

საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი (სტუ)  
ქიმიური ტექნოლოგიისა და მეტალურგიის ფაკულტეტი  
გამოყენებითი საგრანტო ნომინაციის საპროექტო წინადადება №9  
„ბენიტიური თუჯი და მისი გამოყენების შესაძლებლობები“

ა ნ გ ა რ ი შ ი

პროექტის ხელმძღვანელი და შემსრულებელი ტ მ დ, პროფესორი ვასილ კოპალეიშვილი  
№ 26 მიმართულება (კათედრა №26), რომელზეც 3 სპეციალობაა:

- 1) „შავი და ფერადი ლითონების მხატვრული და საკონსტრუქციო სხმულის წარმოება“;
- 2) „კომპოზიციური და ფხვნილოვანი მასალები, დანაფარები, პრეცეზიული მეტალურგია“;
- 3) „ლითონური მასალების (ნაკეთობების) ექსპერტიზა და სერტიფიცაცია“

სრული ანგარიში მოიცავს:

ბმ.

I. – „ბენიტური თუჯი და მისი გამოყენების შესაძლებლობები“ შპს „რუსთავის ფოლადის“ მაგალითზე.....	3-13
II. – პროექტების (№1.1. „მილსაგლინავი აგრეგატ „400“-ის ინსტრუმენტის საკონსტრუქციო სიმტკიცის გაზრდა 500 მილზე მეტი გამძლეობით“; №2.1. „საველე პირობებში შესადულებელი ( $C \leq 0,22\%$ ; $CE \leq 0,43$ ) არმატურის B500W-ს წარმოება დენადობის ზღვრით $\sigma_{\text{დ}} \geq 500 \text{ ნ/მ}^2$ , სელექტირებული ფოლადი 3-გან „შლეიფით“), ცხლად გლინულ მდგომარეობაში – თერმული დამუშავების გარეშე“; №3.1. ფოლადებისგან 40ГCДMΦT (მზადდება განაცხადი), 40ГΦT (პატენტი P6260; GEP2015 6260B) სამაგრი და სატუმბო-საკომპრესორო უნაკერო მილების წარმოება მილსაგლინავ აგრეგატზე „400“ და „140“, შესაბამისად, დენადობის ზღვრით $\sigma_{\text{დ}} \geq 760 \text{ ნ/მ}^2$ ) მოკლე შინაარსს.....	14-22
III. – შპს „რუსთავის ფოლადის“ კრიზისიდან გამოსვლის ორ გზას: .....	23-44
1. ბრძმედის ამუშავება – დიდი მეტალურგიის აღდგენა, რომელსაც წინ უნდა უსწრებდეს შეკვეთების მოპოვება და ბაზრ(ებ)ის დაკავება.....	23
2. საამქროების (მოდულების) მინი-ქარხნების რეჟიმებში მუშაობა.....	24-44
IV. – 2016 წელს გამოქვეყნებულ 4 სამეცნიერო სტატიას, რომლებიც უშუალო შეხებაშია შესრულებულ თემატიკაცთან	
IV. 1. შესადულებელი ( $C \leq 0,22\%$ ; $CE \leq 0,433\%$ ), უნიფიცირებული B500W არმატურის წარმოება დენადობის ზღვრით $\sigma_{\text{დ}} \geq 500 \text{ ნ/მ}^2$ ცხლადგლინულ მდგომარეობაში, თერმული დამუშავების გარეშე. სტუ-ს შრომები. №1(499). 2016;.....	159-173
IV. 2. ბენიტური თუჯის საკონსტრუქციო სიმტკიცის გაზრდა შენადნობის ქიმიური შედგენილობის, თერმული დამუშავებისა და გრაფიტის სფერული ფორმის მიღების სრულყოფით. სტუ-ს შრომები. №1(499). 2016;.....	68-78
IV. 3. 40AГΦT ფოლადის ბზარმედეგობა. სტუ-ს შრომები. №1(499). 2016;.....	126-131
IV. 4. გამჭოლი დგანების მაღალმედეგი სამართულების საწარმოებლად განკუთვნილი დაბალნახშირბადიანი ბენიტური კლასის 08XH4CДMΦT ტიპის ფოლადის ყოველმხრივი შესწავლა მისი გამოყენების სფეროს გაზრდის მიზნით. ჟურნალი მეცნიერება და ტექნოლოგიები. 2016. №3(723).....	80-90

I. „ბენიტიური თუჯი და მისი გამოყენების შესაძლებლობები“ შპს „რუსთავის  
ფოლადის“ მაგალითზე

რ ე ზ ი უ მ ე

განხილულია ბენიტიურ თუჯთან (ADI – ბენიტიზე ნაწრთობი მაღალი სიმტკიცის თუჯი და ბენიტიური კლასის თუჯი) დაკავშირებული ამოცანები (ხშირად პრობლემური) და მოცემულია მათი ამოხსნის გზები. შპს „რუსთავის ფოლადის“ მილსაგლინავ აგრეგატ „400“-ის მაგალითზე, წარმოდგენილია მათი გამოყენების შესაძლებლობები. დასახულია, რომ მილების გლინვის ტექნოლოგიური ხაზი, აგრეგატი „400“ (მახურებელი ღუმელი, მაცენტრებელი, გამჭოლი დგანები I და II, ავტომატური დგანი, შემომგლინავი დგანი და დამაკალიბრებელი დგანი) განიხილებოდა ერთიანად. ნაჩვენებია, რომ მილსაგლინავი დგანების ინსტრუმენტთან (სამართულები, სახაზავები) დაკავშირებით, გამჭოლი დგანების სამართულების გარდა (რომელსაც ვკურირებთ XX საუკუნის 80-იანი წლებიდან იყო მასალა 12XH3A შევიმუშავეთ ახალი კომპოზიცია 10XH3MΦ და დამუშავების ასევე ახალი მეთოდი, რომელთა გავლენით გაორკვედა სამართულების მედეგობა; შემდგომი მოდერნიზაციით →10XH3MΦT→08XH4CДMΦT საშუალო მედეგობა გაუტოლდა  $n \geq 800$  მილზე, ხოლო რეკორდული  $\geq 1000$  მილზე; 1500; 1700 მილი!) მდგომარეობა ძალზე მძიმეა და თხოულობს სწრაფ და სწორ გადაწყვეტას.

შესასრულებელი სამუშაოები დავყავით ორ ეტაპად. პირველი ორი წლის ხანგრძლივობით, რომლის შემდეგ ინსტრუმენტის მინიმალური მედეგობა იქნება  $n_1 \geq 500$  მილზე, ხოლო მეორე ეტაპის ხანგრძლივობა იქნება 5 წელი, ინსტრუმენტის მინიმალური მედეგობა კი  $n_2 \geq 1000$  მილზე, რითაც საწარმოო გახდება ინსტრუმენტის ექპორტიორი! დღეს, ჩვენს ხელთ არსებულ მონაცემების ანალიზზე დაყრდნობით ვიძლევიტ შემდეგ რეკომენდაციებს (რა თქმა უნდა, გამჭოლი დგანების სამართულების მასალა და დამუშავება სტრატეგიულად არ შეიცვლება. მოწესრიგდება გამოდნობისა და დამუშავების რეჟიმები ისე, რომ სტაბილურად იქნეს მიღებული გლობულარული ბენიტი ე.წ. „სუპერ ბენიტი“; ვიძლევიტ გამოყენების სფეროს გაფართოებაზე; მიღებული შედეგების გადმოტანა მილსაგლინავ აგრეგატ „140“-ზე, 08XH4CДMΦT, როგორც საჯავშნე მასალა და სხვა), მოგვყავს რეკომენდებული მასალების ჩამონათვალი დგანების მიხედვით

1. გამჭოლი დგანების I და II, სამართულების მასალა 08XH4CДMΦT, სახაზავების მასალა 350CKO2ДH5ΦT;

2. ავტომატური დგანის სამართულების მასალა 350CЮ2ДH5ΦT;

3. შემომგლინავი დგანების სამართულების მასალა 350CЮ2ДH5MΦT, სახაზავების მასალა 350CЮ2ДH5ΦT. ჩვენი პროგნოზით, ამ მიმართულებით მალე გვექნება ბენიტური თუჯების ფუძე 350CЮ2, როგორც დამოუკიდებელი, ახალი და იაფი ADI, რომლისგანაც დამზადდება სახაზავები, სორტის არმატურა, გლინები და სხვა მრავალი ნაკეთობა!

საკვანძო სიტყვები: მილსაგლინავი დგანების ინსტრუმენტის (სამართულები და სახაზავები) მასალები: გამჭოლი დგანების I და II სამართულების მასალა 08XH4CДMΦT სტრუქტურით გლობულარული ბენიტი, ე.წ. „სუპერ ბენიტი“, იგივე დგანების სახაზავების მასალა 350CЮ2ДH5ΦT; 2. ავტომატური დგანის სამართულების მასალა 350CЮ2ДH5ΦT; 3. შემომგლინავი დგანების სამართულების მასალა – ბენიტური კლასის თუჯი 350CЮ2ДH5MΦT და იმავე დგანების სახაზავების მასალა ADI – 350CЮ2ДH5ΦT.

## შესავალი

მეოცე საუკუნის ბოლოს ფართო გავრცელება ჰპოვა ბეინიტურმა თუჯმა, რომლის მისაღებად საჭირო იყო თუჯი, გრაფიტის სფერული ფორმით ( $B\leftrightarrow DI$  – Высокопрочный чугун-მაღალი სიმტკიცის თუჯი,  $DI$  – Ductile Iron – პლასტიკური თუჯი), ხოლო ფუძის საჭირო სტრუქტურა მიიღება თუჯის იზოთერმული წრთობით ბეინიტზე. სხვა ვარიანტში, გამოყენებული იყო ბეინიტური კლასის თუჯები<sup>1</sup>. ხშირად, ბეინიტური სტრუქტურა მიიღებოდა სხმულების – ნაკეთობების ჰაერზე გაცივებით. გრაფიტის რაოდენობის მხედველობაში მიუღებლად, ორივე შემთხვევაში ფაზური გარდაქმნის შემდეგ მიიღებოდა ბეინიტი ( $B=90-80\%$ ) და ნარჩენი აუსტენიტი ( $\gamma_r=10-20\%$ ). ბეინიტი უზრუნველყოფდა სიმტკიცის მაჩვენებლების საჭირო დონეს, ხოლო ნარჩენი აუსტენიტის რაოდენობა –  $\gamma_r\%$ , დამუშავების ოპტიმალურ რეჟიმებზე, განაპირობებდა „პგგ“-ს („პგგ“-პლასტიკურობა განპირობებული გარდაქმნით; ПНП – Пластичность наведенная превращением; TRIP – Transformation-Induced Plasticity). სხვანაირად, პლასტიკურობის მახასიათებლები მიიღებოდა არატრადიციულად – „ხელოვნურად“. მიუხედავად ასეთი გამართული სტრატეგიისა, მრავალი ტექტიკური ამოცანა მოითხოვდა გადაწყვეტას.

— ამ მიმართულების ერთ-ერთი პრობლემური ამოცანა იყო და გარკვეულად დღესაც რჩება, ბეინიტური თუჯის საკონსტრუქციო მედეგობა-სიმტკიცე. თუ ამ მასალას ექნებოდა პლასტიკურობა, სიბლანტე, ბზარმედეგობა და სხვა მახასიათებელი, რომელიც აუმჯობესებს მზა პროდუქციის ხანგამძლეობას, მაშინ მისი გამოყენების სფერო მნიშვნელოვად გაფართოვდებოდა. ბეინიტური თუჯი მართლაც გახდებოდა XXI საუკუნის ფართოდ გამოყენებული საკონსტრუქციო მასალა.

— ის რომ საჭირო ფორმა და ზომები მიიღება შედარებით ადვილად-ჩამოსხმით, ეს ძალიან კარგია, მაგრამ პრაქტიკულად სხმული ლითონის სტრუქტურის გამოსწორება ძნელად განსახორციელებელია.

— მისი – ბეინიტური თუჯის სტრუქტურული მდგენელი – სფერული ფორმის გრაფიტი, განაპირობებს მზა პროდუქციის თვისებათა ბევრ მაჩვენებელს, მაგრამ მისი მიღების პროცესი ძნელად თავსდება ჩამოსხმის ტექნოლოგიურ ციკლში.

— ADI-ის თერმული დამუშავების ცნობილი „ფანჯარა“, როცა ნახშირბადით ღარიბ

<sup>1</sup> ჩვენ, ჯერ სექტორი, შემდეგ „მასალათა თვისებების ლაბორატორიის“ (ახლა „მასალათა თვისებების სასწავლო-სამეცნიერო ცენტრი“) – „მთლ“, მთსსც“, ამ თემატიკაზე ვმუშაობთ XX საუკუნის 70-იან წლებიდან. გვაქვს წარმატებები, გადასაწყვეტ პრობლემებთან ერთად.

უბნებში ბეინიტური გარდაქმნის პროცესი ( $\gamma \rightarrow B$ ) მთავრდება, ხოლო აუსტენიტის ნახშირბადით მდიდარ უბნებში ახალი ფაზების (მარტენსიტისა და კარბიდების) კრისტალებმა ვერ მოახერხეს (მოასწრეს) ცენტრებად ჩამოყალიბება. ამ მომენტის გაშვება საგრძნობლად ამცირებს უბნებს, სადაც უნდა განხორციელებულიყო მადეფორმირებელი ძალების გავლენით- მოქმედებით „პგ“-ეფექტი ( $\gamma + P_{\text{ალა}} \rightarrow \text{TRIP-ეფექტი}$ ).

თუ გრაფიტის სფერული ფორმა ჩვეულებრივ პირობებში (თერმული დამუშავების გარეშე) უზრუნველყოფდა თუჯის თვისებათა გაუმჯობესებას პლასტიკურობის ჩათვლით, ეს არ არის საკმარისი თდ-ს დროს. უკონტროლოდ წარმოქმნილი ახალი ფაზები ამციფებენ შენადნობს. გაჭიმვის „მრუდებს“ წრფივი ხასიათი აქვთ, მყიფე ნგრევით.

— ADI-ისთვის პრობლემეტურია საწარმოო პირობებში თერმული დამუშავების პრეციზიული ჩატარება, რომელიც მოგვცემს საშუალებას გამოყენებული იქნეს თდ-ს „ფანჯარა“ სტაბილურად.

— ADI-ისთვის შეზღუდულია სამუშაო ტემპერატურები, შენადნობის იზოთერმული წრთობის მაქსიმალური ტემპერატურით  $t_{\text{ბ}} \leq 400^{\circ}\text{C}$  ( $450^{\circ}\text{C}$ ).

— ADI-ისთვის აუცილებელია ლითონის ყალიბში – კოკილებში ჩამოსხმა, რაც ძვირია, მაგრამ მნიშვნელოვნად აადვილებს გრაფიტის სფერული ფორმის მიღებას, ე.წ. „ფულერენული მეთოდით“.<sup>2</sup> ასევე ძვირია აბაზანებში ჩასატარებელი თერმული დამუშავება (წრთობის ტემპერატურაზე გამახურებელი აბაზანა, მაგალითად,  $50\% \text{NaCl} + 50\% \text{KCl}$ ,  $t_{\text{დნ.}} = 670^{\circ}\text{C}$ ,  $t_{\text{ბ.}} = 750-900^{\circ}\text{C}$ ; იზოთერმული წრთობის აბაზანა, მაგალითად,  $50\% \text{NaNO}_3 + 50\% \text{KNO}_3$ ,  $t_{\text{დნ.}} = 220^{\circ}\text{C}$ ,  $t_{\text{ბ.}} = 300-450^{\circ}\text{C}$ ).

— ბეინიტური კლასის თუჯებს სამუშაო ტემპერატურები შეზღუდული არ აქვთ, ასევე, არ არის აუცილებელი კოკილებში ჩამოსხმა. რაც შეეხება თერმულ დამუშავებას აბაზანაში, გამონაკლისი შემთხვევების გარდა, არ არის სავალდებულო. ADI-ისთან შედარებით ის ძვირია და მასზე კლასიკურად ჩატარებული მოდიფიცირების პროცესი „ამოვარდნილია“ ჩამოსხმის ტექნოლოგიურ ციკლიდან. ციცხვში არსებული მოდიფიცირებული თხევადი ლითონის ტემპერატურაა  $\sim 1450-1500^{\circ}\text{C}$ , ხოლო ერთჯერად ყალიბებში ჩამოსხმა იწყება  $1300-1280^{\circ}\text{C}$ -ზე. მოდიფიცირებული მდგომარეობის შენარჩუნება შეიძლება 20-30 წუთით და სხვა. მაშასადამე, ბეინიტური თუჯის ორივე მიმართულებას აქვს პრობლემური ხასიათის ამოცანები, რომელთა გადაწყვეტა (გარკვეულ

<sup>2</sup> 1995 წ. ნობელის პრემია ქიმიაში, W. Krätschmer, H. Kroto, R. Smally – აშშ. ნახშირბადის არსებობა ახალი ფორმით, ფულერენის მოლეკულების – კლასტერების სახით: C-60; C-70; C-76; C-84; 60; 70; 76; 84 ნახშირბადის ატომების რაოდენობაა კლასტერში.

დონეზე მაინც!) აუცილებელია პრაქტიკული საქმიანობისათვის. აღნიშნულ წინააღმდეგობებს „ნათელს ჰვენდა“ „მთლ-ში (ახლა, თვითდაფინანსებაზე მყოფი „მთსსც“-ი) დაგროვილი მონაცემები ბეინიტური კლასის ფოლადებზე, მაგალითად, 36Г2СМ, 40ГСМР, 40ГСМФ<sup>(1)</sup>, 40ГСМФ<sup>(2)</sup>, 45ГСМФ, 40ГМФ, 40ГМФ(Ca) და სხვა. ჩვენს მსჯელობას ასეთი ხასიათი ჰქონდა: რუხ თუჯში ნახშირბადის უდიდესი ნაწილი თავისუფალი სახითაა, მაგალითად,  $C \approx 3,50\%$ -გან  $C \approx 3,0\%$  გრაფიტის სახითაა, ხოლო დანარჩენი ლითონურ ფუძეშია სხვადასხვა მდგენელის სახით. რა თქმა უნდა, არა თავისუფალი კარბიდების სახით. ამ დაშვების შემდეგ, ბეინიტური თუჯი ემსგავსებოდა საშუალონახშირბადიან ბეინიტური კლასის ფოლადს, რომლებიც ჩვენს მიერ შესწავლილი იყო საკმაოდ მაღალ დონეზე. განსაკუთრებით გამახვილებული იყო ყურადღება ფოლადების აუსტენიტის დაშლის კინეტიკურ დიაგრამაზე (იზო-, ანიზო-, ფაქტორების გავლენით). ისინი წარმოდგენილი იყო ახლებურად, სახეზე იყო სტრუქტურა და თვისებები. გვექონდა ჰიპოთეზა, რომლის მიხედვით საჭირო იყო თუჯის ქიმიური შედგენილობა მიგვიახლოვებინა ფოლადთან, თუ ეს განხორციელდებოდა, მაშინ საპრობლემო თითქმის არაფერი გვექნებოდა. „უხერხულობას“ ქმნიდა ფოლადებში არსებული მანგანუმი –  $Mn \approx 1,30-2,0\%$ , რომელიც რუხ თუჯში დასაშვებია  $Mn \leq 0,30\%$ . ასეთი ამოცანები (მაგალითად, Mn-ის, Si-ის შეცვლა) სრულდება ამ ელემენტის Ni-ით შეცვლით. აქ ერთი პირობაა: ჩამოსხმული დეტალები, ნაკეთობები უნდა ხმარდებოდეს იმავე წარმოებას. აღნიშნულის კარგი მაგალითია, ბეინიტური კლასის, ჩვენი ახალი კომპოზიცია 350CЮ2ДH5MФT, არსებული  $Cu \sim 1,0\%$ ,  $Ni \sim 5,0\%$ ,  $Mo \sim 0,5\%$ ,  $V \sim 0,2\%$  გადნობისას და გადადნობისას უმნიშვნელოდ იცვლება. მოკლედ, ჩასატარებელი იყო ახალი სამუშაოები მანგანუმის ნაცვლად ნიკელით.

მიუხედავად აღნიშნულისა, არსებულმა დიაგრამებმა დიდი დახმარება გაგვიწიეს და გვიწევს ბეინიტური თუჯის ათვისებისას. როგორც გვექონდა აღნიშნული, განსაკუთრებით ეფექტური იყო და არის ახლებურად წარმოდგენილი დიაგრამები, მათი გამოყენებით მიღებული შედეგები. ნაჩვენები იქნა, რომ სხვადასხვა ფაქტორით გამოწვეულ სტრუქტურულ ცვლილებას (-ებს) უფრო ეფექტურად რეაგირებს მექანიკური თვისებების მახასიათებლები, ვიდრე ტრადიციული (მაგნიტური, ელექტრული ან სხვა მახასიათებლები). გარდა აღნიშნული აუსტენიტის დაშლის ახლებური კინეტიკური დიაგრამებისა, ჩვენთვის უკვე ცნობილი იყო ჩვენივე სამეცნიერო ჰიპოთეზით: სილიციუმის ზღურბლის,  $Si \geq 0,50\%$ , ეფექტი Fe-Si და Fe-C-Si სისტემებში და მისი

მნიშვნელობა ლითონმცოდნეობის თეორიული და პრაქტიკული საკითხების (ამოცანების) გადაწყვეტის საქმეში [1-11]. ჩვენს მიერ ჩატარებულ სამუშაოს – არსებული მონაცემების ანალიზის შედეგებს – განზოგადოებულ სიახლეებს (დებულებებს) აქვს დამოუკიდებელი მნიშვნელობა. ჩვენ გავაფართოვეთ არსებული მიდგომა პრაქტიკული ორიენტაციით წარმოებისკენ: შპს „რუსთავის ფოლადის“ კრიზისიდან გამოსვლის შესაძლებლობები. ჯერ წარმოდგენილი იქნება აღნიშნულ საწარმოსთან დაკავშირებული დებულებები, ხოლო შემდეგ ჩვენი პოზიცია, საწარმოს შპს „რუსთავის ფოლადის“ ჩიხიდან გამოსვლაზე.

სამეცნიერო დებულებები პირველ პროექტთან (პროექტი №1.1. „მილსაგლინავი აგრეგატ „400“-ის ინსტრუმენტის საკონსტრუქციო სიმტკიცის გაზრდა 500 მილზე მეტი გამძლეობით“- შესრულების ხანგრძლივობა ორი წელი; პროექტის II ეტაპი- ხანგრძლივობა 5 წელი „მილსაგლინავი აგრეგატ „400“-ის ინსტრუმენტის საკონსტრუქციო სიმტკიცის გაზრდა 1000 მილზე მეტი გამძლეობით“) დაკავშირებით:

### 1. სფერული ფორმის გრაფიტის მიღება „ფულერენული მეთოდის“ გამოყენებით

მაღალი სიმტკიცის თუჯის (B<sub>4</sub>, DI) მისაღებად საჭიროა გვექონდეს სინთეტიკური თუჯის ბაზაზე ( $S \leq 0,01\%$ ;  $P \leq 0,01\%$ .  $Mn \leq 0,30\%$ ) შემუშავებული კომპოზიცია, შესაბამისი დამუშავებით, რომელიც გადნობის, გადახურებისა ( $\geq 1550^{\circ}\text{C}$ -ზე) და დაყოვნების შემდეგ ( $\leq 30$  წუთი), რომელსაც მოსდევს დაყოვნების გარეშე ლითონის ყალიბებში (კოკილებში) ჩამოსხმა. აღნიშნული ტექნოლოგიის დაცვით სტაბილურად რეალიზდება გრაფიტის სფერული ფორმის მიღების „ფულერენული მეთოდი“. ჩვენი გამოცდილებით, იდეალურ შემთხვევაში, არ არის დამატებითი ოპერაციების ჩატარება საჭირო (გაცივების სიჩქარე ასრულებს მოდიფიცირების როლს!). დეტალების ზომების გაზრდით მოყვანილი კანონზომიერება სრულად არ მიმდინარეობს, ამიტომ საჭიროა, გამონაკლისების გარდა, ჩავატაროთ ყველა ოპერაცია, რასაც ვატარებდით ჩვეულებრივად – მოდიფიცირების დროს. ეს კი მოგვცემს საშუალებას ზედაპირულ შრეებში გვექონდეს გრაფიტის სფერული ფორმა, რაც ხშირ შემთხვევაში მიზნის მიღწევის ტოლფასია.

2. მაურერის სტრუქტურული დიაგრამების „რეკონსტრუქცია“ გრაფიტიზაციის პროცესების გასაუმჯობესებლად, ხანგრძლივი დაყოვნებისას მოდიფიცირებული სტრუქტურის მაქსიმალურად შესანარჩუნებლად და მექანიკური თვისებების გასაზრდელად.

იმის გამო, რომ ბეინიტმა და ნარჩენმა აუსტენიტმა შექმნეს ახალი საკონსტრუქციო მასალა, ე.წ. „ბეინიტური თუჯი“, აუცილებელია მნიშვნელოვანი კორექციები იქნეს



შეტანილი გრაფიტიზაციის პროცესში. არსებული – მაურერის სტრუქტურული დიაგრამები, სრულად პასუხობდა სხვადასხვა სტრუქტურის მქონე (გრაფიტი+ფერიტი; გრაფიტი+ფერიტი+პერლიტი; გრაფიტი+პერლიტი) რუხი თუჯის მიღებას (ფართო გაგებით, კინეტიკური ფაქტორების მუდმივობისას). საჭირო მაღალი საკონსტრუქციო სიმტკიცის მისაღებად, აუცილებელია გვქონდეს, სიმტკიცის მაჩვენებლებთან ერთად, პლასტიკურობის მახასიათებლებიც, მაგალითად, ფარდობითი წაგრძელება  $\delta_5 \geq 10-15\%$ , რაც მოითხოვს რუხი თუჯის მრავალმხრივ, სერიოზულ „რეკონსტრუქციას“.

ჩვენს ხელთ არსებული მონაცემების ანალიზზე დაყრდნობით (მათ შორის ძირითადია ჩვენი სამეცნიერო ჰიპოთეზა!) საჭიროა თუჯში შემცირდეს სილიციუმი 1,0%-მდე  $Si=0,5-1,0\%$  და დაემატოს 1,5-2,5% Al, 0,05-0,10% Ca და საჭიროების შემთხვევაში  $Ba=0,05-0,10\%$ . ეს საგრძნობლად გააუმჯობესებს, როგორც გრაფიტიზაციის პროცესს ( $\Delta_1^{Si}=2,48\text{\AA}_{Fe}-2,35\text{\AA}_{Si}=0,13\text{\AA}$ ;  $\Delta_2^{Al}=2,48\text{\AA}_{Fe}-2,86\text{\AA}_{Al}=-0,38\text{\AA}$ ;  $\Delta_3^{Ca}=2,48\text{\AA}_{Fe}-3,95\text{\AA}_{Ca}=-1,47\text{\AA}$ ;  $\Delta_4^{Ba}=2,48\text{\AA}_{Fe}-4,35\text{\AA}_{Ba}=-1,87\text{\AA}$ ), ასევე, ფუძის – რკინის თვისებებს (როცა Fe-Si სისტემაში  $Si=2,3\%$ ,  $KCU \approx 0$ , ხოლო როცა  $Si_{max}=1,0\%$  მაშინ  $KCU \approx 150\text{ჯ/სმ}^2$ ). ეს დასაბუთებული მიდგომაა, მაგრამ შენადნობი რთული სისტემაა, ამიტომ მხოლოდ კვალიფიციურად ჩატარებული ექსპერიმენტებით დასტურდება ჭეშმარიტება. ერთი რამ უდავოა:  $Al=1,5-2,5\%+Ca=0,05-0,10\%+Ba=0,05-0,10\%$  შეასუსტებენ კოვალენტურ ძალებს და გააძლიერებენ ლითონურს. ჩვენს მიერ გამოყენებული  $Si=0,50-1,0\%$  ზღურბლამდე ( $Si \leq 0,50\%$ ) ძირითადად მოქმედებს, როგორც განმჟანგველი, ხოლო  $Si \geq 0,50\%$  იწყებს რკინის  $3d_{(10)}$  ქვეშრეზე არსებული 4 შეუვსებელი ქვედონის შევსებას „დონორ-აქცეპტორული“ კავშირებით – ბმებით. სილიციუმი  $3S^1P^3$  ჰიბრიდიზებული ელექტრონებით უფრო ძლიერი დონორია, ვიდრე ნახშირბადი, ასევე, თავისი  $2S^1P^3$  ჰიბრიდიზებული ელექტრონებით ( $\frac{C^6}{S^{14}} IV$ ). პარალელურად ახალი გრაფიტიზატორები (Al, Ca, Ba) იწყებენ მოქმედებას თავიანთი გამაფართოებელი ძალებით, ისე რომ ბოლოს Al, Ca, (Ba) მოქმედება დომინანტი უნდა იყოს, რაც გააუმჯობესებს Norbury-ის მიხედვით გრაფიტიზაციის პროცესს<sup>3</sup>. იმავდროულად გაუმჯობესდება, Финкель-ის მიხედვით, ფუძის მექანიკური თვისებები<sup>4</sup>. ავტორი არსებული ექსპერიმენტულ მონაცემებზე დაყრდნობით, მიიჩნევს ლეგირების დროს, ფუძის ატომების ჩანაცვლებისას, მიზანშეწონილია გვქონდეს გაფართოების ეფექტ(ებ)ი.

<sup>3</sup> L. Norbury. The Effect of Casting Temperature on the Primary Microstructure of Cast Iron // Iron Steel Inst.–1939.–140.–P.161-182.

<sup>4</sup> Финкель В. Ф. Физика разрушения. 1970.–376с.

მოსალოდნელი დადებითი ძვრები ჩვენს მიერ დაფიქსირებული იქნა ბენიტური კლასის თუჯებზე, საწარმოო პირობებში ტრადიციული დაყოვნებ(ებ)ის ჩატარებისას (~1450°C-დან 1280°C-მდე). სხვანაირად, არენაზე გამოვიდა პრობლემური საკითხი; ახალ პირობებში რკინის პასიურობის გახანგრძლივება – მოდიფიცირებული მდგომარეობის გარკვეული დონით შენარჩუნება. საჭირო შეიქმნა ექსპერიმენტები ჩაგვეტარებინა ჯერ ADI (350C2; 350C1O1; 350C1O2 და სხვა), რაც მოგვცემდა საშუალებას შეგვედარებინა ერთმანეთს ძველი – 350C2 და ახალი – 350C1O2 კომპოზიციები. ეს კი შექმნიდა მეცნიერულ საფუძველს ექსპერიმენტების გასაგრძელებლად ბენიტური კლასის თუჯებზე. ჩვენს მიერ შეკვეთილი კოკილები, ტაივანის გამომცდელი მანქანის ნიმუშების ჩამოსასხმელად, უკვე მზად იყო. საჭირო იყო ჩამოსხმული ნებისმიერი ლითონის ნიმუშების სიზუსტე გაგვესინჯა მანქანაზე. დაზუსტებული ზომების კოკილები გვამღევდა საშუალებას ამოგვეხსნა წარმოებისათვის საჭირო ბევრი პრობლემური ხასიათის ამოცანა, (შემდეგ იწყება ჩვენი „არდადეგები“!). მიღწეული იქნება ყველა გამოდნობილ ლითონზე გვექონდეს: ქიმიური შედგენილობა+დამუშავება→სტრუქტურა→თვისებები! სხვანაირად, ამოხსნილი იქნება მასალათმცოდნეობის ძირითადი ამოცანა!!

### 3. ბენიტური თუჯის – ADI-ის თერმული დამუშავების სრულყოფა

ADI-ის იზოთერმული წრთობის ტემპერატურას აკონტროლებს მზა პროდუქციის სამუშაო ტემპერატურა. აღნიშნულის გამო, აუცილებელია მუშაობა ვაწარმოოთ ზედა ბენიტზე ( $t_{max}=400-450^{\circ}C$ ). სტრუქტურული სტაბილურობისათვის მიზანშეწონილია შენადნობის გახურების ტემპერატურა იყოს ახლოს  $A_3$ -სთან, რაც არ გამორიცხავს მუშაობას  $A_1-A_3$ -ს შორის. ჩვენი მარაგნაკეთით, როცა  $C=0,40\%$ , მაშინ ორფაზა ( $\gamma+\alpha$ ) მდგომარეობა  $740-800^{\circ}C$  -ის ფარგლებშია. ყველა კონკრეტულ შემთხვევაში საჭიროა დავადგინოთ ფაზათა ზუსტი თანაფარდობა, რომელიც სტარტისათვის შეიძლება იყოს  $80\%\gamma+20\%\alpha$ , რაც ფაზური გარდაქმნის შემდეგ განაპირობებს  $80\%B$ - ბენიტს ნარჩენ აუსტენიტთან ( $\gamma_r$ ) ერთად და  $20\%$ -ს ფერიტს. ამ გზით შემოტანილი ფერიტი საშუალებას მოგვცემს ADI -გან (მარტივი 350C1O2 და „ახალ ფენომენტან“ ერთად 350C1O2DH5ΦT) დავამზადოთ სამართულები ავტომატური დგანისათვის მაღალქრომიანი შენადნობის (350X35H5) ნაცვლად. ჩვენი პროგნოზით, 350C1O2DH5ΦT-გან ჩამოსხმულმა სამართულმა, რა თქმა უნდა, თდ-ს შემდეგ ავტომატურ დგანზე უნდა იმუშაონ გამჭოლი დგანების სამართულების მსგავსად, ადგილი უნდა ჰქონდეს „ახალი ფენომენტის“ მსგავს ეფექტს; მიუხედავად იმისა, რომ ამ შენადნობებს, 08XH4C,DMΦT და 350C1O2DH5ΦT, ფუძეები

საკმარისად განსხვავდებიან ერთი მეორისგან. სამართულების მაღალი მედეგობა (1000, 1500, 1700 მილი) დაფიქსირებულია, როცა  $C < 0,1\%$  – გლობულარული, ე.წ. „სუპერ“-ბენიტის შემთხვევაში<sup>5</sup>. ავტომატურ დგანზე (გრძივი გლინვის დროს) კუმშვა-ცვეთის პირობებში (განსაკუთრებით ზედაპირულ შრეებში) ადგილი უნდა ჰქონდეს წარმოქმნილი ულტრადისპერსიული ფაზების გამოყოფას ახალ გატარებაზე (-ებზე). სამართულმა მუშაობისას უნდა განიცადოს არა დეგრადაცია, არამედ TRIP-ეფექტების გავლენით განპირობებული საკონსტრუქციო სიმტკიცის ზრდა. ეს კი სრულიად ახალი, განსხვავებული პროცესებია 350X35H5-გან. სხვანაირად, ჩვენს სამსახურში ჩადგება ავად-სახსენებელი „ფანჯარა“! სტაბილური მუშაობისათვის აუცილებელია საჭირო რაოდენობით კოკილების ჩამოსხმა და თერმული დამუშავების აბაზანების დამზადება, რაც მოგვცემს საშუალებას კიდევ უფრო გავაიფოთ საჭირო პროდუქცია, მაგალითად, 350C1O2 350C1O2ДH5ΦT – ნაცვლად. ავტომატური დგანის სამართულების პრობლემის მოხსნის შემდეგ, თითქმის იგივე ტექნოლოგია უნდა გადავიტანოთ სახაზავებზე, განსხვავება იქნება მხოლოდ  $\delta \geq 10\%$ -ზე (სახაზავი არ უნდა გატყდეს!). სახაზავების მედეგობის დამყარების შემდეგ შეიძლება 350C1O2 -ის მიმართულებით მუშაობა. ყოველ შემთხვევაში, 350C1O2-ის გამოყენება უდავოდ შეიძლება სორტული დგანების არმატურის დასამზადებლად, რომელსაც მოყვება გლინები და ა. შ. იქნება მასალა სტაბილური თვისებებით, ყოველთვის მოიძებნება მისი მომხმარებელი.

მაშასადამე, მოყვანილი დებულებები (1,2,3 და 4- 350C1O2ДH5MΦT ) გლობალურად ეხება მილსაგლინავი დგანების (აგრეგატი „400“) ინსტრუმენტის მედეგობის გაზრდას, ჯერ მინიმალური მედეგობით  $n_1 \geq 500$  მილზე, ხოლო მეორე ეტაპზე  $n_2 \geq 1000$  მილზე (პირველი ეტაპი 2 წელი, მეორე – 5 წელი). აღნიშნული ეხება ყველა ინსტრუმენტს გამჭოლი დგანების სამართულების საწარმოებლად განკუთვნილი 08XH4CДMΦT-ს გარდა (პირველი ეტაპის შემდეგ მათი მედეგობა იქნება  $\geq 1000$  მილზე). სახვალიოდ, აუცილებელი იქნება ADI ჩვენი – ახალი ტექნოლოგიით მოექცეს ძირითადი ყურადღების ქვეშ, როგორც იაფი მაღალ მედეგი საკონსტრუქციო მასალა შიდა მოხმარებისათვის და საექსპორტოდ!

<sup>5</sup> როცა მოიხსნება პიკური დატვირთვები, შეიძლება მთლიანად გაისინჯოს დაბალნახშირბადიანი ბენიტი გრაფიტთან ერთად! საინტერესო იქნება როგორ იმუშავებს ნიკელითა და სხვა ელემენტებით გაჯერებული შრე კუმშვა-ცვეთის პირობებში!!

#### 4. ბენიტური თუჯი 350C1O2D1H5MΦT შემომგლინავი დგანების სამართულების დასამზადებლად<sup>6</sup>

ყველა არსებული კომპონენტის გამოყენებით, შემომგლინავი დგანების სამართულების დასამზადებლად შემუშავებული იქნა 350C1O2D1H5MΦT-ტიპის ბენიტური თუჯი. შენადნობში მრავალი სიახლეა. გრაფიტიზატორების (Si=0,50-1,0% და Al=1,5-2,5%+Ca=0,05-0,10%+Ba=0,05-0,10%) ურთიერთსაწინააღმდეგო მოქმედება, გაფართოების საბოლოო უპირატესობით. იგივე მოქმედებით, საგრძნობლად უმჯობესდება ფუძის (რკინის) სიბლანტის მაჩვენებლები. წინასწარი მონაცემების მიხედვით, მიღებული კომპოზიციებზე 350C2H2D1MΦT და 350C2I02H3D1MΦT ხანგრძლივი დაყოვნების (1,0-1,5 სთ, 1450°C-გან 1300°C-მდე) შემდეგ, გრაფიტი წარმოდგენილია ვერმიკულარული, კომპაქტური და სფერული ფორმებით.

აღნიშნული საშუალებას იძლევა გავაკეთოთ პროგნოზი, რომ ახალი კომპოზიციიდან დამზადებული შემომგლინავი დგანების სამართულების მედეგობა  $n_1 \geq 500$  მილზე, ხოლო დახვეწილი ტექნოლოგიური პროცესების პირობებში მიუახლოვდება  $n_2 \geq 1000$  მილს; ხანგრძლივი დაყოვნების შემდეგ ამ დროს გრაფიტის ფორმა იქნება კომპაქტურს+სფერული ფორმა, ანდა მსოფლიო დონის მიღწევა! აღნიშნული მედეგობა ( $n_2 \geq 1000$  მილზე) განპირობებული იქნება იმ განსხვავებით, რომელიც არსებობს ძველსა (350C2I02H3D1MΦ და ახალ (350C1O2D1H5MΦT) კომპოზიციებს შორის. იმავდროულად, დაზუსტებულია ფუძის (Fe) პასიურ მდგომარეობაში გადაყვანის საკითხი – ინოკულაციის პირველი და მეორე ეტაპები (პირველი შესრულდება პროფესორ ს. მ. ბარანოვის მეთოდით, ხოლო მეორე – ჩვენი მეთოდით!). უნდა გაისინჯოს ახალი კომპოზიცია სხმულ მდგომარეობაში და თერმული დამუშავების შემდეგ (დეტალების ორმაგი მოწვა „ნორმალიზაციით ნაკადში“). პირველი დაყოვნება 800°C (900°C) 3 საათი, მომდევნო გაცივება ლუმელთან ერთად დაყოვნებით  $\gamma \rightarrow \alpha$  ფაზური გარდაქმნის უზრუნველსაყოფად, აღნიშნულს მოსდევს შეხურება 750°C (800°C) 1 საათის დაყოვნებით, რის შემდეგ ინსტრუმენტი ცივდება ჰაერზე. ჩვენ გამოვიყენეთ გამჭოლი დგანების სამართულების თერმული დამუშავების იდეოლოგია. ამ შემთხვევაშიც გვექნება

<sup>6</sup> თავიდან ADI-ის (350C1O2; 350C1O2D1H5MΦT) პროექტი ყველა ასპექტში წინ იყო ბენიტურ თუჯზე. უკვე დამზადებული გვექნა საცდელი კოკილები (ყველაზე დიდი დიამეტრის, D=440მმ, მქონე შემომგლინავი დგანების სამართულების ჩამოსასხმელად, ასევე, საცდელი კოკილი ტაივანის მანქანის გამოსაცდელი ნიმუშების ჩამოსასხმელად), ინტენსიურად ვმუშაობდით თერმული დამუშავების აბაზანების კონსტრუირებაზე და ა. შ. ამ დროს დაიწყო ღრმა კრიზისი მეტალურგიაში, რომელშიც მოყვა შპს „რუსთავის ფოლადი“....დაიწყო თანამშრომლების (მათ შორის მეც) უვადო გაშვება. ADI-ის პროექტი გადაიდო ორი წლით მაინც, ასეთ პირობებში საჭირო შეიქმნა გაგვეუმჯობესებინა ბენიტური თუჯი – 350C2H2D1MΦT.

ნიკელითა და სხვა კომპონენტებით (Cu, Mo, +სხვადასხვა ფორმისა და ზომის გრაფიტული ჩანართები და სხვა) გაჯერებული მხურვალმედეგი შრე, რომელსაც ექნება უფრო მაგარი საყრდენი (მომდევნო შრე), ვიდრე ეს აქვთ გამჭოლი დგანების სამართულებს. დასკვნები გაკეთდება საქარხნო შედეგების და მეტალოგრაფიული ანალიზების გადამუშავების შემდეგ.

**დასკვნა** საჭირო რაოდენობის კოკილების დამზადებამდე და მათი თდ-ის განყოფილების შექმნამდე საწარმო შპს „რუსთავის ფოლადი“ იმუშავებს პირველი ცხრილის მიხედვით, ხოლო ყველა მოსამზადებელი სამუშაოს დამთავრების შემდეგ მუშაობას გააგრძელებს მეორე ცხრილის მიხედვით<sup>7</sup>.

ცხრილი 1

დგანები „400“ ინსტრუმენტი	სამართულების მასალა	სახაზავების მასალა
გამჭოლი დგანები	08XH4CDMΦT	110X28DH5ΦT
ავტომატური დგანი	17X5H4CDMΦT	-----
შემომგლინავი დგანები	350CIO2DH5MΦT	110X28DH5ΦT

ცხრილი 2

დგანები „400“ ინსტრუმენტი	სამართულების მასალა	სახაზავების მასალა
გამჭოლი დგანები	08XH4CDMΦT	350CIO2DH5ΦT
ავტომატური დგანი	350CIO2DH5ΦT	-----
შემომგლინავი დგანები	350CIO2DH5MΦT	350CIO2DH5ΦT

<sup>7</sup> მოსალოდნელია გამონაკლისი, როცა ტექნოლოგიების დახვეწის შემდეგ შედეგი იქნება ძალიან კარგი, მაშინ მიზანშეწონილი იქნება მუშაობის გაგრძელება პირველი ცხრილის მიხედვით! რაც შეეხება ADI-სათვის გამზადებულ თდ-ს განყოფილებას, საწარმო გამოიყენებს არანაკლები მნიშვნელობის მქონე ამოცანების ამოსახსნელად. რა თქმა უნდა, ცდებს 350CIO2DH5ΦT-გან მიღებულ სამართულებზე და სახაზავებზე აუცილებლად ჩავატარებთ!

II – პროექტების №1.1., №2.1., №3.1. ანოტაციები, სამივე პროექტს აქვს შესრულების მეორე ეტაპი

№1.1 „მილსაგლინავი აგრეგატ „400“-ის ინსტრუმენტის საკონსტრუქციო სიმტკიცის გაზრდა 500 მილზე მეტი გამძლეობით“

„მილსაგლინავი აგრეგატ „400“-ის მუშაობა დამოკიდებულია ბევრ ფაქტორზე, რომელთაგან ერთ-ერთი მნიშვნელოვანია ინსტრუმენტის სტაბილური მუშაობა. ჩვენი მიდგომით, ეს ერთი პრობლემაა, თუმცა მდგენელების ამოცანებიც პრობლემატურია! ვიხილავთ მთლიან ტექნოლოგიურ სქემას და ვადგენთ ყველაზე „სუსტ რგოლებს“, ჩვენს შემთხვევაში შემომგლინავი დგანების სამართულების მედეგობა, რომელიც შეადგენს  $n \leq 100$  მილზე. (ვიხილავთ მუშაობას ADI-ის განყოფილების ამუშავებამდე, მის გარეშე!). პროექტის №1.1. პირველი ეტაპი ხანგრძლივობით 2 წელი გულისხმობს ინსტრუმენტის მინიმალური მედეგობის გაზრდას  $n \geq 500$  მილზე! ინსტრუმენტის მასალები დგანების მიხედვით ასეა განაწილებული:

1. გამჭოლი დგანების სამართულების მასალა 08XH4CDMΦT, სახაზავების მასალა 110X28DH5ΦT, რომელსაც აქვს ჩვენი „შლეიფი“. იმედის მომცემია მისი საორიენტაციო სტრუქტურა: 1) ლეგირებული ფერიტი – ძირითადი; 2) 30% აუსტენიტი და 3) კარბიდები. მათთან ერთად სტრუქტურათა ფორმირებაში აქტიურ მონაწილეობას მიიღებს „ახალი ფენომენით“ განპირობებული სუბმიკრო წარმონაქმნები და ა.შ.

