რომ მალეგირებელი ელემენტები იმყოფებიან მყარ ხსნარში (C-ის გარდა), ზრდიან აუსტენიტის სტაბილობას, ანუ გადაადგილებს C-მრუდის მარჯვნივ. ზოგიერთი მალეგირებელი ელემენტი გავლენას ახდენს აუსტენიტის დაშლის დიაგრამის ფორმაზე. ამ მოვლენას, თვისებების მიხედვით, შეუძლია ელემენტების შეჯამება შემდეგი სახით: 25 არაკარბიდწარმომქმნელი ელემენტი (Ni, Si, Al, Cu, Co), რომლებიც არ ცვლიან C-მრუდის სახეს, მას გააჩნია ისეთი ფორმა, როგორც ნახშირბადიან ფოლადებს; კარბიდწარმომქმნელი ელემენტები (Mn, Cr, Mo, W, V) ცვლიან იზოთერმული დიაგრამის სახეს - წარმოიქმნება გადაციებული აუსტენიტის მდგრადობის ორი მინიმუმი პერლიტურ და ბენიტურ უბნებში. ლეგირებული აუსტენიტის ბენიტური გარდაქმნისას ადგილი აქვს მხოლოდ ნახშირბადის დიფუზიას, ხოლო მალეგირებელი ელემენტების დიფუზია არ აღინიშნება. ამიტომ ბენიტი შემდგარი იქნება მხოლოდ γ -ხსნარისგან მალეგირებელი ელემენტებით, რომელიც

მიახლოებულია საწყის აუსტენიტთან და აქვს კარბიდო-ცემენტიტის სახე. ლეგირებულ ფოლადებში ბენიტური გარდაქმნა ბოლომდე არ მიმდინარეობს, გარდაქმნის პროცესის შემდეგ ნარჩენი აუსტენიტის რაოდენობა არ აღემატება 25%-ს.

1.3. იზოთერმული დამუშავების რეჟიმების გავლენა ბენიტური თუჯების სტრუქტურაზე და თვისებებზე

იზოთერმული წრთობის ტემპერატურაზე დამოკიდებულებით თუჯებში მიიღება ბენიტური სტრუქტურის ორი ტიპი ე.წ. ქვედა და ზედა ბენიტები ან მათი ნარევი. დეტალები, რომლებსაც გააჩნიათ ქვედა ბენიტის სტრუქტურული მატრიცა, გამოირჩევიან მაქსიმალური სიმტკიცით და ცვეთამედეგობით, მაღალი დარტყმითი სიბლანტით და ფარდობითი წაგრძელებით. რაც შეეხება დეტალებს ზედა ბენიტის სტრუქტურული მატრიცით, ისინი გამოირჩევიან მაღალი სიმტკიცით დარტყმითი სიბლანტის და ფარდობითი წაგრძელების პირობებში. თუჯების სტრუქტურაში ბენიტის და აუსტენიტის თანაფარდობების ცვლილებით შესაძლებელია ერთდროულად მივიღოთ ისეთი თვისებები, როგორცაა მაღალი სიმტკიცე და პლასტიურობა.

თუჯების იზოთერმული წრთობისას ადგილი აქვს რიგ უპირატესობებს, მაგალითად: მცირე მოცულობითი ცვლილებები და დაბალი თერმული ძაბვები, რომლებიც ამცირებენ ბზარწარმოქმნის ალბათობას. წრთობასა და მოშვების პროცესებთან შედარებით იზოთერმული დამუშავების ტემპერატურული ინტერვალი იცვლება 210-450°C-მდე, რის შედეგადაც ადგილი არ აქვს ფერიტიზაციას და მეორადი გრაფიტიზაციის პროცესების განვითარებას.

ზედა ბენიტი წარმოიქმნება 350-500°C-ის ინტერვალში, რომელშიც ფერიტი ფირფიტების სახითაა და ცემენტიტის გამოყოფა ძირითადად მიმდინარეობს აუსტენიტისგან. ზედა ბენიტს აქვს ბუმბულისებრი აღნაგობა, კარბიდული ჩანართების გამოყოფა მიმდინარეობს წვრილი იზოლირებული ჩანართების სახით. ქვედა ბენიტი წარმოიქმნება 290°C-

დან M_H წერტილამდე. ქვედა ბეინიტს აქვს ნემსისებრი აღნაგობა, რომელშიც კარბიდული ჩანართები განლაგებულია ფირფიტების შიგნით - ფაზებში.

დადგენილია, რომ ქვედა ბეინიტის სისალეა 52-56 HRC, ხოლო ზედა ბეინიტი გამოირჩევა მაღალი პლასტიურობით, ცვეთამედეგობით და ციკლური სიმტკიცით და მისი სისალე ტოლია 48-52 HRC. ოპტიმალური მექანიკური და საექსპლუატაციო თვისებების მისაღებად თუჯებს უტარდება იზოთერმული წრთობა $350-400^{\circ}\text{C}$ ტემპერატურულ ინტერვალში. თუჯების მაქსიმალური პლასტიკური თვისებების მისაღწევად მიზანშეწონილია იზოთერმული წრთობის ჩატარება $380-400^{\circ}\text{C}$ -მდე.

არსებული მონაცემების თანახმად, აუსტენიტიზაციის პროცესის ჩატარების ოპტიმალური ტემპერატურა $900-930^{\circ}\text{C}$ -ია, რის შედეგადაც ოპტიმიზირებულია ნახშირბადის დიფუზიის სიჩქარე და აუსტენიტური მარცვლის კოაგულაცია.

ბეინიტური გარდაქმნა აერთიანებს პერლიტო-დიფუზიურ და არადიფუზიურ მარტენსიტულ გარდაქმნას. პროცესი იწყება ნახშირბადის დიფუზიური გადაადგილებით, რის შედეგადაც აუსტენიტის ერთი ნაწილი ღარიბდება, ხოლო მეორე - მდიდრდება ნახშირბადით. ნახშირბადით გაღარიბებული უბნები განიცდიან გარდაქმნას, რადგანაც გარდაქმნის ტემპერატურა იწევს M_H წერტილამდე. ასეთი გარდაქმნის შედეგად წარმოიქმნება დაბალნახშირბადიანი მარტენსიტი. ნახშირბადით გამდიდრებული აუსტენიტის მოცულობაში გამოიყოფა ცემენტიტის ჩანართები, შემდგომში აუსტენიტი; ნახშირბადისგან გაღარიბებული აუსტენიტის უბნები გარდაიქმნება დაბალნახშირბადიან მარტენსიტად. ნახშირბადით გამდიდრებული აუსტენიტის ერთი ნაწილი შეიძლება შენარჩუნდეს გადაცივების შემდეგაც. ისინი წარმოადგენენ ნარჩენ აუსტენიტს. გამომდინარე აქედან, ნაწილობრივი გარდაქმნის შედეგად წარმოიქმნება ბეინიტის სტრუქტურა, ფერიტო-ცემენტიტის ნარევი,

რომელშიც ფერიტი გადამდიდრებულია ნახშირბადით, 20 A0.8% Φ_x % C+II, სადაც x წარმოადგენს ფაზაში ნახშირბადის კონცენტრაციას (0.02%).

პერლიტის აუსტენიტურ გარდაქმნაზე მოქმედებს:

1. გარდაქმნის ტემპერატურა - ტემპერატურის აწევისას გარდაქმნის პროცესი ჩქარდება, რაც აიხსნება დიფუზიური პროცესების დაჩქარებით;

2. პერლიტის საწყისი სტრუქტურა - რაც უფრო მაღალტემპერატურულია ფერიტო-ცემენტიტის ნარევი, მით უფრო სწრაფად მიმდინარეობს აუსტენიტიზაციის პროცესი;

3. შენადნობის ქიმიური შემადგენლობა - რაც მეტია ნახშირბადის რაოდენობა, მით უფრო სწრაფად მიმდინარეობს გარდაქმნა, რაც აიხსნება ფერიტის და ცემენტიტის ჯამური ზედაპირის გაზრდით. ლითონური ფუძის ფაზების აუსტენიტში გარდასაქმნელად საჭიროა 850-950°C ტემპერატურაზე დაყოვნება;

4. მალეგირებელი ელემენტების არსებობა - აუსტენიტიზაციის პროცესს ლეგირებულ ფოლადებში სჭირდება მეტი დრო, ვიდრე ნახშირბადიანში. ლეგირებული ცემენტიტის ან ძნელადხსნადი კარბიდების წარმოქმნის გამო მალეგირებელი ელემენტები აფერხებენ გარდაქმნის პროცესს. გარდა ამისა, მალეგირებელი ელემენტების ატომების დიფუზიური ძვრადობა აუსტენიტში მნიშვნელოვნად დაბალია, ვიდრე ნახშირბადის ატომების, რაც ახანგრძლივებს აუსტენიტის ჰომოგენიზაციის პროცესს. სამუშაოში ნახსენებია, რომ 850°C-ზე ადგილი არ აქვს სტრუქტურის სრულ აუსტენიტიზაციას და თუჯების ლითონურ მატრიცაში შენარჩუნებულია ფერიტის გარკვეული რაოდენობა [24].

1000°C-მდე ტემპერატურის აწევისას იწყება აუსტენიტის მარცვლების ზრდა და როგორც წესი, მასში არსებული ნახშირბადის რაოდენობის და საბოლოო სტრუქტურის პლასტიკური თვისებების შემცირება.

აუსტენიტის ზედა ბეინიტად გარდაქმნისას წამყვან ფაზას წარმოადგენს ცემენტიტი. ცემენტიტის კრისტალიზაციის ცენტრების წარმოშობა გაადვილებულია აუსტენიტის მარცვლების საზღვარზე.

ცემენტიტის წარმოქმნილი ფენა იზრდება, გრძელდება და ნახშირბადით აღარიბებს მეზობელ უბნებს. მის გვერდით წარმოიქმნება ფერიტის ფირფიტები, რომლებიც იზრდებიან როგორც სისქეში, ასევე სიგრძეში.

1.4. აუსტენიტიზაციის გავლენა მაღალმტკიცე თუჯების იზოთერმულ წრთობაზე

ლიტერატურული მონაცემების ანალიზმა აჩვენა, რომ ბენიტური მატრიცის სტრუქტურული კომპონენტების თანაფარდობა განსაზღვრავს ბენიტური თუჯების მექანიკურ და საჩამომსხმელო თვისებების დონეს, რომელიც შეიძლება განისაზღვროს ფართო ზღვრებში და სხვადასხვა ფაქტორების გათვალისწინებით. როგორც ცნობილია, ბენიტური თუჯების მეტალური მატრიცა შედგება რბილი აუსტენიტისა და მყარი კარბიდებისაგან [24].

ფოლადების გახურებისას, შემადგენლობით ერთგვაროვანი (ჰომოგენური) აუსტენიტის მისაღებად აუცილებელია ზუსტად იქნას შერჩეული დაყოვნების დრო, რომელიც საკმარისი იქნება აუსტენიტის მარცვლების შიგნით დიფუზიური პროცესების ჰომოგენიზაციისთვის. ამასთან, აუსტენიტის ჰომოგენიზაციის სიჩქარე განპირობებულია მრავალი ფაქტორით - თუჯების თავდაპირველი სტრუქტურა, დეფექტების და სტრუქტურული შემადგენლობის დისპერსულობის ხარისხი, მალეგირებელი ელემენტების არსებობა და ა.შ. ოპტიმალური დარტყმითი სიბლანტე მიიღწევა 900-950°C-მდე აუსტენიტიზაციის ტემპერატურაზე და დაყოვნების დროით 120-180 წთ.

მაგალითად, ოკაბაიასის კვლევებში ჩანს, რომ ნიმუშების დარტყმითი სიბლანტე 20 წთ. დაყოვნების დროით 600°C-ზე უკეთესია, ვიდრე 60 წთ. დაყოვნების დროით 200°C-ზე [25].

დადგენილია, რომ მოშვების ხანგრძლივობის გაზრდით მატულობს თუჯების დარტყმითი სიბლანტე და შესაბამისად კლებულობს სრუქტურაში მიკრობზარების წარმოქმნის ალბათობა [7,8].

აუსტენიტიზაციის ტემპერატურის და პროცესის ხანგრძლივობის გაზრდით მატულობს ნახშირბადის შემცველობა აუსტენიტში, რაც ცვლის იზოთერმული წრთობისას მისი დაშლის მიმართ მდგრადობას [26].

ამასთან, ინტენსიურდება აუსტენიტის მარცვლების კოაგულაციის პროცესი და ნარჩენი აუსტენიტის ნაწილი საბოლოო სტრუქტურაში იზრდება. აუსტენიტიზაციის პროცესი წარმოადგენს თუჯის თერმული დამუშავების პირველ ეტაპს.

აუსტენიტიზაციის პროცესის დროს γ - რკინაში გახსნილი ნახშირბადის რაოდენობა გავლენას ახდენს თუჯების ბეინიტურ გარდაქმნაზე. აუსტენიტიზაციის ტემპერატურის გაზრდა იწვევს აუსტენიტის ნახშირბადით გამდიდრებას და აუსტენიტის მარცვლის კოაგულაციას. აღნიშნული ფაქტორები ზრდიან თუჯის შეწრთობადობას და ამცირებენ ბეინიტური გარდაქმნის სიჩქარეს [27].

ტ.არტიომენკოს მონაცემების თანახმად აუსტენიტიზაციის ტემპერატურის გაზრდა 820-930°C-მდე იწვევს საწყის აუსტენიტში ნახშირბადის კონცენტრაციის მატებას 0.2%-ით, რაც შემდგომ ამცირებს ბეინიტური გარდაქმნის სიჩქარეს. აუსტენიტიზაციაზე გახურების ტემპერატურის გავლენა აუსტენიტში ნახშირბადის რაოდენობაზე დამოკიდებულია გახურების ტემპერატურულ მაქსიმუმზე და დაყოვნების დროზე.

ლითონური ფუძის სრული აუსტენიტიზაციის დრო დამოკიდებულია თუჯის საწყის სტრუქტურაზე: პერლიტური სტრუქტურის მქონე თუჯებისთვის იგი შეადგენს 30წთ-ს, ხოლო ფერიტული სტრუქტურისთვის – პროცესის ხანგრძლივობა იზრდება 2 სთ-მდე. ნარჩენი აუსტენიტის რაოდენობა დიდ გავლენას ახდენს ბეინიტური თუჯების მექანიკურ მახასიათებლებზე. მაღალმტკიცე ბეინიტური თუჯების ოპტიმალური თვისებები მიიღწევა, როდესაც ნარჩენი აუსტენიტის რაოდენობა შეადგენს 18-35%-ს. ნარჩენი აუსტენიტის მაქსიმალური რაოდენობა მაღალმტკიცე თუჯების ლითონურ ფუძეში

ფიქსირდება 400°C -ზე იზოთერმული წრთობისას. ლიტერატურულ წყაროებზე დაყრდნობით დადგენილია, რომ საწყის აუსტენიტში ნახშირბადის ოპტიმალური რაოდენობა შეადგენს 0.6-0.9%-ს [28-31].

მარტენსიტური გარდაქმნა ბოლომდე არ მიმდინარეობს. ამიტომ ნაწრთობ ფოლადებში, რომელთა M_k წერტილი 20°C -ზე დაბალია, ანუ ნახშირბადიან ფოლადებში შემადგენლობით 0.4-0.5%C, არსებობს ნარჩენი აუსტენიტი. რაც უფრო დაბალია M_H და M_k წერტილების ტემპერატურა, მით მეტია ნარჩენი აუსტენიტის რაოდენობა. გამომდინარე აქედან, ნახშირბადის და მალეგირებელი ელემენტების (გარდა C-ს და Al) რაოდენობა უფრო მეტია აუსტენიტში. ფოლადების შემადგენლობაში 0.6-1.0% C-ს არსებობისას, ნარჩენი აუსტენიტის რაოდენობა არ აღემატება 1.0%-ს, ხოლო ფოლადებში, სადაც ნახშირბადის რაოდენობა 1.3-1.5%-ს შეადგენს, იგი 30-50%-ია.

თუ გაციების პროცესს შევაჩერებთ M_H წერტილის ქვევით, მაგ. 20°C -ზე, მაშინ გარდაქმნილი აუსტენიტი გადაციებისას მოცემულ ტემპერატურაზე ხდება უფრო სტაბილური. აუსტენიტის ამგვარი სტაბილიზაცია გამოიხატება ტემპერატურის შემდგომი დაწევით - აუსტენიტის გარდაქმნა მარტენსიტში აღდგება ეტაპობრივად ანუ უფრო დაბალ ტემპერატურაზე და სხვადასხვა ინტენსივობით. საბოლოოდ წარმოქმნილი მარტენსიტის რაოდენობა უფრო ნაკლებია, ვიდრე უწყვეტი გაციებისას. ამგვარი სტაბილიზაცია უფრო ნათლად გამოიხატება M_H - M_k ტემპერატურულ ინტერვალში და დამოკიდებულია გაციების ტემპერატურაზე. ტემპერატურა, რომელზეც ხდება სტაბილიზაციის ამგვარი ეფექტი, აღინიშნება Me -თი. ზოგჯერ სტაბილიზაციის ფენომენს ხსნიან დამაბულობის რელაქსაციით.

დაბალი სიმტკიცის მქონე ნიმუშების ცვეთამედეგობაზე გამოცდამ აჩვენა მაღალი პლასტიკური დეფორმაცია, მაგრამ ამავდროულად დაბალი ცვეთამედეგობა. გარდა ამისა, ფორიან აუსტენიტს შეუძლია დაიცვას გრაფიტის ფორმა დაგრძელებისგან. გრაფიტის მაღალი შემცველობა

უზრუნველყოფს აუსტენიტის სტაბილიზაციას, რათა მარტენსიტის წარმოქმნის შემთხვევაში დავიცვათ იგი მყიფე დაზიანებებისაგან [24].

ცვეთის პირობებში გრაფიტის ჩანართები გარკვეულწილად ასრულებენ მყარი საპოხის როლს. გარდა ამისა მიმდინარეობს შთანთქმის პროცესი და ამის ხარჯზე ნარჩუნდება თხევადი საპოხი, რაც უზრუნველყოფს მასალის კარგ ცვეთის საწინააღმდეგო თვისებებს.

მოცემულ სამუშაოში შესწავლილი იქნა სხვადასხვა სახის ბენიტური მატრიცის მქონე მაღალმტკიცე თუჯების ტრიბოლოგიური თვისებები და მათი მიკროლეგირება მშრალი ცვეთის პირობებში.

სხვადასხვა საზღვრებზე განლაგებული ელემენტები დიდ გავლენას ახდენს აუსტენიტის დაშლის პროცესზე. ბენიტური გარდაქმნა უფრო სწრაფად მიმდინარეობს ლითონური მატრიცის იმ უბნებში, რომლებიც ესაზღვრებიან გრაფიტულ ჩანართებს. აქედან გამომდინარე მიზანშეწონილია, რომ გრაფიტული ჩანართების რაოდენობა იყოს ოპტიმიზირებული და მათ შორის მანძილი - მინიმიზირებული. გარდა ამისა აღსანიშნავია, რომ მარცვლის სიდიდე დიდ გავლენას ახდენს თუჯების ბენიტურ გარდაქმნაზე და შესაბამისად წვრილდისპერსულ სტრუქტურაში ბენიტური გარდაქმნა უფრო სწრაფად ვითარდება [31-34].

ცნობილია, რომ კარბიდწარმომქმნელი ელემენტების ლიკვაცია იწვევს თვისებების ანიზოტროპიას და მექანიკური თვისებების შემცირებას [35-38].

სამსხმელო წარმოებისთვის დამახასიათებელია სხმულების საკმაოდ მაღალი დეფექტიანობა, რაც უარყოფით გავლენას ახდენს მის ეფექტურობაზე. ეს ხშირად აფერხებს პერსპექტიული აუსტენიტური და აუსტენიტურ-ბენიტური თუჯების ფართო საწარმოო გამოყენებას. თუჯების ცხლად პლასტიკური დეფორმაცია იძლევა ზემოაღნიშნული დეფექტების ნაწილობრივი გამოსწორების საშუალებას.

1.5. მაღალმტკიცე თუჯების ცხლად პლასტიკური დეფორმაცია

წინა საუკუნის 40-იანი წლებიდან მოყოლებული აპრობირებული იქნა მაღალმტკიცე თუჯების დეფორმირების სხვადასხვა ტექნოლოგიური სქემა, რის შედეგადაც დადგინდა, რომ თუჯების პლასტიკური დეფორმაცია გამოირჩევა გარკვეული სპეციფიკით და მნიშვნელოვნად ცვლის სხმული ნამზადების სტრუქტურასა და თვისებებს. აღსანიშნავია, რომ კვლევების ჩატარებისას არ იყო გათვალისწინებული თუჯის, როგორც გრაფიტული ჩანართების მქონე საკონსტრუქციო მასალის, სპეციფიკა. ჩატარებულ სამუშაოში გამოკვლეული იქნა სხვადასხვა შემადგენლობის თუჯები და დეფორმაციის განსხვავებული ტექნოლოგიური სქემები, რის გამოც კვლევის შედეგები რთულად შესადარებელია.

თუჯების ცხლად დეფორმაციის მეთოდები უზრუნველყოფენ სხვადასხვა სახის სტრუქტურების ფორმირებას დეფორმაციის ხარისხის და ტემპერატურის რეგულირების ხარჯზე.

მიღებული მონაცემების თანახმად, ფარდობითი წაგრძელების საშუალო მაჩვენებელი 1030°C-ზე შეადგენს 70,3%, 1050°C-ზე - 60%-ს და 1070°C-ზე - 19%-ს. ამგვარად თუჯების მაქსიმალური პლასტიკურობის ტემპერატურული ინტერვალი იცვლება 1000-1050°C-ის ფარგლებში. ამასთან, ნიმუშების მაქსიმალური წაგრძელება მიიღწევა 1030°C-ზე. ჩატარებული კვლევების თანახმად დადასტურდა მაღალმტკიცე თუჯების პლასტიკური დეფორმაციის უნარი, ფოსფორისა და გოგირდის დაბალი შემცველობა, გრაფიტული ჩანართების სფეროიდული, კომპაქტური ფორმები, ფორების ჩაჯდომის და სხვა სხმული დეფექტების არარსებობა, რომლებიც შეიძლება ჩაითვალოს ბზარების ჩასახვის ადგილებად [40].

გ.ბერაძის ნაშრომში ნაჩვენებია, რომ დაბალსილიციუმისანი ალუმინისანი თუჯები ხასიათდებიან მაღალი ტექნოლოგიური პლასტიკურობით და ადვილად ექვემდებარებიან ცხლად გლინვას. ერთ გავლაზე დეფორმაციის ხარისხი აღწევს 30%-ს. ასეთი მაღალი მაჩვენებლები უზრუნველყოფილია თუჯების შემადგენლობაში

სილიციუმის ალუმინით ნაწილობრივი ჩანაცვლებით. თუჯების ალუმინით ლეგირებას გააჩნია უარყოფითი მხარეებიც – ნადნობში ოქსიდების წარმოქმნა და გრაფიტული ჩანართების სფეროიდიზაციის ხარისხის გაუარესება [51].

დაბალსილიციუმის ალუმინის თუჯების გლინვის ოპტიმალური სიჩქარე შეადგენს 0.9-1.2მ/წმ. გლინვის ოპტიმალური ტემპერატურა იცვლება 930-950°C-მდე. შენადნობების ეს ჯგუფი ცხლად პლასტიკური დეფორმაციის და იზოთერმული წრთობის პროცესების შეთავსების საშუალებას იძლევა, რაც უზრუნველყოფს თუჯების სტრუქტურის და თვისებების მართვის ინტერვალის გაზრდას. ნამზადის შემოდნობის თავიდან ასაცილებლად ცხლადი პლასტიკური დეფორმაციისას ზედა ტემპერატურული ზღვარი არ უნდა აღემატებოდეს 1000°C-ს, ხოლო მინიმალური ტემპერატურა - 850°C-ს.

თუჯის სილიციუმით ლეგირება იწვევს რეკრისტალიზაციის ზღვრის ამაღლებას, რის შედეგადაც ლითონის პლასტიკური მდგომარეობა მიიღწევა უფრო მაღალ ტემპერატურაზე. ზემოაღნიშნულიდან გამომდინარე, პლასტიკური დეფორმაციის ტემპერატურა 1050-900°C-ის ზღვრებში მერყეობს [41].

როგორც ცნობილია, წნევით დამუშავებისას ტემპერატურული ინტერვალი იწვევს თუჯების დამუშავების პროცესის გართულებას [42].

თუჯის პლასტიკური დეფორმაციისას გრაფიტული ჩანართები განიცდიან თავიანთი ნორმის ცვლილებას. მაგ: უმნიშვნელო დეფორმაციის დროს იგი თითქმის შეუმჩნეველია, ხოლო როდესაც მისი მაჩვენებელი 50%-ზე მეტია, იგი იღებს წაგრძელებულ ფორმას. დეფორმაციის დროს მასალებში არსებული გრაფიტული ჩანართები არაერთგვაროვანია. მათი წაგრძელებული ფორმის დაფიქსირება შესაძლებელია მხოლოდ დეფორმაციის მიმართულების გასწვრივ. აღსანიშნავია, რომ პლასტიკური დეფორმაციის დროს უმჯობესდება თუჯების მექანიკური და საექსპლუატაციო თვისებები.

სფერული ფორმის გრაფიტის მქონე თუჯების თვისებებზე დიდ გავლენას ახდენს მათი ქიმიური შემადგენლობა. მაგ. 0.1-0.5% ალუმინით ლეგირებული თუჯები განიცდიან 90% პლასტიკურ დეფორმაციას, მოლიბდენით 0.1%-მდე ლეგირება იწვევს მასალის სიმტკიცის პროპორციულ ზრდას $\approx 20\%$ -ით. აქედან გამომდინარე, დეფორმირებადი სფეროიდული ფორმის გრაფიტის მქონე თუჯები წნევით და თერმული დამუშავების რეჟიმების ოპტიმიზაციის საშუალებას იძლევა [43].

თუჯებზე აუსტენიტის მაღალტემპერატურული დეფორმაცია მნიშვნელოვან გავლენას ახდენს ბენიტური გარდაქმნის პროცესზე. ყოველივე ეს გამოწვეულია აუსტენიტში ნახშირბადის დიფუზური გადაადგილების ცვლილებით [44-46].

დიდი ინტერესი გამოიწვია ბენიტური გარდაქმნისას ცხელი პლასტიკური დეფორმაციის გავლენის შესწავლამ სფეროიდული გრაფიტის მქონე თუჯების თერმომექანიკურ თვისებებზე და გლინვის ტექნოლოგიის გაუმჯობესებამ.

ლიტერატურული წყაროებიდან ჩანს, რომ ბენიტური გარდაქმნის პროცესზე დიდ გავლენას ახდენს სფეროიდული გრაფიტის მქონე თუჯების ქიმიური შემადგენლობა და იზოთერმული წრთობის ტემპერატურა [47-49].

თუჯების მაღალტემპერატურული დეფორმაცია იწვევს ბენიტური გარდაქმნის სიჩქარის შემცირებას ანუ მოქმედებს როგორც დამამუხრუჭებელი.

ცნობილია, რომ თუჯების პლასტიკური დეფორმაცია მნიშვნელოვნად აუმჯობესებს მის მექანიკურ მახასიათებლებს [50].

