

მზია თაბაგარი

გამჭოლი დგანების მაღალმედეგი სამართულების საწარმო-
ებლად განკუთვნილი C08Cr1Ni5Si1Cu1MoVTi ტიპის ფოლადის
შემუშავება და მისი გამოყენების სხვა პერსპექტივები

წარმოდგენილია დოქტორის აკადემიური ხარისხის
მოსაპოვებლად

საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი
თბილისი, 0175, საქართველო

2018

საავტორო უფლება © 2018, თაბაგარი მზია

საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი

ქიმიური ტექნოლოგიისა და მეტალურგიის ფაკულტეტი

ჩვენ, ქვემოთ ხელისმომწერი ვადასტურებთ, რომ გავეცანით თაბაგარი მზიას მიერ შესრულებულ სადისერტაციო ნაშრომს დასახელებით: „გამჭოლი დგანების მაღალმედეგი სამართულების საწარმოებლად განკუთვნილი C08Cr1Ni5Si1Cu1MoVTi ტიპის ფოლადის შემუშავება და მისი გამოყენების სხვა პერსპექტივები“ და ვაძლევთ რეკომენდაციას საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტის ქიმიური ტექნოლოგიისა და მეტალურგიის ფაკულტეტის სადისერტაციო საბჭოში მის განხილვას დოქტორის აკადემიური ხარისხის მოსაპოვებლად.

ხელმძღვანელი: სრული პროფესორი ვ. კობალეიშვილი

რეცენზენტი:

რეცენზენტი:

რეცენზენტი:

ავტორი: თაბაგარი მზია

დასახელება: გამჭოლი დგანების მაღალმედეგი სამართულების

საწარმოებლად განკუთვნილი C08Cr1Ni5Si1Cu1MoVTi

ტიპის ფოლადის შემუშავება და მისი გამოყენების

სხვა პერსპექტივები

ფაკულტეტი : ქიმიური ტექნოლოგიისა და მეტალურგიის

ხარისხი: დოქტორი

სხდომა ჩატარდა:

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

ავტორის ხელმოწერა

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

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

რეზიუმე

შემუშავებულია C08Cr1Ni5Si1Cu1MoVTi-ტიპის ფოლადი და მისგან მილსაგლინავი აგრეგატი „400“-ის გამჭოლი დგანების სტაბილურად მაღალმედეგი სამართულების წარმოების ტექნოლოგია, რომელიც უზრუნველყოფს სამართულების რეკორდულ მედეგობას – 1500-1700 მილს, რაც განაპირობა მტკიცე და მაღალ პლასტიკურმა გლობულარულმა ბენიტმა (ე. წ. „სუპერ ბენიტმა“) ზემოაღნიშნული ფოლადის სტრუქტურაში.

შემუშავებულ კომპოზიციას თან ახლავს მამოდიფიცირებელი და მიკრომალეგირებელი ელემენტების (ტიტანის, ვანადიუმის, მოლიბდენის და სხვა) მიკროდანამატები, ე. წ. „შლეიფები“ (მაგალითად <Ti+N+V>), რომელთა გავლენით სხვადასხვა პირობებში ადგილი აქვს „ახალი ფენომენის“ გამოვლენას: სიმტკიცის მაჩვენებლების მნიშვნელოვან ზრდას პლასტიკურობის გარკვეულ დონეზე შენარჩუნებით. ალბათ, წარმოქმნილი მეორადი ფაზები ძალზე დისპერსიულია, რომლებიც არ წარმოადგენენ „გადაულახავ წინაღობებს“ დისლოკაციებისათვის.

მილსაგლინავ აგრეგატ „400“-ზე მიღებული შედეგები პირდაპირ გადაიტანება აგრეგატ „140“-ზე, რა თქმა უნდა, პრეციზიული მეტალურგიის მეთოდების სრული გამოყენებით. განსხვავებული მხოლოდ აგრეგატ „140“-ის გამჭოლი დგანის სამართულების ფორმისა და გეომეტრიული ზომების მიღების ტექნოლოგია (კერძოდ: ისხმება საჭირო ზომებთან მიახლოებული სხმულები, რომლებიც საჭირო ფორმებამდე და გეომეტრიულ ზომებამდე დაიყვანება ჭედვა-შტამპვით, ბოლოს კი – ცივ მდგომარეობაში ჭრით დამუშავებით). მზა სამართულებს თერმული დამუშავება და ექსპერტიზა უტარდებათ აგრეგატ „400“-ის გამჭოლი დგანის სამართულების ანალოგიურად. სამართულების მოსალოდნელმა მედეგობამ 1500 მილს უნდა გადააჭარბოს.

„ახალი ფენომენი“ გამოვლენილია: განმარტებული (გამჭოლი) დგანების სამართულების ექსპლუატაციის დროს (ფოლადი C0,10Cr1Ni3MoVTi), ფოლად C0,40NMnVTi-საგან მიღებული მილნამზადების გლინვისას მილსაგლინავ აგრეგატ „140“-ზე, C0,18NMnVTi-ტიპის ფოლადისაგან არმატურის გლინვისას სორტსაგლინავ დგანზე.

წარმოდგენილი მაგალითებით ნაჩვენებია, რომ „შლეიფის“ არსებობას თან ახლავს „ახალი ფენომენის“ გამოვლენა. აღნიშნულის გამო, შესწავლის სტადიაშია ჩვენ მიერ შემუშავებული სხვა შენადნობები მილსაგლინავი დგანების ინსტრუმენტების საწარმოებლად.

წარმოდგენილ ნაშრომში მოცემულია ფოლად C0,18NMnVTi-ზე მიღებული წინასწარი შედეგები. მათი ანალიზი საშუალებას გვაძლევს მიღებული გამოყენებული იქნეს ISO-ს მოთხოვნებით B500W-ტიპის, უნიფიცირებული, შესადულებელი არმატურის საწარმოებლად ცხლადგლინულ მდგომარეობაში – თერმული დამუშავების გარეშე. მნიშვნელოვანია აგრეთვე შედეგები მიღებული ამ ფოლადის თერმული დამუშავების შემდეგ.

დღეს შპს „რუსთავის ფოლადის“ პირობებში რეალიზდება სელექტირებული ფოლადი 3მმ-ის განმტკიცება სწრაფი გაცივებით. ამ

დროს სიმტკიცის მაჩვენებლები იზრდება პლასტიკურობის მახასიათებლების გარკვეული დონით შემცირების ხარჯზე. კვალიფიციურად მიგნებული იყო ნახშირბადის ზედა ზღვარი ($C \leq 0,22\%$) და ნახშირბადის ექვივალენტის დასაშვები დონე ($CE \leq 0,43\%$), რომელთა ერთობლიობამ გამორიცხა ჩასატარებელ თერმულ დამუშავებასთან დაკავშირებული სირთულეები.

ფოლადის გაშვებისთანავე ციცხვში მიეწოდება ალუმინის საჭირო რაოდენობის 50%-ს (5 კგ Al-ს). ის სწრაფად დნება და იძულებით ირევა. ეს მდგომარეობა გრძელდება თხევადი ფოლადით ციცხვის სანახევროდ შევსებამდე. აღნიშნულ პერიოდში მიმდინარეობს ფოლადის ღრმა განჟანგვა ალუმინით ($3FeO + 2Al \rightarrow 3Fe + Al_2O_3$) და წარმოქმნილი ჟანგულის სწრაფი აწიღვა. ალუმინი აზოტთან წარმოქმნის ნიტრიდს AlN.

ამ ეტაპიდან განჟანგვის პროცესში მონაწილეობას იღებენ <Si+Mn>. სრულდება ტრადიციული პროცესები და ბოლოს ციცხვ-ღუმელი იკავებს ღუმლის ადგილს. დაყენებული „თეთრი წიდა“ აქტიურად მონაწილეობს ფოლადის რაფინირებაში.

ფოლადის საერთო ქიმიური შედგენილობის გაგების შემდეგ ვუმატებთ 5 კგ ტიტანს და თუ ხელახალმა ანალიზმა აჩვენა $Ti \geq 0,02\%$, მაშინ ფოლადი სრულადაა განჟანგული. წარმოქმნილი ნაერთები (TiC, TiN, AlN, VC, VN და სხვა) აქტიურად მონაწილეობენ სტრუქტურათა წარმოქმნის პროცესებში. თუ „შლეიფის“ <Ti=0,01-0,02%; N=0,01-0,02%; V=0,1-0,2%> გამოყენებაა დაგეგმილი, მაშინ აუცილებელია, რომ ვანადიუმის დამატების შემდეგ კვლავ გაისინჯოს ფოლადის საერთო ქიმიური შედგენილობა ისე, რომ $\%Ti \sim \%N \sim 0,01-0,015\%$; $V=0,1-0,2\%$.

ნაჩვენები იქნა, რომ აუსტენიტის ფრაგმენტაცია, მეორეული ფაზების დისპერსიულობის ზრდა, მალეგირებელი ელემენტების თანაბარი განაწილება, ფუძის „გათავისუფლება“ დამაბულობებისგან იწვევს ბზარმდეგობის ზრდას. ამ ფაქტორებს დამატა ე. წ. „ახალი ფენომენის“ კომპლექსური გავლენა – შენადნობის ქიმიური შედგენილობა + „შლეიფი“ <Ti+N+V> + დამუშავება ტექნოლოგიურ პროცესში, რაც სიმტკიცეს ზრდის პლასტიკურობის შენარჩუნებით.

მილსაგლინავი „აგრეგატი 400“-ის გამჭოლი დგანების სამართულების დამზადების ტექნოლოგიამ და C0,12Cr1Ni3-ტიპის ფოლადმა სერიოზული ტრანსფორმაციები განიცადა სამართულების მედეგობის გაზრდის მიზნით. გასული საუკუნის 80-90-იან წლებში შემუშავებულ იქნა მათი დამზადების ორიგინალური ხერხი და C0,10Cr1Ni3MoVTi ტიპის კომპოზიცია, 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 C08Cr1Ni5Si1Cu1MoVTi-ტიპის კომპოზიცია, რომლის სტრუქტურის და თვისებების ყოველმხრივი შესწავლა C08Cr1Ni5Si1Cu1MoVTi-ტიპის ფოლადის გამოყენების სფეროს გაზრდის საშუალებას იძლევა.

Abstract

C08Cr1Ni5Si1Cu1MoVTi-type steel composition and its technology for producing highly resistant piercing mill mandrels for the aggregate "400" are elaborated, which is result of strength and high plasticity of globular bainite ("super bainite") in the above-mentioned steel structure.

The elaborated composition is accompanied by the micro-additives of the modifying and micro-alloying elements (titanium, vanadium, molybdenum, etc.) which underlie the "new phenomenon" in different conditions: maintaining a significant increase in strength indices at a certain level of plasticity. Perhaps the generated secondary phases are very disturbing, which are not "impassable barriers" for dislocations.

The results obtained in the pipe producing aggregate "400" are directly transmitted to the aggregate "140", of course, using full of precision metallurgy methods. Different is only technology of piercing mill mandrels form obtaining for aggregate "140" (namely: castings are pouring the closer to the required measures, which will be reduced to necessary geometrical sizes by forging-forming and final machining in the cold condition). Thermal treatment and expertise is same as for piercing mill mandrels of the aggregate "400". The expected resistance of mandrels must exceed 1500 miles.

The "new phenomenon" is revealed: during exploitation of piercing mill mandrels, during rolling of round billets from C0,40NMnVTi steel on the pipe producing aggregate "140", during rolling of rebars from C0,18NMnVTi steel on the section rolling mill.

The illustrations show that the existence of "slip" is accompanied by a "new phenomenon". Because of this, in the study stage, we have developed all the other alloys designed to produce the tools of pipes.

The preliminary results obtained on the C0,18NMnVTi steel are presented in the given work. Their analysis allows us to use the ISO requirements to manufacture B500W-type, uniform, welding bars in the hot rolled condition without heat treatment. The results obtained after thermal treatment of this steel are also important.

Today, under the "Rustavi Steel" LLC, realized steel 3kl is reinforced by rapid cooling. At this time, the indicators of strength are increasing at the expense of a certain level of plasticity characteristics. The upper level of carbon ($C \leq 0,22\%$) and the permissible level of carbon equivalents ($CE 0,043\%$) were considered to be qualified for the complications related to thermal processing to be carried out.

After tapping of steel into the ladle 50% of the required amount of aluminum (5 kg Al) is adding. It quickly melts and forcibly mix. This condition continues until liquid steel fills half of the ladle. In this period takes place deep deoxidation of steel by the aluminum ($3FeO + 2Al \rightarrow 3Fe + Al_2O_3$) and a rapid slagging of formed oxide. Aluminum with nitrogen produces nitride AlN.

From this stage, participation in the process of stagnation is $\langle Si + Mn \rangle$.

Traditional processes are completed and finally the oven-oven takes place in the oven. The "white slag" installed actively involves stainless steel refining.

After comparing stainless steel chemical composition, we add 5 kg of titanium and if re-analysis showed Ti0,02%, then steel is fully transparent. Developed compounds (TiC, TiN, AlN, VC, VN, etc.) are actively involved in the process of formation of structures. If "Tile" = T01 = 0,01-0,02%; N = 0,01-0,02%; V = 0,1-0,2% is planned to be used, then it is necessary that after adding vanadium, stainless steel common chemical composition so that Ti ~% N ~ 0,01-0,015%; V = 0,1-0,2%.

It was shown that the fragmentation of austenite, the increase of secondary phase dispersion, the equal distribution of the elements of the fragmentation, the "release" of the base leads to increase of the blast resistance. These factors were added to e. Year Complex impact of the "new phenomenon" - chemical composition of alloy + "slip" <Ti+N+V> + Processing in the technological process, which increases the strength by saving of plasticity.

The technology of producing high resistant piercing mill mandrels of the aggregate "400" and C0,12CrNi3-type high quality steel have undergone serious transformation in order to increase the resistance of mandrells. In the 80th and 90th of the last century, the original method of production and the C0,10Cr1Ni3MoVTi-type composition was developed, by which the resistant of mandrels increased twice and more (the number of pierced shells rized from 200-300 To 500-600).

For today to the manufacture is delivered mandrell producing method together with C08Cr1Ni5Si1Cu1MoVTi-type composition and investigation of its structure and properties enables increase the sphere of this steel use.

შინაარსი

შესავალი	12
1. ლიტერატურის მიმოხილვა	15
1.1. გამჭოლი დგანის სამართული	15
1.2. ბეინიტური გარდაქმნის კინეტიკა.....	26
1.3. ბეინიტური გარდაქმნის მექანიზმი.....	28
2. შედეგები და მათი განსჯა	32
2.1. სამართულების მედეგობის გაუმჯობესება.....	32
2.2. ფოლადის მიღებისა და დამუშავების ტექნოლოგია.....	34
3. ექსპერიმენტული ნაწილი	91
3.1. საკვლევი მასალა და მისი თერმული დამუშავება	91
3.2. სტატისტიკური გამოცდები გაჭიმვაზე.....	95
3.3. დარტყმითი სიბლანტის განსაზღვრა.....	96
3.4. სტრუქტურული კვლევის მეთოდის აღწერა	96
დასკვნა.....	98
გამოყენებული ლიტერატურა	100

ცხრილების ნუსხა

ცხრილი 1. 20T, 40ГСМФ, 40ГМФ, 30ХСТЮ, 38Г1Т, 40ГФ ფოლადების დამუშავება და თვისებები.....	55
ცხრილი 2. საწარმოო პირობებში გამოდნობილი 40ГСМФ და 40ГМФ ფოლადების ქიმიური შედგენილობები.....	77
ცხრილი 3. 40ГСМФ და 40ГМФ ფოლადების მექანიკურ თვისებათა მაჩვენებლები 900 °C-ზე ნორმა- ლიზაციისა და 600 °C-ზე მოშვების შემდეგ.....	77
ცხრილი 4. დრეკადობის ზღვრებში გამჭიმავი ძალის ($P=0,7P_{\text{ფ}}$) მუდმივი მოქმედებისას A_1 -ის ქვემოთ ($+20^{\circ}\text{C}\leftrightarrow 650^{\circ}\text{C}$) თერმოციკლირების გავლენა ფოლად 10ХН3МФТ-ს მექანიკურ თვისებათა მაჩვენებლებზე.....	80
ცხრილი 5. გამჭოლი დგანების („400“) სამართულების საორენტაციო მედეგობის დადგენის მეთოდი („ИМАШ“-ის ნიმუშების რაოდენობაა 36).....	82
ცხრილი 6. 08ХН4СДМФТ ფოლადის მექანიკურ თვისებათა მაჩვენებლები A_1 -ის ქვემოთ 10-დან 2200 ციკლის ფარგლებში თერმოციკლირების შემდეგ	83
ცხრილი 7. A_1 -ის ქვემოთ, დაძაბულობის ქვეშ ($P=0,7P_{\text{ფ}}$) თერმოციკლირების გავლენა 40ГТ და 40ГФТ ტიპის ფოლადების მექანიკურ თვისებებზე (გამოცდები ცხლად გლინული მილებიდან დამზადებულ ნიმუშებზე).	84

სურათების ნუსხა

სურ. 1.	სპეციალურად დამუშავებული სიღრუს. მქონე სამართული.....	20
სურ. 2.	გარე ხრახნიანი კონსტრუქციის სამართული.....	21
სურ. 3.	განმალრუებელ დგან "400"-ის რმქ-ის კონსტრუქციის სამართული.....	22
სურ. 4.	განმალრუებელ დგან "400"-ის ნაჭედი სამართული.....	23
სურ. 5.	დგან "400"-ის სფერული სამართული.....	25
სურ. 6.	ცხელი პლასტიკური დეფორმაციის მრუდი კოორდინატებში „ჭემმარიტი ძაბვა – ჭემმარიტი დეფორმაცია“ – „S-e“.....	37
სურ. 7.	დეფორმაციის სიჩქარის გავლენა ფოლადი 50XΦA-ს მექანიკურ თვისებებზე მთმდ-ის დროს.....	41
სურ. 8.	დეფორმაციის სიჩქარის გავლენა ფოლად 50XΦA-ს დარტყმით სიბლანტეზე მთმდ-ს დროს ნიმუშების სხვადასხვა ტემპერატურაზე გამოცდისას.....	42
სურ. 9.	ფოლად 50XΦA-ს სხვადასხვა რეჟიმით დამუშავებისას მიღებული სტრუქტურები (აუსტენიტის ყოფილი მარცვლების საზღვრები).....	43
სურ. 10.	ფოლად 50XΦA-ს სხვადასხვა რეჟიმით დამუშავებისას მიღებული სტრუქტურების (აუსტენიტის ყოფილი მარცვლების) რაოდენობრივი ანალიზის შედეგები.....	44
სურ. 11.	ფოლადი 18AΦT (№დფ. 7874).....	59
სურ. 12.	ფოლადი 18AΦT (№დფ. 7874).....	60
სურ. 13.	ფოლადი 18AΦT (№დფ. 7874).....	60
სურ. 14.	ფოლადი 18AΦT (№დფ. 7874).....	61
სურ. 15.	ფოლადი 18AΦT (№დფ. 7874).....	61
სურ. 16.	ფოლადი 18AΦT (№დფ. 7874).....	52
სურ. 17.	ფოლადი 18AΦT (№დფ. 7874).....	62
სურ. 18.	ფოლადი 18AΦT (№დფ. 7874).....	63
სურ. 19.	ფოლადი 18AΦT (№დფ. 7874).....	67
სურ. 20.	ფოლადი 18AΦT (№დფ. 7874).....	68
სურ. 21.	ფოლადი 18AΦT (№დფ. 7874).....	69
სურ. 22.	ფოლადი 18AΦT (№დფ. 7874).....	70
სურ. 23.	ნადნობი №7723, ფლ 18AT(3კგAl+7კგTi) ცხლად გლინული.....	71
სურ. 24.	ნადნობი №7723, ფლ 18AT(3კგAl+7კგTi) თდ.....	71
სურ. 25.	ნადნობი №7678, ფლ 18AT(4კგAl+6კგTi) ცხლად გლინული.....	72
სურ. 26.	ნადნობი №7678, ფლ 18AT(4კგAl+6კგTi)თდ.....	72
სურ. 27.	ნადნობი №7744, ფლ 18AT(5კგAl+5კგTi) ცხლად გლინული.....	73
სურ. 28.	ნადნობი №7744, ფლ 18AT(5კგAl+5კგTi) თდ.....	73
სურ. 29.	ნადნობი №7661, ფლ 18AT(6კგAl+4კგTi) ცხლად გლინული.....	74
სურ. 30.	ნადნობი №7661, ფლ 18AT(6კგAl+4კგTi) თდ.....	74
სურ. 31.	ნადნობი №7754, ფლ 18AT(7კგAl+3კგTi) ცხლად გლინული.....	75

სურ. 32. ნადნობი №7754, ფლ 18AT(7კგAl+3კგTi) თდ.....	75
სურ. 33. ИМАШ 20-78 ტიპის დანადგარის კინემატიკური სქემა.....	80
სურ. 34. მაღალ ტემპერატურებზე გამოსაცდელი ნიმუში.....	81
სურ. 35. სამართულის ცხვირის ტემპერატურის ცვლილება 5 მასრის განღრუბის დროს გაცივების გარეშე.....	85
სურ. 36. ფოლადი 08XH5C, ДМФТ, გამჭოლი დგანის სამართული, დნ. №133.....	88
სურ. 37. ფოლადი 08XH5C, ДМФТ, გამჭოლი დგანის სამართული, დნ. №673.....	89
სურ. 38. ფოლადი 08XH5C, ДМФТ, გამჭოლი დგანის სამართული, დნ. №1016.....	90
სურ. 39. ფოლად 08XH5C, ДМФТ-ს თერმული დამუშავების რეჟიმი.....	92
სურ. 40. ფოლად 12XH3A-ს აუსტენიტის იზოთერმული დაშლის დიაგრამა.....	93
სურ. 41. ფოლად 10XH3MФТ-ს აუსტენიტის იზოთერმული დაშლის დიაგრამა....	94

შესავალი

სადისერტაციო ნაშრომი ეხება მილსაგლინავი აგრეგატების „400“-ის და „140“-ის გამჭოლი დგანების მაღალმედეგი სამართულების წარმოებისათვის განკუთვნილი C08Cr1Ni5Si1Cu1MoVTi ტიპის ფოლადისა და ტექნოლოგიის შემუშავებას და კვლევას გამოყენების სფეროს შესაძლო გაფართოებისათვის.