2. ავტომატური დგანის სამართულების მასალა 17X5H4CDMΦT. ამ შემთხვევაში ერთდროულად რეალიზდება დაბალნახსირბადიანი მარტენსიტული და ბეინიტური გარდაქმნის ეფექტები. რამდენად იქნება აღნიშნული საკმარისი ავტომატური დგანის მუშაობისათვის ამას პრაქტიკა გვიჩვენებს (რეზერვში გვაქვს ახალი – ძლიერი „ნოუ ჰაუ“!).

3. შემომგლინავი დგანების სამართულები დამზადდება ჩვენს მიერ მოდერნიზირებული კომპოზიციისაგან 350CIO2DH5MΦT, მასში ბევრი სიახლეა. ჩვენი პროგნოზით: საერთოდ პირველი ეტაპი  $n \geq 500$  მილზე, უნდა გადალახოს ყველა გამოყენებულმა ინსტრუმენტმა. ამ დროში „წამოგვეწევა“ ADI-ის განყოფილება, მაგალითად, 350CIO2DH5ΦT, 350CIO2 „შლეიფი“ <Ti+N+V> და სხვა, პირველი მასალისაგან მზადდება ავტომატური დგანის სამართულები და გამჭოლი+შემომგლინავი დგანების სახაზავები. ჩვენი დევიზია: აქტიურად ვერევიტ მხოლოდ მაშინ, როცა შედეგი ცუდია!

II-№2.1<sup>8</sup>. „საველე პირობებში შესადულებელი ( $C \leq 0,22\%$ ;  $CE \leq 0,43\%$ ) არმატურის B500W-ს წარმოება დენადობის ზღვრით  $\geq 500\text{ნ/მმ}^2$  სელექციონებული ფოლადი 3-გან ( $C=0,17-0,22\%$ ;  $Si=0,25-0,40\%$ ;  $Mn=0,80-0,90\%$ ;  $S \leq 0,01\%$ ;  $P \leq 0,01\%$ + „მლეიფი“  $<Ti+N+V>$  ან  $<Ti+N+Nb>$  ან  $<Ti+N+V, Nb>$  ან სხვა) ცხლადგლინულ მდგომარეობაში – თერმული დამუშავების გარეშე“

გასული საუკუნის ბოლოს, ISO-ის გადაწყვეტილებით (ISO 6935-2; YSO 9655/2; EN10080; DIN 488; BS 4449) ევროპის ყველა ქვეყანა გადავიდა მშენებლობაში -ჩვეულებრივ ბეტონში, სიმტკიცის ერთი კლასის, უნიფიცირებული ( $C \leq 0,22\%$ ;  $CE \leq 0,43\%$ ) B500W-ს ტიპის არმატურს წარმოება-გამოყენებაზე დენადობის ზღვრით  $\geq 500\text{ნ/მმ}^2$  ცხლადგლინულ მდგომარეობაში – თერმული დამუშავების გარეშე. ნახშირბადის დაბალმა დონემ და ლეგირების მკაცრმა შეზღუდვამ გაამარტივა (თითქმის მოხსნა) შედულების პრობლემა. იმავდროულად, შეზღუდვების გათვალისწინებით  $\sigma_{\text{ლ}} \geq 500\text{ნ/მმ}^2$  მიღება ცხლადგლინულ მდგომარეობაში – თერმული დამუშავების გარეშე, პრობლემური გახდა და ასევე, ძვირედღირებული. ამ პრობლემას ყოფილ საბჭოურ სივრცეში ერთ-ერთი პირველი გამოეხმაურა „ჩუსოვსკოის მეტალურგიული ქარხანა“ (Сталь №2, 2001, С. 58-59). კოლექტიური ძალებით შემუშავებული იქნა შესადულებელი ფოლადი 20ГCΦ ( $C=0,16-0,24\%$ ;  $Mn=0,60-0,95\%$ ;  $Si=0,5-0,9\%$ ;  $V=0,12-0,20\%$ ), რომლის ღირებულება თერმომექანიკურ დამუშავებაზე გაწეული ხარჯების ტოლია. ფართომასშტაბიანმა საქარხნო ექსპერიმენტმა აჩვენა, რომ ფოლადის სიმციფის შესამცირებლად საჭიროა ელემენტების C+V-ის შემცირება  $C \leq 0,22\%$ -მდე, ხოლო  $V \leq 0,16\%$ -მდე. იგივე ავტორების აზრით  $Si \geq 1,0\%$ , არ აუარესებს ფოლადის შედულებადაობას. შედულების საერთაშორისო ინსტიტუტის (IIW) მონაცემებით კი, როგა  $C_{\text{max}} > 0,18\%$ , მაშინ  $CE = C + (Mn+Si)/6 + (Ni+Cu)/15 + (Cr+Mo+V)/5, \%$ . აღნიშნულის გამო, მოყვანილი კომპოზიცია მოითხოვს ძირეულ ცვლილებებს, სანამ არ მოხერხდება ISO-ს მოთხოვნების დაკმაყოფილება!

ჩვენს მიერ ISO-ს მოთხოვნების სრულად დაკმაყოფილებით ( $C_{\text{max}}=0,17\%$ ;  $CE=0,36\%$ ) შემუშავებული იქნა კომპოზიციები 13Г1C2ΦT და 13Г1C1ДΦT. რადგან  $C_{\text{max}} < 0,18\%$  -ზე, IIW -ის მიხედვით  $CE = C + Si/30 + (Mn+Cu+Cr)/20 + Ni/60 + V/10 + 5B, \%$ . შევნიშნავთ, რომ ჩვენს მეორე კომპოზიციაში (13Г1C1ДΦT) დამატებით გათვალისწინებული იყო ლითონის

<sup>8</sup> პროექტი, სხვებისგან განსხვავებით, წარმოდგენილია უფრო დაწვრილებით, რადგან მისი საწარმოო ათვისების დაწყება არ მოითხოვს დიდ ხარჯებს და ტექნოლოგიური ხაზი „ფოლადი – B500W-ტიპის არმატურის წარმოება“ მეცნიერულ ასპექტში გააზრებულია დეტალურად. საწარმოო დნობების ანალიზი მიგვიყვანს მისი პირველი ეტაპის შესრულებასთან – B500W-ს წარმოება ISO-ს მოთხოვნების დაცვით!

კოროზიამდეგობის საკითხები! მიუხედავად წარმატებისა, გვექონდა გადაუჭრელი პრობლემებიც, მაგალითად, ეკონომიკური. ისე, რომ მონდომებით დაწყებული საქმემ „ტემპები“ დაკარგა. მთლიანად გადავედით ეკონომიკური საკითხების მოსაგვარებლად.

ჩვენს სიახლეებში, უკვე კარგა ხნის წინ იყო დაფიქსირებული, ე.წ. „ახალი ფენომენის“ ეფექტი, რომლის გამოყენებამდე საჭირო იყო, არაპირდაპირი მახვილგონური ექსპერიმენტებით, მისი დაწვრილებითი შესწავლა.

გასული წაუკუნის 70-იან წლებში სპი-ს (ახლა სტუ-ს) მასალათა თვისებების ჯერ სექტორში, შემდეგ „მასალათა თვისებების ლაბორატორიაში“ – მთლ“ (ახლა: თვითდაფინანსებაზე მყოფი „მასალათა თვისებების სასწავლო-სამეცნიერო ცენტრი“- „მთსსც“) შეიქმნა ახალი მიმართულება, რომელიც ეხებოდა მილსაგლინავი დგანების ინსტრუმენტს (ახალი კომპოზიციების შემუშავება მათი ხანგამძლეობის გაზრდის მიზნით). დღეს ცენტრის ცხოვრებაში აღნიშნული მიმართულება ითვლება ერთ-ერთ ძირითად მიმართულებად. პირველი სამუშაო ეხებოდა განმარტებელი (გამჭოლი) დგანების სამართულების მედეგობის გაზრდას.

შემუშავებული იქნა 12XH3A-ს ნაცვლად ახალი კომპოზიცია 10XH3MΦT ტიპის მცირედნახშირბადიანი ბეინიტური კლასის ფოლადი და მისი თერმული დამუშავების, ასევე, ახალი რეჟიმები (ერთმაგი მოწვის ნაცვლად დაკომპლექტებული ორმაგი მოწვა, რომელიც ხშირად მთავრდებოდა სამართულების გაცივებით გამოწეულ ქვედზე – ნორმალიზაციით). პირველი მაღალტემპერატურული მოწვით მიიღწევოდა (სხვა მოსაწესრიგებელ საკითხებთან ერთად) ნიკელითა და სხვა ელემენტებით გაჯერებული მხურვალმედეგი შრე ( $t_{\text{შრე}} \approx 800^{\circ}\text{C}$ ). დაკომპლექტებულ რეჟიმში ჩატარებული მეორე მოწვა ემსახურებოდა აუსტენიტის მარცვლის შემცირების საკითხებს, ბოლოს ჩატარებული ნორმალიზაცია კი განაპირობებდა სამართულების გარე შრეებში ბეინიტური სტრუქტურის მიღებას. სხვანაირად, მხურვალმედეგ გარე შრეს გაუჩნდა უფრო მტკიცე საყრდენი, ვიდრე ეს ფერიტ-პერლიტურ სტრუქტურას ჰქონდა. სიახლეების გავლენათა შედეგი სახეზე იყო – გამჭოლი დგანების სამართულების მედეგობა გაიზარდა ორჯერ მეტად (200-300-ის ნაცვლად გახდა 500-600 მასრა). სისტემატური კვლევების შედეგად დაფიქსირდა აგრეთვე, რომ სამართულების მედეგობა, ჩვენს ჩაურევლად (არც ისე იშვიათად!) უტოლდებოდა 700, 800, 1000 მასრას. დაფიქსირებული იყო ჩვენთვის უცნობი ფაქტორის მოქმედება-გავლენა, რომელიც ძირეულად ცვლიდა ჩვენს წარმოდგენებს და, რა თქმა უნდა შედეგებს.



საჭირო შეიქმნა, დაწვრილებით და უფრო ღრმად შეგვესწავლა აღნიშნული პროცესი, ჩვენთვის ცნობილი იყო, რომ გამაცივებელი სისტემის ნორმალურ მუშაობისას სამათულების ტემპერატურა გაჭოლვის დროს იზრდებოდა, მაგრამ  $t_{\text{საშ}} \leq 600-650^{\circ}\text{C}$ -ის ასევე,  $A_1$ -ის ქვემოთ თერმოციკლირებისას ფუძეს – რკინას არ გააჩნია ფაზური გარდაქმნები. შესაძლებელია ამ პროცესზე გარკვეული გავლენა ჰქონდა  $A_1$ -ის ქვემოთ არსებულ რეკრისტალიზაციის ტემპერატურულ ინტერვალს. ჩვენს მიერ „ИМАШ“-ის ტიპის დანადგარზე შემუშავებული ფოლადის (10XH3MΦT) ნიმუშების თერმოციკლირებით ( $20^{\circ}\text{C} \leftrightarrow 650^{\circ}\text{C}$ ), დრეკადობის ზღვრებში გამჭიმავი ძალის მუდმივი მოქმედებისას, იმიტირებული იქნა განღრუება-გაჭოლვის პროცესი. ლაბორატორიულ პირობებში ჩატარებული ექსპერიმენტის ერთი ციკლი გარკვეულად ეთანადებოდა, სტრუქტურულ ასპექტში, განღრუება-გაჭოლვის პროცესს. ფოლადის სტრუქტურა და მექანიკური თვისებების მახასიათებლების მნიშვნელობები ფიქსირდებოდა გარკვეული ციკლების (10, 100, 500, 1000) შემდეგ. მაგალითად: 1000 ციკლის შემდეგ დაფიქსირდა დენადობის ზღვრის ( $\sigma_{\text{დ}}$ ) სამჯერ მეტი ზრდა ( $\sigma_{\text{დ}}$  იყო  $300\text{ნ/მმ}^2$ , გახდა  $900\text{ნ/მმ}^2$ ) პლასტიკურობის მაჩვენებლების მაღალ დონეზე შენარჩუნებით ( $\delta$  იყო 30%, გახდა 28%). ციკლთა რიცხვის გაზრდით ფუძის სისაღე კლებულობდა (1000 ციკლის შემდეგ ფოლადის მიკროსისაღე 1300-გან შემცირდა  $900\text{ნ/მმ}^2$  -მდე). ამ პროცესს თან ახლავდა მანამდე უცნობი განმტკიცების პროცესი, ე.წ. „დისპერსიული განმტკიცების პროცესი“. დღეს წარმოებაში ჩაშვებულია არსებულის (10XH3MΦT) ბაზაზე შემუშავებული 08XH4CДMΦT ტიპის კომპოზიცია „შლეიფით“  $\langle \text{Ti+N+V} \rangle$ , რაც განაპირობებს „ახალი ფენომენის“ მოქმედებას გლობულარულ ბენიტში. ახალ პირობებში რეკორდული მაჩვენებლები უკვე 1000, 1500, 1700 მასრას უტოლდება.

ჩვენს მიერ დადგენილია, რომ „ახალი ფენომენის“ არსებობისათვის აუცილებელია: „შლეიფი“  $\langle \text{Ti+N+V} \rangle$ , ან  $\langle \text{Ti+N+Nb} \rangle$  ან  $\langle \text{Ti+N+V, Nb} \rangle$  ან  $\langle \text{Ti+N} \rangle$  ან  $\langle \text{Ti+N+V+Cu} \rangle$  და სხვა, კომპოზიცია (08XH4CДMΦT, 40AГΦT, 18AΦT და სხვა) და ტექნოლოგიური პროცესი (მიღების განღრუება-გაჭოლვის, მიღების რედუცირების, წვრილი სორტის გლინვის და სხვა, რომელთა გამომჟღავნება ერთ-ერთი ძირითადი პრობლემური საკითხია ჩვენთვის დღეს). სამივე ფაქტორის არსებობისას ლითონის – შენადნობის სიმტკიცის მაჩვენებლები მნიშვნელოვნად იზრდება, პლასტიკურობის მაღალ დონეზე შენარჩუნებით („ახალი ფენომენის“ მოქმედების შედეგი!). რა თქმა უნდა, ყოველ განსხვავებულ ტექნიკურ პროცესს, სტრუქტურათა წარმოქმნის-ფორმირების დროს, თავისი სპეციფიკა გააჩნია.

პირველ შემთხვევაში, დრეკადობის ზღვრებში მომუშავე სამართულებზე მოქმედი თერმოციკლური გავლენა ხელს უწყობს მის დისპერსიულ განმტკიცებას: იზრდება სიმტკიცის მაჩვენებლები პლასტიკურობის მაღალ დონეზე შენარჩუნებით. ძალზე საინტერესო იქნება ლაბორატორიული კვლევების ჩატარება გლობულარულ ბეინიტზე (სამართულების მასალის შესწავლა, რომლებმაც გაგლინეს-გაჭოლეს 1500,1700 მასრა).

არსებულ მონაცემებზე დაყრდნობით, შეიძლება ასეთი დასკვნის გაკეთება, რომ 08XH4CДMΦT ფოლადისათვის, მისგან დამზადებულ სამართულებს შეუძლიათ მუშაობა  $n \geq 1000$  მილზე დეგრადაციის გარეშე ტექნოლოგიის სრული დაცვით (ეს პირველი პროექტის II ეტაპია!).

მოყვანილი მეორე მაგალითი ეხება მილების რედუცირების პროცესს „140“-ზე. საწარმოო ნაღობების (№253246, №253247)<sup>9</sup> შედარებისას განმტკიცების ეფექტი შესატყვისად ძლიერდება მაშინ, რაც უფრო ძლიერია აზოტის შემაკავშირებელი – დამჭერი ძალები (V=0,10%; Al=0,034%; Ti=0,014%- N=0,009% და V=0,08%; Al=0,029%; Ti=0,015%; N=0,014%) მით მეტია ამ დროს „ახალი ფენომენის“ ეფექტი, რაც მნიშვნელოვნად განსხვავდება მაიკლ კორჩინსკის დასკვნისგან<sup>10</sup>; ცხლად გლინული №46 –  $\sigma_{\text{ღ}}=750\text{ნ/მმ}^2$ ; №47 –  $\sigma_{\text{ღ}}=630\text{ნ/მმ}^2$ ;  $\Delta\sigma_{\text{ღ}}=120\text{ნ/მმ}^2$ -ს.

მესამე მაგალითი ეხება წვრილი სორტის წარმოებას, კერძოდ, B500W-ს ტიპის უნიფიცირებული არმატურის წარმოებას, დენადობის ზღვრით  $\sigma_{\text{ღ}} \geq 500\text{ნ/მმ}^2$ , ცხლადგლინულ მდგომარეობაში – თერმული დამუშავების გარეშე. აღნიშნული თემატიკა შპს „რუსთავის ფოლადის“ პირობებში სრულად არის წარმოდგენილი ბატონების ნუგზარ მუმლაძისა და ზაზა ტაბატაძის სადოქტორო დისერტაციებში. განხილულია თუ რა არის საჭირო თუ არ მოხერხდა მოდერნიზაციის ჩატარება და მოქმედებები მოდერნიზაციის შემდეგ. დღეს წარმოებას შეუძლია მინიმალური დანახარჯებით მთლიანად გადავიდეს B500W-ს ტიპის არმატურის წარმოებაზე სრულად განჯანგული და სელექტირებული

9

დნობის №	C,%	Si,%	Mn,%	S,%	P,%	V,%	Al,%	Ti,%	Ca,%	N,%
253246	0,39	0,36	1,40	0,018	0,012	0,10	0,034	0,014	0,012	0,009
253247	0,40	0,33	1,36	0,016	0,017	0,08	0,029	0,015	0,017	0,014

მაღალი სიმტკიცის  $\sigma_{\text{ღ}} \geq 760$  ნ/მმ<sup>2</sup> სატუმბო-საკომპრესორო მილების წარმოების მეთოდი აუცილებლად თხოვლობს დაპატენტებას, რომელშიც „ახალი ფენომენის“ წვლილი უფრო განმსაზღვრელია, ვიდრე იგივე სიმტკიცის სამაგრი მილების წარმოება ფოლად 40ГCДMΦT-გან.

<sup>10</sup> აუცილებელია დაცული იყოს თანაფარდობა %Ti=%N და ოპტიმალურია 0,01%=0,01%-ს [12]!

უფრო სარწმუნოა წარმოქმნილი მეორადი ფაზების დისპერსულობა და თვისებები. მაგალითად, ნაჩვენებია [13, 14], თუ როგორ ხორციელდება რეგულირებადი გლინვა დისპერსიული (20-25 ნმ) VN-ის ფაზებით. ანალოგიური შედეგები გვაქვს მიღებული [15] B500W-ს გლინვისას (№№25; 18; 16; 12 მმ) წვრილსორტულ დგანზე.

ფოლადი 3-ისგან „შლეიფის“ (მაგალითად,  $\langle \text{Ti+N+V} \rangle$ ) გამოყენებით. მოდერნიზაციის შემდეგ გვექნება იგივე ფოლადი, „გლინვის ახალი სქემები“ და ახალი „შლეიფები“ ან  $\langle \text{Ti+N} \rangle$ ,  $\langle \text{Ti+N+V+Cu} \rangle$  და სხვა). წინასწარი გათვლებით, B500W-ს წარმოება იქნება რენტაბელური! ამძრავების შეცვლა XIII, XIV, XV, XVI უჯრებზე მნიშვნელოვნად გააფართოებს ჩვენს შესაძლებლობას, როგორც პირველი ეტაპის – №2.1., ასევე, განსაკუთრებით მეორე ეტაპის (№ 2.2.) განხორციელებაში: „სელექტირებული და სრულად განჟანგული ფოლადი 3-ის („შლეიფით“) განმტკიცება „გლინვის ახალი სქემების“ გამოყენებით ცხლადგლინულ მდგომარეობაში B500W-ს საწარმოებლად და „მომდ“-ის შემდეგ“.

„ახალი ფენომენის“ სტრუქტურული „გახსნა“ თანამედროვე ტექნიკის საშუალებით, მაგალითად, გარჩევის უნარიანობის მქონე  $\leq 50\text{-}20\text{\AA}$ -ზე „P $\Sigma$ M“-ის გამოყენებით, ბევრ ასპექტში შეგვიწყობდა ხელს ამ საკითხის მოსაგვარებლად. დღეს მხოლოდ აბსტრაქტული აზროვნების წყალობით, შეიძლება წარმოვიდგინოთ ძალზე დისპერსიული მეორადი ფაზები (AlN, TiC, TiN, VC, VN და სხვა), რომლებიც წარმოადგენენ არა გადაულახავ წინაღობებს – ბარიერებს, მაშინ არსებულ შედეგს (სიმტკიცის მაჩვენებლების ზრდას და პლასტიკურობის მაღალ დონეზე შენარჩუნებას) შეესაბამება დისლოკაციების გადაადგილების მნიშვნელოვანი შეფერხება, რომელსაც მოსდევს პლასტიკურობის ზრდა, ასევე, დისლოკაციების მნიშვნელოვანი გადაადგილება!

მოდულირებისა და მიკროლეგირების ეფექტურად ჩასატარებლად – „ახალი ფენომენის“ სრულად გამოსაყენებლად, აუცილებელი იყო არსებულ სიტუაციაში (მხოლოდ Si+Mn-ის გამოყენებით) შეგვემუშებინა ფოლადი 3-ის სრულად განჟანგვის მეთოდი. ვიხილავთ დუბლექს პროცესს (დნობა ელექტრორკალურ ღუმელში, დაყვანა-რაფინირება ციცხვ-ღუმელში). ფოლადის გაშვების შემდეგ ციცხვში ვუმატებთ საჭირო Al-ის 50%-ს, ჩვენს შემთხვევაში 5 კგ Al-ს, ხოლო არევას ვაწარმოებთ N<sub>2</sub>-ით; როდესაც ლითონი ამოვა ციცხვის ნახევარზე ვუმატებთ ყველა საჭირო დანამატებს, ძირითადად Si+Mn-ს. ვხსნით „შავ წიდას“, ვაყენებთ „თეთრს“. ამის შემდეგ ციცხვი იკავებს ღუმელის ადგილს. ვადგენთ ფოლადის ქიმიურ შედგენილობას და თუ ატომური აზოტის შემცველობა იქნება N=0,01-0,02%-ის ფარგლებში ვკეტავთ N<sub>2</sub>-ს. იმავდროულად, ვუმატებთ ღუმელში 5 კგ Ti-ს და თუ ანალიზმა გვიჩვენა Ti $\geq$ 0,02%, მაშინ ფოლადი სრულად არის განჟანგული და მზად არის უწყვეტად ჩამოსასხმენად. თუ დაგეგმილია B500W-ს გამოშვება, მაშინ ვუმატებთ ვანადიუმს V=0,10-0,20% ფარგლებში.

სჭირდებათ განმეორება პროფილებს: NN32,28,25,22,20,18,16,14,12,10 ცხლადგლინულ

მდგომარეობაში – თერმული დამუშავების გარეშე, რაც აღარ იქნება დაკავშირებული თერმული დამუშავებით მიღებულ შრეობრივ აღნაგობასთან – ტრადიციულ სირთულეებთან. საჭირო ზომების მქონე გამოსაცდელი ნიმუშები მოგვცემს საშუალებას დავადგინოთ აღებული პროფილის (მასალის) საკონსტრუქციო სიმტკიცე:  $S_k$  – რღვევის ჭეშმარიტი ძაბვა, ნ/მმ<sup>2</sup>;  $\sigma_B$  – სიმტკიცის ზღვარი ნ/მმ<sup>2</sup>;  $\sigma_{\infty}$  – დენადობის ზღვარი ნ/მმ<sup>2</sup>; ფარდობითი წაგრძელება მდგენელებით  $\delta = \delta_1 + \delta_2$  %; ყელის ფარდობითი შევიწროება მდგენელებით  $\psi = \psi_1 + \psi_2$ ; დარტყმითი სიბლანტე მდგენელებით  $a_{0,25} = a_{\beta} + a_{\delta}$  ნგრევის ჯამური (ტოტალური) ენერგია  $E_T$ , ნ.მ; კუთრი (ჯამური) ენერგია  $a_0^T$  ჯ/სმ<sup>2</sup>; ბზარმედეგობა  $J_{1c}$ , ნ/მმ; გამყიფების ტემპერატურული ზღურბლი  $T_{50}$ , °C; დადლილობა  $\sigma^{-1}$ , ნ/მმ<sup>2</sup> და სხვა. მდგენელები  $\delta_1$ ,  $\psi_1$ ,  $a_{\beta}$  ახასიათებენ ლითონის პლასტიკურობას – პლასტიკური დეფორმაციის უნარს, ხოლო მდგენელები  $\delta_2$ ,  $\psi_2$ ,  $a_{\delta}$  – ლითონის ნგრევისადმი წინაღობას.

ჩვენი პოზიციით, საკონსტრუქციო სიმტკიცის შედეგებმა და ტაივანის მანქანით მიღებულმა ნგრევის ტოტალურმა ენერგიამ ( $E_T$ , ნ.მ), რომელიც გაკონტროლდება ტრადიციული მეთოდით (ნგრევაზე დახარჯული ტოტალური ენერგიით, მიღებული ნგრევის ფართობის გამოყენებით  $S = (\sigma_{\infty} + S_k) / 2 \cdot e = (\sigma_{\infty} + S_k) / 2 \cdot \ln(\delta + 1)$ ), უნდა შეავსონ ერთმანეთი, რაც საერთოდ ძალზე გაამარტივებს ხანგამძლეობის დასადგენ მეთოდს, ჩვენს შემთხვევაში – არმატურის ხანგამძლეობის დასადგენ მეთოდოლოგიას.

II. №3.1.<sup>11</sup> „ფოლადებისგან 40ГЦДМФТ (მზადდება განაცხადი), 40ГФТ (საქართველოს პატენტი გამოგონებაზე P6260; GE P20156260B) სამაგრი და სატუმბო-საკომპრესორო უნაკერო მილების წარმოება მილსაგლინავ აგრეგატზე „400“ და „140“, შესაბამისად, დენადობის ზღვრით  $\sigma_{\infty} \geq 760$  ნ/მმ<sup>2</sup>

წარმოდგენილი პროექტი, ალბათ აგვირგვინებს მაღალი სიმტკიცის ( $\sigma_{\infty} \geq 760$  ნ/მმ<sup>2</sup>) სამაგრი („400“) და სატუმბო-საკომპრესორო („140“) უნაკერო მილების წარმოებას, რომელიც სრულდება წრთობა-მოშვების გარეშე. რა თქმა უნდა, ასეთი რთული ამოცანების

<sup>11</sup> ამ პროექტს აქვს მეორე ეტაპი, როდესაც საწარმოს ექნება საკუთარი მილნამზადი – №3.2. „სამილე ფოლადებისა (20T – ს.მ. №1544833; 45T – ს.მ. №1242541; 40ГТ – ს.მ. №827581 – „K“ – „400“; 38Г1Т – ს.მ. №1381191 – „K“-„140“; 40ГФ ს.მ. №1381190, „E“ – 40ГФ<sub>„400“</sub>, „E“ – 40ГФ<sub>„140“</sub>; 40ГМФ – ს.მ. №1362058 – „Л“ – „400“; 40ГСМФ – ს.მ. №1208090 – „Л“ – 140) და დამუშავების პროგრესული ტექნოლოგიების (დაბალ- და საშუალონახშირბადიანი სამილე ფოლადების წარმოების ხერხი – ს.მ. №1647027; ნაგლინის წარმოების ხერხი – ს.მ. №1382862, ფოლადი – ს.მ. №1753730 და მისგან სამართულების დამზადების ხერხი – ს.მ. №1615197) მოდერნიზაცია „ახალი ფენომენის“ გამოყენებით“.

ჩვენი პროგოზით, მოსალოდნელი დადებითი შედეგები იქნება ძალზე მნიშვნელოვანი და საჭირო, თუ გავითვალისწინებთ „შლეიფების“ ცვლილების დიდ შესაძლებლობებს!

ამოხსნა სიახლეების გამოყენების გარეშე შეუძლებელი იქნებოდა. სქოლიოში მოტანილი მონაცემები მიუთითებენ იმაზე, რომ არც ისე იშვიათად, ერთ აგრეგატზე („400“) სირთულეების გადალახვით ამოხსნილ ამოცანას (-ებს) მეორე აგრეგატზე („140“) სჭირდება ხელახალი ამოხსნა – ახალი წინააღმდეგობების გადალახვა.

ტრადიციულად, უნაკერო მილების წარმოების სხვადასხვა დონის თემატიკა, ყოველთვის იყო და არის (XX საუკუნის 70-იან წლებიდან დღემდე!) ჩვენთვის (ჯერ ჯგუფი, შემდეგ სექტორი, უფრო გვიან საბიუჯეტო „მასალათა თვისებების ლაბორატორია“, ახლა, თვითდაფინანსებაზე მყოფი „მასალათა თვისებების სასწავლო-სამეცნიერო ცენტრი“-„მთსსც“) პრესტიჟული. არსებული ამოცანების გადაწყვეტისას (ხშირად პრობლემურის) ჩვენს მიერ შემუშავებული იქნა „კონტროლირებული გლინვის მეთოდი- განხორციელებული კომპოზიციის ქიმიური შედგენილობით“. სქოლიოში მოყვანილი კომპოზიციები და დამუშავების პროგრესული ტექნოლოგიები (საავტორო უფლებებით დაცული), თვითეული მათგანი იძლეოდა საშუალებას გვემართა ურთულესი პროცესები. მოვიყვანთ მხოლოდ ორ მაგალითს:

1) ფოლადი 20T განკუთვნილი გლუვი, შესადულებელი უნაკერო მილების საწარმოებლად (მილსაგლინავი აგრეგატი „400“). 20T-ს კომპოზიცია საშუალებას იძლეოდა მილნამზადების დაყოფისას (ე.წ. „გატეხვის“ დროს) ლითონი გადაეყვანა მყიფე მდგომარეობაში, რაც გამორიცხავდა „ხისმაგვარი ტეხის“ არსებობას, ხოლო მილების გლინვისას მიიღებოდა ერთგვაროვანი სტრუქტურა, მარცვლების მცირე ზომით. სხვანაირად, 20T იქცეოდა, როგორც ფუნქციონალური მასალა. შევნიშნავთ, რომ „ხისმაგვარი ტეხის“ გამოსწორება შეუძლებელი იყო. მილნამზადის საამქრო ჩერდებოდა. კრიზისი უფრო ხშირად ზაფხულის პერიოდს ემთხვევოდა...

2) კომპოზიცია 40ΓT, რომელმაც შეცვალა 36Γ2C (σ<sub>ლ</sub>≥500 ნ/მმ<sup>2</sup>, „K“ ჯგუფი). ჩვენს მიერ დადგენილი იყო, რომ Fe-Si, Fe-C-Si სისტემებში არსებობს, ე.წ. „სილიციუმის ზღურბლი“ (Si≥0,50%), რომელიც მნიშვნელოვან გავლენას ახდენს შენადნობების სტრუქტურისა და თვისებების ჩამოყალიბებაზე. სხვა, რთული საკითხების შესწავლასთან ერთად ჩვენს მიერ ნაჩვენები იქნა, რომ სილიციუმის როგორც მალეგირებელ ელემენტად გამოყენებისას, საჭიროა „გაუწყალბადოების“ ტექნოლოგიური პროცესის შემოტანა, რომელიც საკმაოდ ძვირი პროცესია. სილიციუმი თავისი შეუვსებელი ელექტრონული გარსების ქვედონეებით (3S<sup>2</sup>3P<sup>2</sup><sub>6</sub>3d<sup>0(10)</sup>) წყალბადის მშთანთქმელი (ჰეტერი) ხდება; შეუძლია ერთმა ატომმა შეიერთოს წყალბადის 14 ატომი. აღნიშნული და ბენიტიური გარდაქმნებისას

მომეტებულად არსებული ნარჩენი აუსტენიტი დაედო საფუძვლად პროექტს, როდესაც ჩვენ შევიმუშავეთ „წყალბადის დამაგროვებელი შენადნობები“.

ჩვენი პროგნოზით, თუ გავითვალისწინებთ „შლეიფის“ ცვლილების დიდ შესაძლებლობას, მოსალოდნელი დადებითი შედეგები იქნება ძალზე მნიშვნელოვანი და, რა თქმა უნდა, საჭირო!

საერთოდ კი, უკონტროლოდ არსებული სილიციუმი, როგორც მალეგირებელი ელემენტი ეს „ჭირია შენადნობში“... 36Г2С-ის შეცვლამ 40ГТ ძირეულად შეცვალა ამ მავნე მოვლენის არსებობა ფოლადში. თითქმის ამ მოქმედებებით უნდა დამთავრებულიყო პრობლემები „140“-ზე გლინვისას, მაგრამ გაჩნდა სხვა სახის პრობლემური ამოცანები. პირველი, რადგან არ არსებობდა თერმული დამუშავების „ნორმალიზაციის“ ჩატარების საშუალება, საჭირო თვისებები უნდა მიგველო ცხლად გლინვის შემდეგ. საჭირო შეიქმნა ტიტანი გამოყენებული ყოფილიყო არა, როგორც მოდიფიკატორი ( $Ti=0,01-0,02\%$ ), არამედ როგორც მიკრომალეგირებელი ელემენტი ( $Ti=0,030-0,045\%$ ). აღნიშნულს დაემატა მილნამზადის გაყოფის დროს ცივად ჭრის გაუარესება, რომელმაც ფოლადის განჟანგვის პროცესი გაგვატანინა მთლიანად ციცხვში...

ამოცანები სიმტკიცის გაზრდის კუთხით ( $\sigma_{\text{с}} \rightarrow 250 \rightarrow 500 \rightarrow 560 \rightarrow 660 \rightarrow 760 \text{ ნ/მმ}^2$ ) თანდათანობით რთულდება, რომლის უმაღლეს დონეს (წრობა-მოშვების გარეშე) შეადგენს  $\sigma_{\text{с}} \geq 760 \text{ ნ/მმ}^2$ . აღნიშნულის გამო ამ პროექტს, მის გამოტანას გარკვეულად რეკლამური ხასიათი აქვს! არსებული და მოსალოდნელი წინააღმდეგობების დაძლევა შეეძლოთ მხოლოდ სიახლეებს და ორიგინალურ მიდგომებს. ერთ-ერთი ასეთი სიახლეა „ახალი ფენომენის“ ეფექტი, რომელიც დაფიქსირდა ფოლადი 40ГФТ ორი ნადნობის №46 და №47 გლინვისას „140“-ზე. ცხლადგლინულ მდგომარეობაში №46 ნადნობის მიღების მასალამ სტაბილურად აჩვენა  $\sigma_{\text{с}} \geq 750 \text{ ნ/მმ}^2$  (ნადნობმა №47 აჩვენა  $\sigma_{\text{с}} \geq 630 \text{ ნ/მმ}^2$ ). სწრაფად გაკეთდა ანალიზი – მოინახა მიზეზები საკმაოდ ორიგინალური, ასევე, გზა რომელიც სტაბილურად აწევდა დენადობის ზღვარს  $\sigma_{\text{с}} \geq 760 \text{ ნ/მმ}^2$ . დაგეგმილი გვაქვს, ახალი მონაცემები დროულად გამოვაქვეყნოთ პრესტიჟულ ჟურნალში! მრავალმხრივ, მიზანშეწონილია, მზა პროდუქციას სამაგრი მიღების შემთხვევაში (ფოლადი 40ГСДМФТ) ჩაუტარდეს ტრადიციული „ნორმალიზაცია“, ხოლო სსმ-ს – 40ГФТ-ს კი 38Г1Т და 40ГФ-ტიპის ფოლადებზე შემუშავებული, ე. წ. „ნორმალიზაცია ნაკადში“, რომელიც მოგვცემს სტაბილურად  $\sigma_{\text{с}} \geq 760 \text{ ნ/მმ}^2$ -ს.

### III. შპს „რუსთავის ფოლადის“ კრიზისიდან გამოსვლის ორი გზა

1. ბრძმედის ამუშავება – დიდი მეტალურგიის აღდგენა, რომელსაც წინ უნდა უსწრებდეს შეკვეთების მოპოვება და ბაზრ(ებ)ის დაკავება;

2. საამქროების (მოდულების) მინი-ქარხნების რეჟიმებში მუშაობა.

1. ბრძმედის ამუშავება – დიდი მეტალურგიის აღდგენა

1.1. აგლომერატი+კოქსი→ბრძმედის თუჯი + ფოლადის წარმოების კონვერტერული პროცესი, ციციხე-ლუმელთან ერთად+საჭირო გეომეტრიის მქონე ნამზადების უწყვეტი ჩამოსხმა, როგორც შიდა საჭიროებისათვის, ასევე, გასაყიდად (მაგალითად, ჩვენი ქიმიით B500W-ს ISO-ს სტანდარტით საწარმოებლად!). გამოშვებული ფოლადი წლიურად >10<sup>6</sup> ტონა, აქედან 200000 ტონა □100 მმ გაიყიდება B500W-ს საწარმოებლად.

1.2. სორტის წარმოება (სასურველია ახალ დგანზე!), ძირითადად B500W-ს ISO-ს სტანდარტით და გლინვის ახალი სქემებით (თუ თერმომექნიკური დამუშავების შემდეგ პლასტიკურობა არ შემცირდება, ან შემცირდება უმნიშვნელოდ, მაშინ საწარმო მომხმარებელს მიაწვდის მაღალი სიმტკიცის,  $\sigma_{\text{ფ}}=750-800\text{ნ/მმ}^2$ , მქონე არმატურას ან სხვა საჭირო პროფილს!). სულ სორტის რაოდენობა 250-300 ათასი ტონა წლიურად.

1.3. სამსხმელო საამქრო, რომელსაც თანდათანობით ჩაუტარდება მოდერნიზაცია, რომლის მიზანია გამოუშვას შემოწმებული, მაღალი ხარისხის მქონე პროდუქცია: მილსაგლინავი დგანის ინსტრუმენტი მედეგობით – პირველ ეტაპზე  $n_{1}\geq 500$  მილზე, ხოლო შემდეგ  $\geq 1000$  მილზე (I ეტაპი 2 წელი, II ეტაპი 5 წელი); სორტული (და სხვა) დგანების არმატურა უკეთესი მედეგობით, ვიდრე შემოტანილი. ათვისებული იქნეს ADI და ბენიტური კლასის თუჯი (350C102, 350C102ДН5ФТ, 350C102ДН5МФТ, შესაბამისად!), გლინების ჩამოსხმა, მაღალი ხარისხის სხმულების წარმოება, როგორც შიდა, ასევე, გარე მოთხოვნების დასაკმაყოფილებლად. გაფართოვდება ყველანაირად ფეროშენადნობების წარმოება და სხვა.

1.4. გლუვი და კუთხვილიანი უნაკერო მილების წარმოება აგრეგატებზე „400“ და „140“  $\sigma_{\text{ფ}}=250-760\text{ნ/მმ}^2$  ( $\sigma_{\text{ფ}}\geq 250\text{ნ/მმ}^2-20\text{T}$ ;  $\sigma_{\text{ფ}}\geq 500\text{ნ/მმ}^2-40\text{T}_{„400“}$ ,  $38\text{Г1T}_{„140“}$ ;  $\sigma_{\text{ფ}}\geq 560\text{ნ/მმ}^2 - 40\text{ГФ}^{(1)}_{„400“}$ ,  $40\text{ГФТ}^{(2)}_{„140“}$ ;  $\sigma_{\text{ფ}}\geq 660\text{ნ/მმ}^2-40\text{ГМФ}_{„400“}$ ,  $40\text{ГСМФТ}^{(1)}_{„140“}$ ;  $\sigma_{\text{ფ}}\geq 760\text{ნ/მმ}^2 - 40\text{ГСДМФТ}_{„400“}$   $40\text{ГФТ}_{„140“}$ . ყველა კომპოზიცია დაცულია საავტორო მოწმობით!). მილსაგლინავი საამქროს წლიური მწარმოებლობა =500000ტონა, აქედან ძირითადი იქნება სამაგრი და სატუმბო-საკომპრესორო მილები. სამაგრ მილებს ჩაუტარდებათ ჩვეულებრივი „ნორმალიზაცია“, ხოლო სსმ-ს კი, „ნორმალიზაცია ნაკადში“ და სხვა.

1.5. ჩვენი პროგნოზით, საჭირო შეიქმნება გამოვუმვათ კოჭები და რელსი, რა თქმა უნდა ახალ დგანზე! ამ მიმართულებითაც გვაქვს მარაგნაკეთი. ჩვენს მიერ შემუშავებულია საშუალონახშირბადიანი ბენიტური კლასის ფოლადი „უხმაურო რელსების“ საწარმოებლად!

## 2. საამქროების (მოდულების) მინი-ქარხნების რეჟიმებში მუშაობა

2.1. სამსხმელო საამქრო. აუცილებელია მას ჩაუტარდეს თანდათანობითი მოდერნიზაცია

— საამქროში უნდა განხორციელდეს საყალიბო ნარევეების სისტემატური შემოწმება და საჭიროების შემთხვევაში მათი კორექცია;

— უნდა გაისინჯოს ყველა ჩამოსხმული ნაკეთობა არამრღვევი-დეფექტოსკოპული ანალიზის საშუალებით ისე, რომ ჩამოსხმის უბნიდან გაცემული სხმული არ უნდა შეიცავდეს მაკრო დეფექტებს;

— უნდა მოწესრიგდეს ტექნოლოგიური ინსტრუქციების საკითხი, რომლებშიც (სხვა საკითხებთან ერთად) მოცემული იქნება საჭირო მასალები, ამ კონკრეტული სხმულის გამოსადნობად, ე.ი. აუცილებელი იქნება საჭირო მასალები შემოტანილი იქნეს ტექნოლოგიურ ინსტრუქციებზე დაყრდნობით;

— სამსხმელო საამქროში სერიოზული მეტალურგიული პროცესების წაყვანა, მაგალითად, S-ისა და P-ის მოცილება, დაკავშირებულია დიდ ხარჯებთან, ერთის გაკეთებით ვაფუჭებთ მეორეს; ასეთი პროცესების წაყვანა არ შეიძლება, ამიტომ საჭიროა ვიმუშაოთ ტექნოლოგიური ინსტრუქციით: ავწონოთ ზუსტად საჭირო კომპონენტები, გადავადნოთ და ჩამოვასხათ უდეფექტო სხმული;

— აუცილებლად უნდა განახლდეს ქიმიური ლაბორატორია, რაოდენობრივად და თვისობრივად (მაგალითი ფოლადსადნობიდან უნდა ავიღოთ). სხმული ლითონის სტრუქტურის გაკეთილშობილება (მიკროლევირებით, მოდიფიცირებით, ნანო დანამატებით), ეს ერთ-ერთი ძირითადი მიმართულებაა, რომლის განხორციელებას სჭირდება მობილური ქიმიური ანალიზი!

— განსაკუთრებული ყურადღების ღირსია გამოყენებული ინსტრუმენტის ნაბრუნის კონტროლი, დღეს ძვირად ღირებული ელემენტების გამოყენებას საწარმოს შიდა მოხმარებისათვის არ ერიდებიან, განსაკუთრებით მაშინ, როცა გადნობისას და გადადნობისას მათი ამოწვა მცირეა (Ni, Mo, Cu, V და სხვა);

— ასათვისებელია მთლიანად სორტის არმატურის წარმოება, რომლის საჭირო



რაოდენობა შემოგვაქვს „ოქროს ფასად“! ამ კუთხით, მივადგებით გლინების წარმოებასაც, რომელიც, ასევე, ჩვენი გასაკეთებელია! ორივე მიმართულებით საჭირო მასალებზე ვმუშაობთ და თუ გვექნება, ხელშეწყობა, არ დააყოვნებს წარმატება!

— ბოლოსთვის შემოვინახე პირველი საკითხი, საჩამოსხმო საამქროს შენობის მდგომარეობა, ძირითადად: საძირკვლები, ფერმები, გადახურვა და სხვა. უნდა შემოწმდეს ყველაფერი და რაც აუცილებლად გასაკეთებელია უნდა გაკეთდეს. ერთ-ერთი ახალი განყოფილება იქნება ბენიტური თუჯის, ძირითადად ADI – ბენიტზე იზოთერმულად ნაწრობი სფერულგრაფიტის თუჯი; გვექნება ძირითადად ორი დიდი ღუმელ-აბაზანა: პირველი გამახურებელი აბაზანა, მაგალითად, 50% NaCl + 50% KCl,  $t_{დგ}=670^{\circ}\text{C}$ ,  $t_{ა}=750-900^{\circ}\text{C}$ ; მეორე იზოთერმული წრობის აბაზანა, მაგალითად, 50% NaNO<sub>3</sub> + 50% KNO<sub>3</sub> %,  $t_{დგ}=220^{\circ}\text{C}$ ,  $t_{ა}=300-450^{\circ}\text{C}$ .

საჭირო იქნება, ასევე, კიდევ ერთი ღუმელი მაინც (გარდა FeSi, FeSiMn-სა) სპეციალური ფეროშენადნობების: FeTi, FeV, FeMo, FeNb და სხვა, საწარმოებლად!