1.6. მაღალტემპერატურული ბენიტური თუჯების ტრიბოლოგიური მახასიათებლები

განვითარების საერთო ტენდენცია და თანამედროვე სატრანსპორტო საშუალებების სრულყოფა ითვალისწინებს სიმძლავრის და მოძრაობის სიჩქარის გაზრდას, რის გამოც უფრო აქტუალური ხდება სამუხრუჭე სისტემების პრობლემის კვლევა და გაუმჯობესება. სამუხრუჭე სისტემების

ელემენტები უნდა აკმაყოფილებდნენ რიგ მოთხოვნებს, რომელშიც იგულისხმება უსაფრთხო დამუხრუჭება, დამუხრუჭების დრო, შესაძლო შენელება და სხვადასხვა სახის ნორმატივების დაკმაყოფილება დამუხრუჭებისას. უახლოესი მომავლისთვის ფრიქციული მუხრუჭები დარჩება სამუხრუჭე სისტემების ერთ-ერთ ყველაზე გავრცელებულ სახეობად. აქედან გამომდინარე, პრიორიტეტულ ამოცანად რჩება მაღალი ენერგოტევადობის სამუხრუჭე სისტემების შემუშავება. ამჟამად სამუხრუჭე დისკების დასამზადებლად გამოიყენება მხურვალმედეგი ფოლადი 20X13. ამ მასალისთვის დამახასიათებელია შედარებით დაბალი თბოგამტარობის კოეფიციენტი. ამიტომ მოძრაობის სიჩქარის გაზრდით მკვეთრად იზრდება ამ დეტალების დატვირთვა.

მაღალი სიმძლავრის სამუხრუჭე სისტემების შემუშავებისას ძალზე პერსპექტიულია ბენიტიური თუჯების გამოყენება, რომლებიც საშუალოდ ლეგირებულ ფოლადებთან შედარებით, გამოირჩევიან მაღალი თბო-ფიზიკური და მექანიკური თვისებებით.

ავტომობილების გამართულობა უზრუნველყოფს მთლიანობაში საგზაო მოძრაობის უსაფრთხოებას, რაც ძირითადად განპირობებულია სამუხრუჭე სისტემების კონსტრუქციით და წარმოებისთვის გამოყენებული მასალების საექსპლუატაციო თვისებებით.

პროცესები, რომლებიც დამოკიდებულია ცვეთის პარამეტრებზე, ლოკალიზებულია ფენების ზედაპირებზე, რამაც შეიძლება გამოიწვიოს მეორეული სტრუქტურების წარმოქმნა, რომლებიც ცვეთის პირობებში განსხვავებულად მოქმედებენ ცვეთა-ფრიქციონალურ მახასიათებლებზე. ეს ყოველივე გათვალისწინებულ უნდა იქნას სამუხრუჭე სისტემების მასალების თვისებების ოპტიმიზაციისათვის.

ახალი, ტრიბოლოგიური თვისებების მქონე მასალების შექმნა-შემუშავება წარმოადგენს თანამედროვე მასალათმცოდნეობის ერთ-ერთ პერსპექტიულ მიმართულებას. ამ ამოცანის გადაწყვეტა შესაძლებელია თუჯების და ფოლადების შემადგენლობების ცვლილებით, თერმული

დამუშავების ახალი რეჟიმების შემუშავებით და ასევე მასალის დამუშავების ახალი ტექნოლოგიების გამოყენებით.

ლიტერატურული წყაროების საფუძველზე დადგენილია, რომ თანამედროვე სამუხრუჭე სისტემების დასამზადებლად მაღალმტკიცე ბენიტური თუჯები წარმოადგენენ ერთ-ერთ ყველაზე პრესპექტიულ საკონსტრუქციო მასალას.

ბენიტური თუჯების გამოყენების ეფექტურობა მნიშვნელოვნადაა დამოკიდებული სტრუქტურული კომპონენტების თანაფარდობების სწორ შერჩევაზე, რადგანაც ისინი მკვეთრად განსხვავდებიან ერთმანეთისგან ფიზიკო-მექანიკური თვისებებით (ქვედა ბენიტი, ზედა ბენიტი, მარტენსიტი და სხვადასხვა ელემენტების კარბიდები).

ცვეთის კოეფიციენტი და ზედაპირის ცვეთის ინტენსიობა მეტწილად დამოკიდებულია მორეაგირე უბნების სტრუქტურაზე. აქედან გამომდინარე, ადგეზიის შესამცირებლად სასურველია, რომ ამ უბნების კონტაქტური ზედაპირები სტრუქტურის მიხედვით იყოს ჰეტეროგენული, დაკავებული ფართობით – ოპტიმალური და მაღალი მექანიკური თვისებების მქონე. ფაქტური კონტაქტის ფართობის შემცირება იწვევს ცვეთის კოეფიციენტის სიდიდის კლებას [11].

მრავალი მკვლევარის მიერ დადგენილია, რომ მაღალნახშირბადიანი მარტენსიტის და ნარჩენი აუსტენიტის მეტასტაბილური სტრუქტურები ხასიათდებიან უფრო მაღალი აბრაზიული ცვეთამედეგობით, ვიდრე სპეციალური კარბიდებით განმტკიცებული სტაბილიზირებული აუსტენიტური სტრუქტურების მქონე თუჯები [52].

თუჯის 1-1.2%-მდე ვანადიუმით ლეგირება იწვევს მაღალნახშირბადიანი აუსტენიტის აბრაზიული ცვეთამედეგობის გაზრდას 70%-ით. აქედან გამომდინარე, თუჯის სტრუქტურაში მეტასტაბილური აუსტენიტის არსებობა დადებით გავლენას ახდენს მისი დარტყმითი სიბლანტის მახასიათებლებზე.

მშრალი ცვეთის პირობებში აუსტენიტის ნახშირბადით გადაჯერება 0.8%-ზე მეტი რაოდენობით, იწვევს თუჯის ცვეთამდეგობის შემცირებას მოხახუნე ზედაპირების გამყიფების გამო [52].

მასალების ტრიბოლოგიური მახასიათებლები დამოკიდებულია არა მხოლოდ მათ ფიზიკო-მექანიკურ თვისებებზე, არამედ ცვეთის პირობებზეც. აქედან გამომდინარე, ცვეთის პროცესის შესწავლისას გამოცდის პირობები უნდა იყოს მაქსიმალურად მიახლოებული რეალურთან.

სხვა სახეობებთან შედარებით მასალის აბრაზიული ცვეთის ინტენსივობა მინიმუმ 10-ჯერ აღემატება ანალოგიურ მაჩვენებლებს სხვადასხვა პირობებში.

მრავალი ლიტერატურული წყაროს საფუძველზე შეიძლება ითქვას, რომ შენადნობის ცვეთამდეგობა არ არის ერთგვაროვნად დამოკიდებული მისი სისალის მაჩვენებლებზე. სისალესა და ცვეთამდეგობას შორის კავშირს ადგილი აქვს მხოლოდ იმ შემთხვევაში, როდესაც მასალის სისაღე გაზრდილია გარკვეული ფაქტორების ზემოქმედების ხარჯზე:

- კარბიდული ფაზების შემცველობის გაზრდა;
- თერმული დამუშავება;
- ქიმიკო - თერმული დამუშავება.

ზემოაღნიშნული ცვეთამდეგობის კანონზომიერებანი აღსანიშნავია მხოლოდ ცალკეული სტრუქტურის მქონე შენადნობებისთვის. ერთნაირი სისალის მქონე შენადნობები გამოირჩევიან შედარებით უფრო მაღალი ცვეთამდეგობით. ცნობილია, რომ მასალის ან შენადნობის სისაღე გავლენას ახდენს ცვეთამდეგობაზე, მაგრამ აუცილებელია სხვა დამხმარე ფაქტორების არსებობაც, ვინაიდან შენადნობების აბრაზიულ ცვეთას ძირითად შემთხვევაში თან სდევს ფრიქციული ან მოცულობითი გახურება და მათი ცვეთამდეგობა ძირითადად დამოკიდებულია საექსპლუატაციო პირობებზე [53].

ამასთან, მასალის ცვეთამედეგობა ყოველთვის არ არის დამოკიდებული მის სისალზე, რადგანაც სხვადასხვა სისალის დროს აღინიშნება განსხვავებული ცვეთამედეგობის პარამეტრები. აზრთა ასეთ სხვადასხვაობას მივყავართ იმ დასკვნამდე, რომ არ არსებობს ერთიანი აზრი მასალის სისალის დამოკიდებულებისა ცვეთამედეგობაზე. ერთნაირი სისალის მქონე მასალები შეიძლება განსხვავდებოდნენ პლასტიკური თვისებების მახასიათებლებით და შესაბამისად ცვეთამედეგობითაც [54].

ვინაიდან აბრაზიული ცვეთის პროცესი მიმდინარეობს ორ ეტაპად - ზედაპირზე ნაწილაკების შეჭრა და მათი გადაადგილება, შესაბამისად ცვეთამედეგობა დამოკიდებული უნდა იყოს მასალის იმ თვისებებზე, რომელიც განკარგავს ამ ორი პროცესის წარმართვას. ავტორების აზრით მასალის ცვეთამედეგობა დამოკიდებულია სხვადასხვა მახასიათებლებზე: სიმტკიცის ზღვარი, დენადობის ზღვარი, დარტყმითი სიბლანტე, რღვევის სიბლანტე, დრეკადობის მოდული და ასევე მექანიკური თვისებების კომპლექსი [55].

აქედან გამომდინარე, ერთადერთი დასკვნის გამოტანაა შესაძლებელი – მექანიკურ მახასიათებლებსა და მასალის ცვეთამედეგობას შორის საერთო კანონზომიერების დადგენა შეუძლებელია. მაგალითად, ცვეთამედეგობაზე მნიშვნელოვან გავლენას ახდენს შენადნობში ნახშირბადის არსებობა. წყაროების საფუძველზე დადგენილია, რომ შენადნობში ნახშირბადის შემცველობა უფრო მკვეთრად ზრდის მასალის ცვეთამედეგობას, ვიდრე მისი ცვეთის პარამეტრის გაზრდა თერმული დამუშავების ხარჯზე. რკინანახშირბადიანი შენადნობების ცვეთამედეგობის გაზრდის მეორე გზას წარმოადგენს სხვადასხვა ელემენტით ლეგირება, მაგრამ ამ პროცესთან დაკავშირებითაც არ არსებობს უტყუარი დასაბუთებანი. ასევე ლეგირების პროცესის დროს გათვალისწინებული უნდა იყოს სტრუქტურული ცვლილებები და შენადნობის სტრუქტურული მდგომარეობა, ვინაიდან ცვეთამედეგობის პარამეტრების რეგულირება იწვევს მიკროსტრუქტურის ცვლილებას [56].

მკვლევართა აზრით, ყველაზე მაღალი ცვეთამედეგობით გამოირჩევა მარტენსიტური სტრუქტურის მქონე მასალები. ცვეთამედეგი რკინანახშირბადიანი შენადნობებისთვის მარტენსიტის ალტერნატივად შეიძლება ჩაითვალოს მხოლოდ აუსტენიტური და ბეინიტური სტრუქტურები. მათი ცვეთის პარამეტრების გაზრდა შესაძლებელია აუსტენიტური ფუძის გამოყენებით [57].

აუსტენიტური სტრუქტურის მიღება შესაძლებელია ნახშირბადისა და სხვა მალეგირებელი ელემენტების შემცველობის ცვლილებით ფართო ზღვრებში. აუსტენიტში ნახშირბადის რაოდენობა შეიძლება აღწევდეს 2.14%-ს. ნახშირბადის განსხვავებული თანაფარდობების არსებობით შესაძლებელია აუსტენიტური შენადნობების სხვადასხვა ცვეთამედეგობის მიღება. თერმული დამუშავების პროცესში მიიღება განსხვავებული სტაბილურობის მქონე აუსტენიტი, იმის გათვალისწინებით, თუ რა რაოდენობითაა წრთობისას საერთო ნახშირბადი და სხვა მალეგირებელი ელემენტები. აუსტენიტის სტაბილურობის ცვლილებით შეიძლება შეიცვალოს მასალის ცვეთამედეგობის მახასიათებლებიც. ლ.ს. მალინოვისა და ა.პ.ჩეილახის კვლევების საფუძველზე დადგინდა, რომ მეტასტაბილური აუსტენიტური სტრუქტურის მქონე შენადნობები აბრაზიული ცვეთის პირობებში გამოირჩევიან მაღალი ცვეთამედეგობით. აქედან გამომდინარე, აუსტენიტური სტრუქტურის მქონე შენადნობების ცვეთამედეგობა მნიშვნელოვნადაა დამოკიდებული ცვეთის პირობებზე. მაგალითად, დარტყმით აბრაზიულ ცვეთაზე გამოცდისას თეთრი თუჯების სტრუქტურაში აუსტენიტის მაღალი შემცველობა ზრდის მის ცვეთამედეგობას დაბალი დარტყმითი ენერგიის ხარჯზე, მაგრამ მაღალი დარტყმითი ენერგიის არსებობისას აუსტენიტის გავლენა ცვეთის პარამეტრებზე უარყოფითია. შეიძლება ითქვას, რომ აუსტენიტური სტრუქტურის მქონე შენადნობები გამოირჩევიან მაღალი ცვეთამედეგობის პარამეტრებით. მასალის ცვეთამედეგობის გასაზრდელად მნიშვნელოვან რეზერვს წარმოადგენს კარბიდული ფაზების არსებობა. მრავალ

ლიტერატურულ წყაროში აღნიშნულია, რომ კარბიდული ფაზების არსებობა იწვევს მასალის ცვეთამდეგობის გაზრდას. ამასთან, განსხვავებული შემადგენლობის მქონე შენადნობებში კარბიდების სხვადასხვა თვისება გავლენას არ ახდენს მისი ცვეთის მახასიათებლებზე, რადგანაც კარბიდების სისაღე მნიშვნელოვნად უფრო მაღალია, მასალის ფუძესთან შედარებით. სხვა წყაროებში აღნიშნულია, რომ კარბიდული ფაზების შემცველობის უმნიშვნელო ცვლილება დიდ გავლენას არ ახდენს მასალის ცვეთამდეგობის პარამეტრებზე, ხოლო კარბიდული ფაზების თანაბარი რაოდენობა იწვევს მისი დისპერსიულობის ხარისხის ზრდას და შესაბამისად სისაღის და ცვეთის მაჩვენებლების გაზრდას. ცემენტიტის ცვეთამდეგობის ამაღლება დამოკიდებულია გამცვეთავი ზედაპირის წნევაზე. დადგენილია, რომ ერთფაზიანი ცემენტიტის ცვეთამდეგობა მაღალია 0,15მპა წნევის პირობებში. შენადნობების ცვეთამდეგობის პარამეტრების მნიშვნელოვნად გასაზრდელად იყენებენ სპეციალური დანიშნულების კარბიდებს ან კარბიდწარმოქმნელ ელემენტებს, მაგალითად 10%-მდე ქრომით ლეგირება. აბრაზიული ცვეთის პირობებში დარტყმითი დატვირთვების დროს დიდი მნიშვნელობა ენიჭება კარბიდების ფორმას და მეტალური ფუძის სტრუქტურას. ამგვარი პირობების შემთხვევაში მაღალი ცვეთამდეგობით გამოირჩევიან აუსტენიტი-მარტენსიტული შენადნობები საშუალო ზომის კარბიდების შემცველობით. ამ შემთხვევაში კარბიდები უზრუნველყოფენ მაღალ ცვეთის პარამეტრებს, ხოლო მეტალური ფუძე ამუხრუჭებს ნაწილაკების აშრევებას დარტყმისას.

მკვლევარების უმრავლესობა დიდ დროს უთმობს ფოლადების და თუჯების წინააღმდეგობის გაწევის უნარს აბრაზიული ცვეთის პირობებში, რაშიც დიდ როლს ასრულებს კარბიდები – სტრუქტურის შედარებით სალი შემადგენლები. ამასთან, დიდი როლი ენიჭება მეტალურ მატრიცას, რომლის ძირითადი ფუნქციაა აბრაზიული ნაწილაკების მიმართ მდგრადობა და კარბიდების შეკავება. რკინანახშირბადიანი შენადნობების

თავისებურებანი დამოკიდებულია კარბიდებზე და მატრიცის სამ სახეობაზე: ფერიტული, მარტენსიტული და აუსტენიტური. გამონაკლისს არ წარმოადგენენ ევტექტოიდური პროდუქტები და ბენიტური გარდაქმნები, ვინაიდან ისინიც წარმოადგენენ α -მყარ ხსნარს სხვადასხვა დისპერსულობის კარბიდული ჩანართებით.

აუსტენიტური სტრუქტურების მქონე რკინანახშირბადიანი შენადნობების ცვეთამდეგობის კვლევა დღესაც ინარჩუნებს თავის აქტუალობას, ვინაიდან მკვლევართა ნაწილი ცვეთამდეგობის პარამეტრების შესწავლისას ურთიერთსაპირისპირო მონაცემებს აქვეყნებს. ზეევტექტოიდურ Fe-C შენადნობებში აუსტენიტური სტრუქტურის მიღება შესაძლებელია ერთფაზა γ -არედან წრთობით. აუსტენიტურ სტრუქტურაში მარტენსიტის და კარბიდული ჩანართების წარმოქმნის ალბათობის გამოსარიცხად შენადნობში ზუსტად უნდა იყოს დაცული ნახშირბადის რაოდენობა. ნარჩენი აუსტენიტის რაოდენობა წრთობის პროცესის შემდეგ განპირობებულია მარტენსიტური გარდაქმნის დაწყების ტემპერატურით M_H . ამასთან ერთად M_H ტემპერატურა დამოკიდებულია საწყის აუსტენიტში ნახშირბადის რაოდენობაზე. აუსტენიტში, რომლისთვისაც M_H გარდაქმნა იწყება 50°C -ზე, ნახშირბადის მაქსიმალური რაოდენობა შეადგენს 0.1%-ს. გარდაქმნის შედეგად სტრუქტურაში აღინიშნება 70% ნარჩენი აუსტენიტი. თუ აუსტენიტში ნახშირბადის რაოდენობა აღწევს 2%-ს, მარტენსიტური გარდაქმნის დაწყების ტემპერატურა M_H იწევს 20°C -მდე, რის შედეგადაც ნაწრთობი შენადნობის სტრუქტურა სრულად ინარჩუნებს აუსტენიტურ მდგომარეობას.

აბრაზიული ცვეთისას შენადნობში მოხახუნე ზედაპირების სტრუქტურაში აღინიშნება მოცულობითი ცვლილებები. მეტალური მასალების რღვევის თავისებურებას წარმოადგენს პლასტიკური დეფორმაცია, რომელიც გამოწვეულია დისლოკაციების გადაადგილებით გარე ძალების ზემოქმედების შედეგად და მათი თავმოყრით სხვადასხვა წინააღმდეგობებთან. მასალის რღვევა იწყება, როდესაც დისლოკაციების

სიმკვრივე აღწევს კრიტიკულ მნიშვნელობას ანუ მასალის ზედაპირული შრეები ცვეთის პროცესში იმყოფებიან მაქსიმალურად განმტკიცებულ მდგობარეობაში. მიუხედავად იმისა, რომ ცვეთის პროცესში ადგილი აქვს ნებისმიერი სახის სტრუქტურული მდგენელის (ფერიტი, აუსტენიტი, ცემენტიტი) პლასტიკურ დეფორმაციას, მათი ცვეთამდეგობა სხვადასხვა პირობებში არსებითად განსხვავდება ერთმანეთისგან. მაქსიმალური ცვეთამდეგობის მახასიათებლებით გამოირჩევა აუსტენიტი, რომლის სისალე მნიშვნელოვნად დაბალია, ვიდრე მარტენსიტი. პირველად იქნა დაფიქსირებული არალეგირებული რკინანახშირბადიანი შენადნობების აუსტენიტის ცვეთამდეგობა. მაგრამ მრავალი მეცნიერის მიერ იყო აღნიშნული ზოგიერთი არალეგირებული შენადნობის აუსტენიტური სტრუქტურის ცვეთამდეგობა. ფაზური გარდაქმნები წარმოადგენენ მექანიზმს, რომლის საშუალებითაც ხდება მასალის მიკრომოცულობების განმტკიცების პროცესი [56].

პლასტიკური დეფორმაციის გარკვეულ მომენტში შიდა დაძაბულობა აღწევს კრიტიკულ ზღვარს და იწყება დეფორმაციული $\gamma - \alpha$ გარდაქმნა. წარმოქმნილი მარტენსიტის ჩანართები ბლოკავენ მაღალი სიმკვრივის დისლოკაციების მქონე აუსტენიტს, რაც გამორიცხავს დისლოკაციების გადაადგილების საშუალებას დაბლოკილ მოცულობებში და იცავს მას გარე ზემოქმედებებისაგან. ამავდროულად, მარტენსიტის ჩანართები წარმოადგენენ ახალ წინააღმდეგობას, რომელიც იწვევს დისლოკაციების თავმოყრას და პროცესის განმეორებას.

მარტენსიტული სტრუქტურის მისაღებად ხორციელდება შენადნობების წრთობა ერთფაზიანი γ -უბნიდან, რისთვისაც აუცილებელია მარტენსიტული გარდაქმნის ტემპერატურა. მაღალ ტემპერატურაზე (900-950°C) დაყოვნება წრთობის წინ იწვევს აუსტენიტში ნახშირბადის რაოდენობის გაზრდას, რის შედეგადაც წრთობის შემდეგ ხდება სტრუქტურაში აუსტენიტის (ნარჩენი აუსტენიტი) შემცველობის გაზრდა. Fe-C სისტემის მდგომარეობის თანახმად შესაძლებელია მხოლოდ

2.0-2.1% ნახშირბადის გახსნა 1130°C-ზე. ნახშირბადის ასეთი კონცენტრაციის დროს მარტენსიტური გარდაქმნის ტემპერატურა 20°C-ია. ეს ყოველივე, თეორიულად იძლევა შენადნობის მთლიანი აუსტენიტური სტრუქტურის მიღების საშუალებას ნახშირბადის 2.14% შემცველობით. პრაქტიკულად ამ პროცესს აფერხებს გრაფიტიზაცია, რომელიც არალეგირებულ რკინანახშირბადიან შენადნობებში იწყება უშუალოდ ცემენტიტის გახსნის შემდეგ. ეს ყოველივე იწვევს აუსტენიტის გადარიბებას ნახშირბადისგან, რაც იწვევს მარტენსიტური გარდაქმნის ტემპერატურის გაზრდას და შესაბამისად წრთობის შემდეგ სტრუქტურაში აუსტენიტის შემცველობის შემცირებას. 1130°C ტემპერატურაზე მაღალნახშირბადიანი აუსტენიტის არსებობის ალბათობა მცირეა. ამიტომ ნაწრთობი არალეგირებული რკინანახშირბადიანი შენადნობების აუსტენიტური სტრუქტურის მიღება შესაძლებელია მხოლოდ მცირე ზომის ნიმუშებზე, დროის და ტემპერატურული დაყოვნების ზუსტად გათვალისწინებით. აქედან გამომდინარე, არალეგირებული რკინანახშირბადიანი შენადნობების გამოყენება, როგორც ცვეთამდეგი მასალის, თეორიულად შესაძლებელია, მაგრამ პრაქტიკულად მათი გამოყენების ალბათობა არსებობს. სხვადასხვა სახის ნაკეთობებისთვის აუსტენიტური სტრუქტურის მიღება შესაძლებელია გრაფიტიზაციის პროცესის შენელებით, მალეგირებელი ელემენტების შეყვანის ხარჯზე. რკინანახშირბადიანი შენადნობების მეტალური ფუძის სტრუქტურის მაქსიმალური ცვეთამდეგობის პარამეტრებით გამოირჩევა მაღალნახშირბადიანი არასტაბილური აუსტენიტი. აღსანიშნავია, რომ ლეგირების არარსებობის შემთხვევაში Fe-C სისტემაში შესაძლებელია მხოლოდ მაღალნახშირბადიანი არასტაბილური აუსტენიტის მიღება.

სტაბილურობის ხარისხის ცვლილება და ნახშირბადის შემცველობა იძლევა ოთხი სახის აუსტენიტური მდგომარეობის მიღების საშუალებას:

- დაბალნახშირბადიანი სტაბილური;
- მაღალნახშირბადიანი სტაბილური;

- დაბალნახშირბადიანი არასტაბილური;
- მაღალნახშირბადიანი არასტაბილური.

ჩამოთვლილთაგან მაღალი ცვეთამდეგობის პარამეტრებით გამოირჩევიან მხოლოდ მაღალნახშირბადიანი არასტაბილური აუსტენიტები. მალეგირებელი ელემენტების შეყვანისას მცირდება ნახშირბადის ოპტიმალური რაოდენობა, რაც თავისთავად იწვევს ცვეთამდეგობის მახასიათებლების შემცირებას. აქედან გამომდინარე, ცვეთამდეგი შენადნობების მეტალურ ფუძეში მალეგირებელი ელემენტების რაოდენობა უნდა იყოს მინიმალური. კარბიდშემცველი შენადნობების გამოყენება, როგორც ცვეთამდეგი მასალის, ყოველთვის არ არის გამართლებული. ეს გამოწვეულია შემდეგი მიზეზით - კარბიდული ჩანართების ირგვლივ არსებული მეტალური ფუძის ზოგიერთი უბანი გაღარიბებულია ნახშირბადისა და მალეგირებელი ელემენტებისგან, ამიტომ შეუძლებელია მაქსიმალური ცვეთამდეგობის მიღწევა.

შენადნობები რკინის ფუძეზე წარმოქმნიან შემდეგი სახის კარბიდულ ნაერთებს:

- ❖ Fe_3C , Mn_3C , $Cr_{23}C_6$, Fe_3Mo_3C , Cr_7C_3 , Fe_3W_3C - კარბიდების პირველი კლასი;
- ❖ Mo_2C , W_2C , WC , VC , TiC , NbC , TaC , Ta_2C , ZrC - კარბიდების მეორე კლასი.

ელემენტებს, კარბიდებს, რომელთაც გააჩნია ერთნაირი ქიმიური ფორმულა, აქვთ ერთმანეთში ხსნადობის უნარი. ფოლადებში და თუჯებში გვხვდება ექვსი სახის კარბიდები:

- ❖ Me_3C , $Me_{23}C_6$, Me_7C_3 , Me_6C - კარბიდების პირველი კლასი;
- ❖ MeC , Me_2C - კარბიდების მეორე კლასი.

სხვადასხვა სახის კარბიდების სიმტკიცე განისაზღვრება კრისტალური გისოსის თვისებებით.

Me_3C კარბიდების სიმტკიცე შეადგენს 1000-1100 HV, $Me_{23}C_6$ -ის - 1200-2300 HV, Me_2C -ის - 1500-2000 HV. Me_7C_3 კარბიდი გამოირჩევა

მნიშვნელოვნად მაღალი სისალის მაჩვენებლით – 1400-2400 HV, ხოლო MeC-ის სისალე 1800-3200 HV-ს შეადგენს. ცხადია, რომ მასალის ცვეთამდეგობის გასაზრდელად გამოყენებული უნდა იყოს მხოლოდ ის კარბიდები, რომელთა სისალის მაჩვენებელი აღემატება მეტალური ფაზის სისალისას.