ნაშრომის მეცნიერული სიახლე:

1. შემუშავებულია C08Cr1Ni5Si1Cu1MoVTi-ტიპის ფოლადი და მისგან მილსაგლინავი აგრეგატი „400“-ის გამჭოლი დგანების სტაბილურად მაღალმედეგი სამართულების წარმოების ტექნოლოგია, რომელიც უზრუნველყოფს სამართულების რეკორდულ მედეგობას – 1500-1700 მილს,
2. გამოკვლეულია C08Cr1Ni5Si1Cu1MoVTi-ტიპის ფოლადის სტრუქტურა და თვისებები და დადგენილია, რომ თვისებების გაუმჯობესება დაკავშირებულია ამ ფოლადის სტრუქტურაში მტკიცე და მაღალპლასტიკური გლობულარული ბენიტის (ე. წ. „სუპერ ბენიტის“) წარმოქმნით.
3. შემუშავებულ კომპოზიციას თან ახლავს მამოდიფიცირებელი და მიკრომალეგირებელი ელემენტების (ტიტანის, ვანადიუმის, მოლიბდენის და სხვა) მიკროდანამატები, ე. წ. „შლეიფები“ (მაგალითად <Ti+N+V>), რომელთა გავლენით სხვადასხვა პირობებში ადგილი აქვს „ახალი ფენომენის“ გამოვლენას: სიმტკიცის მაჩვენებლების მნიშვნელოვან ზრდას პლასტიკურობის გარკვეულ დონეზე შენარჩუნებით, რისი მიზეზიც უნდა იყოს წარმოქმნილი ძალზე დისპერსიული მეორეული ფაზები – დისლოკაციებისათვის „გადალახვადი წინაღობები“.
4. დადგენილია, რომ მილსაგლინავ აგრეგატ „400“-ზე მიღებული შედეგები პირდაპირ გადაიტანება აგრეგატ „140“-ზე, რა თქმა უნდა, პრეციზიული მეტალურგიის მეთოდების სრული გამოყენებით. განსხვავებული მხოლოდ აგრეგატ „140“-ის გამჭოლი დგანის სამართულების ფორმისა და გეომეტრიული ზომების მიღების ტექნოლოგია (კერძოდ: ისხმება საჭირო ზომებთან მიახლოებული სხმულები, რომლებიც საჭირო ფორმებამ-

დე და გეომეტრიულ ზომებამდე დაიყვანება ჭედვა-შტამპვით, ბოლოს კი – ცივ მდგომარეობაში ჭრით დამუშავებით). მზა სამართულებს თერმული დამუშავება და ექსპერტიზა უტარდებათ აგრეგატ „400“-ის გამჭოლი დგანის სამართულების ანალოგიურად. სამართულების მოსალოდნელმა მედეგობამ 1500 მილს უნდა გადააჭარბოს.

5. სასამართულე და სამილე ფოლადების გარდა „ახალი ფენომენი“ გამოვლენილია C0,18MnVTi-ტიპის ფოლადისაგან არმატურის გლინვისას სორტსაგლინავ დგანზე.
6. რეკომენდებულია C08Cr1Ni5Si1Cu1MoVTi-ტიპის ფოლადის გამოყენება საჯავშნე მასალად.

სადისერტაციო თემის აქტუალურობა

სადისერტაციო თემა აქტუალურია, ვინაიდან შპს „რუსთავის ფოლადის“ მილსაგლინავი აგრეგატების „400“-ისა და „140“-ის გამჭოლი, ავტომატური და შემომგლინავი დგანების სამართულების მედეგობის გაზრდა აუმჯობესებს წარმოების სტაბილურობას და მზა პროდუქციის ხარისხს. ეს საკითხები კი ყოველთვის აქტუალურია ზემოხსენებული საწარმოსათვის.

სამუშაოს მიზანი:

გამჭოლი დგანების სამართულების მედეგობისა და მათთვის შემუშავებული C08Cr1Ni5Si1Cu1MoVTi ტიპის ფოლადის გამოყენების სფეროს გაზრდა.

სადისერტაციო ნაშრომში წყდება შემდეგი ამოცანები:

1. გამჭოლი დგანების სამართულებისათვის ფოლადის ქიმიური შედგენილობის შემუშავება და მისი გამოდნობა-ლეგირება-მოდუფიცირება-ჩამოსხმის ტექნოლოგიების სრულყოფა;
2. საკვლევი ფოლადის დამუშავების რეჟიმების შემუშავება ბენიტური სტრუქტურის სტაბილური მიღების მიზნით;

სამუშაოს პრაქტიკული ღირებულება:

შემუშავებული იქნა გამჭოლი დგანების სამართულების დამზადების სრული ტექნოლოგიური ციკლი, რომელიც ითვალისწინებს:

1. ფოლადის ახალი ქიმიური შედგენილობის შემუშავებას;
2. ფოლადის გამოდნობა-მოდულირების ტექნოლოგიის შემუშავებას;
ეს სიახლეები აპრობირებულია შპს „რუსთავის ფოლადში“.

ზემოთ აღნიშნულზე დაყრდნობით დაცვაზე გამოგვაქვს სამი ძირითადი დებულება:

1. ქართული პატენტით იქნება დაცული ნაშრომში გამოყენებული, გამიზნულად შემუშავებული კომპოზიცია 08XH4C,DMΦT. არ არის გამორიცხული ასევე გვექნეს ქართული პატენტი მასალის თერმულ დამუშავებაზე, რომელიც არსებული დაკომპაქტებული მოწვისაგან განსხვავდება იმით, რომ საჰომოგენიზაციო 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 გაცივება ჰაერის აქტიური ნაკადით. აღნიშნული უზრუნველყოფს გლობულარული ბეინიტის გარანტირებულ მიღებას სამართულების ზედაპირულ შრეებში მხურვალმედეგი შრის ქვეშ.
2. სამართულების მინიმალური მედეგობა მილსაგლინავ აგრეგატზე „400“ იქნება $n \geq 1000$ მილზე, რაც საწარმოს მისცემს საშუალებას იყოს ინსტრუმენტის ექსპორტიორი!
3. გლობულარული ბეინიტის ანუ ე. წ. „სუპერ ბეინიტის“ გამოყენება ახალ ამპლუაში – საჯავშნე მასალად სასტარტო მონაცემებით: საშუალო დონის სიმტკიცე მაღალ პლასტიკურობასა და სიბლანტესთან ერთად, რომელთაც გააუმჯობესებს პერფორაციები.

1. ლიტერატურის მიმოხილვა

1.1. გამჭოლი დგანის სამართული

მიღების წარმოება ქვეყნის მრეწველობის განვითარებისათვის ერთ-ერთი პრიორიტეტული სფეროა. სწორედ ამიტომ მსოფლიოს წამყვანი მეცნიერ-მუშაკები დღემდე არიან ჩართული ორიგინალურ კვლევებში, რათა მიღების წარმოების ტექნოლოგია გახდეს უფრო პროგრესული და რენტაბელური.

მიღების წარმოება ხასიათდება ცნობილი ტექნოლოგიური პროცესების, კონსტრუქციების და დამხმარე მოწყობილობების დიდი სხვადასხვაობით.

განსაკუთრებული ყურადღება გამახვილებულია უნაკერო მიღების წარმოებაზე.

ცხლადგლინული ლითონური უნაკერო მიღების წარმოება შემდეგი ოპერაციებისაგან შედგება:

- 1) მილნამზადის მომზადება (გახურება);
- 2) განღრუება – მასრის მიღება;
- 3) მასრის კედლის სასურველი სისქის მიღება;
- 4) შემოგლინვა;
- 5) დაკალიბრება-რედუცირება.

საერთოდ, თანამედროვე მილსაგლინავი აგრეგატი, წარმოადგენს დგანების კომპლექსს, რომელზეც მიღები თანმიმდევრობით განიცდიან ცხელ პლასტიკურ დეფორმაციას. მილნამზადის განღრუება და მასრის მიღება ძირითადად ხდება განივი-ხრახნული გლინვის დგანზე. იშვიათად კი ამ მიზნით გამოიყენება წნეხები. მასრების გაგლინვისა და მათგან მიღების მიღების ხერხი განსაზღვრავს ამა თუ იმ ტექნოლოგიური სქემის პრინციპულ თავისებურებებს. ეს ტექნოლოგიური სქემა წარმოგვიდგება მილსაგლინავი აგრეგატის სახით. აგრეგატის დასახელებას თან ერთვის ციფრული აღნიშვნა, რომელიც შეესაბამება დგანის სორტამენტს ანუ მიღებული მიღების მაქსიმალურ (ან მინიმალურ) დიამეტრს [1-10].

შესაბამისად, შპს რუსთავის ფოლადში მიღების გლინვა ხორციელდება აგრეგატებზე „400“ და „140“.

მილასგლინავი აგრეგატი „400“ შედგება ორი – პირველი და მეორე განმალრუებელი დგანების, ავტომატდგანის, 2 შემომგლინავი დგანისა და დამაკალიბრებელი დგანისაგან, რომლიდან გამოსვლის შემდეგაც მილი გაივლის გამასწორებელ მანქანებს. ორი განმალრუებელი დგანის პირობებში უფრო ადვილი ხდება დიდი დიამეტრის მიღების მიღება. ამასთან ორმაგი განდრუება უზრუნველყოფს მიღების კედლის სისქის სხვადასხვაობის შემცირებას.

მილნამზადების განდრუების პროცესი მნიშვნელოვნად არის დამოკიდებული სამართულების გამართულ მუშაობაზე, მათ ხანგამძლეობაზე და ა. შ. განმალრუებელი დგანების სამართულებს ძალიან მძიმე პირობებში უხდებათ მუშაობა. აქვს რა შეხება (1300°C-დე გახურებულ ლითონთან. განდრუების პროცესში, სამართულიც (მისი ზედაპირი) ხურდება წითლად ნათებად, რის შემდეგაც სწრაფად ცივდება წყლით. ასეთი რეჟიმით მუშაობის დროს (განსაკუთრებით მცირე დიამეტრების შემთხვევაში) სამართულზე ხდება ლითონის დადუღება, რის შემდეგაც ის სკდება, ცვდება, ამოიფხვნება და შემდგომი მუშაობისათვის უვარგისი ხდება. ამ პროცესის თავიდან აცილების მიზნით ცდილობდნენ სამართულის მასალაში სორბიტული სტრუქტურის მიღებას.

ამ შემთხვევაში თუ პირველი ორი მასრის განდრუების შემდეგ არ მოხდებოდა სამართულის ზედაპირზე ლითონის მიდუღება და იგი რეგულარულად გაცივდებოდა წყლით, შემდგომ უკვე ადვილი აღარ ჰქონდა მსგავს მოვლენას.

სამართულები მზადდებოდა სხვადასხვა მარკის ნახშირბადიანი და ლეგირებული ფოლადებისაგან. სამართულის მასალას მოეთხოვება განდრუების პროცესში ცვეთისა და დასკდომისადმი კარგი წინააღმდეგობის უნარი. სამართულის მედეგობა დამოკიდებულია მის ხარისხზე, ფოლადის მარკასა და გასაგლინი მასრების ზომებზე.

სამართულის მასალის შერჩევა მეტად რთული და საპასუხისმგებლო ამოცანაა, რადგანაც მას მუშაობა უხდება მაღალი დატვირთვებისა და სხვადასხვა ტემპერატურული რეჟიმების პირობებში. ამ პირობებიდან გამომდინარე სამართულის მასალას მოეთხოვება: კარგი თბოგამტარობა, რაც უზრუნველყოფს სითბოს ინტენსიურ გაცემას; მაღალი ცვეთამედეგობა, მაღალი ტემპერატურებისა და წნევების ქვეშ მუშაობის პირობებში; კარგი პლასტიკურობა, რომელიც განსაზღვრავს მასალის თვისებას – ნგრევის გარეშე გაუძლოს ტემპერატურების მკვეთრ ცვლილებას (არ მოხდეს სამართულის ზედაპირზე ნაპრალების გაჩენა და ა. შ.); გრეხაზე მუშაობის უნარი და სხვა. სამართულის მასალის შერჩევას ართულებს ისიც, რომ ფოლადის ერთი თვისების გაუმჯობესების შემთხვევაში, უარესდება სხვა თვისებების მაჩვენებლები. ასე მაგალითად მაღალლეგირებული ფოლადების გამოყენების შემთხვევაში შესაძლებელია ცვეთამედეგობის გაზრდა, მაგრამ ამასთან ერთად მკვეთრად უარესდება თბოგამტარობა, მცირდება პლასტიკურობა, რაც იწვევს სამართულის სწრაფ გამოსვლას მწყობრიდან.

მთელი რიგი გამოკვლევების ამტკიცებს, რომ ყველაზე მეტი მედეგობა გვაქვს სამართულის დაბალეგირებული ფოლადებისაგან დამზადების შემთხვევაში. ამავე დროს არ არსებობს საერთო აზრი ამ ფოლადების ოპტიმალურ სტრუქტურაზე. მაგალითად, კარბერი და სიმონიეტი თვლიან, რომ ყველაზე მდგრადია მარტენსიტული სტრუქტურა. ამ ავტორთა აზრით სამართულები ტროსტიტის, სორბიტის ან პერლიტის სტრუქტურით უფრო მიდრეკლია ნამზადის ლითონთან სამართულის შედუღებისაკენ, ვიდრე სამართულები მარტენსიტის სტრუქტურით. მაგრამ მარტენსიტის სტრუქტურის მქონე სამართულების ექსპლუატაციამ არ დაადასტურა ეს მოსაზრება. რადგანაც სამართულის ზედაპირი მუშაობის პროცესში ხურდება აუსტენიტური გარდაქმნის ტემპერატურებამდე და უფრო მაღლა, საწყისი სტრუქტურის მიუხედავად ზედაპირულ ფენებში აუცილებლად წარმოიქმნება აუსტენიტი (მარტენსიტის ჯერ პერლიტად და შემდეგ აუსტენიტად გარდაქმნის შედეგად, მარტენსიტული სტრუქტურა, რომელიც რჩება სა-

მართულის კვეთის დანარჩენ ნაწილში, აუარესებს სითბოს მოცილებას ზედაპირიდან. უარესდება, რა თქმა უნდა, ზედაპირის თვისებები [11].

არადამაკმაყოფილებელმა შედეგებმა, რომლებიც მიღებული იქნა მაღალლეგირებული სამართულების ექსპლუატაციის დროს, მეცნიერები აიძულა სამართულების მედეგობის ასამაღლებლად ახალი გზები ეძებნათ. ყველაზე ეფექტური, ექსპლუატაციის დროს, გამოდგა სამართულები, რომლებსაც ზედაპირზე ჟანგეულის ფენა ჰქონდათ. ეს უკანასკნელი, თავის მხრივ, განსაზღვრავს ფოლადის ლეგირების დონეს და თერმული დამუშავების ხასიათს, რომელიც გამოყენებული უნდა იქნას სამართულის დამზადების დროს.

ის ფოლადები, რომელთა ზედაპირზე, მაღალ ტემპერატურებზე არ წარმოიქმნება ჟანგეულის მდგრადი ფენა, არ გამოდგება სამართულის ხარისხისა და მედეგობის ასამაღლებლად. მალეგირებელი ელემენტებიდან ვანადიუმის, მოლიბდენისა და ვოლფრამის ჟანგეულები, რომლებიც ხასიათებიან მაღალი ხარისხის აქროლადობით, ვერ უზრუნველყოფენ მდგრადი ჟანგეული ფენის შექმნას სამართულის ზედაპირზე. ამიტომაც ამ ლითონების, სამართულის ფოლადში, დიდი რაოდენობით შეყვანა მიზანშეწონილი არ არის (მით უმეტეს, რომ ეს ეკონომიკურადაც არ არის გამართლებული). ძალიან თხელ, მაგრამ მაღალ ტემპერატურებზე მდგრად ჟანგეულ ფენებს წარმოქმნიან ქრომი, ალუმინი და სილიციუმი. ამასთან ერთად ეს ელემენტები დადებით გავლენას ახდენენ ფოლადის მექანიკურ თვისებებზე და ამიტომ მათი ფოლადში შეყვანა, მცირე რაოდენობით, ფოლადის ლეგირების მიზნით სრულიად გამართლებულია. ყველაზე პერსპექტიულ ელემენტად, ჟანგეული ფენის მედეგობის თვალსაზრისით ითვლება ნიკელი (Ni). საინტერესოა ისიც, რომ ნიკელი თვითონ არ იჟანგება, მაგრამ ძლიერ ზემოქმედებას ახდენს, რკინის დაჟანგვის პროცესზე. ზოგიერთი მეცნიერი თვლის, რომ ნიკელის შემცველი ფოლადის დაჟანგვის დროს, ნიკელი რჩება ფურჩის შიდა ფენაში. რკინის ატომები ამ დროს დიფუნდირებენ ფურჩში მდებარე ზოგიერთ კრისტალზე, რის შედეგადაც წარმოიქმნება ნიკელით

გამდიდრებული ზედაპირული ფენა. შექმნილი ფენა ამუხრუჭებს რკინის შემდგომ გადასვლას ფურჩში და ამავე დროს ხელს უშლის დაჟანგვის პროცესს ზედაპირზე, ამის გამო დაჟანგვის პროცესი ვითარდება ლითონის სიღრმეში [11].

პრაისის და რაიდის მონაცემებით ფოლადი, რომელიც შეიცავს 5%-დე ნიკელს ხასიათდება დაჟანგვის ორჯერ დაბალი სიჩქარით ვიდრე ნახშირბადიანი ფოლადი, მაგრამ დაჟანგული ფენის შექმნა ნიკელის შემცველი ფოლადის სიღრმეში მიმდინარეობს უფრო ინტენსიურად [11].

ნიკელის სხვადასხვა შემცველობის მქონე რკინა-ნიკელის შენადნობების დაჟანგვის პროცესის კინეტიკა და მექანიზმი კარგად არის შესწავლილი. დასაბუთებულია, რომ სუფთა რკინის დაჟანგვისაგან განსხვავებით ნიკელის არსებობა ფოლადში უზრუნველყოფს მის შინაგან დაჟანგვას, ე .ი. დაჟანგვის პროცესი ინტენსიურად ვითარდება ლითონის შიგნით. ზედაპირზე კი წარმოიქმნება თითქმის სუფთა ნიკელის ფენა.

ზემოთ აღნიშნულიდან გამომდინარე ნიკელი დადებით გავლენას ახდენს სამართულის მასალაზე, მაგრამ საბოლოოდ დასადგენია ნიკელის ოპტიმალური პროცენტული შემცველობა ფოლადში. მეორეს მხრივ, ნიკელის დეფიციტურობიდან გამომდინარე, სასურველია მისი შემცველობის შემცირება ფოლადში ანდა ამ მიზნით გამოყენებული ფოლადის ქიმიური შედგენილობის სულაც უნიკელო კომპოზიციის შემუშავება.

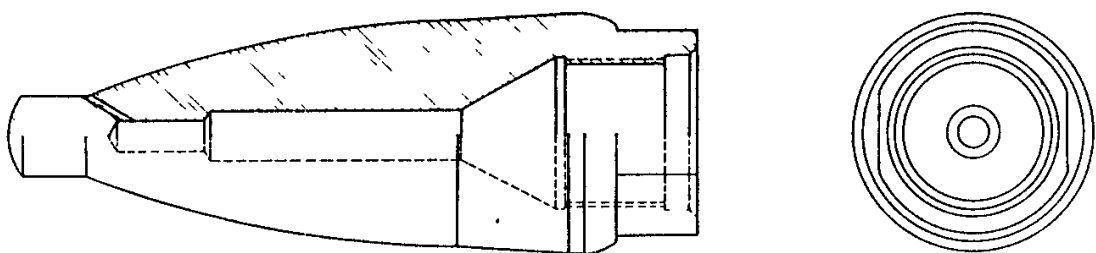
სამართულების დასამზადებლად მრავალი სხვადასხვა ფოლადი გამოიყენებოდა, მათგან კი ერთ-ერთი ყველაზე გავრცელებულია 12XH3A მარკის ფოლადი. თუმცა, ამ მიზნით ზოგიერთ ქარხანაში გამოყენებული იყო სხვა მრავალი ნიკელიანი თუ უნიკელო ფოლადი, როგორცაა მაგალითად: 20XH3A, 20X2H4A, 15X3ГНМ, 4X5MΦC, 30X3MΦ, 20XH4ΦA. ამათგან, როგორც კვლევებიდან ჩანს, სამართულების სტაბილურ მუშაობას განაპირობებდა ნიკელის შემცველი ფოლადები: 20XH3A, 20X2H4A და 20XH4ΦA, რომელთაგან დამზადებული სამართულების მედეგობა 350-400 მასრამდე აღწევდა [12].

გარდა მასალისა და იმ პირობებისა, რომლებიც უზრუნველყოფენ ოქსიდური ფენის („ხვერდოვანი ზედაპირის“) წარმოქმნას, დიდი მნიშვნელობა ენიჭება სხვა ფაქტორებსაც, რომელთაგან აღსანიშნავია სამართულეზის გაცივება, მათი გეომეტრიული ფორმები, დამზადების ტექნოლოგია, თერმული დამუშავება, შეზეთვა და სხვა.

წყლით საცივებელი სამართულეზის პირველმა ექსპლუატაციამ მკვეთრად ვერ აამალა მათი მედეგობა, რადგან არ იყო გადაჭრილი წყლის წნევის სიდიდისა და სამართულის გულში მისი ინტენსიური ცირკულირების საკითხი. ამ საკითხების დადებითად გადაჭრამ სამართულის მედეგობა გაზარდა რამოდენიმე ასეული გავლით.