#### 2.1.1. მილსაგლინავი აგრეგატების „400“ და „140“ ინსტრუმენტის წარმოება

— პირველ რიგში ინსტრუმენტის (სამართულები და სახაზავები) წარმოების პრობლემური საკითხი გადაწყვეტილი იქნება აგრეგატ „400“-ისათვის, ხოლო შემდეგ მიღებული შედეგები გადატანილი იქნება (რა თქმა უნდა, გარკვეული კორექტირებით) აგრეგატ „140“-ზე.

მოვიყვანთ მილსაგლინავ აგრეგატ „400“-ისათვის საჭირო ინსტრუმენტების მასალებს – კომპოზიციებს<sup>12</sup>:

— გამჭოლი დგანების I და II, სამართულების მასალა 08XH4CDMΦT, იმავე დგანების სახაზავების მასალა 350CIO2DH5ΦT;

— ავტომატური დგანების სამართულების მასალა 350CIO2DH5ΦT;

— შემომგლინავი დგანების სამართულების მასალა 350CIO2DH5MΦT, იმავე დგანების სახაზავების მასალა 350CIO2DH5ΦT. ჩვენი პროგნოზით, ამ მიმართულებით მალე გვექნება ბენიტური თუჯის ფუძე 350CIO2, როგორც დამოუკიდებელი, ახალი და იაფი ADI, რომლისაგან დამზადდება სახაზავები, სორტის არმატურა, გლინები და სხვა მრავალი ნაკეთობა!

— ჩვენი პოზიცია აგრეგატ „140“-ის გამჭოლი დგანის სამართულებზე, რომლებიც

<sup>12</sup> კომპოზიციების 08XH4CDMΦT, 350CIO2DH5ΦT, 350CIO2DH5MΦT კონსტრუქციების საკითხები მოცემულია ანგარიშში. ყველა სიახლე რეალიზდება ჩვენი განზოგადებული სიახლეების – მეცნიერული დებულებების საფუძველზე!!

დამზადდება განსხვავებული ტექნოლოგიით, ჩვენთვის კარგად ცნობილი კომპოზიციის 08XH4CDMΦT გამოყენებით. იმის გამო, რომ აგრეგატის „400“-სა და „140“-ის მაქსიმალურ დიამეტრებს შორის სოლიდური სხვაობაა ( $\Delta=260\text{მმ}$ ), ეს გარკვეულ პრობლემებს ქმნის „140“-ის გამჭოლი დგანის სამართულების ჩამოსხმით დამზადებისას.

აღებული მასალის მუდმივობისას, ცხელი დეფორმაციით და შემდეგ ცივად ჭრით დამუშავებით მიღებული სამართულების მედეგობა მაღალია, ვიდრე ჩამოსხმულის. აღნიშნულის გამო ჩვენ ვთავაზობთ: მიახლოებითი ზომის ნამზადი მივიღოთ ჩამოსხმით, ხოლო შემდეგ ცხელი პლასტიკური დეფორმაციით (მაგალითად, შტამპვით) მივიღოთ საჭირო ზომების მქონე სამართული, რომელიც დაიყვანება ზუსტ ზომებზე ჭრით დამუშავებით, რასაც მოსდევს თერმული დამუშავება – უკვე ტრადიციული დაკომპაქტებული ორმაგი მოწვა. პირველი – საკომოგენიზაციო მოწვის ტემპერატურიდან გადასვლა მეორეზე ხდება ღუმელთან ერთად სამართულების გაცივებით. „მოწმე“ ნამზადში ჩამონტაჟებული გადამწოდი აფიქსირებს შენადნობის ფაზურ  $\gamma \rightarrow \alpha$  გადასვლას. ეს გარანტირებულად იძლევა საშუალებას სამართულების გახურებით  $900-920^{\circ}\text{C}$ -მდე და 1 საათის დაყოვნებით, რომელსაც მოსდევს აჩქარებული გაცივება ვენტილატორების შებერვით, გვექონდეს მოწესრიგებული მაღალტემპერატურული მდგომარეობა, აუსტენიტის მცირე ზომის მარცვლებით. მომდევნო აჩქარებული გაცივება კი ხელს უწყობს ბეინიტური გარდაქმნის განხორციელებას, არა მარტო ზედაპირულ შრეებში! თერმული დამუშავების შედეგად გვექნება ნიკელითა და სხვა ელემენტებით გაჯერებული მხურვალმედეგი შრე, რომლის საყრდენი იქნება ბეინიტის სოლიდური შრე. აგრეგატ „140“-ის გამჭოლი დგანის სამართულების მიღების – დამზადების ტექნოლოგიური პროცესი მნიშვნელოვნად განსხვავდება აგრეგატ „400“-ის გამჭოლი დგანების სამართულების დამზადების ტექნოლოგიისაგან. აღნიშნულიდან გამომდინარე, გვაქვს სოლიდური საფუძველი, რომ ფოლადის ქიმიური შედგენილობასთან ერთად გვექონდეს აგრეთვე „140“-თან დაკავშირებით, „სამართულების მიღება და დამუშავებაზე“, ქართული პატენტი. გაორმაგდა, შემდეგ გაიზარდა  $700-800$  მილამდე, ხოლო რეკორდული შედეგები გაუტოლდა  $1000$  მილს. საჭირო შეიქმნა მეცნიერულად აგვეხსნა მიღებული შედეგები. ეს პრობლემური ამოცანა ჩვენს მიერ ამოხსნილია იმიტაციური მოდელირების გამოყენებით. აღმოჩნდა, რომ სტრუქტურულ ასპექტში, გაჭოლვის პროცესი მსგავსია პროცესების, რომელთაც ადგილი აქვთ მაღალტემპერატურულ მიკროსკოპში (მაგალითად, „ИМАШ“-ის ტიპის) ჩამაგრებულ ნიმუშის თერმოციკლირებისას ( $20^{\circ}\text{C} \leftrightarrow 650^{\circ}\text{C}$ ), რომელზეც

მოდებულია, დრეკადობის ზღვრებში, მუდმივად მოქმედი გამჭიმავი ძალა და ერთი თერმული ციკლი ეთანადება სამართულის დატვირთვებს ერთი ნამზადის გაჭოლვისას. სხვანაირად, აღნიშნული დამუშავება წარმოადგენს ნიმუშის თერმოციკლურ ( $20^{\circ}\text{C} \leftrightarrow 650^{\circ}\text{C}$ ) მოშვებას, დრეკადობის ზღვრებში მოდებული დაძაბულობის (გამჭიმავი ძალის) მუდმივ მოქმედებისას. თერმოციკლური დატვირთვები გრძელდებოდა 1000 (1200) ციკლამდე. გარკვეული ციკლების შემდეგ (10-100-500-1000 ციკლი) შეისწავლებოდა მექანიკური თვისებების მახასიათებლები და სტრუქტურა. აღმოჩნდა, რომ აღნიშნულ პირობებში თერმოციკლების გაზრდით 1000-მდე, დენადობის ზღვარი იზრდება 3-ჯერ, ხოლო ფარდობითი წაგრძელება კლებულობს უმნიშვნელოდ. როგორც გვეჩვენა აღნიშნული, ფოლად 08XH4C $\Delta$ M $\Phi$ T-გან დამზადებული გამჭოლი დგანების I და II სამართულების რეკორდული მედეგობა შეადგენს 1000, 1500, 1700 მილს<sup>13</sup>. ჩვენი გათვლებით, სამართულების დეგრადაცია უნდა დაიწყოს 2000 ციკლის შემდეგ, როდესაც ერთდროულად შემცირდება სიმტკიცე და, ასევე, პლასტიკურობა. აღნიშნულ ზღვრებამდე, ყველა გაჭოლვის პროცესს თან ახლავს, ე.წ. „ახალი ფენომენის“ ეფექტი – ფუმიდან სუპერდისპერსიული ფაზების გამოყოფა ფუძის მიკროსისალის შემცირებით (ე.წ. დისპერსიული განმტკიცება, პლასტიკურობის მაღალ დონეზე შენარჩუნებით). რა თქმა უნდა, აღნიშნული პროცესების უსასრული განვითარების რესურსი მასალას – ფუძეს არ გააჩნია. (შევნიშნავთ, რომ პირველ დასკვნებს დღესაც არ დაუკარგავს თავისი მნიშვნელობა: ნახშირბადის შემცირებით ფოლადში და მალეგირებელი ელემენტების მაქსიმუმებზე მუშაობით სამართულების მედეგობა იზრდება!). კომპოზიციას აუცილებლად სჭირდება მალეგირებელი ელემენტები სილიციუმი და სპილენძი (Si=0,8-1,2%; Cu=0,8-1,2%) მრავალი მიზნით. დღეს ჩვენთვის აღარ არის სიახლე, როცა სამართულების მუშაობისას, ტრადიციული დეგრადაციის ნაცვლად, ფიქსირდება ფუძის მიერ ენერჯის შთანთქმის გაძლიერებული უნარი, რის გამოც ფოლადი 08XH4C $\Delta$ M $\Phi$ T-გან დამზადებულ სამართულებს, შესაბამისი დამუშავების შემდეგ, გააჩნიათ გაჭოლვის უნარი – გამძლეობა  $n \geq 1000$  მილზე, რაც ალბათ კომპოზიციის და დამუშავების საშუალო მაჩვენებელია. ჩვენი პროგნოზით, მედეგობა აგრეგატ „140“-ის გამჭოლ დგანზე უნდა გაიზარდოს საშუალოდ  $\geq 1500$  მილზე. ამ კუთხით, დიდი ინტერესით ველოდებით საქარხნო ექსპერიმენტებს.

<sup>13</sup> როგორც ვხედავთ, პრაქტიკამ წინ გაუსწრო თეორიას, რაც განპირობებულია 2005 წლის საბიუჯეტო ლაბორატორიების დახურვით, მათ რიცხვში მოყვა ჩვენი „მასალათა თვისებების ლაბორატორია“. დღეს ლაბორატორიის სტატუსი „მასალათა თვისებების სასწავლო-სამეცნიერო ცენტრი“ – „მთსსც“ აღდგენილია, ველოდებით დაფინანსებას!

დავით კოპალეიშვილის სადისერტაციო ნაშრომში არსებული მონაცემები ფოკუსირებული იყო მეცნიერულად აეხსნა გამჭოლი დგანების სამართულების მედეგობის ნახტომისებური გაზრდის მიზეზები – საფუძვლები. ამ მხრივ ორიგინალური იყო (იმ პერიოდში მაინც!) იმიტაციური მოდელირების წარმატებული გამოყენება. ჩვენ ეს ნაწილი გააზრებულად მოვიყვანეთ იმ მოსაზრებით, რომ გვეჩვენებინა რა საფუძველი ჰქონდა მედეგობის ორჯერ-სამჯერ გაზრდას. სტრუქტურულ ასპექტში ჩვენ ვნახეთ, რომ ევტექტოიდი – პერლიტი 10-20% გვიშლიდა ხელს. გლობულარული ბენიტი მიიღებოდა, მხოლოდ თერმული დამუშავებით, რომელიც განაპირობებდა მაღალ, ჩვენთვის მაშინ უჩვეულო, პლასტიკურობის მაჩვენებლებს. აღნიშნულიდან გამომდინარე, მიზნად დავისახეთ აღნიშნული წინააღმდეგობები გადაგველახა კომპოზიციის, სამართულების მიღების ტექნოლოგიითა და თერმული დამუშავების მოდერნიზაციით. აღნიშნული მოქმედებებით სხმული ლითონის სტრუქტურის უარყოფითი გავლენა მინიმუმამდე იქნა დაყვანილი, სტაბილურად მოგვარდა  $\gamma \rightarrow \alpha$  ფაზური გარდაქმნისა და აუსტენიტის მარცვლის შემცირების საკითხები. ასევე, ბენიტური კლასის დაბალნახშირბადიანი ( $C=0,05-0,11\%$ ) ფოლადის 900-920°C გახურების შემდეგ აჩქარებული გაცივება მოაწესრიგებს საყრდენი შრის პრობლემას. მალეგირებელი ელემენტების ( $Si=0,8-1,2\%$ ;  $Cu=0,8-1,2\%$ ) შემოტანით ყველა შრის აგებულება იქნება სტაბილური. ეს ყველაფერი კარგად პასუხობს გამჭოლი დგანების სამართულების მიმართ წაყენებულ მოთხოვნებს.

შედეგების სტაბილური მიღებისათვის დასადგენია და დასახვეწი ტექნოლოგიური საკითხები სხვა ტრადიციულთან ერთად. რა განაპირობებს არსებულ „გაბნევას“ 200-900 მილი (საშუალო 800 მილი, რეკორდული 1000, 1500, 1700 მილი). ყველა ნადნობზე საჭირო იქნება სინჯების (თხელდენადობაზე, ტაივანის მანქანაზე გამოსაცდელი ნიმუშები და სხვა) აღება სრული ანალიზის ჩასატარებლად. ყველაფერი ეს გამოდგება ჯავშანმედეგობის შესასწავლად სტარტისათვის. სრული გეგმა ამ მიმართულებით წარმოდგენილი იქნება ცალკე. დღეს შეიძლება აღინიშნოს შემდეგი.

მყარი ტანის ფიზიკა, ე. წ. „დისლოკაციური თეორია და პრაქტიკა“ ასეთ მოთხოვნებს უყენებს საჯავშნე მასალას<sup>14</sup>: მას უნდა ჰქონდეს საშუალო დონის სიმტკიცის მაჩვენებლები, მაღალ პლასტიკურობასთან და, ასევე, მაღალ სიბლანტესთან ერთად. ნგრევის მექანიკიდან გამომდინარე, საწყისს ეტაპზე დასადგენი იქნება ამ მასალის საკონსტრუქციო

<sup>14</sup> საუბარია დისლოკაციებისა და სხვა კრისტალოგრაფიული წყობის დეფექტების სიმკვრივეზე –  $\rho$  სმ/სმ<sup>3</sup>→სმ<sup>-2</sup>, რომლის მნიშვნელობა = $10^8-10^{10}$ სმ<sup>-2</sup>-დან უნდა მეყსეურად გაიზარდოს  $\geq 10^{12}$ სმ<sup>-2</sup>-მდე, რომ განხორციელდეს მასალის ადიაბატური ნგრევა, რასაც წინააღმდეგობას გაუწევს გლობულარული ბენიტის სტრუქტურა...

სიმტკიცე კლასიკური მიდგომით. ეს იქნება სასტარტო მონაცემები გლობულარულ ბენიტზე. ისე, რომ გასაკეთებელი ბევრია: საჭიროა საკვლევი მასალა შესწავლილი იქნეს, როგორც სხმულ, ასევე, დეფორმირებულ (ცხლად) მდგომარეობაში. არსებობს მონაცემები, რომ ჯავშანმდეგობა მნიშვნელოვნად იზრდება თუ საჯავშნე ფურცელი იქნება პერფორირებული და სხვა.

## 2.2. წვრილსორტული საამქროს მოდული ფოლადსადნობთან და წიდასაყართან ერთად

აღნიშნულ მოდულში გასაკეთებელი ბევრია. დავიწყით საწყისიდან – წიდასაყარის დღევანდელი პრობლემაა დარჩენილი წვრილი ფრაქციების გადამუშავება. მე ამ პრობლემასთან ვიყავი შეხებაში, როდესაც გენერალურმა დირექტორმა, ბატონმა გივი გიგინეიშვილმა დამავალა პირადად გამესინჯა გამოსავალი, ე.წ. „გარეცხილ კაზმზე“. ჩემს მიერ საჩამოსხმო საამქროს 5 ტონიან ელექტრორკალურ ლუმელში ჩატარებულმა დნობებმა აჩვენეს გამოსავალი 70-75%. მას მერე „ბევრმა წყალმა ჩაიარა“ და დარჩა ფრაქციები, რომელთაც სჭირდებათ ცნობილი მეტალურგიული პროცესების ჩატარება.

თხოვლობს მოწესრიგებასა და მოდერნიზაციას ფოლადსადნობი:

— ინდუქციური ლუმელების განყოფილებას ჭირდება ციციხე-ლუმელი. დღეს ერთ ლუმელში საჭირო ქიმიური შედგენილობის ლითონი, რბილად რომ ვთქვათ, ძალზე ძნელად მიიღება. საჭიროა დუპლექს პროცესი, რომელშიც მეორე აგრეგატი ციციხე-ლუმელია! თუ სხვა არ მოიძებნა, იქნებ ვცადოთ საწარმოს ძალებით!!

— მეორე საკითხად ვასახელებ თხევადი ლითონის – ფოლადის ვაკუუმირებას, რაც ბევრ მომდევნო პროცესებს გაამარტივებს;

— ფართომასშტაბით უნდა გამოყენება მოდიფიცირებასა და მიკროლეგირებას (არ უნდა დავივიწყოთ „ნანო-დანამატები“). ბ-ნ ფარუკის „დოქტრინამ“ კრახი განიცადა ყოველ მხრივ (მე ქარხნიდან მაგდებდა იმიტომ, რომ ავითვისეთ „ახალი გზა“ B500W-ს საწარმოებლად ISO-ს მოთხოვნებით. ასეთ კაცს საწარმო თვეში 20000+10000 USD-ს უხდიდა!);

— სრულად მოსაფიქრებელია და გასაკეთებელი  $\square 120\text{მმ}$  უწყვეტად ჩამოსხმა, რომელმაც უნდა მოგვცეს საშუალება დავუბრუნდეთ ტრადიციულ განჟანგვის პროცესს (Si+Mn+Al).

რაც შეეხება სორტულ და ფოლადსადნობ ტექნოლოგიებს, ბევრი გადაწყვეტილია ჩვენი, უკვე ტრადიციული-განზოგადოებული სიახლეებით (დაცვაზე გამოტანილი დებულებებით). ამ მიმართულებით შესრულებულია და დაცულია ორი სადოქტორო

დისერტაცია (ჯერ ბატონი ნუგზარ მუმლაძის, შემდეგ – ბატონი ზაზა ტაბატაძის). იგივე თანმიმდევრობით იქნება წარმოდგენილი ამ ნაშრომებში მოცემული სიახლეები. პაუზების გარეშე დაგეგმილი გვექონდა შეგვესრულებინა ორი სამუშაო მიძღვნილი „ლითონის გახურებას გლინვის განსახორციელებლად და გახურების ტემპერატურის გავლენა ფოლადის სტრუქტურის ფორმირებაზე“. არსებულმა კრიზისმა ჩვენი გეგმები შეცვალა და დღეს საჭიროა სადისერტაციო თემატიკის გაერთიანება ფოკუსირებულად შემდეგ პრობლემურ ამოცანებზე. დღევანდელი ნამზადის ( $\square 100\text{მმ}$ ) გახურების ტემპერატურა  $1250-1280^{\circ}\text{C}$  უკვე ჩვეულებრივი ნახშირბადიანი ფოლადებისათვის (მაგალითად, ფლ. 3) წარმოადგენს გადახურებას, რომლის გავლენით ინტენსიურად იზრდება აუსტენიტის მარცვალი, რაც გამოუსწორებელია წვრილი სორტის შემთხვევაში, რადგან მზა პროდუქციის თერმული დამუშავება – ნორმალიზაცია, ძალზე ძვირი ჯდება. ამ პრობლემას ბევრი თანამედროვე ქარხანა ასე წყვეტს: ზრდიან მადეფორმირებელი აგრეგატების სიხისტეს, რაც საშუალებას იძლევა მნიშვნელოვნად იქნეს დაწეული დეფორმაციის საწყისი ტემპერატურა. ჩვენს აგრეგატზე აღნიშნულის განხორციელება შეუძლებელია! გვრჩება ერთი გზა, ექსპერიმენტულად დავადგინოთ „სელექტირებულ“ ფოლად 3-ზე, ჯერ ლეგირების გარეშე,  $t_{\text{max}}$ , რომელზეც იწყება აუსტენიტის გიგანტური ზომის მარცვლების წარმოქმნა. ასევე დასადგენია  $t$  გახურების ( $t_{\text{გახ}} < t_{\text{max}}$ ), რომელზეც ხანგრძლივი გახურებისას არ აქვს ადგილი მარცვლების ზრდის აღნიშნულ ანომალიებს.

ჩვენს მიერ შემუშავებულ ფოლადი 3-ის სრულად განჟანგვის მეთოდს მრავალნაირი დატვირთვა აქვს. ციციხეში მოთავსებული საჭირო ალუმინის 50% (5კგ Al) ციციხვის ნახევარ ლითონზე სრულად იხარჯება განჟანგვაზე ( $3\text{FeO} + 2\text{Al} = 3\text{Fe} + \text{Al}_2\text{O}_3$ , რომელიც მაშინვე აიწიდება) და ალუმინის ნაწილი ატომურ აზოტთან წარმოქმნის  $\text{AlN}^{15}$ , რომლებიც უპირატესად მარცვლების საზღვრებში ლაგდება და აქვთ მარცვლების ზრდის ჯებირების ეფექტი. ამრევად გამოყენებულია აზოტი ( $\text{N}_2$ ). ციციხვის ნახევარზე უკვე მიეწოდება საჭირო FeSi და FeMn, ტარდება აუცილებელი – ტრადიციული პროცესები, რის შემდეგ ციციხე იკავებს ღუმელის ადგილს. აიღება სინჯი საერთო ანალიზზე. თუ აღმოჩნდება  $\text{N}=0,01\%$  ვაგრძელებთ აზოტის ( $\text{N}_2$ ) შებერვას ელექტრორკალის მუშაობისას. ვუმატებთ 5კგ ტიტანის ანგარიშზე FeTi-ს. თუ ანალიზმა გვიჩვენა  $\text{N}=0,015-0,016\%$  და  $\text{Ti} \geq 0,02\%$  მაშინ ყველაფერი წესრიგშია, კვეტავთ! აზოტს, ხოლო ელექტრორკალს ჩართულს ვტოვებთ საჭირო

<sup>15</sup> აუცილებელია გაშვების წინ ციციხე-ღუმელში გვექონდეს  $\text{N}=0,009-0,02\%$ . რაც შეეხება ინდუქციურ ღუმელებს, ჯერ საჭიროა ციციხე-ღუმლის „ადგენა“! ხოლო შემდეგ საჭირო  $\text{N}=0,009-0,02\%$  რაოდენობა უნდა იქნეს შეტანილი Fe-Si-N-ით ან აზოტის გაქრევით!

ტემპერატურული რეჟიმის შესანარჩუნებლად. თუ ვუშვებთ ჩვეულებრივ ლითონს ვუმატებთ ვანადიუმს მოდიფიცირების ფარგლებში ( $V=0,04-0,06\%$ ), ხოლო თუ ვუშვებთ B500W, მაშინ  $V=0,10-0,20\%$  ფარგლებში, როგორც მიკრომალეგირებელი ელემენტი. ორივე შემთხვევაში წარმოიქმნება სხვადასხვა დისპერსიულობის ნაერთები: AlN, TiN, TiC, VN, VC და სხვა. ამ ნაერთების გავლენით გვექნება სტაბილური სტრუქტურა, რომელიც მოგვცემს საშუალებას ვმართოდ სტრუქტურათა ფორმირების პროცესები. განსაკუთრებით ეფექტური იქნება 30ГCTIO-ზე მიღებული შედეგების განმეორება გლინვის ახალი სქემების გამოყენების დროს. კონტროლირებული გლინვა („შლეიფის“ გამოყენებით  $\langle Ti+N \rangle$ ,  $\langle Ti+N+V \rangle$ -ის ნაცვლად<sup>16</sup>), საშუალებას მოგვცემს გამაცივებელი სისტემის გარეშე მივიღოთ არმატურა B500W ( $\sigma_{\text{д}} \geq 5005/\text{მმ}^2$ ) პრიალა ზედაპირით“. ეს უკვე ჩვენი დიდი წარმატება იქნება.

აუცილებელი იქნება ნახტომისებურად „აწწოთ“ ცენტრალური ლაბორატორიის დონე. პირველ რიგში შესაძენი იქნება ოპტიკური მიკროსკოპი კომბაინი „AXIO Observer DIM<sup>17</sup>“ და პიკრინის მჟავა, ჯერ სასინჯი რაოდენობით, ხოლო შემდეგ იმ რაოდენობით რამდენიც იქნება საჭირო! პიკრინის მჟავასთან ერთად გამოიყენება აქტიური სარეცხი საშუალებები – ფხვნილები, მაგალითად, „სინტოლის“. სამუშაოს ძალიან გაადვილებს თუ რაოდენობით ანალიზს ჩავატარებთ „ხაზურ ანალიზატორის“ – „ეპიქვანტის“ (სჯობია ახალი მიკროსკოპი „AXIO Observer DIM“) გამოყენებით. საჭირო იქნება ასევე, გამოყენებული იყოს უფრო მაღალი დონის ციფრული აპარატი!

### დასკვნა:

დაცული დისერტაციებით (ბატონების ნუგზარ მუმლაძე და ზაზა ტაბატაძე) ჩვენ ვიცით, თუ რა გვაქვს გაკეთებული და რა დაგვრჩა გასაკეთებელი. მოგვყავს განზოგადებული სიახლეების – დებულებების ჩამონათვალი:

1. გლინვის სქემების მოდერნიზაცია – დამამთავრებელი უჯრების მიახლოება გამაცივებელ სისტემასთან ანდა მართვადი ცხელი პლასტიკური დეფორმაციის ჩატარება მთმდ-ის დროს.

ნაჩვენებია, რომ პროფილების NN18, 20,22 მმ გლინვა XI-XII გალებიდან, ხოლო

<sup>16</sup>  $\langle Ti=0,030-0,045\%$ ,  $N=0,013-0,017\% \rangle$ ;  $\langle Ti+N+V \rangle$  ან  $\langle Ti+N+Nb \rangle$  ან  $\langle Ti+N+V,Nb \rangle$  და სხვა.

<sup>17</sup> ოპტიკური მიკროსკოპი კომბაინი „AXIO Observer DIM“ მოდერნიზებული მაგიდით, გამოსახულების ანალიზატორით (x200, x500) – „Thixomet“-ით PRO, აქვს რასტრული ელექტრონული მიკროსკოპი „Ultra-55“, რომელსაც აქვს მიკრორენტგენოსპექტრული სპექტრომეტრი „INCA Energy 450-xMAX“.

NN25, 28, 32 მმ – IX-X გალებიდან დაკავშირებულია, მზა პროდუქციის წრთობის დაწყებამდე. გარკვეულ პაუზებთან (3-4 წმ), რომლებიც ხელს უწყობენ მეტადინამიკური რეკრისტალიზაციის განვითარებას (რეკრისტალიზაცია ინკუბაციის პერიოდის გარეშე). ფოლადის სტრუქტურა უახლოვდება გადახურებული მარცვლის მქონე ლითონის სტრუქტურას, შედარებით მცირე ფრაგმენტებით. წრთობა-თვითმოშვების რეჟიმში მომუშავე გამაცივებელი სისტემა აფიქსირებს (უფრო ხშირად) სიმტკიცის მაღალ მაჩვენებლებს დაბალ პლასტიკურობასთან ერთად. გლინვის სქემების მოდერნიზაცია-დამამთავრებელი გალების XI-XII და IX-X შეუცვლელი გადატანა XIII-XIV გალების ნაცვლად<sup>18</sup>, იძლევა საშუალებას სტაბილურად მივიღოთ მთმდ-ის შემდეგ მექანიკური თვისებების მახასიათებლების მაღალი კომპლექსი, განსაკუთრებით რღვევისადმი წინაღობის კუთხით –  $E_T$ , ნ.მ. გლინვის პროცესის დამთავრება XIII-XIV გალებზე გამოჭიმვის კოეფიციენტით  $\mu=1,65$  (N 28 მმ არმატურის დროს) იძლევა სტრუქტურული მდგენელების ახალი ულუფას, რომელიც დარჩენილთან ერთად, განაპირობებს თვისებათა მაღალ კომპლექს, რაც მაღალი ხანგამძლეობის საწინდარია.

ჩატარებული კვლევების საფუძველზე ნაჩვენებია, რომ გლინვის არსებული სქემების მოდერნიზაცია საშუალებას გვაძლევს მთმდ ჩავატაროთ კვალიფიციურად და ასეთი მიდგომა დადებითი შედეგების სტაბილურად მიღების გარანტიაა. ჩატარებულ კვლევებზე დაყრდნობით საჭიროა შეიცვალოს XIII, XIV, XV, XVI გალების ამძრავები გლინვის საჭირო მახასიათებლების მქონე აგრეგატებით. ჩატარებული ღონისძიება საშუალებას მოგვცემს პროფილებს NN32,28,25,22,20,18,16 მმ (XIII-XIV გალების გადატანით XV-XVI გალების ნაცვლად) ჩაუტარდეს კვალიფიციური მთმდ.

<sup>18</sup> აღნიშნული არ გამოიციხავს XI-XII და IX-X გალების გადატანას XV-XVI გალების ნაცვლად და, ასევე, XIII-XIV გალების გადატანას N16მმ გლინვისას XV-XVI გალების ნაცვლად. ყველა აღნიშნული ემსახურება მართვად ცხელ პლასტიკურ დეფორმაციას, მის კვალიფიციურად ჩატარებას, რაც თავის მხრივ დაკავშირებულია კალიბრებასთან. აუცილებელია ჩატარებული ცხელი პლასტიკური დეფორმაცია (-ციები) მოწმდებოდეს ყოფილი აუსტენიტის მარცვლის (-ების) გამოძვლავნებითა (რეაქტივი: პიკრინის სიმჟავის გაჯერებული წყალხსნარი 0,5-4,0% „სინთოლის“ ფხვნილთან; მოწამვლის ტემპერატურა +20...70°C, ხანგრძლივობა 30-120 წმ) და მათზე ჩატარებული რადიონობრივი მეტალოგრაფიული ანალიზის შედეგებით. ასეთი მიდგომით ჩატარებული მთმდ საბოლოოდ კონტროლდება  $\delta$ -ს მნიშვნელობით. თუ ფარდობითი წაგრძელების მნიშვნელობა ცხნადგლინულთან შედარებით უმნიშვნელოდ შემცირდება მთმდ-ის შემდეგ, მაშინ მთმდ-ის პროცესი ჩატარებულია კარგად. თუ დამუშავების შემდეგ არ შეიცვალა, მაშინ მთმდ ჩატარებულია ფრიადზე, ხოლო თუ დამუშავების შემდეგ  $\delta$  გაიზარდა, მაშინ შედეგი ბრწყინვალეა და ა.შ. როგორც მრავალჯერ გვქონდა აღნიშნული, მთმდ-ის შესაფასებლად აუცილებელია ენერგეტიკული პარამეტრები: ნიმუშის ნგრევაზე დახარჯული ჯამური (ტოტალური) ენერგია –  $E_T$ , ნ.მ და მისგან მიღებული კუთრი ენერგია  $a_0^T$  ჯ/სმ<sup>2</sup> [ISO თხოულობს ტენზომეტრული მონაცემების სისტემატურ შემოწმებას კლასიკური მეთოდით (იხილე ანგარიში II. 2.1.)];  $\Delta E = E_{T\text{მზ.პლ.}} - E_{T\text{მზ.}} \text{ ნ.მ}$  მნიშვნელობა, სხვა ფაქტორებთან ერთად, ახასიათებს ლითონის სტრუქტურულ მდგომარეობას. აღნიშნულს გააძლიერებს ორივე მეთოდით მიღებული შედეგების შეჯერება!



2. ცხლად გლინული (თერმული დამუშავების გარეშე), შესადულებელი ( $C \leq 0,22\%$ ;  $CE \leq 0,43\%$ ) A400C და A500C (B500W) არმატურის წარმოების შესაძლებლობები შპს „რუსთავის ფოლადის“ პირობებში 18ΦT ფოლადის გამოყენებით ( $V=0,07-0,14\%+Ti=0,01-0,02\%$ ;  $Ti=0,030-0,045\%+V=0,01-0,04\%$ ); ვანადიუმისა და ტიტანის მიკროლეგირებით ცალცალკე, საწარმოო პირობებში, ყველა პროფილზე მიღებულია ცხლადგლინულ მდგომარეობაში  $\sigma_{\infty} \geq 400 \text{ ნ/მმ}^2$ -A400C. პარალელურად, იგივე ნამზადზე, ჩატარებულმა მთმდ-მ აჩვენა, რომ ნიმუშების ნგრევაზე ცხლადგლინულ მდგომარეობაში იხარჯება უფრო მეტი ენერგია, ვიდრე მთმდ-ის ჩატარების შემდეგ, ე.ი. მთმდ-ით ვამცირებთ არმატურის ხანგამძლეობას. აქედან გამომდინარე, აუცილებელია მოინახოს გზები, რომელთა გამოყენებით ცხლადგლინულ მდგომარეობაში, თდ-ის გარეშე, მიღებული იქნება  $\sigma_{\infty} \geq 500 \text{ ნ/მმ}^2$  და დუღდებოდეს სავსე პირობებში (დაცული იყოს:  $C \leq 0,22\%$ ;  $CE \leq 0,43\%$ ). დუბლექს-პროცესის (ელექტრორკალური ღუმელი+ციცხვ-ღუმელი) მუშაობამ გაქრევის დროს დააფიქსირა ნარჩენი ატომური აზოტის შემცველობა  $N=0,006-0,013\%$  ფარგლებში. აღნიშნული ფაქტები ადასტურებენ მოსაზრებას, რომ საჭიროა არგონი შეიცვალოს აზოტით, ხოლო აზოტი ( $N=0,01\%$ ) დაკავშირებული იქნება ტიტანთან, ვანადიუმთან და სხვა ელემენტებთან. ასეთი მიდგომით არენაზე გამოდის „ახალი ფენომენი“ (სამი ელემენტით  $Ti=0,01-0,02\%$ ;  $N=0,009-0,02\%$ ;  $V=0,1-0,20\%$ , განხორციელებული მოქმედება, რომელსაც მივყავართ სიმტკიცის მაჩვენებლების მნიშვნელოვან ზრდამდე, პლასტიკურობის მაღალ დონეზე შენარჩუნებით). სხვანაირად, ამ ამოცანის შესასრულებლად ჩვენს მიერ შემუშავებულ კომპოზიციების ნაცვლად (13Г1С2ΦТ, განსაკუთრებით 13Г1С1ДΦТ –  $C=0,09-0,17\%$ ;  $Si=0,9-1,2\%$ ;  $Cu=0,8-1,2\%$ ;  $Mn=0,9-1,2\%$ ;  $V=0,07-0,14\%$ ;  $Ti=0,030-0,045\%$ ;  $N=0,009-0,02\%$ ;  $S \leq 0,01\%$ ;  $P \leq 0,01\%$ ) მიზანშეწონილი ხდება 18AΦТ-ს გამოყენება, რაც ძირეულად ამარტივებს არსებული პრობლემის გადაწყვეტას. საწარმოო პირობებში ჩატარებული ექსპერიმენტით (24.04.2013, 18AΦТ, №874, დუბლექს-პროცესი:  $C=0,22\%$ ;  $Mn=0,80\%$ ;  $Si=0,34$ ;  $V=0,195\%$ ;  $Ti=0,019\%$ ;  $N=0,013\%$ ;  $S \leq 0,023\%$ ;  $P \leq 0,014\%$ ;  $CE \leq 0,37\%$ ; არმატურა N25 მმ  $\sigma_{\infty}=660 \text{ ნ/მმ}^2$ ;  $\sigma_{\infty}=5426 \text{ ნ/მმ}^2$   $\delta_7=27\%$ ), ასევე, დადასტურებულია „ახალი ფენომენის“ გამოყენებით მიღებული დადებითი შედეგები პროფილებზე NN 25; 18; 16მმ.

3. ენერგეტიკული მახასიათებლების ( $E_T, a_0^T$ ) მნიშვნელობა მზა პროდუქციის (მაგალითად, არმატურის) ხანგამძლეობის დადგენისას

ჩატარებული კვლევების საფუძველზე ნათელი გახდა, რომ ტრადიციულ

მახასიათებლებთან ერთად ( $\sigma_B$  – სიმტკიცის ზღვარი,  $\sigma_{\infty}$  – დენადობის ზღვარი,  $\delta_7$  – ფარდობითი წაგრძელება და არმატურის გამოცდა ღუნვაზე), ლითონის ხანგამძლეობის შეფასებისას, მნიშვნელოვანი ადგილი უნდა დაიკავოს ენერგეტიკულმა მახასიათებლებმა: რღვევის ჯამურმა ენერგიამ ( $E_T$  ნ.მ), რომელსაც აფიქსირებს თანამედროვე 100 ტონიანი კომპიუტერული მანქანა უშუალოდ გაუჩარხავი არმატურის გაჭიმვაზე გამოცდის დროს და, ასევე, რღვევის ტოტალური კუთრმა ენერგიამ ( $a_0^T$  ჯ/სმ<sup>2</sup>). ორივე მახასიათებელი ( $E_T$ ,  $a_0^T$ ) იძლევა სრულ წარმოდგენას აღებული მასალის ხანგამძლეობაზე, რაც მეტია (მაღალია) მათი მნიშვნელობა, მით მაღალია პროდუქციის (კონსტრუქციის) მედეგობა. საჭიროა გამომცდელი მანქანის მიერ დაფიქსირებული რღვევის ტოტალური ენერგია  $E_T$  კონტროლდებოდეს გათვლებით მიღებული შედეგებით, რომლებიც, ასევე, დაეყრდნობა არსებულ ექსპერიმენტულ მონაცემებს. ეს მიმართულება მნიშვნელოვნად გაძლიერდება მაშინ, როცა ათვისებული B500W წარმოება, რაც საშუალებას მოგვცემს მზა პროდუქციაზე დადგენილი იქნეს საკონსტრუქციო სიმტკიცის (ხანგამძლეობის) სხვა მაჩვენებლები: დარტყმითი სიბლანტე მდგენელებით [ $a_{0,25}=(a_B+a_{\delta})$  ჯ/სმ<sup>2</sup>], გამყიფების ტემპერატურული ზღურბლი –  $T_{50}$ , ბზარმედეგობა (ჯეი-ინტეგრალი) –  $J_{IC}$  ნ/მმ, დაღლილობა –  $\sigma_{-1}$  ნ/მმ<sup>2</sup> და სხვა ამ რანგის მახასიათებლები (მაგალითად, კოროზიამედეგობა ბეტონში; შედუღებადობა).

#### შედეგების გამოყენების სფერო

არმატურის ხარისხის გასაუმჯობესებლად ორივე მდგომარეობაში (როგორც ცხლადგლინულ, ასევე, მთმდ-ის შემდეგ) აუცილებელია:

— ფოლადსადნობ საამქროში გამოშვებულმა ყველა ლითონმა გაიაროს რაფინირების სრული პროცესი თანამედროვე ციცხვ-ლუმელში;

— ასევე, ყველა ნადნობმა უნდა გაიაროს ვაკუუმირება;

— ნამზადის მაკროსტრუქტურის გაუმჯობესების მიზნით, საჭიროა ვიბრაციების ეფექტური გამოყენება;

— ფუჩმ-ს ჩაუტარდეს მოდერნაცია  $\square 120$ მმ-ზე გადასვლით, რაც საშუალებას მოგვცემს გამოუშვათ სრულად განქანგული ფოლადი <Si+Mn+Al>. მანამდე საჭიროა ალუმინის ნაცვლად გამოყენებული იქნეს ტიტანი <Si+Mn+ Ti>;

— მრავალი კუთხით, მიზანშეწონილია ფოლადის სელექტირება ( $C=0,17-0,22\%$ ;  $Si=0,25-0,40\%$ ;  $Mn=0,80-0,90\%$ ;  $S\leq 0,01\%$ ;  $P\leq 0,01\%$ ; ტიტანისა და ვანადიუმის დამატებით – 18AΦT) და ნადნობების 60-100 ტონიან პარტიებად გაერთიანება, რასაც მოყვება წარმოების

მოწესრიგებასთან ერთად, საგრძნობი ეკონომიკური ეფექტი; აღნიშნული უფრო წარმატებულად განხორციელდება მაშინაც, როცა ათვისებული იქნება B500W წარმოება შლეიფი  $\langle \text{Ti}=0,01-0,02; \text{N}=0,009-0,02\%; \text{V}=0,10-0,20\%$ , და „ახალი ფენომენით“;

— ასევე, 18ΦT გამოყენებული იქნა A400C-ის წარმოებისას, თერმული დამუშავების გარეშე; ტიტანითა ( $\text{Ti}=0,030-0,045\%$ ) და ვანადიუმით ( $\text{V}=0,07-0,14\%$ ) მიკრო-ლეგირებული ფოლადი 18ΦT, ცალ-ვალკე იძლევა საშუალებას მიღებული იქნეს ცხლადგლინულ მდგომარეობაში არმატურა A400C.

— სორტსაგლინავ დგანზე ჩატარდეს გლინვის სქემების მოდერნიზაცია, რისთვისაც პირველ რიგში საჭიროა XIII, XIV, XV, XVI უჯრებს (გალებს) შეეცვალოს ამძრავები გლინვისათვის საჭირო მახასიათებლების მქონე აგრეგატებით, აღნიშნული საშუალებას მოგვცემს (ძველი და ახალი პლასტიკური დაფორმაციის ეფექტების გამოყენებით) წროთობა გლობულარულ ბეინიტზე ( $V_{\text{გვ}}=20^{\circ}\text{C}/\text{წმ-ში}$ ) მოვახდინოთ ფრაგმენტირებულ მატრიცაში-აუსტენიტში; ჩვენი ვარაუდი ეყრდნობა საქარხნო ექსპერიმენტების ( $\text{N } 28\text{მმ}-1000\text{ტონა}$ ,  $\text{N}25\text{მმ}-800\text{ ტონა}$ ) შედეგებს, კერძოდ  $\Delta \text{N}_{28}=\text{E}_{\text{T}^{\text{XIV}}}-\text{E}_{\text{T}^{\text{X}}}=18000-16000=2000\text{ ნ.მ}$ ;  $\Delta \text{N}_{25}=\text{E}_{\text{T}^{\text{XIV}}}-\text{E}_{\text{T}^{\text{X}}}=13000-10000=3000\text{ ნ.მ}$ . ვფიქრობთ გლინვის სქემების მოდერნიზაციით საქმე უნდა გვექონდეს ახალ – „ახალი ფენომენის“ მსგავს ეფექტთან, როცა სიმტკიცის მაჩვენებლების ზრდა არ არის დაკავშირებული პლასტიკურობის შემცირებასთან. ახალ კვლევებში დასადგენია: რამ უნდა განაპირობოს ლითონის ხანგამძლეობის ასეთი მნიშვნელოვანი ზრდა (ზოგადი პასუხია – სტრუქტურამ, ფართო გაგებით!).

— წარმოებაში აპრობირებული და რეკომენდებულია B500W-ს საწარმოებლად „ახალი ფენომენი“-ფლ ჰმ სელექტით და „შლეიფით“  $\text{C}=0,17-0,22\%; \text{Si}=0,25-0,40\%; \text{Mn}=0,80-0,90\%; \text{S}\leq 0,01\%; \text{P}\leq 0,01\%; + \langle \text{Ti}=0,01-0,02; \text{N}=0,01-0,02\%; \text{V}=0,1-0,20\% \rangle$ ). აღნიშნული საშუალებას იძლევა ცხლადგლინვის შემდეგ მიღებული იქნეს B500W –  $\sigma_{\text{დ}}\geq 500\text{ნ}/\text{მმ}^2$ .

— მზა პროდუქციის ხანგამძლეობის შესაფასებლად საჭიროა ტრადიციულ ფაქტორებთან ერთად ( $\sigma_{\text{B}}$ ,  $\sigma_{\text{დ}}$ ,  $\delta_7$  და გამოცდა ლუნვაზე) გამოყენებული იქნეს ენერგეტიკული ფაქტორები: ნგრევის ტოტალური ჯამური ენერგია –  $E_{\text{T}}$  ნ.მ და მისგან წარმოებული ნგრევის ტოტალური კუთრი ენერგია –  $a_0^{\text{T}}$  ჯ/სმ<sup>2</sup>.

— წინასწარი გათვლებით B500W-ს ათვისება გააუმჯობესებს სორტსაგლინავი საამქროს ეკონომიკურ მაჩვენებლებს. იმავდროულად შეიქმნება პირობები არმატურის დიაგნოსტიკის საკითხები განხორციელდეს სრულყოფილად. დიდი პარტიებზე განისაზღვროს დარტყმითი სიბლანტე მდგენელებით –  $a_{0,25}=(a_{\text{B}}+a_{\text{S}})$  ჯ/სმ<sup>2</sup>, გამყიფების

ტემპერატურული ზღურბლი –  $T_{50}$ , ბზარმედეგობა –  $J_{IC}$  ნ/მმ, დადლილობა –  $\sigma_{-1}$  ნ/მმ<sup>2</sup> და სხვა.

4. უალუმინოდ, მხოლოდ <Si+Mn>-ით არასრულად განჟანგული, სელექტირებული ფოლადი 3 მმ-ის სრულად განჟანგვის ხერხი  $\square$  100 მმ უწყვეტად ჩამოსასხმელად

განმჟანგველებიდან Al-ის იძულებითმა ამოღებამ  $\square$  100მმ-ის უწყვეტად ჩამოსხმის შეუძლებლობის გამო წარმოქმნა არასრულად განჟანგული ლითონი ხარისხის გაუარესებით, რომელსაც ემატება ორ ელექტრორკალურ ღუმელში წარმოქმნილი, უკონტროლოდ დარჩენილი, ატომური აზოტი. ჩვენ მიზნად დავისახეთ, გამოგვენახა გზები ამ მდგომარეობის მოსაგვარებლად.