ზემოაღნიშნულადან ჩანს, რომ მაღალნახშირბადიანი არასტაბილური აუსტენიტი აბრაზიული ცვეთის პირობებში განიცდის განმტკიცებას 1250 HV-მდე. მასალის ცვეთამდეგობის გასაზრდელად მიზანშეწონილია Me_7C_3 და Me_3C კარბიდების გამოყენება. მაღალქრომიან თუჯებში კარბიდული ფაზების რაოდენობამ შეიძლება მიაღწიოს 70%-ს (4,68 % C და 16 % Cr). კარბიდების ასეთი რაოდენობით არსებობის შემთხვევაში თითქმის შეუძლებელია მეტალური ფუძის სტრუქტურული მდგომარეობის ცვლილების ხარჯზე ცვეთამდეგობისა და მექანიკური მახასიათებლების კონტროლი. ამასთან აღსანიშნავია, რომ ასეთი შენადნობების ცვეთამდეგობა არც ისე მაღალია, როგორც მოსალოდნელი იყო. ეს განპირობებულია დიდი, პირველადი კარბიდების რღვევით აბრაზიულ ნაწილაკებთან ურთიერთკავშირის შედეგად. ქრომით ლეგირებული რკინანახშირბადიანი შენადნობების ცვეთამდეგობის გასაზრდელად პერსპექტიულ ხერხს წარმოადგენს კარბიდული ფაზების შემადგენლობის გაზრდა, რომელიც შეინარჩუნებს აუსტენიტური ფუძის მაღალი ცვეთამდეგობის მახასიათებლებს. დადგენილია, რომ X12 (2.2 % C, 12% Cr) სტანდარტული ფოლადი ამ ოპტიმალურ თანაფარდობებთან მაქსიმალურად მიახლოვების საშუალებას იძლევა. წრთობის შემდეგ 1075°C-ზე ფოლადის სტრუქტურაში 11-13% კარბიდული ფაზაა. ამასთან, მეტალური ფუძე შეიცავს 80% არასტაბილურ აუსტენიტს. X12 ფოლადი მოცულობითი ჭედვის საშუალებას იძლევა, რის შედეგადაც კარბიდული ფაზა დისპერსირდება და თანაბრად ნაწილდება მთელ მოცულობაში, რაც იწვევს დეტალის სიმყიფის მნიშვნელოვნად შემცირებას.

თუჯების სტრუქტურაში კარბიდული ჩანართების არსებობა ცვეთის ზედაპირზე იწვევს მიკრორელიეფის წარმოქმნას, რაც იწვევს მაღალმტკიცე თუჯების ტრიბოლოგიური მახასიათებლების გაუმჯობესებას.

1.7. დასკვნები და კვლევის ამოცანები

ბენიტური თუჯების გამოყენების ეფექტურობა შეიძლება გაიზარდოს მათი მეტალური მატრიცის სტრუქტურირებით. ეს ყოველივე განპირობებულია მასალების სტრუქტურის მდგომარეობით და ფუნქციონალური თვისებებით, რომელთა ფაზური კომპონენტების ცვლილება შესაძლებელია ფართო ზღვრებში.

ახალი შენადნობების შემუშავების და მათი საექსპლუატაციო პირობების შეცვლის გამო ბენიტური თუჯების მიკროსტრუქტურის ოპტიმიზაცია ინარჩუნებს თავის აქტუალობას. დიდ ინტერესს წარმოადგენს შენადნობების მიკროლევირების და იზოთერმული წრთობის პროცესების გაერთიანების ეფექტურობის შესწავლა, სტრუქტურის დისპერსულობის გაზრდის და თუჯების ლითონურ მატრიცაში დისპერსული განმამტკიცებელი ფაზების ფორმირების მიზნით. მაგ. ბორიდები, კარბიდები, ნიტრიდები და ა.შ.

აღსანიშნავია, რომ ბენიტური სტრუქტურის მისაღებად აუცილებელი ელემენტების – Cu, Ni და Mo გამოყენება ლევირებისათვის, მნიშვნელოვნად აძვირებს ტექნოლოგიურ პროცესს. ამ მხრივ აქტუალობას ინარჩუნებს ამ ელემენტების ჩასანაცვლებლად მიმართული კვლევები, რაც მნიშვნელოვნად გააუმჯობესებს ბენიტური სტრუქტურის მიღების ტექნოლოგიურ პროცესებს.

ლიტერატურულ მონაცემებზე დაყრდნობით, ჩვენი აზრით, უფრო მაღალფუნქციურ გავლენას მოახდენს ბორის მიკროდანამატები, რადგანაც ბორის მიკროდანამატები აწვრილმარცვლოვნებენ სტრუქტურას, ზრდიან თუჯების შეწრთობადობას, წარმოქმნიან მარცვლების საზღვრებზე განლაგებულ დისპერსულ ფაზებს – კარბიდებს, ნიტრიდებს,

კარბონტრიდებს და აჩქარებენ ნახშირბადის დიფუზიის სიჩქარეს ლითონურ ფუძეში.

ცნობილია, რომ ბორის მიკროდანამატები დადებით გავლენას ახდენენ თუჯების სტრუქტურაზე და ძირითად მახასიათებლებზე, მაგრამ პრაქტიკულად მათი ეფექტურობა ბენიტური სტრუქტურის ფორმირებაზე პრაქტიკულად შეუსწავლელია. ზემოაღნიშნულიდან გამომდინარე სამუშაოს მიზანს წარმოადგენს: ახალი ეკონომიურად ლეგირებული მაღალმტკიცე ბენიტური თუჯის მიღების ტექნოლოგიის შემუშავება.

დასახული მიზნის მისაღწევად ნაშრომში შესწავლილი იქნება შემდეგი ძირითადი ამოცანები:

- მაღალმტკიცე Si-იანი თუჯის ბორით მიკროლეგირება;
- თუჯების ცხლად პლასტიკური დეფორმაციის გავლენა მათ სტრუქტურულ პარამეტრებზე;
- ბორის მიკროდანამატების გავლენა ბენიტური სტრუქტურების წარმოქმნაზე;
- ეკონომიურად ლეგირებული თუჯების ცვეთამედეგობა მშრალი ხახუნით სრიალის პირობებში.

2. შედეგები და მათი განსჯა

2.1. სილიციუმის მალაქტაციე თუჯის ბორით მიკროლეგირების ტექნოლოგიის შემუშავება

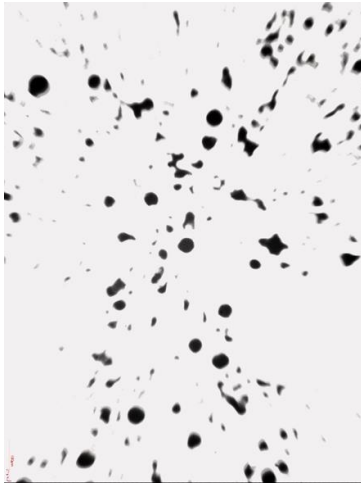
კვლევის ობიექტად შერჩეული იქნა თუჯი, სილიციუმის შემცველობით 2,2-2,4%, რომელიც როგორც ცნობილია ხასიათდება მაღალი ბზარმედევობით, რაც მეტად მნიშვნელოვანია ბენიტურ სტრუქტურაში მიკრობზარების წარმოქმნის საშიშროების თავიდან ასაცილებლად [1-3].

გადასაკეთებელი თუჯის დნობა წარმოებდა 50კგ ტევადობის მყავე ამონაგიან ინდუქციურ ღუმელში. გრაფიტული ჩანართების გლობულიზაციისათვის აპრობირებული იქნა თუჯის მოდიფიცირების ორი სხვადასხვა მეთოდი:

- Al-Mg-იანი ლიგატურით;
- გრანულირებული ლითონური მაგნიუმით.

პირველი მეთოდის მიხედვით ხდებოდა გამდნარი თუჯის გადახურება 1430°C-მდე, რის შემდეგაც თხევადი ლითონი ჩამოსხმებოდა წინასწარ გახურებულ ციხვში, რომლის ფსკერზეც მოთავსებული იყო Al-Mg-იანი ლიგატურა 3% ოდენობით. ციხვიდან თუჯის ჩამოსხმა ხორციელდებოდა სიფონური წესით სპეციალურად გამზადებულ ფორმებში.

მეორე მეთოდით გამდნარი თუჯის მოდიფიცირება მიმდინარეობდა ფლოროვან კერამიკაში მოთავსებული ლითონური მაგნიუმით 1320-1330°C-ზე, გრაფიტის ზარის საშუალებით. ნაღობის ქვედა ფენების დამუშავება მაგნიუმის ორთქლით გრძელდებოდა 5-6 წთ-მდე, რის შემდეგაც ხდებოდა თხევადი ლითონის დამუშავება 0,5 % FeSi-ით, გადახურება 1400°C-ზე და ციხვში ჩასხმა. ფლოროვანი კერამიკული მასალის გამოყენება უზრუნველყოფდა თხევად ლითონში მაგნიუმის ორთქლის თანაბარ განაწილებას და ნაღობის ღრმად განგოგირდებას. სურ. 1-ზე მოყვანილია ორივე მეთოდის გამოყენების შედეგად მიღებული თუჯის მიკროსტრუქტურები.



ა) X100



ბ) X100

სურ. 1. მოდიფიცირებული თუჯების მიკროსტრუქტურა

ა) Al-Mg-იანი ლიგატურით; ბ) Mg -ის ორთქლით

მიღებული მონაცემებიდან დადგინდა, რომ Al-Mg-იანი ლიგატურით მოდიფიცირება ვერ უზრუნველყოფს გრაფიტული ჩანართების სრულ სფეროიდიზაციას და ლითონის ღრმა განგოგირდებას, ხოლო მაგნიუმის ორთქლით მოდიფიცირებისას მისი ათვისების ხარისხი შეადგენდა 85-90%-ს და მიიღწეოდა სტრუქტურაში იზოლირებული, გლობულარული გრაფიტული ჩანართების თანაბარი განაწილება. გოგირდის რაოდენობა მაგნიუმით დამუშავებულ თუჯებში აღწევს 0.003%-ს, რაც ათჯერ უფრო ნაკლებია Al-Mg-იანი ლიგატურით დამუშავებულ თუჯებთან შედარებით. ამასთან დაკავშირებით, შემდგომ კვლევებში გამოყენებულ იქნა ლითონური მაგნიუმით მოდიფიცირების მეთოდი.

ბენიტური სტრუქტურების მისაღებად ფართოდ გამოყენებული ძვირადღირებული და დეფიციტური მალეგირებელი ელემენტების ჩასანაცვლებლად წარმოდგენილ ნაშრომში შესწავლილი იქნა ბორის მიკროდანამატების გავლენა მაღალმტკიცე თუჯის სტრუქტურასა და თვისებებზე. თუჯის ბორით მიკროლეგირებისათვის გამოყენებული იქნა 17%-იანი FeB. თუჯში ბორის მაქსიმალური რაოდენობის დასადგენად გამოდნობილ იქნა სხვადასხვა შემცველობის მიკროდანამატიანი (0.02-0.04%B) შენადნობები. გამდნარი თუჯის 1400°C-მდე გადახურების შემდეგ

დუმელში შეყვანილ იქნა 0.1-0.2%FeB. ბორის ათვისების ხარისხი შეადგენდა 90%-ს. მიკროლეგირებული თუჯი ციციხვის საშუალებით ისხმებოდა ფორმებში. დადგინდა, რომ თუჯები 0.04% B-ის შემცველობით ხასიათდებიან ცუდი მექანიკური დამუშავების უნარით და მისი შემცველობის ზედა ზღვარი შეადგენს 0.03%-ს.

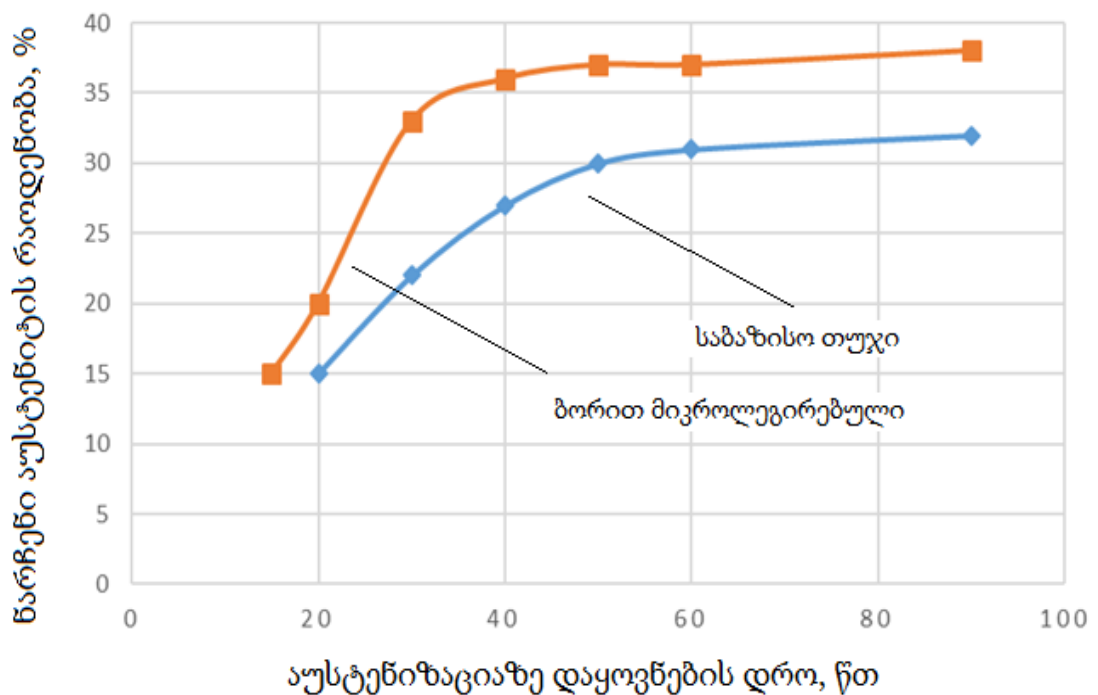
ეკონომიურად ლეგირებული თუჯების გამოდნობისას ბორით მიკროლეგირება ხდებოდა შენადნობის დუმელში მაგნიუმით მოდიფიცირების შემდეგ. ბორი უზრუნველყოფს გრაფიტული ჩანართების დაწვრილმარცვლოვნებას.

2.2. ბორის მიკროდანამატების გავლენა მაღალმტკიცე თუჯის აუსტენიტიზაციის პროცესზე

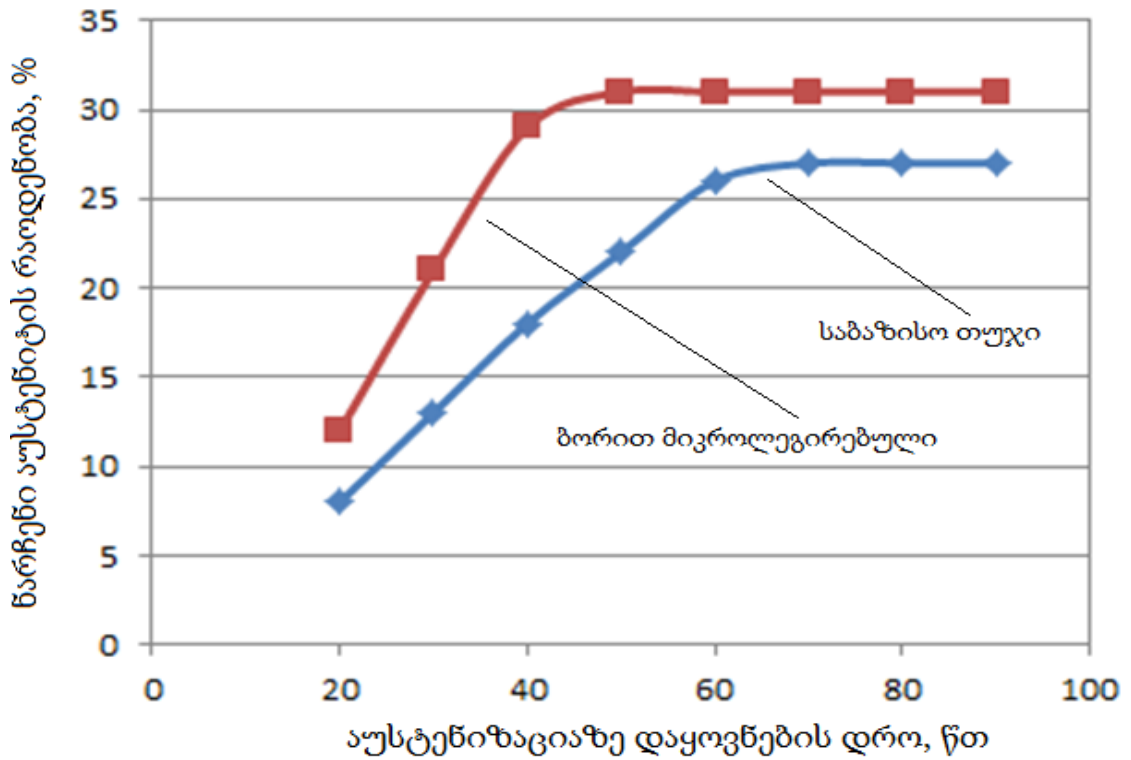
დასახული მიზნის მისაღწევად შესწავლილი იქნა ბენიტური სტრუქტურების ფორმირების თავისებურებანი მაღალმტკიცე სილიციუმთან თუჯებში. როგორც აღვნიშნეთ, სილიციუმის შემცველობა საბაზო თუჯებში იცვლებოდა 2.2-2.4 % -მდე. რადგანაც ბენიტური თუჯის მიღების ტექნოლოგიური პროცესი მოიცავს ორ სტადიას – აუსტენიტიზაციას და შემდგომ იზოთერმულ წრთობას, ექსპერიმენტების მსვლელობისას კვლევის პირველ ეტაპზე შესწავლილი იქნა საბაზისო და ბორით მიკროლეგირებული თუჯების აუსტენიტიზაციის პროცესები. აუსტენიტიზაციას ვატარებდით 900°C ტემპერატურაზე, რომელიც ჩვენი აზრით, ოპტიმალურია აუსტენიტის მარცვლის კოაგულაციის შემცირების და ნახშირბადით გაჯერების თვალსაზრისით. აუსტენიტიზაციაზე დაყოვნების ხანგრძლივობა იცვლებოდა 20-90 წთ-მდე. ექსპერიმენტული თუჯების იზოთერმული დაყოვნების ტემპერატურა შეადგენდა 300°C. დაბალნახშირბადიანი აუსტენიტი არამდგრადია თუჯის იზოთერმული წრთობისას. ნახშირბადით გაჯერება იწვევს აუსტენიტის მდგრადობის გაზრდას ბენიტური გარდაქმნის პროცესში. აქედან გამომდინარე, ნარჩენი აუსტენიტის რაოდენობა ასახავს აუსტენიტის ნახშირბადით გაჯერების ხარისხს 900°C დაყოვნებისას.

ნახ. 1-ზე მოყვანილი მონაცემების მიხედვით ბორით მიკროლეგირება იწვევს აუსტენიტში ნახშირბადის დიფუზიის გაზრდას, რის შედეგადაც საწყისი აუსტენიტის გაჯერების დრო მცირდება 25-30%-ით, რაც გამოიხატება 300°C-ზე 30 წთ-იანი დაყოვნებით იზოთერმული წრთობის შედეგად მიღებული ნარჩენი აუსტენიტის რაოდენობის მუდმივობით. ექსპერემენტული თუჯების აუსტენიტიზაციის ხანგრძლივობის ზედა ზღვარი შეადგენს 60 წთ-ს. ნიმუშების უფრო მეტი დროით დაყოვნების შემთხვევაში მიმდინარებს აუსტენიტის მარცვლების კოაგულაცია, რაც იწვევს მასალის ფიზიკო-მექანიკური მახასიათებლების გაუარესებას.

ნახ. 2-ზე ნაჩვენებია აუსტენიტიზაციაზე დაყოვნების დროის გავლენა ნარჩენი აუსტენიტის რაოდენობაზე საბაზისო და ბორით მიკროლეგირებულ თუჯებში და აუსტენიტიზაციის დროის გავლენა ბენიტური სტრუქტურის წარმოქმნაზე 430°C-ზე 30 წთ-იანი დაყოვნებით.

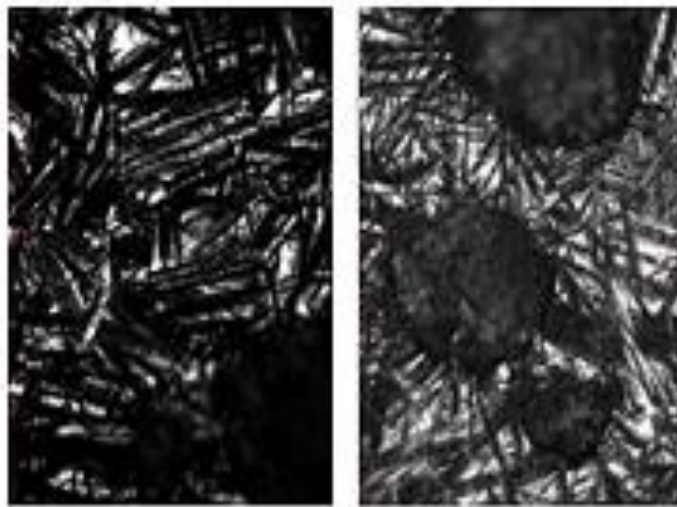


ნახ.1. საბაზისო და მიკროლეგირებული მაღალმტკიცე თუჯების აუსტენიტიზაციის დროის გავლენა ნარჩენი აუსტენიტის რაოდენობაზე 300°C-ზე იზოთერმული წრთობისას



ნახ.2. საბაზისო და მიკროლეგირებული მაღალმტკიცე თუჯების აუსტენიტიზაციის დროის გავლენა ნარჩენი აუსტენიტის რაოდენობაზე 430°C-ზე იზოთერმული წრთობისას

სურ. 2-ზე წარმოდგენილია 300°C-ზე 20 წთ-იანი დაყოვნებით იზოთერმულად ნაწრთობი ნიმუშების მიკროსტრუქტურები საბაზისო და ბორით მიკროლეგირებულ თუჯებში.



ა) X1000

ბ) X1000

სურ.2. 300°C-ზე 20 წთ-იანი დაყოვნებით იზოთერმულად ნაწრთობი ბეინიტური თუჯის მიკროსტრუქტურები:
 ა) საბაზისო; ბ) ბორით მიკროლეგირებული.

2.3. მაღალმტკიცე თუჯის ცხლად პლასტიკური დეფორმირებადობის შესწავლა

ბოლო ათეულ წლებში დამუშავდა თუჯების ახალი შემადგენლობები და თერმული დამუშავების მეთოდები. თუჯის ახალი კომპოზიციების თვისებები მნიშვნელოვნად გაიზარდა და მიუახლოვდა ფოლადისას. გარდა ამისა, თუჯი უფრო იაფი მასალაა, მისი ჩამოსხმის ტექნოლოგია ფოლადთან შედარებით ადვილია (კარგად ავსებს საჩამოსხმო ფორმას), თუჯის დეტალები კარგად აქრობენ ვიბრაციებს და სხვ.

მრავალი წელია მიმდინარეობს მნიშვნელოვანი გამოკვლევები სხვადასხვა დანიშნულების თუჯების ტექნოლოგიური პროცესების შესწავლის მიზნით. ამჟამად კვლევები შეიძლება გაგრძელდეს ქვემოთ მოყვანილი მიმართულებებით, რომლებიც შეიცავენ ტექნოლოგიური პროცესის ყველა ძირითად ეტაპს: გამოდნობა, ჩამოსხმა, თერმული დამუშავება და სხვ.

1. **მაღალმტკიცე თუჯები** მიიღება მოდიფიცირებით და სპეციალური თერმული დამუშავებით, გამოიყენება საპასუხისმგებლო დეტალების დასამზადებლად. მაგალითად, აგრეგატების დგანებისათვის, მძიმე პირობებში მომუშავე კბილანებისათვის, კომუნალურ მეურნეობაში (სხვადასხვა დანიშნულების ჭები, წყალსაცავების ფარები და სხვ.);
2. **ლეგირებული თუჯები** - ამჟამად მიმდინარეობს ქრომიანი და სილიციუმისანი უჟანგავი თუჯების შემუშავება;
3. **ბენიტური თუჯები** - ახალი მასალაა, მიღებული მაგნიუმით მოდიფიცირების შედეგად. ამ მიმართულებით ინტენსიური მუშაობა მიმდინარეობს რიგ სამრეწველო ქვეყნებში. ბოლო წლებში ჩატარებული კვლევების შედეგად დამუშავებულია ბენიტური თუჯების მიღების ტექნოლოგიური პროცესები. მიღებული ბენიტური თუჯის მიკროსტრუქტურა წვრილმარცვლოვანია, თანაბრად განაწილებული გრაფიტის გლობულარული ჩანართებით. შესაძლებელია მიკროსტრუქტურის ზომების რეგულირება

თერმული დამუშავების საშუალებით. ეს მასალა კარგად მუშაობს ცვეთამედეგობაზე როგორც ოთახის, ისე 300°C-მდე ტემპერატურაზე;

4. **დეფორმირებადი თუჯები** - ახალი სიტყვაა მრეწველობაში. დამუშავებულია შესაბამისი ტექნოლოგიური პროცესები და ჩატარებულია სპეციალური თუჯების გლინვა და ექსტრუზია. კერძოდ, მაღალი ტექნოლოგიური პლასტიკურობა ახასიათებს დაბალსილიციუმთან მაღალმტკიცე თუჯებს. ეს ტექნოლოგია ინოვაციურია, ვინაიდან გვაქვს შესაძლებლობა ნამზადის ჩამოსხმის შემდეგ ერთბაშად დავტვიფროთ რთული კონფიგურაციის დეტალები, არსებული ტექნოლოგიური პროცესიდან ამოვავდეთ რიგი გადასვლები და დავამზადოთ დეტალი უფრო იაფი მასალისგან.

როგორც ცნობილია, ბოლო ათეული წლების განმავლობაში დიდი ყურადღება ეთმობა ახალი კლასის საკონსტრუქციო მასალების შექმნა-შემუშავებას – მაღალმტკიცე დეფორმირებადი თუჯები. ეს განპირობებულია იმით, რომ ცხლად პლასტიკური დეფორმაციის მეთოდების გამოყენება თუჯის დეტალების დასამზადებლად ტექნოლოგიური პროცესების ინტენსიფიკაციის საშუალებას იძლევა, ამცირებს შენადნობის დანაკარგს და აუმჯობესებს მათ მექანიკურ მახასიათებლებს.

გარდა ამისა, ცხლად პლასტიკური დეფორმაციის შეთავსება თერმული დამუშავების ტექნოლოგიებთან, აფართოებს დეტალების წარმოების ტექნოლოგიურ შესაძლებლობებს.

ამავდროულად, არასაკმარისადაა შესწავლილი თუჯების დეფორმირებადობა და ცხლად პლასტიკური დეფორმაციის გავლენა სტრუქტურწარმოქმნის პროცესებზე.

წარმოდგენილ სამუშაოში შესწავლილი იქნა ბორით მიკროლეგირებული მაღალმტკიცე თუჯების ტექნოლოგიური პლასტიკურობა. გამოცდილი იყო თუჯების ორი ჯგუფი:

- ლითონური მაგნიუმით მოდიფიცირებული თუჯი;
- Al-Mg -იანი ლიგატურით მოდიფიცირებული თუჯი.

ლიტერატურული მონაცემების საფუძველზე და ჩატარებული ექსპერიმენტებით დადგინდა, რომ მოდიფიცირებული თუჯების პლასტიკურობა მაღალ ტემპერატურებზე, 700-1000°C დიაპაზონში, საკმარისია იმისთვის, რომ მოხდეს გრაფიტის ჩანართების დეფორმაცია. თუჯების ლითონური ფუძის პლასტიკური დეფორმაციის თვალსაზრისით 920-980°C ტემპერატურული ინტერვალი ოპტიმალურია.

ამ მიზნით გამოსაცდელი სხმული ნიმუშები ($\phi=30\text{მმ}$, $l=25\text{სმ}$) ხურდებოდა მუფელის ლუმელში 950°C-ზე 30წთ-ის დაყოვნებით. აღნიშნული დაყოვნების ხანგრძლივობა უზრუნველყოფს მასალის გამჭოლ, თანაბარ გახურებას და არ იწვევს ნახშირბადით აუსტენიტის დიფუზურ გაჯერებას. ამავდროულად, ნიმუშების ზედაპირის გაუნახშირბადიანების თავიდან ასაცილებლად ლუმელში თავსდებოდა გრაფიტის ფირფიტები, რომელთა წვის შედეგად წარმოიქმნებოდა CO-ს შემცველი დამცავი გარემო. 950°C-ზე გახურებული ნიმუშები იგლინებოდა ლაბორატორიულ საგლინავ დგანზე სიჩქარით 0.2-0.3 მ/წმ, საფეხურებრივი მოჭიმვით და ნიმუშის შუალედური გახურებით.