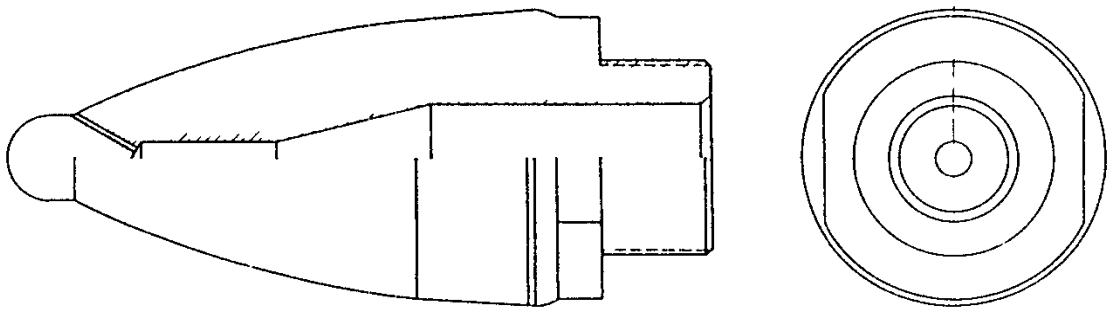
შემდეგი ფაქტორი, რომელიც განსაზღვრავს სამართულის მედეგობას არის სამართულის წვერი. მისი მედეგობის გაზრდა შესაძლებელია ნიკელით მეტალიზაციის გზით. სამართულის წვერის ზედაპირზე 3% ნიკელის შემცველი დანაფარის შექმნა 2-3-ჯერ ზრდის (ლეგირებული ფოლადების შემთხვევაში) მედეგობას და ამაღლებს განღრუების ხარისხს.

რუსთავის მეტალურგიულ ქარხანაში წლების მანძილზე მიმდინარეობს გამოკვლევები სამართულის ხარისხის გასაუმჯობესებლად. ქარხნის მიერ დამუშავებული იყო სამართულის ახალი ფორმები. 1959 წლიდან ტარდებოდა კვლევები შეუცვლელი სამართულეზის დანერგვის მიზნით. სხვა ქარხნების გამოცდილებათა გათვალისწინებით ათვისებული და დანერგილი იქნა 12XH3A მარკის ფოლადისაგან დამზადებული, გაჭედილი შეუცვლელი სამართულეზის წარმოება. (სურ. 1).



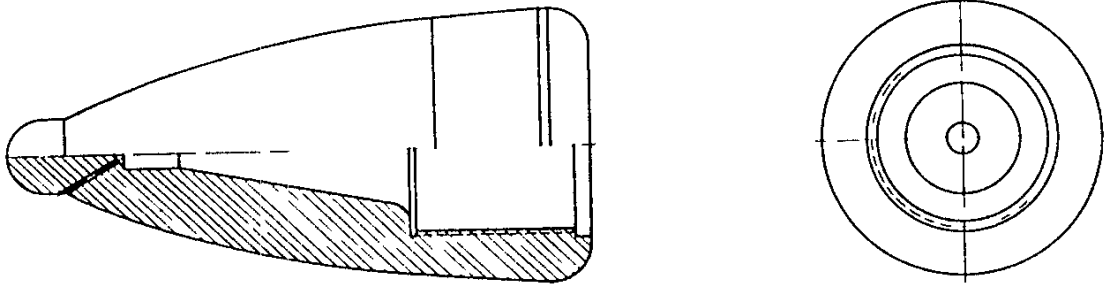
სურათი 1. სპეციალურად დამუშავებული სიღრუს მქონე სამართული

1960 წლიდან დამზადებული იქნა სპეციალურად დამუშავებული სილრუის მქონე სამართულები. ასეთი სამართული დაზღვეული იყო გადახურებისაგან, მაგრამ მას გააჩნდა სხვა ნაკლოვანი მხარე. სამართულის შიგა ხრახნი გაჭედვის პროცესში ხურდებოდა და დეფორმირდებოდა, რის გამოც ირღვეოდა სამართულის ღერძთან შეერთების სიმჭიდროვე. ამ მიზეზით სამართული მალე გამოდიოდა მწყობრიდან. აღნიშნული ნაკლის ლიკვიდაციის მიზნით შეცვლილი იქნა სამართულის და ღერძის შეერთების კონსტრუქცია (სურ. 2) სამართული მზადდებოდა კუთხვილიანი დაბოლოებით, მუშაობის პროცესში აღარ ჰქონდა ადგილი შეერთების შესუსტებას და სამართული მუშაობდა საბოლოო გაცვეთამდე.



სურათი 2. გარე ხრახნიანი კონსტრუქციის სამართული

ამ ტიპის სამართულები დღესაც გამოიყენება აგრეგატ "400"-ზე. განმარტებელ დგანზე ყველაზე გამართლებული აღმოჩნდა სურ. 3-ზე გამოსახული სამართულის კონსტრუქცია, რომელიც გათვლილია დეფორმაციის კერის ყოველ კვეთში დეფორმაციის ტოლობის მეთოდით. ეს სამართულები თავდაპირველად სხვადასხვა ზომის მილებზე გამოიცადა, შემდეგ კი საბოლოოდ დაინერგა აგრეგატ "400"-ის მთელს სორტამენტზე. ამ სამართულების უპირატესობა არის: თანაბარი ცვეთა მთელს სიგრძეზე, უფრო მაღალი მედეგობა, განღრუების პროცესში, განმარტებელი დგანის ძრავის დატვირთვები მკვეთრად შემცირებულია.



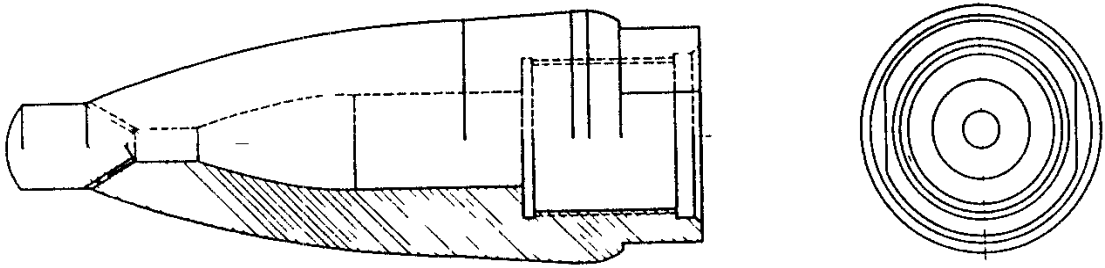
სურათი 3. განმალრუებელ დგან "400"-ის რმქ-ის კონსტრუქციის სამართული

სამართულები დამზადებული იყო ჩამოსხმის მეთოდით, ჰქონდა გაფართოებული შიგა სიღრუე, ცხვირთან გააჩნდა 4 ნახვრეტი, საიდანაც გამოდიოდა გამაცივებელი წყალი. სამართულის შეერთება ღერძთან ხდებოდა ხრახნული დაბოლოებით, რომლის შიგნითაც გადიოდა მილი სამართულის სიღრუეში წყლის უწყვეტი მიწოდებით. სამართულიანი ღერძის უკანა საბოლოო მდგომარეობაში უკუსვლის დროს ხდებოდა სამართულის ზედაპირის გაცივების უზრუნველყოფა სპეციალურ მოწყობილობაში. სამართულის მასალა უცვლელი დარჩა, ე.ი. გამოყენებული იქნა 12XH3A მარკის ფოლადი. მიღებული იქნა ჩამოსხმული სამართულების მედეგობის დამაკმაყოფილებელი შედეგები. ასე მაგალითად, თუ ადრე 1 ტონა ნამზადზე, სამართულის ლითონის დანახარჯი შეადგენდა 1 კგ-ს, გაცივების მქონე სამართულების წარმოებაში დანერგვამ ეს დანახარჯი 5-8-ჯერ შეამცირა.

ამ ტიპის სამართულები 168 მმ მილების წარმოებისათვის დანერგვამ, რომელთა განმალრუების დროს მთელი დეფორმაცია მიდის ერთ განმალრუებელ დგანზე (სხვა ზომის მილებისაგან განსხვავებით, რომელთა განმალრუებაც ორ განმალრუებელ დგანზე მიმდინარეობს), არ გაამართლა, რადგან ჩამოსხმული სამართულები მალე გამოდიოდა მწყობრიდან. ამის გამო 168 მმ დიამეტრის მილების განმალრუების დროს გამოყენებული იქნა ნაჭედი სამართულები (სურ. 4).

ამ სამართულებს საკმაო მედეგობა გააჩნდათ, მაგრამ განმალრუებისას დიდი დატვირთვების დროს ხშირად ხდებოდა ხრახნული შეერთების შესუსტება და ისევე ადრე გამოდიოდა მწყობრიდან, როგორც დგან „140“-ის სამართულების შემთხვევაში. აქედან გამომდინარე, საჭირო იყო სისტემური

კვლევების ჩატარება, სამართულის მუშაობის ტემპერატურული რეჟიმის შესწავლის მიზნით. სამართულის ცვეთის დინამიკის დადგენა; ქიმიური შედგენილობისა და თერმული დამუშავების რეჟიმების, სამართულის მედეგობაზე გავლენის შესწავლა. ბოლომდე არ იყო შესწავლილი აგრეთვე სამართულის დამზადების ტექნოლოგიის ზოგიერთი საკითხი და სხვა.



სურათი. 4. განმარტებელ დგან "400"-ის ნაჭედი სამართული

ლიტერატურული მონაცემებიდან ცნობილია, რომ წყლით საცივებელი განმარტებელი სამართულების საექსპლუატაციო მედეგობაზე არსებით გავლენას ახდენს მათი დამზადების ტექნოლოგია. აღნიშნულ ნაშრომში მოცემულია ქრომონიკელიანი ფოლადებისაგან: 12XH3A, 20XH4ΦA და 20XH8 სხვადასხვა მეთოდით დამზადებული (ჩამოსხმით, თავისუფალი ჭედვით, დაშტამპვით) სამართულების გამოცდის შედეგები [13].

სამართულების ჩამოსხმით დამზადება ყველაზე ფართოდ გავრცელებული მეთოდია და მას მრავალი ქარხანა იყენებს, მაგრამ იმის გარდა, რომ ეს მეთოდი დიდი შრომატევადობით გამოირჩევა, დაბალია მიღებული სამართულების მედეგობა (450 გავლა) და საიმედოობა, სამართულის დამზადებას 9-10 სხვადასხვა ოპერაცია სჭირდება, რაც უარყოფითად მოქმედებს მის თვითღირებულებაზე, ლითონის ხარჯის კოეფიციენტი $K_{სხმ.}=1,9$.

ზოგიერთი ქარხანა სამართულს ამზადებს ჭედვით, რისთვისაც იყენებს გაგლინულ ნამზადებს, შემდეგ კი ხდება სრული მექანიკური დამუშავება. ასეთი ხერხი გამოირჩევა მაღალი მასალატევადობით. ასეთი სამართუ-

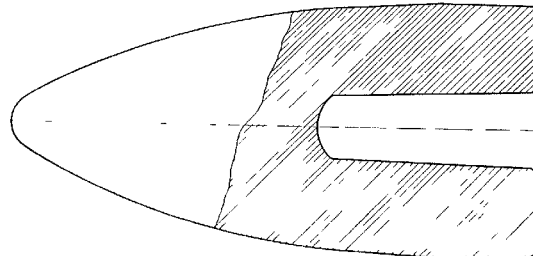
ლების თვითღირებულება მნიშვნელოვნად იზრდება (ხელით შრომის დიდი მოცულობის გამო), ლითონის ხარჯის კოეფიციენტი $K_{\text{ჭ.ფ.}}=2.0$, მაგრამ ასევე იზრდება სამართულის მედეგობაც 1000-1200 გავლამდე, ფოლადი 20XH4ΦA-ს შემთხვევაში კი – 1700-1800 გავლამდე.

ასეთი სამართულების საიმედოობა მაინც დაბალია, რაც დაკავშირებულია ჭედვის დროს წარმოქმნილი მიკრობზარებით გამოწვეულ დასკდომასთან. განხილულ მეთოდთაგან ყველაზე უკეთეს შედეგს იძლევა სამართულების დაშტამპვის მეთოდი. ამ შემთხვევაში დაშტამპულ სამართულს აღარ სჭირდება თერმული დამუშავება: სამართულის სამუშაო ზედაპირზე აუცილებელი ჟანგული აფსკი მიიღება ცხელი დაშტამპვის დროს. ასეთი სამართულის მედეგობა (სამართული დამზადებული იყო 12XH3A ფოლადისაგან) შეადგენდა 1800-2000 გავლას, მისი საიმედოობა ძალიან მაღალი აღმოჩნდა, ლითონის ხარჯის კოეფიციენტი კი შეადგენდა $K_{\text{ჭ.ფ.}}=1,05$. ასე, რომ დაშტამპული სამართულები, სხვა მეთოდებით მიღებული სამართულებთან შედარებით ხასიათდებიან ყველაზე დაბალი ლითონტევადობით, შრომატევადობით, თვითღირებულებით და მაღალი მედეგობითა და საიმედოობით.

არსებული მონაცემების ანალიზმა, რუსთავის მეტალურგიული კომბინატის მაგალითზე, ცხადყო, რომ მილსაგლინავი აგრეგატი „400“-ის მეორე განმალრუებელი დგანის სამართულებს (სურ. 5) უარეს პირობებში უხდებოდათ ექსპლუატაცია, ვიდრე პირველისას. მაგალითად 219 მმ დიამეტრის და 8 მმ კედლის სისქის უნაკერო სამაგრი მილის გლინვისას გამოჭიმვის კოეფიციენტი მეორე განმალრუებელ დგანზე არის 2,2, ხოლო პირველზე – 1,6. მეორე განმალრუებელი დგანის სამართულების მედეგობის გაზრდა (მათი მასალისა და დამუშავების შერჩევით) ავტომატურად წყვეტს პირველი განმალრუებელი დგანის სამართულების მედეგობის საკითხს (იგივე მასალის დამუშავების შემთხვევაში) [14].

რმქ-ში აგრეგატ "400"-ის განმალრუებელი დგანების სამართულებს პერიოდულად (გასაგლინი მილების რაოდენობის გათვალისწინებით) ამზადებენ 12XH3A, 10XH3MΦT და 08XH3CДMΦT ფოლადებისაგან მილებზე

შეკვეთების მოცულობის გათვალისწინებით. ამ ფოლადებს ადნობენ 5-ტონიან ელექტრორკალურ ღუმელში მჟავე ამონაგით და ასხამენ ერთჯერად ყალიბებში. ჩამოსხმული სამართულები გაწმენდის შემდეგ მექანიკური დამუშავებით დაყავთ სასურველ ზომებამდე, რის შემდეგაც უტარდებათ მოწვა ჰომოგენიზებული სტრუქტურისა და „ხვერდოვანი“ (ჟანგეულის ფენით დაფარული) ზედაპირის მისაღებად (ცვეთამედეგობის გაზრდის მიზნით). ქარხნის პრაქტიკამ ცხადყო, რომ 12XH3A ფოლადისაგან დამზადებული მეორე განმადრუებელი დგანის სამართულების მედეგობა შეადგენდა 200-300 განდრუებულ მასრას, რაც აშკარად დაბალი მაჩვენებელი იყო. ამიტომ, სამართულების მედეგობის გაზრდის მიზნით ავტორების წინაშე დაისვა დაბალნახშირბადიანი ფოლადის ორიგინალური ქიმიური შედგენილობისა და მისი თერმული დამუშავების რაციონალური რეჟიმების შემუშავების ამოცანა.



სურათი 5. დგან "400"-ის სფერული სამართული

გამჭოლი დგანების (მილსაგლინავი აგრეგატი „400“) სამართულების მედეგობის გასაზრდელად 12XH3A მარკის ფოლადის ნაცვლად შემუშავებული იქნა ახალი კომპოზიცია 10XH3MΦT და თერმული დამუშავების მოდერნიზებული რეჟიმები (ერთმაგი მოწვა შეცვლილი იქნა დაკომპაქტებული ორმაგი მოწვით, რომელიც ხშირად მთავრდებოდა სამართულების გაცივებით გამოწვეულ ქვედზე – „ნორმალიზაციით ნაკადში“). ჩატარებული ღონისძიებების შედეგად გაუმჯობესდა როგორც მხურვალმედეგი გარე შრე,

ისე – მომდევნო „საყრდენი შრის“ აგებულება (ფერიტ-პერლიტური სტრუქტურა შეიცვალა ბეინიტით!). ჯამურმა მოქმედებამ განაპირობა მეორე, გამჭოლი დგანის სამართულების მედეგობის გაორმაგება [15].¹

1.2. ბეინიტური გარდაქმნის კინეტიკა

ტემპერატურათა ბეინიტურ ინტერვალში, ისევე როგორც პერლიტურში, გადაცივებული აუსტენიტი იწყებს დაშლას გარკვეული საინკუბაციო პერიოდის შემდეგ. ნახშირბადიანი ფოლადის იზოთერმული დაშლის დიაგრამაზე ბეინიტური გარდაქმნა პერლიტურისაგან არაა განცალკევებული. საინკუბაციო პერიოდის დამოკიდებულება ტემპერატურაზე გამოსახულია ერთი C-ის მაგვარი მრუდით და ნახშირბადიანი ფოლადების საინკუბაციო პერიოდის მინიმუმი იმყოფება პერლიტურ არეში. მრუდის მოხრის ქვემოთ იზოთერმული გარდაქმნის ტემპერატურის შემცირებით შეინიშნება პერლიტური არიდან ბეინიტურში თანდათანობით გადასვლა (მაგალითად, 0,9% C შემცველობის ფოლადში – 530-470° C ინტერვალში). ამ შემთხვევაში ჯერ ხდება ბეინიტური გარდაქმნა, შემდეგ კი, იზოთერმული დაყოვნების გაზრდისას – პერლიტური, რის შედეგადაც სტრუქტურა შედგება ზედა ბეინიტისა და თხელფირფიტოვანი პერლიტისაგან. გარდაქმნის ტემპერატურის შემცირებით პერლიტის წილი მცირდება და C-ის მაგვარი მრუდის მოხრის ქვევით, გარკვეული ტემპერატურის შემდეგ, წარმოიქმნება მხოლოდ ბეინიტი.

ბეინიტური გარდაქმნის პერლიტურისაგან გამოყოფა ძალიან კარგად ვლინდება ლეგირებული ფოლადების აუსტენიტის იზოთერმული დაშლის დიაგრამაზე. კარბიდწარმომქმნელი ელემენტებით (Cr, W, Mo, Ti, V და სხვ.) ლეგირებული ფოლადების იზოთერმული დაშლის დიაგრამაზე პერლიტური დაშლის C-ის მაგვარი მრუდის ქვევით იმყოფება ბეინიტური გარდაქმნების დაწყებისა და დამთავრების C-ის მაგვარი მრუდები. ამ ფოლადებში

¹ შევნიშნავთ, რომ გამოჭიმვის კოეფიციენტი პირველ გამჭოლ დგანზე შეადგენს $\mu=1,6$, ხოლო მეორეზე $\mu=2,2$. მეორე დგანზე სამართულებს უხდებათ მუშაობა უფრო რთულ პირობებში, ვიდრე პირველი გამჭოლი დგანის სამართულებს. აქედან გამომდინარე, თუ (ერთნაირ პირობებში) უმჯობესდება მეორის განმალრუებელი დგანის სამართულის მედეგობა, მაშინ შედეგი პირველ განმალრუებელ დგანზე გაცილებით მაღალი იქნება!

პერლიტური და ბეინიტური გარდაქმნების არეები შეიძლება ნაწილობრივ გადაიფაროს. ნაჩვენებია, რომ 500°C-ზე, 100 წამის შემდეგ იწყება ბეინიტური გარდაქმნა, რომელიც იზოთერმული დაყოვნების დაწყებიდან დაახლოებით 60 წუთის შემდეგ გადადის პერლიტურში.

მაღალტემპერატურულ ფოლადებში პერლიტური და ბეინიტური გარდაქმნების C-ის მაგვარი მრუდები შეიძლება გამოყოფილი იქნეს გადაცივებული აუსტენიტის მაღალი მდგრადობის ტემპერატურული ინტერვალით, რომელშიც პერლიტი მრავალი საათის განმავლობაში არ იშლება, ხოლო ბეინიტური გარდაქმნისათვის გადაცივება ჯერ კიდევ არასაკმარისია.

ბეინიტური გარდაქმნის კინეტიკა პერლიტური გარდაქმნის კინეტიკის მსგავსია, არა მხოლოდ საინკუბაციო პერიოდის არსებობის გამო, არამედ იზოთერმული დაყოვნებისას მოცულობის ზრდის ხასიათითაც. აუსტენიტის გარდაქმნილი მოცულობის წილი თავიდან იზრდება, შემდეგ კი ნელდება.

ფაზური გარდაქმნის კინეტიკის მათემატიკური ანალიზის შედეგად ცენტრების ჩასახვის სიჩქარის (n) და ზრდის ხაზობრივი სიჩქარის (v) მუდმივობის პირობებში პირველადი ფაზის საწყისი (V_0) მოცულობისას გარდაქმნილი მოცულობის (V_τ) გარდაქმნის დროსთან (τ) დამოკიდებულების შემდეგი გამოსახულებები იქნა მიღებული [16-18]:

1) სფერული კრისტალების ზრდისათვის ა. ნ. კოლმოგოროვის მიერ

$$V_\tau = V_0 [1 - \exp(-nv^3\tau^4\pi/3)] \quad (1)$$

2) კუბური კრისტალების ზრდისათვის ლ. ი. მირკინის მიერ

$$V_\tau = V_0 [1 - \exp(-2nv^3\tau^3)] \quad (2)$$

ამასთან, უხვადლეგირებულ ფოლადებში ბეინიტურ გარდაქმნას მარტენსიტული გარდაქმნისთვის დამახასიათებელი განსაკუთრებულობა გააჩნია. იგი არ მიდის აუსტენიტის სრულ დაშლამდე. ბეინიტური გარდაქმნის დამთავრების C-ის მაგვარი მრუდის ყოველი წერტილი შეესაბამება ნარჩენი აუსტენიტის გარკვეულ რაოდენობას. ნარჩენი აუსტენიტის ნაწილის გადასვლა მარტენსიტში შესაძლებელია ფოლადის გაცივებისას ბეინი-

ტური გარდაქმნის ტემპერატურიდან ოთახის ტემპერატურამდე.