ფოლადის გაშვებისთანავე ციცხვში ვაწვდით საჭირო ალუმინის 50% (5 კგ Al), რომელიც მაშინვე დნება და იძულებით ირევა. ეს მდგომარეობა გრძელდება თხევადი ფოლადის ციცხვში ნახევრამდე ამოსვლამდე (აღნიშნულ პერიოდში ადგილი აქვს ალუმინით განჟანგვას  $3FeO+2Al \rightarrow 3Fe+Al_2O_3$ , წარმოქმნილი ჟანგეულის სწრაფად აწიდვასა და AlN-ის წარმოქმნას). შემდეგ ეტაპიდან განჟანგვის პროცესებში მონაწილეობას იღებენ სილიციუმი და მანგანუმი, სრულდება ტრადიციული პროცესები და ბოლოს ციცხვ-ღუმელი იკავებს ღუმელის ადგილს. დაყენებული „თეთრი“ წიდა აქტიურად მონაწილეობს ფოლადის რაფინირებაში. საერთო ანალიზის გაგების შემდეგ, ვუმატებთ 5 კგ Ti და თუ ახალმა ანალიზმა აჩვენა  $Ti \geq 0,02\%$ , მაშინ ფოლადი სრულადაა განჟანგული, წარმოქმნილია ნაერთები (TiC, TiN, AlN, VC, VN ვანადიუმის დამატების შემთხვევაში და სხვა<sup>19</sup>), რომლებიც აქტიურად მონაწილეობენ სტრუქტურათა წარმოქმნის პროცესში. საჭიროების შემთხვევაში, ყოველგვარი გართულებების გარეშე შეგვიძლია სრულად განჟანგულ ფოლადს დავუმატოთ: „შლეიფი“ არსებული <Ti+N+V> ან მოდერნიზირებული <Ti+N+V ან Nb, ანდა ორივე ერთად V, Nb): კოროზიული თვალთახედვით (არ გამოირიცხება მექანიკური თვისებების საერთო მახასიათებლების გაუმჯობესებაც) გამოყენებული იყო „შლეიფები“: 1) <Ti=0,030-0,045%; N=0,01-0,02%>; 2) <Ti=0,030-0,045%>; <N=0,01-0,022%; Cu=0,8-1,2%> და სხვა. ბოლოს, სრულად განჟანგული ფოლადი მიეწოდება უჩდ-ს, სადაც ჩამოსხმება  $\square$  100მმ.

5. გლინვის ახალი სქემებისა და „შლეიფების“ ერთობლივი გამოყენების შესაძლებლობები სტრუქტურის სამართავად შპს „რუსთავის ფოლადის“ სორტსაგლინავ საამქროში.

ამჟამად შემოთავაზებულია გლინვის ორი ახალი სქემა: №1-NN32, 28, 25მმ

<sup>19</sup> ახალი მიდგომით, ნამზადის ( $\square$  100მმ) სრულად გაუმჯობესების მიზნით ტიტანთან ერთად საჭიროა გვექონდეს ვანადიუმი, როგორც მოდიფიკატორი ( $V \approx 0,04-0,06\%$ ), ხოლო თუ ვუშვებთ B500W-ს, მაშინ  $V=0,10-0,20\%$ !

პროფილების გლინვისას დამამთავრებელი IX-X გალების შეუცვლელი გადატანა XIII-XIV გალების ნაცვლად და №2-NN22, 20, 18 მმ პროფილების გლინვისას დამამთავრებელი გალების XI-XII, ასევე, შეუცვლელად გადატანა XIII-XIV გალების ნაცვლად. ამ მოქმედებას ჰქონდა თავიდან ასეთი საფუძველი. გლინვის დამთავრებიდან გაცივების დაწყებამდე არსებული პაუზების დროს განვითარებული მეტადინამიკურ რეკრისტალიზაციებს ნულამდე დაყავთ ცხელი პლასტიკური დეფორმაციის (ცხ.პ.დ) გავლენით შექმნილი ეფექტები. მიახლოება შეამცირებს ამ უარყოფით გავლენებს, ხოლო შენარჩუნებულს დააფიქსირებს გამაცივებელი სისტემა.

ამ მუშა ჰიპოთეზის უარყოფა მოხერხდა იმ ანალიზის შედეგებით, რომლებიც მოცემულია დოქტ. ნ. მუმლაძის სადისერტაციო ნაშრომში. გლინვის ახალი პირობებით პროფილების NN32, 28, 25, 22, 20, 18 მმ ექნებოდათ იგივე პირობები, რაც აქვთ N16 მმ, განსაკუთრებით NN14, 12 მმ-ს, როდესაც პლასტიკური დეფორმაციის დამთავრებისთანავე იწყება სწრაფი გაცივების (დაფიქსირების) პროცესი. ნაჩვენებია, რომ მიღებული შედეგები შესრულებული საშუალო არითმეტიკული გათვლებით კარგია, ხოლო რაოდენობრივი – სტატისტიკური ანალიზით (ჰისტოგრამებით) მიღებული საშუალო დონეზეა. ჯერ-ჯერობით მოხერხდა საწარმოო ექსპერიმენტი განხორციელებულიყო პროფილებზე N28 და N25-ზე. N28 მმ-ის შედეგები მოცემულია ნ. მუმლაძის დისერტაციაში, ხოლო შედეგები მიღებული N25-ზე გაანალიზებულია ზ. ტაბატაძის ნაშრომში. პირველი – N 28 მმ-ის გლინვა XIV გალიდან გამოქვეყნებულია, N25 მმ-ს შედეგები ჩაშვებულია გამოსაქვეყნებლად. ამ მასალების მიხედვით შეიძლება თვისობრივი დასკვნის გაკეთება. რა თქმა უნდა, როგორც იყო აღნიშნული VIII გალიდან პაუზას XIII გალამდე თითქმის ნულამდე დაყავს ცხ.პ.დ-ის ეფექტები მეტადინამიკური რეკრისტალიზაციის მოქმედების შედეგად. ამ დროს დეფორმაციებს XIII-XIV გალებზე არსებულ სტრუქტურებში შეაქვთ ცხ.პ.დ-ის ახალი ულუფები. მათი გავლენა დაფიქსირებულია ტაივანის გამომცდელ დანადგარზე რაოდენობრივად: ჩვენი გათვლებით (არსებულ მონაცემებზე დაყრდნობით) რღვევის (ნგრევის) ტოტალური ენერჯის ნაზრდი ( $\Delta E_{\text{ნ.ა.}}$ ) მით მეტია, რაც დიდია დეფორმირების სიდიდე (გამოჭიმვის კოეფიციენტი  $\mu$ ) XIII-XIV გალებზე; ამ მონაცემებზე დაყრდნობით პროგნოზირებულია  $\Delta E_{\text{N}^{32}\text{T}}=1000$  ნ.მ. იმის გათვალისწინებით, რომ პაუზის შემდეგ ახალი დეფორმაციები თავის დადებით კვალს ტოვებს და დატოვებს. ეს მაშინ, როდესაც იგლინება არასრულად განჟანგული კომპოზიცია – ფლ 3 მშ.

მასალათა თვისებების ლაბორატორიის (ახლა „მთსსც“) მარაგნაკეთით (ფოლადი

35ГC შეიცვალა 30ГCTЮ-თი) ტიტანი შემცველობით  $Ti=0,03-0,045\%$  დადებითად მოქმედებს სტრუქტურათა ფორმირებაზე და ასევე, კოროზიამედეგობაზეც. ფოლადი 30ГCTЮ თავისუფლად აკმაყოფილებდა მოთხოვნებს ( $\sigma_{\text{с}} > 400\text{ნ/მმ}^2$ ,  $\delta_5 = 28\%$ ,  $J_{IC}=745\text{ნ/მმ}$ ). ამ მონაცემებზე დაყრდნობით იქნა რეკომენდირებული ახალი (არა რთული) „შლეიფი“  $\langle Ti=0,030-0,045\%; N=0,01-0,02\% \rangle$ . სრულად განქანგულმა, სელექტირებულმა ( $C=0,18-0,22\%$ ;  $Si=0,25-0,40\%$ ;  $Mn=0,80-0,90\%$ ;  $S \leq 0,02\%$ ;  $P \leq 0,02\%$ ) ფლ 3მმ თერმული დამუშავებით უნდა მოგვცეს მონაცემები, რომლებიც დააკმაყოფილებენ მაღალი სიმტკიცის მოთხოვნებს  $\sigma_{\text{с}} \geq 700-800\text{ნ/მმ}^2$ ,  $\delta \geq 18-20\%$  და ა.შ. ხოლო ცხლადგლინულ მდგომარეობაში თდ-ს გარეშე, როცა ნგრევის ჯამური ენერჯის ნაზრდი იქნება ტოლი:  $\Delta E_T = 2000-3000$  ნ.მ, დენადობის ზღვარი გვექნება ტოლი  $\sigma_{\text{с}} \geq 500\text{ნ/მმ}^2$ ,  $\delta \geq 25-35\%$ ,  $J_{IC} = 80-90\text{ნ/მმ}$ , საგრძნობლად იქნება გაუმჯობესებული კოროზიამედეგობა. აღნიშნულის (ნამდვილად სასურველსა და საჭიროს!) განხორციელებას სჭირდება: 1) XIII, XIV, XV, XVI ამბრავების შეცვლა უფრო მძლავრი აგრეგატებით და ხისტი მახასიათებლებით; 2) დაკალიბრების მოდერნიზაცია ისე, რომ XIII-XIV გალებზე გამოჭიმვის კოეფიციენტი იძლეოდეს სტრუქტურის ფრაგმენტაციას, რომელიც გამოსახული იქნება  $\Delta E_T = 2000-3000$  ნ.მ ჯამურად. ეს კი იქნება თანამედროვე „გლინვა კონტროლის ქვეშ“.

6. ტაივანის მანქანის მიერ გაცემული მონაცემების მაქსიმალური გამოყენება, რაც დაგვაახლოებს პროდუქციის (არმატურის) საკონსტრუქციო სიმტკიცესთან

დღეს ტაივანის 100 ტონიან კომპიუტერულ მანქანის მიერ ამობეჭდილი მონაცემებიდან გამოყენებულია უმნიშვნელო ნაწილი:  $\sigma_B$  – სიმტკიცის ზღვარი,  $\sigma_{\text{с}}$  – დენადობის ზღვარი, ფარდობითი წაგრძელება  $\delta_7$ .

აღნიშნულის გარდა ჩვენს მიერ მაქსიმალურად არის გამოყენებული კომპიუტერის (მანქანის-განადგარის) მიერ ამობეჭდილი მონაცემები. მათი გამოყენებით ვანგარიშობთ:

$S_K$  – ნგრევის (რღვევის) ჭეშმარიტ წინაღობას, ნ/მმ<sup>2</sup>;

$\delta_7 = \delta_1 + \delta_2$  – ფარდობითი წაგრძელების მდგენელებს,

$\delta_1$  – ფარდობითი წაგრძელება თანაბარი, ყელის წარმოქმნამდე, ლითონის პლასტიკური დეფორმაციის უნარი (%),

$\delta_2$  – ადგილობრივი (ლოკალური) ფარდობითი წაგრძელება ყელის წარმოქმნის შემდეგ, რღვევისადმი წინაღობა (%),

$\psi = \psi_1 + \psi_2$  – ყელის ფარდობით შევიწროებას (%) მდგენელებით,

$\psi_1$  – ფარდობითი შევიწროება ყელის წარმოქმნამდე (%),

$\psi_2$  – ფარდობითი შევიწროება ყელის წარმოქმნის შემდეგ (%).

პირველი ახასიათებს ლითონის პლასტიკურობის უნარს, მეორე – რღვევისადმი წინაღობას.

$E_T$  – რღვევის ტოტალურ ენერგიას, ნ.მ;

$a_0^T$  – რღვევის ტოტალურ კუთრ ენერგიას, ჯ/სმ<sup>2</sup>;

ბოლო ორივე მახასიათებელი ერთად იძლევა ნათელ წარმოდგენას ლითონის (არმატურის) ხანგამძლეობაზე.

ქვემოთ მოყვანილია მაგალითი, თუ როგორ ხდება აღებული მონაცემების ანგარიში.

ეს ყველა შედეგი დაგვაახლოებს აღებული არმატურის საკონსტრუქციო სიმტკიცესთან.

### მაგალითი

მაგალითად 18AΦT; დნობის №7874; გაჭიმვის სიჩქარე – 20,00მმ/წუთში;  $d=16$  მმ; საანგარიშო სიგრძე  $l_0=7d_0=16 \times 7=112$ მმ;  $F_0=\pi d^2/4=201$  მმ<sup>2</sup>; ტოტალური (ჯამური) ენერგია ნგრევის  $E_T=537213$  კგ.ძ x მმ და სხვა.

#### N 16 მმ ცხლადგლინული

	Load (kgf)	Elon (mm)	Stress (N/mm <sup>2</sup> )	Strain(%)
$\sigma_B \rightarrow$ Peak	14332; 140454N	38,11; $\Delta l=24,12$	699.05; 699	34,03; $21=\delta_1$
$S_K \rightarrow$ Break	10759; 105438N	49,91; $\Delta l_1=35,92$	(524,78) 689	44,56; $32=\delta$
$\sigma_d \rightarrow$ Yield	11709; 1147448N	13,99; $\Delta l_2=11,80$	571.09; 571	12,49

$$\delta_2 = \delta - \delta_1 = 32 - 21 = 11\%$$

$$E_T = 537213 \text{ კგ.ძ} \cdot dx \text{ მმ} \times 9.8$$

$$E_T = 52646876 \times \text{მმ} = 5265 \text{ ნ.მ.}$$

$$a_0^T = E_T - 5265 / F_0 \cdot 2.01 = 2619 \text{ ჯ/სმ}^2$$

$$\Delta l = \Delta l_1 + \Delta l_2 = 24.12 + 11.80 = 35.92 \text{ მმ} / 112.0 \text{ მმ}$$

$$24 + 12 = 36 / 112 / 21.43 + 10.7$$

$$21 + 11 = 32\% \rightarrow \delta_7 = \delta_1 + \delta_2, \%$$

მოცულობის მუდმივობის კანონის თანახმად

$$P=0 \quad P=P_{\max} \quad P=P_k$$

$$V_0=F_0 \cdot \ell_0 \quad V_1=F_1 \cdot \ell_1 \quad V_k=F_k \cdot \ell_k$$

$$1) \quad V_0=V_1, \quad F_0 \cdot \ell_0 = F_1 \cdot \ell_1, \quad F_1 = \frac{F_0 \ell_0}{\ell_1} = \frac{F_0 \ell_0}{\ell_0 + \Delta \ell_1} = \frac{201 \cdot 112}{112 + 24} = 166 \text{ მძ};$$

$$2) \quad V_1=V_k, \quad F_1 \cdot \ell_1 = F_k \cdot \ell_k, \quad F_k = \frac{F_1 \ell_1}{\ell_k} = \frac{F_1 \ell_1}{\ell_1 + \Delta \ell_2} = \frac{166 \cdot 136}{136 + 12} = 153 \text{ მძ};$$

$$S_k = \frac{P_k}{F_k} = \frac{105438}{153} = 689 \text{ ნ/მძ};$$

$$3) \quad \text{ყელის ფარდობითი შევიწროება} \quad \psi = \frac{F_0 - F_k}{F_0} \cdot 100\% = \frac{201 - 153}{201} \cdot 100\% = 24\%;$$

3.1) განიკვეთის შემცირება ყელის წარმოქმნამდე

$$\psi_1 = \frac{F_0 - F_1}{F_0} \cdot 100\% = \frac{201 - 166}{201} \cdot 100\% = 17,4\% \approx 18\%; \quad \psi = \psi_1 + \psi_2 = 24 = 18 + 6\%$$

$$\sigma_B = 699 \text{ ნ/მძ}; \quad \sigma_{\text{დ}} = 5715 \text{ მძ};$$

$$\delta_7 = 32\%$$

$$\delta_2 = \delta_7 - \delta_1 = 32 - 21 = 11\%;$$

$$\psi = \psi_1 + \psi_2 = 24 = 18 + 6\%;$$

$$E_T = 5265 \text{ ნ.მ};$$

$$a_0^T = 2619 \text{ ჯ/სმ}^2$$

#### მიღებული შედეგების პრაქტიკული მნიშვნელობა

უალუმინოდ, მხოლოდ <Si+Mn>-ით არასრულად განჟანგული, სელექტირებული (C=0,18-0,22%; Si=0,25-0,40%; Mn=0,80-0,90%; S≤0,02%; P≥0,02%) ფოლადი 3 მშ-ის სრულად განჟანგვის ხერხი, განკუთვნილი □100 მმ-ის უწყვეტად ჩამოსასხმელად. შემუშავებული ხერხი – მეთოდი საშუალებას იძლევა შედარებით იაფად სრულად განჟანგოთ ფოლადი, რომელიც ჩამოსასხმება უწყვეტად □100მმ-ის მისაღებად. ამ ხერხმა გავიხსნა გზა, რათა გავაგრძელოთ მუშაობა B500W-ზე. წინ გასაკეთებელი ბევრია და, რაც მთავარია, ISO-ს სტანდარტის ათვისება გარდაუვალია. დამოუკიდებლად აღნიშნულისა, ამ ხერხის-მეთოდის წარმოებაში დანერგვა მოგვცემს: გაუმჯობესდება კვადრატისა და მზა პროდუქციის ხარისხი; ნეიტრალიზებული იქნება (AlN+TiN+VN) აზოტის აქტიური ატომები; შეიქმნება შესაძლებლობა გავაერთიანოთ ნაღნობები შედარებით დიდ პარტიებად (50-100ტ), აღნიშნული მნიშვნელოვნად გააუმჯობესებს საამქროს ეკონომიკურ მაჩვენებლებს; ამ მეთოდმა უნდა შეამციროს თვისებათა სხვაობები ნაგლინის სიგრძეზე



(თავი, შუა, ბოლო); დიდ ხანს შეგვეძლო ჩამონათვალის გაგრძელება, მაგრამ აქ მთავარია ჩვენ შეგვიძლია, თუ ამის სურვილი იქნება ძალიან მალე „გავიაროთ“ არმატურის ნომრების შესწავლა და გადავიდეთ საკონსტრუქციო სიმტკიცის შესწავლაზე. ისე, რომ პირველ დებულებას მოქმედების დიდი დიაპაზონი გააჩნია.

— გლინვის ახალი სქემებისა და „შლეიფების“ ერთობლივი გამოყენების შესაძლებლობა სტრუქტურის სამართავად.

გლინვის ახალი სქემების საფუძველი შემდეგში მდგომარეობს: ნომრების NN10, 12, 14 მმ გარდა ყველა (NN16<sup>20</sup>, 18, 20, 22, 25, 28, 32) პროფილს აქვს გარკვეული (ყველაზე მცირე N16 მმ-ს, ხოლო ყველაზე დიდი N32 მმ-ს) ჰაუზა დეფორმაციების დამთავრებიდან გაცივების ინტენსიურ დაწყებამდე. ჩვენს მიერ გალების (IX-X; XI-XII) შეუცვლელი გადატანა XIII-XIV გალების ნაცვლად საშუალებას იძლევა სტრუქტურათა ფორმირებისას შემოვიტანოთ ცხ.პლ.დეფ-ის „ახალი ულუფები“, რომელიც დარჩენილთან ერთად შექმნის აუსტენიტის ახალ აგებულებას, რომლის საზომად ჩვენს მიერ შემოტანილია ნგრევის (რღვევის) ტოტალური ენერჯის ნაზრდი  $\Delta E_T$  ნ.მ., თუ ის იქნება  $\Delta E_T$  1000-3000 ნ.მ/ფარგლებში, გვექნება საშუალება ჩავატაროთ „კონტროლირებული გლინვა“, იქნება გარკვეული სიდიდის (სახის) ეფექტი – ეს პირველი. ჩვენ დიდი ხანია უკვე ვიყენებთ „შლეიფების“ გავლენას (მაგალითად: <Ti+N+V>). ჩვენ საკუთარი გამოცდილებიდან ავირჩიეთ „იაფი გზა“ (1), ხოლო მსოფლიოს სუპერმოწინავე ტექნოლოგიებიდან ავირჩიეთ შედარებით ძვირი (2) გზა: 1) ჩვენი <Ti=0,030-0,045%; N=0,01-0,015%>; 2) სუპერთანამედროვე [<Ti+N+V>, <Ti+N+Nb>, <Ti+N+V,Nb>] <Ti=0,01-0,02%; N=0,01-0,02%>; ე.ი. გამოვიყენებთ ყველა საშუალებას, რომ მთმდ-ის შემდეგ მაღალი სიმტკიცე გამოყენებული იყოს რთულ კონსტრუქციებში. მეორე <TI+N>+ცხ.პლ.დეფ-ის ეფექტები მოგვცემს სასურველ B500W-ს გაზრდილი საკონსტრუქციო სიმტკიცით, ე.ი. მეორე. დებულებას ორნაირი დატვირთვა აქვს, როგორც თეორიული, ასევე, პრაქტიკული.

— ტაივანის მანქანის მიერ გაცემული მონაცემების მაქსიმალურად გამოყენება, რაც დაგვაახლოებს პროდუქციის (არმატურის) საკონსტრუქციო სიმტკიცესთან.

საჭირო 12 მახასიათებლიდან ეს გზა იძლევა საშუალებას დავადგინოთ 7 მაჩვენებელი. თუ ათვისებული იქნება (ალბათ, სჯობდა თუ ნებადართული იქნება) B500W-ს წარმოება, მაშინ ნიმუშების დამზადება რთული არ არის, მაგრამ შრეობრივი აგებულების დროს ჩვენი გზა ერთადერთია, რომ მიუახლოვდეთ ISO-ს მოთხოვნებს (S<sub>K</sub>,

<sup>20</sup> N16 მმ-ის შემთხვევაში XIII-XIV უჯრების გადატანას XV-XVI უჯრების ნაცვლად!

$\delta=\delta_1+\delta_2$ ,  $\psi=\psi_1+\psi_2$ ,  $E_T$ ,  $a_0^T$ ). ალბათ გადადება არ არის საჭირო, არმატურის შეფასების საქმეში გამოვიყენოთ ენერგეტიკული (ჩვენი მიდგომით, სტრუქტურულიც!) მახასიათებლები  $E_T$  ნ.მ;  $a_0^T$  ჯ/სმ<sup>2</sup>.

2.3. გლუვი და კუთხვილიანი უნაკერო მილების წარმოება აგრეგატებზე „400“ და „140“ დენადობის ზღვრით  $\sigma_{\infty}=250-760\text{ნ/მმ}^2$

საჭიროა მილსაგლინავ საამქროს ჩაუტარდეს კვალიფიციური დიაგნოსტიკა მისი ტექნიკური მდგომარეობის დასადგენად. აღნიშნული მოგვცემს საშუალებას დაიგეგმოს ის სარემონტო ან სხვა ტიპის სამუშაოები, რომელთა შესრულება აუცილებელია, რათა საამქროს ყველა უჯრედი იყოს მუშა მდგომარეობაში ანდა გვქონდეს დამოუკიდებელი, ეკონომიკურად გამართული, შემოტანილ მილნამზადზე მომუშავე მილსაგლინავი მოდული.

წარმოდგენილ პროექტში ინსტრუმენტის მედეგობის მოსაგვარებლად დაგეგმილია ორი ეტაპი (I ორწლიანი  $n_1 \geq 500$  მილზე და II ხუთწლიანი  $n_2 \geq 1000$  მილზე), ე. ი. 7 წლის შემდეგ შპს „რუსთავის ფოლადი“ გახდება ინსტრუმენტის (სამართულები და სახაზავები) ექსპორტიორი. მანამდე მოხერხდება მომწოდებელ საწარმოსთან (ებთან) დაკავშირება და ჩვენი რეცეპტურით (20T, 40GT, 38G1T, 40GΦ<sup>(1)</sup>, 40GΦ<sup>(2)</sup>, 40GMΦ, 40GCMΦ, 40GCMΦT, 40AGΦT, 18AΦT და სხვა), თუ აუცილებელი იქნა, ჩვენი მონაწილეობით, ფოლადების გამოდნობა სპეციალური (დამოუკიდებელი) შეკვეთების შესასრულებლად. საწარმო მომხმარებელს მიაწვდის ორივე აგრეგატიდან „ნორმალიზებულ“, ISO-ს სტანდარტებით შესრულებულ უნაკერო მილებს. სრულად იქნება გამოყენებული „ახალი ფენომენი“, არ იქნება დავიწყებული კოროზიამედეგობის საკითხები და სხვა.

როგორც წარმოდგენილი პროექტიდან ჩანს, არსებული საამქროები კი არ გაჩერდება, არამედ გააფართოებს სამოღვაწეო ასპარეზს. გაუმჯობესდება საწარმოს ეკონომიკური მაჩვენებლები, რის შემდეგაც ჩვენი ავტორიტეტით შევეცდებით ავამუშაოთ „დიდი მეტალურგია“.

მაქვს, ასევე, დიდი სურვილი, რომ ამ პროექტის შესრულებაში მივიღო მონაწილეობა, როგორც ტექნოლოგ-ლითონმცოდნემ.

ვასილ კოპალეიშვილი

## ლიტერატურა

1. Копалейшвили В. П., Кашакашвили И. Г. Синергетические (самоорганизующиеся) явления в сплавах Fe-C бейнитного класса // Научные труды Груз. Тех. ун-та-№5 (438). Тбилиси: Технический университет. 2001, с. 27-32.
2. Копалейшвили В. П., Кашакашвили И. Г., Кереселидзе Л. Б. Закономерность между пороговым значением кремня и синергетическими процессами в Fe-C сплавах бейнитного класса // Проблемы металлургии, материаловедения и сварки: сб. Тр. VII научн-техн. Конф. 8-11 октября 2002 г. Тбилиси, 2002, С. 16-33.
3. Копалейшвили В. П., Кашакашвили И. Г., Кереселидзе Л. Б. Синергетические (самоорганизующиеся) явления в Fe-C сплавах бейнитного класса и пути их практического применения // Научные труды Груз. Тех. ун-та-№2 (448). Тбилиси. 2003,- с. 136-140.
4. V. P. Kopaleishvili, I. G. Kashakashvili, L. B. Kereselidze, G. O. Kipiani, O. G. Ioseliani. Scientific hypothesis for explain new bifurcations in bainitic iron alloys and its meaning for material science // Tehran International Congress on Manufacturing Engineering (TICME 2005).- December 12-15, 2005, Tehran, Iran (Abstract Book, 3166, P. 103).
5. Копалейшвили В. П., Кашакашвили И. Г., Кереселидзе Л. Б. Иоселиани О. Г. Кремниевый порог в железе и сплавах бейнитного класса и его значимость для металлургии // Научные труды Груз. Тех. ун-та-№1 2006, с.109-114.
6. Kopaleishvili V., Kashakashvili I., Kereselidze L., Khidasheli N., Kopaleishvili D. Ananiashvili Kh. Elaboration of Iron Based Hydrogen Accumulating Alloys // Advanced Processing of Metals and Materials Vol. 4: New, Improved and Existing Technologies: Nonferrous Materials Extraction and Processing / Edited by F. Kongoli and R. G. reddy.-pp. 435-446.-From the 2006 TMS Fall Extraction and Processing: Sohn International Symposium, held August 27-31. 2006, in SAN DIEGO, California.
7. Self-organizing phenomena in bainite steels, V. P. Kopaleishvili, I. G. Kashakashvili, L. B. Kereselidze, O. G. Ioseliani // Metallurgist Volume 52. Numbers 5-6. May, 2008. p.p. 314-318. (Translated from Metallurg, №5 p.p. 58-60 May, 2008).
8. ვ. კოპალეიშვილი, ი. ქაშაკაშვილი, ლ. კერესელიძე, ნ. ხიდაშელი, ო. ბარბაქაძე, მ. ბარათაშვილი. სფერულგრაფიტის თუჯის საკონსტრუქციო სიმტკიცის გაზრდა შედგენილობისა და თერმული დამუშავების სრულყოფით. ტრანსპორტი და მანქანათმშენებლობა. №2(21). 2011. გვ. 28-53.

9. ვასილ კოპალეიშვილი, ნუგზარ ხიდაშელი, ლამარა კერესელიძე, ოთარ ბარბაქაძე, მანანა ბარათაშვილი, ოთარ თაყაძე. ბეინიტური თუჯის საკონსტრუქციო სიმტკიცის გაზრდის გზები და მიღებული შედეგების გამოყენების შესაძლებლობები შპს „რუსთავის ფოლადის“ პირობებში ენერჯია № (61), 2012, გვ. 46-54.
10. მ. თაბაგარი, ვ. კოპალეიშვილი, ი. ქაშაკაშვილი, ო. ბარბაქაძე. გამჭოლი დგანების მაღალმედეგი სამართულების საწარმოებლად განკუთვნილი დაბალნახშირბადიანი ბეინიტური კლასის 08XH4CDMΦT ტიპის ფოლადის ყოველმხრივი შესწავლა მისი გამოყენების სფეროს გაზრდის მიზნით. მეცნიერება და ტექნოლოგიები. თბილისი: საგამომცემლო სახლი „ტექნიკური უნივერსიტეტი“. 2016. №3(723). გვ. 80-90.
11. ვ. კოპალეიშვილი, მ. ბარათაშვილი, ი. ქაშაკაშვილი, ო. ბარბაქაძე, თ. ლოლაძე, რ. ბაქრაძე, ზ. ფარჩუკაშვილი. ბეინიტური თუჯის საკონსტრუქციო სიმტკიცის გაზრდა შენადნობის ქიმიური შედგენილობის, თერმული დამუშავებისა და გრაფიტის სფერული ფორმის მიღების სრულყოფით. სტუ-ს შრომები – WORKS OF GTU – Труды ГТУ, №1(499), 2016.- გვ. 68-78.
12. Корчинский М. Высокотемпературная контролируемая прокатка низколегированных сталей.–Сталь.–1990.–№7.–С. 85-92.
13. Производство в условиях литейно-прокатного комплекса рулонного проката трубного назначения категории прочности X70 без добавок ниобия / Багмет О. А., Ганошенко И. В., Червонный А. В., Науменко В. В. // Металлург.–2016.–№2.–С. 46-52.
14. Разработка системы микролегирования стали для хладостойкого рулонного проката трубного назначения в условиях ЛПК / Червонный А. В., Науменко В. В., Мунтин А. В., Эфрон Л. И., Чевская О. Н., Лясоцкий И. В. // Металлург.–2016.–№10.–С. 38-44.
15. შესადუღებელი ( $C \leq 0,22\%$ ;  $SE \leq 0,433\%$ ), უნიფიცირებული B500W არმატურის წარმოება დენადობის ზღვრით  $\sigma_{d \geq 500}$  ნ/მმ<sup>2</sup> ცხლადგლინულ მდგომარეობაში, თერმული დამუშავების გარეშე. ვ. კოპალეიშვილი, ნ. მუმლაძე, ზ. ტაბატაძე, მ. თაბაგარი, ი. ქაშაკაშვილი, ო. ბარბაქაძე, რ. ბაქრაძე. საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტის შრომები. 2016. №1(499). გვ. 159-173.

საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი  
GEORGIAN TECHNICAL UNIVERSITY  
ГРУЗИНСКИЙ ТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ

---

ყოველკვარტალური გამოცემა  
QUARTERLY PUBLICATION  
ЕЖЕКВАРТАЛЬНОЕ ИЗДАНИЕ

ISSN 1512-0996

უ რ თ მ ე ბ ი

TRANSACTIONS

Т Р У Д Ы

№ 1(499)



თბილისი – TBILISI – ТБИЛИСИ  
2016

UDC 669.1.017:661.774.35

SCOPUS CODE 2506

**შენადრეობიერი ( $C \leq 0.22\%$ ;  $CE \leq 0.43\%$ ), უნიფიცირებული B500W არმატურის წარმოება  $\sigma_{\text{ღ}} \geq 500$  ნ/მმ<sup>2</sup> დენადობის ზღვრით ცხლად ბლინულ მდგომარეობაში, თერმული დამუშავების ბარეში**

- ვ. კოპალეიშვილი** მეტალურგიის, მასალათმცოდნეობისა და ლითონების დამუშავების დეპარტამენტი, საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი, საქართველო, 0175, თბილისი, მ. კოსტავას 69  
E-mail: v.kopaleishvili@gtu.ge
- ნ. მუმლაძე** შპს „რუსთავის ფოლადი“, საქართველო, 3700, ქ. რუსთავი, გაგარინის 12  
E-mail: n.mumladze@rustavisteel.com
- ზ. ტაბატაძე** შპს „რუსთავის ფოლადი“, საქართველო, 3700, ქ. რუსთავი, გაგარინის 12  
E-mail: z.tabatadze@rustavisteel.com
- მ. თაბაგარი** მეტალურგიის, მასალათმცოდნეობისა და ლითონების დამუშავების დეპარტამენტი, საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი, საქართველო, 0175, თბილისი, მ. კოსტავას 69  
E-mail: archiltabagari@gmail.com
- ი. ქაშაკაშვილი** მეტალურგიის, მასალათმცოდნეობისა და ლითონების დამუშავების დეპარტამენტი, საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი, საქართველო, 0175, თბილისი, მ. კოსტავას 69  
E-mail: i.kashakashvili@gtu.ge
- ო. ბარბაქაძე** შპს „რუსთავის ფოლადი“, საქართველო, 3700, ქ. რუსთავი, გაგარინის 12  
E-mail: salome.b@live.ru
- რ. ბაკრაძე** შპს „რუსთავის ფოლადი“, საქართველო, 3700, ქ. რუსთავი, გაგარინის 12  
E-mail: r.bakradze@rustavisteel.com

**რეცენზენტები:**

- რ. გვეტაძე**, სტუ-ის ქიმიური ტექნოლოგიისა და მეტალურგიის ფაკულტეტის მეტალურგიის, მასალათმცოდნეობისა და ლითონების დამუშავების დეპარტამენტის პროფესორი  
E-mail: z.gvetadze@gtu.ge
- ზ. ლომსაძე**, სტუ-ის ქიმიური ტექნოლოგიისა და მეტალურგიის ფაკულტეტის მეტალურგიის, მასალათმცოდნეობისა და ლითონების დამუშავების დეპარტამენტის პროფესორი  
E-mail: z.lomsadze@gtu.ge

**ანოტაცია:** აუსტენიტის ფრაგმენტაცია, მეორეული ფაზების დისპერსიულობის ზრდა, მაღე-გირებელი ელემენტების თანაბარი განაწილება,

ფუძის „გათავისუფლება“ იწვევს ბზარმდეგობის ზრდას. ამ ფაქტორებს დაემატა ე. წ. „ახალი ფენომენის“ კომპლექსური გავლენა – შენადნობის ქიმიური შედგენილობა „+„შლეიფი“ <Ti+N+V> +

დამუშავება ტექნოლოგიურ პროცესში, რაც სიმტკიცეს ზრდის პლასტიკურობის შენარჩუნებით. მაგალითად, სელექტირებული 3მშ-ის ფოლადის გლინვა სორტსაგლინავ დგანზე + „შლეიფი“ <Ti+N+V> უზრუნველყოფს კარგად შედუღებადი ( $C \leq 0,22\%$ ;  $CE \leq 0,43\%$ ) B500W არმატურის მიღებას თერმული დამუშავების გარეშე. ამ ტექნოლოგიამ წარმატებით გაიარა სამრეწველო აპრობაცია (№№25<sup>X</sup>; 18<sup>XII</sup>; 16<sup>XIV</sup>; 12<sup>XVI</sup> მმ) და მზადაა ფართომასშტაბიანი გამოყენებისათვის.

**საკვანძო სიტყვები:** „ახალი ფენომენის“ გაგლენა; შენადნობის ქიმიური შედგენილობა + „შლეიფი“ <Ti+N+V> დამუშავება ტექნოლოგიურ პროცესში.

### შესავალი

გასული საუკუნის 70-იან წლებში ჩვენი (ჯერ ჯგუფი, შემდეგ სექტორი და ბოლოს “მასალათათვისების ლაბორატორია”, ახლა თვითდაფინანსებაზე მყოფი “მასალათათვისების სასწავლო-სამეცნიერო ცენტრი”) ერთ-ერთი ძირითადი მიმართულება იყო ცხელი პლასტიკური დეფორმაციის გამოყენება ლითონის, კერძოდ ფოლადების სტრუქტურათა მართვის პროცესების მოსაგვარებლად. საბჭოთა სივრცეში შემუშავებული მაღალტემპერატურული თერმულმექანიკური დამუშავება (მომდ) შეისწავლებოდა თითქმის ყველა თერმომექანიკური დამუშავების ფაქტორის ( $t^{\circ}C$ ,  $\epsilon\%$ ,  $V$  მ/წმ და სხვა) გაგლენით. განსაკუთრებულ ყურადღებას იმსახურებდა დეფორმაციის სინქარის (ხშირად, გლინვის სინქარის) გაგლენის შესწავლა. არსებული მონაცემების “სიღარიბე” სტიმულს გვაძლავდა ვყოფილიყავით ერთ-ერთი პირველი ამ სტრატეგიულ მიმართულებაში. ჩვენთვის კარგად იყო ცნობილი, რომ, მომდ-ის დროს, ოპტიმალურ რეჟიმებზე,

ჩვეულებრივ თერმულ დამუშავებასთან შედარებით, სიმტკიცის მაჩვენებლები ეფექტურად იზრდებოდა, პლასტიკურობის მახასიათებლების საკმაოდ მაღალი დონის შენარჩუნებით. 30XГСА, 30XГСНА, 1X17H2, X18H10T ფოლადების შესწავლისას, მოყვანილ ტრადიციულ შედეგებთან ერთად, ოპტიმალურ რეჟიმებზე დაფიქსირდა საკვლევი ობიექტების კოროზიული მახასიათებლების გაუმჯობესება. თუ რით იყო ეს სიახლე განპირობებული, პასუხი გასცა ახალმა სტრუქტურულმა კვლევებმა. აღმოჩნდა, რომ ცხელი პლასტიკური დეფორმაციის გაგლენით (მომდ დროს) ფიქსირდება მალეგირებელი ელემენტების უფრო თანაბარი განაწილება ფუძეში, ვიდრე ამას ადგილი ჰქონდა ჩვეულებრივი თერმული დამუშავების დროს [1-3], [5]). მოგვიანებით თერმომექანიკური ( $t^{\circ}C$ ,  $\epsilon\%$ ,  $V$  მ/წმ და სხვა) ფაქტორების გაგლენა, მომდ დროს, შეისწავლებოდა საავტორო უფლებებით დაცული ფოლადების (20T – ს.მ. 1544833; 40ГСМФ – ს.მ. 1208090; 40ГМФ – ს.მ. 1362058; 30ГСТЮ – ს.მ.1479545; 38Г1Т – ს.მ. 1381191; 40ГФ – ს.მ. 1381190) ბზარმედგობაზე. ნაჩვენებია, რომ ერთიანი (ზოგადი) კანონზომიერება მიღებულ შედეგებში გამოკვეთილად არ შეინიშნება. მიღებული შედეგები ავტონომიურია და ასახავს ადებული მასალის მდგომარეობას მოცემულ პირობებში. რაც უფრო მეტადაა შენარჩუნებული ცხელი პლასტიკური დეფორმაციის გაგლენით განპირობებული ეფექტები სტრუქტურაში (ფრაგმენტირებული აუსტენიტის მარცვალი, გამოყოფილი დისპერსიული მეორეული ფაზები, მალეგირებელი ელემენტების თანაბარი განაწილება მატრიცაში და სხვა), კონტროლირებადი გლინვის დროს, მით უფრო მაღალია ბზარმედგობის მაჩვენებელი. ბზარმედგობის მახასიათებელზე დადებითად მოქმედებს მყარი ხსნარის (ფუძის) გათავისუფლება მალეგირებელი ელემენტები-

საგან, ასევე ჩანერგილი ფაზებისაგან. ზემოთ-  
ყვანილ ფოლადებს გავლილი აქვს მსხვილმასშ-  
ტაბიანი საქარხნო აპრობაცია დანერგვის ჩათვ-  
ლით. ამ კუთხით საინტერესო იყო ბზარმდეგო-  
ბის დადგენა (ცხრილი 1).

რეჟიმების შერჩევისას საორენტიაციოდ გვქონ-  
და ჩვეულებრივი თერმული დამუშავება, რომ-  
ლებსაც ვადარებდით ორი სახის დამუშავებას:

1) ნიმუშების წინასწარი დამუშავება „მოწვა“, რომელსაც უტარდება მთმდ;

2) წინასწარი დამუშავება „გაუმჯობესება“: წრთობა+მაღალი მოშვება, რომელსაც უტარდება მთმდ. მიკროსპექტრულმა ანალიზატორმა აჩვენა უმაღლესი ერთგვაროვნება, რაც კოროზიამდე-  
გობის გაუმჯობესების განმსაზღვრელია.

ცხრილი 1

**20T, 40ГСМФ, 40ГМФ, 30ХСТЮ, 38Г1Т, 40ГФ ფოლადების ძირითადი მახასიათებლები  
ბზარმდეგობის (J-ინტეგრალი) J<sub>IC</sub>, ნ/მმ, ჩათვლით**

ფოლადის მარკა	დამუშავება	დენალობის ზღვარი, $\sigma_{\text{დ}}$ , ნ/მმ <sup>2</sup>	ფარდობითი წაგრძელება, $\delta_5$ , %	მუშაობა და- ხარჯული ბზარის ჩასახვისა და გაფ- რცელებაზე $a_1+a_2$ , $\mu\text{მ}^2$	J-ინტეგრალი, ბზარმდეგობა, J <sub>IC</sub> , ნ/მმ
20T	ცხლად გლინული მილი (ცხ. გლ.)	297	39	$a_1$ , $\mu\text{მ}^2$ 60+110	95
40ГСМФ	ცხ. გლ. მილი+ ნორმალისაცია+ მაღალი მოშვება (650°C)	750	23	$a_1$ , 80+150	140
40ГМФ	ცხ.გლ. მილი + ნორ. + მაღალი მოშვება (600°C)	730	23	$a_1$ , 60+90	114
30ХСТЮ	ცხლად გლინული არმატურა	413	29	$a_{0.25}$ , 60+16	78
38Г1Т	სატუმბ-საკომ-პრესორო მილი	590	20	$a_1$ , 70+20	42
40ГФ	ცხ. გლ. მილი + +ნორ.+მოშვება	600	26	70+60	100

ცხრილის მონაცემები ძალზე საინტერესოა მრავალი კუთხით, ამიტომ მიზანშეწონილია ასე-  
თი მიდგომით შევისწავლოთ სხვა, ახალი კომ-  
პოზიციები. მიღებული შედეგები უფრო დაგ-  
ვაახლოებს ჭეშმარიტებასთან.

გამარტივებული მოდელით ლითონის რღვევა

(ნგრევა) არის მასში გარკვეული ზომის ბზარის ჩასახვისა და გავრცელების პროცესი. ლითონის (მასალის) უნარს წინააღმდეგობა გაუწიოს ბზარის ჩასახვისა და ჩასახული (ან არსებული) ბზარის გადაადგილებას, გავრცელებას ბზარ-  
მდეგობა ანუ რღვევის (ნგრევის) სიბლანტე



ეწოდება. ამ მახასიათებლის დადგენა მოცემული მასალისათვის შესაძლებელია ეკვივალენტური ძალოვანი ( $K_{IC}$ ) ან ენერგეტიკული ( $G_{IC}$ ) პარამეტრების დადგენით. პირველი მოითხოვს ბრტყელი დეფორმაციის პირობების შესრულებას მასალის მაღალ ( $\sigma_{\text{ღ}} > 1000 \text{ ნ/მმ}^2$ ) სიმტკიცესთან ერთად. აღნიშნული პრობლემა შედარებით დაბალი სიმტკიცისა და თხელკედლიანი მასალების შემთხვევაში. რაც შეეხება ენერგეტიკულ პარამეტრს ( $G_{IC}$ ), განსაკუთრებით J-ინტეგრალის მიახლოებით მეთოდს ( $J_{IC}$ ), ის ფართოდ გამოიყენება არამაღალი სიმტკიცის მქონე ლითონური პროდუქციის ბზარმედგობის დასადგენად. J-ინტეგრალის ინვარიანტულობის თვისებამ, ძაბვისა და დეფორმაციების სინგულარულობასთან ერთად, შესაძლებელი გახდა ის ყოფილიყო საზომი ლითონების (მასალების) რღვევის (ნგრევის) შესაფასებლად, კრიტერიუმად. მისი (J-ინტეგრალის) ინტეგრირების კონტურის მიმართ ინვარიანტულობა საშუალებას იძლევა ექსპერიმენტები ჩავატაროთ არამკაცრად დადგენილი გეომეტრიული ზომების მქონე ნიმუშებზე. მისი გამოყენება საშუალებას იძლევა შესწავლილ იქნეს შედარებით დაბალი სიმტკიცის და მაღალი პლასტიკურობის მქონე ლითონური მასალები და, რაც მთავარია, ნიმუშებზე მიღებული შედეგები გადატანილ იქნეს ლითონურ პროდუქციაზე (ნაკეთობაზე).

ახალ ფენომენამდე ყველა შედეგი (ყველა გაუმჯობესება) შესწავლილი იყო დეტალურად და ახლა ჯერი ამ პრობლემის შესწავლაზე. არსებულ მონაცემებზე დაყრდნობით, საქმე გვაქვს კლასიკური ენით და ჩვენი რედაქციით „დისპერსიულ განმტკიცებასთან“. სიმტკიცის ზრდა პლასტიკურობის მაღალ დონეზე შენარჩუნებით გეკარნახობს, რომ კოჰერენტული ან ჩვეულებრივი მეორეული ფაზები ძალზე დისპერსიულია, ნანოკრისტალების თანაზომადია. „საბოლოო დიაგნოზს“ დასვამს თანამედროვე

დანადგარის მონაცემები (მაგალითად, PЭM-ი გარჩევის უნარით  $\leq 50\text{--}20 \text{ \AA}$ ). სანამ ეს ეკონომიკური პრობლემა გადაწყდება, საჭიროა არსებული გეგმით ვაგარძელოთ მუშაობა. დეტალურად ამოვხსნათ B500W ტიპის არმატურის წარმოების ძალზე მნიშვნელოვანი საკითხები, რაც საშუალებას მოგვცემს, ინკუბაციის პერიოდის გარეშე, დავიწყოთ უნიფიცირებული B500W არმატურის მასიური გამოშვება.