ცხრილი 1. მაღალმტკიცე თუჯის ცხლად პლასტიკური დეფორმაციის პარამეტრები

გავლათა რაოდენობა	ნამზადის საწყისი ზომა, მმ.	ფარდობითი მოჭიმვა, %.	აბსოლუტური მოჭიმვა, მმ.	ნამზადის მიღებული სისქე, მმ
1	30	22	6,6	23,4
2	23,4	33,7	8,2	15,5
3	15,5	27	4,3	11,2

როგორც ცხრილი 1-ის მონაცემებიდან ჩანს, თუჯის მოჭიმვის ხარისხი პირველ გავლაზე შეადგენდა 22%-ს, შუალედური გახურების შემდგომ მეორე გლინვის ფარდობითი დეფორმაციის ხარისხი აღწევდა

33,7%-ს და საბოლოო მოჭიმვის მაჩვენებელი დაფიქსირდა 27%-ის ფარგლებში.

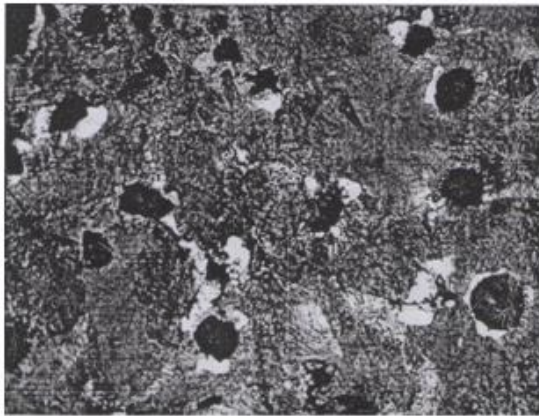
თუჯის 62,7%-ით ჯამური დეფორმაციის შედეგად ნამზადის საბოლოო სისქე დაყვანილი იქნა 12მმ-დე. ნამზადის ზედაპირზე არ შეინიშნებოდა არანაირი მიკრობზარები (სურ.3).

ცხლად პლასტიკური დეფორმაცია 4.2-4.5%-ით ზრდის ბორით მიკროლევირებული მაღალმტკიცე თუჯების სიმკვრივეს.

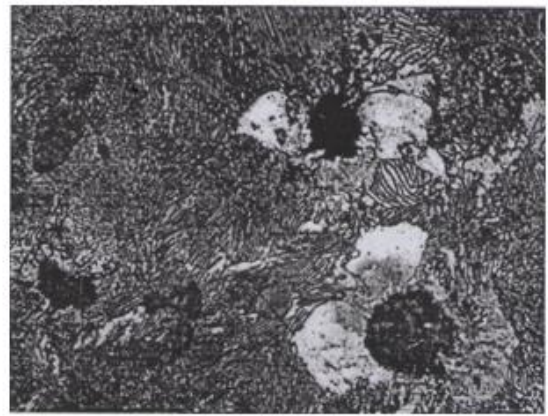


სურ. 3. გაგლინული თუჯის ნამზადი

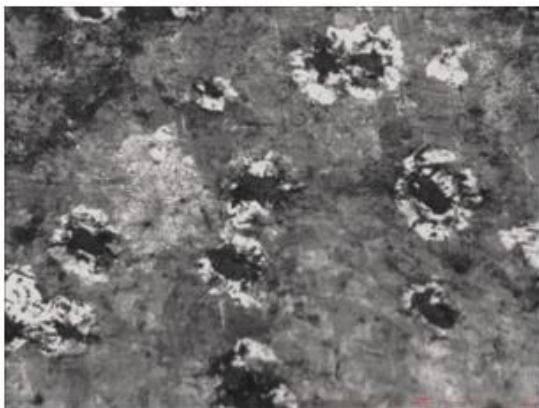
ცხლად პლასტიკური დეფორმაცია იწვევს ლითონური სტრუქტურის დისპერსიულობის ხარისხის გაზრდას. გაგლინული ნიმუშების მეტალოგრაფიული ანალიზით დადგინდა, რომ გრაფიტული ჩანართების ფორმა იწყებს წაგრძელებას, როდესაც ცხლად დეფორმირებული ნიმუშების მოჭიმვის ხარისხი აჭარბებს 30%-ს. მოჭიმვის ხარისხის ზრდასთან ერთად მიმდინარეობს გრაფიტული ჩანართების წაგრძელება დეფორმაციის მიმართულებით. კვლევის შემდგომ ეტაპზე დეფორმირებულ ნიმუშებს უტარდებოდა იზოთერმული წრთობა შუალედურ ტემპერატურულ ინტერვალში. ბორით მიკროლევირებული სხმული და დეფორმირებული მაღალმტკიცე თუჯების მიკროსტრუქტურები წარმოდგენილია სურ. 4-ზე.



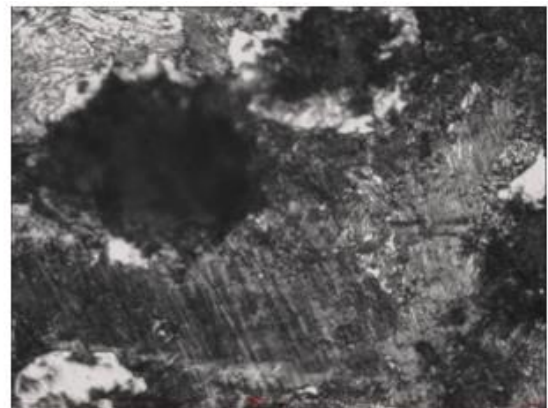
ა) X100



ბ) X400



გ) X100



დ) X400



ე) X100



ვ) X400

სურ. 4. ზორით მიკროლევირებული მაღალმტკიცე თუჯის მიკროსტრუქტურა

ა, ბ - სხმული თუჯის სტრუქტურა;

გ, დ - თუჯის სტრუქტურა 20%-ით დეფორმაციის შემდეგ;

ე, ვ - თუჯის სტრუქტურა 62,7%-ით დეფორმაციის შემდეგ;

ექსპერემენტალურად დადგინდა, რომ Al-Mg-იანი ლიგატურით მიღებული მაღალმტკიცე თუჯი ხასიათდება დაბალი ტექნოლოგიური პლასტიკურობით, ვინაიდან ცხლად პლასტიკური დეფორმაცია იწვევს ნიმუშების მყიფე რღვევას (სურ. 5).



სურ. 5. Al-Mg- იანი ლიგატურით მიღებული მაღალმტკიცე თუჯის ნაგლინი

ეს გამოწვეულია თუჯში გოგირდის მაღალი შემცველობით, რაც იწვევს მასალის წითელმეტეხობას. სსსტც „დელტას“ საწარმოო სიმძლავრეებზე გამოცდილი იყო ბორით ეკონომიურად ლეგირებული თუჯი სხვადასხვა დეტალების სატვიფვრად. ნიმუშები ხურდებოდა კამერულ ღუმელში 950°C-მდე და შემდგომში იტვიფრებოდა დამხმარე სამარჯვების გარეშე. დეტალების ცალკეული მოცულობების დეფორმაციის ხარისხი აღემატებოდა 70%-ს. მიღებული დეტალები მოყვანილია სურ. 6-ზე.



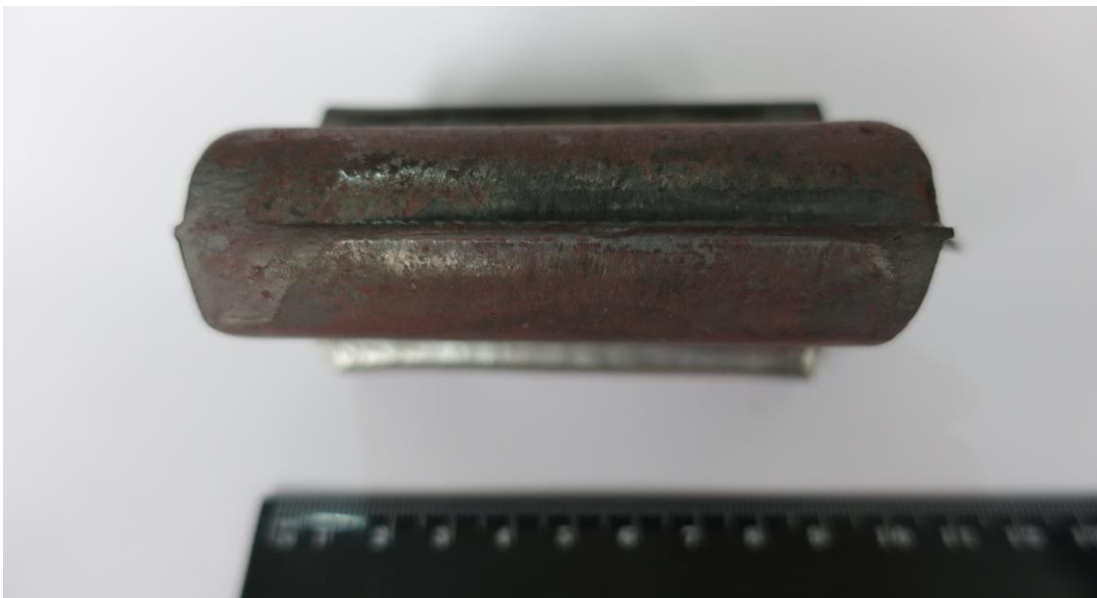
ა) ნატვიფერი მილტუნა



ბ) ნატვიფერი ქურო



გ) ნატვიფერი ქანწყურა



დ) ნატვიფერი ხუნდი

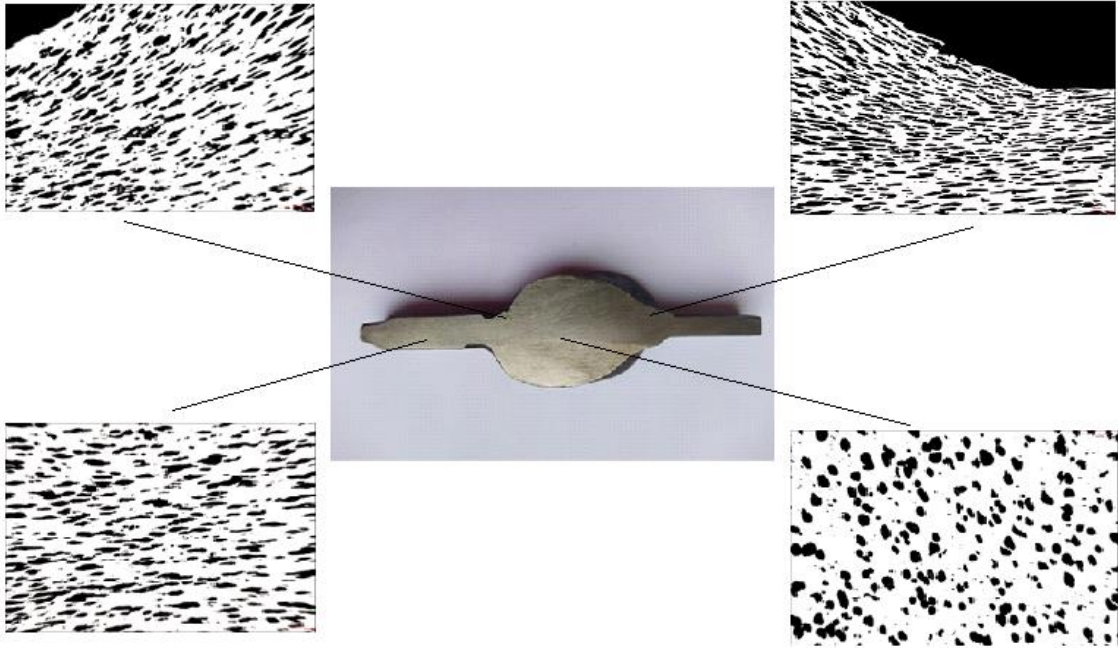


ე) ნატვიფრი ქიმურა

სურ. 6. ნატვიფრი დეტალები

ნატვიფრი დეტალებისთვის დამახასიათებელია გრაფიტული ჩანართების განსხვავებული ფორმა, რაც განპირობებულია სხვადასხვა მიკრომოცულობების დეფორმაციის ხარისხის სიდიდით (სურ. 7).

თხევადი თუჯის ლითონური მაგნიუმით მოდიფიცირება და 0.03 %-ით ბორით მიკროლეგირება უზრუნველყოფს მაღალმტკიცე თუჯის ღრმა განგოგირდებას და მაღალტექნოლოგიურ პლასტიკურობას. მიღებულ მონაცემებზე დაყრდნობით შეიძლება დავასკვნათ, ბორის მიკროდანამატიანი მაღალმტკიცე თუჯები შეიძლება გამოყენებულ იქნას სხვადასხვა დანიშნულების დეტალების მისაღებად როგორც სამსხმელო ტექნოლოგიების გამოყენებით, აგრეთვე ცხლად პლასტიკური დამუშავების მეთოდებით - გლინვა, ტვიფრა, ექსტრუზია. აღნიშნული მეთოდების გამოყენება არ მოითხოვს დამატებით დანახარჯებს სამარჯვების და სხვა დამხმარე მოწყობილობების დასამზადებლად.



სურ. 7. ნატვიფრი დეტალის მიკროსტრუქტურები

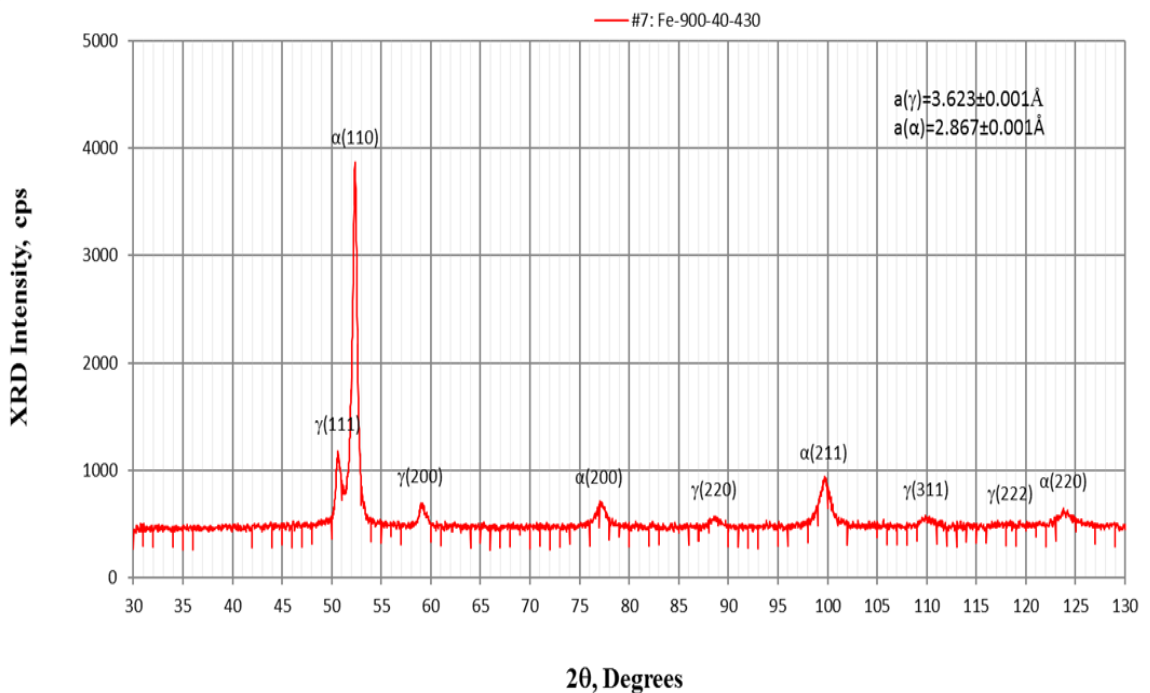
შეგვიძლია დავასკვნათ, რომ შემუშავებულია სფერული ფორმის გრაფიტის მქონე მიკროლეგირებული თუჯების შემადგენლობა და იზოთერმული დამუშავების ტექნოლოგიური პროცესი, რომელიც იძლევა ბენიტური სტრუქტურის მიღების საშუალებას თუჯების მეტალურ ფუძეში მაღალი სიმტკიცით და სპეციალური თვისებებით.

2.4. ბორით მიკროლეგირებულ თუჯებში ბენიტური სტრუქტურების ფორმირების შესწავლა შუალედურ ტემპერატურულ ინტერვალში

ცნობილია, რომ ბენიტური სტრუქტურის მისაღებად აუცილებელია საბაზისო თუჯის Cu, Ni და Mo-ით ლეგირება, რომელშიც სპილენძის შემცველობა ხშირ შემთხვევაში შეადგენს 1.5-2%-ს. ჩამოთვლილი ელემენტები წარმოადგენენ ძვირადღირებულ და დეფიციტურ მასალებს, რაც ზრდის მიღებული პროდუქტის თვითღირებულებას. გარდა ამისა, სპილენძის გამოყენება არ არის მიზანშეწონილი ეკოლოგიური თვალსაზრისით. ამიტომ ერთ-ერთ პრიორიტეტულ მიმართულებად მიიჩნევა უსპილენძო და ეკონომიურად ლეგირებული ახალი მაღალმტკიცე ბენიტური თუჯების შემუშავება. ზემოაღნიშნულიდან გამომდინარე,

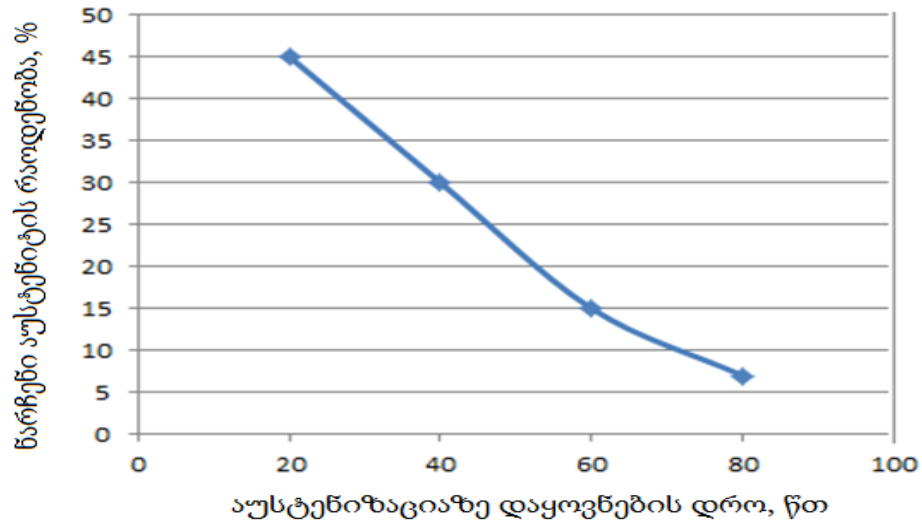
სადისერტაციო ნაშრომში შესწავლილია ბორის მიკროდანამატების გავლენა მაღალმტკიცე თუჯების ბენიტური სტრუქტურის ფორმირებაზე. ამ მიზნით კვლევის საწყის ეტაპზე გამოკვლეულია ფაზური და სტრუქტურული გარდაქმნები მაღალმტკიცე სილიციუმისანი თუჯების იზოთერმული წრთობისას.

სხვადასხვა სახის სტრუქტურის მისაღებად იზოთერმული წრთობის ტემპერატურა იცვლებოდა 220-450°C -ის დიაპაზონში. ნიმუშების 900°C-ზე წინასწარი აუსტენიტიზაციის ხანგრძლივობა შეადგენდა 60წთ-ს. საექსპერემენტო ნიმუშების დაყოვნების ხანგრძლივობა იცვლებოდა 1-60 წთ-მდე. იზოთერმულად ნაწრთობი ნიმუშების სტრუქტურის შესასწავლად გამოყენებული იყო მეტალოგრაფიული და რენტგენოსტრუქტურული ანალიზი. ბენიტური თუჯების დიფრაქტოგრამების ინტერფერენციული მაქსიმუმების გაშიფვრის და იდენტიფიცირების საშუალებით ფიქსირდებოდა ნარჩენი აუსტენიტის და ბენიტური ფაზების თანაფარდობა. მიღებული მონაცემების საფუძველზე აგებულ იქნა შესაბამისი დამოკიდებულების დიაგრამები. ბენიტური თუჯების ტიპური რენტგენოდიფრაქტოგრამა წარმოდგენილია ნახ. 3-ზე.



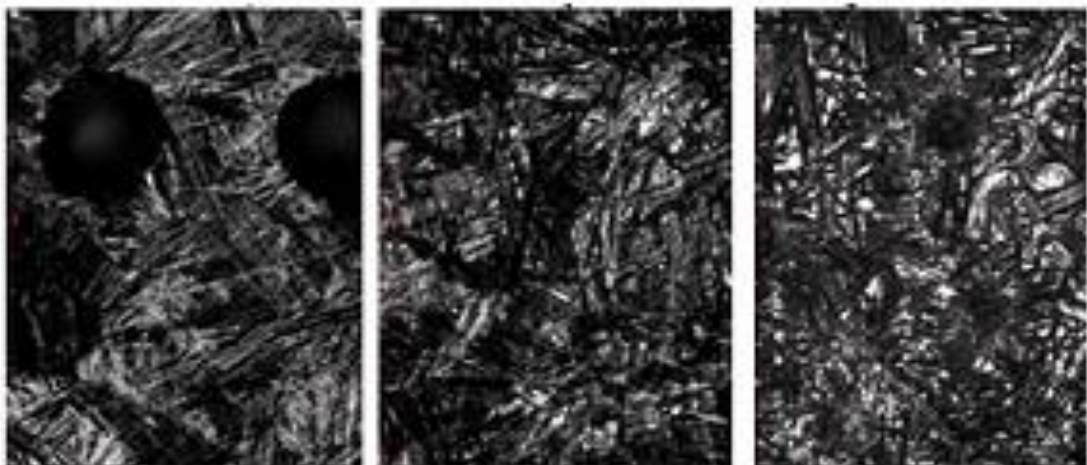
ნახ.3. ბენიტური თუჯების ტიპური რენტგენოდიფრაქტოგრამა

ნიმუშების იზოთერმული წრთობისას 280°C-ზე ნარჩენი აუსტენიტის მინიმალური რაოდენობა შეადგენს 5%-ს და მიიღწევა 90 წთ-იანი დაყოვნების შემდეგ, ხოლო 15წთ-იანი დაყოვნებისას სტრუქტურაში ფიქსირდება ნარჩენი აუსტენიტის 40% (ნახ. 4).



ნახ.4. საბაზისო და მიკროლეგირებული მაღალმტკიცე თუჯების აუსტენიზაციის დროის გავლენა 280°C-ზე იზოთერმული წრთობისას ნარჩენი აუსტენიტის რაოდენობაზე

280°C-ზე იზოთერმულად ნაწრთობი მაღალმტკიცე თუჯის ტიპური სტრუქტურები მოყვანილია სურ. 8-ზე.



ა) X1000

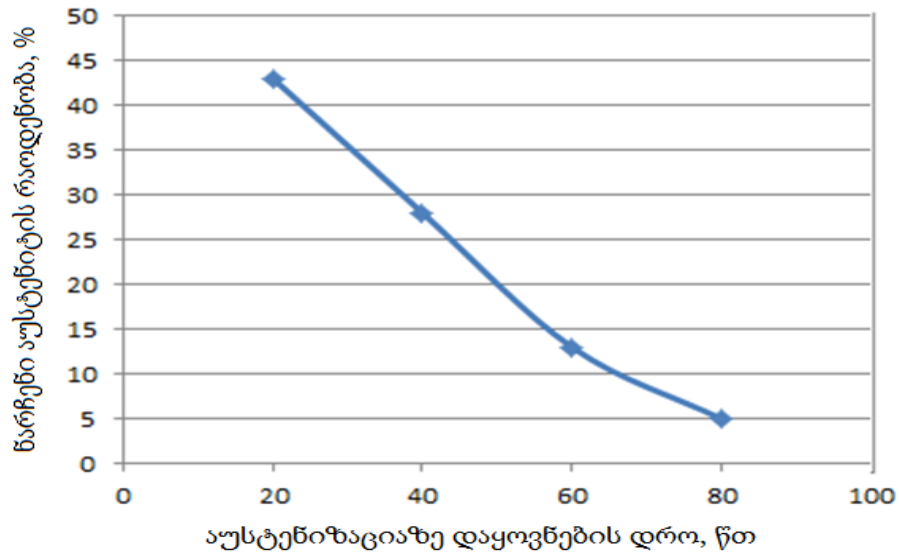
ბ) X1000

გ) X1000

სურ.8. 280°C-ზე იზოთერმულად ნაწრთობი ბენიტური თუჯის მიკროსტრუქტურები:

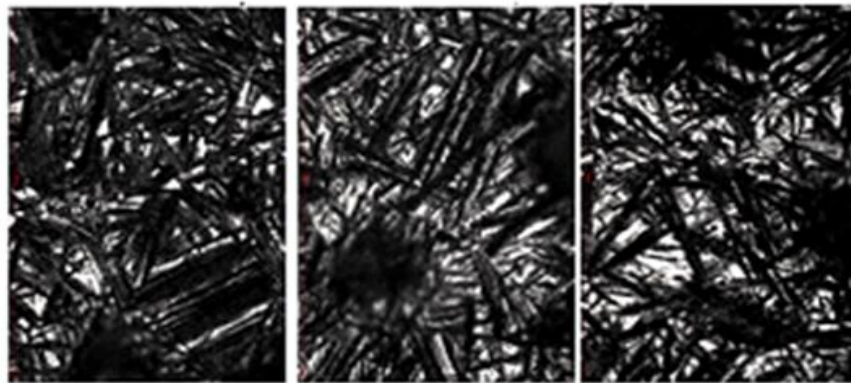
ა) 90 წთ-იანი დაყოვნების შემდეგ; ბ) 60 წთ-იანი დაყოვნების შემდეგ; გ) 45 წთ-იანი დაყოვნების შემდეგ.

ნიმუშების იზოთერმული წრთობისას 300°C-ზე ნარჩენი აუსტენიტის მინიმალური რაოდენობა შეადგენს 10%-ს და მიიღწევა 80 წთ-იანი დაყოვნების შემდეგ, ხოლო 20 წთ-იანი დაყოვნებისას სტრუქტურაში ფიქსირდება ნარჩენი აუსტენიტის 45% (ნახ. 5).



ნახ. 5. აუსტენიტის იზოთერმული დაშლის დიაგრამა, 240°C

300°C-ზე იზოთერმულად ნაწრთობი მაღალმტკიცე თუჯის ტიპიური სტრუქტურები მოყვანილია სურ. 9-ზე.



ა) X1000

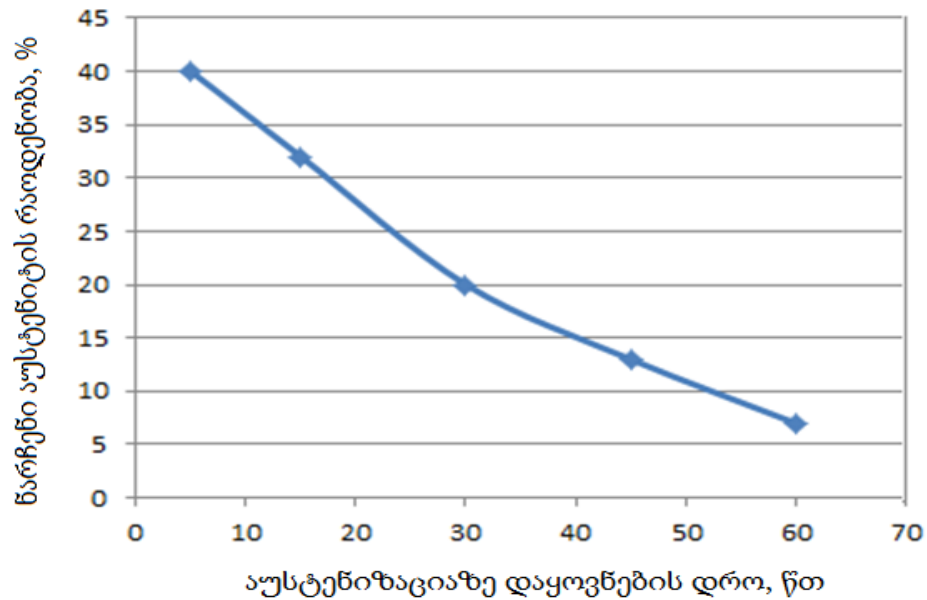
ბ) X1000

გ) X1000

სურ.9. 300°C-ზე იზოთერმულად ნაწრთობი ბეინიტური თუჯის მიკროსტრუქტურები:

ა) 45 წთ-იანი დაყოვნების შემდეგ; ბ) 30 წთ-იანი დაყოვნების შემდეგ; გ) 20 წთ-იანი დაყოვნების შემდეგ.