ბეინიტური გარდაქმნა, პერლიტურის მსგავსად, შეიძლება მოხდეს არა მარტო იზოთერმული დაყოვნებისას, არამედ უწყვეტი გაცივების პროცესშიც, იქ სადაც თერმოკინეტიკურ დიაგრამაზე გაცივების მრუდი კვეთს ბეინიტური გარდაქმნის მრუდს.

1.3. ბეინიტური გარდაქმნის მექანიზმი

ბეინიტურ გარდაქმნაში შედის შემდეგი ძირითადი პროცესები: ნახშირბადის გადანაწილება, გისოსის $\gamma \rightarrow \alpha$ გადაწყობა, კარბიდების გამოყოფა. ბეინიტური სტრუქტურა წარმოიქმნება სამი ძირითადი სტადიის გავლის შემდეგ. ეს სტადიებია: 1. ბეინიტური ფერიტის წარმოქმნა და შემდგომი ზრდა. იგი გრძელდება გარემომცველი აუსტენიტის ნახშირბადით გადიდრებით, რომელიც მიმდინარეობს მაქსიმალურ სიჩქარეზე, ხოლო კარბიდების გამოყოფა შეიძლება ჩაითვალოს მეორად პროდუქტად, რომელიც პროცესზე მნიშვნელოვან ზეგავლენას ვერ ახდენს. პირველი ეტაპი მთავრდება მაშინ, როდესაც გარდაუქმნელ აუსტენიტში ნახშირბადის მაქსიმალური შემცველობა მიიღწევა;

მე-2 სტადიისათვის დამახასიათებელია ძალიან დაბალი სიჩქარე, რომლის დროსაც წარმოებს ფერიტული უბნების ზრდა, ნახშირბადის კონცენტრაცია აუსტენიტში ამ დროს მაქსიმუმს აღწევს; მე-3 სტადიაში აუსტენიტის ნახშირბადით გაჯერების შემდეგ მიმდინარეობს მისი ფერიტად და კარბიდებად დაშლა. აღსანიშნავია, რომ ეს პროცესი მიმდინარეობს მხოლოდ ხანგრძლივი იზოთერმული დაყოვნების შემდეგ, რომლის დროსაც ხდება ნახშირბადის შემცირება აუსტენიტში. ეს პროცესი მიმდინარეობს 400-350°C-ზე, საიდანაც 400°C-ზე იგი მთავრდება აუსტენიტის სრული გარდაქმნით. 350°C-ზე მართალია გარდაქმნის სიჩქარე გაზრდილია, მაგრამ აუსტენიტის სრული გარდაქმნა მაინც არ მიიღწევა [19].

ბეინიტის ოპტიმალური სტრუქტურა წარმოიქმნება მხოლოდ პირველი და მეორე სტადიისას, რომელიც უზრუნველყოფს მაღალი სიმტკიცისა

და პლასტიკურობის მაჩვენებლების შეხამებას. იგი განისაზღვრება სტრუქტურაში ფერიტის, აუსტენიტის და მარტენსიტის პროცენტული შეფარდებით, რაც მიიღწევა იზოთერმული წრთობის რეჟიმების შერჩევით.

მკვლევართა უმეტესობა თვლის, რომ ბეინიტური გარდაქმნის მთელ ტემპერატურულ ინტერვალში, ფერიტი აუსტენიტიდან წარმოიქმნება მარტენსიტული მექანიზმით, რის სასარგებლოდაც შემდეგი ფაქტები მეტყველებს: ა) ნიმუშის გაპრიალებულ ბრტყელ ზედაპირზე რელიეფის წარმოქმნა, რომელსაც პერლიტური გარდაქმნის შემთხვევაში ადგილი არ აქვს; ბ) ნარჩენი აუსტენიტის არსებობა ლეგირებულ ფოლადებში ბეინიტური გარდაქმნის დამთავრების შემდეგ მაშინ, როცა პერლიტური გარდაქმნა ყოველთვის მთავრდება აუსტენიტის გაქრობით; გ) ქვედა ბეინიტისა და მოშვებული მარტენსიტის მიკროსტრუქტურათა მსგავსება; დ) ბეინიტის ფერიტისა და მარტენსიტის კრისტალოგრაფიული სიახლოვე; ე) ზედა ბეინიტისა და დაბალნახშირბადიანი მარტენსიტის სუბსტრუქტურათა მსგავსება.

ბეინიტური გარდაქმნის მექანიზმი, მისი კინეტიკის თავისებურება, სიახლოვე, როგორც პერლიტურ, ასევე მარტენსიტულ გარდაქმნებთან, შეიძლება შემდეგნაირად აიხსნას: ბეინიტური გარდაქმნა ხდება 500-450°C ტემპერატურების ქვევით, ე.ი. რკინის რეკრისტალიზაციის ზღურბლის ქვევით, რაც ნიშნავს იმას, რომ ბეინიტურ ინტერვალში რკინის ატომების დიფუზიური გადაადგილება შეუძლებელია, რის გამოც ფერიტის წარმოქმნა $\gamma \rightarrow \alpha$ დიფუზიური გარდაქმნით შეუძლებელი ხდება, ე. ი. ითრგუნება პერლიტური დაშლა, მაგრამ 200-250° C-ის ზევით ჯერ კიდევ შესაძლებელია ნახშირბადის აქტიური დიფუზია, რაც აუსტენიტიდან და ფერიტიდან კარბიდის გამოყოფის საშუალებას იძლევა. შუალედურ ტემპერატურამდე გადაცივებულ აუსტენიტში, ე.ი. 500-450° C-ის ქვევით, მაგრამ 200-250°C-ის ზევით, ხდება ნახშირბადის გადანაწილება: ზოგან წარმოიქმნება ნახშირბადით მდიდარი უბნები, სხვაგან – გაღარიბებული. ნახშირბადის დაბალი კონცენტრაციის მქონე აუსტენიტის უბნებში $\gamma \rightarrow \alpha$ გარდაქმნა სრულდება მარტენსიტული რეაქციით [19, 20].

α ფაზის კრისტალები წარმოიქმნება შუალედურ ტემპერატურულ ინტერვალში საწყის γ ფაზასთან დრეკადი კავშირისას კოჰერენტული ზრდის გზით, ე.ი. ზუსტად ისე, როგორც ხდება მარტენსიტის ფირფიტების ზრდა მარტენსიტული M_{α} წერტილის ქვევით გარდაქმნისას, მაგრამ სუფთა მარტენსიტული გარდაქმნისაგან განსხვავებით, რომლისთვისაც დამახასიათებელია მარტენსიტის ფირფიტების მყისიერი წარმოქმნა, ბეინიტური გარდაქმნისას α ფაზის ფირფიტები შედარებით ნელა იზრდება. ეს იმით აიხსნება, რომ ტემპერატურათა შუალედურ ინტერვალში α ფაზის წარმოქმნა შესაძლებელია მხოლოდ γ ფაზიდან, რომელიც ნახშირბადისაგან გაღარიბებულია და, აქედან გამომდინარე, α ფაზის კრისტალების ზრდის სიჩქარე დამოკიდებულია ნახშირბადის ატომების დიფუზიურ მოცილებაზე. ამ ატომების მოცილებისას აუსტენიტში უშუალოდ α ფაზის მახლობლად ნახშირბადის შემცველობა (% C) მაღლა იწევს და მარტენსიტული გარდაქმნა $\gamma \rightarrow \alpha$ ხდება მოცემული ფოლადისათვის დამახასიათებელი M_{α} წერტილის ზევით [20, 21].

მარტენსიტული გარდაქმნის დროს ნახშირბადის კონცენტრაცია არ იცვლება, იცვლება მხოლოდ გისოსი და მიიღება გადაჯერებული α ხსნარი, ამიტომ, $\gamma \rightarrow \alpha$ გარდაქმნის დამთავრებისთანავე იწყება კარბიდების (ცემენტიტის ან ϵ -კარბიდის) გამოყოფა ხსნარიდან ე. ი. ფაქტიურად ხდება მოშვება [21].

აუსტენიტის უბნებში, რომლებიც $\gamma \rightarrow \alpha$ გარდაქმნის წინ გამდიდრდა ნახშირბადით, შეიძლება გამოიყოს კარბიდები, რის შედეგადაც წარმოიქმნება ნახშირბადით გაღარიბებული აუსტენიტის უბნები, სადაც ხდება $\gamma \rightarrow \alpha$ მარტენსიტული გარდაქმნა. მალეგირებელი ელემენტები, რომლებიც წარმოქმნიან ჩანაცვლების ხსნარებს, ბეინიტური გარდაქმნისას ვერ ასწრებენ გადანაწილებას და მათი შემცველობა ფერიტსა და აუსტენიტში ერთნაირია. ქვედა და ზედა ბეინიტის აგებულების განსხვავება დაკავშირებულია ნახშირბადის სხვადასხვა ძვრადობასთან ბეინიტური გარდაქმნის ინტერვალის ზედა და ქვედა ნაწილებში.

ბეინიტური გარდაქმნისას მაღალ ტემპერატურულ ინტერვალში α ფაზაში ნახშირბადის შემცველობა მცირეა, რადგან α/γ საზღვრის გადაადგი-

ლებისას ნახშირბადი ასწრებს აუსტენიტში გადასვლას და კარბიდების გამოყოფა ხდება პირდაპირ აუსტენიტიდან α ფაზის ფირფიტებს შორის, რის შედეგადაც მიიღება ზედა ბეინიტი. დაბალ ტემპერატურებზე ნახშირბადის დაბალი ძვრადობის გამო წარმოებს α ფაზის გამოყოფა (ხდება ფირფიტების შიგნით), ე. ი. მიიღება ქვედა ბეინიტი.

ბეინიტური გარდაქმნის მექანიზმი საკმაოდ რთულია. იგი შეიცავს მარტენსიტული (ძვრადი) და პერლიტური (დიფუზიური) გარდაქმნების სინთეზს, სადაც, როგორც ნემსისებური ფერიტი ასევე ნარჩენი აუსტენიტიც ნახშირბადით არის გადაჯერებული, ამასთან აუსტენიტის სტაბილურობა შენარჩუნებულია უარყოფით ($-40^{\circ}\text{C} \div -60^{\circ}\text{C}$) ტემპერატურებამდეც კი.

2. შედეგები და მათი განსჯა

2.1. სამართულების მედეგობის გაუმჯობესება

თავდაპირველად, ჩვენს მიერ ჩაფიქრებული მოქმედება, შეგვესწავლა „სილიციუმის ზღურბლის“ ეფექტი ერთი კომპოზიციის (10XH3MΦT) გამოყენებით $Si=0,20-0,90\%$ (1) $Si=0,20-0,40\%$ და 2) $Si=0,50-0,90\%$) არ გამოდგა ეფექტური. აღნიშნულს ასაბუთებდა, ასევე, ჩვენი მონაცემები, მიღებული კომპოზიციებზე 40ГCMΦ და 40ГMΦ – ბეინიტური კლასის საშუალონახშირბადიან ფოლადებზე. იმავე პერიოდში დაისვა საკითხი, ხომ არ შეიძლება მეთოდის შემუშავება, რომელიც საშუალებას მოგვცემდა მაქსიმალურად შემცირებულიყო საწარმოო აპრობაციები [14, 22-27].

აღმოჩნდა, რომ მაღალტემპერატურული მიკროსკოპის („ИМАШ“-ის ტიპის) სამუშაო საკანში მოთავსებულ ნიმუშზე დრეკადობის ზღვრებში მოდებული გამჭიმავი ძალის მოქმედებისას, ერთი ციკლი ($+20^{\circ}\text{C} \rightarrow 650^{\circ}\text{C} \rightarrow +20^{\circ}\text{C}$), სტრუქტურულ ასპექტში, შეესაბამება სამართულის დატვირთვას გაჭოლვის დროს (ერთი მასრის გაგლინვას). „მასალათა თვისებების ლაბორატორიის“- „მთლ“ (ახლა: თვითდაფინანსებაზე მყოფი „მასალათა თვისებების სასწავლო-სამეცნიერო ცენტრი“ – „მთსსც“) გამოცდილებით, მექანიკური თვისებების მახასიათებლები უფრო მგრძობიარეა სტრუქტურული ცვლილებების მიმართ, ვიდრე სხვა რომელიმე მახასიათებელი (მაგალითად, ფიზიკური) [14].

შემუშავებული მეთოდის გამოყენებით შეიძლება შესწავლილი იქნეს:

- 1) მყარი ხსნარის მდგომარეობა, მისი გაჯერებულობა (განსაკუთრებით ეფექტურია ნახშირბადის შემცველობისას $C \leq 0,10\%$).
- 2) ნიშანცვლადი, თერმოციკლური და სხვა, აღნიშნულის მაგვარი 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 სხვა [14].

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 ქვედზე – „ნორმალიზაციით ნაკადში“). ჩატარებული ღონისძიებების შედეგად გაუმჯობესდა სამართულების როგორც მხურვალმედეგი გარე შრე, ისე მომდევნო „საყრდენი შრის“ აგებულება (ფერიტ-პერლიტური სტრუქტურა შეიცვალა ბეინიტით). ჯამურმა მოქმედებამ განაპირობა მეორე გამჭოლი დგანის სამართულების მედეგობის ორჯერ გაზრდა.

ზემოაღნიშნული ორიგინალური თერმული დამუშავებისას პირველი მოწვით მიიღებოდა (სხვა მოსაგვარებელ საკითხებთან ერთად) ნიკელითა და სხვა ელემენტებით გაჯერებული მხურვალმედეგი გარე შრე ($t_{\text{შრე}} \approx 800^{\circ}\text{C}$). დაკომპაქტებულ რეჟიმში ჩატარებული მეორე მოწვა ემსახურებოდა აუსტენიტის მარცვლის ზომის შემცირების საკითხებს, ხოლო ბოლოს ჩატარებული ნორმალიზაცია იძლეოდა საშუალებას სამართულების გარე შრის ქვეშ მიღებული ყოფილიყო ბეინიტური სტრუქტურა. სხვანაირად, მხურვალმედეგ გარე შრეს გაუჩნდა უფრო მტკიცე საყრდენი, ვიდრე ფერიტ-პერლიტური სტრუქტურა იყო. შედეგმაც არ დააყოვნა: განღრუბულ-გაჭოლილ მასრათა რაოდენობა გაორმაგდა (250-300-ის ნაცვლად გახდა 500-600) [14].

სისტემატური დაკვირვებების შედეგად დაფიქსირდა აგრეთვე, რომ სამართულების მედეგობა ზოგჯერ უტოლდებოდა 700, 800, 1000 მასრას. დაფიქსირებული იყო ჩვენთვის უცნობი ფაქტორის მოქმედება, რომელიც მნიშვნელოვნად ცვლიდა, როგორც არსებულ წარმოდგენებს, ასევე, მიღებულ შედეგებს. საჭირო შეიქნა დაწვრილებით და უფრო ღრმად შეგვესწავლა აღნიშნული პროცესი. ჩვენთვის ცნობილი იყო, რომ გამაცივებელი სისტემის ნორმალურ მუშაობისას სამართულების ტემპერატურა გაჭოლვის დროს არ აღემატებოდა $600-650^{\circ}\text{C}$ -ს და A1-ის ქვემოთ თერმოციკლირებისას ფუძეს (რკინას) არ გააჩნია ფაზური გარდაქმნები.

შესაძლებელია ამ პროცესზე გარკვეული გავლენა ჰქონდა A_1 -ის ქვემოთ არსებულ რეკრისტალიზაციის ტემპერატურულ ინტერვალს. შემუშავებული ფოლადის (10XH3MΦT) ნიმუშების „ИМАШ“-ის ტიპის დანადგარზე, თერმოციკლირებით ($20^{\circ}\text{C} \leftrightarrow 650^{\circ}\text{C}$), დრეკადობის ზღვრებში გამჭიმავი ძალის მუდმივი მოქმედებისას, იმიტირებული იქნა განდრუება-გაჭოლვის პროცესი [14].

ლაბორატორიულ პირობებში ჩატარებული ექსპერიმენტ(ებ)ის ერთი ციკლი გარკვეულად ეთანადებოდა განდრუება-გაჭოლვის პროცესს. ფოლადის სტრუქტურა და მექანიკურ თვისებათა მახასიათებლების მნიშვნელობები ფიქსირდებოდა გარკვეული ციკლების (10; 100; 500; 1000) შემდეგ. მაგალითად: 1000 ციკლის შემდეგ დენადობის ზღვარი (σ_w) სამჯერ და მეტად გაიზარდა პლასტიკურობის მაჩვენებლების მაღალ დონეზე შენარჩუნებით [14].

ციკლთა რიცხვის გაზრდით ფუძის სისალე კლებულობდა (1000 ციკლის შემდეგ ფერიტის მიკროსისალე 1300 ნ/მმ^2 -დან შემცირდა 900 ნ/მმ^2 -მდე). ამ პროცესს თან ახლდა მანამდე უცნობი განმტკიცების პროცესი (ჩვენი რედაქციით: „დისპერსიული განმტკიცების პროცესი“!). დღეს წარმოებაში ჩაშვებულია არსებულის (10XH3MΦT) ბაზაზე შექმნილი 08XH5CДMΦT ტიპის კომპოზიცია მრავალი სიახლით, მათ შორის „შლეიფით“ $\langle \text{Ti+N+V} \rangle$ და „ახალი ფენომენით“ გლობულარულ ბეინიტში [14].

2.2. ფოლადის მიღებისა და დამუშავების ტექნოლოგია

ატომური აზოტის საჭირო რაოდენობა ($N=0,007-0,014\%$) მიიღება სპონტანურად, ლითონის დნობისას ელექტრორკალურ ღუმელში (ამოცანა მარტივდება, როცა გამოყენებულია დუპლექს-პროცესი ელექტრორკალური ღუმელი+ციცხვ-ღუმელი). გარდა ამისა, შესაძლებელია აგრეთვე სასურველი შედგენილობის კომპოზიცია გამოდნობილი იქნეს ინდუქციურ ღუმელებში აზოტის შემცველი შენადნობების გამოყენებით, მაგალითად: Fe+Si+N [15].

იმის მცდელობა, რომ განმტკიცების მოკვლევითი მეთოდოლოგია გამოგვეყენებინა პრაქტიკული ამოცანების გადასაწყვეტად არ დამთავრებულა წარმატებით, მაგრამ „გაჩნდა“ ახალი იდეა: „შლეიფი“ $\langle \text{Ti+N+V} \rangle$ ხომ არ

„იმუშავებს“ – იმოქმედებს ჩვეულებრივი ტექნოლოგიის პირობებში (მაგალითად, წნევით დამუშავებისა და სხვადასხვა სახის დაძველების პირობებში და სხვა) თერმოციკლირების გარეშე [15].

აღნიშნულის კარგი მაგალითია ფოლადი 40АГФТ, რომელიც ჩვენი რეცეპტით იქნა გამოდნობილი (დნობები №253246 და №253247) ვოლგოგრადის ქარხანაში „კრასნი ოკტიაბრ“ („Красный Октябрь“), ხოლო მიღებული 110 მმ დიამეტრის მილნამზადებისგან სატუმბ-საკომპრესორო მილები, დიამეტრით 73 მმ და კედლის სისქით 5,5 მმ (ქუროებისათვის შესაბამისად 89 მმ და 13 მმ), გაიგლინა რუსთავში, მილსაგლინავ აგრეგატზე „140“ [15].

ჩატარებული კვლევებით დადასტურდა, რომ ძირითადი ამოცანა (სიმტკიცის „E“ ჯგუფის მილების მიღება) წარმატებით გადაწყდა ორივე ნაღნობის შემთხვევაში როგორც გლინვის, ისე თერმული დამუშავების შემდეგ. რაც შეეხება ნაღნობს №253246, მისგან მიღებული მილები (Ø73x5,5 მმ) პასუხობდა სიმტკიცის უფრო მაღალი „Л“ ჯგუფის მოთხოვნებს ($\sigma_{\text{д}} = 750 \text{ ნ/მმ}^2$, $\sigma_{\text{с}} = 1030 \text{ ნ/მმ}^2$, $\delta_5 = 14 \%$, $\psi = 54 \%$) და ახლოს იყო სიმტკიცის „M“ ჯგუფთან, რომლისთვისაც $\sigma_{\text{д}} \geq 760 \text{ ნ/მმ}^2$ [15].

„შლეიფების“ ალუმინიანად შედარებამ აჩვენა, რომ №253246 ნაღნობში ($\langle \text{Ti} = 0,014 \%$ + $\text{N} = 0,009 \%$ + $\text{V} = 0,10 \%$ + $\text{Al} = 0,034 \%$) აზოტი უკეთესად არის გაწონასწორებული ტიტანით, ვიდრე №253247-ში ($\langle \text{Ti} = 0,015 \%$ + $\text{N} = 0,014 \%$ + $\text{V} = 0,08 \%$ + $\text{Al} = 0,029 \%$). სავარაუდოდ, ასევე უფრო აქტიურია №253246 ნაღნობში ვანადიუმისა და ალუმინის გავლენა სტრუქტურათა ჩამოყალიბება-ფორმირებაზე, ვიდრე №253247-ში [15].