### ძირითადი ნაწილი

საკვლევე მასალად გამოყენებული გვექნება სელექტირებული ( $C=0,17\% \text{--} 0,22\%$ ;  $Si=0,25\% \text{--} 0,40\%$ ;  $Mn=0,80\% \text{--} 0,90\%$ ;  $S \leq 0,02\%$ ;  $P \leq 0,02\%$ ) ფოლადი 3მშ. იმის გამო, რომ ფოლადი 3მშ განუანგულებელია არასრულად, მხოლოდ  $\langle Mn+Si \rangle$ -ით, ამიტომ აუცილებელია B500W პროექტის დასამთავრებლად გამოვიყენოთ განუანგვის ორიგინალური მიდგომა. როგორც ცნობილია, ტიტანი კარგი განუანგველია, თითქმის უტოლდება ალუმინს, მაგრამ ძვირია. არასრულად განუანგულ ლითონში მიკროლევირების (განსაკუთრებით მოდიფიცირების) ჩატარება დაკავშირებულია ხარჯებთან და, რაც მთავარია, პრობლემატიკურად გახდება შედეგების სტაბილურად მიღების შესაძლებლობა. მეთოდი ეხება ფოლადის წარმოებას დუბლექს-პროცესით. პირველი ეტაპი ტარდება ელექტროკალურ (15-ტონიან) ღუმელში, სადაც მიიღება სელექტირებული ფლ3, ხოლო დაყვანა-რაფინირება ხორციელდება ციციხე-ღუმელში. ფოლადის გამოშვებისთანავე ციციხეში მიეწოდება 5კ ალუმინი (უფრო ეფექტურია Al-ის ქვედზე მოთავსება). ის მაშინვე იხსნება და აქტიურად მონაწილეობს ფოლადის განუანგვის პროცესში, რკინა აღდგება, ხოლო  $Al_2O_3$  გადადის წიდაში. ასევე, ამ დროს წარმოიქმნება AlN. ეს პროცესი გრძელდება თხევადი ლითონის ციციხის შუამდე ამოსვლამდე. ამ დროს ოპერატიულად ემატება

განმუხტვები და სხვა საჭირო დანამატები. აღნიშნულის პარალელურად სრულდება ტექნოლოგიის ტრადიციული ამოცანები („შავი წილის“ მოცილება და „თეთრის“ დაყენება.  $CaO \geq 95\%$  დაყენება; ინტენსიურად მუშაობს იძულებითი არევა და ა. შ.), ბოლოს ციციხვი იკავებს ღუმლის ადგილს. აიღება სინჯი საერთო ანალიზზე. თუ ყველა საჭირო კომპონენტი ნორმაშია, მაშინ ღუმელში მიეწოდება 5კგ ტიტანი. მომდევნო სინჯით დასტურდება რამდენად სწორად არის ჩატარებული პროცესები. თუ ტიტანის შემცველობა  $Ti \geq 0,02\%$ -ზე, მაშინ შედეგი დამაკმაყოფილებელია. ნაღობს ვამზადებთ უწყვეტი ჩამოსხმის დანადგარზე გადასაცემად. მანამდე ვამოწმებთ ფოლადის საერთო ანალიზს. საჭიროების შემთხვევაში, ვახდენთ კორექტირებას. სასურველია გვქონდეს ფოლადის ასეთი ანალიზი – ქიმიური შედგენილობა „შლეიფთან ერთად“  $C=0,22\%$ ;  $Si=0,30\%$ ;  $Mn=0,80\%$ ;  $S \leq 0,01\%$ ;  $P \leq 0,02\%$ ;  $<Ti=0,02\%$ ;  $N=0,015\%$ ;  $V=0,14\%$ >. უწყვეტად ჩამოსხმის პროცესი სრულდება არსებული ტექნოლოგიური ინსტრუქციით. შემოწმებას გადის ასევე ჩამოსხმული ნაშაღი, საჭიროების შემთხვევაში აიღება ტემპლეტი, რომელიც იზავენება ცენტრალურ ლაბორატორიაში მაკროანალიზის ჩასატარებლად. თუ მანგანუმი და „შლეიფი“ ახლოსაა საზგასმულთან, მაშინ შეიძლება რამდენიმე ცალი გაისინჯოს – გაიგლინოს თერმული დამუშავების გარეშე და ა. შ.

მე-2-5 ცხრილებში მოცემულია საქარხნო ფოლადების შედგენილობები და მექანიკური გამოცდების შედეგები. ტრადიციულის გარდა (ნ, ნდ, ნე), ორიგინალური მეთოდის გამოყენებით, დანადგარის ამობეჭდილი მონაცემებით გამოთვლილი ნგრევის (რღვევის) ჭეშმარიტი ძაბვა –  $S_k$  (ნ/მმ<sup>2</sup>), ნგრევის ტოტალური ენერჯია –  $E_T$  (ნმ) და ნგრევის კუთრი ტოტალური ენერჯია –  $a_0^T$  (ჯ/სმ<sup>2</sup>), ფარდობითი წაგრძელება – მდგენელებით

$\delta = \delta_1 + \delta_2 \%$ , ყელის ფარდობითი შევიწროება – მდგენელებით  $\Psi = \Psi_1 + \Psi_2 \%$ . მდგენელები  $\delta_1$  და  $\Psi_1$  ახასიათებს აღნიშნული ლითონის პლასტიკური დეფორმაციის უნარს, ხოლო  $\delta_2$  და  $\Psi_2$  – რღვევისადმი (ნგრევისადმი) წინაღობის უნარს. როდესაც პროექტი B500W შესრულებული იქნება სრულად, მაშინ შეირჩევა ნომრები (აღბათ 25, 18, 16, 12 მმ), რომლებსაც ჩაუტარდება სრული კვლევა ლითონის (არმატურის) საკონსტრუქციო სიმტკიცის დასადგენად.  $\sigma_B$ ,  $\sigma_{\delta}$ ,  $\delta_1$  მოყვანილ მონაცემებს დაემატება:

- 1)  $S_k$ ,  $\delta(\delta_1 + \delta_2)$ ,  $\Psi(\Psi_1 + \Psi_2)$  დარტყმითი სიბლანტე მდგენელებით  $a_{0,25} = a_B + a_g$  (ჯ/სმ<sup>2</sup>),  $T_{50}$ ,  $I_{IC}$ ,  $\sigma_{-1}$ ,  $E_T$ ,  $a_0^T$  (ჯ/სმ<sup>2</sup>); კუთრი მუშაობა ბზარის ჩასახვაზე –  $a_B$  და კუთრი მუშაობა ბზარის გავრცელებაზე –  $a_g$ ;
- 2) გამეიფების ტემპერატურული ზღურბლი –  $T_{50}$  (გამოცდის ტემპერატურა, როცა რღვევის რელიეფში დაფიქსირებულია 50% მეიფე „კრისტალური“ მდგენელი და 50% ბლანტი – ბოჭკოვანი მდგენელი);
- 3) ბზარმდეგობა –  $j$ -ინტეგრალი –  $I_{IC}$  (ნ/მმ);
- 4) საჭიროების შემთხვევაში ლითონის დადლილობაზე გამოცდის შედეგები –  $\sigma_{-1}$  (ნ/მმ<sup>2</sup>). ასევე, საჭირო იქნება ფართო მასშტაბის სტრუქტურული კვლევების ჩატარება (სპეციალური გეგმით შედგენილი მეტალოგრაფიული, ფრაქტოგრაფიული და სხვა ტიპის სტრუქტურული კვლევების ჩატარება). ეს ლითონის შემოწმების პირველი ეტაპია. უნდა შემოწმდეს ყველა ნომერი, ყველა დიამეტრი. როდესაც №№32, 28, 25 მმ და №№22, 20, 18 მმ იგლინება X და XII გალებიდან, №28 და №20მმ შედარებით ნორმალურ პირობებში მუშაობს. მაღალ ნომრებს (№32 მმ და №22 მმ) ლითონის „ნაკლებობისკენ“ აქვს გადახრა, ხოლო №№25 და 18 მმ უხდება სასურველი ფორმის შევსება „მოჭარბებული“ ლითონის

შემთხვევაში. ეს მცირე ექსკურსიცი საკმარისია მაციის პროცესებს, რათა შევძლოთ მისი სტაბილურობის, რომ საჭირო მიზნების მისაღწევად ბილური მართვა. აუცილებელია ვფლობდეთ ლითონის დეფორ-

ცხრილი 2

**18AΦT ფოლადი, №7874, 71143, 71551 საქარხნო დნობის ქიმიური შედგენილობები**

დნობის მარკა № CE, %	C, %	Si, %	Mn, %	P, %	S, %	N, %	Ti, %	V, %
7874 18AΦT 0.37	0.20	0.34	0.80	0.014	0.023	0.013	0.019	0.19
71143 18AΦT 0.37	0.22	0.30	0.71	0.017	0.01	0.006	0.026	0.15
71551 18AΦT	0.22	0.29	0.67	0.009	0.019	0.013	0.014	0.13

ცხრილი 3

**18AΦT ფოლადი, დნობის №7874; №№25, 18, 16 მმ მექანიკური თვისებები ცხლად გლინულ მდგომარეობაში**

დნობის მარკა № დიამეტრი №, მმ	$S_k$ , ნ/მმ <sup>2</sup>	$\sigma_{B}$ , ნ/მმ <sup>2</sup>	$\sigma_{L}$ , ნ/მმ <sup>2</sup>	$\delta=\delta_1+\delta_2$ , %	$\psi=\psi_1+\psi_2$ , %	$E_T$ , მმ.	$a_0^T$ , ჯ/სმ <sup>2</sup>
7874 18AΦT 25	746 684	660 657	526 511	27=19+8 30=20+10	22=16+6 23=17+6	16331 17768	3326 3626
7874 18AΦT 18	585 726	684 689	561 559	31=21+10 35=23+12	24=17+7 26=19+7	7435 8207	2916 3218
7874 18AΦT 16	746 689	699 699	575 571	29=19+10 32=21+11	22=16+6 24=18+6	4871 5265	2423 2619

**18AΦT ფოლადი, დნობის №7874; №№25, 18, 16 მმ მექანიკური თვისებები  
თერმული დამუშავების შემდეგ**

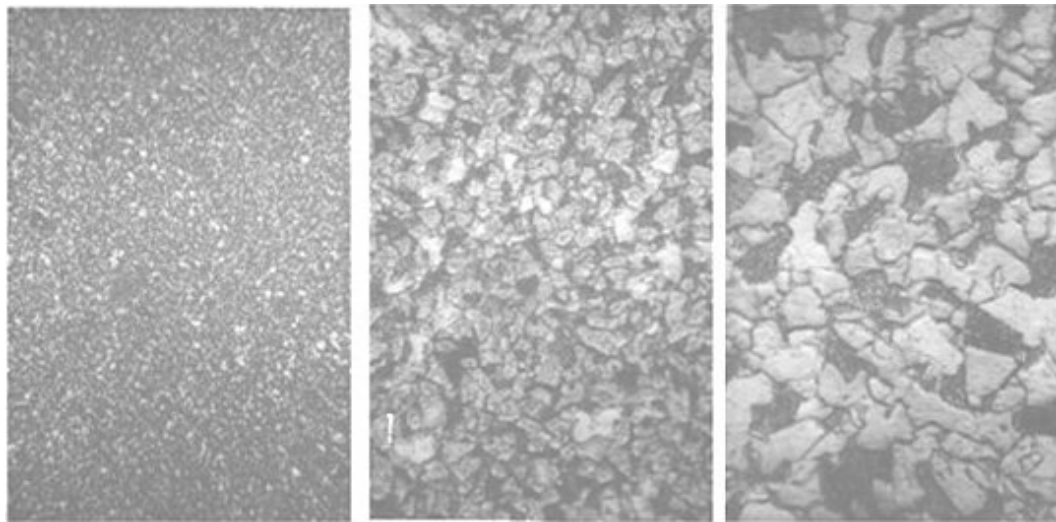
დნობის მარკა № დიამეტრი №, მმ	$S_k$ , ნ/მმ <sup>2</sup>	$\sigma_{B_1}$ , ნ/მმ <sup>2</sup>	$\sigma_{\text{ღ}}$ , ნ/მმ <sup>2</sup>	$\delta=\delta_1+\delta_2$ , %	$\psi=\psi_1+\psi_2$ , %	$E_T$ , გმ.	$a_0^T$ , ჯ/სმ <sup>2</sup>
7874 18AΦT 25	889 862	864 864	795 786	18=12+6 22=12+10	16=11+5 19=11+8	16264 18050	3312 3676
7874 18AΦT 18	823 836	843 852	782 779	18=10+8 17=10+7	15=9+6 15=9+6	5771 5824	2265 2284
7874 18AΦT 16	853 717	873 865	811 796	18=9+9 19=11+8	15=8+7 16=10+6	4269 4525	2123 2251

**№12 მმ არმატურის გლინვა ყველა გალის (16) გამოყენებით;  
საქარხნო დნობები №71143 და №71551, ფოლადი 18AΦT**

დნობის მარკა № დიამეტრი №, მმ მდგომარეობა	$S_k$ , ნ/მმ <sup>2</sup>	$\sigma_{B_1}$ , ნ/მმ <sup>2</sup>	$\sigma_{\text{ღ}}$ , ნ/მმ <sup>2</sup>	$\delta=\delta_1+\delta_2$ , %	$\psi=\psi_1+\psi_2$ , %	$E_T$ , გმ.	$a_0^T$ , ჯ/სმ <sup>2</sup>
71143 18AΦT 12, ცხ. გლ	689	625	514	27=21+6	21=17+4	2449	2167
71143 18AΦT 12, ცხ. გლ	719	615	505	27.5=20+7.5	21=19+2	2366	2094
71143 18AΦT 12, თღ	729	762	713	16=11+5	14=10+4	1989	1760
71551 18AΦT 12 მმ, ცხ. გლ	759	634	523	34=24+10	26=20+6	3056	2704
71551 18AΦT 12, ცხ. გლ	738	629	518	33=23+10	25=19+6	2871	2541
71551 18AΦT 12, ცხ. გლ	700	622	514	31=23+8	24=19+5	2706	2395

მიღებული შედეგების განსჯა შეიძლება დავიწყოთ გამოდნობილი ფოლადების ქიმიური შედგენილობის განხილვით. ფოლადი 18AΦT კარგად არის შერჩეული (რა თქმა უნდა, სელექტირების შემდეგ), განსაკუთრებით პირველი დნობა №7874: C=0,20%+Mn=0,80% და შლეიფი <Ti=0,019%; N=0,013%; V=0,19%>. ამ ფოლადს ცხლად გლინულ (თდ-ს გარეშე) მდგომარეობაში აქვს  $\sigma_{\text{ღ}}=511-5756/\text{მმ}^2$ ,  $\sigma_{\text{ბ}}=657-6996/\text{მმ}^2$ ,  $\delta=27-35\%$ ,  $\delta_{\text{თ}}(\delta_{\text{ქ}})=19-23\%$ ,  $\psi=22-26\%$ ,  $E_T^{N25}=170496\text{მძ}$ ;

$a_0^T=3476\text{ჯ}/\text{სმ}^2$  და მასთან შეხამებული მეტალოგრაფიული კვლევის შედეგები<sup>1</sup>. ძალზე საინტერესოა №№25, 18, 16მმ სტრუქტურები და თვისებები მთმდ-ის შემდეგ. წინასწარი მონაცემებით, მაღალი სიმტკიცე  $\sigma_{\text{ღ}}=779-8116/\text{მმ}^2$ ,  $\sigma_{\text{ბ}}=843-873 \text{ ნ}/\text{მმ}^2$ , საკმარისად მაღალი პლასტიკურობის მაჩვენებლებთან ერთად ( $\delta=18-22\%$ ;  $\psi=15-19\%$ ), ამ კომპოზიციას აქცევს (თერმულად დამუშავების შემდეგ) კარგ, მაღალი სიმტკიცის საკონსტრუქციო მასალად.



ა) x 100

ბ) x 400

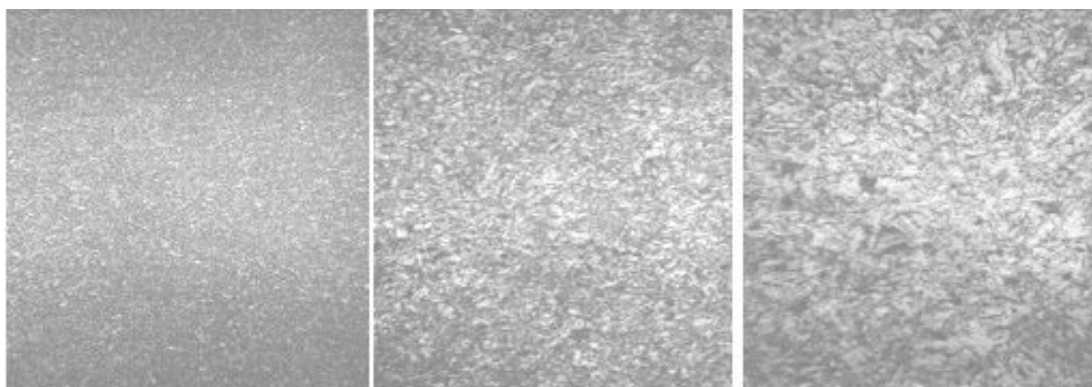
გ) x 800კზ

ნახ. 1 ა, ბ, გ - ფოლადი 18AΦT (№დნ.7874), არმატურა №25 მმ, ცხლად გლინული (ნაპირი)

$\mu=20$ ,  $\sigma_{\text{ღ}}=5266/\text{მმ}^2$ ;  $\sigma_{\text{ბ}}=6606/\text{მმ}^2$ ;  $\delta_7=27\%$ ,  $E_T=163316\text{მძ}$ . მონაცემები აკმაყოფილებს B500W-ს ყველა მოთხოვნას. “შლეიფის” <Ti+N+V> გარეშე  $\sigma_{\text{ღ}}=250 \text{ ნ}/\text{მმ}^2$ , ე.ი. ამ შემთხვევაში “შლეიფით” განპირობებული “ახალი ფენომენი” აორკეცებს

დენადობის ზღვარს. მოცემულია ფერიტ-პერლიტური სტრუქტურა, გადიდებაზე 800კზ სტრუქტურის მდგენელები მოწესრიგებულ შთაბეჭდილებას ტოვებს.

შენიშვნა: მეტალოგრაფიული ანალიზის შედეგები მოცემულია 1-ელ – მე-7 ნახაზებზე. ყველა მდგომარეობა წარმოდგენილია გადიდებით: ა) x100, ბ) x400 გ) x800 კზ და მცირე კომენტარებით, რაც გასაგებად ხსნის მოტანილ სტრუქტურებს.



ა) x100

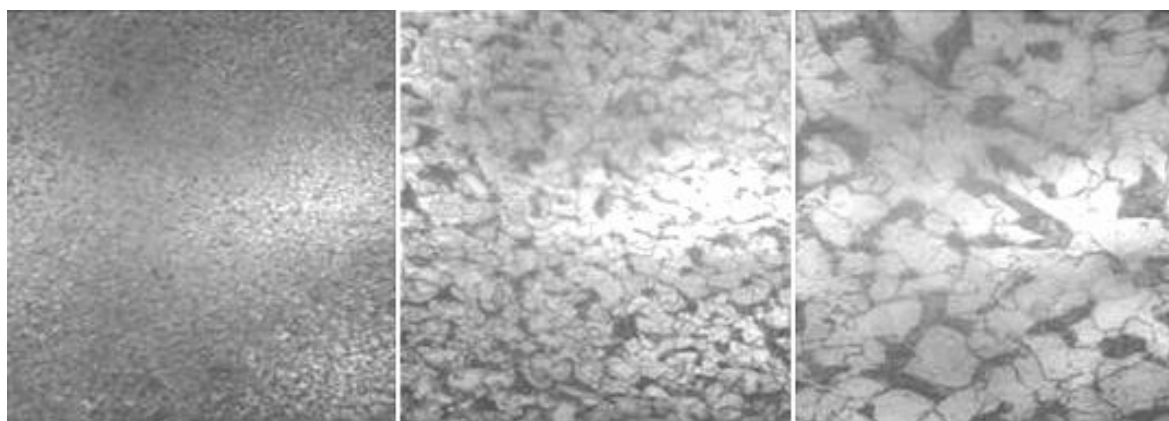
ბ) x400

გ) x800კ

ნახ. 2 ა, ბ, გ - ფოლადი 18AFT (№დგ.7874), არმატურა №25 მმ, თერმულად დამუშავებული (ნაპირი)

$\mu=20$ ,  $\sigma_{\text{ღ}}=7956/\text{მმ}^2$ ;  $\sigma_{\text{ბ}}=8646/\text{მმ}^2$ ;  $\delta_{\gamma}=18\%$ ,  
 $E_{\text{T}}=162646\text{მ}$ . მიღებული თვისებების შედარება ცხლად გლინულთან ასეთ სურათს იძლევა:  
 $\Delta\sigma_{\text{ღ}}=2696/\text{მმ}^2$ ;  $\Delta\sigma_{\text{ბ}}=2046/\text{მმ}^2$ ;  $\Delta\delta_{\gamma}=-9\%$ , ე.ი. 9%,  
 პლასტიკურობა განაპირობებს სიმტკიცის მანკე-

ნებლების ასეთ მნიშვნელოვან ზრდას. სტრუქტურა „ძალზე“ დისპერსიულია, გარკვეულად ორიენტირებული. რომ ყოფილიყო  $C \geq 0.24\%$ , უკვე გვექნებოდა ლარტეისებრი მარტენსიტის, შესაბამისი უარყოფითი მოვლენებით.



ა) x100

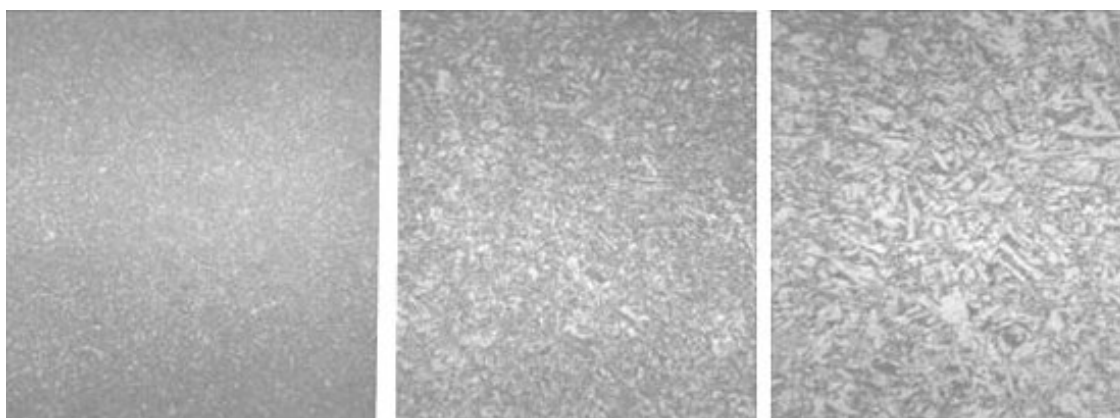
ბ) x400

გ) x800კ

ნახ. 3 ა, ბ, გ - ფოლადი 18AFT (№დგ.7874), არმატურა №18 მმ, ცხლად გლინული (ნაპირი)

$\mu=39$ ,  $\sigma_{\text{ღ}}=5616/\text{მმ}^2$ ;  $\sigma_{\text{ბ}}=6846/\text{მმ}^2$ ;  $\delta_{\gamma}=31\%$ ,  
 $E_{\text{T}}=74356\text{მ}$ . მიღებული მონაცემები წარმატებულად აკმაყოფილებს B500W-ს მოთხოვნებს. დეფორმაციის გავლენა (დადებითი) სახეზეა

ნაზრდით ( $\Delta\sigma_{\text{ღ}}=35 \text{ ნ/მმ}^2$ ;  $\Delta\sigma_{\text{ბ}}=24 \text{ ნ/მმ}^2$ ;  $\Delta\delta_{\gamma}=4\%$ ), განსხვავებულია სტრუქტურა მიღებული №18 მმ არმატურის გარე შრეებში №25 მმ-თან შედარებით.



ა) x100

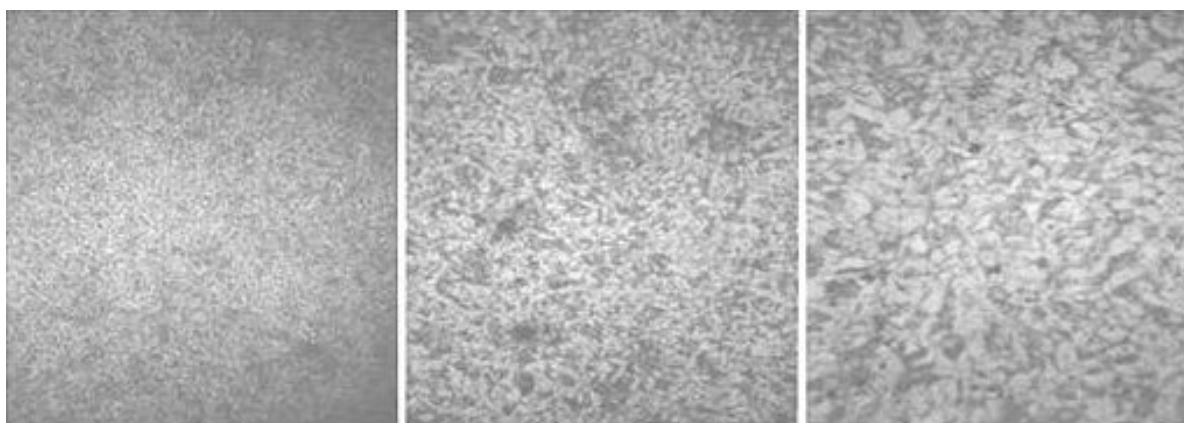
ბ) x400

გ) x800<sub>კ</sub>

ნახ. 4 ა, ბ, გ - ფოლადი 18AΦT (N<sub>ღ</sub>6.7874), არმატურა №18 მმ, თღ-ის შემდეგ (ნაპირი)

$\mu=39$ ,  $\sigma_{\text{ღ}}=7826/\text{მმ}^2$ ;  $\sigma_{\text{ბ}}=8436/\text{მმ}^2$ ;  $\delta_{\text{ღ}}=18\%$ ,  $E_{\text{ღ}}=57716\text{მ}$ .  
 სიმტკიცის მანვენებლები იზრდება 1-ელ ნახ-თან  
 შედარებით  $\Delta\sigma_{\text{ღ}}=2216/\text{მმ}^2$ ;  $\Delta\sigma_{\text{ბ}}=1596/\text{მმ}^2$ ;  $\Delta\delta_{\text{ღ}}=-13\%$ .  
 სხვადასხვა ზომის ორენტირებულ კრისტალებში  
 განლაგებულია ასევე სხვადასხვა დისპერსიუ-

ლობის წახნაგოვანი, ზოგჯერ სფეროს მსგავსი  
 კრისტალები. რა თქმა უნდა, „ამინდის“ შემქმნელი  
 ფაზები მოქცეულია ოპტიკური მიკროსკოპის  
 გარჩევისუნარიანობის ზღვარს მიღმა.



ა) x100

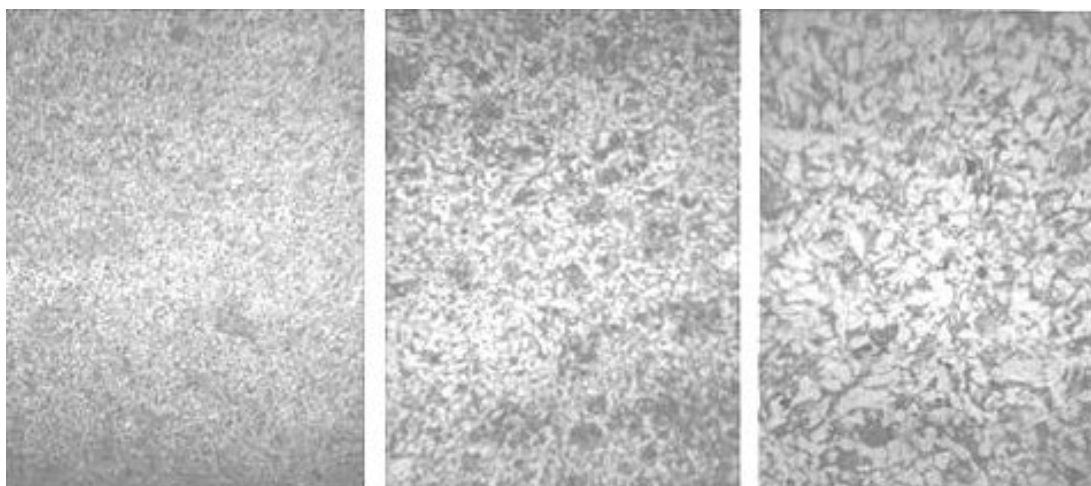
ბ) x400

გ) x800<sub>კ</sub>

ნახ. 5 ა, ბ, გ - ფოლადი 18AΦT (N<sub>ღ</sub>6.7874), არმატურა №16 მმ, ცხლად გლინული (ნაპირი)

$\mu=50$ ,  $\sigma_{\text{ღ}}=5756/\text{მმ}^2$ ;  $\sigma_{\text{ბ}}=6996/\text{მმ}^2$ ;  $\delta_{\text{ღ}}=29\%$ ;  
 $E_{\text{ღ}}=48716\text{მ}$ . მე-5 ნახ-ის შედარება 1-ელ ნახ-თან  
 ასეთ სურათს იძლევა: გაზრდილი დეფორმაცია  
 ( $\Delta\mu=30$ ) განაპირობებს უფრო მოწესრიგებულ

ფერიტ-პერლიტურ სტრუქტურას და მნიშე-  
 ნელოვან სხვაობას სიმტკიცის მანვენებლებს  
 შორის  $\Delta\sigma_{\text{ღ}}=49 \text{ ნ/მმ}^2$ ;  $\Delta\sigma_{\text{ბ}}=39 \text{ ნ/მმ}^2$ .



ა) x100

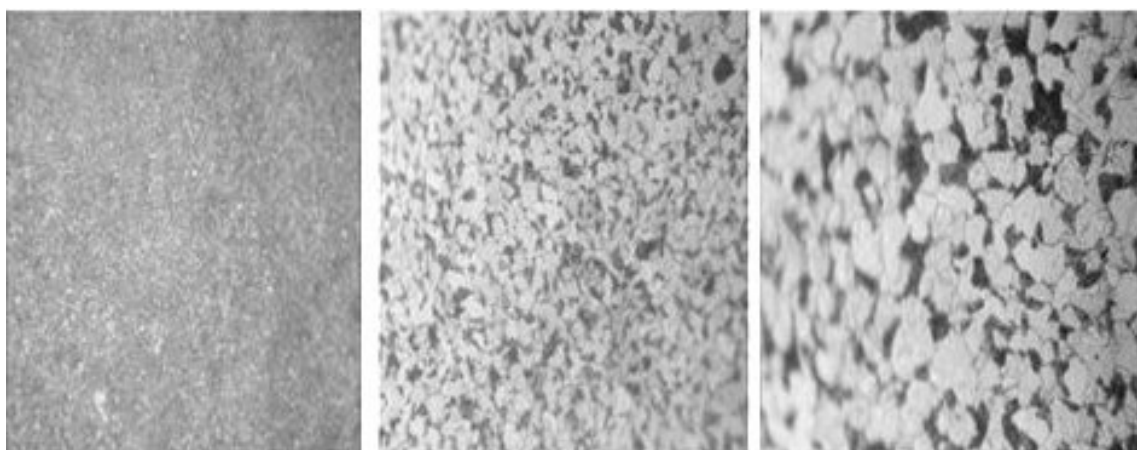
ბ) x400

გ) x800<sub>კ</sub>

ნახ. 6 ა, ბ, გ - ფოლადი 18AΦT (N<sub>დგ</sub>.7874), არმატურა №16 მმ, თერმულად დამუშავებული (ნაპირი)

$\mu=50$ ,  $\sigma_{\text{ღ}}=8116/\text{მმ}^2$ ;  $\sigma_{\text{ბ}}=8736/\text{მმ}^2$ ;  $\delta_{\gamma}=18\%$ ,  $E_{\text{T}}=42706\text{მ}$ . თავიდან ცხელი პლასტიკური დეფორმაციის გავლენით მიმდინარეობს განმტკიცების პროცესი, რომელიც მაქსიმუმს აღწევს, რასაც მოსდევს დინამიკური პოლიგონიზაცია და დინამიკური რეკრისტალიზაცია, ჩნდება

დაღმავალი უბანი. დეფორმაციის გაგრძელებით მყარდება წონასწორობა განმტკიცება-„დაბილები“ პროცესებს შორის. დეფორმაციის დამთავრება XVI უჯრედზე ქმნის ზ/ა პირობებს. სახეზეა დაღმავალი უბნის სტრუქტურები.



ა) x100

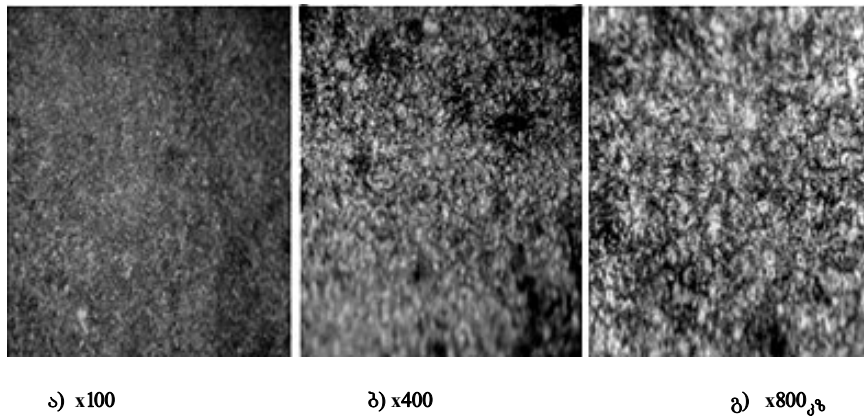
ბ) x400

გ) x800<sub>კ</sub>

სურ. 7. ა, ბ, გ - ფოლ. 18AΦT ნად. 71143, არმატურა №12მმ ცხლად გლინვის შემდეგ

სტრუქტურა ფერიტ-პერლიტურია, შეიმჩნევა სტრუქტურული ორიენტაცია – გარკვეული, წერილმარცვლოვანი სტრუქტურა  $\sigma=5196/\text{მმ}^2$   $\delta=27=20+7\%$ ,  $E_{\text{T}}=24406\text{მ}$ .





სურ. 8 ა, ბ, გ - ფოლადი 18AФТ ნადნობი 71143. მთმდ-ს შემდეგ  $\sigma_{\text{ღ}}=7136/\text{მმ}^2$   $\delta=16=11+5\%$ ,  $E_{\text{ღ}}=1989\text{მმ}$ . სტრუქტურა დისპერსიულია და ერთგვაროვანი  $\Delta\sigma_{\text{ღ}}=2006/\text{მმ}$

B500W-სთან ერთად შესრულებული მთმდ-ის შედეგები ძალზე მნიშვნელოვანია სამშენებლო საქმეში, ამიტომ ეს თემატიკა ე.წ. B500W-ს პარალელურად შესრულებული საქარხნო აპრობაციების შედეგები საჭიროა დამოუკიდებლად განვიხილოთ (უფრო დეტალურად).

გარდა აღნიშნულისა, მნიშვნელოვანია ორი საკითხი: 1) ფოლადის შედუღებადობა და 2) ფოლადის, არმატურის კოროზიამდებობა ბეტონში<sup>1</sup>. ადრინდელ კვლევებში ვალდებული ვიყავით პრაქტიკულად გვეჩხა (ჩვენი თვალთ) ექსპერიმენტული ფოლადის შედუღებადობის საკითხები. ISO-ს ახალმა მოთხოვნებმა ეს (არსებული) პრობლემური მოთხოვნები გაამარტივა. იმისათვის, რომ ვაწარმოოთ უნიფიცირებული B500W-ს ტიპის არმატურა, აუცილებელია დაცული იყოს ორი პირობა: გამოყენებული კომპოზიცია უნდა პასუხობდეს ISO-ს მოთხოვნებს –  $C \leq 0,22\%$  და  $CE \leq 0,43\%$ . ახალი მიდგომით ძალზე გამარტივდა შედუღების პრობლემური საკითხები. თუ დაცული იქნება ეს მოთხოვნები, მაშინ

საველე პირობებში შესრულებული შედუღებები იქნება „ჯანსაღი“, ყოველგვარი თდ-ს გარეშე. ISO-ს მეორე მოთხოვნამ ( $CE \leq 0,43\%$ ) საკმარისად გაართულა  $\sigma_{\text{ღ}} \geq 500$  ნ/მმ<sup>2</sup> მიღების საკითხი, მაგრამ ეს გზა უფრო გააზრებულია მეცნიერულად, ვიდრე A500C-ის მიღება მთმდ-ით.

განსახილველი დაგვრჩა დნობები (ცხრ. 2): 2) №71143 ( $C=0,22\%$ ;  $Mn=0,71\%$ ;  $<Ti=0,026\%$ ;  $N=0,006\%$ ;  $V=0,15\%$ >) და 3) №71551 ( $C=0,22\%$ ;  $Mn=0,67\%$ ;  $<Ti=0,014\%$ ;  $N=0,013\%$ ;  $V=0,13\%$ >), რომელთა გამოყენება დაკავშირებულია №12 მმ არმატურის წარმოებასთან. №71143 ც.გ.:  $\sigma_{\text{ღ}}=505-5146/\text{მმ}^2$ ;  $\sigma_{\text{ბ}}=689-7196/\text{მმ}^2$ ,  $\delta=27-27,5\%$ ;  $\delta_{\text{თ}}(\delta_1)=20-21\%$ ;  $\psi=21\%$ ;  $E_{\text{ღ}}=2366-24496\text{მმ}$ ;  $a_0^T=2094-2167\text{ჯ}/\text{სმ}^2$ . №71551 ც.გ.:  $\sigma_{\text{ღ}}=514-5236/\text{მმ}^2$ ;  $\sigma_{\text{ბ}}=622-6346/\text{მმ}^2$ ,  $\delta=31-34\%$ ;  $\delta_{\text{თ}}(\delta_1)=20-21\%$ ;  $\psi=24-26\%$ ;  $E_{\text{ღ}}=2706-3056$  ნმ,  $a_0^T=2395-2704\text{ჯ}/\text{სმ}^2$ .

№ 12მმ არმატურაზე მიღებული შედეგები მოითხოვს დამატებით შესწავლას, როცა დაცული იქნება სელექტის პირობა: 1)  $Mn=0,80-0,90\%$ ; 2)  $C=0,18-0,22\%$ ;  $Si=0,30-0,35\%$ ;  $Ti=0,020-0,025\%$ ;  $N=0,015-0,020\%$ ;  $V=0,10-0,20\%$ .

ჩვენ მიერ შედუღებადობის გაუმჯობესების მიზნით შეცვლილ იქნა ფოლადი 35ГСТЮ ახალი კომპოზიციით 30ГСТЮ. ამ კომპოზიციაში  $Ti=0,030-0,045\%$ , რომელიც ეფექტურად ზრდიდა სიმტკიცის მაჩვენებლებს და იმავდროულად არმატურის ზედაპირი მიიღებოდა გლუვი პრიალა. ჩვენ დავგეგმეთ ამ საკითხის უფრო ღრმად შესწავლა 18АГДФТ გამოყენებით. უკვე აპრობირებულია სპილენძი ფოსფორთან ერთად – მიღებულია გერმანული კოლეგების მიერ დადებითი შედეგები. ჩვენ ამ პრობლემას აუცილებლად შევისწავლით და გადავწყვეტთ!

**დასკვნა**

1. საქარხნო ექსპერიმენტებზე დაყრდნობით, სტაბილური შედეგების მისაღებად აუცილებელია, ტექნოლოგიურ პროცესთან ერთად, გვქონდეს სელექტირებული ფლ ჰმშ:

C=0.18–0.22%, Si=0.25–0.40%; Mn=0.80–0.90%; S≤0.02%; P≤0.02% და „შლეიფი“ <Ti=0.020–0.025%;

N=0,015–0,020; V=0,10–0,20%>;

2. 25<sup>X</sup> მმ; 18<sup>XII</sup> მმ; 16<sup>XIV</sup> მმ; 12<sup>XVI</sup> მმ პროფილებზე ცხლად გლინვის შემდეგ მიღებული დადებითი შედეგები: B500W-ტიპის უნიფიცირებული არმატურა დენადობის ზღვრით  $\sigma_{\text{დ}} \geq 500$  ნ/მმ<sup>2</sup> და კარგი შედუღებადობით (C≤0.22%; CE≤0.43%).

**ლიტერატურა**

1. L. Tavadze, F. Tavadze, Z. Kherodinashvili, V. Kopaleishvili, etc., Effect of high temperature plastic deformation followed by quenching on the corrosion and mechanical properties of austenitic steels. // *MiTOM – 1967*. №6. p.10 - 11. (In Russian).
2. F. Tavadze, S. Manjgaladze, V. Kopaleishvili, etc., Influence of strain rate and the initial state on the mechanical properties and corrosion resistance of steel 30XГCHA at HTTP// *Issues of metallurgy and metal corrosion*. - Tbilisi: Metsniereba, 1972, p.20-33. (In Russian).
3. V. Kopaleishvili, S. Kurashvili, R. Liparteliani, etc., HTTP of steels 30XГCA and 1X17H2 // *Posts of Academy of Sciences of Georgian SSR*.- 1974. T. №2.-p.393-396. (In Russian).
4. V. Kopaleishvili, L. Kotiashvili, I. Kashakashvili, D. Kopaleishvili, T. Makharadze, G. Chavchanidze. Evaluation of structural strength of low alloy steels based on fracture toughness (the second message) // *Transport and Mechanical Engineering*, Tbilisi, №1 (9), S.33-50, 2008 (in Georgian).
5. V. Kopaleishvili. Management of structure formation process in the production of hot-rolled seamless steel pipes for improving their quality. The thesis for the degree of Doctor of Technical Sciences. Tbilisi, 1989. Volume I, 350p., Volume II (graphic part) 189 p. (In Russian).
6. V. Parton, E. Morozov. Elastic-plastic fracture mechanics, M.: Science, 1985.- 503 p. (In Russian).

UDC 669.1.017:661.774.35

SCOPUS CODE 2506

**PRODUCTION OF WELDABLE ( $C \leq 0,22\%$ ;  $C_{eq} \leq 0,43\%$ ) UNIFIED REBAR B500W WITH YIELD STRENGTH  $\sigma_y \geq 500 \text{ N/mm}^2$ , HOT ROLLED, WITHOUT HEAT TREATMENT**

- V. Kopaleishvili** Department of Metallurgy, Materials Science and Metal Processing, Georgian Technical University, 69 M. Kostava str., 0175 Tbilisi, Georgia  
E-mail: v.kopaleishvili@gtu.ge
- N. Mumladze** Rustavi Steel LLC, 12 Gagarini str., 3700 Rustavi, Georgia  
E-mail: n.mumladze@rustavisteel.com
- Z. Tabatadze** Rustavi Steel LLC, 12 Gagarini str., 3700 Rustavi, Georgia  
E-mail: z.tabatadze@rustavisteel.com
- M. Tabagari** Department of Metallurgy, Materials Science and Metal Processing, Georgian Technical University, 69 M. Kostava str., 0175 Tbilisi, Georgia  
E-mail: archiltabagari@gmail.com
- I. Kashakashvili** Department of Metallurgy, Materials Science and Metal Processing, Georgian Technical University, 69 M. Kostava str., 0175 Tbilisi, Georgia  
E-mail: i.kashakashvili@gtu.ge
- O. Barbakadze** Rustavi Steel LLC, 12 Gagarini str., 3700 Rustavi, Georgia  
E-mail: salome.b@live.ru
- R. Bakradze** Rustavi Steel LLC, 12 Gagarini str., 3700 Rustavi, Georgia  
E-mail: r.bakradze@rustavisteel.com

**Reviewers:**

- R. Gvetadze**, Professor, Department of Metallurgy, Materials Science and Metal Processing, Faculty of Chemical Technology and Metallurgy, GTU  
E-mail: r.gvetadze@gtu.ge
- Z. Lomsadze**, Professor, Department of Metallurgy, Materials Science and Metal Processing, Faculty of Chemical Technology and Metallurgy, GTU  
E-mail: z.lomsadze@gtu.ge

**ABSTRACT.** Austenite fragmentation, increase of secondary phase dispersion, uniform distribution of alloying elements in matrix "release", bases of the alloying elements and the introduced phases in a matrix increase crack resistance. Effect of so-called "new phenomenon" is added to this factor - chemical composition of alloy + "loop"  $\langle \text{Ti+N+V} \rangle$  + treatment during technological process provide so-called "new phenomenon" influence, which increases strength with plasticity preserved. For example, rolling of selected steel 3sp on bar-rolling mill + "loop"  $\langle \text{Ti+N+V} \rangle$  provide weldable rebar B500W ( $C \leq 0,22\%$ ;  $C_{eq} \leq 0,43\%$ ) without heat treatment. Industrial approbation of this technology was successfully realized (NN25<sup>X</sup>; 18<sup>XII</sup>; 16<sup>XIV</sup>; 12<sup>XVI</sup> mm) and is ready for widespread embedding.