ნიმუშების იზოთერმული წრთობისას 320°C-ზე ნარჩენი აუსტენიტის მინიმალური რაოდენობა შეადგენს 50%-ს და მიიღწევა 25 წთ-იანი დაყოვნების შემდეგ, ხოლო 60 წთ-იანი დაყოვნებისას სტრუქტურაში ფიქსირდება ნარჩენი აუსტენიტის 20% (ნახ. 6).



ნახ. 6. აუსტენიტის იზოთერმული დაშლის დიაგრამა, 320°C

320°C-ზე იზოთერმულად ნაწრთობი მაღალმტკიცე თუჯის ტიპიური სტრუქტურები მოყვანილია სურ. 10-ზე.



ა) X1000

ბ) X1000

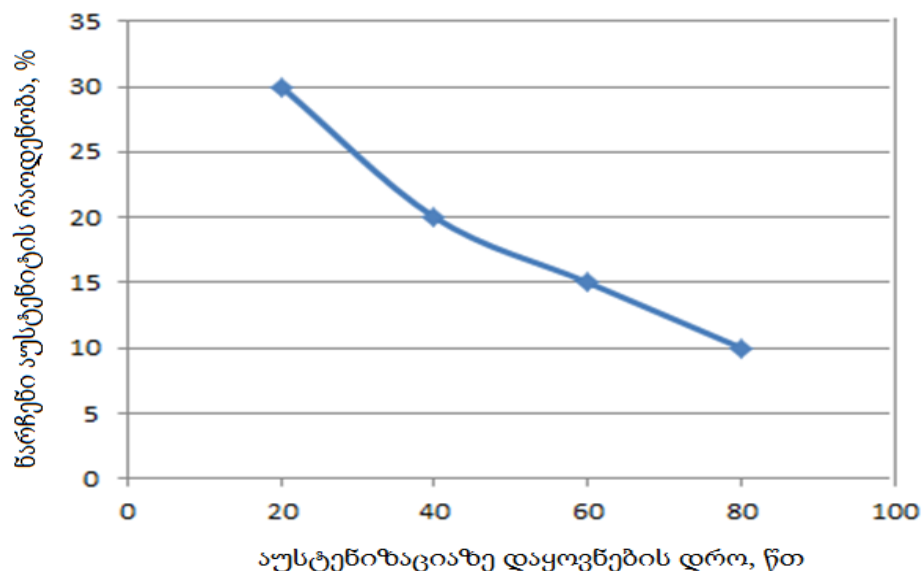
გ) X1000

სურ.10. 320°C-ზე იზოთერმულად ნაწრთობი ბეინიტური თუჯის მიკროსტრუქტურები:
 ა) 60 წთ-იანი დაყოვნების შემდეგ; ბ) 40 წთ-იანი დაყოვნების შემდეგ; გ) 25 წთ-იანი დაყოვნების შემდეგ;

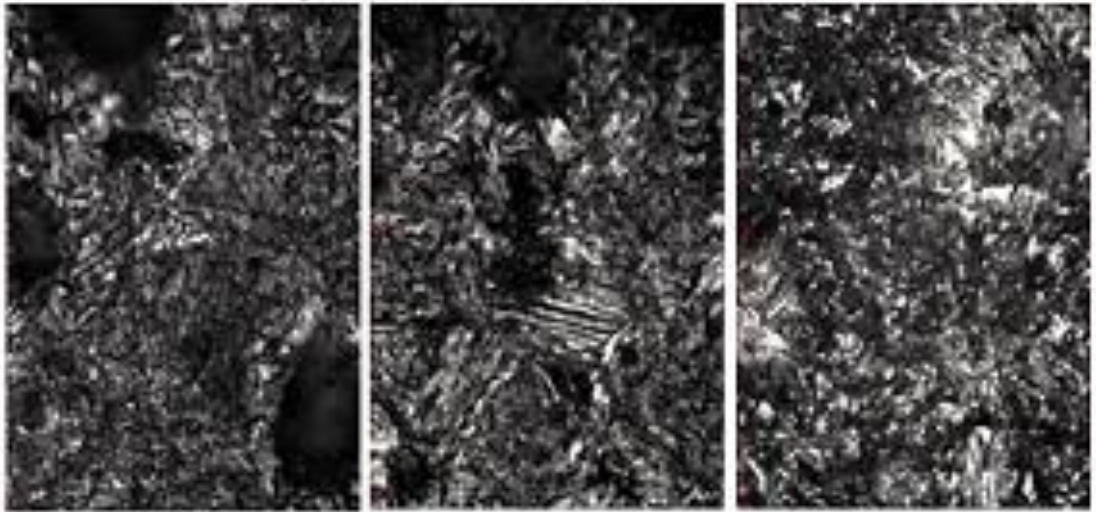
ნიმუშების იზოთერმული წრთობისას 430°C-ზე ნარჩენი აუსტენიტის მინიმალური რაოდენობა შეადგენს 10%-ს და მიიღწევა 80წთ-იანი დაყოვნების შემდეგ, ხოლო 40 წთ-იანი დაყოვნებისას სტრუქტურაში ფიქსირდება ნარჩენი აუსტენიტის 20% (ნახ. 7).

320°C-ზე იზოთერმულად ნაწრთობი მაღალმტკიცე თუჯის ტიპიური სტრუქტურები მოყვანილია სურ. 11-ზე.

მიღებული შედეგების საფუძველზე შეგვიძლია დავასკვნათ, რომ საბაზისო თუჯების 320-400°C-მდე იზოთერმული დაყოვნებისას არ მიმდინარეობს ბენიტური სტრუქტურის ფორმირება, რაც გამოწვეულია ცემენტიტის წარმოქმნაზე უარყოფითი გავლენით, ვინაიდან ზედა ბენიტის ფორმირებისას წამყვან ფაზას წარმოადგენს ცემენტიტი და ნახშირბადის დიფუზია აღნიშნულ ტემპერატურულ ინტერვალში შენელებულია და არ მიმდინარეობს ზედა ბენიტის კრისტალების წარმოქმნა. ბენიტური სტრუქტურის ფორმირება ფიქსირდება 400°C-ზე ზევით, რაც გამოწვეულია ნახშირბადის დიფუზური პროცესების გააქტიურებით. ექსპერემენტული მონაცემების თანახმად აგებულია მაღალმტკიცე თუჯების იზოთერმული დაშლის დიაგრამა (ნახ. 8).



ნახ. 7. აუსტენიტის იზოთერმული დაშლის დიაგრამა 430°C-ზე (ზედა ბენიტი - პერლიტის საზღვარი)



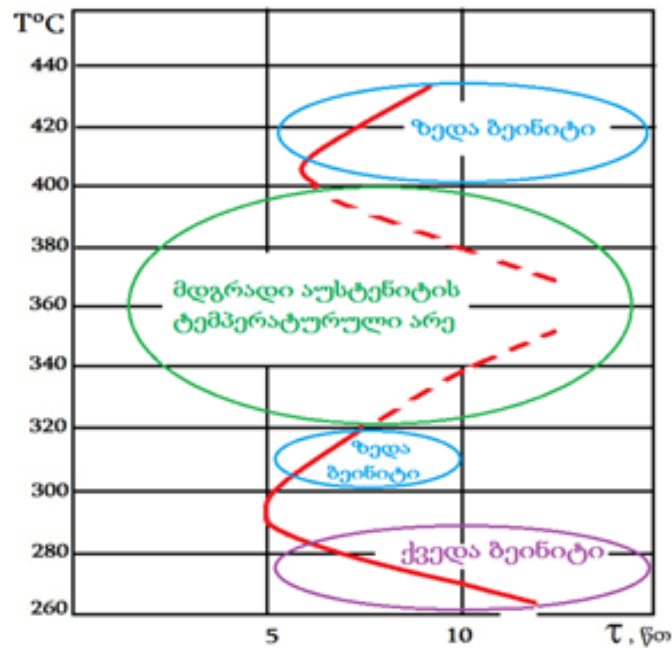
ა) X1000

ბ) X1000

გ) X1000

სურ.11. 430°C-ზე იზოთერმულად ნაწრობი ბეინიტური თუჯის მიკროსტრუქტურები:

ა) 80წთ-იანი დაყოვნების შემდეგ; ბ) 60წთ-იანი დაყოვნების შემდეგ; გ) 40 წთ-იანი დაყოვნების შემდეგ;



ნახ. 8. მაღალმკიცე საბაზისო თუჯის იზოთერმული დაშლის დიაგრამა

საბაზისო თუჯების იზოთერმული დაყოვნების 320-400°C ტემპერატურულ ინტერვალში ბეინიტური სტრუქტურის ფორმირება არ ფიქსირდება, რაც ჩვენი აზრით გამოწვეულია Si-ის გავლენით ცემენტიტის წარმოქმნაზე.

ნახშირბადის დიფუზიური აქტივობის გასაზრდელად და ქვედა და ზედა ბენიტის კრისტალების ფორმირებისთვის ხელსაყრელი პირობების შესაქმნელად შესწავლილი იყო ბორის მიკროდანამატების გავლენა.

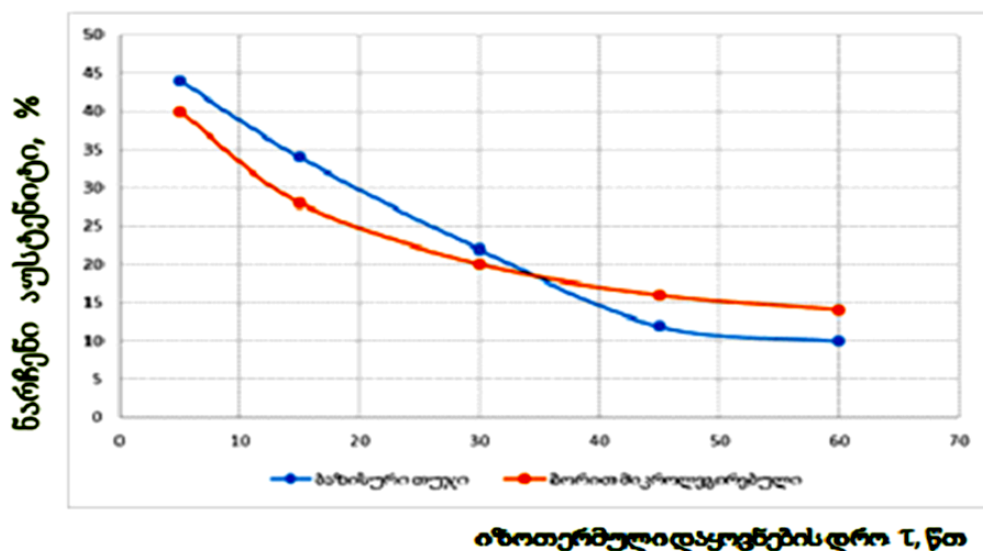
ბორით მიკროლეგირებულ მაღალმტკიცე თუჯებს უტარდებოდა ანალოგიური რეჟიმებით თერმული დამუშავება.

მიღებული შედეგების მიხედვით თუჯის ბორით მიკროლეგირება უზრუნველყოფს საწყისი აუსტენიტის დაშლას როგორც ზედა, ისე ქვედა ბენიტის წარმოქმნით. ზედა ბენიტური სტრუქტურის ფორმირება მიმდინარეობდა 350-450°C-ზე, ხოლო ქვედა ბენიტის – 220-280°C-ზე. 290°C-დან 300°C-მდე შესაბამისი დაყოვნებისას გარდაქმნის საინკუბაციო პერიოდი მინიმალურია და ფორმირდება როგორც ზედა, ისე ქვედა ბენიტის სტრუქტურები. ამავდროულად ბენიტური გარდაქმნის ხანგრძლივობა მცირდება 10-15%-ით. წარმოდგენილი მონაცემების თანახმად, 900°C-ზე ერთნაირი დაყოვნების პირობებში ბორით მიკროლეგირებულ თუჯებში მეტი ნარჩენი აუსტენიტი შეინიშნება, რაც აუსტენიტში ნახშირბადის მეტ გაჯერებაზე მიუთითებს და ასახავს ბორის მიკროდანამატების გავლენას ნახშირბადის დიფუზიის კოეფიციენტის გაზრდაზე. მიღებული მონაცემებიდან გამომდინარეობს, რომ ბორით მიკროლეგირებულ თუჯებში აუსტენიტის ნახშირბადით გაჯერება და სტაბილიზაცია მიმდინარეობს უფრო მცირე დროში, რაც ამცირებს თერმული დამუშავების პერიოდს. ბორის მიკროდანამატები უზრუნველყოფენ ზედა ბენიტის სტრუქტურის ფორმირებას 320-430°C ტემპერატურულ ინტერვალში. ზემოაღნიშნულიდან გამომდინარეობს, რომ ბორის მიკროდანამატები აჩქარებენ თუჯების ლითონურ მატრიცაში ნახშირბადის დიფუზურ აქტივობას. ბორის აღნიშნული გავლენა დასტურდება ქვემოთ მოყვანილი დიაგრამის მონაცემებითაც (ნახ. 9). ერთის მხრივ, ბორის მიკროდანამატები ზრდიან ლითონურ ფუძეში ნახშირბადის დიფუზურ აქტივობას და ამით უზრუნველყოფენ აუსტენიტის სტაბილიზაციას, ხოლო მეორე მხრივ, ზრდიან აუსტენიტის

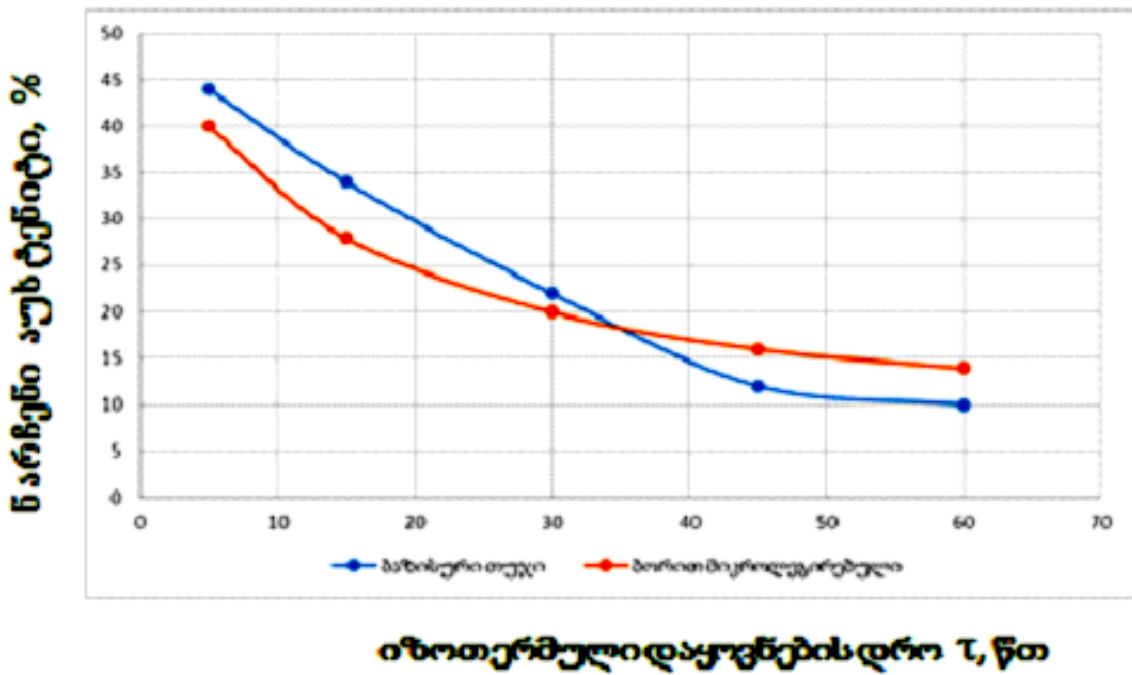
დისპერსულობას და ბენიტური კრისტალების ცენტრების ჩასახვას უწყობენ ხელს, რის შედეგადაც იზრდება აუსტენიტის ბენიტში გარდაქმნის ხარისხი. დიაგრამიდან ჩანს, რომ იზოთერმაზე ხანმოკლე დაყოვნების შემთხვევაში დომინირებს ბორის მიკროდანამატების გავლენის პირველი ფაქტორი, ხოლო უფრო ხანგრძლივი დაყოვნებისას ადგილი აქვს ბენიტური ფაზის რაოდენობრივ ზრდას საბაზისო თუჯთან შედარებით. აღნიშნული კანონზომიერება აგრეთვე ფიქსირდება 280°C-ზე იზოთერმული დაყოვნების დროსაც (ნახ. 10).

სხვადასხვა ტემპერატურაზე მიღებული ბენიტური თუჯების ტიპური მიკროსტრუქტურები მოყვანილია სურ. 12-ზე.

როგორც წარმოდგენილი მიკროსტრუქტურებიდან ჩანს, ბორით მიკროლეგირებულ თუჯებში ნარჩენი აუსტენიტის რაოდენობა აღემატება საბაზისო თუჯებში გამოვლენილ რაოდენობას როგორც 300°C, ასევე 280°C ტემპერატურაზე. მიკროლეგირებული თუჯის ზედა ბენიტის სისაღე დაფიქსირდა 48-52 HRC, ხოლო ქვედა ბენიტისთვის – 52-56HRC, რაც დაახლოებით 5-7 ერთეულით აღემატება საბაზისო ბენიტური თუჯების სისაღეს.

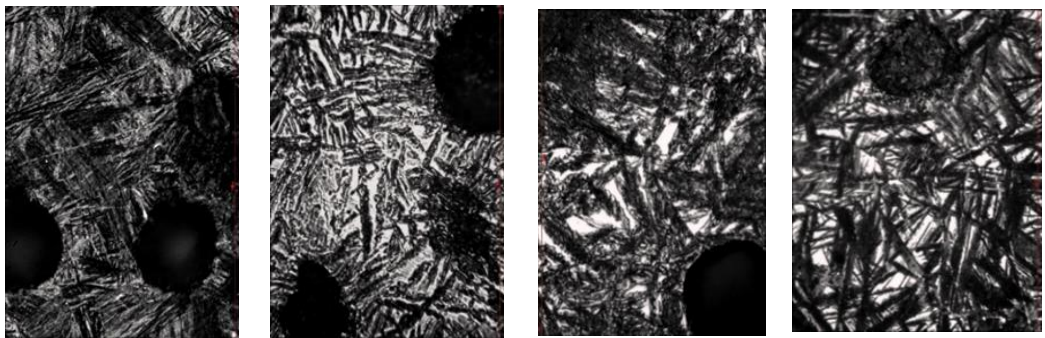


ნახ. 9. 300°C-ზე იზოთერმული დაშლის ხანგრძლივობის გავლენა საბაზისო და ბორით ლეგირებული მაღალმტკიცე თუჯების აუსტენიტის დაშლაზე



15

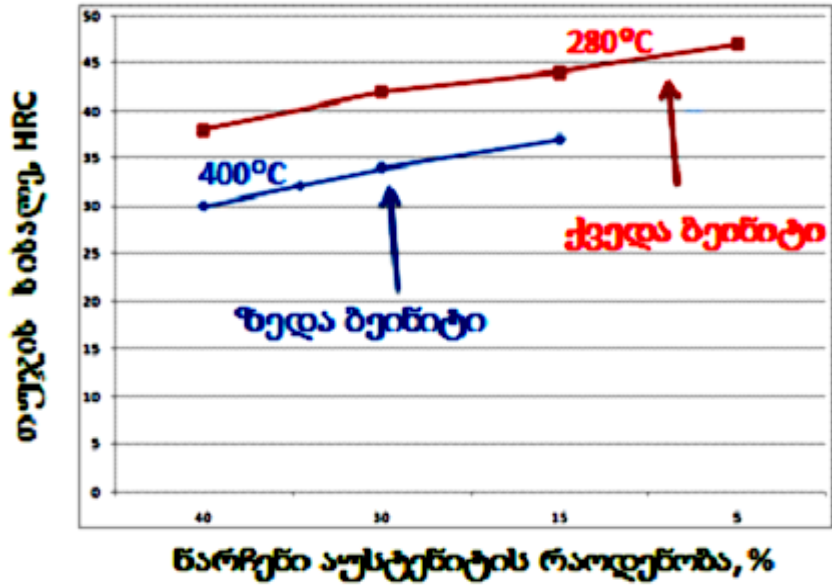
ნახ. 10. 280°C-ზე იზოთერმული დაყოვნების ხანგრძლივობის გავლენა საბაზისო და ბორით ლეგირებული მაღალმტკიცე თუჯების აუსტენიტის დაშლაზე



ა) X1000 ბ) X1000 გ) X1000 დ) X1000

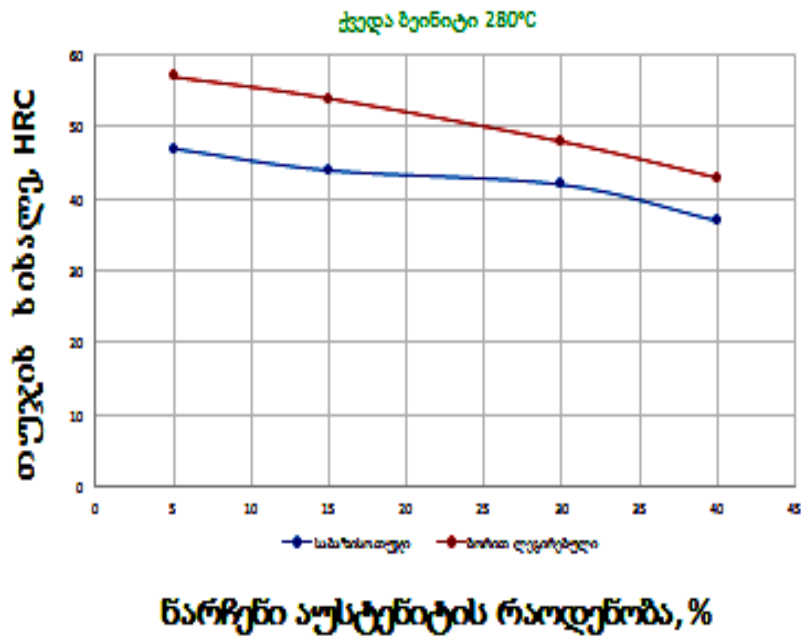
სურ. 12. საბაზისო (ა, ბ) და B-ით მიკროლეგირებული (გ, დ) მაღალმტკიცე ბეინიტური თუჯების მიკროსტრუქტურები:
 ა, ბ - იზოთერმულად ნაწრობი 300°C-ზე, გ, დ - იზოთერმულად ნაწრობი 280°C-ზე

მეტალოგრაფიული კვლევისას დადგინდა, რომ ბორით მიკროლეგირებული თუჯები ხასიათდებიან უფრო წვრილდისპერსული ბეინიტით, ვიდრე საბაზისო. ნარჩენი სტაბილური აუსტენიტის რაოდენობა ბორის მიკროდანამატების გავლენით მატულობს 4-5%-ით და საბაზისო თუჯთან შედარებით უფრო თანაბრადაა განაწილებული (ნახ. 11).



ნახ. 11. ნარჩენი აუსტენიტის რაოდენობის გავლენა ბეინიტური თუჯის სისაღეზე

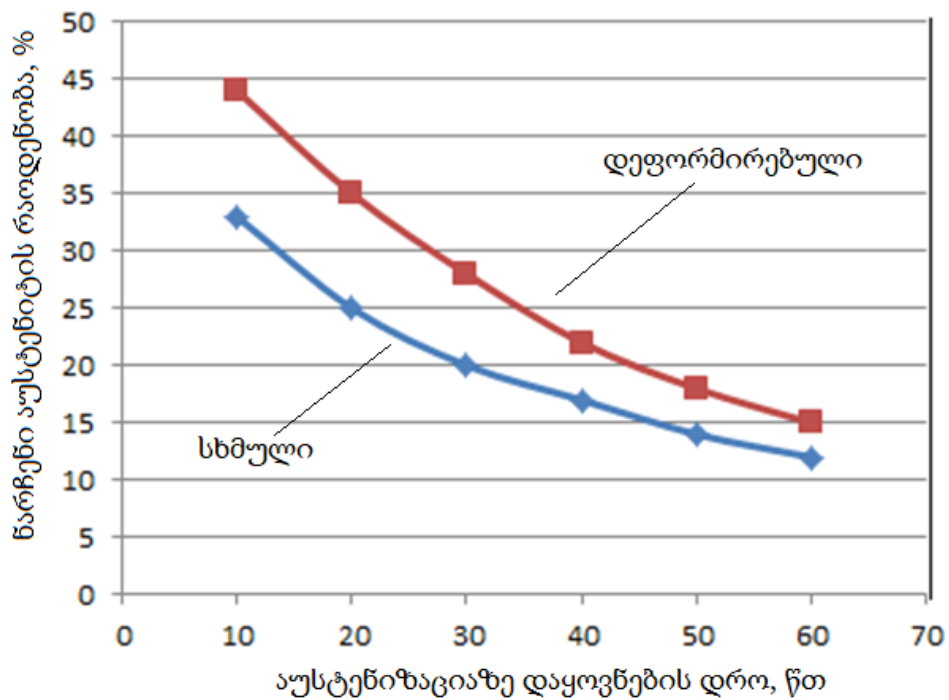
სტრუქტურაში ნარჩენი აუსტენიტის რაოდენობის გაზრდა იწვევს ლითონური ფუძის სისაღის შემცირებას (ნახ. 12).



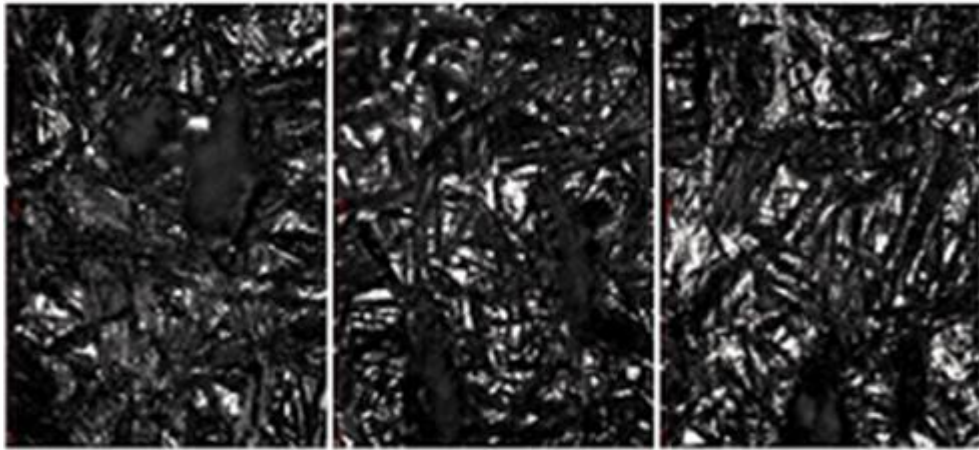
ნახ. 12. ნარჩენი აუსტენიტის რაოდენობის გავლენა ბეინიტური თუჯის სისაღეზე

ამასთანავე, ბორით მიკროლეგიების შედეგად ლითონურ მატრიცაში გამოიყოფა ბორიდების, ბორის კარბიდების, ნიტრიდების და კარბონიტრიდების წვრილდისპერსული ჩანართები, რაც იწვევს სისალის გაზრდას.