მიუხედავად აღნიშნულისა, ფაქტი რჩება ფაქტად „შლეიფი“ $\langle \text{Ti} + \text{N} + \text{V} \rangle$ „მუშაობს“ მილების რედუცირებისას, რისი გამლიერებაც შეიძლება დამუშავებით „ნორმალიზაცია ნაკადში“. ჩვენი მარაგნაკეთით, აღნიშნული მოგვცემს საშუალებას სტაბილურად მივიღოთ სიმტკიცის „M“ ჯგუფის მილები. ცხელი პლასტიკური დეფორმაციის დროს ფუძეში გამოყოფილი ულტრადისპერსიული ნაერთები განაპირობებს სუბმარცვლის მცირე ზომას, რაც ფაზური $\gamma \rightarrow \alpha$ გარდაქმნის შედეგად უფრო დისპერსიული სტრუქტურის წარმოქმნას

უწყობს ხელს. მსგავსი პროცესები შეიძლება განხორციელდეს, ე. წ. „ნანოდანამატების“ (კარბიდები, ნიტრიდები, ოქსიდები, ბორიდები და სხვა) გამოყენებითაც [15].

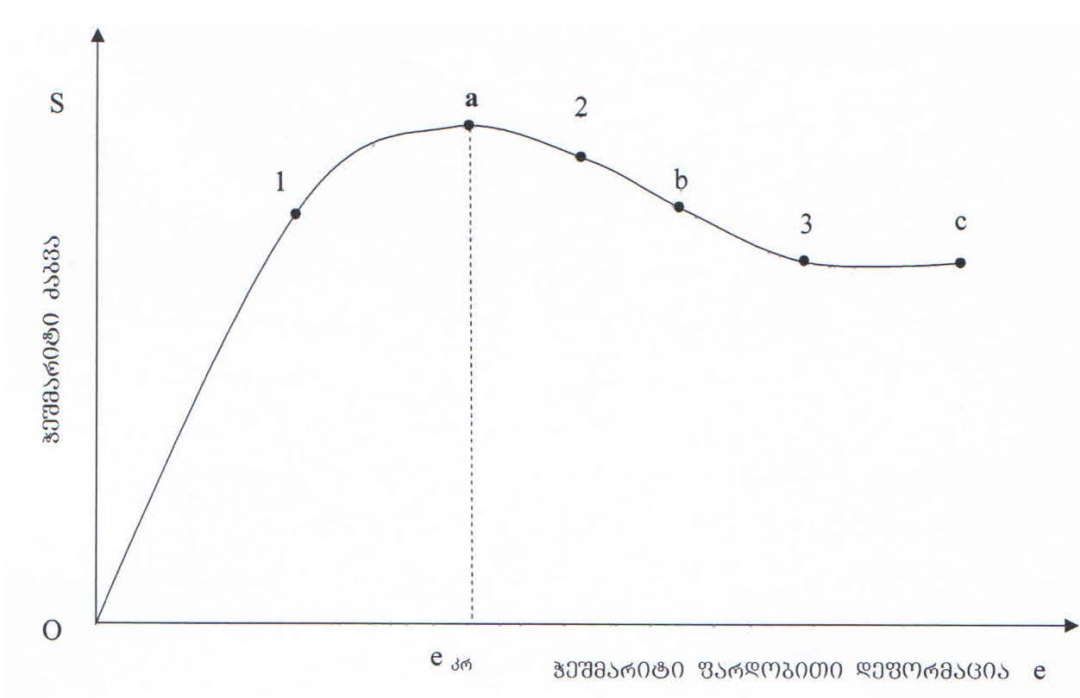
ცხელი პლასტიკური დეფორმაცია (კონტროლირებული გლინვა სწრაფი გაცივებით) დავუდევით საფუძვლად ჩვენ მიერ ჩატარებულ სამუშაოს სორტულ საამქროში. დღეს შპს „რუსთავის ფოლადის“ სორტსაგლინავ საამქროს ასეთი სახე აქვს: ნამზადის (□100x100 მმ) განყოფილება თანამედროვე მეთოდური ღუმელით, 16 გალიანი მართვადი უწყვეტად გლინვის დგანი, რომელსაც გააჩნია ხელით მართვადი გამაციებელი სისტემა (მთმდის ჩასატარებლად), ორი მფრინავი მაკრატელი, პირველი VI უჯრის შემდეგ, დაზიანებული თავების მოსაჭრელად, ხოლო მეორე გამაცივებელი დანადგარის შემდეგ, მზა პროდუქციის ნაკადში დასაჭრელად. სათანადო ზომებად დაჭრილი მზა პროდუქცია მიეწოდება თანამედროვე დონის მქონე მაცივარს, რომლის შემდეგ ცივად ჭრის მაკრატელზე წარმოების სათანადო სიგრძისა და წონის პაკეტების დამზადება, რის შემდეგ მზა პროდუქცია ეგზავნება მომხმარებელს [29].

გლინვის პროცესი პროფილებისთვის №№32, 28, 25 მმ მთავრდება X-ე გალზე, №№22, 20, 18 მმ – XII გალზე, №16 მმ – XIV გალზე, №№14, 12 მმ – XVI გალზე, ე.ი. მხოლოდ №№14 და 12 მმ გლინვისას მონაწილეობს უწყვეტი გლინვის მთლიანი სისტემა. სხვა შემთხვევაში გაცივების დაწყებამდე ფიქსირდება პაუზები (ყველაზე მცირე №16 მმ-ის დროს) – 3-4 წამი, რომელიც საკმარისია მეტადინამიკური რეკრისტალიზაციის განხორციელებისთვის (შევნიშნავთ, რომ ამ პროცესს არ სჭირდება ინკუბაციის პერიოდი) [29].

XX საუკუნის 70-იან წლებიდან ტექნიკურ ლიტერატურაში გამოჩნდა პუბლიკაციები, რომლებმაც ძირეულად შეცვალა არსებული წარმოდგენები ცივ და ცხელ პლასტიკურ დეფორმაციებზე. დიდხანს ასე განმარტავდნენ: თუ დეფორმაცია სრულდება ამ ლითონის (შენადნობის) რეკრისტალიზაციის ტემპერატურაზე დაბლა მაშინ საქმე გვაქვს ცივ პლასტიკურ დეფორმაცი-

ასთან, ხოლო რეკრისტალიზაციის ტემპერატურაზე მაღლა განხორციელებული დეფორმაცია იყო ცხელი პლასტიკური დეფორმაცია. აღმოჩნდა, რომ შესაძლებელია დეფორმაცია სრულდებოდეს სოლიდუსთან ახლოს, მაგრამ დეფორმაციის გარკვეულ ზღვრამდე პლასტიკური დეფორმაცია ხორციელდება (სრულდება) განმტკიცებით. აღებულ სისტემას არ შეუძლია უწყვეტად შთანთქას ან გამოასხივოს ენერგია [29].

ჭეშმარიტ კოორდინატებში „S-e“ („ჭეშმარიტი ძაბვა-ჭეშმარიტი დეფორმაცია“) აგებულ დიაგრამას (სურ. 6) გააჩნია „კუზი“ – მაქსიმუმი, რომელიც მით უფრო მკვეთრად არის გამოხატული, რაც უფრო დაბალია დეფორმაციის ტემპერატურა და მაღალია დეფორმაციის სიჩქარე. აღებულ პირობებში თუ დეფორმაცია სრულდება $e_{კრ}$ -მდე, მაშინ პლასტიკური დეფორმაცია სრულდება განმტკიცებით (დიაგრამაზე Oa მონაკვეთი) [29].



სურათი 6. ცხელი პლასტიკური დეფორმაციის მრუდი კოორდინატებში „ჭეშმარიტი ძაბვა – ჭეშმარიტი დეფორმაცია“ – „S-e“ [29]

ჭეშმარიტი ძაბვის გამოსაანგარიშებლად გამოიყენება ფორმულა (3),

$$S = \frac{P}{F} \quad (3)$$

ამ ფორმულაში S არის ჭეშმარიტი ძაბვა, P – გლინებსა და ნიმუშზე მოქმედი ძალა, F – ნიმუშის განივკვეთის ფართობი, რომლის სიმაღლეს გლინებს შორის მანძილის ტოლია.

ჭეშმარიტი დეფორმაციის გამოსაანგარიშებლად გაჭიმვისას გამოიყენება მე-4 ფორმულა, ხოლო კუმშვისას კი – მე-5 [30]:

$$e = \int_{l_0}^{l_K} \frac{dl}{l} = \ln \frac{l_K}{l_0} = \ln(1 + \delta) \quad (4)$$

ამ ფორმულაში e არის ჭეშმარიტი ფარდობითი წაგრძელება, l – ნიმუშის სიგრძე, l_0 – ნიმუშის საწყისი სიგრძე, l_K – ნიმუშის საბოლოო (კრიტიკული) სიგრძე.

$$e = \int_h^{h_0} \frac{dh}{h} = \ln \frac{h_0}{h} \quad (5)$$

ამ ფორმულაში e არის ჭეშმარიტი ფარდობითი შეკუმშვა, h – ნიმუშის სიმაღლე (სისქე), h_0 – ნიმუშის საწყისი სიმაღლე (სისქე).

როდესაც $e > e_{კრ}$ (ab მონაკვეთი დიაგრამაზე) იწყება, ე. წ. „დარბილების“ პროცესები: დინამიკური პოლიგონიზაცია და დინამიკური რეკრისტალიზაცია. დეფორმაციის გაზრდით განმტკიცებისა და „დარბილების“ პროცესებს შორის მყარდება გარკვეული წონასწორობა (დიაგრამაზე bc შტო). შევნიშნავთ, რომ ცხელი პლასტიკური დეფორმაციის ნებისმიერ სტადიაზე დეფორმირებული ლითონი ხასიათდება დისლოკაციების გაზრდილი სიმკვრივით, რაც წარმოადგენს თერმოდინამიკურ სტიმულს, რომლის ხარჯზეც ვითარდება პროცესები დეფორმაციის დამთავრების შემდეგ. ეს პროცესებია: სტატიკური „გამობრუნება“, სტატიკური რეკრისტალიზაცია და მეტადინამიკური რეკრისტალიზაცია [29].

აღნიშნული გვეჩვენებს, რომ მეტადინამიკური რეკრისტალიზაცია

სრულდება მაშინვე, რადგან არ აქვს ინკუბაციის პერიოდი, რის გამოც აღნიშნული სახეებიდან ზემოთ აღნიშნულ პოცესებს შორის მას აქვს პრაქტიკისათვის დიდი მნიშვნელობა. ასევე მნიშვნელოვანია არსებული განმარტებები თერმომექანიკურ დამუშავებაზე. თერმომექანიკური დამუშავება წარმოადგენს სხვადასხვა თანმიმდევრობით ჩატარებული პროცესების – „დეფორმაციის“ „გახურებისა“ და „გაცივების“ ერთობლიობას, რაც, რა თქმა უნდა, განაპირობებს კრისტალური წყობის დეფექტების სიმკვრივის გაზრდას და, როგორც შედეგი, – მომდევნო სტრუქტურულ ცვლილებებს. ასევე, ყურადსაღებია შემდეგი განმარტება: „თერმომექანიკური დამუშავება თერმული დამუშავების სახეა, რომელიც მოიცავს პლასტიკურ დეფორმაციას, კრისტალური წყობის დეფექტების სიმკვრივის გაზრდის ერთ-ერთ ძირითად საშუალებას. ასეთ დეფორმირებულ მატრიცაში სრულდება ფაზური $\gamma \rightarrow \alpha$ გარდაქმნა თერმული დამუშავებისას. მამასადამე უფრო ეფექტურია დისლოკაციებისა და სხვა სახის კრისტალური წყობის დეფექტების სიმკვრივის გაზრდა დამუშავების არა რომელიმე ეტაპზე, არამედ მაშინ, როდესაც დეფორმირებულ მატრიცაში სწრაფი გაცივებით განხორციელდება $\gamma \rightarrow \alpha$ გარდაქმნა [29-31].

ჩვენი პოზიციის საფუძველია XX საუკუნის 30-იან წლებში ევროპელების (განსაკუთრებით გერმანელების) მიერ ჩატარებული ფართომასშტაბიანი კვლევების შედეგები. აღნიშნულს, რა თქმა უნდა, უნდა დაემატოს ლაბორატორიულ პირობებში პრეციზიულად ჩატარებული კვლევების შედეგები [33].

ამ კვლევებისას სისტემატურად იყო გამოყენებული ოსცილოგრაფირების მეთოდი გლინებზე ლითონის საერთო წნევის, გლინების ბრუნთარცხვის (გლინვის სიჩქარის) და, საჭიროების შემთხვევაში, ლითონის ტემპერატურის ჩაწერისათვის დამუშავების მთლიან ციკლში (გახურება, დეფორმაცია, გაცივება). გახურება წარმოებდა ელექტრო-ღუმელში, რომელიც მიდგმული იყო მუშა უჯრაზე. სპეციალური გეომეტრიის მქონე ნიმუშები, რომლებსაც გავლილი ჰქონდათ წინასწარი თერმული დამუშავება (ორმაგი

მოწვა ან მოწვა+გაუმჯობესება) ხურდებოდა თაროებზე. სათანადო დაყოფის შემდეგ გასაგლინი ნიმუში იღებოდა სპეციალურ ღარში. მცირე დაყოვნების შემდეგ იღებოდა დაწყვილებული კარებები და სპეციალური ბიგარის საშუალებით გახურებული ნიმუში მიეწოდებოდა გლინებს [33].

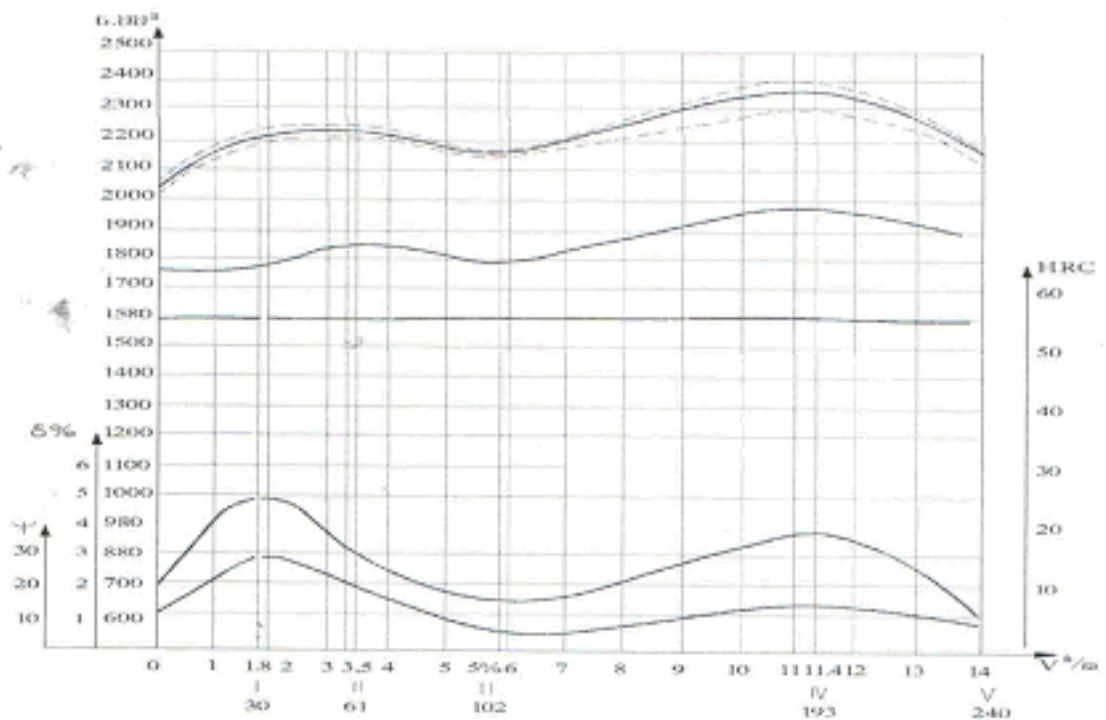
გლუვ კასრზე დეფორმირებული ლითონი (სპეციალური ექსპერიმენტების გარდა) ვარდებოდა გამდინარე წყალით სავსე ავზში. შესწავლილი იყო, ძირითადად, სხვადასხვა კლასის ფოლადები. გამოყენებული იყო აგრეთვე, როგორც სამოდელო შენადნობი, დურალუმინი. აღებულ მასალაზე (ფოლადზე) შეისწავლებოდა ფართომასშტაბიანი წინასწარი ექსპერიმენტების შემდეგ, მხოლოდ გლინვის სიჩქარის გავლენა მაღალტემპერატურული თერმომექანიკური დამუშავების დროს (მთმდ). გაგლინულ ზოლებიდან სათანადო თერმული დამუშავების შემდეგ (აღნიშნული არ ეხება დურალუმინს, ქრომნიკელიან უჟანგავ ფოლადებს და სხვას, რომელთა სისალე წრთობის შემდეგ უმნიშვნელოდ იცვლება). მზადდებოდა ნიმუშები მექანიკური გამოცდების ჩასატარებლად. შეისწავლებოდა სტრუქტურა, ტარდებოდა ფრაქტოგრაფიული ანალიზი და სხვა. ფრანკისა და ჰერცის ცდების მსგავსად (ე. წ. „დაქვანტვის პრინციპი“) ამ კვლევისას დიაგრამაზე „მექანიკური თვისებები – გლინვის სიჩქარე“ დაფიქსირებულია სიმტკიცის მაჩვენებლების (σ, σ_ა) ორი ზრდადი მაქსიმუმი, მესამე ნავარაუდევია (სურ. 7) [29, 33].

მე-8 სურათზე წარმოდგენილია „დეფორმაციის სიჩქარის გავლენა ფოლად 50XΦA-ს დარტყმით სიბლანტეზე მაღალტემპერატურული თერმომექანიკური დამუშავების დროს“ ნიმუშების სხვადასხვა ტემპერატურაზე (+20°C, -40°C, -120°C, -196°C) გამოცდისას [29, 33].

ამ ექსპერიმენტებში ($t_{დოფ}=800-1000^{\circ}\text{C}$; $\epsilon=10-50\%$; $V=1,5$ მ/წმ) ადგილი ჰქონდა საერთო წნევების მონაცემების ანალიზით „კუზის“ (მაქსიმუმის) ა წერტილის დადგენის მცდელობას, a-b უბანზე გადასვლის განსახორციელებლად გლინვის სიჩქარის გაზრდით. მიღებული შედეგები არასტაბილური იყო [29, 33].

სწორედ ამ პერიოდში (1970-იანი წლები) მოსკოვის ფოლადისა და

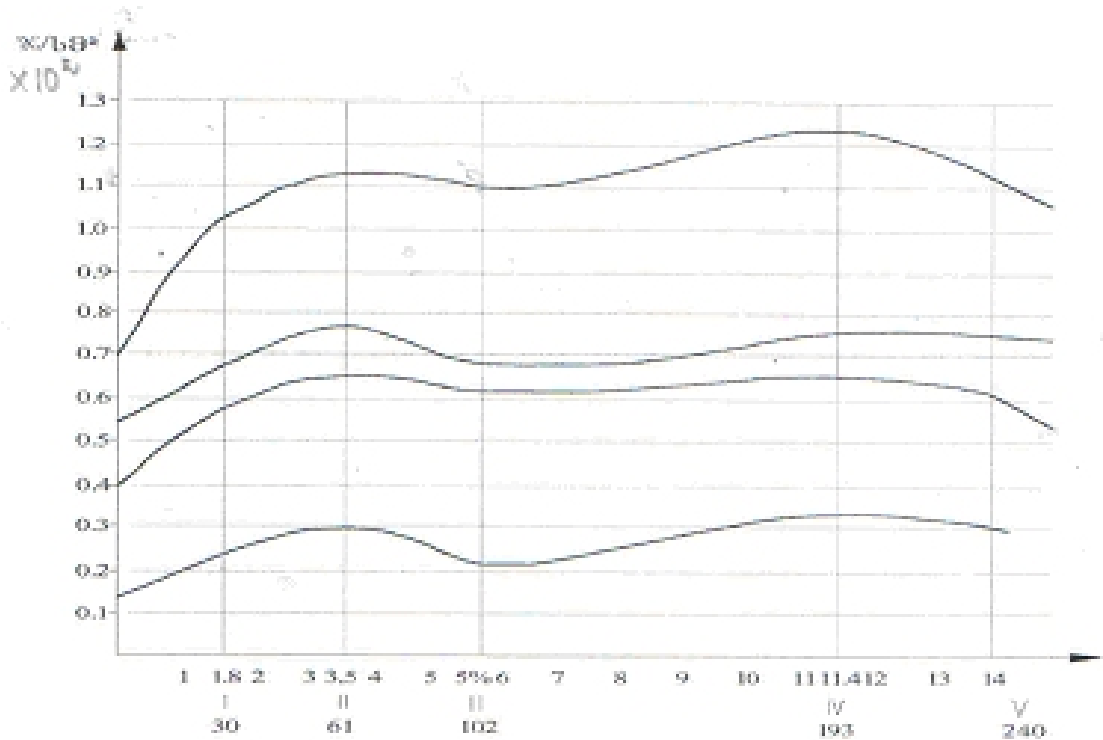
შენადნობების ინსტიტუტში (რუსული აბრევიატურით „МИСиС“) პროფესორ მ. ლ. ბერნშტეინთან ათვისებული იყო აუსტენიტის ყოფილი მარცვლების გამომჟღავნების – ნიმუშების (შლიფების, ხეხების) მოწამვლის შემდეგი მეთოდი: პიკრინის მჟავის გაჯერებული წყალხსნარი, რომელსაც დამატებული ჰქონდა 0,5-4,0 % „სინთოლის“ ფხვნილი, ხურდებოდა 30-70°C-ზე. ასეთ არეში მოთავსებული შლიფების დაყოვნების ხანგრძლივობა შეადგენდა 30-120 წამს. ამის შემდეგ შლიფების გაპრიალებული ზედაპირები იწმინდებოდა მაუდის ნაჭერზე. მკვეთრი ბადის მისაღებად საჭირო იყო აღნიშნული პროცესის რამდენჯერმე გამეორება [29, 33].



სურათი 7. დეფორმაციის სიჩქარის გავლენა ფოლადი 50XΦA-ს მექანიკურ თვისებებზე მთმდ-ის დროს
 გახურების ტემპერატურა 880 °C, მოშვების - 200 °C.