**KEY WORDS:** "new phenomenon" influence; chemical composition of alloy + "loop"  $\langle \text{Ti+N+V} \rangle$  + treatment during technological process; strength improvement plasticity preserved.

UDC 669.1.017:661.774.35

SCOPUS CODE 2506

**ПРОИЗВОДСТВО СВАРИВАЕМОЙ ( $C \leq 0,22\%$ ;  $SE \leq 0,43\%$ ) УНИФИЦИРОВАННОЙ АРМАТУРЫ В500W С ПРЕДЕЛОМ ТЕКУЧЕСТИ  $\delta \geq 500H/мм^2$  В ГОРЯЧЕКАТАННОМ СОСТОЯНИИ, БЕЗ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ**

- Копалеишвили В.П.** Департамент металлургии, материаловедения и обработки металлов, Грузинский технический университет, Грузия, 0175, Тбилиси, ул. М. Костава, 69  
E-mail: v.kopaleishvili@gtu.ge
- Мумладзе Н.А.** ООО „Рустави стил“, Грузия, 3700, Рустави, ул. Гагарина, 12  
E-mail: n.mumladze@rustavisteel.com
- Табатадзе З.О.** ООО „Рустави стил“, Грузия, 3700, Рустави, ул. Гагарина, 12  
E-mail: z.tabatadze@rustavisteel.com
- Табაგარი М.В.** Департамент металлургии, материаловедения и обработки металлов, Грузинский технический университет, Грузия, 0175, Тбилиси, ул. М. Костава, 69  
E-mail: archiltabagari@gmail.com
- Кашакашвили И.Г.** Департамент металлургии, материаловедения и обработки металлов, Грузинский технический университет, Грузия, 0175, Тбилиси, ул. М. Костава, 69  
E-mail: i.kashakashvili@gtu.ge
- Барбакадзе О.Г.** ООО „Рустави стил“, Грузия, 3700, Рустави, ул. Гагарина, 12  
E-mail: salome.b@live.ru
- Бакрадзе Р.М.** ООО „Рустави стил“, Грузия, 3700, Рустави, ул. Гагарина, 12  
E-mail: r.bakradze@rustavisteel.com

**Рецензенты:**

**Р. Гветадзе**, профессор Департамента металлургии, материаловедения и обработки металлов факультета химической технологии и металлургии ГТУ

E-mail: r.gvetadze@gtu.ge

**З. Ломсадзе**, профессор Департамента металлургии, материаловедения и обработки металлов факультета химической технологии и металлургии ГТУ

E-mail: z.lomsadze@gtu.ge

**АННОТАЦИЯ.** Фрагментация аустенита, увеличение дисперсности вторичных фаз, равномерное распределение легирующих элементов в матрице, „освобождение“ основы от них повышают трещиностойкость. К этим факторам добавилось влияние т. н. „Нового феномена“ - химический состав сплава + „шлейф“ <Ti+N+V> + обработка в технологическом процессе, что повышает прочность с сохранением пластичности. Например, прокатка селективной стали Зсп на сортопрокатном стане + „шлейф“ <Ti+N+V> обеспечивают получение без термической обработки хорошо свариваемой ( $C \leq 0,22\%$ ;  $SE \leq 0,43\%$ ) арматуры В500W.

Эта технология успешно прошла промышленную апробацию ( $NN25^x$ ;  $18^{xii}$ ;  $16^{xiv}$ ;  $12^{xvi}$  мм) и готова для широкого внедрения.

**КЛЮЧЕВЫЕ СЛОВА:** влияние „Нового феномена“; повышение прочности; сохранение пластичности; химический состав сплава + „шлейф“ <Ti+N+V> + обработка в технологическом процессе.

საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი  
GEORGIAN TECHNICAL UNIVERSITY  
ГРУЗИНСКИЙ ТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ

---

ყოველკვარტალური გამოცემა  
QUARTERLY PUBLICATION  
ЕЖЕКВАРТАЛЬНОЕ ИЗДАНИЕ

ISSN 1512-0996

უ რ თ მ ე ბ ი

TRANSACTIONS

Т Р У Д Ы

№ 1(499)



თბილისი – TBILISI – ТБИЛИСИ  
2016

UDC 669.1.017:661.774.35

SCOPUS CODE 2006

**ბინიტიური ტუჰის სკონსტრუქციო სიმტკიცის ბაზრდა შენადნობის ქიმიური შედგენილობის, თერმული დამუშავებისა და ბრაფიტის სფერული ფორმის მიღების სრულყოფით**

- ვ. კოპალეიშვილი** მეტალურგიის, მასალათმცოდნეობისა და ლითონების დამუშავების დეპარტამენტი, საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი, საქართველო, 0175, თბილისი, მ. კოსტავას 69  
E-mail: v.kopaleishvili@gtu.ge
- მ. ბარათაშვილი** მეტალურგიის, მასალათმცოდნეობისა და ლითონების დამუშავების დეპარტამენტი, საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი, საქართველო, 0175, თბილისი, მ. კოსტავას 69  
E-mail: manana\_baratashvili@yahoo.com
- ი. ქაშაკაშვილი** მეტალურგიის, მასალათმცოდნეობისა და ლითონების დამუშავების დეპარტამენტი, საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი, საქართველო, 0175, თბილისი, მ. კოსტავას 69  
E-mail: i.kashakashvili@gtu.ge
- ო. ბარბაქაძე** შპს „რუსთავის ფოლადი“, საქართველო, 3700, ქ. რუსთავი, გაგარინის 12  
E-mail: salome.b@live.ru
- თ. ლოლაძე** მეტალურგიის, მასალათმცოდნეობისა და ლითონების დამუშავების დეპარტამენტი, საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი, საქართველო, 0175, თბილისი, მ. კოსტავას 69  
E-mail: t.loladze@gtu.ge
- რ. ბაქრაძე** შპს „რუსთავის ფოლადი“, საქართველო, 3700, ქ. რუსთავი, გაგარინის 12  
E-mail: r.bakradze@rustavisteel.com
- ზ. ფარჩუკაშვილი** მეტალურგიის, მასალათმცოდნეობისა და ლითონების დამუშავების დეპარტამენტი, საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი, საქართველო, 0175, თბილისი, მ. კოსტავას 69  
E-mail: zuka.79@mail.ru

**რეცენზენტები:**

**რ. გვეტაძე**, სტუის ქიმიური ტექნოლოგიისა და მეტალურგიის ფაკულტეტის მეტალურგიის, მასალათმცოდნეობისა და ლითონების დამუშავების დეპარტამენტის პროფესორი

E-mail: r.gvetadze@gtu.ge

**ნ. ხიდაშელი**, სტუის ქიმიური ტექნოლოგიისა და მეტალურგიის ფაკულტეტის მეტალურგიის, მასალათმცოდნეობისა და ლითონების დამუშავების დეპარტამენტის პროფესორი

E-mail: khidly@gtu.ge

**ანოტაცია:** სფერულგრაფიტიანი ბენიტური თუჯის ფუძის საჭირო სტრუქტურა მიიღება 80–90% ბენიტით და 10–20 % ნარჩენი აუსტენიტით, ანდა პლასტიკური თუჯის იზოთერმული წრთობით ბენიტზე, ან ბენიტური კლასის თუჯის გამოყენებით. მის სიმტკიცეს უზრუნველყოფს ბენიტი, ხოლო პლასტიკურობას – ნარჩენი აუსტენიტი სფერულ გრაფიტთან ერთად „პგ“ ეფექტით. თუმცა პრობლემაა ხანგამძლეობა, სხმული ლითონის ძნელად გამოსწორებადი სტრუქტურა და სფერული გრაფიტის მიღების პროცესის ძნელი თავსებადობა ჩამოსხმის ტექნოლოგიურ ციკლთან.

პლასტიკური თუჯის თერმული დამუშავების „ფანჯარა“ (როცა ნახშირბადით ღარიბი უბნების ბენიტური გარდაქმნა მთავრდება, ხოლო ახალი ფაზების – კარბიდებისა და მარტენსიტის კრისტალებმა ნახშირბადით მდიდარ აუსტენიტის უბნებში ვერ მოასწრეს ჩამოყალიბება) ძნელად გამოსაყენებელია. თუ ეს მომენტი გამოგვეპარა, საგრძნობლად შემცირდება ნარჩენი აუსტენიტის რაოდენობა, რომელშიც უნდა განვითარებულიყო „პგ“ ეფექტი. თუ გრაფიტის სფერული ფორმა ჩვეულებრივ პირობებში (თერმული დამუშავების გარეშე) უზრუნველყოფს თვისებათა გარკვეულ გაუმჯობესებას, პლასტიკურობის ჩათვლით, ეს არ არის საკმარისი იზოთერმული წრთობის დროს, რადგან უკონტროლოდ წარმოქმნილი ახალი ფაზები შენადნობს ამეიფებს.

**საკვანძო სიტყვები:** ბენიტური თუჯი; მედეგობა; საკონსტრუქციო სიმტკიცე; სფერული და კომპაქტური გრაფიტი; სხმული; ფუქე; ხანგამძლეობა.

### შესავალი

ამ ახალი მიმართულების ერთ-ერთი პრობლემაა ბენიტური თუჯების საკონსტრუქციო სიმტკიცე – ხანგამძლეობა. თუ ამ მასალას ექნება

პლასტიკურობა, სიბლანტე, ბზარმდეგობა, რაც განაპირობებს მზა პროდუქციის ხანგამძლეობას, მაშინ მისი გამოყენების სფერო მნიშვნელოვნად გაფართოვდება და გახდება „XXI საუკუნის ფართოდ გამოყენებული საკონსტრუქციო მასალა“.

საჭირო ფორმა და ზომები მიიღება შედარებით ადვილად – ჩამოსხმით, მაგრამ პრაქტიკულად სხმული ლითონის სტრუქტურის გამოსწორება ძნელად განსახორციელებელია.

ბენიტური თუჯის სტრუქტურული მდგენელი – სფერული ფორმის გრაფიტი მზა პროდუქციის თვისებათა ბევრ მაჩვენებელს განაპირობებს. ამ დროს მისი მიღების პროცესი ძნელად თავსდება ჩამოსხმის ტექნოლოგიურ ციკლში.

$\gamma \rightarrow B$  გარდაქმნის ტემპერატურაზე ( $t_{\gamma} \leq 450^{\circ}C$ ) მოთავსებულ ნიმუშში იწყება ბენიტური გარდაქმნის პროცესი. ჯერ ადგილი აქვს ნახშირბადის გადანაწილებას, წარმოიქმნება ნახშირბადით ღარიბი და მდიდარი უბნები. ღარიბ უბნებში მაშინვე სრულდება  $\gamma \rightarrow \alpha$  გარდაქმნა უდიფუზიო – მარტენსიტული მექანიზმით, ხოლო ნახშირბადით მდიდარ უბნებში წარმოებს კარბიდების გამოყოფა, რასაც მოჰყვება ნახშირბადის შემცირება და ბოლოს სრულდება იგივე  $\gamma \rightarrow B$  გარდაქმნა. ეს პროცესი ბოლომდე არ მიდის და რჩება გარდაუქმნელი აუსტენიტი ე.წ. ნარჩენი აუსტენიტი –  $\gamma_r$ . ADI-ის თერმული დამუშავების ცნობილი „ფანჯარა“ (მომენტი, როცა ნახშირბადით ღარიბ უბნებში ბენიტური გარდაქმნის პროცესი  $\gamma_r \rightarrow B$  მთავრდება, ხოლო ახალი ფაზების – მარტენსიტისა და კარბიდების კრისტალებმა ვერ ვერ მოასწრეს, მოახერხეს ჩამოყალიბება ნახშირბადით მდიდარ უბნებში) ძნელად გამოსაყენებელია. თუ ეს მომენტი გამოგვეპარა, საგრძნობლად შემცირდება  $\gamma_r$  უბნები, სადაც ოთახის ტემპერატურაზე მადეფორმირებული ძალის მოქმედებით ( $\gamma_r + P_{ახალი} \rightarrow TRIP$ -ეფექტით განვითარებული პლასტიკურობა) განხორციელ-

დება „გპპ“ ეფექტი („გპპ“ – გარდაქმნით განპირობებული პლასტიკურობა; ПНП – Пластичность, наведенная превращением; TRIP - Transformation-Induced Plasticity). თუ გრაფიტის სფერული ფორმა ჩვეულებრივ პირობებში (თერმული დამუშავების გარეშე) უზრუნველყოფდა თვისებათა გარკვეულ გაუმჯობესებას პლასტიკურობის ჩათვლით, ეს არასაკმარისია თდ-ს დროს. უკონტროლოდ წარმოქმნილი ახალი ფაზები ამყიფებს შენადნობს. გაჭიმვის „მრუდებს“ წრფივი ხასიათი აქვს, მყიფე ნგრევით და სხვა.

მიუხედავად აღნიშნული სირთულეებისა, ბენიტური თუჯის ათვისება ძალზე პერსპექტიულია, რადგან მისგან ჩამოსხმით მზადდება მილსაგლინავი დგანების ინსტრუმენტი (სამართულები და სახაზავები), ათვისებული იქნება წვრილსორტული დგანის არმატურა, შემდეგ – გლინები და სხვა. აღნიშნულის გამო, წარმოდგენილი თემატიკა აქტუალურია.

**ძირითადი ნაწილი**

ჩვენი წინადადებით შპს „რუსთავის ფოლადში“ დაიგეგმა და დაიწყო სამუშაოები ორივე მმართველობით – ADI-ის (350CЮ2) და ბენიტური კლასის თუჯის მიმართულებით (350CЮ2ДН5МФТ). რა თქმა უნდა, ADI-ის მიმართულებას სჭირდება სამართულების ჩამოსასხმელი კოკილების (ამ მხრივ გადაიდგა პირველი ნაბიჯები ყველაზე დიდი ზომის სამართულების, D=440 მმ ჩამოსასხმელად) და აბაზანების დამზადება: გამახურებელი აბაზანა, მაგალითად, 50%NaCl+50%KCl,  $t_{დნ}=670^{\circ}C$ ,  $t_{მუშა}=750-900^{\circ}C$ ; იზოთერმული წრთობის აბაზანა, მაგალითად, 50%NaNO<sub>3</sub>+50%KNO<sub>3</sub>,  $t_{დნ}=220^{\circ}C$ ,  $t_{მუშა}=300-450^{\circ}C$ . აღმოჩნდა, რომ ADI-ის დამზადებას სჭირდება საკმარისად დიდი დრო. ეს ვაკუუმში უნდა შეგვევსო 350C2H2ДМФТ ბენიტური კლასის თუჯის მოდერნიზაციით, რომელიც ჩატარდა წარმატებუ-

ლად და ახალ თუჯს შემდეგი სახე აქვს: 350CЮ2ДН5МФТ. მასში ბევრი სიახლეა, მაგრამ როგორც ამბობენ, მხოლოდ კვალიფიციურად ჩატარებულ ექსპერიმენტებს შეუძლია დამაჯერებელი პასუხის გაცემა. ჩვენი აზრით, თუ ახალ თუჯს ექნება მაღალი მედეგობა ( $n \geq 500-800$  მილი), მაშინ შემომგლინავი დგანების სამართულების წარმოება არ შეიცვლება, ხოლო აბაზანებს ექნება არანაკლებ მასშტაბური სამუშაოები.

ჩვენ ხელთ არსებულ მონაცემებზე დაყრდნობით მივედით იმ დასკვნამდე, რომ აღებული მილსაგლინავი აგრეგატის, მაგალითად, „400“-ის მუშაობა, დაკავშირებული ინსტრუმენტთან, პრობლემაა, თუმცა მისი მდგენელების ამოცანებიც პრობლემურია. განვიხილავთ მთლიანი სამუშაოს სქემას – გახურებული მილნამზადიდან მიღების გლინვას პირველ და მეორე გამჭოლ, ავტომატურ, შემომგლინავ დგანებზე და პროცესის დამთავრებას დამაკალიბრებელ დგანზე. სამართულების მასალად გამჭოლ დგანებზე გამოყენებულია უკვე წარმატებით აპრობირებული და რამდენჯერმე მოდერნიზებული კომპოზიცია 08XH4CДМФТ (რეკორდული მონაცემები: 1000, 1500, 1700 მილი); ავტომატურ დგანზე გამოყენებული იქნება ახალი კომპოზიცია 17X5H4CДМФТ, რომელიც მარტენსიტული და ბენიტური გარდაქმნების სინთეზია დაბალი ნახშირბადის შემთხვევაში (არასასურველი შედეგების შემთხვევაში მზად ვართ გამოვასწოროთ მიღებული სუპერსიახლით - „ფანჯრის“ უარყოფითი შედეგის გამოყენება ADI-ის ზედაპირული შრეების განსამტკიცებლად). შემომგლინავი დგანების სამართულების კომპოზიციაზე (350CЮ2ДН5МФТ) უკვე გვქონდა საუბარი, ველოდებით დადებით შედეგებს კომპოზიციის სტრუქტურიდან. შეიძლება საჭირო გახდეს მოდიფიცირებისწინა ინოკულაციის ჩატარება ღუმელში; ასევე მილსაგლინავი დგანების (გამჭოლი და შემომგლინავი) სახა-



zavebis warmoeba maRal qromiani kompoziciis (110X28ДН5ФТ) gamoyenebiT, romel sac aqvs Cven mier SemuSavebuli „Si eifi“. saorientacio struqtura: 1) legirebuli feriti (ZiriTadi), 2) 30% austeniti, 3) karbidebi (imedis momcemia). SeiZi eba dagvWirdes Cr-is nitridebis gamoyeneba.

gamoyenebuli midgoma masStaburia da aratradiციuli. vixil avT mil sagl inav agregat „400“-is muSaobis process uwyvetad srul ad da vgegnavT, rom pirveli etapze (2 weli) instrumentis minimaluri medegoba<sup>1</sup> iqneba  $n_1 \geq 500$  mil ze, meore etapze (5 weli) –  $n_2 \geq 1000$  mil ze. moyvanili probl emidan gamovyaviT yvel aze susti rgoli – Semomglinavi dganebis samarTul ebis xangamZleobis sakiTxi. sirTules, wina dganebTan SedarebiT, ganapirobebs deformaciisTvis araxel sayreli pirobebi, samarTulis uzraoba (iqmneba STabeWdileba, TiTqos mTavari mizani iyos samarTul ebis „damtvreva“) da sxva. rogorc aRvniSneT, sasurveli iyo gve-muSava ADI-ze 350C $O_2$  supersiaxliis gamoyenebiT, magram es sakiTxi gadaido abazanebisa da kokilebis damzadebamde (2 weliT). miRebuli Sedegebis anal izisas yovel Tvis gvaki da sxmulis (nakeTobis) meqanikuri Tvisებების maxasiaTebiebi.<sup>2</sup> gvqonda mcde-loba, yvel a nadnobze Camogvesxa specialuri sxmulis, roml isagan damzaddeboda gamosacdeli nimuSebi. aRniSnuls ver vaxer-xebdiT an Sedegi Zal ian igvianebeda. damzad-

da taivanis manqanaze gamosacdeli nimuSebis Camosaxmel kokilebis pirveli partia. Cveni moTxovniT samsxmel o saamqro-Si Catarebul ma yvel a nadnobma unda gaia-ros kval ificirebuli Semowmeba:

1. Senadnobis qimiuri Sedgeniloba;
2. gamodnobis pasporti, romel Sic mocemuli iqneba yvel a saWiro (Sesrul ebuli) moqmedeba (momzaddeba instruqcia, iqneba forma, romel sac ostatici advil ad Seavsebs);

2.1. cicxvSi gaizomeba temperatura da 500°C gaxurebul kokil Si Camoisxmeba sinji Txel denadobis dasadgenad (e.w. nexenZ-samarinis U-magvari sinji);

2.2. gaWimvaze gamosacdeli nimuSebis Camosxma: 1) gaSvebis damTavrebisa da temperaturis gazomvis Semdeg (Txel denadobasTan erTad) da 2) Camosxmis dawyebis win (beinituri Tujis SemTxvevaSi: a. gaSvebis damTavrebis Semdeg, b. 1450\_1280°C dayovnebis Semdeg, g. Camosxmis dawyebisas, d. Camosxmis damTavrebisas). gamonaklisis garda, saWiroa gvqondes monacemebi Td-s Semdeg, rac gasaT-val iswinebelia Camosxmis dros.

samuSaos erT-erTi ZiriTadi mizani iyo Cagvetarebina arsebuli monacemebis sruli analizi beinitur Tujebze. ra Tqma unda, mecniერul hipoTezaze dayrdnobiT (siliciumis zRurblir kinaSi da beinituriki asis Fe-C SenadnobebSi“, misi mniSveloba teqniki amocanebis gadawyvetisas) aRmoCn-

<sup>1</sup> Semogvaqvs axali cneba, yvel a faqtoris gaTval iswinebiT, romel ia „viwro adgili“ da sxvasTan SedarebiT rit aris ganpirobebuli aseTi Sedegebi. ra Tqma unda, am moqmedebas win unda uswrebdes nadnobebis sruli analizi.

<sup>2</sup> Cveni gamocdilebiT es probl emuri sakiTxia da mis gareSe anal izi arasrul yofil ia. seqtoris, Semdeg „mTI“-is, axla „mTssc“-is muSaoba srul deboda erTkviriani rejimiT. Tu moixsneba b-n farukis „tabu“, Cven („mTssc“-s da „fol adsadnob da sortsagl inav“ moduls scl-Tan erTad) Segvizi ia „Cqara“ Sevasrul ot „B500W-s warmoeba Sps „rustavis fol adis“ pirobebSi; unda Semowmdes yvel a profil i ## 32, 28, 25; 22, 20, 18; 16; 14, 12 mm xangamZleobaze:  $S_K$ ;  $\sigma_B$ ;  $\sigma_d$ ;  $\delta(\delta_1 + \delta_2)$ ;  $\Psi(\Psi_1 + \Psi_2)$ ;  $a_{0,25}(a_c + a_g)$ ;  $T_{50}$ ;  $J_{ic}$ ;  $E_i$ ;  $\alpha^T_0$ ;  $\sigma_{-1}$  da sxva.

და, რომ ორივე მიმართულებას სჭირდება ძირეული ცვლილებები, კერძოდ აღებული მასალა გამოიყენება, თუ ექნება საკონსტრუქციო მასალისათვის საჭირო მონაცემები. შემომგლინავი დგანების სამართულების მედეგობა გაიზრდება, თუ მასალას ექნება პლასტიკურობის საკმარისი მარაგი. დადგენილია, რომ დეფორმაციის პირობებით საჭიროა რუხი თუჯის გამოყენება, რომლის მედეგობა 30–40 მილს არ აღემატება. რუხი თუჯის შეცვლამ სვერული ფორმის გრაფიტით (უფრო ზუსტად, გრაფიტის კომპაქტური ფორმით) გაზარდა მედეგობა 70–80 მილის ფარგლებში. პლასტიკურობისა და სიბლანტის კუთხით გაცილებით უკეთესი მედეგობა აქვს ფოლად 20X-დან დამზადებულ სამართულებს. ამ დროს, არცთუ იშვიათად, მილის შიგა ზედაპირზე წარმოიქმნება დეფექტები, რომელსაც მზა პროდუქცია გადაჰყავს II ხარისხში. ბოლო პერიოდში მივედით იმ დასკვნამდე, რომ გამოყენებულ თუჯს საჭიროა ჰქონდეს  $\delta=10-15\%$ . ეს კი ასაბუთებს, რომ საჭიროა ბენიტურ თუჯში განხორციელდეს ძირეული ცვლილებები ორივე მიმართულებით. ამოცანები ადვილად ამოიხსნებოდა, თუ ღრმად შევისწავლიდით ფუძეს (350C2, 350C3 და 350C1, 350C1, 350C1, 350C1), მაგრამ აბაზანების არარსებობამ ამ ამოცანების ამოხსნის საკითხი რამდენიმე წლით გადასწია. აუცილებელი გახდა გრაფიტიზატორების მნიშვნელოვანი კორექციის ჩატარება. უფრო ეფექტური იქნებოდა თუჯის ფუძის ქიმიური შედგენილობის მიახლოება ბენიტური კლასის საშუალონახშირბადიან ფოლადებთან. თუ ეს ადვილად მოხერხდებოდა, მაშინ არსებულ მასალებზე დაყრდნობით ბევრი ამოუხსნელი ამოცანა ამოიხსნებოდა. დასახული მიზნებიდან გამომდინარე, თუჯში სილიციუმი შემცირებულ იქნა 1,0%-მდე, სანაცვლოდ შემოვიტანეთ ახალი გრაფიტიზატორები:  $Al=1,5-2,5\%$  და  $Ca=0,05-0,10\%$ . აღნიშნული მოქმედებით რკი-

ნის დარტყმითი სიბლანტე გაიზარდა  $KCU = 100 - 150$  ჯ/სმ<sup>2</sup>-მდე, ე.ი. ახალმა გრაფიტიზატორებმა საგრძნობლად გააუმჯობესა რკინის ატომების ერთმანეთთან მიახლოება, გრაფიტიზაციის პროცესი ( $\Delta_2^{Al} = -0,38\text{\AA}$ ,  $\Delta_3^{Ca} = -1,47\text{\AA}$ , 3-ჯერ მეტად) და იმავდროულად ფუძის პლასტიკურობა და სიბლანტე. მეცნიერულად დასაბუთებული ჩვენი მსჯელობა უფრო ახლოს იქნებოდა რეალურობასთან ADI-ის (350C1) შემთხვევაში, ვიდრე 350C1ДН5МФТ ტიპის ბენიტური კლასის თუჯის გამოყენების დროს. უფრო სწორია დაველოდოთ კვალიფიციურად ჩატარებული ექსპერიმენტების შედეგებს. ერთი რამ უდავოა: ახალი გრაფიტიზატორები  $Al+Ca$  ნამდვილად გააძლიერებს ლითონური ბმის ძალებს და შეასუსტებს კოვალენტურს. ცნობილია, რომ მოდიფიცირების წინ და შემდეგ ტრადიციულად რკინას სჭირდება პასიურ მდგომარეობაში გადაყვანა – ინოკულაცია I და II. 50% ალუმინის მიწოდება ღუმელში ლოგიკური იყო, მაგრამ „შევეჯახეთ“ იმ წინააღმდეგობას, რომელსაც ტრადიციულად ვერ ღაზავენ მეტალურგები. შემუშავებული გვაქვს ალუმინის მიწოდების ხერხი ციციხვიდან, რომელიც უპრობლემოა. თუ ჩვენმა არჩეულმა გზამ არ გაამართლა, მაშინ საჭირო იქნება ცალკე გავადნოთ ალუმინი და მივაწოდოთ თხევადი აბაზანის სიდრემში, რასაც დასჭირდება კარგი გააზრება და სპეციალური სამარჯვის დამზადება. როგორც აღვნიშნეთ, ბენიტური თუჯის ორივე მიმართულება საჭიროებს პლასტიკურობის გაზრდას,  $\delta=10-15\%$ . ეს პრობლემა მოვაგვარეთ ADI-ის შემთხვევაში თდ-ის სრულყოფით. სამუშაო პირობებიდან გამომდინარე, იზოთერმული წრთობის ტემპერატურა  $t_{is} = 400-450^{\circ}\text{C}$ , ე.ი. მუშაობა ზედა ბენიტზე, რაც საშუალებას იძლევა ვარეგულიროთ ნარჩენი აუსტენიტის რაოდენობა სასურველ დიაპაზონში. კომპოზიციის სტრუქტურული მდგენელების შედარებით უცვ-

ლედი შენარჩუნებისათვის მიზანშეწონილია ვი-მუშაოთ  $A_3$ -თან ახლოს, ამით არ გამოირიცხება  $A_1-A_3$  ტემპერატურულ შეუღლებაში მუშაობა, სადაც  $350\text{C}\text{H}\text{O}_2$ -ის შემთხვევაში გვექნება ორი ფაზა –  $\gamma+\alpha$ , მაგალითად,  $80\%\gamma + 20\%\alpha$ . ბენიტური კლასის ჩვენ მიერ შემუშავებული ფოლადებიდან აღებული ეს ხერხი წარმატებით გამოდგება ADI-ის დროსაც. სხვანაირად, რეგულირდება (იმართება) სასურველი (საჭირო) დონის ფერითული მდგენლის არსებობა ბენიტზე ნაწოთობ სტრუქტურაში. მეცნიერულ დონეზე ზუსტად შესრულებული ყველა ეტაპი (დნობა ელექტრორკალურ ღუმელში, გაშვება, თხევადი ლითონის დამუშავება ციციხეში, ჩამოსხმა კოკილებში, გაწმენდა, თერმული დამუშავება და ა.შ.) საშუალებას მოგვცემს საჭირო მახასიათებლები გვექნოდეს სამუშაო პირობებიდან გამომდინარე. ეს კი პრეციზიული, ზუსტი მეტალოგიაა. აღნიშნულიდან გამომდინარე, სანამ მოგვარდება ADI-სთვის საჭირო ტექნიკური საშუალებები (კოკილები, აბაზანები და სხვა), ძირითადი ყურადღება უნდა გამახვილდეს ბენიტური კლასის  $350\text{C}\text{H}\text{O}_2\text{DH}5\text{M}\text{F}\text{T}$  მოდერნიზებულ თუჯზე. წარმოდგენილი კომპოზიციის მდგენლებიდან ღუმელში შეგვაქვს: ნიკელი (5%), სპილენძი (1%), მოლიბდენი (0,3-0,5%); დანარჩენები (Al, Ca, V, Ti) – ციციხის ქვედზე. თუ აღნიშნული მიდგომით მივიღეთ კომპაქტური და ვერმიკულარული გრაფიტის ერთობლიობა, რაც ჩვენი მონაცემებით მოგვცემს  $\delta=5-10\%$ , რომელიც „ახალ ფენომენტთან“ ერთად განაპირობებს  $n\geq 500$  მილზე. თერმოციკლური დატვირთვების დროს ადგილი ექნება ფუძის განმტკიცებას არსებული პლასტიკურობის შენარჩუნებით. შესაძლებელია შემდეგი შედეგებიც – გრაფიტის სფერული ფორმა კომპაქტურთან ერთად. ეს იქნება მსოფლიო დონის წარმატება (თუ თუჯში  $S\leq 0,01\%$ ,  $P\leq 0,01\%$  და  $Al=2,0\%+Ca=0,10\%$  და სხვა), ხანგრძლივი

დაყოვნების ( $1500^\circ\text{C}$ -დან- $1280^\circ\text{C}$ -მდე) შემდეგ შენარჩუნდება (თითქმის) მოდიფიცირებული გრაფიტის ფორმა, რომელიც მაღეგირებულ ელემენტებთან ერთად (ყოველგვარი კოკილებისა და აბაზანების გარეშე) განაპირობებს  $n\geq 1000$  მილზე; ეს ნიშნავს, რომ შპს „რუსთავის ფოლადი“ გახდება ბენიტური თუჯისგან დამზადებული ნაკეთობების ექსპორტიორი.

სამუშაოში დამაჯერებლადაა მოცემული, რომ არსებული მილსაგლინავი აგრეგატის მუშაობა (ჩვენს შემთხვევაში „400“-ის) უნდა განიხილებოდეს, როგორც უწყვეტი პროცესი და შემოტანილ იქნეს ცნება „ვიწრო ადგილის“ მიხედვით „ინსტრუმენტის (სამართული, სახაზავი) მინიმალური მედეგობის შესახებ“. იქვეა ოპტიმიზმის მატარებელი ნიშანი, რომ 2 წლის შემდეგ ეს მაჩვენებელი იქნება  $n_1\geq 500$  მილზე. ხოლო 5 წლის შემდეგ –  $n_2\geq 1000$  მილზე. აღნიშნული დასაბუთებულია მეცნიერულად. ავტორებს მიაჩნიათ, რომ პირველ პერიოდში მოგვარდება ტექნოლოგიური საკითხების გადასაწყვეტად მიმართული ყველა ორგანიზაციული საკითხი (სისტემატურ კონტროლზე იქნება საყალიბო მასალები, სხმული ლითონის დეფექტოსკოპური ანალიზი, შენადნობების თხელდენადობისა და გაჭიმვაზე გამოცდების შედეგები, ყოველ ნაღობზე შესრულებული მეტალოგრაფიული და დიურომეტრული ანალიზების შედეგები, ნაკეთობების საწარმოო გამოცდების შედეგები, ჯამური დასკვნები თითოეულ ნაღობზე და სხვა). ყველაფერი ეს მიგვიყვანს იმ დონეზე, რომ შედეგები იქნება სტაბილური, აგრეგატი იმუშავებს  $n_2\geq 1000$  მილზე რეჟიმით. როცა დადგინდება ახალი მასალის  $-350\text{C}\text{H}\text{O}_2\text{DH}5\text{M}\text{F}\text{T}$  სრული მახასიათებლები, მოიძებნება მისი გამოყენების სხვა სფეროებიც.

მილსაგლინავ საამქროში 1 ტონა  $350\text{C}2\text{H}2\text{D}\text{M}$  ტიპის ბენიტური თუჯის ღირებულება 2159 ლარს შეადგენს; ჩვენ მიერ შემოთავაზებული

350C2H2ÄMФТ tipis kompoziciis Rirebul eba ki 2288 l aria anu 129 l ariT Zviri. Semomgli navi dganis samarTul ebis medegobis gaormagebisas maTi wl iuri saWiroeba 60 tonis nacvl ad iqneba 30 tona (1 tonis TviT-Rirebul ebaa 5500 l ari). Tuj is axal i, 350C2H2ÄMФТ tipis kompoziciaze gadasvliT wl iuri gaZvireba iqneba  $129 \times 30 = 3870$  l ari. ekonomikuri efeqti  $(5500 \times 30) - 3870 = 161130$  l ari (angariSi Sesrul ebul ia 2013 wel s). rac Seexeba dRevandel kompozicias, 350CЮ2ДН5МФТ pirvel etapze vel odebiT  $n_1 \geq 500$  mil ze, e. i. 5-j er gazrdas.

dReis monacemebiT, 1 tona l iToni Rirs:

Al – 1450 USD; Cu – 4669 USD; Ni – 8955 USD; FeV – 15483 USD; FeMo – 15327 USD; ( $V_{100\%} = 34$  USD 1 kg;  $Ti_{100\%} = 8$  USD 1 kg). zemomoyvanil i gaTvl ebis sqema ekonomikuri efeqtis erTi seqtoria, romel ic Zl ierdeba instrumentis xangamZl eobis gazrdiT. garda aRniSnul isa, Cvens Seuferxebel muSaobaSi vxedavT energo-matarebl ebis dazogvas, rac sagrZnobl ad Secvl is ekonomikur suraTs. aseve win gadadgmul i nabij i iqneba dedamiwis qerqSi arsebul i aradeficituri elementebis gamoyenebiT (Si – 29,5%; Al – 8,8%; Fe – 4,65%; Ca – 2,60%; Mg – 2,40%; Ti – 0,45%...) sasurvel i miznis miRweva, magal iTad, ADI – 350CЮ2 SemTxvevaSi (C=3,5%; Si=1,0%; Al=2,0%; Ca=0,10%; Mg=0,10%; Ti=0,05%; V=0,20%; danarCeni Fe%) gveqneba iaффасიანი, maRal i sakonstrucio medegobis, farTo diapazonSi gamosayenebel i masal a. arc ise iSviaTad gvaZl even SeniSvnebs, rom viyenebT Zvirad Rirebul Ni, Mo, Cu, (V) elementebis. gamodnobisas (aseve gadadnobisas), gansakuTrebiT, pirvel i sami umniSvnel od icvl eba (Tu gavakontrol ebT danomril samarTul ebs, maSin xarj i Sed-

genil obis koreqciaze gveqneba umniSvnel o, sxvanairad, detal urad gvaqvs gaTval iswinebul i ekonomikuri faqtori). roca gveqneba abazanebi da kokil ebi, gamoviyenebT 350ÑP 2ÄI 5Ï ÔÒ-s, martiv ADI-is 350CЮ2-s (garkveul i mosazrebiT ar mogvyavs maTi `nou-haus-matarebel i niSnebi). gamarTul ia Semomgli navi da avtomaturi dganebis samarTul ebis dasamzadebel i Senadnobebi 350ÑP 2ÄI 5Ï ÔÒ da 350ÑP 2ÄI 5Ï ÔÒ, Sesabamisad. gansakuTrebul i yuradRebis centrSi iqnebamartivi ADI. misgan damzaddeba sortul i dganis armatura, gl inebi dasxvamraval i detal i, romel - Tac moeTxoveba Tvi sebaTamaRal i kompl eqsi.

### daskvna

I laboratoriu da saqarxno pirobebSi Catarebul i eqsperimentebis Sedegebis analiziT Sps „rusTavis fol adSi“ dasanergad rekomendebul ia:

1. maRal i simtkicis Tuj is (BЧ↔DI) misaRebad saWiroa gvqondes sinTetikuri Tuj is bazaze SemuSavebul i kompozicia (Sesabamisi damuSavebiT), romel ic gaxurebisa ( $t_g \geq 1550^\circ\text{C}$ ) da dayovnebis ( $\tau_d \approx 30$  wuTi) Semdeg Camoisxmeba cicxvSi, Semdeg (dayovnebis gareSe) l iTonisyal ibSi (kokil Si). aRniSnul i teqnologiT stabil urad realizdeba sferul i formis grafitis miRebis `ful erenul i model i-;
2. imis gamo, rom beinitma da narCenma austenitma Seqmna axal i sakonstrucio masal a e.w. `beinituri Tuj i-, aucil ebel ia koreqtivebi iqnes Setanil i grafitizaciis procesSi. maureris struqturul i diagramebi srul ad pasuxobda sxvadasxva struqturis mqone

(გრაფიტი+ფერიტი; გრაფიტი+ფერიტი+პერლიტი; გრაფიტი+პერლიტი) რუხი თუჯის მიღებას, ფართო გაგებით, კინეტიკური ფაქტორის მუდმივობისას. დღეს აუცილებელია, მაღალ სიმტკიცესთან ერთად, გვექონდეს ფარდობითი წაგრძელება  $\geq 10-15\%$ , რაც მოითხოვს მრავალმხრივ, სერიოზულ „რეკონსტრუქციას“. ჩვენი მონაცემებით (მათ შორის ძირითადია ჩვენი მეცნიერული ჰიპოთეზა სილიციუმის ზღურბლის შესახებ რკინასა და ბენიტური კლასის Fe-C-Si შენადნობებში) საჭიროა თუჯში შემცირდეს სილიციუმი 1,0%-მდე და დაემატოს 1,5–2,5% Al და 0,05–0,10% Ca. ეს მიდგომა საგრძნობლად გააუმჯობესებს როგორც გრაფიტიზაციის პროცესს ( $\Delta_1 = 2,48\text{Å}_{\text{Fe}} - 2,35\text{Å}_{\text{Si}} = 0,13\text{Å}$ ;  $\Delta_2 = 2,48\text{Å}_{\text{Fe}} - 2,86\text{Å}_{\text{Al}} = -0,38\text{Å}$ ;  $\Delta_3 = 2,48\text{Å}_{\text{Fe}} - 3,95\text{Å}_{\text{Ca}} = -1,47\text{Å}$ ), ასევე ფუძის – რკინის თვისებებს (როცა Fe-Si სისტემაში Si=2,3%-ს, რკინის  $KCU_{\text{Fe-Si}}=0$ , როცა Si=1,0%-ს, მაშინ  $KCU_{\text{Fe-Si}}=150\%$ );

3. ყველა არსებული კომპონენტის გამოყენებით (განსაკუთრებით საშუალონახშირბადანი ბენიტური კლასის ფოლადების აუსტენიტის იზოთერმული და ანიზოთერმული დაშ-

ლის ახალი ტიპის დიაგრამები) შემომგლინავი დგანის სამართულების დასამზადებლად რეკომენდებულია 350CЮ2ДН5МФТ ტიპის ბენიტური თუჯი;

4. ADI-ის (350CЮ2) იზოთერმული წრთობის ტემპერატურა კონტროლდება მზა პროდუქციის სამუშაო ტემპერატურით (ჩვენს შემთხვევაში 400–450°C). აღნიშნულის გამო, აუცილებელია მუშაობა ზედა ბენიტზე, მიზანშეწონილია, ასევე, მუშაობა A<sub>1</sub>–A<sub>3</sub>-ს შორის. ჩვენი მარაგნაკეთით, როცა ფუძის C=0,40%, ვიქნებით ( $\gamma+\alpha$ ) ორფაზა არეში – 740–800°C (ყველა კონკრეტულ შემთხვევაში საჭიროა დავადგინოთ ფაზათა ზუსტი თანაფარდობა, მაგალითად, სტარტისათვის 80% $\gamma$ +20% $\alpha$ ). ამ გზით (თერმული დამუშავებით) სტრუქტურაში შემოტანილი ფერიტი საშუალებას მოგვცემს ე. წ. „ფანჯრის“ უარყოფითი ეფექტი გამოვიყენოთ ჩვენს სასარგებლოდ, მაგალითად, ავტომატური დგანის სამართულების დასამზადებლად.

ზემომოყვანილი ღონისძიებები საშუალებას მოგვცემს საგრძნობლად გაიზარდოს ბენიტური თუჯის საკონსტრუქციო სიმტკიცე, ხანგამძლეობა.

### ლიტერატურა

1. V. Kopaleishvili, O. Ioseliani, I. Kashakashvili, F. Tavazde. The use of bainite steels to attain a high-strength condition. // Posts of Academy of Sciences of Georgian SSR". – 1990, v.138. –№2.–pp. 357-160. (In Russian).
2. V. Kopaleishvili, R. Tkhelidze, D. Kharadze, etc., Certificate №1615191 (SU), Int. I. C 1 C22 d1/78. 9/00. "Method of production of piercing-rolling mill mandrels". Rustavi Metallurgical Works // Patent Bulletin.–1990.– №4. (In Russian).
3. V. Kopaleishvili, R. Tkhelidze, I. Kashakashvili, etc., Certificate #1753730 (SU), Int. I. C 1 C22 c38/50. "Steel". Rustavi Metallurgical Works// Patent Bulletin.–1992.–(for official use). (In Russian).
4. V. Kopaleishvili, I. Kashakashvili. Synergetic (self-organized) phenomena in Fe-C bainitic alloys. Scholarly articles of Georgian Technical University - Tbilisi: Publisher: "Technical University."-2001.-№5 (438), pp. 27-32. (In Russian).
5. V. Kopaleishvili, I. Kashakashvili, L. Kereselidze. Regularity between silicon threshold value and synergetic processes in Fe-C bainitic alloys. // Problems of metallurgy, materials science and welding: collected articles of 7<sup>th</sup> scientific and technical conference. 8-11 October, 2002 /prof. S. Iakobashvili (editor-in-chief). Association of welders of Georgia, others. Tbilisi, 2002. pp.16-33. (In Russian).

6. V. Kopaleishvili, I. Kashakashvili, L. Kereselidze. Synergetic (self-organized) phenomena in Fe C bainitic alloys and ways of their practical use // Scientific articles / Georgian Technical University.-Tbilisi: Publisher: "Technical University."-2003.-2 (448), pp. 136-140. (In Russian).
7. V. Kopaleishvili, I. Kashakashvili, L. Kereselidze, G. Kipiani, O. Ioseliani. Scientific hypothesis to explain new bifurcations in bainitic iron alloys and its meaning for material science // Tehran International Congress on Manufacturing Engineering (TICME2005). -December 12-15, 2005, Tehran, Iran. (In English).
8. V. Kopaleishvili, I. Kashakashvili, L. Kereselidze, O. Ioseliani. Silicon threshold in iron and Fe-C bainitic alloys and its value for materials science // Proceedings of Georgian Technical University. №1.-2006. pp. 109-114. (In Russian).
9. V. Kopaleishvili, I. Kashakashvili, L. Kereselidze, N. Khidasheli, D. Kopaleishvili, K. Ananiashvili. Elaboration of Iron Based Hydrogen Accumulating Alloys // Advanced Processing of Metals and Materials Vol. 4: New, Improved and Existing Technologies: Nonferrous Materials Extraction and Processing / Edited by F. Kongoli and R.G. Reddy. pp. 435-446.- From the 2006 TMS Fall Extraction & Processing: Sohn International Symposium, August 27-31, 2006, San Diego, California. (In English).
10. V. Kopaleishvili, O. Ioseliani, I. Kashakashvili, I. Kvirikadze, T. Makharadze. Presentation of Kinetic Diagrams of Austenite Disintegration in Integrated Way // Steel/–2006/–№12. pp. 57-60. (In Russian).
11. V. Kopaleishvili, L. Kotiashvili, I. Kashakashvili, T. Loladze, G. Chavchanidze. Relation between Griffiths brittle fracture energy criterion and material (product) life time (The first report) // Transport and Machine-building. №1(19), 2008, pp. 86-94. (In Georgian).
12. V. Kopaleishvili, L. Kotiashvili, I. Kashakashvili, D. Kopaleishvili, T. Makharadze, G. Chavchanidze. Evaluation of structural strength of low-alloyed steels considering crack resistance (The second report).Transport and Machine-building. №1(19). 2008. pp. 45-55. (In Georgian).
13. V. Kopaleishvili, I. Kashakashvili, L. Kereselidze, O. Ioseliani. Self-organizing phenomena in bainite steels // Metallurgist. Volume 52. Numbers 5-6. May, 2008. pp. 314-318. (Translated from Metallurg, №5, pp. 58-60, May, 2008). (In English).
14. V. Kopaleishvili, I. Kashakashvili, L. Kereselidze, N. Khidasheli, O. Barbakadze, M. Baratashvili. Increasing the structural strength of globular graphite cast iron by improvement of the composition and heat treatment // Transport and Machine-building, №2(21), 2011, pp. 28-53. (In Georgian).
15. V. Kopaleishvili, N. Khidasheli, L. Kereselidze, O. Barbakadze, M. Baratashvili, O. Takhadze. Ways of increasing the structural strength of bainitic cast iron and application of the results at "Rustavi Steel" Ltd // Energy, №1 (61), 2012, pp. 46-54. (In Georgian).
16. O. Barbakadze, V. Kopaleishvili, M. Baratashvili, R. Lomidze, R. Bakradze, G. Putkaradze. Cast Iron spheroidization methods and equipment. // Oil and Gas of Georgia. ISSN 1512-0457. Tbilisi, 2012, №27, pp. 95-104. (In Georgian).