ჩატარებული სამუშაოების მსვლელობისას შესწავლილი იყო ცხლად პლასტიკური დეფორმაციის გავლენა ბეინიტური სტრუქტურების წარმოქმნაზე. ამ მიზნით ხდებოდა ბორით მიკროლეგირებული მაღალმტკიცე თუჯების ცხლად პლასტიკური დეფორმაცია შემდგომი თერმული დამუშავებით, რომელიც მოიცავდა ხელმეორედ გახურებას აუსტენიტიზაციაზე და იზოთერმულ დაყოვნებას შესაბამის ტემპერატურებზე. რენტგენოსტრუქტურული ანალიზის საშუალებით ფიქსირდებოდა დეფორმირებული აუსტენიტის დაშლის პროცესი 300°C-ზე. მიღებული შედეგები მოყვანილია ნახ.13-ზე. დეფორმირებული თუჯის სხვადასხვა იზოთერმული წრთობის პირობებში მიღებული ტიპური მიკროსტრუქტურები წარმოდგენილია სურ.13-ზე.



ნახ. 13. დეფორმირებული თუჯის აუსტენიტის 300°C-ზე იზოთერმული დაშლის დიაგრამა



ა) X1000

ბ) X1000

გ) X1000

სურ. 13. დეფორმირებულ თუჯში (65%) აუსტენიტის იზოთერმული დაშლა 300°C-ზე

ა) 60 წთ-იანი დაყოვნების შემდეგ; ბ) 40 წთ-იანი დაყოვნების შემდეგ; გ) 20 წთ-იანი დაყოვნების შემდეგ;

მიღებული შედეგებიდან გამომდინარე დადგენილია, რომ ცხლად პლასტიკური დეფორმაცია (>30%) იწვევს ნარჩენი აუსტენიტის გაზრდას, რაც შეიძლება აიხსნას გრაფიტული ჩანართების წაგრძელებით და ნახშირბადის დიფუზური პროცესების გააქტიურებით, რის შედეგადაც აუსტენიტი სტაბილიზირდება და აფერხებს ბეინიტური გარდაქმნის პროცესს. სურ.13-ზე წარმოდგენილ მიკროსტრუქტურებზე დაფიქსირებულია ნარჩენი აუსტენიტის რაოდენობის გაზრდა იზოთერმული დაყოვნების დროის მიხედვით. სტრუქტურებიდან ჩანს, რომ დეფორმირებულ თუჯებში ნარჩენი აუსტენიტი თანაბრადაა განაწილებული ლითონურ ფუძეში. ბორით მიკროლეგირებული ბეინიტური თუჯები შეიძლება იყოს რეკომენდირებული დეტალების დასამზადებლად კომბინირებული ტექნოლოგიური პროცესების გამოყენებით (ცხლად პლასტიკური დეფორმაცია + იზოთერმული წრთობა).

ცხრილში 2 მოყვანილია ერთ ტონა ვარგის სხმულზე დანახარჯების ხარჯთაღრიცხვა. წარმოდგენილი მონაცემების მიხედვით, ბორის მიკროდამატების გამოყენება Ni, Mo, Cu-ის მაგივრად, საშუალოდ ≈100\$-ით

ამცირებს საწარმოო ხარჯებს, რაც აუმჯობესებს ბენიტური თუჯის წარმოების ტექნოლოგიური პროცესის ეკონომიკურ ეფექტურობას.

ცხრილი 2. დანამატების ხარჯთაღრიცხვა მაღალმტკიცე თუჯის ტონა ვარგის სხმულზე

მოდიფიკატორი	ერთეულის (კგ) ღირებულება,\$	მასალის ხარჯი ტონა ვარგის სხმულზე		
		%	კგ	\$
Ni	13,7	0,8	8	109,6
Fe--Mo	18,0	0,6	6	108
Cu	6,5	2	20	130
FeB 17	4,1	0,1	1	4,1

ჩატარებული კვლევების შედეგად დადგინდა, ზემოაღნიშნულ თუჯებში ბენიტური სტრუქტურები ფორმირდება 240-450°C ტემპერატურულ ინტერვალში. 300-320°C ინტერვალში საწყისი აუსტენინიტის იზოთერმული დაშლისას საექსპერიმენტო თუჯების ლითონურ ფუძეში ფორმირდება როგორც ქვედა, ისე ზედა ბენიტი. 220-290°C ტემპერატურულ ინტერვალში არადიფუზური ძვრის მექანიზმით აუსტენიტიდან წარმოიქმნება ქვედა ბენიტის ნემსისებრივი კრისტალები. აღნიშნული შედგენილობის თუჯებისთვის 330-390°C ტემპერატურულ ზღვრებში დამახასიათებელია მდგრადი აუსტენიტის არსებობა. 5 სთ-იანი დაყოვნების პირობებში არ დაფიქსირდა აუსტენიტის ბენიტური გარდაქმნა, რაც, ჩვენი აზრით, დაკავშირებულია სილიციუმის უარყოფითი გავლენით ნახშიბადის დიფუზიის კოეფიციენტზე. ეს ადასტურებს ლიტერატურაში გამოქვეყნებული კვლევების შედეგებს [2].

საწყისი აუსტენიტის დიფუზური დაშლა და ზედა ბენიტის წარმოქმნა მიმდინარეობს საბაზო სილიციუმის თუჯების იზოთერმული დაყოვნებით 400-430°C-მდე. ფორმებში ჩამოსხმული ლითონის გაცივების შემდეგ იჭრებოდა სხვადასხვა დანიშნულების საცდელი ნიმუშები და 900°C-ზე აუსტენიტიზაციის შემდეგ იზოთერმულად იწრთობოდა ლითონურ აბაზანაში. იზოთერმული წრთობა მიმდინარეობდა 220-450°C

ტემპერატურულ ინტერვალში, შესაბამისი დაყოვნებით - ბენიტის სხვადასხვა სახის სტრუქტურის მისაღებად.

მიღებული შედეგების მიხედვით, თუჯის ბორით მიკროლეგირება უზრუნველყოფს საწყისი აუსტენიტის დაშლას როგორც ზედა, ასევე ქვედა ბენიტის წარმოქმნით. ზედა ბენიტური სტრუქტურის ფორმირება მიმდინარეობდა 350-450°C-ზე, ხოლო ქვედა ბენიტის - 220°C-დან 280°C-მდე. 290°C-დან 320°C-მდე შესაბამისი დაყოვნებისას, გარდაქმნის საინკუბაციო პერიოდი მინიმალურია და ფორმირდება როგორც ზედა, ისე ქვედა ბენიტის სტრუქტურები. ამავდროულად ბენიტური გარდაქმნის ხანგრძლივობა მცირდება 10-15%-ით. წარმოდგენილი მონაცემების თანახმად, 900°C-ზე, ერთნაირი დაყოვნების პირობებში, ბორით მიკროლეგირებულ თუჯებში მეტი ნარჩენი აუსტენიტი შეინიშნება, რაც აუსტენიტში ნახშირბადის მეტ გაჯერებაზე მიუთითებს და ასახავს ბორის მიკროდანამატების გავლენას ნახშირბადის დიფუზიის კოეფიციენტის გაზრდაზე. მიღებული მონაცემებიდან გამომდინარეობს, რომ ბორით მიკროლეგირებულ თუჯებში აუსტენიტის ნახშირბადით გაჯერება და სტაბილიზაცია მიმდინარეობს უფრო მცირე დროში, რაც ამცირებს თერმული დამუშავების პერიოდს.

მიკროლეგირებული თუჯის ზედა ბენიტის სისალე დაფიქსირდა 48-52 HRC, ხოლო ქვედა ბენიტისთვის - 52-56 HRC, რაც დაახლოებით 5-7 ერთეულით აღემატება Cu-Mo-იანი ბენიტური თუჯების სისალეს. მეტალოგრაფიული კვლევისას დადგინდა, რომ ბორით მიკროლეგირებული თუჯები ხასიათდებიან უფრო წვრილდისპერსული ბენიტით, ვიდრე Cu-Mo-იანი. ნარჩენი სტაბილური აუსტენიტის რაოდენობა ბორის მიკროდანამატების გავლენით მატულობს 4-5%-ით და Cu-Mo-იან თუჯთან შედარებით უფრო თანაბრადაა განაწილებული.

2.5. ექსპერემენტული ნაწილი

მოცემულ სამუშაოში საწყისი და მიკროლეგირებული მაღალმტკიცე თუჯების (3.4% C და 2.2% Si) ტექნოლოგიური პარამეტრებისა და თერმული დამუშავების პროცესების ვარირებით მიღებული იქნა ექსპერემენტული ნიმუშები აუსტენიტის განსხვავებული რაოდენობით (10, 20, 35%) ქვედა და ზედა ბეინიტის მატრიცაში. მეტალოგრაფიული და რენტგენოსტრუქტურული ანალიზებიდან შეიძლება დავასკვნათ, რომ თხევადი მეტალის 0.03% ბორით ლეგირება ზრდის ბეინიტური მატრიცის სტრუქტურული ელემენტების დისპერსულობას და მათ თანაბარ განაწილებას. სტრუქტურაში ფორმირდება რკინის ბორიდები და შლიფის სიბრტყეში აღინიშნება სავარაუდოდ, ბორის ნიტრიდების და კარბიდების ულტრადისპერსული ჩანართები. ლეგირების პროცესის შემდეგ ზედა ბეინიტური სტრუქტურის მქონე ნიმუშების სისალე გაიზარდა 45-48 HRC-მდე, ხოლო 300° C-ზე იზოთერმულად ნაწრთობების – 57-60 HRC-მდე.

ექსპერემენტული მონაცემების ანალიზი სხვადასხვა ლითონური მატრიცის მქონე ბეინიტური თუჯების ძირითადი ტრიბოლოგიური მახასიათებლების შეფასების საშუალებას გვაძლევს.

ცხრილი 3. იზოთერმულად ნაწრობი (300°C) არალეგირებული თუჯების ხახუნის მომენტები

N	ნიმუშზე დატვირთვა, ერთეული	გამოცდის ხანგრძლივობა, წმ.	ხახუნის მომენტი			
			N 0	N 1	N 2	N 3
1	200	15	2,30	2,58	2,65	2,28
2		30	2,06	2,28	2,59	2,28
3		45	2,03	2,10	2,54	2,21
4		60	1,96	1,93	2,54	2,24
5		75	1,96	2,50	2,46	2,03
6		90	1,93	1,86	2,52	1,99
7		105	1,86	1,86	2,35	1,95
8		120	1,64	1,75	2,30	1,95
9		135	1,75	1,69	2,30	1,95
10		150	1,63	1,69	2,24	1,93
11		165	1,70	1,63	2,21	1,93
12		180	1,70	1,55	2,30	1,87
13		195	1,63	1,55	2,24	1,86
14		210	1,63	1,63	2,24	1,86
15		225	1,55	1,75	2,10	1,75
16		240	1,53	1,86	2,24	1,70
17		255	1,64	1,86	1,99	1,79
18		270	1,47	1,87	1,95	1,70
19		285	153	1,63	2,06	1,75
20		300	1,55	1,63	1,99	1,75
21		315	1,53	1,55	2,03	1,75
22		330	1,53	1,75	2,03	1,70
23		345	1,53	1,95	1,99	1,63
24		360	1,64	1,75	1,93	1,63
25		375	1,43	1,86	1,95	1,63
26		390	1,47	1,87	1,86	1,63
27		405	1,35	1,93	1,87	1,63
28		420	1,43	1,95	2,03	1,69
29		435	1,35	1,95	2,03	1,75
30		450	1,40	2,06	2,03	1,79
31		465	1,43	2,21	2,24	1,69
32		480	1,30	2,21	2,06	1,55
33		495	1,30	2,15	2,10	1,63
34		510	1,40	1,95	2,10	1,69
35		525	1,43	-	2,24	1,75
36		540	-	-	2,15	1,79

ცხრილი 4. იზოთერმულად ნაწრობი (300°C) ბორით მიკროლეგირებული თუჯების ხახუნის მომენტები

N	ნიმუშზე დატვირთვა, ერთეული, ნ	გამოცდის ხანგრძლივობა, წმ	ხახუნის მომენტი			
			N 5	N 6	N 7	N 8
1	200	15	2,30	2,46	2,46	2,46
2		30	2,30	2,46	2,30	2,46
3		45	2,58	2,15	2,15	2,30
4		60	2,75	2,15	2,03	2,30
5		75	2,54	2,15	1,86	2,15
6		90	2,75	2,15	2,03	2,15
7		105	2,75	2,15	1,86	2,15
8		120	2,75	2,15	1,86	2,15
9		135	2,75	2,15	2,03	2,15
10		150	2,75	1,99	2,15	2,30
11		165	2,75	2,30	2,03	2,30
12		180	2,75	2,15	2,15	2,30

ცხრილი 5. იზოთერმულად ნაწრობი (400°C) საბაზისო თუჯების ხახუნის მომენტები

N	ნიმუშზე დატვირთვა, ერთეული, ნ	გამოცდის ხანგრძლივობა, წმ	ხახუნის მომენტი		
			N 0	N 9	N 11
1	200	15	2,30	2,58	2,15
2		30	2,06	2,58	1,99
3		45	2,03	2,46	1,99
4		60	1,95	2,46	1,99
5		75	1,95	2,30	1,87
6		90	1,93	2,15	1,99
7		105	1,86	2,30	1,99
8		120	1,65	2,15	1,87
9		135	1,75	2,15	1,87
10		150	1,63	2,15	1,87
11		165	1,70	2,15	1,99
12		180	1,70	2,15	1,87

ცხრილი 6. სხმული და 300°C-ზე იზოთერმულად ნაწრობი საბაზისო თუჯების წონითი მონაცემები ცვეთამედეგობაზე გამოცდამდე და გამოცდის შემდეგ

N	სხმული და იზოთერმულად ნაწრობი საბაზისო თუჯები	საბაზისო თუჯის წონა, გრ.		
		საწყისი	საბოლოო	წონის დანაკარგი
1	ფერიტო-პერლიტური	16.67	15.08	1.59
2	10% ნარჩენი აუსტენიტი	18.67	17.53	1.14
3	20% ნარჩენი აუსტენიტი	18.19	17.50	0.69
4	35% ნარჩენი აუსტენიტი	19.78	18.69	1.09

ცხრილი 7. სხმული და 400°C-ზე იზოთერმულად ნაწრობი საბაზისო თუჯების წონითი მონაცემები ცვეთამედეგობაზე გამოცდამდე და გამოცდის შემდეგ

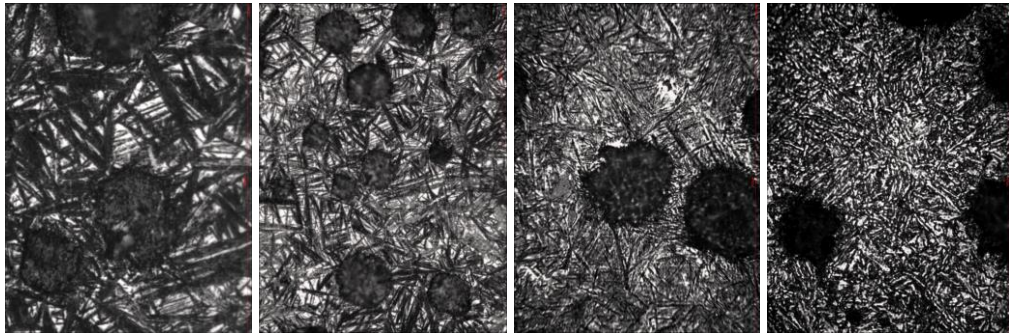
N	სხმული და იზოთერმულად ნაწრობი საბაზისო თუჯები	საბაზისო თუჯის წონა, გრ.		
		საწყისი	საბოლოო	წონის დანაკარგი
1	ფერიტო-პერლიტური	16.67	15.08	1.59
2	10% ნარჩენი აუსტენიტი	8.17	7.76	1.14
3	35% ნარჩენი აუსტენიტი	8.72	8.28	0.69

ცხრილი 8. სხმული და 300°C-ზე იზოთერმულად ნაწრთობი ბორით მიკროლეგირებული თუჯების წონითი მონაცემები ცვეთამედგობაზე გამოცდამდე და გამოცდის შემდეგ

N	სხმული და იზოთერმულად ნაწრთობი ბორით მიკროლეგირებული თუჯები	ბორით მიკროლეგირებული თუჯის ნიმუშების წონა, გრ.		
		საწყისი	საბოლოო	წონის დანაკარგი
1	ფერიტო-პერლიტური	16.23	16.21	0.02
2	10% ნარჩენი აუსტენიტი	15.52	14.95	0.57
3	20% ნარჩენი აუსტენიტი	16.24	16.10	0.14
4	35% ნარჩენი აუსტენიტი	15.72	15.51	0.21

სურათებზე მოყვანილია სხვადასხვა სტრუქტურის მქონე ექსპერემენტული მაღალმტკიცე თუჯების ცვეთის კოეფიციენტის მნიშვნელობები. როგორც მოცემული მნიშვნელობებიდან ჩანს, ცვეთის კოეფიციენტი იცვლება 0.4-0.57-მდე და ამ პარამეტრების მაქსიმალური სიდიდეები დაფიქსირებულია თუჯებში, რომლებიც შეიცავენ ნარჩენი აუსტენიტის უფრო მაღალ რაოდენობებს. მაღალმტკიცე თუჯების ბორით მიკროლეგირება იწვევს ცვეთის კოეფიციენტის შემცირებას.

ექსპერემენტალურად მიღებული თუჯების ქვედა და ზედა ბეინიტური სტრუქტურის ნარჩენი აუსტენიტის განსხვავებული რაოდენობის მქონე ტიპური მიკროსტრუქტურები წარმოდგენილია სურ. 14-ზე.



ა) X1000

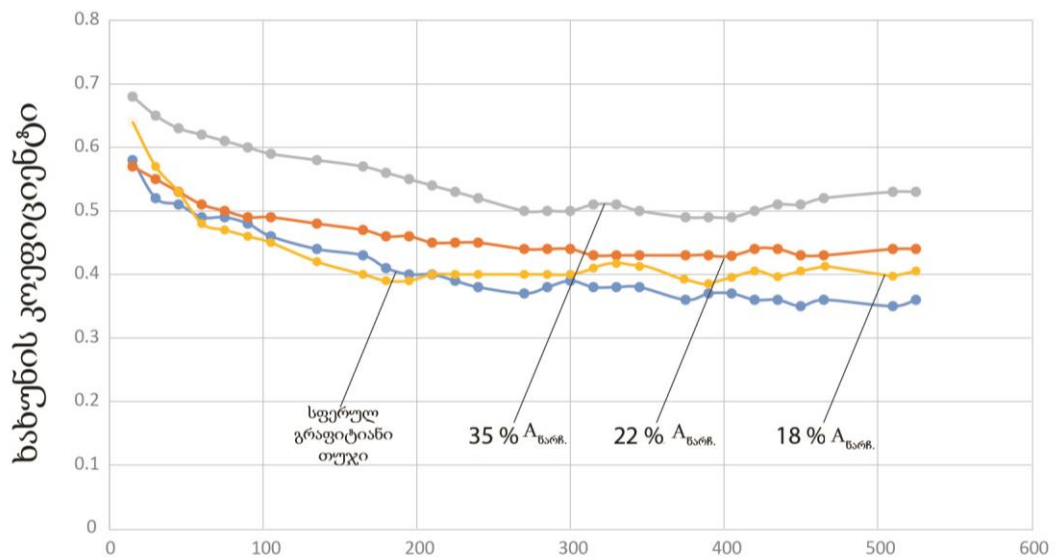
ბ) X1000

გ) X1000

დ) X1000

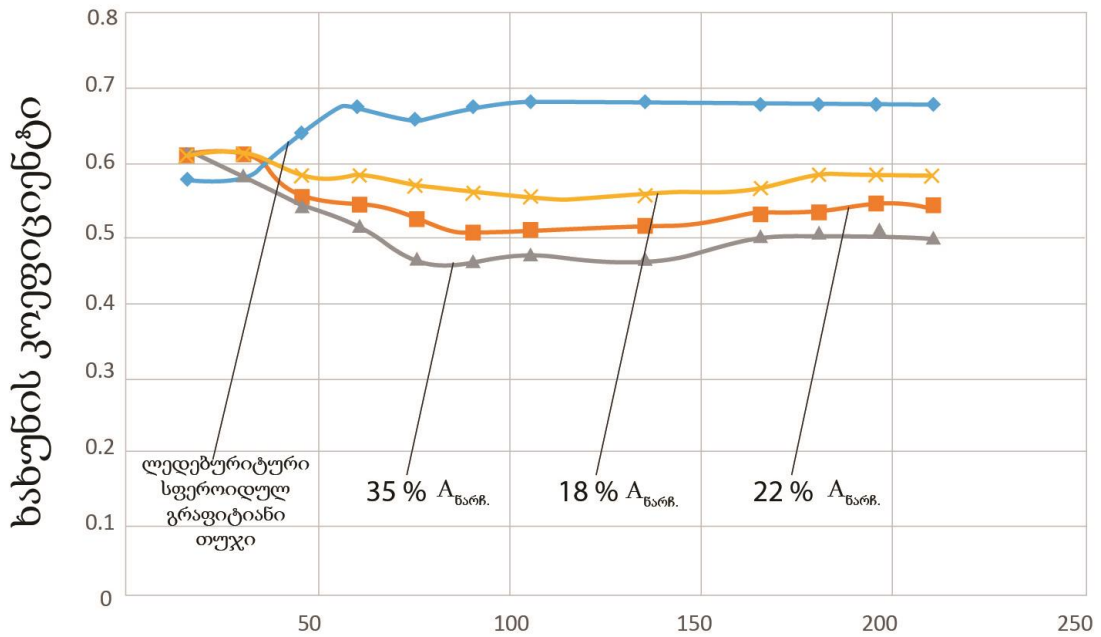
სურ. 14. 300°C (ა,ბ) და 400°C (გ,დ) - იზოთერმულად ნაწრთობი თუჯების ტიპიური მიკროსტრუქტურა;
 ა,ბ -არალეგირებული თუჯი; გ,დ-ბორით მიკროლეგირებული თუჯი;

ექსპერემენტალური მონაცემების ანალიზი სხვადასხვა ლითონური მატრიცის მქონე ბენიტური თუჯების ძირითადი ტრიბოლოგიური მახასიათებლების შეფასების საშუალებას გვაძლევს მშრალი სრიალით ხახუნის პირობებში (ნახ. 14).



ცვეთის ხანგრძლივობა, წმ.

ა)



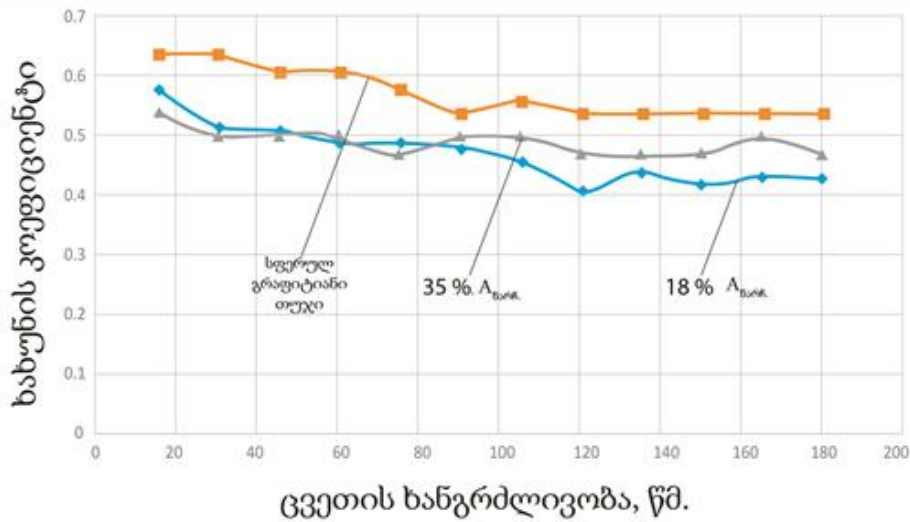
ცვეთის ხანგრძლივობა, წმ.

ბ)

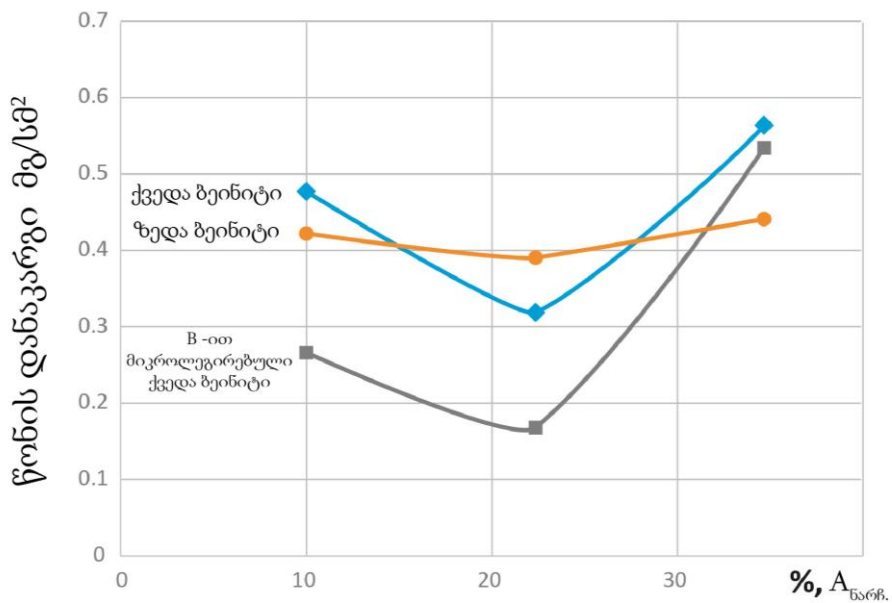
ნახ. 14. ნარჩენი აუსტენიტის გავლენა 300°C-ზე იზოთერმულად ნაწრთობი არალეგირებული (ა) და ბორით მიკროლეგირებული თუჯის (ბ) ხახუნის კოეფიციენტზე

როგორც მოცემული მნიშვნელობებიდან ჩანს, ცვეთის კოეფიციენტი იცვლება 0.4-0.57-მდე და ამ პარამეტრების გაზრდით იზრდება ნარჩენი აუსტენიტის რაოდენობა. მაღალმტკიცე თუჯების ბორით მიკროლეგირება იწვევს ცვეთის კოეფიციენტის შემცირებას. მშრალი ხახუნის პირობებში ტესტირებისას ცვეთის კოეფიციენტის უმნიშვნელო რხევა ასახავს ექსპერიმენტული ბეინიტური თუჯების სტრუქტურულ სტაბილურობას (ნახ.14-15).

დადგენილია, რომ სტრუქტურაში ნარჩენი აუსტენიტის რაოდენობის ზრდა 10-22%-მდე იწვევს ბეინიტური თუჯების ცვეთის ინტენსიობის შემცირებას. თუჯები, რომელშიც ნარჩენი აუსტენიტის რაოდენობა აღემატება 22%-ს, გამოირჩევიან შედარებით უფრო დაბალი ცვეთამედეგობის პარამეტრებით (ნახ.16). ეს დამოკიდებულება მკვეთრად გამოხატულია ქვედა ბეინიტური სტრუქტურის მქონე თუჯებში. მაქსიმალური ცვეთამედეგობით გამოირჩევიან 300°C-ზე იზოთერმულად ნაწრთობი ბორით მიკროლეგირებული მაღალმტკიცე ბეინიტური თუჯები.