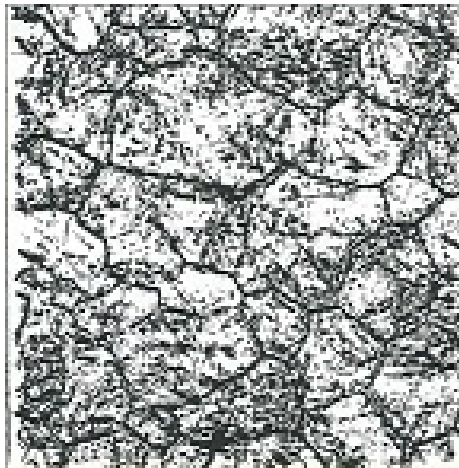
სურათზე 9 (ა, ბ, გ, დ, ე, ვ) ზემოთ აღნიშნული მეთოდის გამოყენებით მიღებული სტრუქტურები (აუსტენიტის ყოფილი მარცვლების საზღვრები) ფოლად 50XΦA-ს სხვადასხვა რეჟიმით დამუშავებისას (ა – ჩვეუ-

ლებრივი წრთობა, ბ – მთმდ $V=1,8\text{მ/წმ}$, გ – მთმდ $V=3,5\text{მ/წმ}$, დ – მთმდ $V=6\text{მ/წმ}$, ე – მთმდ $V=11,4\text{მ/წმ}$, ვ – მთმდ $V=14,1\text{მ/წმ}$ [29, 33].

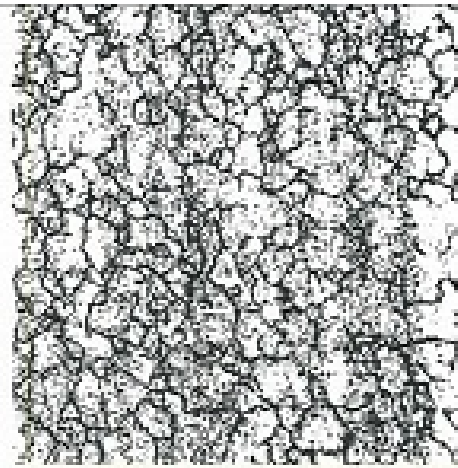


სურათი 8. დეფორმაციის სიჩქარის გავლენა ფოლად 50XΦA-ს დარტყმით სიბლანტეზე მთმდ-ს დროს ნიშნების სხვადასხვა ტემპერატურაზე გამოცდისას

სურათზე 10 (ა, ბ) მოცემულია რაოდენობითი ანალიზის შედეგები მიღებული იმავე ფოლადზე და იგივე რეჟიმებზე. მოყვანილი ჰისტოგრამები აადვილებს ოპტიმიზაციის საკითხების გადაჭრას. ეს მაშინ, როდესაც ტემპერატურისა ($^{\circ}\text{C}$) და პლასტიკური დეფორმაციის ხარისხის – მოჭიმვის (ϵ , %) აღებულ რეჟიმებზე გვაქვს ხუთ სიჩქარეზე ჩატარებული მაღალტემპერატურული თერმულ-მექანიკური დამუშავება. სხვანაირად, $V=11,4$ მ/წმ დროს მიღებულია შედეგები $\sigma_{\text{B}} \approx 2350\text{--}2400$ ნ/მმ², $\sigma_{\text{L}} \approx 1980$ ნ/მმ², $a_1 \approx 120$ ჯ/სმ², $\psi \approx 35\%$ და სხვა, რომელთა პრაქტიკაში რეალიზაცია თხოულობს ახალი დგანის კონსტრუირებას [29, 33].



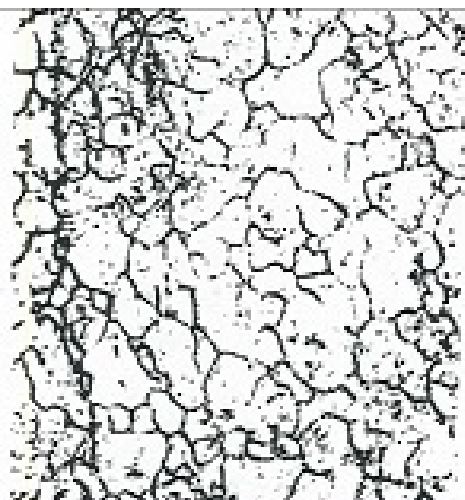
ა. მინერალიზაცია 0% აუსტენი



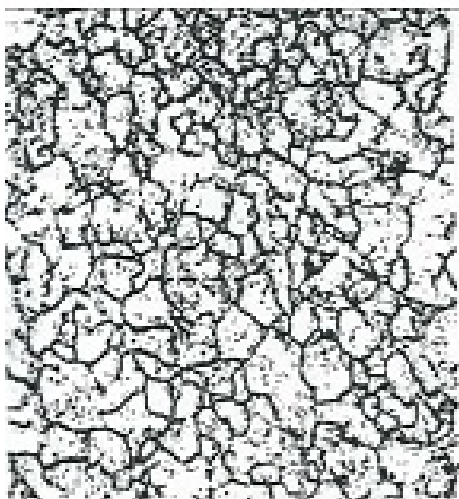
ბ. მინერალიზაცია I სინტაქსი V=1,8 მ/წმ



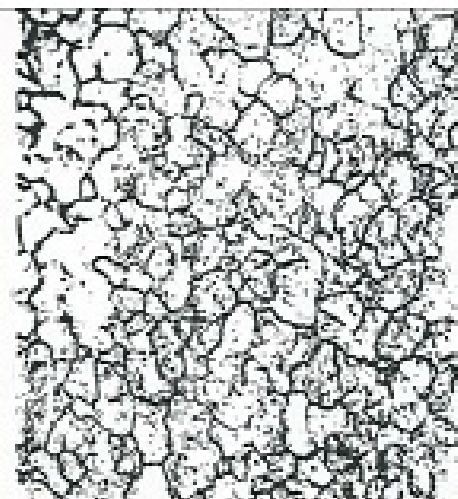
გ. მინერალიზაცია II სინტაქსი V=3,5 მ/წმ



დ. მინერალიზაცია III სინტაქსი V=6 მ/წმ



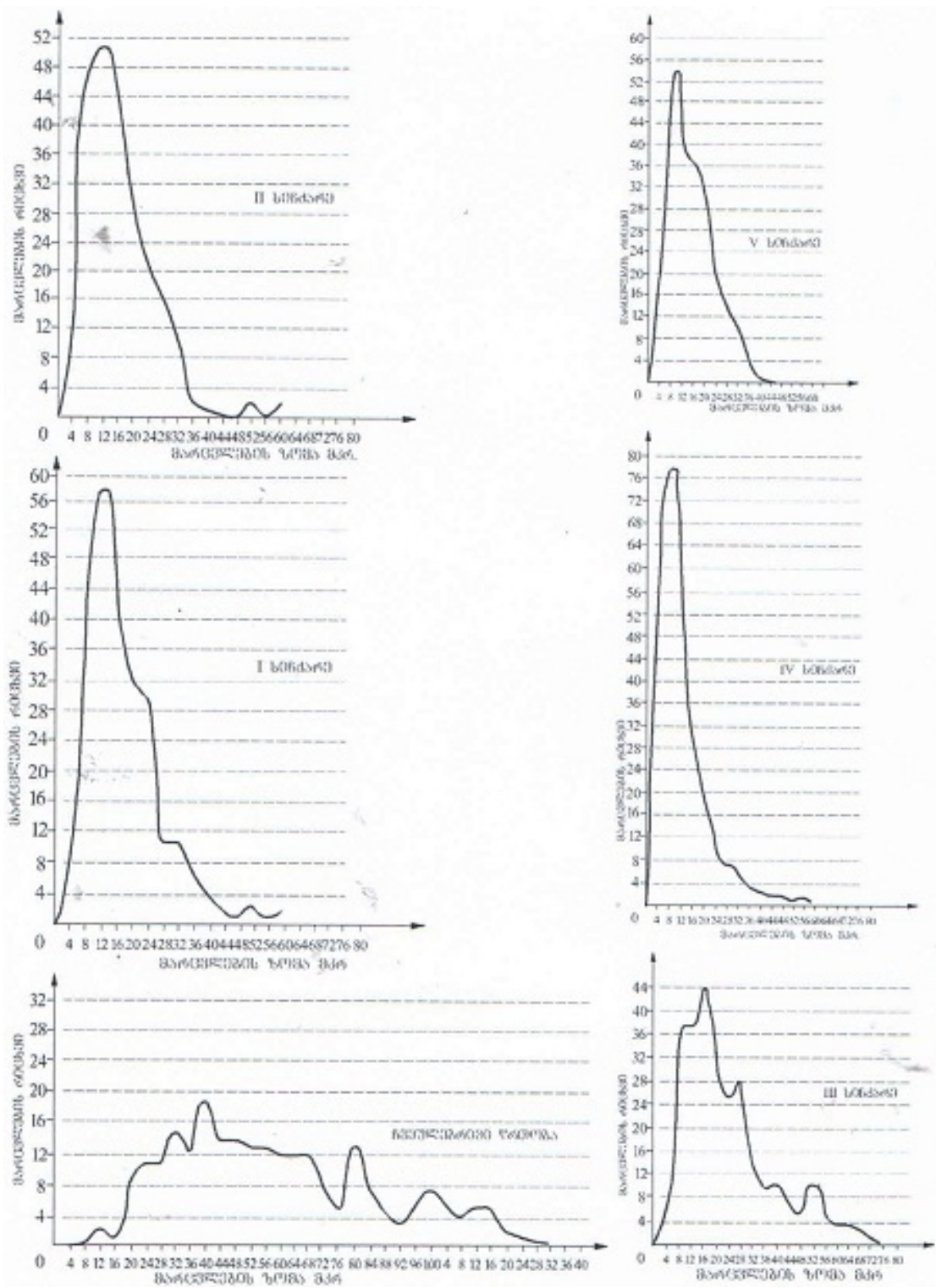
ე. მინერალიზაცია IV სინტაქსი V=11,4 მ/წმ



ვ. მინერალიზაცია V სინტაქსი V=14,1 მ/წმ

სურათი 9. ფოლად 50XΦA-ს სხვადასხვა რეჟიმით დამუშავებისას მიღებული სტრუქტურები (აუსტენიტის ყოფილი მარცვლების საზღვრები)

ა – ჩვეულებრივი წრთობა, ბ – მთმდ V=1,8მ/წმ, გ – მთმდ V=3,5მ/წმ, დ – მთმდ V=6მ/წმ, ე – მთმდ V=11,4მ/წმ, ვ – მთმდ V=14,1მ/წმ.



სურათი 10. ფოლად 50XΦA-ს სხვადასხვა რეჟიმით დამუშავებისას მიღებული სტრუქტურების (აუსტენიტის ყოფილი მარცვლების) რაოდენობრივი ანალიზის შედეგები

ა – ჩვეულებრივი წრთობა, მთმდ $V=1,8\text{მ/წმ}$, მთმდ $V=3,5\text{მ/წმ}$;

ბ – მთმდ $V=6\text{მ/წმ}$, მთმდ $V=11,4\text{მ/წმ}$, მთმდ $V=14,1\text{მ/წმ}$.

ალბათ, მოკლედ მოყვანილი ექსკურსი საკმარისია იმისათვის, რომ ჩვენ კონკრეტულად ავლნიშნოთ: უკეთეს შემთხვევაში, თუ არ არსებობს მოცემულ შენადნობზე (ფოლადზე) „S-e“ დიაგრამა, დაფიქსირდება მთმდ-ს დროს პლასტიკურობის მახასიათებლების „გადაყვანა“ სიმტკიცის მაჩვენებლებში (რა თქმა უნდა, არმატურის გამძლეობის გაუარესების ხარჯზე). ეს იქნება საშუალო დონის რეზულტატი [29, 33].

„S-e“ დიაგრამის არსებობის შემთხვევაში საჭიროა მოვინახოთ სტაბილური გზები სასურველი რეჟიმების შესარჩევად. საინტერესოა განვიხილოთ თერმული დამუშავება ჭეშმარიტი ძაბვის აღმავალი შტოდან (წერტილი 1, სურ. 6), Oa შტოზე ჩატარებულ პლასტიკურ დეფორმაციას მოაქვს განმტკიცება, რომელსაც ემატება $\gamma \rightarrow \alpha$ გარდაქმნით გამოწვეული განმტკიცება. საბოლოოდ, სიმტკიცის მაჩვენებლები იქნება მაღალი, ხოლო პლასტიკურობა – დაბალი. განვიხილოთ წრთობა მე-3 უბნიდან (დიაგრამის bc შტო, სურ. 6) [29, 33].

ამ უბანზე, როგორც ცნობილია, დამყარებულია განმტკიცებისა და „დარბილების“ პროცესებს შორის გარკვეული დინამიკური წონასწორობა. მარცვლები დეფორმირებულია, მაგრამ მათი ზომები თითქმის უცვლელია. შპს „ქართული ფოლადის“ სორტსაგლინავი დგანის მაგალითზე, დიამეტრები №№14, 12, 10 მმ. ამ ნომრების გლინვისას ჩართულია 16-ვე გალი, ე. ი: ღრმად დეფორმირებული მზა პროდუქცია ყოველგვარი პაუზების გარეშე ხვდება გამაცივებელ სისტემაში. ჩვენ დაწვრილებით შევისწავლეთ არმატურები №14 და №12 მმ მაღალტემპერატურული თერმომექანიკური დამუშავების შემდეგ, მიღებული შედეგები „საშუალოა“, თუმცა დაცულია მაღალტემპერატურული თერმომექანიკური დამუშავების რეკომენდებული ბევრი პირობა. სხვანაირად, ზემომოყვანილი მაღალტემპერატურული თერმომექანიკური დამუშავების განმარტებები არ არის სრულყოფილი [29, 33].

№№14,12 მმ-ის გლინვისას დეფორმაციები მაღალია ($\mu_{N\#14}=65$, $\mu_{N\#12}=89$) გაცივების პროცესი იწყება პაუზების გარეშე. თუ განვიხილავთ „საშუალო“ (გასაშუალებულ) შედეგებს ისინი „კარგია“; საკმარისია ავაგოთ ჰისტოგრა-

მეზი მაჩვენებლებზე σ_B , σ_{ϕ} , δ_7 , E_T და სხვა, მაშინ ნათელი გახდება მთავარი (ამის კარგი მაგალითია ფოლად 50XΦA-ზე მიღებული მონაცემები დეფორმაციის სიჩქარის ცვლილებისას – სურათები 7, 8, 9, 10). მხოლოდ პრეციზიული ხერხებით შეიძლება მიღებულ იქნეს სტაბილური შედეგი [29, 33].

მე-2 მაგალითი – წრთობა ab უბნიდან (სურ. 6). თუ დავუშვებთ, რომ პოლიგონიზაციის პროცესები ჩატარებულია სრულად, მაშინ მთმდ-ის შემდეგ გვექნება სიმტკიცის მაჩვენებლების მნიშვნელოვანი ზრდა პლასტიკურობის მაღალი დონის შენარჩუნებით. თუ აღნიშნული პირობები იქნება სტაბილურად მართვადი, მაშინ მაღალტემპერატურული თერმომექანიკური დამუშავების ძირითადი ამოცანა ამოხსნილი იქნება. დეფორმაციის „მდორე“ გაზრდისათვის ჩვენ გავზარდეთ გლინვის სიჩქარე, სწორედ ამ ფაქტორის ცვლილებამ მიგვიყვანა 50XΦA მარკის ფოლადზე რეკორდული სიმტკიცის $\sigma_s=2400$ ნ/მმ² მიღებამდე და სხვა [29, 33].

ყოველივე ზემოთ აღნიშნულმა მკვლევარები გასული საუკუნის 80-იანი წლებში მიიყვანა იმ დასკვნამდე, რომ სტაბილური შედეგების მისაღებად თავი უნდა შევიკავოთ მაღალტემპერატურული თერმომექანიკური დამუშავების გამოყენებისაგან (დასაშვებია პრეზიციული მეტალურგიის გამოყენებით, მაგალითად, ფრაგმენტირებული აუსტენიტის სწრაფი გაცივებით მიღებული შედეგები!) და უნიფიცირებული არმატურა B500W ვაწარმოოთ თერმული დამუშავების გარეშე ფოლადის კარგი შედუღებადობით ($C_s \leq 0,22\%$, $CE \leq 0,43\%$), ე. ი. აღნიშნული ამოცანა უნდა გადაიჭრეს რეგლამენტირებული ქიმიური შედგენილობის მქონე ფოლადის ცხელი პლასტიკური დეფორმაციით. აღნიშნული ავალდებულებს ტექნოლოგ ლითონმცოდნეებს შექმნან ახალი კომპოზიციები და მათი დამუშავების ახალი მეთოდები. ამ მხრივ წარმატებებია გაზისა და ნავთობის სატრანსპორტო მილების, ფირმა SMA-Demag-ის ახალი ტექნოლოგიებში (კერძოდ, კონტროლირებული გლინვა სწრაფი, $V=200$ °C/წმ გაცივებით, როდესაც დეფორმაციას აუსტენიტის სტაბილურ არეში მოსდევს წრთობა ბეინიტზე) [29, 33].

ჩვენს სტრატეგიულ დასკვნას (დასკვნებს) ასეთი სახე ექნება:

საჭიროა შემუშავდეს კომპოზიცია (ფოლადის ქიმიური შედგენილობა) და კონტროლირებული გლინვის „ხელმისაწვდომი“ მეთოდი, რომელთა გამოყენებით სტაბილურად იქნება მიღებული ფრაგმენტირებული აუსტენიტი წრთობის წინ, რაც თავის მხრივ განაპირობებს სიმტკიცის მაჩვენებლების ზრდას პლასტიკურობის მაღალ დონეზე შენარჩუნებით [29, 33].

ვფიქრობთ „ახალ ფენომენს“, მის სრულ „გახსნას“ ბევრის გაკეთება შეუძლია ამ მიმართულებით. კერძოდ, ის ძალზე მარტივია, არ მოითხოვს (ნაკლებად მოითხოვს) ტექნიკურ ცვლილებებს, ამ მხრივ კარგი მაგალითებია :

1) B500W-ს შესრულება „ახალი ფენომენის“ მეშვეობით. იმისათვის, რომ იყოს ეს ეფექტი, აუცილებელია გვექონდეს რაფინირებული და სელექტირებული ფოლადი 3მშ ($C=0,17-0,22\%$; $Si=0,25-0,40\%$; $Mn=0,80-0,90\%$; $S\leq 0,01\%$; $P\leq 0,01\%$) + „შლეიფი“ $Ti=0,01-0,015\%$; $N=0,008-0,013\%$; $V=0,08-0,13\%$ + ტექნოლოგიური პროცესი – არმატურის გლინვა სორტსაგლინავ დგანზე, კერძოდ B500W-ს წარმოება თერმული დამუშავების გარეშე, კარგი შედეგობით ($C\leq 0,22\%$, $CE\leq 0,43\%$);

2) მიღების გაჭოლვის პროცესი ფოლად 10XH3MΦT-საგან წარმოებული სამართულების მედეგობის გაზრდა (რეკორდული მაჩვენებელი 800-900 მილი) და ახალი 08XH5C,DMΦT მარკის ფოლადისაგან წარმოებული სამართულების მედეგობის გაზრდა (რეკორდული მაჩვენებლებია 1000, 1500, 1700 მილი). მეორე კომპოზიცია იძლევა ტრადიციული თერმული დამუშავების შემდეგ (დაკომპაქტებული ორმაგი მოწვა ნორმალიზაციით) გლობულარულ ბეინიტს. არსებობს მონაცემები, რომ კომპოზიციის გამოყენება შეიძლება, როგორც საჯავშნე მასალა;

3) „ახალი ფენომენის“ ეფექტი გამომჟღავნებულია აგრეთვე ფოლად 40ΓΦT-ს გლინვით მიღების რედუცირებისას მილსაგლინავ აგრეგატზე „140“. მიღებული გვაქვს შედეგი ($\sigma_{\text{დ}}=750 \text{ ნ/მმ}^2$), რომელიც საშუალებას მოგვცემს, მარაგნაკეთის გამოყენებით („ნორმალიზაცია ნაკადში“) სტაბილურად მივიღოთ $\sigma_{\text{დ}}\geq 760 \text{ ნ/მმ}^2$, სიმტკიცის „M“ ჯგუფის მაღალმტკიცე სატუმბ-სა-

კომპრესორო მილები, თერმული დამუშავების გარეშე (ეს კი, უდავოდ კონკურენტუნარიან) პრაქტიკამ დაგვანახა, რომ „შლეიფი“ $\langle Ti=0,01-0,015 \%$; $N=0,008-0,013 \%$; $V=0,08-0,13\% \rangle$ უნდა მონაწილეობდეს ყველა კომპოზიციაში, რომლებიც დნება ელექტრორკალურ ღუმელში (სადაც სპონტანურად მიიღება $N_2 \rightarrow N+N$). თუ გვექნება შეძენილი ტიტანიანი ფეროსილიციუმი, მაშინ „შლეიფის“ გამოყენება შეიძლება ყველა ღუმელში, სადაც ტარდება დნობის პროცესი. აღნიშნულის გამო სამსხმელო საამქროს ელექტრორკალურ ღუმელში გამოდნობილ ყველა შენადნობს ციციხეში დამატებული აქვს $0,01-0,02 \%$ Ti და $0,08-0,013 \%$ V. ეს შენადნობებია: შემომგლინავი დგანების სამართულეზის დასამზადებელი ბენიტური თუჯი (350C1Ю1ДН5МФТ), შენადნობი (200X20ДН5ФТ) ავტომატდგანის სამართულეზის დასამზადებლად, ლეგირებული ფოლადი (160X16ДН5ФТ) მილსაგლინავი დგანების სახაზავების საწარმოებლად და სხვა [29, 33].