UDC 669.1.017:661.774.35

SCOPUS CODE 2506

## ENHANCEMENT OF STRUCTURAL STRENGTH OF BAINITIC CAST IRON BY OBTAINING SPHEROIDAL GRAPHITE, DEVELOPING CHEMICAL COMPOSITION OF ALLOY AND HEAT TREATMENT CONDITIONS

- V. Kopaleishvili** Department of Metallurgy, Materials Science and Metal Processing, Georgian Technical University, 69 M. Kostava str., 0175 Tbilisi, Georgia  
E-mail: v.kopaleishvili@gtu.ge
- M. Baratashvili** Department of Metallurgy, Materials Science and Metal Processing, Georgian Technical University, 69 M. Kostava str., 0175 Tbilisi, Georgia  
E-mail: manana\_baratashvili@yahoo.com
- I. Kashakashvili** Department of Metallurgy, Materials Science and Metal Processing, Georgian Technical University, 69 M. Kostava str., 0175 Tbilisi, Georgia  
E-mail: i.kashakashvili@gtu.ge
- O. Barbakadze** Rustavi Steel LLC, 12 Gagarini Str., 3700 Rustavi, Georgia  
E-mail: salome.b@live.ru
- T. Loladze** Department of Metallurgy, Materials Science and Metal Processing, Georgian Technical University, 69 M. Kostava str., 0175 Tbilisi, Georgia  
E-mail: t.loladze@gtu.ge
- R. Bakradze** Rustavi Steel LLC, 12 Gagarini Str., 3700 Rustavi, Georgia  
E-mail: r.bakradze@rustavisteel.com
- Z. Parchukashvili** Department of Metallurgy, Materials Science and Metal Processing, Georgian Technical University, 69 M. Kostava str., 0175 Tbilisi, Georgia  
E-mail: zuka.79@mail.ru

### Reviewers:

**R. Gvetadze**, Professor, Department of Metallurgy, Materials Science and Metal Processing, Faculty of Chemical Technology and Metallurgy, GTU

E-mail: r.gvetadze@gtu.ge

**N. Khidasheli**, Professor, Department of Metallurgy, Materials Science and Metal Processing, Faculty of Chemical Technology and Metallurgy, GTU

E-mail: khidly@gtu.ge

**ABSTRACT.** Bainitic cast iron matrix structure (80-90% bainite, 10-20% residual austenite) with spheroidal graphite can be obtained by isothermal hardening of nodular cast iron or using bainite class cast iron. Its hardness is provided by bainite while plasticity is provided by retained austenite containing spheroidal graphite. However, the problem is durability, hardly correctable cast metal structure and compatibility of the process of obtaining spheroidal graphite with the casting technological cycle.

The period of heat treatment of ductile iron (when the bainitic transformation of carbon-poor areas is completed, but the new phase - carbides and martensite crystals are not yet formed in carbon-rich areas of the austenite) is difficult to use. If this time is missed, the amount of residual austenite intended for the realization of the TRIP-effect is greatly reduced. If the spherical shape of graphite in normal conditions (without heat treatment) provides some improvement of characteristics, including plasticity, it is not enough during the isothermal tempering, since the uncontrolled appearance of new phases causes embrittlement of an alloy.

Optimization of all factors (chemical compositions of alloys, stable and uncomplicated production of globular graphite, and, mainly for ADI, heat treatment regimes) made it possible to modernize the technological processes for the production of bainitic cast iron with increased structural strength.

**KEY WORDS:** bainitic cast iron; casting; durability; matrix; resistance; spherical and compact graphite; structural strength.

UDC 669.1.017:661.774.35  
SCOPUS CODE 2506

**ПОВЫШЕНИЕ КОНСТРУКЦИОННОЙ ПРОЧНОСТИ БЕЙНИТНОГО ЧУГУНА ПУТЕМ УСОВЕРШЕНСТВОВАНИЯ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА СПЛАВА, ТЕРМООБРАБОТКИ И ПОЛУЧЕНИЯ ШАРОВИДНОГО ГРАФИТА**

- Копалейшвили В.П.** Департамент металлургии, материаловедения и обработки металлов, Грузинский технический университет, Грузия, 0175, Тбилиси, ул. М. Костава, 69  
E-mail: v.kopaleishvili@gtu.ge
- Бараташвили М.Д.** Департамент металлургии, материаловедения и обработки металлов, Грузинский технический университет, Грузия, 0175, Тбилиси, ул. М. Костава, 69  
E-mail: manana\_baratashvili@yahoo.com
- Кашакашвили И.Г.** Департамент металлургии, материаловедения и обработки металлов, Грузинский технический университет, Грузия, 0175, Тбилиси, ул. М. Костава, 69  
E-mail: i.kashakashvili@gtu.ge
- Барбакадзе О.Г.** ООО „Рустави стил“, Грузия, 3700, Рустави, ул. Гагарина, 12  
E-mail: salome.b@live.ru
- Лоладзе Т.О.** Департамент металлургии, материаловедения и обработки металлов, Грузинский технический университет, Грузия, 0175, Тбилиси, ул. М. Костава, 69  
E-mail: t.loladze@gtu.ge
- Бакрадзе Р.М.** ООО „Рустави стил“, Грузия, 3700, Рустави, ул. Гагарина, 12  
E-mail: r.bakradze@rustavisteel.com
- Парчукашвили З.А.** Департамент металлургии, материаловедения и обработки металлов, Грузинский технический университет, Грузия, 0175, Тбилиси, ул. М. Костава, 69  
E-mail: zuka.79@mail.ru

**Рецензенты:**

- Р. Гветадзе**, профессор Департамента металлургии, материаловедения и обработки металлов факультета химической технологии и металлургии ГТУ  
E-mail: r.gvetadze@gtu.ge
- Н. Хидашели**, профессор Департамента металлургии, материаловедения и обработки металлов факультета химической технологии и металлургии ГТУ  
E-mail: khidly@gtu.ge

**АННОТАЦИЯ.** Структуру основы бейнитного чугуна (80-90% бейнит, 10-20% остаточный аустенит) с шаровидным графитом можно получить с помощью изотермической закалки пластичного чугуна или использованием чугуна бейнитного класса. Его  $\delta$ -фаз обеспечивает бейнит, в то время как пластичность обеспечивается остаточным аустенитом с шаровидным графитом. Однако проблемой являются долговечность, трудно исправимая структура литого металла и совместимость процесса получения шаровидного графита с технологическим циклом литья.

Промежуток термообработки пластичного чугуна (когда бейнитное превращение бедных  $\delta$ -фаз участков завершается, а новые фазы - карбиды и кристаллы мартенсита не успели образоваться в богатых углеродом участках аустенита) трудно использовать. Если этот момент упускается, значительно уменьшается количество остаточного аустенита, и  $\delta$ -фаз не обеспечивает бейнит, в то время как пластичность обеспечивается остаточным аустенитом с шаровидным графитом. Однако проблемой являются долговечность, трудно исправимая структура литого металла и совместимость процесса получения шаровидного графита с технологическим циклом литья.

Промежуток термообработки пластичного чугуна (когда бейнитное превращение бедных  $\delta$ -фаз участков завершается, а новые фазы - карбиды и кристаллы мартенсита не успели образоваться в богатых углеродом участках аустенита) трудно использовать. Если этот момент упускается, значительно уменьшается количество остаточного аустенита, и  $\delta$ -фаз не обеспечивает бейнит, в то время как пластичность обеспечивается остаточным аустенитом с шаровидным графитом. Однако проблемой являются долговечность, трудно исправимая структура литого металла и совместимость процесса получения шаровидного графита с технологическим циклом литья.

**КЛЮЧЕВЫЕ СЛОВА:** бейнитный чугун; долговечность; конструкционная прочность; основа; отливка; стойкость; шаровидный и компактный графит.



საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი  
GEORGIAN TECHNICAL UNIVERSITY  
ГРУЗИНСКИЙ ТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ

---

ყოველკვარტალური გამოცემა  
QUARTERLY PUBLICATION  
ЕЖЕКВАРТАЛЬНОЕ ИЗДАНИЕ

ISSN 1512-0996

უ რ თ მ ე ბ ი

TRANSACTIONS

Т Р У Д Ы

№ 1(499)



თბილისი – TBILISI – ТБИЛИСИ  
2016

UDC 66.08

SCOPUS CODE 2501

**40AГФТ ფოლადის ბზარმედეობა**

- ი. აბდუშელიშვილი** მეტალურგიის, მასალათმცოდნეობისა და ლითონების დამუშავების დეპარტამენტი, საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი, საქართველო, 0175, თბილისი, მ. კოსტავას 69  
E-mail: abdushelishviliirakli@gmail.com
- ვ. კობაიშვილი** მეტალურგიის, მასალათმცოდნეობისა და ლითონების დამუშავების დეპარტამენტი, საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი, საქართველო, 0175, თბილისი, მ. კოსტავას 69  
E-mail: v. kopaleishvili@gtu.ge

**რეცენზენტები:**

- ი. ქაშაკაშვილი**, სტუ-ის ქიმიური ტექნოლოგიისა და მეტალურგიის ფაკულტეტის მეტალურგიის, მასალათმცოდნეობისა და ლითონების დამუშავების დეპარტამენტის პროფესორი  
E-mail: i.kashakashvili@gtu.ge
- ღ. კოტიაშვილი**, სტუ-ის ქიმიური ტექნოლოგიისა და მეტალურგიის ფაკულტეტის მეტალურგიის, მასალათმცოდნეობისა და ლითონების დამუშავების დეპარტამენტის პროფესორი  
E-mail: ika.kotiaashvili@gmail.com

**ანოტაცია:** ბზარმედეობა მასალის თვისებაა წინააღმდეგობა გაუწიოს ბზარის გავრცელებას. ბზარმედეობაზე გამოსაცდელად შეირჩა ბზარმედეობის განსაზღვრის მიახლოებით მეთოდი J-ინტეგრალი, საკვლევი მასალის შეზღუდული მცირე ზომების გამო. საკვლევი ნიმუშების ზომები იყო 7x14x130მმ, 5 მმ სიღრმის ბასრი ჩანაჭრით. ნიმუშზე წინასწარ ჩასახულ იქნა დაღლილობის ბზარი დროზდოვსკის ვიბრატორზე. ბზარის ჩასახვისას ნიშანცვლადი დატვირთვის ცვლილების სისწორე 5–10 ჰერცს შეადგენდა. ბზარჩასახული ნიმუშები გამოიცადა სამწერტილიან ღუნვაზე დიაგრამების ჩაწერით ბზარის გავრცელების სხვადასხვა სიდიდემდე.

**საკვანძო სიტყვები:** ბზარი; ბზარმედეობა; ბზარის გავრცელება; J-ინტეგრალი; კონტროლირებული გლინვა; ნორმალიზაცია.

**შესავალი**

ლითონის ვარგისობის შესაფასებლად, სხვა მექანიკურ თვისებებთან ერთად, აუცილებელია ბზარმედეობის დადგენა, ვინაიდან ის ზოგადად ახასიათებს ნებისმიერი მასალის უნარს წინააღმდეგობა გაუწიოს მასში უკვე არსებული ბზარის გავრცელებას.

**ძირითადი ნაწილი**

როგორც ცნობილია, მასალათა ბზარმედე-

გობის შეფასების ყველაზე უფრო საიმედო შედეგს იძლევა წინასწარჩასახული დადლილობის ბზარის მქონე ნიმუშის გამოცდა, რადგან სწორედ ასეთი ბზარია კონსტრუქციათა უმრავლესობაში ყველაზე გავრცელებული და საშიში დეფექტი. ბზარის ზრდა იწყება, თუ დაძაბულობის ინტენსიურობის კოეფიციენტი ან მისი გაშლა (ციკლური დატვირთვის დროს) აჭარბებს გარკვეულ ზღვრებს და შედგება სამი – მზარდი სინქარით ზრდის, სტაბილური და შედარებით ნელი გავრცელების და დაჩქარებული გავრცელების (განვითარების) სტადიისგან, რომელიც რღვევით მთავრდება. რღვევის კინეტიკა აღიწერება დიაგრამებით, რომლებიც ჩაწერილია კოორდინატებში: "ბზარის სიგრძე – ციკლთარიცხვი ანდა ციკლური დატვირთვის დრო"; "ბზარის სიგრძე – სტატიკური დატვირთვის დრო". რღვევის კინეტიკური პარამეტრები საშუალებას იძლევა კონსტრუქციაში გაკეთდეს მასალის მუშაობის უნარის პროგნოზირება.

ბზარმდეგობის გაზრდის გზები შეიძლება იყოს: მასალის ოპტიმალური ქიმიური კომპოზიციის შერჩევა; მისი რაციონალური მიკროლეგირება (ელემენტების ერთობლივი, კომპლექსური გავლენის გათვალისწინებით); ოპტიმალური მიკროსტრუქტურების ფორმირება; არასასურველი ჩანართების რაოდენობის შემცირება, განსაკუთრებით ისეთის, რომელიც სეგრეგაციას განიცდის მარცვლების საზღვრებზე და ადვილდნობადია; თერმომექანიკური დამუშავების ოპტიმალური რეჟიმები, რომლის შედეგად ყალიბდება ფოლადის მიკროსტრუქტურის ყველაზე უფრო სასურველი ტიპი და პარამეტრები; ისეთი ზედაპირული ფენის შექმნა, რომლის აგებულება და დაძაბული მდგომარეობა ხელს უშლის მასში მიკრობზარების ჩასახვას შეიძლება იყოს წვრილმარცვლოვანი აგებულება, მომჭიმავი (მკუმშავი) ძაბვები და სხვა.

ჩვენ შემთხვევაში ბზარმდეგობაზე გამოცდისთვის შერჩეულ იქნა ბზარმდეგობის ენერგეტიკული (J<sub>c</sub>) მახასიათებლის გამოთვლის მიახლოებითი მეთოდი. ბზარმდეგობის ენერგეტიკული მახასიათებლის მიახლოებითი გამოთვლის შემდეგ შესაძლებელია (მის საფუძველზე) ბზარმდეგობის ძალოვანი (K<sub>IC</sub>) მახასიათებლის განსაზღვრა. ამ მეთოდის შერჩევა განპირობებული იყო იმით, რომ K<sub>IC</sub> განსაზღვრისათვის საჭირო გახდა გაცილებით უფრო დიდი ზომის ნიმუშების გამოცდა, ვიდრე მილნამზადიდან აღებული მასალის ზომები იძლეოდა ამის საშუალებას.

გამოცდისათვის შეირჩა ნიმუშები ზომებით: 7x14x130მმ, 5მმ სიღრმის ბასრი ჩანაჭრით.

გამოსაცდელი ნიმუშების ერთი (შესასწაველი) ზედაპირი გაპრიალებულ იქნა მე-7–9 კლასის სისუფთავემდე და მასზე წინასწარ მოინიშნა დადლილობის ბზარის შესაძლო (სავარაუდო) სიგრძე. შემდეგ თითოეული ნიმუში მოთავსდა ე. წ. "დროზდოვსკის ვიბრატორზე" და მასში ბზარის ჩაისახა. ბზარის ჩასახვისას ნიშანცვლადი დატვირთვის სიხშირე იყო 5–10 ჰერცი. რხევის ამპლიტუდა შეირჩა იმის მიხედვით, რომ ბზარის ჩასახვას თითოეულ ნიმუშზე დასჭირდა 1,5–2 საათი. J<sub>c</sub>-ს განსაზღვრას თითოეული მდგომარეობისათვის სჭირდება 5–8 ნიმუში. ჩვენ შემთხვევაში ცხლად გლინული ფოლადის გამოცდისთვის დაგჭირდა 5, ხოლო ცხლად გლინვის შემდეგ ნორმალიზებულითვის – 6 ნიმუში.

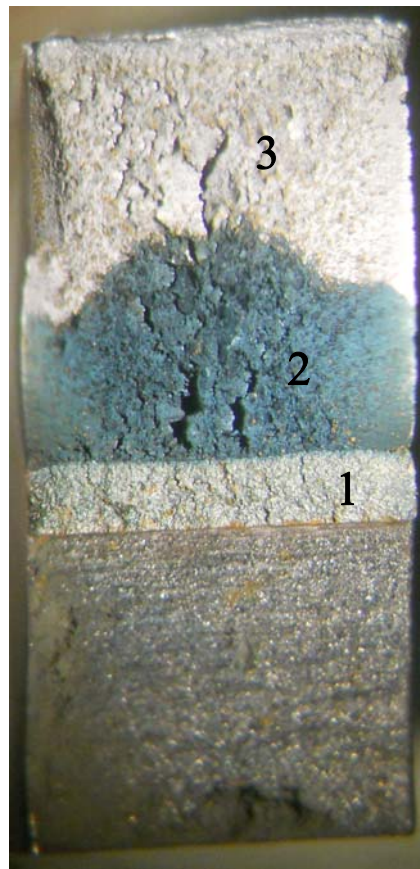
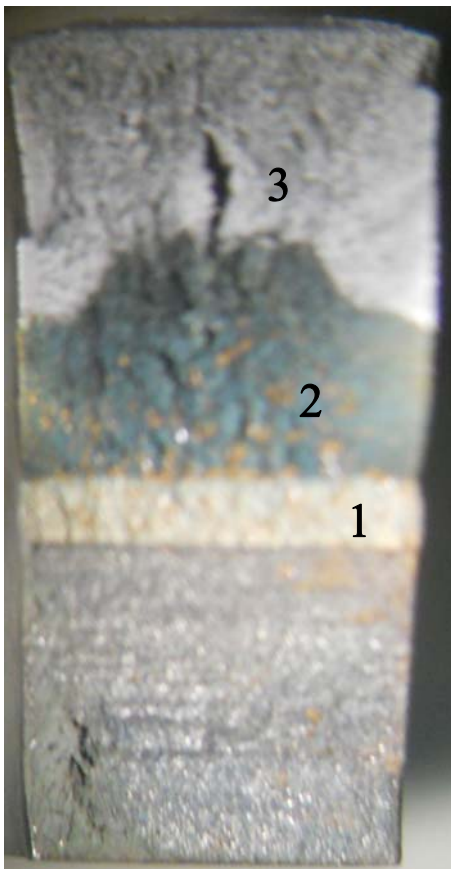
ბზარის ჩასახვის შემდეგ ბზარმდეგობაზე გამოცდა წარმოებდა მეთოდურ ნაწილში აღწერილი სქემის მიხედვით. ღუნვის დიაგრამა ჩაიწერა კოორდინატებში „დატვირთვა–გადაადგილება.“ ტრავერსის გადაადგილების სინქარე 3 მმ/წთ შეადგენდა. გაღუნვისთვის შეირჩა 1-ტონიანი რეჟიმი. თითოეულ გამოსაცდელ ნიმუშს სხვადასხვა სიგრძის ბზარის მისაღებად მოედო სხვადა-

სხვა სიდიდის დატვირთვა. თითოეულ დატვირთვას შეესაბამება თავისი დიაგრამა. გაღუნული ნიმუშები გაცხელდა 400–450°C ტემპერატურამდე, 15 წუთის განმავლობაში გავრცელებული ბზარის ნაპირების გასამუქებლად და ბზარის ნაზრდის გამოსაკვეთად. შემდეგ ნიმუშები ტყდებოდა ბოლომდე დიაგრამის ჩაწერის გარეშე.

გატეხილ ნიმუშზე კარგად ჩანს (იხ. სურ.):

1) დაღლილობის ზონა – 1; 2) ბზარის გავრცე-

ლების ზონა (შეფერილი ანუ გაუმუქებული უბნები) – 2; 3) ნიმუშის საბოლოო გატეხის ზონა (შეუფერავი ანუ გაუმუქებელი უბნები) – 3. მოხდა გატეხილი ნიმუშების ფოტოგრაფირება. ფოტოსურათზე გაიზომა ბზარის სიგრძე ჩანაჭერთან ერთად (ℓ, მმ), აგრეთვე ბზარის ნაზრდის ფართობი და მიღებული მნიშვნელობები გაიყო ნიმუშის სიგანეზე. ამ მეთოდით გამოანგარიშებულ იქნა ბზარის ნაზრდი:  $S/t=\Delta\ell,მმ$ .



ბზარმედგობაზე გამოცდილი ნიმუშები

- ა) ცხლად გლინული; ბ) ცხელი გლინის შემდეგ ნორმალიზებული;  
 1 – დაღლილობის ზონა; 2 – ბზარის გავრცელების ზონა (შეფერილი ანუ გაუმუქებული უბნები);  
 3 – ნიმუშის საბოლოო გატეხის ზონა (შეუფერავი ანუ გაუმუქებელი უბნები)

ბზარის ნაზრდს რთული ფორმა აქვს, რის გამოც მისი ფართობი განისაზღვრა პლანიმეტრით (შესაბამისი მასშტაბის გათვალისწინებით). თითოეულ გამოცდილ ნიმუშზე გაიზომა: სისქე (t) და სიმაღლე (B). ℓ/B ფარდობის მიხედვით გამოითვალა α კოეფიციენტის მნიშვნელობა.

ღუნვის დიაგრამაზე ვიღებდით შემდეგ მონაცემებს: 1)  $f_T$  – მაქსიმალური ჩაღუნვა (მმ); 2)  $P_T$  – მაქსიმალური დატვირთვა (ნ); 3) ნიმუშის გაღუნვაზე დახარჯული მუშაობა (ნ·მმ) შემდეგი

$$\text{ფორმულით: } \int_0^{f_T} Pdf_T = \frac{40S_T}{20} = 2S_T ,$$

სადაც  $S_T$  დატვირთვის მრუდითა და აბსციისით შემოსაზღვრული ფართობია (იხმებოდა პოლარული პლანიმეტრით) დიაგრამაზე; 40 და 20 – დიაგრამის მასშტაბები (მმ), ორდინატსა და აბსციისაზე შესაბამისად.

მიღებული მონაცემები დამუშავებულ იქნა კომპიუტერში "Microsoft XL" პროგრამით, შეიქმნა ექსპერიმენტულ წერტილებზე გამავალი კორელაციური მრუდებისათვის საუკეთესოდ მათემატიკური მოდელი (ხვენი მონაცემებისათვის – ექსპონენციალური) ფუნქციები და მათი შესაბამისი განტოლებები როგორც მილნამზადის ცხლად გლინული (კონტროლირებულად გაგლინული), ისე ცხელი (კონტროლირებული) გლინვის შემდეგ ნორმალიზებული მასალისთვის. ამ განტოლებებში  $x$  არის ბზარის ნაზრდი, ხოლო  $y$  –  $J_c$ -ინტეგრალი.

ცხლად გლინული მასალისათვის  $y=147,29e^{0,3345x}$  და  $R^2=0,8918$ , ცხელი გლინვის შემდეგ ნორმალიზებული მასალისთვის –  $y=107,96e^{0,3688x}$  და  $R^2=0,9857$ . აქ  $R^2$  არის აპროქსიმაციის უტყუარობის სიდიდე (საზომი).

შერჩეული განტოლებებით ბზარის ნულოვანი ნაზრდებისათვის (ანუ  $x=0$  პირობისათვის) გამოვთვალეთ  $y$  ანუ  $J_c$ -ინტეგრალის  $J_c$  მნიშვნელობები. შემოწმების შემდეგ დადგინდა, რომ  $J_c$ -ინტეგრალის  $J_c$  მნიშვნელობები აკმაყოფილებს სათანადო პირობებს და ამდენად 40AГФТ ფოლადის მილნამზადის ცხლად გლინული მასალისთვის და ცხელი გლინვის შემდეგ ნორმალიზებული მასალისთვისაც ბზარმდეგობის მაჩვენებელია  $J_c$ . მილნამზადის ცხლად გლინული მასალისთვის  $J_c=147$  ნ/მმ, ხოლო ცხელი გლინვის შემდეგ ნორმალიზებული მასალისთვის  $J_c=108$  ნ/მმ. ამ შემთხვევაშიც 40AГФТ ფოლადის ბზარმდეგობაზე გამოცდის შედეგები მიგვანიშნებს, რომ კონტროლირებული გლინვის შემდეგ ლითონი გადა-

დის მაღალი სიმტკიცის მდგომარეობაში, რასაც ადასტურებს  $J_c$ -ს საკმაოდ მაღალი მნიშვნელობა.

### დასკვნა

კონტროლირებული გლინვისა და ნორმალიზაციის შემდეგ 40AГФТ ფოლადის ბზარმდეგობა, რომელიც  $J_c$ -ინტეგრალის მეთოდით იქნა განსაზღვრული, მექანიკურ თვისებათა სხვა მაჩვენებლებთან ერთად, მიანიშნებს ამ მასალის მაღალ საკონსტრუქციო სიმტკიცეზე.

40AГФТ ფოლადის ბზარმდეგობის მაღალი მნიშვნელობები, ისევე როგორც ფიზიკურ-მექანიკური თვისებების სხვა მახასიათებლების მაღალი მნიშვნელობები, მიღებულია ცხელი გლინვის შემდეგ ჩატარებული სხვადასხვა თერმული დამუშავებით (ნორმალიზაცია 900°C-ზე; ნორმალიზაცია 900°C-ზე+მოშვება 600°C-ზე).

ვფიქრობთ, რომ  $J_c$ -ს მაღალი მნიშვნელობები განპირობებულია როგორც ვანადიუმის, ტიტანისა და აზოტის მიკროდანამატების შედეგად წარმოქმნილი მათი წვრილდისპერსიული კარბიდების, ნიტრიდების და კარბონიტრიდების განამტკიცებელი ზეგავლენით, ისე კონტროლირებული გლინვისას განხორციელებული პლასტიკური დეფორმაციის ეფექტით.

40AГФТ ფოლადის ბზარმდეგობის შესწავლის შედეგებიც ადასტურებს, რომ ცხლად გლინულ (კონტროლირებული გლინვის შემდეგ) მდგომარეობაში ფოლადის საკონსტრუქციო სიმტკიცის მაღალ მნიშვნელობას (სიმტკიცისა და პლასტიკურობის მაჩვენებლების მაღალ დონეზე ოპტიმალურ შერწყმას) განაპირობებს ფიზიკურ-მექანიკური თვისებების არა მხოლოდ რომელიმე მახასიათებელი, არამედ მათი მთლიანი კომპლექსი, მათ შორის ბზარმდეგობის მაღალი მაჩვენებელი.

## ლიტერატურა

1. V. Kopaleishvili, L. Kotiashvili, I. Kashakashvili, D. Kopaleishvili, T. Makharadze, G. Chavchanidze. Estimation of structural strength of low alloy steels towards crack resistance. Transport and Machine Building. 2008, №3, pp. 33-50. (In Georgian).
2. L. Kotiashvili. Estimation of structural strength of low alloy steels towards crack resistance. Thesis of PhD candidate. Tbilisi: GTU, 2008, 126 p. (In Georgian).
3. V. Kopaleishvili, I. Abdushelishvili, I. Kvirikadze, L. Kotiashvili, I. Kashakashvili. Study of 40AГФТ type steel. Business Engineering. 2013, №3, pp. 181-183. (In Georgian).

UDC 66.08

SCOPUS CODE 2501

## CRACK-RESISTANCE OF 40AГФТ STEEL

- I. Abdushelishvili** Department of Metallurgy, Metals Science and Metal Processing, Georgian Technical University, 69 M. Kostava str., 0175 Tbilisi, Georgia  
E-mail: abdushelishviliirakli@gmail.com
- V. Kopaleishvili** Department of Metallurgy, Metals Science and Metal Processing, Georgian Technical University, 69 M. Kostava str., 0175 Tbilisi, Georgia  
E-mail: v.kopaleishvili@gtu.ge

### Reviewers:

**I. Kashakashvili**, Professor, Department of Metallurgy, Metals Science and Metal Processing, Faculty of Chemical Technology and Metallurgy, GTU  
E-mail: i.kashakashvili@gtu.ge

**L. Kotiashvil**, Professor, Department of Metallurgy, Metals Science and Metal Processing, Faculty of Chemical Technology and Metallurgy, GTU  
E-mail: ika.kotiashvili@gmail.com

**ABSTRACT.** Fracture toughness is a property of a material to resist crack propagation.

For testing crack-resistance the approximate method of determining fracture toughness, integral  $J_1$ , was applied. Limited, small dimensions of the testing material determined the choice of the method - 7 x 14 x 130 mm with sharp notch in depth of 5 mm. The fatigue crack was pre-nucleated on a Drozdowski shaker. The frequency of the variable load at the time of crack initiation was 5-10 Hz. Samples with cracks were tested by the three-point bending with the charts record to the various points of crack propagation.

It is established that the crack resistance of pipes made of 40AГФТ steel in the hot-rolled state reaches  $J_{IC}=147$  N/mm, while normalization reduces  $J_{IC}$  to 108 N/mm.

**KEYWORDS:** J-integral; controlled rolling; normalization; crack propagation; crack; crack resistance.

UDC 66.08

SCOPUS CODE 2501

## ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ СТАЛИ 40АГФТ

**Абдუშელიშვილი И.Т.** Департамент металлургии, материаловедения и обработки металлов, Грузинский технический университет, Грузия, 0175, Тбилиси, ул. М. Костава, 69  
E-mail: abdushelishviliirakli@gmail.com

**Копалейшвили В.П.** Департамент металлургии, материаловедения и обработки металлов, Грузинский технический университет, Грузия, 0175, Тбилиси, ул. М. Костава, 69  
E-mail: v.kopaleishvili@gtu.ge

### Рецензенты:

**И. Кашакашвили**, профессор Департамента металлургии, материаловедения и обработки металлов факультета химической технологии и металлургии ГТУ  
E-mail: i.kashakashvili@gtu.ge

**Л. Котиашвили**, профессор Департамента металлургии, материаловедения и обработки металлов факультета химической технологии и металлургии ГТУ  
E-mail: ika.kotiashvili@gmail.com

**АННОТАЦИЯ.** Трещиностойкость является сī î ðòáà òðòáà èç ðòàèè 40ÀÃÔÒ à ãî ðÿ÷-àèàòàí îî ñîî ÿí èè àî ðèàààò J<sub>IC</sub>=

Для испытания на трещиностойкость нами был избран приближенный метод определения трещиностойкости, J-интеграл.

Ограниченные малые размеры испытываемого материала определили выбор этого метода. Размеры испытываемых образцов 7 x 14 x 130 мм, с острым надрезом глубиной 5 мм. Усталостная трещина была заранее зарождена на вибраторе Дроздовского. Частота изменения переменной нагрузки в момент зарождения трещины 5-10 Гц.

Образцы с зарожденной трещиной испытывались на трехточечном изгибе при распространении трещины до разных размеров с записью диаграмм.

Óðòáàí î àèàí î , ÷òî òðàù èí î ðòáà èí î ðòáà èè ðòáà èç ðòàèè 40ÀÃÔÒ à ãî ðÿ÷-àèàòàí îî ñîî ÿí èè àî ðèàààò J<sub>IC</sub>=  
=147 Í /î î , à î î ðòáà èè èçàòèÿ î î î èèààò J<sub>IC</sub> ãî 108 Í /î î .

**КЛЮЧЕВЫЕ СЛОВА:** J-интеграл; контролируемая прокатка; нормализация; распространение трещины; òðàù ïíà; трещиностойкость.

ISSN 0130-7061

Index 76127

**მეცნიერება და ტექნოლოგიები**

სამეცნიერო რეზიუმირებადი ჟურნალი

**SCIENCE AND TECHNOLOGIES**

SCIENTIFIC REVIEWED MAGAZINE

**НАУКА И ТЕХНОЛОГИИ**

НАУЧНЫЙ РЕФЕРИРУЕМЫЙ ЖУРНАЛ

**№3(723)**

თბილისი – TBILISI – ТБИЛИСИ

2016



**გამჭოლი დგანების მაღალმედები სამართულების საწარმოებლად განკუთვნილი ბინიტური კლასის დაბალნახშირბადიანი 08XH4CDMΦT ტიპის ფოლადის ყოველმხრივი შესწავლა მისი გამოყენების სფეროს გაზრდის მიზნით**

**მზია თაბაგარი, ვასილ კოპალეიშვილი, ირაკლი ქაშაკაშვილი, ოთარ ბარბაქაძე**

(საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი, შპს „რუსთავის ფოლადი“)

**რეზიუმე:** მილსაგლინი „აგრეგატი 400“-ის გამჭოლი დგანების სამართულების დამზადების ტექნოლოგიამ და 12XH3A ტიპის ფოლადმა სერიოზული ტრანსფორმაციები განიცადა სამართულების მედეგობის გაზრდის მიზნით. გასული საუკუნის 80–90-იან წლებში შემუშავებულ იქნა მათი დამზადების ორიგინალური ხერხი (ს. მ. №1615197) და ახალი, 10XH3MΦT ტიპის კომპოზიცია (ს. მ. №1753730), რომელთა ჯამური გავლენით სამართულების მედეგობა ორჯერ და მეტად გაიზარდა (გაგლინული მასრების რაოდენობამ 200–300-დან 500–600-ს მიაღწია). დღეს სამართულების დამზადების ხერხთან ერთად წარმოებას გადაეცა 08XH4CDMΦT ტიპის კომპოზიცია. ამასთან, მომზადდა ახალი განაცხადებიც გამოგონებებზე. ტექნიკური და ტექნოლოგიური საკითხების მოწესრიგების შემდეგ, ავტორთა გათვლებით, სამართულების მედეგობა სტაბილურად გახდება 1000 მილზე მეტი. გარდა ამისა, გათვალისწინებულია სამუშაოების ჩატარება არსებული შედეგების მილსაგლინი „აგრეგატ 140“-ზე გადასატანად, სტრუქტურის (განსაკუთრებით, გლობულარული ბენიტის, ანუ ე. წ. სუპერბენიტის) და თვისებების ყოველმხრივი შესწავლა, რაც 08XH4CDMΦT ტიპის ფოლადის გამოყენების სფეროს გაზრდის საშუალებას იძლევა.

**საკვანძო სიტყვები:** „აგრეგატი 400“; „აგრეგატი 140“; გამჭოლი დგანები; მაღალმედები სამართულები; სუპერბენიტი; ფოლადი.

**შესავალი**

მილსაგლინი „აგრეგატი 400“-ის გამჭოლი დგანების სამართულების მედეგობის გაზრდის მიზნით 12XH3A მარკის ფოლადის ნაცვლად შემუშავებულ იქნა ახალი კომპოზიცია 10XH3MΦT და თერმული დამუშავების მოდერნიზებული რეჟიმები (ერთმაგი მოწვა შეცვლილ იქნა დაკომპაქტებული ორმაგი მოწვით, რომელიც ხშირად მთავრდებოდა სამართულების გაცივებით გამოწვეულ ქვედაზე – „ნორმალისაციით ნაკადში“). ჩატარებული ღონისძიებების შედეგად გაუმჯობესდა სამართულების როგორც მხურვალმედები გარე შრე, ისე მომდევნო „საყრდენი შრის“ აგებულება (ფერიტულ-პერლიტური სტრუქტურა შეიცვალა ბენიტით). ჯამურმა მოქმედებამ განაპირობა მეორე გამჭოლი დგანის სამართულების მედეგობის ორჯერ გაზრდა\*.

თავდაპირველად ჩვენ მიერ ჩაფიქრებული იყო სურვილი, შეგვესწავლა „სილიციუმის ზღურბლის“ ეფექტი [1, 2] ფოლადის ერთი ფუძის (10XH3MΦT) გამოყენებით 0,20–0,90 % სილიციუმის შემცველობის ფარგლებში (0,20-დან 0,40 %-მდე და 0,50-დან 0,90 %-მდე), მაგრამ ეს არაეფექტური გამოდგა. აღნიშნულს ასაბუთებდა ბენიტური კლასის საშუალონახშირბადიან 40ГCMΦ და 40ГMΦ ფოლადებზე

\* შევნიშნავთ, რომ პირველ გამჭოლ დგანზე გამოჭიმვის კოეფიციენტი  $\mu=1,6$ , ხოლო მეორეზე –  $\mu=2,2$ . მეორე გამჭოლი დგანის სამართულებს უფრო რთულ პირობებში უხდება მუშაობა, ვიდრე პირველისას. აქედან გამომდინარე, თუ (ერთნაირ პირობებში) სამართულების მედეგობა მეორე დგანზე გაუმჯობესდება, მაშინ პირველზე შედეგი კიდევ უფრო უნდა გაუმჯობესდეს.

მიღებული ჩვენზე მონაცემები. მალევე დაიხსნა საკითხი სამართულების საწარმოო აპრობაციების შემცირების მეთოდის შესამუშავებლად. აღმოჩნდა, რომ „ИМАШ“-ის ტიპის მაღალტემპერატურული მიკროსკოპის სამუშაო საკანში მოთავსებულ ნიმუშზე დრეკადობის ზღვრებში მოღებულ გამჭვირვალეობის მოქმედებისას ერთი თერმული ციკლი (+20°C→650°C→+20°C) სტრუქტურულ ასპექტში შეესაბამებოდა სამართულის დატვირთვის გაჭოლვის დროს (ერთი მასრის გაგლინვას). მასალათა თვისებების ლაბორატორიის (მთლ), ამჟამად თვითდაფინანსებაზე მყოფი მასალათა თვისებების სასწავლო-სამეცნიერო ცენტრის (მთსსც), გამოცდილებით მექანიკური თვისებები უფრო მგრძობიარეა სტრუქტურული ცვლილებების მიმართ, ვიდრე სხვა რომელიმე (მაგალითად, ფიზიკური) მანქანებელი. შემუშავებული მეთოდის გამოყენებით შეიძლება:

1. შესწავლილ იქნეს მყარი ხსნარის მდგომარეობა და მისი გაჯერებულობა (განსაკუთრებით ეფექტურია ნახშირბადის შემცველობისას  $C \leq 0,10 \%$ );
  2. ნიშანცვლადი, თერმოციკლური და სხვა მსგავსი დატვირთვებისას ლითონის დეგრადაციის დაწყების დადგენა ნგრევის (რღვევის) დაწყების ჩათვლით;
  3. აუსტენიტის დაშლის ახალი ტიპის კინეტიკური დიაგრამების (იზო, ანიზო ჩვეულებრივი და ცხელი პლასტიკური დეფორმაციის გავლენით) აგება და სხვ.
- რა თქმა უნდა, ამ მეთოდს თეორიული და პრაქტიკული (ექსპერიმენტული) ნაწილებითურთ გააზრება-დახვეწა სჭირდება. პირველ ეტაპზე აუცილებელია 2005 წელს გაჩერებული დანადგარის აღდგენა, ხოლო შემდეგ – კვლევების დაგეგმვა.

### ძირითადი ნაწილი

**მასალა და კვლევის მეთოდიკა, ექსპერიმენტული ნაწილი, შედეგები და მათი განსჯა, დასკვნა.** საკვლევ მასალად გამოყენებული იყო ჩვენ მიერ შემუშავებული 08XH4CDMΦT ტიპის კომპოზიცია, რომლის ფუძეს წარმოადგენდა ფოლადი 10XH3MΦT შემდეგი კორექციით: ნახშირბადი უნდა ყოფილიყო კომპოზიციის ქვედა დონეზე, ხოლო მალეგირებელი ელემენტები – ზედა დონეზე. ბენიტური გარდაქმნის მოსაწესრიგებლად ფოლადში მალეგირებელ ელემენტებად შეტანილ იქნა 0,50–1,2 % სილიციუმი და სხვა მრავალი დანიშნულებით – 0,8–1,2 % სპილენძი.\*

როგორც ცნობილია, ბენიტური (ე. წ. შუალედური)  $\gamma \rightarrow \alpha(B)$  გარდაქმნა სრულდება ტემპერატურულ შუალედში 500 °C – Ms. ამ დროს ფუძისა და ჩანაცვლებულ ატომებს პრაქტიკულად არ შეუძლია გადაადგილება (დიფუზია), ხოლო გადაცივებით აკუმულირებული ენერგია საკმარისი არ არის მარტენსიტული მექანიზმით  $\gamma \rightarrow \alpha$  გარდაქმნის განსავეითარებლად. იმავდროულად თერმოდინამიკურად კრისტალოგრაფიული წყობა – წახნაცვნიერებული კუბი (კ12) ვერ იარსებებს. სისტემა, როგორც სინერგეტიკული (თვითმართვადი) [3-6], იწყებს „ჩიხიდან გამოსვლას“. ამას აკონტროლებს ნახშირბადის დიფუზიის პროცესი. იწყება ნახშირბადის გადანაწილება და წარმოიქმნება ნახშირბადით ღარიბი და ნახშირბადით მდიდარი უბნები. ღარიბ უბნებში ძვრის (მარტენსიტული) მექანიზმით მაშინვე სრულდება  $\gamma_{ღ} \rightarrow \alpha(B)$  გარდაქმნა, ხოლო მდიდარ უბნებში ჯერ ჭარბი კარბიდები გამოიყოფა და შემდეგ მფორდება წინას მსგავსი პროცესი –  $\gamma_{მღ} \rightarrow \gamma_{ღ} + \text{კარბიდები}$ ;  $\gamma_{ღ} \rightarrow \alpha(B)$  ფაზური გარდაქმნა.

საერთოდ, სილიციუმს ფოლადში მრავალნაირი დატვირთვა აქვს. საწყის ეტაპზე ის სხვა ელემენტებთან (Al, Mn და სხვ.) ერთად მუშაობს, როგორც განმჟანგავი. როცა ის კომპოზიციაში მალეგირებელ ელემენტად არის შეტანილი „სილიციუმის ზღვრბლის“ ზემოთ ( $Si \geq 0,50 \%$ ), მაშინ მისი მოქმედება (გავლენა) შეიძლება ასე წარმოვიდგინოთ: სილიციუმი თავისი ჰიბრიდიზებული  $3S^1P^3$  ელექტრონებით რკინასთან მიმართებაში ანეიტრალებს  $3d_{10}^6$  ქვეშრეზე არსებულ გაუწონასწორებელ სპინებს – ელექტრონებს ( $3d_{10}^6 \uparrow \uparrow \uparrow \uparrow \uparrow$ ), რადგან ის უფრო ძლიერი დონორია, ვიდრე ნახშირბადი, ასევე ჰიბრიდიზებულ მდგომარეობაში  $2S^1P^3$  ელექტრონებით. ზემოაღნიშნული ააქტიურებს

\* ამ კომპოზიციაში სპილენძი შეტანილ იქნა ბენიტური გარდაქმნისათვის მეტად საჭირო ელემენტის – მოლიბდენის უარყოფითი გავლენის გასანეიტრალებლად. ის აძლიერებს ნიკელის დადებით გავლენას და მოლიბდენის მსგავსად მონაწილეობს ე. წ. „ხავერდოვანი შრის“ ჩამოყალიბებაში. მისი სუბოქსიდები აქტიურად მონაწილეობს გაჭოლვის პროცესებში და სხვ.

ნახშირბადის გადანაწილების პროცესს და ბეინიტური გარდაქმნის პროცესი უფრო სწრაფად და ერთგვაროვნად მიმდინარეობს. აქვე (ცხრილები 1 და 2) მოგვყავს ექსპერიმენტის შედეგები [7, 8], რომლებიც მიღებულია ჩვენ მიერ შემუშავებულ, საავტორო უფლებებით დაცულ საშუალო-ნახშირბადიან ბეინიტური კლასის ფოლადებზე (ს. მ. №1208090 – 40ГCMΦ; ს. მ. №1362058 – 40ГMΦ).