ნახ. 15. ნარჩენი აუსტენიტის გავლენა 400°C-ზე იზოთერმულად ნაწრთობი არალეგირებული მაღალმტკიცე თუჯის ხახუნის კოეფიციენტზე



ნახ. 16. ნარჩენი აუსტენიტის გავლენა სხვადასხვა სტრუქტურის მქონე მაღალმტკიცე თუჯების ცვეთამედეგობაზე

მოხახუნე ზედაპირების კვლევით დადგინდა, რომ სტრუქტურაში ნარჩენი აუსტენიტის მაღალი შემცველობისას თუჯის ზედაპირული შრეები, ფრიქციული კონტაქტის ზონაში, განიცდიან პლასტიკურ დეფორმაციას. ნიმუშის ზედაპირზე ყალიბდება მცირე ზომის აუსტენიტური შრე, რომელიც ნაწილობრივ ფარავს გრაფიტულ ჩანართებს. აქედან გამომდინარე, გრაფიტული ჩანართების საკონტაქტო ზედაპირი

მცირდება, რის შედეგადაც ისინი ნაკლებად ეფექტურად ასრულებენ მყარი საპოხის როლს. ზედაპირული შრის მრავალჯერადი ციკლური დეფორმაცია იწვევს აუსტენიტური შრის დაღლილობით რღვევას. სტრუქტურაში ნარჩენი აუსტენიტის არასაკმარისი რაოდენობის შემთხვევაში მოხახუნე ზედაპირების ურთიერთქმედება იწვევს ბეინიტური თუჯის მყიფე რღვევას.

ბორით მიკროლეგირებულ მაღალმტკიცე თუჯებში წარმოიქმნება ბორიდები, ნიტრიდები და კარბიდები, რის შედეგადაც წარმოიქმნება შედარებით უფრო მრავალფაზიანი ლითონური ფუძე, რის შედეგადაც იზრდება მოხახუნე ზედაპირების კონტაქტური სიმტკიცე და მიიღწევა კონტაქტური დატვირთვების ხელსაყრელი განაწილება, რაც ამალღებს მასალის ფუნქციონირების რესურსს.

ჩატარებული ექსპერემენტების საფუძველზე დადგენილია, რომ მაღალმტკიცე ბეინიტური თუჯების მაქსიმალური ცვეთამდეგობა შეიძლება მიღწეული იქნას მხოლოდ სტრუქტურული კომპონენტების დაბალანსების შემთხვევაში (ნახ. 16). ბორის მიკროდანამატები ამცირებენ მაღალმტკიცე ბეინიტური თუჯების ცვეთის კოეფიციენტს და 1.6-1.7-ჯერ ზრდიან ცვეთამდეგობის მახასიათებლებს. ნარჩენი აუსტენიტის ოპტიმალური რაოდენობა შეადგენს 15-20%-ს. სრიალით მშრალი ხახუნის პირობებში მაქსიმალური ცვეთამდეგობით გამოირჩევიან 300°C-ზე იზოთერმულად ნაწრთობი მაღალმტკიცე თუჯები.

სხვადასხვა ტემპერატურაზე იზოთერმულად ნაწრთობი საბაზისო და ბორით მიკროლეგირებული თუჯები აგრეთვე გამოიცადა ცვეთაზე უფრო მაღალი დატვირთვის (340ნ) პირობებში. ცხრ. 9-11 მოყვანილია ექსპერიმენტალურად დადგენილი ხახუნის მომენტების მნიშვნელობები და ნახ.17-19 გამოცდილი თუჯების ხახუნის კოეფიციენტები.

წარმოდგენილი მონაცემების ანალიზი გვიჩვენებს, რომ ცვეთაზე გამოცდისას დატვირთვის 200 ნ-დან 340 ნ-მდე გაზრდა არ ახდენს მნიშვნელოვან გავლენას 300°C და 400°C იზოთერმულად ნაწრთობი თუჯების ხახუნის კოეფიციენტის მნიშვნელობებზე.

ცხრილი 9. იზოთერმულად ნაწრობი (300°C) საბაზისო თუჯების ხახუნის მომენტები 340 ნ. ღერძული დატვირთვისას

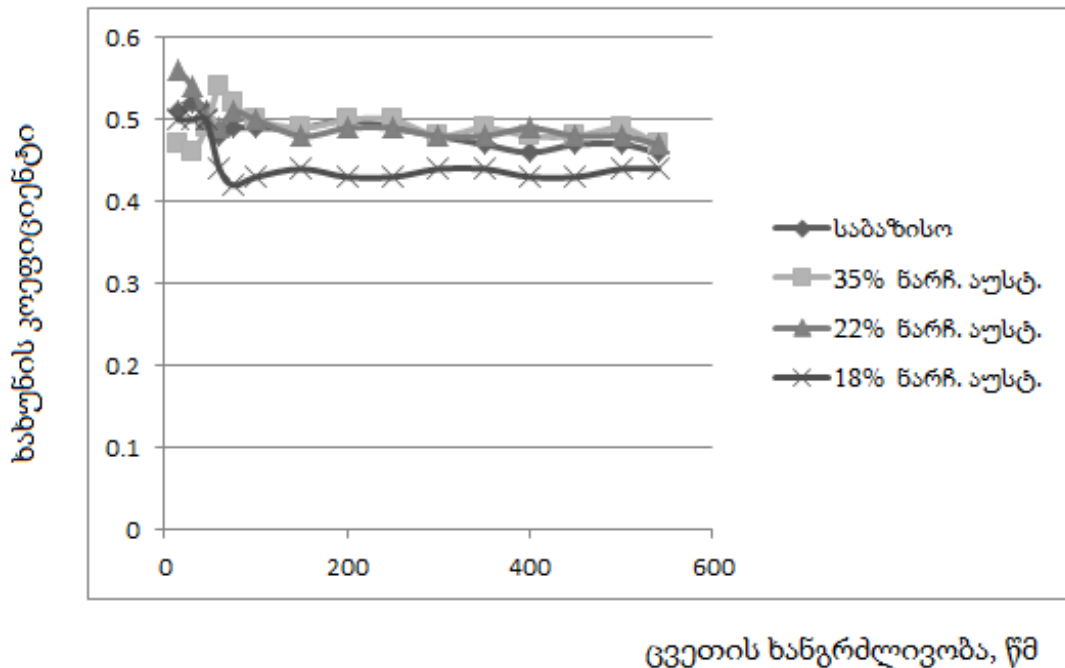
N	დატვირთვა ნიმუშზე, ნ	ხანგრძლივობა, წმ	ხახუნის მომენტი			
			N 0	N 1	N 2	N 3
1	340	15	3,44	3,17	3,81	3,38
2		30	3,55	3,02	3,67	3,38
3		45	3,44	3,34	3,38	3,38
4		60	3,24	3,67	3,34	2,99
5		75	3,34	3,55	3,44	2,86
6		100	3,34	3,38	3,38	2,92
7		150	3,34	3,34	3,24	2,99
8		200	3,38	3,38	3,34	2,92
9		250	3,34	3,38	3,34	2,92
10		300	3,24	3,24	3,24	2,99
11		350	3,17	3,34	3,24	2,99
12		400	3,02	3,24	3,34	2,92
13		450	3,17	3,24	3,24	2,92
14		500	3,17	3,34	3,24	2,99
15		540	3,02	3,17	3,17	2,99

ცხრილი 10. იზოთერმულად ნაწრობი (300°C) ბორით მიკროლეგირებული თუჯების ხახუნის მომენტები 340 ნ. ღერძული დატვირთვისას

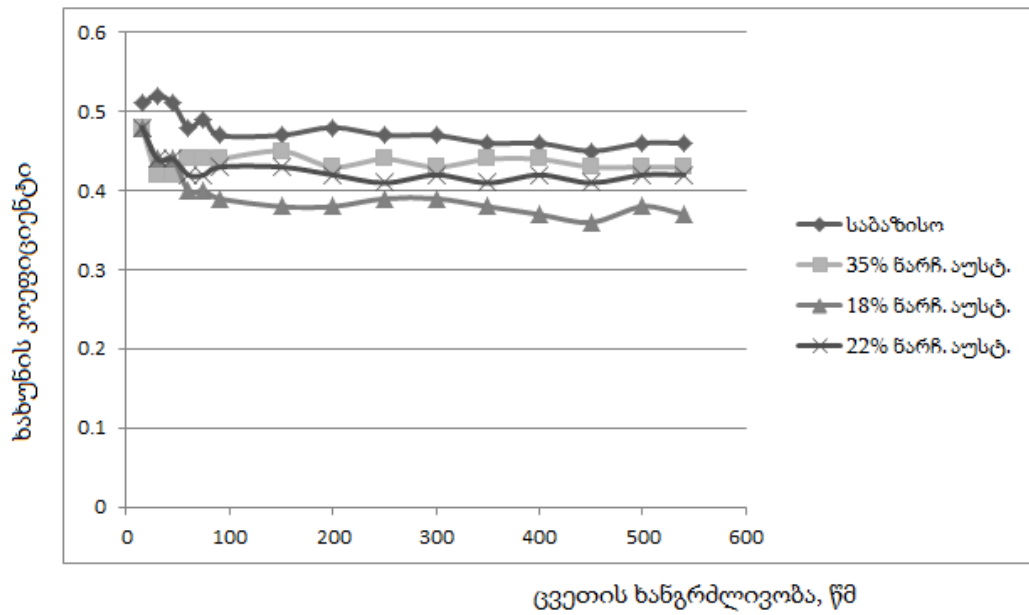
N	დატვირთვა ნიმუშზე, ნ	ხანგრძლივობა, წმ	ხახუნის მომენტი			
			N 5	N 6	N 7	N 8
1	340	15	3,44	3,24	3,24	3,24
2		30	3,55	2,86	2,99	2,99
3		45	3,44	2,86	2,99	2,99
4		60	3,24	2,99	2,73	2,86
5		75	3,34	2,99	2,73	2,86
6		90	3,17	2,99	2,67	2,92
7		150	3,17	2,99	2,60	2,92
8		200	3,24	2,92	2,60	2,86
9		250	3,17	2,99	2,67	2,79
10		300	3,17	2,92	2,67	2,86
11		350	3,02	2,99	2,60	2,79
12		400	3,02	2,99	2,54	2,86
13		450	2,99	2,92	2,48	2,79
14		500	3,44	2,92	2,60	2,86
15		540	3,02	2,92	2,54	2,86

ცხრილი 11. იზოთერმულად ნაწრობი (400°C) საბაზისო თუჯების ხახუნის კოეფიციენტები 340 ნ. ღერძული დატვირთვისას

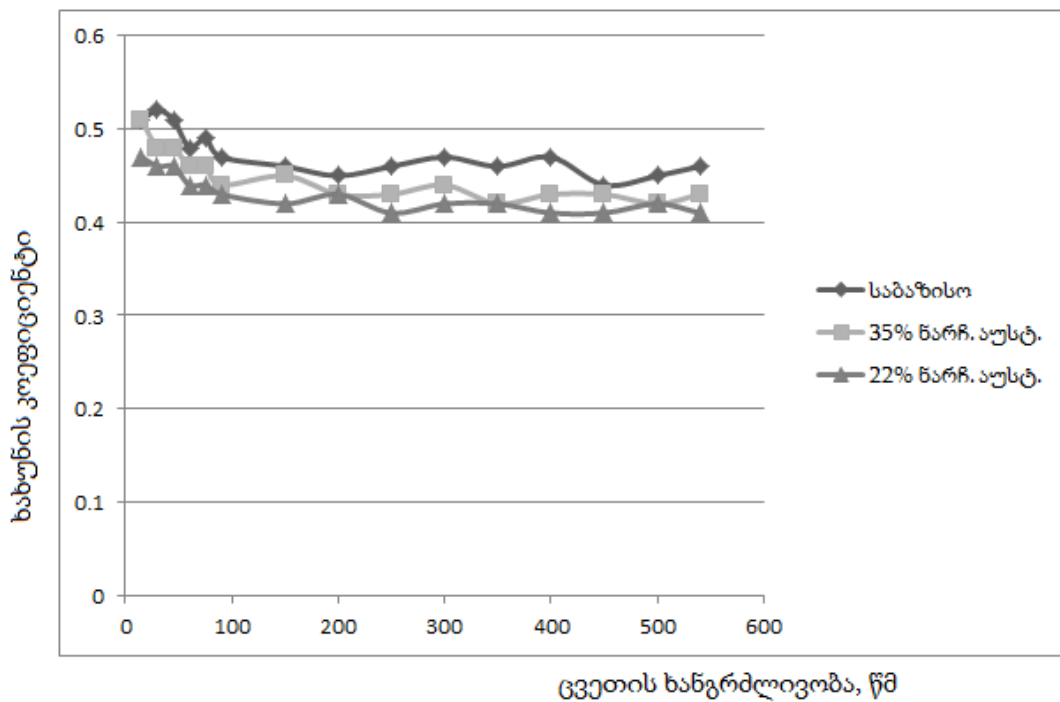
N	დატვირთვა ნიმუშზე, ნ	ხანგრძლივობა, წმ	ხახუნის მომენტი		
			N 0	N 9	N 11
1	340	15	3,44	3,44	1,92
2		30	3,55	3,24	2,48
3		45	3,44	3,24	3,44
4		60	3,24	3,44	2,99
5		75	3,34	3,44	2,99
6		90	3,17	2,99	2,92
7		150	3,44	2,99	2,86
8		200	2,99	2,92	2,92
9		250	3,44	2,92	2,79
10		300	3,17	2,99	2,86
11		350	3,44	2,86	2,86
12		400	3,17	2,92	2,79
13		450	2,99	2,92	2,79
14		500	2,99	2,86	2,86
15		540	3,44	2,92	2,79



ნახ. 17. ნარჩენი აუსტენიტის გავლენა 300°C-ზე იზოთერმულად ნაწრობი არალეგირებული მადალმტკიცე თუჯის ხახუნის კოეფიციენტზე 340 ნ. ღერძული დატვირთვისას



ნახ. 18. ნარჩენი აუსტენიტის გავლენა 300°C-ზე იზოთერმულად ნაწრთობი ბორით მიკროლეგირებული მაღალმტკიცე თუჯის ხახუნის კოეფიციენტზე 340 ნ. ღერძული დატვირთვისას



ნახ. 19. ნარჩენი აუსტენიტის გავლენა 400°C-ზე იზოთერმულად ნაწრთობი არალეგირებული მაღალმტკიცე თუჯის ხახუნის კოეფიციენტზე 340 ნ. ღერძული დატვირთვისას

აღნიშნულ დატვირთვაზეც ბორით მიკროლეგირებულ თუჯში შეინიშნება ხახუნის კოეფიციენტის ტენდენცია შემცირებისკენ. უნდა აღინიშნოს, რომ ამ დატვირთვის პირობებშიც კი ბორით მიკროლეგირებული მაღალმტკიცე თუჯები ინარჩუნებენ ხახუნის კოეფიციენტის სტაბილურ მნიშვნელობას და ხახუნის შედეგად არ შეინიშნება ადგილობრივი ცვეთის ნიშნები.

3. ექსპერიმენტული ნაწილი

3.1. თუჯის დნობა, მოდიფიცირება, მიკროლეგირება და საცდელი ნიმუშების ჩამოსხმა

კვლევის ობიექტად შერჩეული იქნა თუჯი, სილიციუმის 2,2-2,4%-ის შემცველობით, რომელიც როგორც ცნობილია ხასიათდება მაღალი ბზარმდეგობით, რაც მეტად მნიშვნელოვანია ბენიტურ სტრუქტურაში მიკრობზარების წარმოქმნის საშიშროების თავიდან ასაცილებლად [1-3]. სადნობად გამოყენებული იქნა 50 კგ წარმადობის მჟავე ამონაგაიანი მაღალი სიხშირის ინდუქციური ღუმელი. საბაზისო თუჯის გამოსადნობად გამოყენებული იქნა გადასაკეთებელი თუჯი (C - 4.0-4.2%, Si - 2.2-2.4%, Mn - 0.35%, S -0.06%, P- 0.07% და ფოლადის ჯართი (8-10%). გამოდნობილი თუჯების ქიმიური შემადგენლობა მოყვანილია ცხრილში 12.

ცხრილი 12. გამოდნობილი თუჯების ქიმიური შემადგენლობა

თუჯის მოდიფიცირება და მიკროლეგირება	ელემენტების ქიმიური შედგენილობა, %							
	C	Si	Mn	B	Al	S	P	Mg
Al-Mg – იანი ლიგატურით	3.55	0,95	0.45	-	1,1	0.030	0.07	0.035
Mg - ზარის მეშვეობით	3.52	2.40	0.35	-	-	0.003	0.06	0.045
Mg-ით მოდიფიცირებულ და B-ით მიკროლეგირებული	3.52	2.35	0.25	0.03	-	0.003	0.06	0.045

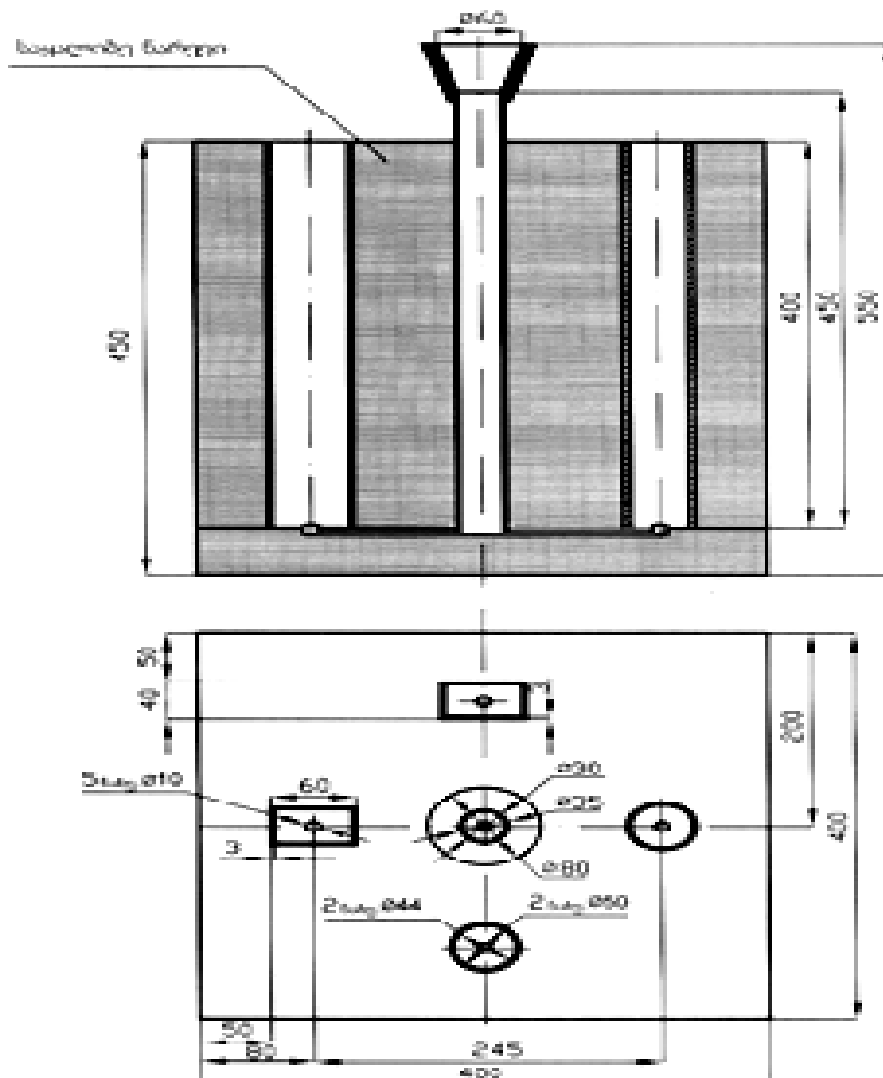
ექსპერიმენტის მსვლელობისას შესწავლილ იქნა მაღალმტკიცე თუჯების მიღების სხვადასხვა ტექნოლოგია:

- ✓ Al-Mg-იანი ლიგატურით;
- ✓ წვრილდისპერსული (გრანულების დიამეტრი <2მმ-მდე) ლითონური მაგნიუმით.

საბაზისო თუჯს უტარდებოდა სხვადასხვა რაოდენობის ბორით მიკროლეგირება (0.02-0.04%).

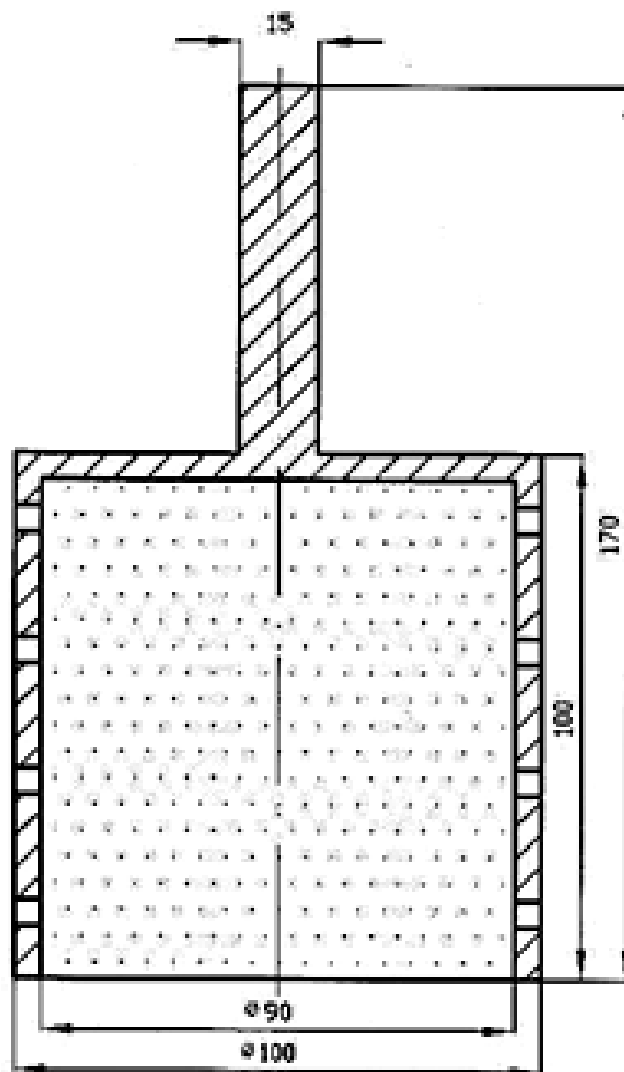
გამდნარი თუჯი ტემპერატურის 1350-1400°C-მდე მიღწევის შემდეგ ჩავასხით წინასწარ გახურებულ ციხეში, რომლის ფსკერზე მოთავსებული იყო Al-Mg-იანი ლიგატურა, იმ გაანგარიშებით, რომ მყარ თუჯში მიგველო 0.04-0.06% მაგნიუმი (თხევადი ლითონის ციხეში ჩასხმის დროს ადგილი ქონდა ძლიერ პიროფექტს).

ციხვიდან თუჯი ჩამოვასხით სიფონური წესით სპეციალურად გამზადებულ ფორმებში.



ნახ. 20. ნამზადების სიფონური ჩამოსხმის სქემა

მორე მეთოდით მოდიფიცირებისას ლითონური მაგნიუმი 1300°C -ზე გრაფიტის ზარის საშუალებით შეგვყავდა უშუალოდ ინდუქციურ ლუმელში. მოდიფიცირების პროცესი მიმდინარეობდა პიროფექტების გარეშე. მოდიფიცირება მიმდინარეობდა 5-6 წთ-ის განმავლობაში, რის შემდეგაც ხდებოდა სფეროიდული თუჯის გადახურება 1500°C -მდე და შემდგომ ციხვში ჩამოსხმა, რომლის ფსკერზე წინასწარ მოთავსებული იყო 0.5% ფეროსილიციუმი და 0.1% ფერობორი. ექსპერემენტული თუჯების ქიმიური შემადგენლობა მოყვანილია ცხრილში 12.



ნახ. 21. ელექტროდული გრაფიტისგან დამზადებული ზარი

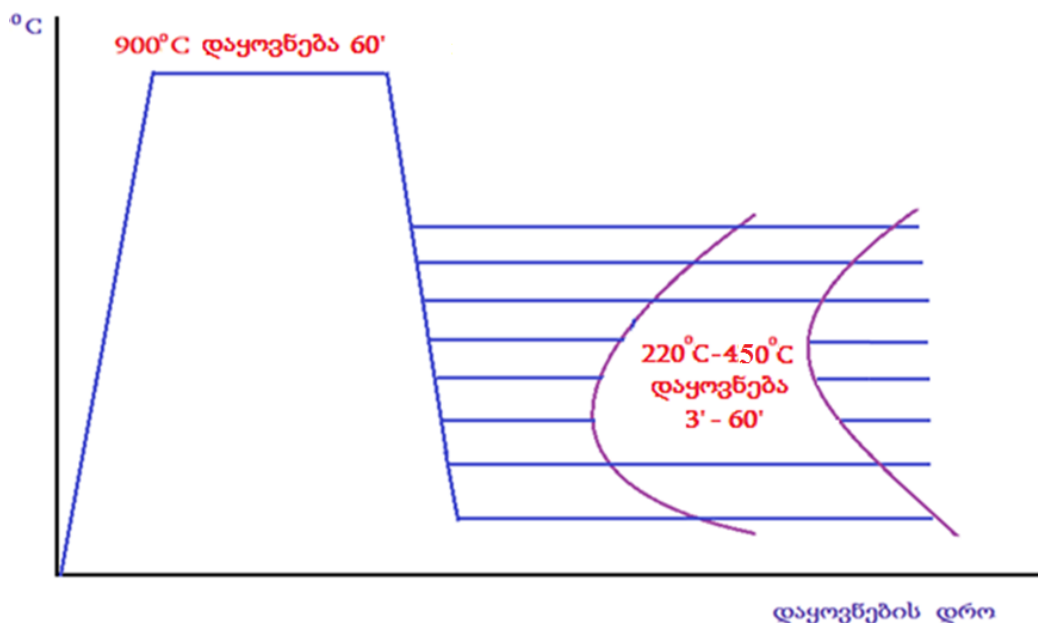
ფორმებში ჩამოსხმული ლითონის გაცივების შემდეგ იჭრებოდა სხვადასხვა დანიშნულების საცდელი ნიმუშები.

მასალებს უტარდებოდა ქიმიური ანალიზი სპექტრულ ანალიზატორზე Magelan, მათი სისაღეები იზომებოდა Rockwell-ზე.

3.2. თერმული დამუშავება და მეტალოგრაფიული ანალიზი

ნიმუშებს სხვადასხვა რეჟიმებზე ჩაუტარდათ თერმული დამუშავება და შესწავლილი იქნა მათი მიკროსტრუქტურები მეტალოგრაფიულ მიკროსკოპზე Neophot 32. 900°C -ზე აუსტენიტიზაციის შემდეგ იზოთერმულად იწრებოდა ლითონურ აბაზანაში (Sb-8%, Sn-5%, Pb-87%). იზოთერმული წრთობა მიმდინარეობდა $220-450^{\circ}\text{C}$ ტემპერატურულ ინტერვალში, შესაბამისი დაყოვნებით ბენიტის სხვადასხვა სახის სტრუქტურის მისაღებად.