რაც შეეხება სიჩქარის ეფექტს, ვინაიდან პერიოდულ ლიტერატურაში ცოტაა იმ მონაცემთა რაოდენობა, რომელთა გამოყენება შეიძლებოდა საფუძვლად, ამიტომ ჩვენ ასე ვფიქრობთ პრობლემური ამოცანის ამოხსნას. საბაზისოდ გამოვიყენებთ ჩვენი ექსპერიმენტის შედეგებს, ხოლო კვლევის მეთოდებს გავაუმჯობესებთ. ლაბორატორიულ საგლინავ დგანს ექნება იგივე სახე, ოღონდ იქნება გაცილებით მძლავრი და იმუშავებს მუდმივ დენზე. ეს მოგვცემს საშუალებას ერთჯერადად განვახორციელოთ მოჭიმვა $\epsilon \geq 50\%$ და ექსპერიმენტები ჩავატაროთ ტოლი ბიჯით (I=2 მ/წმ, $V_{max}=16$ მ/წმ; II=1 მ/წმ, $V_{max}=16$ მ/წმ; III=1 მ/წმ, $V_{max}=30$ მ/წმ) და სისტემატურად უნდა გაკონტროლდეს (დაფიქსირდეს): ლითონის საერთო წნევა გლინებზე, გლინვის სიჩქარე, საკონტროლო ექსპერიმენტებზე – ნიმუშის ტემპერატურა, პერიოდულად უნდა განხორციელდეს გაგლინული ნიმუშების სწრაფი გაცივება. ჩვეულებრივი წრთობისათვის გამოვიყენებთ ჩვენთვის უკვე ცნობილ მეთოდს. პარალელური ექსპერიმენტების რაოდენობა ≥ 5 , ვიმუშავებთ კვადრატზე 16 მმ და ა. შ. [29, 33].

საჭიროა:

1) დუპლექს-პროცესით წარმოებული ფოლადი იყოს სრულიად განჯანგული, რომელსაც დაემატება „შლეიფი“ <Ti+N+V> და ყველა პროფილზე (№№32-10 მმ) დაფიქსირდება B500W-ის მიღების შესაძლებლობები პარალელურად დაგროვდება იგივე ფოლადების მონაცემები თერმული დამუშავების შემდეგ. უკვე არსებულ მასალაზე (არმატურა $\sigma_{\text{დ}} \geq 500$ ნ/მმ²) დაიგეგმება და ჩატარდება ექსპერიმენტი ფოლადების საკონსტრუქციო სიმტკიცის ($a_{0,25} = a_{\beta} + a_{\delta}$, T_{50} , ბზარმდეგობა J_{IC} , σ_{-1} და სხვა) დასადგენად. შესასწავლი იქნება აგრეთვე მოშვების ტემპერატურის გავლენა არმატურის მექანიკური თვისებების მახასიათებლებზე.

2) სრულად განჯანგულ ფოლადზე, რომელიც გაიგლინება ახალი სქემით (№32 მმ-ის გლინვა XIV გალიდან), ჩატარდეს ახალი ექსპერიმენტი – გამოიცადოს „შლეიფის“ ახალი ვარიანტი <Ti=0,030-0,045 %; N=0,008-0,013 %> წინასწარი გათვლებით, აღნიშნულმა კომპლექსმა უნდა დაგვაახლოს მიზანთან – B500W-ის მიღებასთან. საკუთარ (საქარხნო) ექსპერიმენტებზე დაყრდნობით აღნიშნულთან ერთად, უნდა გაუმჯობესდეს არმატურის კოროზიამდეგობაც [29, 33].

ჩინელი კოლეგების გამოცდილებით შპს „რუსთავის ფოლადის“ საწარმოში მშვიდი ფოლადისაგან 100 მმ ზომების კვადრატული ნამზადის უწყვეტი ჩამოსხმის დანადგარზე (მანქანაზე) ჩამოსხმისათვის ალუმინი ამოღებული იქნა ხმარებიდან. ფოლადის განჯანგვა ხდება მხოლოდ ორი ელემენტის <Si+Mn>-ის გამოყენებით. ამ გარემოებამ შექმნა მრავალი უხერხულობა, რომელთა შორის ძირითადია სტრუქტურისა და თვისებების მართვა მოდიფიცირებისა და მიკროლეგირების გამოყენებით [34].

მცდელობები გამოგვეყენებინა ჩვენთვის უკვე კარგად ცნობილი „შლეიფი“ <Ti+N+V> საჭირო ამოცანების ამოსახსნელად უშედეგოდ მთავრდებოდა, განსაკუთრებით, მოდიფიცირებისათვის საჭირო ულუფის გამოყენებისას. ჩვენს მიერ საქარხნო ექსპერიმენტებით ნაჩვენები იქნა, რომ თერმულად დაუმუშავებელი ყველა პროფილისათვის ცალკე ტიტანითა და ცალკე ვანადიუმით მიკროლეგირებული ფოლადის დენადობის ზღვარი $\sigma_{\text{დ}} \geq 400$ ნ/მმ²

(A400C) [34].

ტექნოლოგიური პროცესების დახვეწისათვის და საწარმოს ეკონომიკური მახასიათებლების გაუმჯობესების მიზნით, ჩვენს მიერ შემუშავებული იქნა არასრულად განჟანგული, სელექტირებული ($C=0,17-0,22\%$; $Si=0,25-0,40\%$; $Mn=0,65-0,80\%$; $S\leq 0,02\%$; $P\leq 0,02\%$) ფოლადი ჰმმ-ის სრული განჟანგვის ხერხი. მისი არსი შემდეგში მდგომარეობს [34].

ვიხილავთ დუპლექს-პროცესს (ელექტრორკალური ღუმელი+ციცხვ-ღუმელი). ფოლადის გამოშვებისთანავე ციცხვში ვაწვდით ალუმინის საჭირო რაოდენობის 50%-ს (1 ტონა ფოლადს სჭირდება საშუალოდ 700გ Al, 15 ტონას დასჭირდება ≈ 10 კგ Al), ჩვენს შემთხვევაში 5 კგ Al-ს [34].

მსგავსი სამუშაოები რუსთავის მეტალურგიულ ქარხანაში ჩატარებულია გასული საუკუნის 70-80-იან წლებში მარტენის ფოლადზე. მოგვყავს ერთ-ერთი შედეგი. ფოლადი 40ГТ-ს მოდიფიცირებისათვის ტიტანის საჭირო შემცველობა იყო $Ti=0,01-0,015\%$. განჟანგვის ალუმინით დაწყებამ გამოიღო შედეგი, რომელიც სხვა გზით არ მიიღებოდა (ახალი მიდგომით 200 ტ ფოლადში 30% ტიტანის შემცველი 100კგ FeTi-ის დამატებით სტაბილურად მიიღებოდა $Ti=0,010-0,015\%$). ტიტანის აღნიშნული რაოდენობა მიღების თერმულ დამუშავების (ნორმალიზაციის) ჩატარებისას იძლეოდა საშუალებას დენადობის ზღვარი გაზრდილიყო 50-70ნ/მმ²-ით [34].

გაშვებისთანავე ციცხვში მიწოდებული ალუმინის შოთების საჭირო რაოდენობა მალე დნებოდა და ერეოდა ფოლადს. ალუმინით მდიდარი ხსნარი თანდათანობით ზავდებოდა გაუჟანგავი ფოლადის ახალი ულუფებით (აღნიშნული პროცესი გარკვეულად ემსგავსებოდა პროფესორ ს. მ. ბარანოვის პიონერული საავტოროს „განჟანგვა თხევადი ალუმინით“). როდესაც თხევადი ლითონი მიაღწევდა ციცხვის 1/3-ს, განმჟანგავებს, ფეროტიტანს და საერთოდ, ყველა საჭირო კომპონენტს უმატებდნენ ერთად [34].

ზემოთ აღნიშნულმა, ახალ პირობებში, განიცადა ცვლილებები, მაგალითად, შპს „რუსთავის ფოლადის“ პირობებში ლითონის არევის ტრადიციულ პროცესს დაემატა არგონის გაქრევით გამოწვეული არევის

ახალი დინამიკური პროცესები და აგრეთვე, განმჟანგავებისა (Si+Mn) და სხვა დანამატების მიწოდება მაშინ, როდესაც ციხვში თხევადი ლითონის დონე უახლოვდება ციხვის ნახევარს (ე. ი. 7,5 ტონა გაუჟანგავ ლითონთან კავშირს ამყარებს თხევადი ალუმინი ($3\text{FeO}+2\text{Al}\rightarrow 3\text{Fe}+\text{Al}_2\text{O}_3$) [34].

ჩამოსხმის დამთავრების შემდეგ, რომელსაც წინ უსწრებდა „თეთრი“ წიდის დაყენება, ციხვ-ღუმელი იკავებდა თავის – ღუმლის ადგილს და მუშაობა გრძელდებოდა არსებული ტექნოლოგიური ინსტრუქციით, ე. ი. საერთო ქიმიურ ანალიზზე დაყრდნობით წარმოებდა დნობის წყევანა. საჭირო მომენტში ვუმატებდით 5კგ FeTi-ს (Ti≈100%-ის ანგარიშზე). ტიტანის შემცველობა თეორიულ ასპექტში ტოლი იყო Ti≈0,033%. თუ მომდევნო ქიმიური ანალიზით დასტურდებოდა Ti=0,01-0,015% ეს ნიშნავდა, რომ ფოლადი სრულად იყო განჟანგული და ნადნობის გამოყენება შეიძლებოდა სასურველი (საჭირო) მიზნებისათვის [34].

თუ სპექტროგრაფის ჩვენება იქნებოდა Ti<0,01%, მაშინ ეს მიუთითებდა იმაზე, რომ ძლიერი განმჟანგველები (Al+Ti) გამოყენებული იყო არარაციონალურად. ჩვეულებრივ პირობებში, როცა Al≈10კგ (15 ტონა ფოლადზე) გვექნებოდა Mn-ით, Si-ით და Al-ით სრულად განჟანგული მშვიდი ფოლადი, მაგრამ მოუწესრიგებელი რჩებოდა ორ ელექტრორკალურ ღუმელში დაგროვილი N≈0,006-0,014-0,020% ატომური აზოტი $\text{N}_2\rightarrow\text{N}+\text{N}$. შემოთავაზებული ხერხი (მეთოდი) იძლევა საშუალებას არა მარტო სრულად განჟანგოთ ფოლადი, არამედ უარყოფითის მომტანი აზოტის ატომები ჩავაყენოთ, უკვე TiN ნაერთის სახით, სტრუქტურათა წარმოქმნის დადებით სამსახურში, ე. ი. ვმართოთ ეს პროცესი [34].

იგივე დადებითის მომტანია წვრილდისპერსიული ნაერთები TiC, TiS და სხვა. აღნიშნულის პარალელურად (ზოგჯერ, უფრო ხშირად) Ti მოქმედებს როგორც განმჟანგავი. ასევე დადებითის მომტანია სტრუქტურების ფორმირებისას თხევად ლითონში არსებული საკმარისი რაოდენობით AlN (მან ხელი არ უნდა შეუშალოს უწყვეტ ჩამოსხმას) [34].

ტიტანით რკინის განჟანგვისას შეიძლება წარმოიქმნეს სხვადასხვა

სტექიომეტრული აგებულების (თანაფარდობის, შედგენილობის) მქონე ტიტანის ჟანგეულები: $[Ti]+[O]=TiO$; $2[Ti]+3[O]=Ti_2O_3$; $3[Ti]+5[O]=Ti_3O_5$; $[Ti]+2[O]=TiO_2$ და სხვ. ამ ჟანგეულების ნაირსახეობა დამოკიდებულია ტიტანის კონცენტრაციაზე რკინაში. ასე მაგალითად, რკინაში ტიტანის თანმიმდევრობით 0,001%, 0,004%, 0,1% და 0,2% შემცველობების შემთხვევებში შეიძლება მივიღოთ შესაბამისად $FeO \cdot TiO_2$, $TiO_2 \cdot Ti_3O_5$, $Ti_3O_5 \cdot Ti_2O_3$, Ti_3O_5 და ა. შ. [34, 35].

ძალიან საინტერესოა ტიტანთან ერთად „მიშმეტალის“ გამოყენება (45-50% Ce+22-25 % La, 15-17 % Nd, 8-10 % იშვიათ მიწათა სხვა ელემენტები, 5 %-მდე Fe და 0,1-0,3 % Si) [34].

რუსთავის მეტალურგიულ ქარხანაში ფოლადი 36Г2С შეცვალა ფოლადებმა 40ГТ (სამაგრი მილებისა და მათთვის ქუროების გასაგლინად მილსაგლინავ აგრეგატზე „400“) და 38Г1Т (სატუმბ-საკომპრესორო მილებისა და მათთვის ქუროების გასაგლინად მილსაგლინავ აგრეგატზე „140“) [34].

საკმოდ სწრაფად დაგროვდა ნადნობების საჭირო რაოდენობები ($\approx 200-250$) და გაკეთებული სტატისტიკური ანალიზის მიხედვით შემუშავებული ტექნოლოგიური პროცესი საშუალებას იძლეოდა 200 ტონა ფოლადზე ≈ 35 კგ ტიტანის დამატებით მისი წილი ფოლადი 40ГТ-ს ქიმიურ შედგენილობაში ყოფილიყო 0,01-0,015% და „ემუშავა“ როგორც მოდიფიკატორს. 0,030-0,045% შემცველობით ფოლადში 38Г1Т ტიტანი გამოყენებულ იქნა როგორც მიკრომალეგირებელი ელემენტი [34].

რა თქმა უნდა, ქიმიური ელემენტის შემცველობის ადრე გამოცდილი ზღვრების გამოყენება ახალ პირობებშიც სახიფათოა. სწორედ ამ გარემოებამ მიგვიყვანა „ძველი“ – გამოცდილი მეთოდის განახლებამდე. თუ შპს „რუსთავის ფოლადის“ ფოლადსადნობ და სორტის საგლინავ საამქროებს ერთ მოდულად ჩავთვლით, მაშინ ყოველგვარი სპეციალური ხარჯების გარეშე გვაქვს „შლეიფი“ $\langle Ti=0,01-0,02 \% + N=0,01-0,02 \% \rangle$; გვრჩება მხოლოდ ვანადიუმი, როგორც სპეციალური დანამატი $V=0,1-0,2 \%$, რაც პირველ ორთან ერთობლიობაში გვაძლევს „ახალ ფენომენს“ $\langle Ti=0,01-0,02 \% + N=0,01-0,02$

$\%+V=0,1-0,2 \%$, რომელიც სელექტირებულ ფოლად 3მმ-ზე ან უფრო 20Г-ზე ($C=0,17-0,22\%$; $Si=0,25-0,40\%$; $Mn=0,80-0,90\%$; $S\leq 0,02\%$; $P\leq 0,02\%$) დამატებით ორჯერ და მეტად ზრდის მისი სიმტკიცის მაჩვენებლებს პლასტიკურობის მაღალ დონეზე შენარჩუნებით [34].

ეს არის უნიფიცირებული B500W-ს მიღების ახალი ტექნოლოგია, რომელიც მთლიანად პასუხობს ISO-ს მოთხოვნებს² [34].

გასული საუკუნის 70-იან წლებში საქართველოს პოლიტექნიკური ინსტიტუტის (ამჟამად ტექნიკური უნივერსიტეტი) ლითონთა ტექნოლოგიისა და ლითონმცოდნეობის კათედრაზე არსებული ჯერ მკვლევართა ჯგუფის (შემდგომში სექტორის და ბოლოს „მასალათა თვისებების ლაბორატორიის“ – ახლა, თვითდაფინანსებაზე მყოფი „მასალათა თვისებების სასწავლო-სამეცნიერო ცენტრის“) ერთ-ერთი ძირითადი მიმართულება იყო ცხელი პლასტიკური დეფორმაციის გამოყენება ლითონის, კერძოდ ფოლადების სტრუქტურათა მართვის პროცესების მოსაგვარებლად [36].

ზემოხსენებული ჯგუფის მიერ ვ. კოპალეიშვილის ხელმძღვანელობით საბჭოთა სივრცეში შემუშავებული მთმდ შეისწავლებოდა თერმულ-მექანიკური დამუშავების თითქმის ყველა ფაქტორის (გახურების ტემპერატურა, პლასტიკური დეფორმაციის ხარისხი, გლინვის სიჩქარე და სხვა) გავლენით. განსაკუთრებულ ყურადღებას იმსახურებდა დეფორმაციის სიჩქარის (ხშირად, გლინვის სიჩქარის) გავლენის შესწავლა. ამის შედეგად ცნობილი იყო, რომ, მთმდ-ს დროს ოპტიმალურ რეჟიმებზე, ჩვეულებრივ თერმულ დამუშავებასთან შედარებით ხორციელდებოდა სიმტკიცის მაჩვენებლების

² „მველთან“, შედარებით „ახალ“, ტექნოლოგიას შემდეგი პლიუსები აქვს:

- 1) სრულად პასუხობს ISO-ს მოთხოვნებს. მას აქვს სტაბილური ტექნოლოგია: ნაგლინის მთლიან სიგრძეზე თვისებების სტაბილურობა.
- 2) ფოლადის გაქრევა არგონით აზრს კარგავს, რადგან ჩარევის გარეშე ვერ მოსპობ აზოტის უარყოფით გავლენას. ის უნდა შეიცვალოს აზოტის გაქრევით! რაც შეეხება ატომურ აზოტს – N, მისი ნეიტრალიზაცია უნდა განახორციელოს ტიტანმა ნიტრიდის წარმოქმნით ($Ti+N\rightarrow TiN$).
- 3) უნდა გაანგარიშდეს მთმდ-ს სრული ხარჯები (არსებულ დანადგარს გამოვიყენებთ უფრო რთული ამოცანების ამოსახსნელად!).
- 4) არსებული აწყობის-გადაწყობის ხარჯები; პაუზები, მათი ხანგრძლივობა და ხარჯები; ლითონის ნაშხადის სტრუქტურის გავლენა თვისებებზე.
- 5) დიდ პარტიებად გლინვის შესაძლებლობა.
- 6) საკონსტრუქციო სიმტკიცის დადგენის შესაძლებლობა და სხვა.

ეფექტური ზრდა პლასტიკურობის მახასიათებლების საკმაოდ მაღალ დონეზე შენარჩუნებით. 30XGCA, 30XGCHA, 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 გავლენით (მთმდ დროს) ფიქსირდება მალეგირებელი ელემენტების უფრო თანაბარი განაწილება ფუძეში, ვიდრე ამას ადგილი ჰქონდა ჩვეულებრივი თერმული დამუშავების დროს [33, 36-39].

მოგვიანებით, თერმომექანიკური (გახურების ტემპერატურა, პლასტიკური დეფორმაციის ხარისხი, გლინვის სიჩქარე და სხვა) ფაქტორების გავლენა მთმდ-ს დროს შეისწავლებოდა საავტორო უფლებებით დაცული ფოლადების (20T – ს. მ. 1544833; 40ГCMΦ – ს. მ. 1208090; 40ГMΦ – ს. მ. 1362058; 30ГCTIO – ს. მ. 1479545; 38Г1T – ს. მ. 1381191; 40ГΦ – ს. მ. 1381190) ბზარმდეგობაზე. ნაჩვენებია, რომ ერთიანი (ზოგადი) კანონზომიერება მიღებულ შედეგებში გამოკვეთილად არ შეინიშნება. მიღებული შედეგები ავტონომიურია და ასახავს აღებული მასალის მდგომარეობას მოცემულ პირობებში. რაც უფრო მეტადაა შენარჩუნებული ცხელი პლასტიკური დეფორმაციის გავლენით განპირობებული ეფექტები სტრუქტურაში (ფრაგმენტირებული აუსტენიტის მარცვალი, გამოყოფილი დისპერსიული მეორეული ფაზები, მალეგირებელი ელემენტების თანაბარი განაწილება მატრიცაში და სხვა), კონტროლირებადი გლინვის დროს, მით უფრო მაღალია ბზარმდეგობის მაჩვენებელი. ბზარმდეგობის მახასიათებელზე დადებითად მოქმედებს მყარი ხსნარის (ფუძის) გათავისუფლება როგორც მალეგირებელი ელემენტების, ისე ჩანერგილი ფაზებისაგან. ზემოთმოყვანილ ფოლადებს გავლილი აქვს მსხვილმასშტაბიანი საქარხნო აპრობაციები დანერგვის ჩათვლით. ამ კუთხით საინტერესო იყო ბზარმდეგობის დადგენა (ცხრილი 1) [36].

რეჟიმების შერჩევასა საორენტაციოდ გვქონდა ჩვეულებრივი თერმული დამუშავება, რომლებსაც 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 კოროზიამდეგობის გაუმჯობესების განმსაზღვრელია [36].

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 ბზარმდეგობა ანუ რღვევის (ნგრევის) სიბლანტე ეწოდება. ამ მახასიათებლის დადგენა მოცემული მასალისათვის შესაძლებელია ეკვივალენტური ძალოვანი (K_{IC}) ან ენერგეტიკული (G_{IC}) პარამეტრების დადგენით [36].

ცხრილი 1. 20T, 40ГCMΦ, 40ГMΦ, 30XCTIO, 38Г1T, 40ГΦ ფოლადების დამუშავება და თვისებები

ფოლა- დი	დამუშავება	დენადობის ზღვარი $\sigma_{\text{ფ}}$, ნ/მმ	ფარდობითი წაგრძელება, δ_5 , %	ბზარის ჩასახვის და გავრცე- ლების მუშაობები, $a_1+a_2+a_3$, ჯ/სმ ² ,	ბზარმე- დეგობა J-ინტეგ- რალი, J _{IC} , ნ/მმ
20T	ცხლად გლინული მილი (ცხ. გლ.)	297	39	60+110	95
40ГCMΦ	ცხ. გლ. მილი+ნორმალიზა ცია+მაღალი მოშვება (650°C)	750	23	80+150	140
40ГMΦ	ცხ. გლ. მილი+ნორმალიზა ცია+მაღალი მოშვება (600°C)	730	23	60+90	114
30ГCTIO	ცხლად გლინული არმატურა	413	29	60+16	78
38Г1T	სატუმბ- საკომპრესორო მილი	590	20	70+20	42
40ГΦ	ცხ. გლ. მილი+ნორმალიზა ცია+მოშვება	600	26	70+60	100

პირველი მოითხოვს ბრტყელი დეფორმაციის პირობების შესრულებას მასალის მაღალ ($\sigma > 1000 \text{ ნ/მმ}^2$) სიმტკიცესთან ერთად. აღნიშნული პრობლემატურია შედარებით დაბალი სიმტკიცისა და თხელკედლიანი მასალების შემთხვევაში. რაც შეეხება ენერგეტიკულ პარამეტრს (G_{IC}), განსაკუთრებით J-ინტეგრალის (ჯეი-ინტეგრალის) მიახლოებით მეთოდს (J_{IC}), ის ფართო გამოყენებას პოულობს არამაღალი სიმტკიცის მქონე ლითონური პროდუქციის ბზარმედეგობის დასადგენად [36, 40].