**ცხრილი 1**

**საწარმო პირობებში გამოდნობილი 40ГCMΦ და 40ГMΦ ფოლადების ქიმიური შედგენილობები**

ფოლადი	ქიმიური ელემენტების შემცველობა, მასური %							
	C	Si	Mn	Mo	V	S	P	Fe
40ГCMΦ	0,40	0,52	0,97	0,22	0,07	0,035	0,017	ფუჟე
40ГMΦ	0,36	0,43	0,96	0,27	0,07	0,029	0,020	ფუჟე

**ცხრილი 2**

**40ГCMΦ და 40ГMΦ ფოლადების მექანიკურ თვისებათა მაჩვენებლები 900 °C-ზე ნორმალიზაციისა და 600 °C-ზე მოშვების შემდეგ**

ფოლადი	მექანიკურ თვისებათა მაჩვენებლები					
	σ <sub>დ.</sub> , ნ/მმ <sup>2</sup>	σ <sub>ს.</sub> , ნ/მმ <sup>2</sup>	δ <sub>5</sub> , %	ψ, %	a <sub>1</sub> =a <sub>н.</sub> +a <sub>გ.</sub> , ჯ/სმ <sup>2</sup>	J <sub>IC</sub> , ნ/მმ
40ГCMΦ	750	950	23	60	230=80+150	140
40ГMΦ	730	910	23	56	150=60+90	114

1-ლი და მე-2 ცხრილების მონაცემებით, ორივე შემთხვევაში სახეზეა საკონსტრუქციო სიმტკიცის მაღალი მაჩვენებლები, მაგრამ უპირატესობა Si=0,52 % ფოლადს ეკუთვნის, რადგან სილიციუმის შემცველობა „ზღურბლის“ (Si≥0,50%) ხემოთ, მოყვანილი სქემით, აადვილებს ნახშირბადის გადანაწილებას, რაც ხელს უწყობს ბეინიტური გარდაქმნის უფრო ორგანიზებულ ჩატარებას. საბოლოოდ, 40ГCMΦ ფოლადის სტრუქტურა უფრო ერთგვაროვანია, ვიდრე 40ГMΦ ფოლადისა; ეს კი განაპირობებს ქვემოთ მოყვანილ სხვაობებს: 40ГCMΦ–40ГMΦ=Δ; Δσ<sub>დ.</sub>=20 ნ/მმ<sup>2</sup>; Δσ<sub>ს.</sub>=40 ნ/მმ<sup>2</sup>; Δδ<sub>5</sub>=0 %; Δψ=4 %; Δa<sub>1</sub>=a<sub>н.</sub>+a<sub>გ.</sub>=80=20+60 ჯ/სმ<sup>2</sup>; ΔJ<sub>IC</sub>=26 ნ/მმ. საკმაოდ მნიშვნელოვანია მიღებული შედეგი, რომელიც თეორიულ ასპექტში შეიძლება ასე წარმოვადგინოთ: მყარი ხსნარის ლეგირების ხასიათი (ფოლადის ქიმიური შედგენილობა) და აგებულება – სტრუქტურული მოწესრიგება (განპირობებული დამუშავებით, მაგალითად, თერმული დამუშავებით, პლასტიკური დეფორმაციით და სხვ.) განსაზღვრავს სიმტკიცის ზღურის დონეს, ხოლო მარცვლის სიდიდე, დისპერსიულობა, მეთრეული ფაზების ბუნება და სხვა ფაქტორები, უფრო მეტ გავლენას ახდენს დენადობის ზღვარზე. ყველაზე მნიშვნელოვანია ის, რომ დადებითი აღმოჩნდა 40ГCMΦ და 40ГMΦ ფოლადების ბზარის გავრცელების კუთრ მუშაობათა და ჯეი-ინტეგრალთა (ბზარმდეგობის ენერგეტიკულ მახასიათებელთა) შორის სხვაობები (Δa<sub>1</sub> და ΔJ<sub>IC</sub>), ზემოსხენებულ ფოლადებში სილიციუმის შემცველობებს შორის მცირე (0,09 %) სხვაობის მიუხედავად. თავის დროზე ამ სადისკუსიო ფაქტებმა საკმაოდ დამაჯერებლად დაადასტურა „სილიციუმის ზღურბლის“ არსებობა რკინასა და ბეინიტური კლასის რკინა-ნახშირბად-სილიციუმის (Fe-C-Si) შენადნობებში. ასევე უნდა აღინიშნოს, რომ სილიციუმის მოქმედება რკინაზე (Δa = a<sub>Fe</sub><sup>2,48</sup> - a<sub>Si</sub><sup>2,35</sup> = 0,13Å) იწვევს ამ უკანასკნელის გისოსის შემცირებას (შეკუმშვას) და, როდესაც Si=2,3 %-ს, რკინა კარგავს კარბიდწარმოქმნის უნარს, ალოტროპიზმს (3d<sub>10</sub>-ქვეშრეზე არსებული გაუწონასწორებელი სპინები ერთმანეთთან წარმოქმნის კოვალენტურ კავშირებს), მისი დარტყმითი სიბლანტე KCU=0, ანუ რკინა სრულიად მყიფე ხდება. იგივე შედეგი (KCU=0) მიიღება რკინის გაცივებისას უარყოფით კრიტიკულ ტემპერატურაზე. ამ კუთხით მეტად საინტერესო იქნება 08XH4CДMΦT და 08XH4ДMΦT კომპოზიციების

შედარება, რისი შედეგებიც გაამდიდრებს „სილიციუმის ზღურბლს“ და, საერთოდ, სილიციუმის როლს უფრო მეტი მნიშვნელობა მიენიჭება ბენიტურ გარდაქმნაში.

ჩვენმა საკვლევმა ობიექტმა – ბენიტური კლასის დაბალნახშირბადიანმა 08XH4CDMΦT ტიპის ფოლადმა [9, 10], გაუმჯობესების სერიოზული საქარხნო გზა (12XH3A→10XH3MΦT→08XH4CDMΦT→...) გაიარა, რის შედეგადაც მილსაგლინი „აგრეგატი 400“-ის გამჭოლ დგანებზე მუშაობისას მისგან დამზადებული სამართულების მედეგობა რეკორდული (1000, 1500, 1700 მილი) აღმოჩნდა, რაც უახლოვდება 2000 მილს. სხვაგვარად რომ ვთქვათ, თუ მოგვარებული იქნება ტექნიკური და ტექნოლოგიური საკითხები, მათ შორის სახაზავების მედეგობა გამჭოლ და შემომგლინავ დგანებზე, ასევე ავტომატური და შემომგლინავი დგანების სამართულების მედეგობის გაზრდა  $n_1 \geq 500$  მილზე და  $n_2 \geq 1000$  მილზე, მაშინ გამჭოლი დგანების სამართულების ჩვენ მიერ მიღებულ მასალას – კომპოზიციას, პირველ ეტაპზე  $n_1 \geq 500$  მილზე, ხოლო მეორე ეტაპზე (5 წლის შემდეგ)  $n_2 \geq 1000$  მილზე მეტი მედეგობა ექნება.

საწარმოს გადაწყვეტილებით უნდა მოგვარდეს ტექნოლოგიური საკითხები (ა-დან ა-მდე). თუ ტექნოლოგიურ გზაზე რაიმე არ ვარგა, ცუდად მუშაობს ან არ არსებობს, საჭირო იქნება ასეთი საკითხების გამოსწორება. კაზმის მომზადებიდან მზა პროდუქციის დეფექტსკოპირების ჩათვლით, წვრილმანი არ არსებობს. მათ რიცხვშია საყალიბე ნარეგების სისტემატური შემოწმება და მათი შედგენილობის კორექტირება. აუცილებელია სინჯების სისტემატური აღება და ა. შ. ჩვენი ვარაუდით, საწყის ეტაპზე, ორ კვირაში უკვე გვექნება ძირითადი მონაცემები. ორი წლის შემდეგ დაგროვილი მონაცემების საფუძველზე ნათელი წარმოდგენა შეიქმნება ნაკეთობების მედეგობაზე საქარხნო პირობებში. სრული სურათის მისაღებად ასევე აუცილებელი იქნება „მთსსც“-ში ჩასატარებელი კვლევების აღდგენა-გაძლიერება.

ქვემოთ მოგვყავს იმის მაგალითი, თუ როგორ შეიძლება საწარმოო გამოცდების დროს კონკრეტული ნაღობისაგან დამზადებული სამართულების მედეგობის პროგნოზირება ლაბორატორიულ (მაგალითად, „მთსსც“) პირობებში და როდის დაიწყება ამ მასალის დეგრადაციის პროცესი [11]. დრეკადობის ზღვრებში მუდმივმოქმედი გამჭიმო ძალის ( $P=0,7P_{\text{ღ}}$ ) პირობებში  $A_1$ -ის ქვემოთ ( $+20^{\circ}\text{C} \leftrightarrow 650^{\circ}\text{C}$ ) ციკლთა სხვადასხვა რაოდენობით ( $n=10; 100; 500; 1000$ ) თერმომოციკლირებისას ჩვენ მიერ შესწავლილი გავლენა 10XH3MΦT ფოლადის მექანიკურ თვისებათა მაჩვენებლებზე წარმოდგენილია მე-3 ცხრილში, ხოლო მეთოდური ნაწილი – 1-ლ და მე-2 ნახებზე [11].

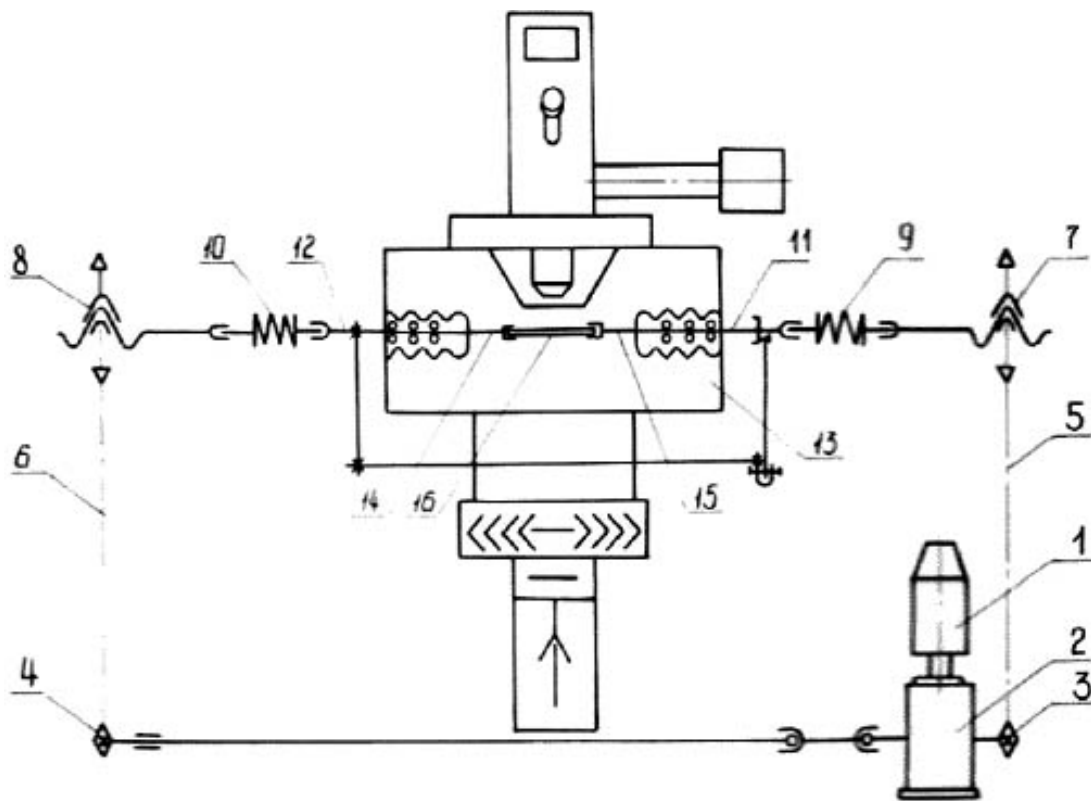
**ცხრილი 3**

**დრეკადობის ზღვრებში გამჭიმო ძალის ( $P=0,7P_{\text{ღ}}$ ) მუდმივი მოქმედებისას  $A_1$ -ის ქვემოთ ( $+20^{\circ}\text{C} \leftrightarrow 650^{\circ}\text{C}$ ) თერმომოციკლირების გავლენა 10XH3MΦT ფოლადის მექანიკურ თვისებათა მაჩვენებლებზე**

ციკლთა რაოდენობა, n	მექანიკური თვისებების მაჩვენებლები 650 °C-ზე გამოცდისას				ფუძის მიკროსისალე $H^{20}$
	$\sigma_B$	$\sigma_{\text{ღ}}$	$\delta_5$	$\psi$	
	ნ/მმ <sup>2</sup>	ნ/მმ <sup>2</sup>	%	%	
10	400	288	34	93	1310
100	500	269	43	84	1190
500	733	578	31	87	1043
1000	1059	960	29	89	896

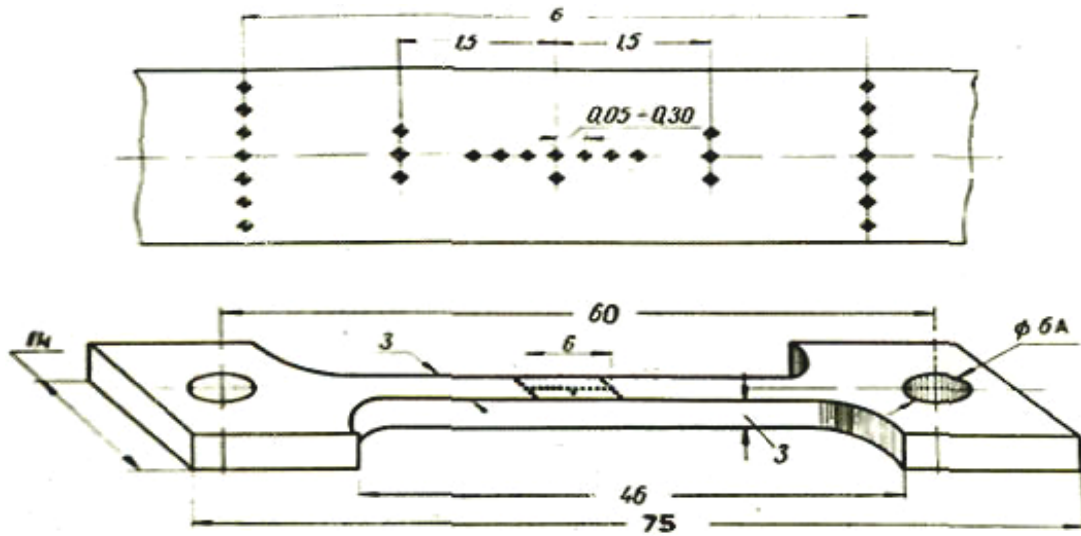
მე-3 ცხრილში წარმოდგენილი მონაცემები ცხადყოფს, რომ თერმული ციკლების რაოდენობის 1000-მდე გაზრდით 10XH3MΦT ფოლადის მექანიკური თვისებები შემდეგნაირად იცვლება: სიმტკიცე ორჯერ და მეტად იზრდება პლასტიკურობის მაღალ დონეზე შენარჩუნებით ( $\sigma_{\text{ღ}}=288$  ნ/მმ<sup>2</sup>→960 ნ/მმ<sup>2</sup>;  $\delta_5=34$  %→29 %). ე. ი. ხდება დისპერსიული განმტკიცება სიმტკიცის მაჩვენებლების ზრდით; ამ დროს კლებულობს ფუძის – ფერიტის მიკროსისალე ~400 ერთეულით, რაც ხელს უწყობს პლასტიკურობის

მაღალ დონეზე შენარჩუნებას ( $\delta_s=29\%$ ;  $\psi=89\%$ ). შემუშავებული მეთოდი (გაჭოლვის პროცესის იმიტაცია მაღალტემპერატურულ მიკროსკოპზე) საშუალებას იძლევა ექსპერიმენტულად დადგინდეს ის მომენტი, როცა ციკლების რაოდენობის გაზრდით შემცირებას დაიწყებს სიმტკიცის მაჩვენებლები, ხოლო პლასტიკურობის მაჩვენებლები ინტენსიურად შემცირდება. თუ ლაბორატორია კვლავ ჩადგება მწყობრში, მისი დონე აღდგება (მიუახლოვდება გასული საუკუნის 80-იანი წლებისას), მაშინ ასეთი ამოცან(ებ)ის ამოსხნას 10 დღეში შეუძლებთ. აღნიშნულს მეტ მნიშვნელობას შესძენს ახალი მიდგომა – მილსაგლინი „აგრეგატი 400“-ის ტექნოლოგიური ხაზის მუშაობის შესწავლა ე. წ. „სუსტი ადგილების“ („სუსტი ინსტრუმენტის“) დასადგენად. ეს სამუშაო უკვე ჩატარებულია და საჭიროა პრაქტიკული ნაბიჯების გადადგმა, რაც ორი პერიოდის გავლას გულისხმობს: I –  $n_1 \geq 500$  მილზე და II –  $n_2 \geq 1000$  მილზე. 2 წლის შემდეგ უნდა გეკონდეს მინიმალური მედეგობა  $n_1 \geq 500$  მილზე, რაც კარგ შედეგად ჩაითვლება, ხოლო მეორე პერიოდი (5 წელი) მინიმალური მედეგობით  $n_2 \geq 1000$  მილზე – საუკეთესო შედეგი იქნება. საწარმო დიდ სივრცეში გახდება ინსტრუმენტის ექსპორტიორი. გარდა ამისა, შეიძლება კოოპერირება მილნამზადის სტაბილურ შემოტანაზე\* და სხვ., რაც შპს „რუსთავის ფოლადის“ ერთ-ერთი მიმართულებაა.



ნახ. 1. HMAIII 20-78 ტიპის დანადგარის კინემატიკური სქემა: 1 – მუდმივი დენის ძრავა; 2 – გადაცემათა კოლოფი; 3 – 4 – წამყვანი ვარსკვლავა; 5 – 6 – ჯაჭვური გადაცემა; 7 – 8 – დატვირთვის ქანჩი; 9 – 10 – ძალსაზომი გადამწოდი; 11 – სამუშაო საკანი; 12 – 13 – დამჭერი; 14 – გამოსაცდელი ნიმუში

\*აუცილებელია მიღებს ორივე აგრეგატზე ჩაუტარდეს თერმული დამუშავება, კერძოდ, ნორმალიზაცია „აგრეგატ 400“-ზე და ნორმალიზაცია ნაკადში „აგრეგატ 140“-ზე.



ნახ. 2. მაღალ ტემპერატურებზე გამოსაცდელი ნიმუში

მე-4 ცხრილში მეთოდისათვის მოგვყავს ისეთი შემთხვევის მაგალითი, როდესაც კომპოზიციას აქვს ძალზე მაღალი მედეგობა ( $n_x \geq 2000$  მილზე) ან შეუძლია ამ ნიშნულამდე მიღწევა ე. წ. „გადაჩარხვით“. როგორც ვიცით, სამართული მწყობრიდან გამოდის ნგრევით (რღვევით), ცვეთით ან სხვა მიზეზით. როდესაც სამართულის შეცვლის მიზეზი გეომეტრიული ზომების დარღვევაა, მიმართავენ მის გადაჩარხვას უახლოეს მცირე ზომებამდე (იტალიელთა გამოცდილება). გეომეტრიულად მზა სამართულებს იმგვარადვე დაამუშავენ თერმულად, როგორც სხმულ სამართულებს – უტარებენ დაკომპაქტებულ ორმაგ მოწვას და ხელახლა იყენებენ მიღების საგლინად. ყოველი ასეთი სამართულის მწყობრიდან გამოსვლის შემდეგ აღრიცხავენ მის საერთო (ჯამურ) მედეგობას.

ცხრილი 4

„აგრეგატი 400“-ის გამჭოლი დგანების სამართულების საორიენტაციო მედეგობის დადგენის მეთოდი ИМАШ-ის 36 ნიმუშის გამოყენებით

თერმული ციკლების რაოდენობა, n	10	500	1000	1200	1400	1600	1800	2000	2200
გამოსაცდელი ნიმუშების რაოდენობა	4	4	4	4	4	4	4	4	4
დარჩენილი ნიმუშების რაოდენობა	36-4=32	32-4=28	28-4=24	24-4=20	20-4=16	16-4=12	12-4=8	8-4=4	4-4=0

საცდელი ნიმუშების საერთო რაოდენობაა 36. ყველა ეტაპის შემდეგ გაჭიმვაზე იცდება 3 ნიმუში (1 – 650 °C-ზე, 2 – 20 °C-ზე), ხოლო 1 ნიმუში სტრუქტურული კვლევისათვის არის განკუთვნილი, ანუ ერთ რეჟიმზე სულ საჭიროა 4 ნიმუში. საყურადღებოა ის ფაქტი, რომ მთელი ექსპერიმენტი სრულდება დრეკალობის ზღვრებში გამჭიმვი ძალის მუდმივი ზემოქმედების პირობებში. აღნიშნული მეთოდი ამ ნიშნით ემსგავსება დამუშავებას „მოშვება დაძაბულობის ქვეშ“. არსებული მონაცემებით, ასეთ პირობებში დაფიქსირებულია სიმტკიცის მანველებლების მნიშვნელოვანი ზრდა

პლასტიკურობის არსებულ დონეზე შენარჩუნებით ან უმნიშვნელო შემცირებით. ეს გვექონდა მხედველობაში, როცა არსებული სქემა უცვლელი დაეტოვებოდა. მომავალი სამუშაოს მიზანია საქარხნო და ლაბორატორიულ პირობებში მიღებულ შედეგებს შორის რაოდენობრივი კავშირის დამყარება. მოსალოდნელი შედეგები წარმოდგენილია მე-5 ცხრილში.

**ცხრილი 5**

**08XH4CDMPT ფოლადის მექანიკურ თვისებათა მოსალოდნელი მაჩვენებლები A1-ის ქვემოთ 10-დან 2200-მდე ციკლის ფარგლებში თერმოციკლირების შემდეგ**

ციკლთა რიცხვი, n	10	500	1000	1200	1400	1600	1800	2000	2200
დენადობის ზღვარი, $\sigma_{\text{დ}}$ , ნ/მმ <sup>2</sup>	250	500	900	1050	1150	2000	2250	2400	2000
ფარდობითი წაგრძელება, $\delta_5$ , %	35	33	31	30	28	27	26	24	16

მე-3 ცხრილში წარმოდგენილია 10XH3MPT ფოლადზე მიღებული ექსპერიმენტული მონაცემები [11], რომელთა გამოყენებითაც მოხდა ფოლადის შედგენილობის კორექტირება (ნახშირბადი კომპოზიციის ქვედა ზღვარზე, ხოლო მაღეგირებელი ელემენტები – ზედაზე); როგორც უკვე აღვნიშნეთ, სილიციუმი მაღეგირებელ ელემენტად ( $Si=0,50-1,2$  %) იქნა დამატებული, ხოლო სპილენძი გამოყენებულ იქნა მრავალმხრივი მნიშვნელობით ( $Cu=0,8-1,2$  %). სწორედ ამ ნიშნებით მოდერნიზებული კომპოზიცია (08XH4CDMPT) გადაეცა წარმოებას. მისი რეკორდული მედეგობა ჯერჯერობით 1700 მილია, მაგრამ მხედველობაში გვექონდა „გადაჩარხვებით“ გაზრდილი სამართულების მედეგობაც, როცა  $n_{\text{max}}=2000$  მილს. მე-5 ცხრილში წარმოდგენილი მონაცემებით ნაჩვენებია, რომ 2000 მილზე ზემოთ დაიწყება ლითონის დეგრადაცია (როდესაც  $n=2200$  მილს:  $\Delta\sigma_{\text{დ}}=-400$  ნ/მმ<sup>2</sup>, ხოლო  $\Delta\delta_5=-8$  %). მოყვანილი მაგალითების გარდა, საჭიროა შემუშავებული მეთოდით ახალ ასპექტში შევისწავლოთ „დაკომპაქტებული ორმაგი მოწვა“ პერზე გაცივებით, რაც „ნაკადში ნორმალიზაციის“ ტოლფასია. უყურადღებოდ არ უნდა დარჩეს აგრეთვე „მლეიფების“ გავლენის საკითხი ( $\langle Ti+N+V \rangle$  ან  $\langle Ti+N+Nb \rangle$  ან  $\langle Ti+N+V,Nb \rangle$  და სხვ.), რისთვისაც აუცილებელია Fe-Si-N შენადნობის შექმნა. ცხოვრების ტემპი და სადღეისო პრობლემები ჯერჯერობით არ იძლევა იმის საშუალებას, რომ მეტი ყურადღება დაეთმოს ფუნდამენტურ საკითხებს. გამონაკლისია შემთხვევა, როცა საქმე ეხება უმაღლესი განათლების მესამე საფეხურს – დოქტორანტურას. ამ დროს უნდა გამოიძებნოს „ყველანაირი საშუალება“, რათა შევინარჩუნოთ მეცნიერული კვლევის დონე – დაცვაზე გამოვიტანოთ სამი განზოგადებული დებულება მაინც. ამ მიმართულების ხარვეზების შესავსებად ჩატარებულ იქნა ექსპერიმენტები ჩვენ მიერ შემუშავებულ საშუალონახშირბადიან მცირედ ლეგირებულ სამიღე ფოლადებზე:

1. ფოლადი 40ГТ (ს. მ. №827581) სიმტკიცის „K“ ჯგუფის ( $\sigma_{\text{დ}} \geq 500$  ნ/მმ<sup>2</sup>) უნაკერო სამაგრი მიღების საწარმოებლად ცხელი გლინვისა და „ნორმალიზაციის“ შემდეგ;
2. ფოლადი 40ГФТ (ქართული პატენტი GEP 2015 6260 B) მაღალი სიმტკიცის ( $\sigma_{\text{დ}} \geq 760$  ნ/მმ<sup>2</sup>) სატუმბ-საკომპრესორო მიღების საწარმოებლად დამუშავებული ე. წ. „ნორმალიზაცია ნაკადში“.

**ცხრილი 6**

**A1-ის ქვემოთ, დაძაბულობის ქვეშ ( $P=0,7P_{\text{დ}}$ ) თერმოციკლირების გავლენა 40ГТ და 40ГФТ ტიპის ცხლად გლინული მიღების ფოლადების მექანიკურ თვისებებზე**

საკვლევი ფოლადი	ციკლთა რაოდენობა n, სხვაობა $\Delta$	მექანიკურ თვისებათა მაჩვენებლები		
		$\sigma_{\text{დ}}$ , ნ/მმ <sup>2</sup>	$\sigma_{\text{B}}$ , ნ/მმ <sup>2</sup>	$\delta_5$ , %
40 ГТ, დნობა №7104	0	550	880	11
	1000	500	760	16
	$\Delta$	$\Delta\sigma_{\text{დ}}=-50$	$\Delta\sigma_{\text{B}}=-120$	$\Delta\delta_5=+5$
40 ГФТ, დნობა №253246	0	760	1030	10
	451	520	760	7,5
	$\Delta$	$\Delta\sigma_{\text{დ}}=-240$	$\Delta\sigma_{\text{B}}=-270$	$\Delta\delta_5=-2,5$

როგორც აღვნიშნეთ, საწარმოო პირობებში სამართულების გამოცდების ჩატარებისას დაგეგმავდა მიღების გაჭოლვის (მიღების) პროცესის ლაბორატორიულ პირობებში იმიტირების იდეა და თუ ეს მოხერხდებოდა, მაშინ ეს მეთოდი მნიშვნელოვნად დაგვეხმარებოდა ახალი კომპოზიცი(ებ)ის შედგენილობ(ებ)ის ოპტიმიზაციის ამოცანების ამოსხნაში [11], ამასთან, საგრძნობლად შეამცირებდა საწარმოო ცდების რაოდენობას. გაჩნდა საფუძვლიანი მოსაზრება, რომ სამართული სხვადასხვა მასალისაგან ყოფილიყო შედგენილი, ხოლო მისი გამოცდები ჩატარებულიყო ლაბორატორიულ გამჭოლ დგანზე, რომელიც უნდა დაგვემზადებინა. სხვა მოსაზრებით, შეიძლებოდა გამოგვეყენებინა დამუშავების ცნობილი „მოშვება დაძაბულობის ქვეშ“, რომლის გავლენით მასალის სიმტკიცე იზრდებოდა პლასტიკურობის უმნიშვნელო შემცირებით. „ИМАШ“-ის ტიპის მაღალტემპერატურული მიკროსკოპი ყველა ასპექტში პასუხობდა ჩვენს პირობებსა და მოთხოვნებს. სამართულების გახურების ტემპერატურა ცნობილი იყო და არ აღემატებოდა 650 °C-ს. საკვლევი მასალა ჩამოისხა სამართულებთან ერთად, გაიარა თერმული დამუშავება და დამზადდა „ИМАШ“-ის ნიმუშები. ექსპერიმენტულად იქნა დადგენილი დენადობის ზღვარი, ხოლო მუდმივმოქმედი გამჭოლი ძალის მნიშვნელობა შეირჩა  $P=0,7P_{\text{ღ}}$ . თერმოციკლირების რეჟიმის პროგრამა მრიცხველით აღჭურვილ მანქანას მიეწოდება გრაფიკულად. ექსპერიმენტებს ვატარებდით +20 °C ↔ 650 °C ტემპერატურებზე, ციკლების შემდეგი ბიჯით  $n=10; 100; 500; 1000$  (ციკლთა ბოლო რაოდენობა შეესაბამებოდა სამართულების მედეგობის რეკორდულ მნიშვნელობას, ე. ი. 10XH3MΦT ფოლადისაგან დამზადებული სამართულების მაქსიმალური (რეკორდული) მედეგობა 1000 მილს უტოლდებოდა). ყველა ეტაპზე ტარდებოდა მექანიკური გამოცდები 650 °C-სა და ოთახის ტემპერატურაზე (+20 °C), შეისწავლებოდა ფოლადის სტრუქტურა. მიღებული შედეგები აღმოჩნდა არატრადიციული და ძალზე მნიშვნელოვანი (ცხრილი 3). ჩვენ გავიცნობიერეთ, რომ შემუშავებული მეთოდი სტრუქტურულ ასპექტში ახლოს იყო რეალობასთან და მისი გამოყენება შეიძლებოდა მრავალი მიმართულებით, კერძოდ, დაბალნახშირბადიანი ( $C \leq 0,10$  %) ფოლადების ფუძის გაჯერებულობის შესასწავლად. აღნიშნული დადასტურებულია 40ГT და 40ГΦT სამილე ფოლადების შესწავლისას (ცხრილი 6). 40АГΦT ფოლადის მთლიანი დეგრადაცია ემსგავსება ფერად ლითონებში (მაგალითად, დურალუმინში) მიმდინარე პროცესებს შენადნობის მოშვების ტემპერატურაზე მაღლა გახურებისას. ფოლადი 40АГΦT ჩვენი „რეცეპტი“ იქნა გამოდნობილი ვოლგოგრადის ქარხანა „Красный Октябрь“-ში, ხოლო, მიღებული მიღნამზადებისაგან სატუმბ-საკომპრესორო მიღები გაიგლინა რუსთავში, „აგრეგატ 140“-ზე. დენადობის ზღვრის რეკორდული მაჩვენებელი მიღებულ იქნა ცხელი გლინის შემდეგ  $\sigma_{\text{ღ}} \geq 760$  ნ/მმ<sup>2</sup> [11]. 10XH3MΦT ფოლადისაგან გამჭოლი დგანების სამართულების წარმოებისას დაფიქსირდა მედეგობის მაღალი მაჩვენებლები – 700, 800 და ზოგჯერ 1000 მილზე მეტი. გარკვეული დროის შემდეგ აღმოჩნდა, რომ ეს ეფექტი დაკავშირებული იყო ელექტრორკალურ ღუმელში ლითონის დნობისას ( $N_2 \rightarrow N+N$ ) ატომური აზოტის გადასვლასთან თხევად ლითონში ( $N=0,007-0,01$  %). ჯამური ეფექტი უფრო გაძლიერდა 08XH4CДMΦT ფოლადზე გადასვლის შემდეგ, როდესაც მედეგობის რეკორდული მახასიათებლები გაუტოლდა 1000, 1500, 1700 მილს. დაფიქსირებულია ისიც, რომ 18АГΦT ფოლადისაგან გაგლინული არმატურა თერმული დამუშავების გარეშეც აკმაყოფილებს ISO-ს B500W სტანდარტის მოთხოვნებს ( $\sigma_{\text{ღ}} \geq 500$  ნ/მმ<sup>2</sup>). არსებული მონაცემებით [12], თუ გვაქვს გამიზნული კომპოზიცია „მლეიფით“  $\langle Ti+N+V \rangle$ , ან  $\langle Ti+N+Nb \rangle$ , ან  $\langle Ti+N+V, Nb \rangle$  ან სხვ. და ტექნოლოგიური პროცესი, რომელიც გარკვეული სახით ლითონების წნევით დამუშავებას უნდა შეიცავდეს, მაშინ ასეთი დამუშავების შემდეგ სიმტკიცე მნიშვნელოვნად იზრდება, თანაც შენარჩუნებულია პლასტიკურობის მაღალი დონე. ეს შესასწავლი მოვლენა ჩვენი რედაქციით ცნობილია „ახალი ფენომენის“ სახელწოდებით\*. ჯერჯერობით გამოვლენილი და შესწავლილია:

1. მიღნამზადების გაჭოლვის პროცესი 10XH3MΦT და 08XH4CДMΦT ფოლადებზე;

\* „ახალი ფენომენი“ ადვილი გამოსავლენია, თუ ტექნოლოგიური პროცესი მთავრდება მზა პროდუქციის (მიღები, სორტული ნაგლინი და სხვ.) მიღებით. თუ სამივე ფაქტორის მოქმედება მოქცეულია მიღების საწარმოებულ ინსტრუმენტში (სამართულები, სახაზავები), მაშინ „ახალი ფენომენის“ ეფექტი უნდა „დავიჭიროთ“ ინსტრუმენტის მედეგობის ზრდაში.



2. სატუმბ-საკომპრესორო მიღების გლინვა „აგრეგატ 140“-ზე 40АГФТ ფოლადისაგან;
3. B500W-ს ტიპის შესადუღებელი (C=0,22 %; CE=0,43 %) არმატურის წარმოება ცხლად გლინ-ული 18АГФТ ფოლადისაგან თერმული დამუშავების გარეშე;
4. ინსტრუმენტის (სამართულები, სახაზავები) საწარმოებლად განკუთვნილი კომპოზიციები (გამჭოლი დგანების სამართულებისთვის – 08XH4CDMФТ; ავტომატური დგანის სამართულე-ბისათვის – 17X5H4CDMФТ; შემომგლინავი დგანების სამართულებისათვის – 350C1H02DH5MФТ; გამჭოლი და შემომგლინავი დგანების სახაზავებისათვის – 110X28DH5ФТ) შეიცავს „შლეიფს“ და აქვს სამივე კომპონენტი. აუცილებელია დავაფიქსიროთ სასტარტო მექანიკური თვისებების მახასია-თებლები და რაც შეიძლება სწრაფად დავიხმაროთ „მოსსც“-ის საკვლევი ბაზა. ჩვენი ახალი მიდგომით\* ყველა ნაღობზე გვექნება კოკილებში ჩამოსხმული ნიმუშები სხმულ მდგომარეობაში და თერმული დამუშავების შემდეგ. გაჭიმვაზე გამოცდებს მოჰყვება კვალიფიციური მიკროანალიზის შედეგები, რომელთაც შევავსებთ ნამუშევარი სამართულების (სახაზავების) შესწავლით.

## დასკვნა

არსებული ექსპერიმენტული მონაცემების ანალიზის შედეგები პრეტენზიის ქონის საშუალებას იძლევა სადისერტაციო თემატიკის წარმატებით შესრულებისას დასაცავად გამოსატან შემდეგ სამ განზოგადებულ დებულებაზე:

1. ქართული პატენტით იქნება დაცული ნაშრომში გამოყენებული, გამიზნულად შემუშავებული კომპოზიცია 08XH4CDMФТ. გამორიცხული არ არის, რომ ასევე გვექნეს ქართული პატენტი მასალის თერმულ დამუშავებაზე, რომელიც არსებული დაკომპაქტებული მოწვისაგან განსხვავდება იმით, რომ საპროგენიზაციო მოწვას მოჰყვება სამართულების გარანტირებული შეცივება ~500 °C ტემპერატურამდე (რასაც იმპულსით უზრუნველყოფს სამართულში ჩამონტაჟებული თერმულ-ელექტრული პირომეტრის „ცხელი ბოლო“)  $\gamma \rightarrow \alpha$  გარდაქმნის ჩასატარებლად, შემდგომი გახურება 920 °C-ზე 40 წუთის დაყოვნებით და მომდევნო გაცივება პაერის აქტიური ნაკადით. აღნიშნული უზრუნველყოფს გლობულარული ბეინიტის გარანტირებულ მიღებას სამართულების ზედაპირულ შრეებში მხურვალმდევი შრის ქვეშ;

2. სამართულების მინიმალური მედეგობა მიღსაგლინავ „აგრეგატ 400“-ზე იქნება  $n_2 \geq 1000$  მილზე, რითაც საწარმოს შეეძლება გახდეს ინსტრუმენტის ექსპორტიორი;

- 3.1. მიღსაგლინ „აგრეგატ 400“-ზე მიღებული შედეგების გადატანა „აგრეგატ 140“-ზე აუცილებელი იქნება სამართულების ჩამოსხმა მიახლოებით ზომებში, ჭედვა-შტამპით და მომდევნო ცივი მექანიკური დამუშავებით მათი დაყვანა საჭირო ზომებამდე, ხოლო საბოლოოდ – თერმული დამუშავება „აგრეგატ 400“-ის სამართულების ანალოგიურად (იხ. 1). წარმატებული შედეგების შემთხვევაში გაფორმდება განაცხადი სამართულების მიღება-დამუშავებაზე;

- 3.2. გლობულარული ბეინიტის, ანუ ე. წ. „სუპერ ბეინიტის“ გამოყენება ახალი დანიშნულებით – საჯავშნე მასალად შემდეგი სასტარტო მონაცემებით: საშუალო დონის სიმტკიცე მაღალ პლას-ტიკურობასა და სიბლანტესთან ერთად, რომლებიც შემდგომ უმჯობესდება პერფორაციებით.

## ლიტერატურა – REFERENCES – ЛИТЕРАТУРА

1. Копалейшвили В. П., Кашакашвили И. Г., Кереселидзе Л. Б. Закономерность между пороговым значением кремния и синергетическими процессами в Fe–C сплавах бейнитного класса // Проблемы металлургии, материаловедения и сварки: сб. тр. VII науч.-техн. конф. 8–11 октября 2002, Тб., 2002, с. 16-33.
2. Копалейшвили В. П., Кашакашвили И. Г., Кереселидзе Л. Б., Иоселиани О. Г. Кремниевый порог в железе и Fe–C сплавах бейнитного класса и его значимость для материаловедения // Труды Груз. технич. ун-та. №1(459), 2006, с. 109-114.

\* 2-წლიანი პროგრამით ინსტრუმენტის მინიმალური მედეგობა „აგრეგატ 400“-ზე იქნება  $n_1 \geq 500$  მილზე; 5-წლიანი პროგრამით ინსტრუმენტის მინიმალური მედეგობა „აგრეგატ 400“-ზე იქნება  $n_2 \geq 1000$  მილზე.

3. Копалейшвили В. П., Кашакашвили И. Г. Синергетические (самоорганизующиеся) явления в Fe–C сплавах бейнитного класса // Научные труды Груз. техн. ун-та. Тб.: Технический университет, № 5 (438), 2001, с. 27-32.
4. Копалейшвили В. П., Кашакашвили И. Г., Кереселидзе Л.Б. Синергетические (самоорганизующиеся) явления в Fe–C сплавах бейнитного класса и пути их практического применения // Труды Груз. технич. ун-та. №2(449), 2003, с. 136-140.
5. V.P. Kopaleishvili, I.G. Kashakashvili, L.B. Kereselidze, G.O. Kipiani, O.G. Ioseliani. Scientific hypothesis for explain new bifurcations in bainitic iron alloys and its meaning for material science (Georgian Technical University, Tbilisi, Georgia). Abstract and Manuscript No 3166. "Abstract book" together with "CD of Proceedings" of "Tehran International Congress on Manufacturing Engineering (TICME2005)". December 12-15, 2005, Tehran, Iran. Organizers: Society of Manufacturing Engineering of Iran (SMEIR), Tarbiat Modarres University (TMU), Industrial Developments and Renovation Organization (IDRO) of Iran; Editors: M.H. Sadeghi, J. Akbari, A. H. Behravesht. December, 2005, Tehran, Iran . ISBN: 964-8983-02-X.
6. V. P. Kopaleishvili, I. G. Kashakashvili, L. B. Kereselidze, O. G. Ioseliani. Self-organizing phenomena in bainite steels // Metallurgist. Vol. 52. N 5-6, May, 2008. p. 314- 318. (Translated from Metallurg, №5, May, 2008. p. 58-60.).
7. ვ. კოპალეიშვილი, ლ. კოტიაშვილი, ი. ქაშაკაშვილი, დ. კოპალეიშვილი, თ. მახარაძე, გ. ჭავჭავაძე. მცირედლეგირებული ფოლადების საკონსტრუქციო სიმტკიცის შეფასება ბზარმდეგობის გათვალისწინებით (შეტყობინება მეორე) // ტრანსპორტი და მანქანათმშენებლობა, №1(9), 2008, გვ. 45-55.
8. ვ. კოპალეიშვილი, ი. ქაშაკაშვილი, ლ. კერესელიძე, ნ. ხიდაშელი, ო. ბარბაქაძე, მ. ბარათაშვილი. სფერულგრაფიტიანი თუჯის საკონსტრუქციო სიმტკიცის გაზრდა შედგენილობისა და თერმული დამუშავების სრულყოფით//ტრანსპორტი და მანქანათმშენებლობა, №2(21), 2011, გვ. 28-53.
9. ვ. კოპალეიშვილი, მ. ბარათაშვილი, ი. ქაშაკაშვილი, ო. ბარბაქაძე, თ. ლოლაძე, რ. ბაქრაძე, ზ. ფარჩუკაშვილი. ბენიტური თუჯის საკონსტრუქციო სიმტკიცის გაზრდა შენადნობის ქიმიური შედგენილობის, თერმული დამუშავებისა და გრაფიტის სფერული ფორმის მიღების სრულყოფით. საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტის შრომები. №1(499), 2016, გვ. 65-76.
10. V. Kopaleishvili, N. Mumladze, Z. Tabatadze, M. Tabagari, I. Kashakashvili, O. Barbakadze, R. Baqradze. Production of hot rolled weldable of unified rebar B500W without heat treatment. International Conference "Innovative Technologies in Metallurgy and Materials Science" ITMMS-2015. July 16-18, Tbilisi, Georgia, 2015.
11. დ. კოპალეიშვილი. განმარტებული დგანების სამართულების საწარმოებლად განკუთვნილი ფოლად 10XH3MΦT-ს კვლევა. წარდგენილია დოქტორის აკადემიური ხარისხის მოსაპოვებლად. საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი. თბ., 2008, - 108 გვ.
12. ვ. კოპალეიშვილი, ნ. მუშლაძე, ზ. ტაბატაძე, მ. თაბაგარი, ბ. კერძევაძე, ო. ბარბაქაძე. ახალი ფენომენის გამოყენება B500W-ტიპის არმატურის საწარმოებლად // ტრანსპორტი და მანქანათმშენებლობა, №3(28), 2013, გვ. 14-38.

### COMPREHENSIVE STUDY OF LOW-CARBON BAINITIC STEEL OF C0.08CrNi4SiCuMoVTi-TYPE, USED FOR THE PRODUCTION OF HIGH RESISTENT MANDRELS OF PIERCING MILLS IN ORDER TO EXPAND THE SCOPE OF APPLICATION

**M. Tabagari, V. Kopaleishvili, I. Qashakashvili, O. Barbaqadze**

(Georgian Technical University, "Rustavi steel")

**Resume:** Manufacturing technology of mandrels of piercing mills of Pipe Rolling aggregate "400" and steel of C0.12CrNi3-type underwent serious transformation in order to increase the resistance of the mandrels. The original method of manufacturing mandrels have been developed (SU 1615197) and the composition of a new type of steel C0.10CrNi3MoVTi (SU 1753730), the total effect of which is defined by more than two-fold increase in the durability of mandrels - resistance was 200-300 and became 500-600 hollow billets (80-90 years of the twentieth century). Today, the production transferred to the composition of type C0.08CrNi4SiCuMoVTi together with a method of manufacturing mandrels (are preparing applications for inventions). After adjusting the technical and technological issues, according to our calculations, resistance of mandrels stable will exceed 1000 hollow billets. In addition, goal of authors is to carry out works to transfer the obtained results to the Pipe Rolling aggregate "140". And yet, will be thoroughly studied the structure (especially globular bainite - the so called "Superbainite") and properties, that allow to expand the use of steel C0.08CrNi4SiCuMoVTi.

**Key words:** "aggregate 400"; "aggregate 140"; high resistant mandrels; piercing mills; steel; "Superbainite".

## МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

### ВСЕСТОРОННЕЕ ИЗУЧЕНИЕ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ БЕЙНИТНОЙ СТАЛИ ТИПА 08ХН4СДМФТ, ПРИМЕНЯЕМОЙ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА ВЫСОКОСТОЙКИХ ОПРАВОК ПРОШИВНЫХ СТАНОВ, С ЦЕЛЬЮ РАСШИРЕНИЯ СФЕРЫ ПРИМЕНЕНИЯ

**Табагари М. В., Копалейшвили В. П., Кашакашвили И. Г., Барбакадзе О. Г.**

(Грузинский технический университет, ООО „Рустави Стал“)

**Резюме.** Технология изготовления оправок прошивных станов трубoproкатного „агрегата 400“ и сталь типа 12ХН3А прошли серьёзные трансформации с целью повышения стойкости оправок. Были разработаны оригинальный способ изготовления оправок (А. с. №1615197) и композиция новой стали типа 10ХН3МФТ (А. с. №1753730), суммарное влияние которых определило более чем двукратное повышение стойкости оправок – была стойкость 200-300, а стала 500-600 гильз (80–90-е годы XX столетия). Сегодня производству передана композиция типа 08ХН4СДМФТ вместе со способом изготовления оправок (готовятся заявки на изобретения). После наладки технических и технологических вопросов, по нашим расчетам, стойкость оправок стабильно превысит 1000 гильз. Кроме этого, целью авторов является проведение работ для переноса полученных результатов на трубoproкатный „агрегат 140“. И еще, всесторонне будут изучены структура (особенно, глобулярный бейнит – т. н. „супербейнит“) и свойства, что позволит расширить сферу использования стали 08ХН4СДМФТ.

**Ключевые слова:** „агрегат 400“; „агрегат 140“; высокостойкие оправки; прошивные станы; сталь; „супербейнит“.