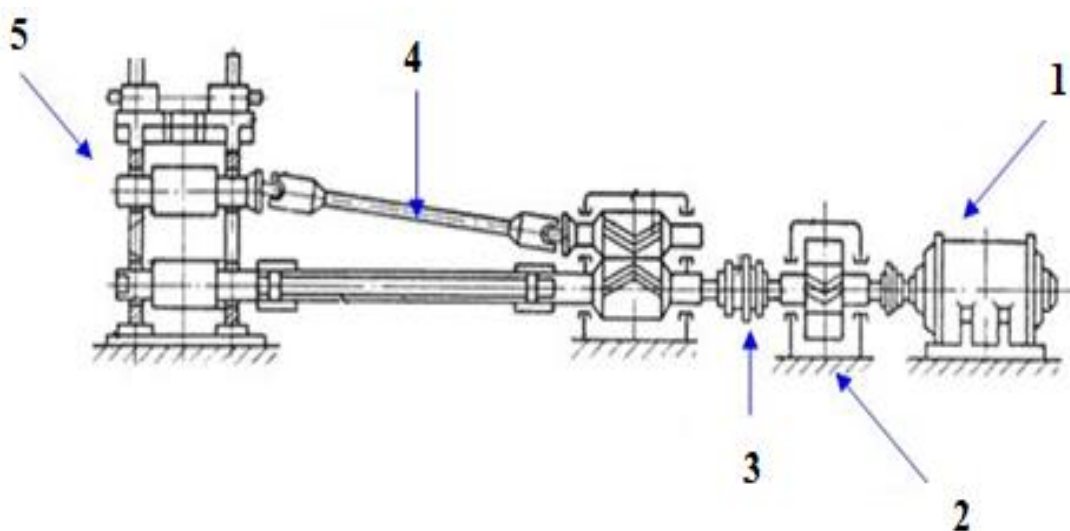
ბენიტური სტრუქტურის მისაღებად თერმული დამუშავების რეჟიმები სქემატურად მოყვანილია ნახ. 22-ზე. თუჯების აუსტენიტიზაციაზე დაყოვნების დრო შეადგენდა 60 წთ-ს, ხოლო იზოთერმული წრთობის ხანგრძლივობა იცვლებოდა 3-დან - 60 წთ-მდე.



ნახ. 22. მიკროლეგირებული მაღალმტკიცე თუჯის თერმული დამუშავების რეჟიმები

3.3. თუჯის ცხლად პლასტიკური დეფორმაცია

საცდელი ნიმუშების დეფორმირებადობის შესასწავლად გამოყენებული იქნა ლაბორატორიული საგლინავი დგანი. გლინვისთვის წინასწარ მომზადდა ნიმუშები ზომებით $\varnothing 28$ მმ და $l = 300$ მმ. გასაგლინი ნიმუშები ხურდებოდა მუფელის ღუმელში 950°C -მდე 30 წუთის დაყოვნებით. ნიმუშების დეფორმაციის ხაზობრივი სიჩქარე შეადგენდა 0.27 მ/წმ.



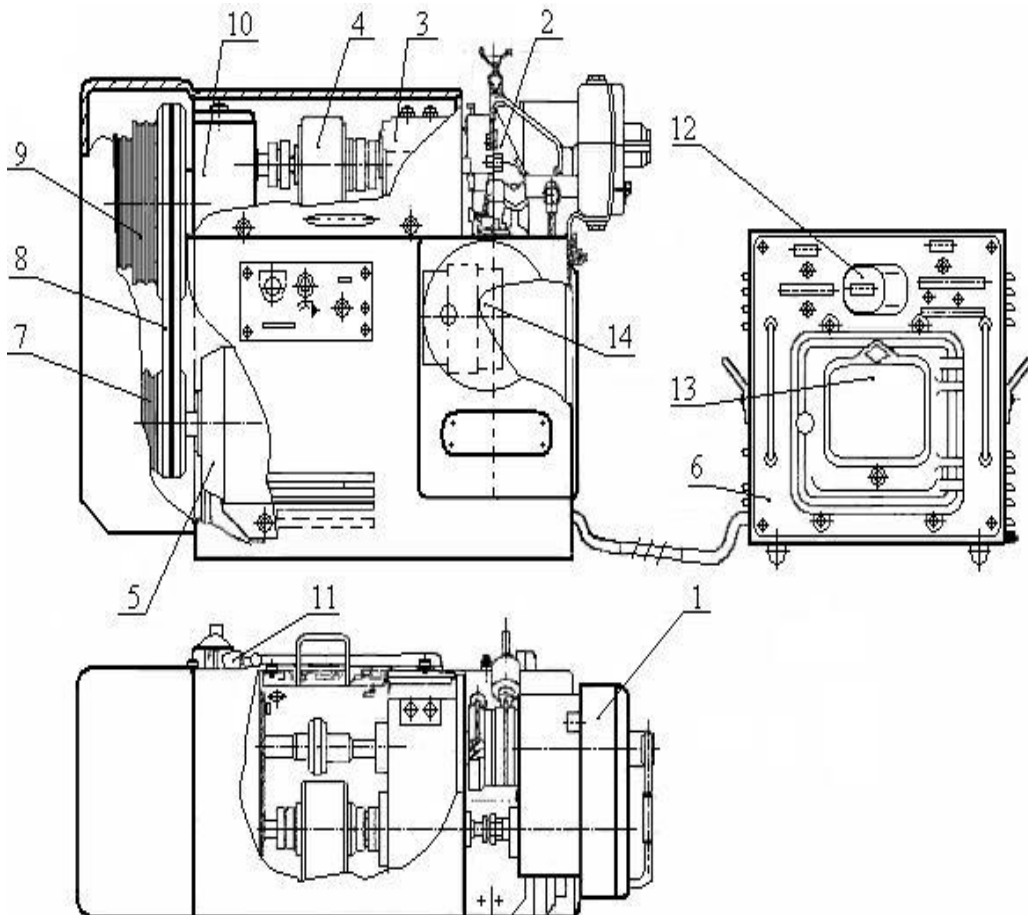
ნახ. 23. ცხლად და ცივად გლინვის დგანი „280“:

1. ელექტროძრავი; 2. რედუქტორი; 3. ქურო; 4. შპინდელი; 5 - გლინები

ნიმუშები გამოიცადა ცვეთამდეგობაზე. ცვეთამდეგობის შესასწავლად გამოყენებული იქნა გორგოლაჭებიანი ხახუნის მანქანა მოდელი CMI-2 (ნახ. 24). ცდები ტარდებოდა დაახლოებით მშრალი სრილის ხახუნის პირობებში, გორგოლაჭის ბრუნვის სიჩქარე იყო დაახლოებით 1000ბრ/წთ, კონტაქტური ძალა იცვლებოდა 38-40ნ-ის ზღვრებში, კონტრსხეულად აღებულ იქნა Y8 ნაწრთობი ფოლადისგან დამზადებული გორგოლაჭი დიამეტრით 40მმ.

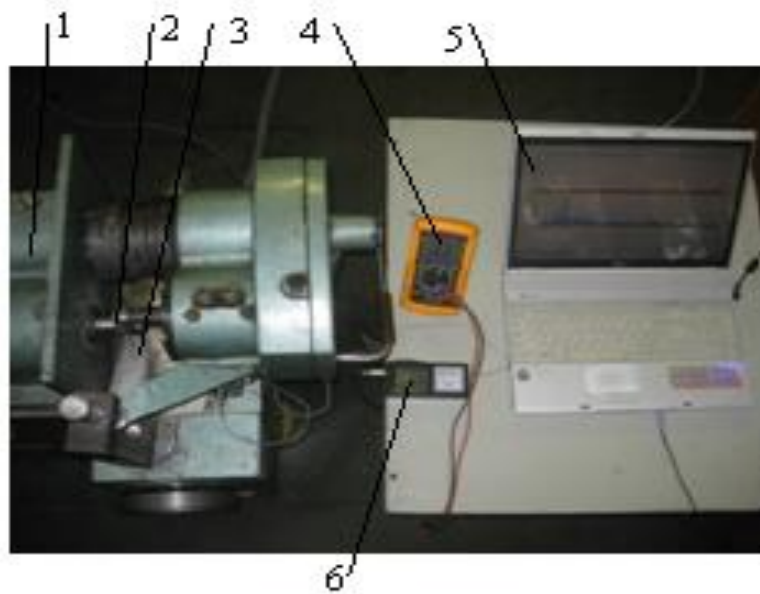
3.4. მაღალმტკიცე თუჯების გამოცდა ცვეთამედეგობაზე

ნიმუშები აგრეთვე გამოიცადა ცვეთამედეგობაზე მშრალი ხახუნის პირობებში. ცვეთამედეგობის შესასწავლად გამოყენებული იქნა ხახუნის მანქანა CMI-2 (ნახ. 24).



ნახ. 24. ნიმუშების ცვეთაზე გამოსაცდელი მანქანა CMI-2:

1 - მზიდი მოძრავი ნაწილი; 2 - დატვირთვის მექანიზმი; 3 - ქვედა ნიმუშის ვეგი; 4 - სენსორი; 5 - ამძრავი; 6 - მართვის პულტი; 7 - სამსაფეხურიანი წამყვანი შკივი; 8 - სოლური ღვედები; 9 - მიმყოლი (ამყოლი) შკივი; 10 - რედუქტორი; 11 - საბოლოო გამომრთველი; 12 - ქვედა ნიმუშის ბრუნვათა ჯამური რაოდენობის აღმრიცხველი; 13 - საჩვენებელი და ჩამწერი პოტენციომეტრი.

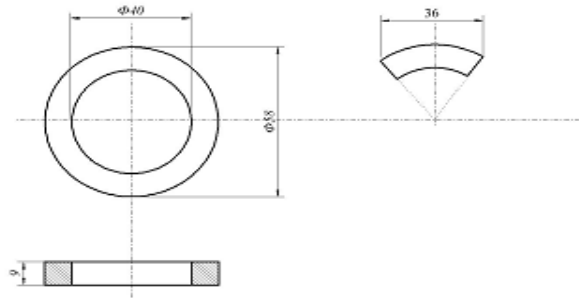


სურ. 15. გორგოლაჭებიანი ხახუნის მანქანა და გამოზომი ხელსაწყოები
 1 - გორგოლაჭებიანი ხახუნის მანქანა; 2 - საცდელი ნიმუშები; 3 - ცვეთის პროდუქტები; 4 - მილივოლტმეტრი; 5 - პერსონალური კომპიუტერი; 6 - ვიბრომეტრი

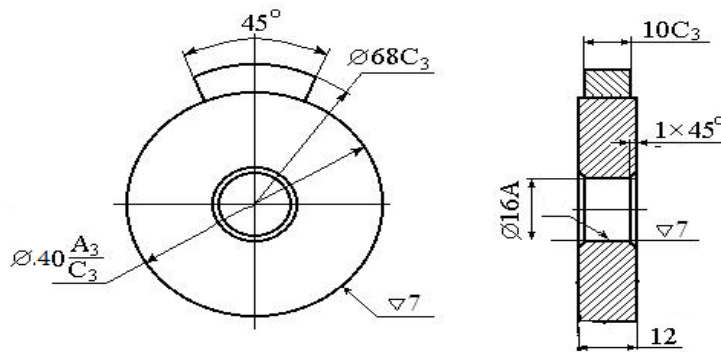
ცდები მიმდინარეობდა მუდმივი ბრუნვათა რიცხვის პირობებში – 1000 ბრ/წთ, დაწოლის ძალა შეადგენდა 38-40ნ-ს. კონტრსხეულად აღებულ იქნა Y8 ნაწრთობი ფოლადისგან დამზადებული გორგოლაჭი დიამეტრით 40მმ, რომლის სისალე შეადგენდა 64-HRC ერთეულს როკველის სკალით. შესწავლილ იქნა სხვადასხვა სტრუქტურის მქონე ნიმუშების ხახუნის კოეფიციენტები და ცვეთის მასის დანაკარგი. ხახუნის კოეფიციენტის დასადგენად ცდების მიმდინარეობისას ფიქსირდებოდა ნიმუშზე მოქმედი დაწოლის ძალა - $F_{დაწ.}$, ხახუნის მომენტი $M_{ხახ.}$ და კონტრსხეულის დიამეტრი - $d_{კონტრ.}$ ხახუნის კოეფიციენტის გაანგარიშებისათვის გამოყენებულ იქნა შემდეგი ფორმულა:

$$f = \frac{2 \times M_{ხახ.}}{d_{კონტრ.} \times F_{დაწ.}}$$

მოხახუნე წყვილად გამოყენებულ იქნა: უძრავი ხუნდი (გამოსაცდელი ნიმუში) - მბრუნავი დისკი (კონტრსხეული). ნიმუშების ძირითადი ზომები მოყვანილია სქემატურად (ნახ. 25-26).



ნახ. 25. გამოსაცდელი ნიმუში



ნახ. 26. ცვეთამედევობაზე გამოსაცდელი მოხაზუნე წყვილი

ნიმუშების ცვეთამედევობის შეფასება ხდებოდა ნიმუშების დანაკარგით სრიალით მშრალი ხახუნის პირობებში. ამისთვის გამოსაცდელი ნიმუშები იწონებოდა ხახუნზე გამოცდამდე და გამოცდის შემდეგ. წონის დანაკარგი გამოითვლებოდა ფორმულით :

$$\Delta = m_{\text{საწყ.}} - m_{\text{საბ.}} / L, \text{ მგ/მ};$$

სადაც: Δ - ნიმუშის წონის დანაკარგი ხახუნის მანძილის ერთეულზე; $m_{\text{საწყ.}}$ - ნიმუშის საწყისი წონა, მგ.; $m_{\text{საბ.}}$ - ნიმუშის წონა ცვეთის შემდეგ, მგ.; L - ხახუნის მანძილი, მ.

რენტგენოსტრუქტურული კვლევები ჩატარდა რენტგენო-დიფრაქტომეტრ ДРОН-4-ზე კობალტის გამოსხივებით.

დასკვნა

1. შემუშავებულია სფერული ფორმის გრაფიტის მქონე მიკროლეგირებული თუჯების შემადგენლობა და იზოთერმული დამუშავების ტექნოლოგიური პროცესი, რომელიც სტაბილურად უზრუნველყოფს ბენიტური სტრუქტურის მიღებას;
2. ბორის მიკროდანამატები 30-35%-ით ამცირებს აუსტენიტიზაციის ხანგრძლივობას 900°C-ზე, რაც აუსტენიტში ნახშირბადის დიფუზიის კოეფიციენტის გაზრდის შედეგია;
3. ბორით 0.02-0.03% მიკროლეგირება 10%-ით ამცირებს აუსტენიტის იზოთერმული დაშლის ხანგრძლივობას;
4. ბორის მიკროდანამატები 4-6%-ით ზრდის ნარჩენი აუსტენიტის რაოდენობას, რომელიც მიიღება აუსტენიტის დაშლის შედეგად;
5. ბორით მიკროლეგირებული თუჯები ხასიათდებიან სტრუქტურის უფრო მაღალი დისპერსულობით და ნარჩენი აუსტენიტის თანაბარი განაწილებით;
6. ბორის მიკროდანამატები 40-50°C-ით აფართოებენ ზედა ბენიტის ფორმირების ტემპერატურულ არეალს;
7. ბორით მიკროლეგირება 5-7 HRC-თი ზრდის სისალის საშუალო მაჩვენებლებს, რაც განაპირობებულია სტრუქტურის დაწვრილმარცვლოვნებით ბორიდებით;
8. დადგენილია, რომ თუჯის ბორით მიკროლეგირებით და თერმული დამუშავებით ხახუნის კოეფიციენტი შეიძლება ვცვალოთ 0.44-0.68 დიაპაზონში, მოთხოვნების შესაბამისად;
9. დადგენილია, რომ 0.02-0.03% B-ით მიკროლეგირებული მაღალმტკიცე სილიციუმიანი (2.2-2.4% Si) თუჯები ექვემდებარებიან ცხლად პლასტიკურ დეფორმაციას. დეფორმაციის ხარისხი 950°C-ზე აღწევს 65%;
10. ბენიტურ თუჯებში Ni, Mo და Cu-ის ჩანაცვლება ბორის მიკროდანამატებით $\approx 100-130$ \$-ით ამცირებს 1 ტონა ვარგისი სხმულის თვითღირებულებას.

გამოყენებული ლიტერატურა

1. Soivio, K. Austempering Experiments of Production Grade Silicon Solution Strengthened Ductile Iron. *Materials Science Forum*, (2018). 925, 239–245.
2. Krzyńska A., Kochański A. Properties and Structure of High-Silicone Austempered Ductile Iron. *Archives of Foundry Engineering*, (2014). 14(2), 91–94.
3. Luo, G. S. Property and Application of Austempered Ductile Cast Iron. *Advanced Materials Research*, (2011). 328-330, 1297–1300.
4. Sellamuthu P., Samuel D., Dinakaran D., Premkumar V., Li Z., & Seetharaman, S. *Austempered Ductile Iron (ADI): Influence of Austempering Temperature on Microstructure, Mechanical and Wear Properties and Energy Consumption*. (2018). *Metals*, 8(1), 53.
5. Rajendra M. Galagali, R. G. Tikotkar Tribological Behaviour of Si-Cu-Mo-Ni Alloyed Austempered Ductile Iron World Academy of Science, *Engineering and Technology International Journal of Materials and Metallurgical Engineering* (2017) Vol:11, No:5, 23-27.
6. Xie W., Pu J., MacKerell A.D. Development of a Polarizable Intermolecular Potential Function (PIPF) for Liquid Amides and Alkanes. *J. Chem. Theory Comput*, (2007). 3, 6, 1878 -1889.
7. R.Kumar, R.K. Behera, S.Sen Effect of Tempering Temperature and Time on Strength and Hardness of Ductile Cast Iron, *4th National Conference on Processing and Characterization of Materials IOP Publishing IOP Conf. (2015). Series: Materials Science and Engineering 75 Rourkela, India.*
8. R.Kumar, M. Gorny, G. Angella, E. Tyrala, M. Kawalec, S. Paz, A.Kmita Role of austenitization temperature on structure homogeneity and transformation kinetics in austempered ductile iron, (2019). *Met Mater Int pp. [1-10]*
9. Э.Н.Корниенко., А.Г.Панов., Д.Ф.Хальфин. Перспективы производства отливок из ЧШГ аустенитно-бейнитного класса *Литейщик России*. (2004.) № 6. С. 11–16.
10. Клецкая Я., Левитан М., *Литейное производство* (1987) 9. стр. 9-13.
11. Полухин М.С., Камынин В.В. Влияние структурных факторов на триботехнические свойства антифрикционных чугунов. *Вестник Воронежского государственного технического университета*. (2011). – Т. 7. – С. 43-47.
12. Marques, E. S. V., Silva, F. J. G., Paiva, O. C., & Pereira, A. B. Improving the Mechanical Strength of Ductile Cast Iron Welded Joints Using Different Heat Treatments (2019). *Materials*, 12(14), 2263

13. Trudel, A., & Gagné, M. Effect of Composition and Heat Treatment Parameters on the Characteristics of Austempered Ductile Irons. *Canadian Metallurgical Quarterly* (1997). 36(5), 289–298.
14. Górny, M., Angella, G., Tyrała, E., Kawalec, M., Paż, S., & Kmita, A. Role of Austenitization Temperature on Structure Homogeneity and Transformation Kinetics in Austempered Ductile Iron. *Metals and Materials International*. (2019)., 25, pages956–965
15. Erdogan, M., Kilicli, V., & Demir, B. Transformation characteristics of ductile iron austempered from intercritical austenitizing temperature ranges. *Journal of Materials Science* (2007). 44(5), 1394–1403.
16. Wang B., Barber, G. C., Tao, C., Sun, X., & Ran, X. Characteristics of tempering response of austempered ductile iron. *Journal of Materials Research and Technology* (2018). 7(2), 198–202.
17. L. V. France, S. Mrzygłód*, A. Kowalski**, I. Olejarczyk-Woźenska, Effect of heat treatment parameters on the formation of ADI microstructure with additions of Ni, Cu, Mo. *Archives of Metallurgy and Materials* (2015),60(3).
18. E. Konca, K.Tur, E.Koç Effects of Alloying Elements (Mo, Ni, and Cu) on the Austemperability of GGG-60 Ductile Cast Iron. *Metals* (2017), 7, 320 p.
19. E. Konca, K.Tur, E.Koç Effects of Alloying Elements (Mo, Ni, and Cu) on the Austemperability of GGG-60 Ductile Cast Iron, *Metals* 2017, 7, 320 p.
20. Zimba, J., Simbi, D. J., Chandra, T., & Navara, E. A Dilatometry Study of the Austenitization and Cooling Behavior of Ductile Iron Meant for the Production of Austempered Ductile Iron (ADI). *Materials and Manufacturing Processes*, (2004). 19(5), 907–920.
21. Boccardo A, Dardati P, Celentano D, Godoy L. Austempering heat treatment of ductile iron: computational simulation and experimental validation. *Fin Elem Anal Des* (2017);134(15):82–91.
22. Hsu C, Lin K. A study on microstructure and toughness of copper alloyed and austempered ductile irons. *Mater Sci Eng* (2011), 528(18):5706–12.
23. Wilk-Kolodziejczyk D., Regulski K., Gietka T., Gumienny G., Jaskowiec K. The selection of heat treatment parameters to obtain austempered ductile iron with required impact strength, *J Mater Eng Perform* (2018), 2 (11) pp. 5865-5878
24. Cheng H., Fu H., Ma S., Lin J, LeiEffects Y. of austenitizing process on microstructures and properties of carbidic austempered ductile iron, *Mater Res Exp* (2019), 6 (1), pp. 161-167.
25. B.Wang, G.C. Barber, F .Qiub, A review: phase transformation and wear mechanisms of single-step and dual-step austempered ductile irons, *Journal of material research and Technology* (2020), 9(1), pp.1054-1069.

26. K. Okabayashi, M. Kawamoto, A. Ikenaga, M. Tsujikawa, Impact characteristics and fractography of spheroidal graphite cast iron and graphite steel with hard eye structure, *Trans.Ž .Jpn. Foundrymen's Soc.* (1982), 37–41, May.
27. H. Chen, H. Fu, Y. Lei Effects of austenitizing process on microstructures and properties of carbidic austempered ductile iron, *Mater. Res. Express* 6 (2019), N1,(6), pp.5-9.
28. Артеменко Т.В Исследование и разработка технологии производства массивных отливок из бейнитного чугуна с шаровидным графитом. (2001) Дисс. на соискание степени канд. Техн. Наук. Москва, 170 с.
29. Eri O., Jovanovi M. Microstructure and mechanical properties of cunimo austempered ductile iron. *Journal of Mining and Metallurgy* (2004), 40B (1), 11 – 19
30. Silva, A. J. S. T. da, Goldenstein, H., Guessser, W. L., & Campos, M. F. de. Quenching and partitioning heat treatment in ductile cast irons. *Materials Research* (2014). 17(5), 1115–1123.
31. Takita, M., & Ueda, Y. Effect of Retained Austenite on Properties of Austempered Ductile Iron. *Cast Metals* (2016)., 1(3), 147–155.
32. Bhadeshia H.K.D.H. Bainite in steels. London: *IOM Communications*(2001), 476 p.
33. Yescas M.A. Modeling the microstructure and mechanical properties of austempered ductile irons. *The Ph. Doctoral thesis. University of Cambridge.* (2001), 190 p.
34. Yazdani S., Elliot R. Influence of molybdenum on austempering behavior of ductile iron. Part 4 – austempering behaviour of ductile iron containing 0,45% Mo. *Metallurgical science and technology* (1999), 15, 8, 896-902.
35. Yazdani S., Elliot R. Influence of molybdenum on austempering behaviour of ductile iron. Part 2 – austenitising temperature on austempering kinetics, mechanical properties, and hardenability of ductile iron containing 0,13% Mo. *Metallurgical science and technology* (1999), 15, 5, 541-546.
36. Komatsu S., Osafune Y., Tanaka Y., Tanigawa K., Shibutani S., Kyogoku H. Influence of water embrittlement effect on mechanical properties of ADI. *International journal of cast metals research (Proceeding of the 7th international symposium on the science and Processing of cast Iron)* (2003), 16, 1-3, 209-214.
37. Eric O., Rajnović D., Eric O., Šidjanin L., Jovanović M.T. An austempering study of ductile iron alloyed with cooper. *Journal of Serbian chemical society.* (2005), 70, 7, 1015-1022.
38. Косников Г.А., Морозова Л.М. Исследование и разработка высокопрочного чугунов с шаровидным графитом аустенитно – бейнитного класса. *Труды СПбГТУ* (1998), 473, 138-143.

39. Bosnjak B., Rajnović D. Effect of austenitising temperature on austempering kinetics of Ni-Mo alloyed ductile iron. *Materiali in tehnologij*, (2004), 38, 4, 307-312.
40. Лисовский А.В. Исследование и совершенствование процессов горячей обработки давлением сплошных и полых заготовок из высокопрочного чугуна. *Автореферат диссертации на соискание ученой степени кандидата технических наук*. (2008) Москва. С.41.
41. Баранов А., Баранов Д. Деформированный высокопрочный чугун – перспективный конструкционный материал. Донецк: *Научно-практическая конференция «Донбасс»*, (2002). 5-6.07., ст 5.
42. Зеленцов А., Балакина М. Влияние обжаты и температуры на твердость прокатных клиньев из чугуна с шаровидным графитом. *Известия ВУЗов: Черная металлургия*, (1991). 11,43-44.
43. Nasr El-Din H., Nofal A., Ismail A. Hot working of ductile iron alloyed with molybdenum. *Canadian metallurgical Quarterly*, (2000). 39, 3, 345-360.
44. Bhadeshia H.K.D.H. Bainite in steels. London: *IOM Communications*, (2001). 476 p.
45. Курдюмов Г., Утевский Л., Энтин Р. *Преобразования в железе и стали*, (1977). Москва: Наука, 236 с.
46. Лившиц Б. Металлография. *Металлургия*, (1990). Москва: с. 236.
47. Achary J. Venugopalan D. Microstructural Development and Austempering Kinetics of Ductile Iron during Thermomechanical Processing. *Metallurgical and materials transactions*, (2000). 31A,10,2575-2585.
48. Kharlamov Y., Rahman F., Budagyunchz N., Shevchenko J., ChatthaA. Chip forming in process of grinding of alloy cast iron mill rolls. Tehran: *International congress on manufacturing engineering TICME* (2005). 12-15.12.2005, 9 p.
49. Ibrahim K.M. Microstructure and mechanical behaviour of Ni-alloyed ausformed austempered ductile iron. *Canadian metallurgical Quarterly*, (2005). 44, 505-513.
50. Achary J. Tensile properties of austempered ductile iron under thermomechanical treatments. *Journal of materials engineering and performance*, (2000). 9, 1, 56-61.
51. ბერაძე გ. დეფორმირებადი თუჯების მოდიფიცირებისა და თერმული დამუშავების ტექნოლოგიის კვლევა. *დისერტაცია დოქტორის აკადემიური ხარისხის მოსაპოვებლად*, (2009). თბილისი. 137 გვ.

52. Макаров А.В. Повышение износостойкости сплавов железа за счет создания метастабильных и нанокристаллических структур. *Дисс. на соискание доктора техн.наук*, (2009). Москва С.422
53. Макаров А. В. Повышение твердости и износостойкости закаленных лазером стальных поверхностей с помощью фрикционной обработки. *Трение и износ*. (2003).Т. 24, № 3. - С. 301-306.
54. Al-Rubaie K. S. Equivalent hardness concept and two-body abrasion of iron-base alloys. *Wear*, (2000), V. 243, № 1-2. -P. 92-100.
55. Сорокин Г. М. Критерии выбора сталей применительно к абразивному изнашиванию. *Трение и износ*, (2003). - Т. 24, № 1. - С. 80-84.
56. Брыков М.Н., Ефременко В.Г., Ефременко А.В. Износостойкость сталей и чугунов при абразивном изнашивании. *Научное издание Гринь*, (2014) Херсон: 364 с.
57. Yang G. H. A comparison of microstructural effects on two-body and three-body abrasive wear. *Wear*, (1989). V. 129, № 1. – P. 93-103.
58. <https://www.phase-trans.msm.cam.ac.uk/russian/bainiterb.html>
59. Степанова Н.В. Влияние меди на комплекс механических и анти-фрикционных свойств заэвтектоидных сталей и чугунов *Дисс. на соискание канд. техн.наук*, (2009). Новосибирск С.203