ჯეი-ინტეგრალის ინვარიანტულობის თვისებამ, ძაბვისა და დეფორმაციების სინგულარულობასთან ერთად, შესაძლებელი გახადა ის ყოფილიყო საზომი ლითონების (მასალების) რღვევის (ნგრევის) შესაფასებლად, კრიტერიუმად. ჯეი-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) [36, 40].

ახალ ფენომენამდე ყველა შედეგი (ყველა გაუმჯობესება) შესწავლილი იყო დეტალურად და ახლა ჯერი ამ პრობლემის შესწავლაზეა. არსებულ მონაცემებზე დაყრდნობით, საქმე გვაქვს კლასიკური ენით და ჩვენი რედაქციით „დისპერსიულ განმტკიცებასთან“. სიმტკიცის ზრდა პლასტიკურობის მაღალ დონეზე შენარჩუნებით გვკარნახობს, რომ კოჰერენტული ან ჩვეულებრივი მეორეული ფაზები ძალზე დისპერსიულია, ნანოკრისტალების თანაზომადია. „საბოლოო დიაგნოზს“ დასვამს თანამედროვე დანადგარის მონაცემები (მაგალითად, რასტრული ელექტრონული მიკროსკოპი გარჩევის უნარით $\leq 50\text{-}20 \text{ \AA}$) [36].

საკვლევ მასალად გამოყენებული გვექონდა დუბლექს-პროცესით გამოდნობილი სელექტირებული ($C=0,17\%-0,22\%$; $Si=0,25\text{-}0,40\%$; $Mn=0,80\text{-}0,90\%$; $S \leq 0,02\%$; $P \leq 0,02\%$) ფოლადი 3მშ. იმის გამო, რომ ფოლადი 3მშ

განუხანგულია არასრულად, მხოლოდ <Mn+Si>-ით, ამიტომ გამოვიყენეთ განუხანგვის ორიგინალური მიდგომა. როგორც ცნობილია, ტიტანი კარგი განუხანგველია, თითქმის უტოლდება ალუმინს. არასრულად განუხანგულ ლითონში მიკროლეგირების (განსაკუთრებით მოდიფიცირების!) ჩატარება დაკავშირებულია ხარჯებთან და, რაც მთავარია, პრობლემატური გახდება შედეგების სტაბილური მიღების შესაძლებლობა. მეთოდი ეხება ფოლადის წარმოებას დუპლექს-პროცესით. პირველი ეტაპი ტარდება ელექტრორკალურ (15-ტონიან) ღუმელში, სადაც მიიღება სელექტირებული ფლ 3, ხოლო დაყვანა-რაფინირება ხორციელდება ციცხვ-ღუმელში [36].

შესწავლილი იქნა საქარხნო დნობებით მიღებული ფოლადების ქიმიური შედგენილობები, მექანიკური თვისებები და სტრუქტურები. ტრადიციულის გარდა (ნ6, ნ6, ნ7), ორიგინალური მეთოდის გამოყენებით, გაჭიმვაზე გამოცდის შემდეგ დანადგარის ამოხედილი მონაცემებით გამოვთვალეთ ნგრევის (რღვევის) ჭეშმარიტი ძაბვა, ნგრევის ტოტალურ ენერგიას და ნგრევის ტოტალურ (კუთრ) ენერგიას, ფარდობით წაგრძელებას შემდგენებით, ყელის ფარდობით შევიწროებას შემდგენებით [36].

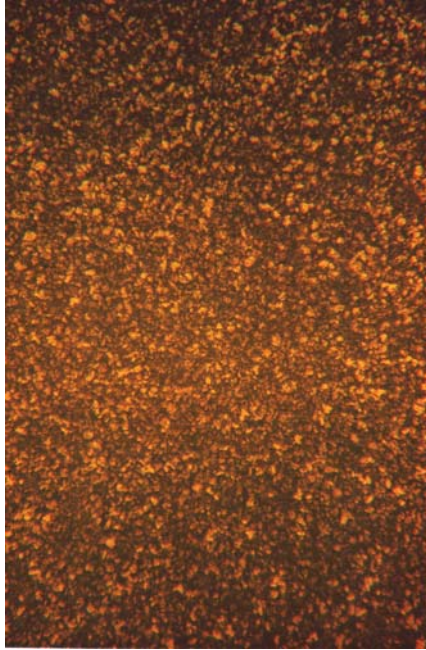
თანაბარი ფარდობითი წაგრძელება და თანაბარი ფარდობითი შევიწროება ახასიათებს აღნიშნული ლითონის პლასტიკური დეფორმაციის უნარს, ხოლო ლოკალური (ადგილობრივი) ფარდობითი წაგრძელება და ლოკალური (ადგილობრივი) ფარდობითი შევიწროება – რღვევისადმი (ნგრევისადმი) წინაღობის უნარს. როდესაც პროექტი B500W შესრულებული იქნება სრულად, მაშინ შეირჩევა ნომრები (ალბათ 25, 18, 16, 12 მმ), რომლებზეც ჩატარდება სრული კვლევა ლითონის (არმატურის) საკონსტრუქციო სიმტკიცის დასადგენად. მოყვანილ მონაცემებს დაემატება: დარტყმითი სიბლანტე შემდგენებით – ბზარის ჩასახვის და გავრცელების კუთრი მუშაობები, გამყიფების ტემპერატურული ზღურბლი (გამოცდის ტემპერატურა, როცა რღვევის რელიეფში დაფიქსირებულია 50% მყიფე „კრისტალური“ შემდგენი და 50% ბლანტი – ბოჭკოვანი შემდგენი); 3) ბზარმედეგობა – ჯეინტეგრალი; 4) საჭიროების შემთხვევაში – ლითონის დაღლილობაზე

გამოცდის შედეგები. ასევე, საჭირო იქნება ფართო მასშტაბის სტრუქტურული კვლევების ჩატარება (სპეციალური გეგმით შედგენილი მეტალოგრაფიული, ფრაქტოგრაფიული და სხვა ტიპის სტრუქტურული კვლევების ჩატარება!). ეს ლითონის შემოწმების პირველი ეტაპია [36].

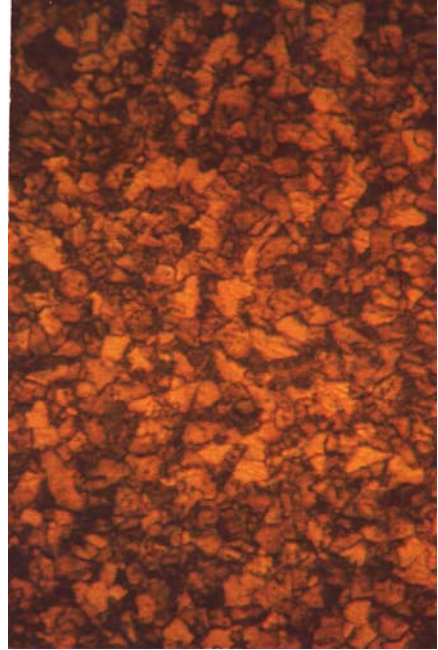
უნდა შემოწმდეს ყველა ნომერი – ყველა დიამეტრი. როდესაც NN32, 28, 25 მმ და NN22, 20, 18 მმ იგლინება X და XII გალებიდან, N28-სა და N20მმ შედარებით ნორმალურ პირობებში მუშაობს. მაღალ ნომრებს (N32 მმ და N22 მმ) ლითონის „ნაკლებობისკენ“ აქვს გადახრა, ხოლო NN 25 და 18 მმ უხდება სასურველი ფორმის შევსება „მოჭარბებული“ ლითონის შემთხვევაში. ეს მცირე ექსკურსიცი საკმარისია იმისათვის, რომ საჭირო მიზნების მისაღწევად აუცილებელია ვფლობდეთ ლითონის დეფორმაციის პროცესებს, რათა შევძლოთ მისი სტაბილური მართვა [36].

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 ცხლადგლინულ (თდ-ს გარეშე!) მდგომარეობაში აქვს $\sigma_{\text{დ}}=511-575$ ნ/მმ², $\sigma_{\text{B}}=657-699$ ნ/მმ², $\delta=27-35\%$, $\delta_{\text{თ}}(\delta_1)=19-23\%$, $\psi=22-26\%$, $E_T^{N25}=17049$ ნ·მ.; $a_0^T=3476$ ჯ/სმ² და მასთან შეხამებული მეტალოგრაფიული კვლევის შედეგები³. ძალზე საინტერესოა NN25, 18, 16 მმ სტრუქტურები და თვისებები მთმდ-ის შემდეგ. წინასწარი მონაცემებით, მაღალი სიმტკიცე $\sigma_{\text{დ}}=779-811$ ნ/მმ², $\sigma_{\text{B}}=843-873$ ნ/მმ², საკმარისად მაღალი პლასტიკურობის მაჩვენებლებთან ერთად ($\delta=18-22\%$; $\psi=15-19\%$), ამ კომპოზიციას აქცევს (თერმულად დამუშავების შემდეგ) კარგ მაღალმტკიცე საკონსტრუქციო მასალად [36].

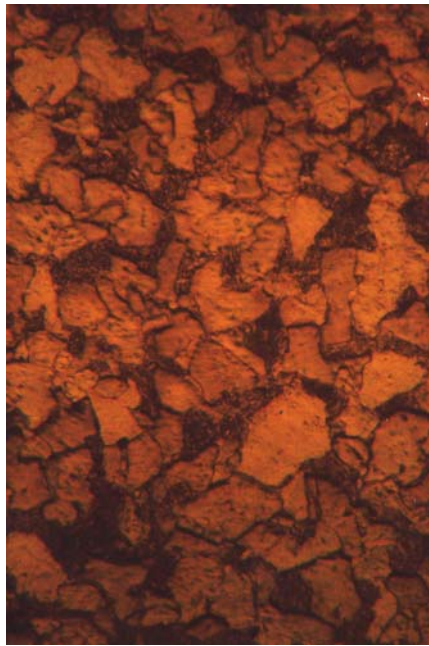
³ შენიშვნა: მეტალოგრაფიული ანალიზის შედეგები წარმოდგენილია მე-11-32-ე სურათებზე ყველა მდგომარეობა წარმოდგენილია გადიდებით: ა) x100, ბ) x400, გ) x800კ.ზ., დ) x400 და მცირე კომენტარებით, რაც გასაგებად ხსნის სტრუქტურებს.



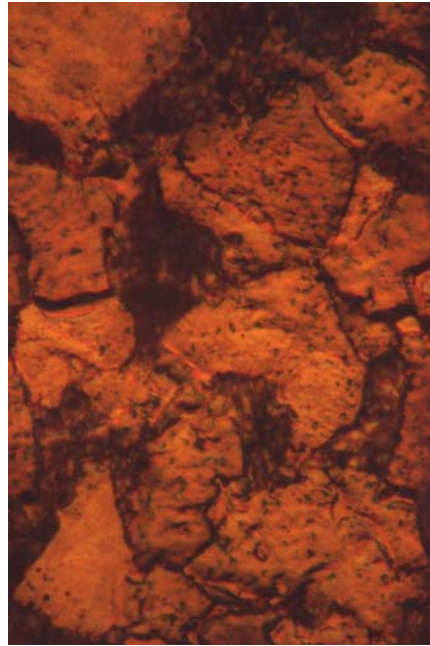
ა) x 100



ბ) x 400



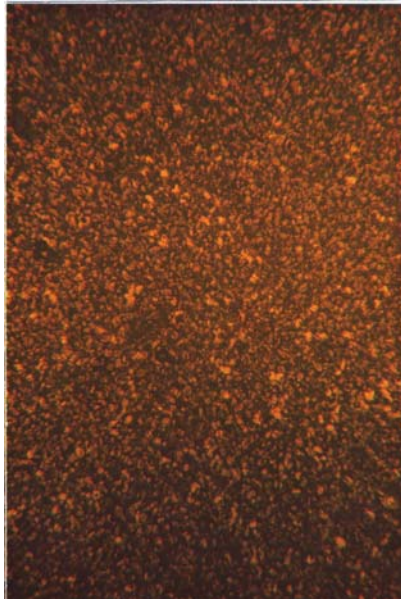
გ) x 800კ.ზ.



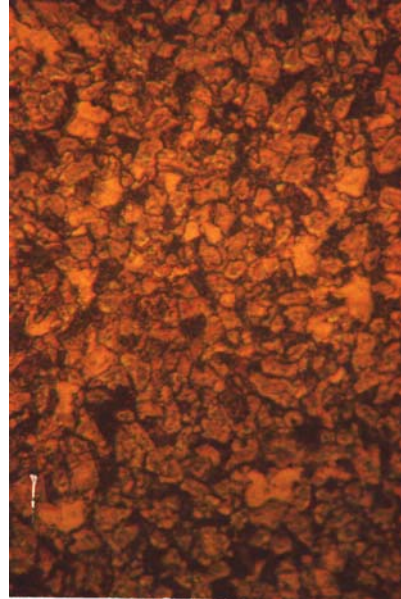
დ) x 2000

სურათი 11. ფოლადი 18AΦT (№დფ. 7874)

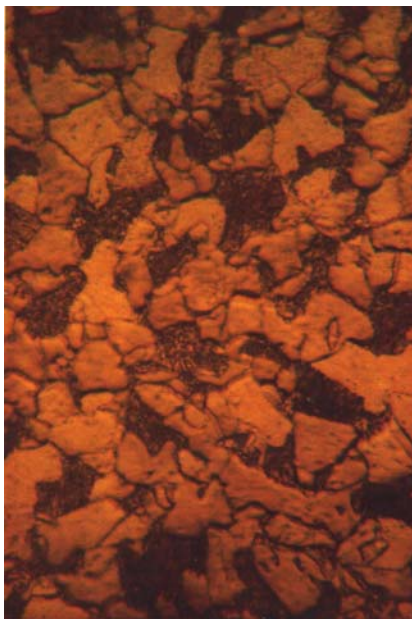
არმატურა N 25 მმ, ცხლადგლინული (გული), $\mu=20$. სხვადასხვა გადიდებაზე მოცემული საწყისი მიკროსტრუქტურები, როგორც სხვა დანარჩენი. ფერიტ-პერლიტურია ($\approx 75\%$ ფერიტი+ 25% პერლიტი). 22 ა,ბ (x100 და x400) ნათლად ჩანს ფოლადის წვრილმარცვლოვანი აგებულება. დიდ გადიდებაზე 22 გ,დ (X 800კ.ზ.; და X 2000) სახეზეა სტრუქტურული მდგენელების აგებულება. შედარებით სურ. 23-თან პირველი ნაკლებად მოწესრიგებულია, თუმცა მიკროსოსალეები მცირედ განსხვავებულია.



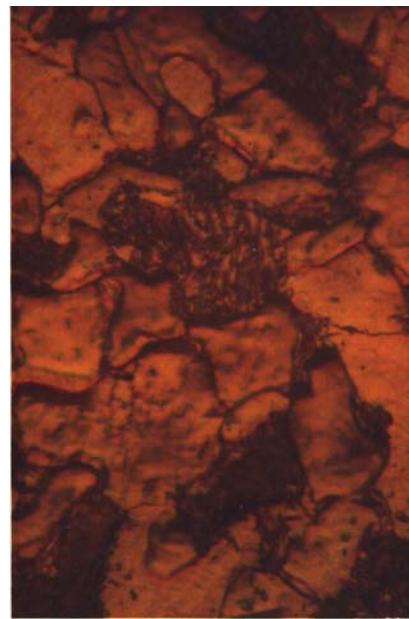
ა) x 100



ბ) x 400



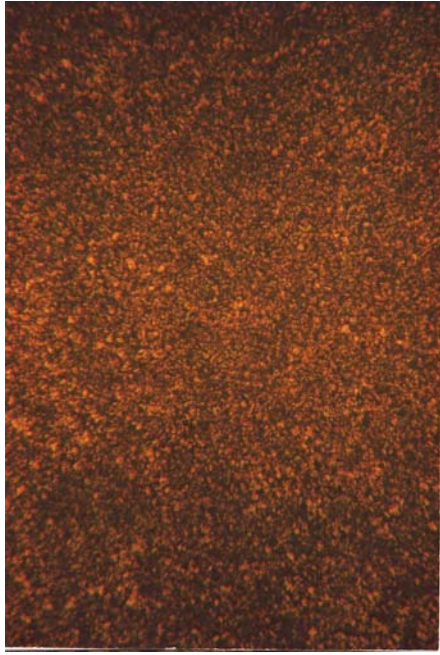
გ) x 800კ.ზ.



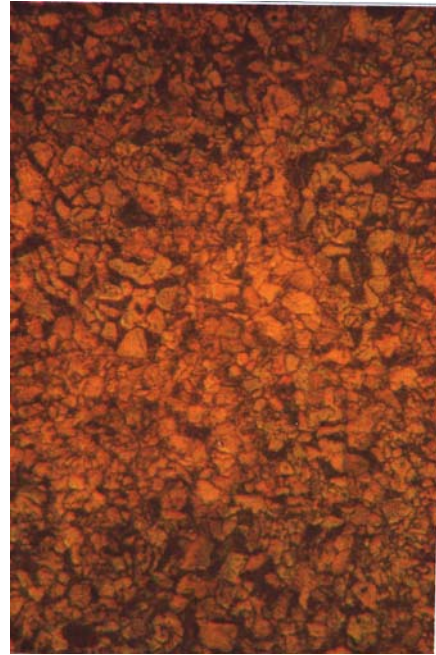
დ) x 2000

სურათი 12. ფოლადი 18AΦT (№დფ. 7874)

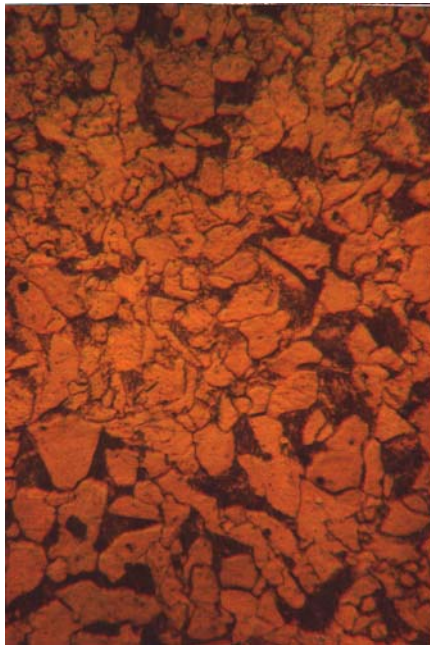
არმატურა N 25 მმ, ცხლადგლინული (ნაპირი), $\mu = 20$. $\sigma_{\text{დ}} = 526$ ნ/მმ²; $\sigma_{\text{B}} = 660$ ნ/მმ²; $\delta_7 = 27\%$ $E_T = 163315$.მ მონაცემები აკმაყოფილებენ B500W-ს ყველა მოთხოვნას. „შლეიფის“ <Ti+N+V> გარეშე $\sigma_{\text{დ}} = 2505$ ნ/მმ², ე.ი. ამ შემთხვევაში „შლეიფით“ განპირობებული „ახალი ფენომენი“ აორკეცებს დენადობის ზღვარს. მოცემული ფერიტ-პერლიტური სტრუქტურა პირველის მსგავსია, თუმცა გადიდებაზე 800კ.ზ. სტრუქტურის მდგენელები უფრო მოწესრიგებულ შთაბეჭდილებას ტოვებენ.



ა) x 100



ბ) x 400



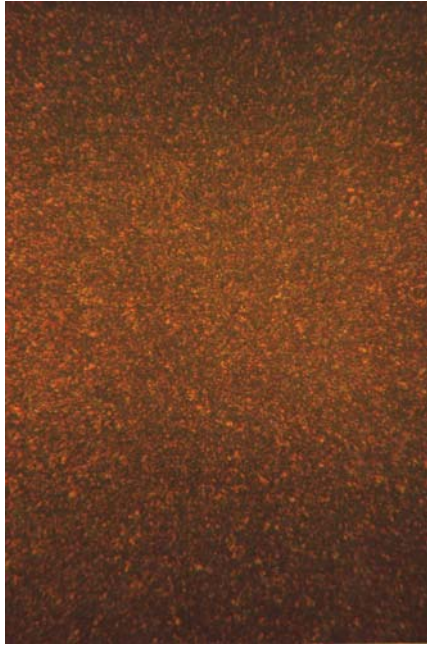
გ) x 800კ.ზ.



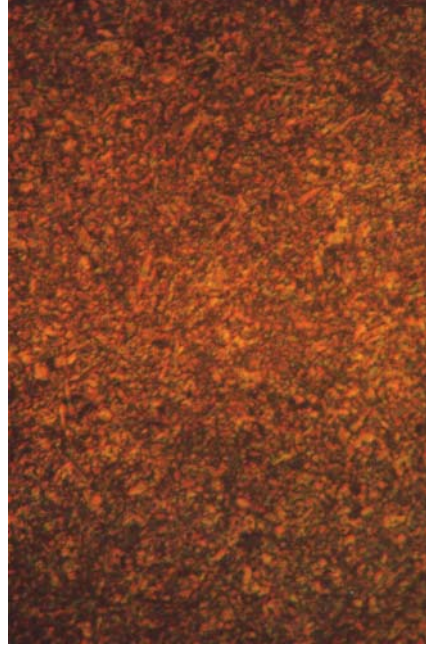
დ) x 2000

სურათი 13. ფოლადი 18AΦT (№დფ. 7874)

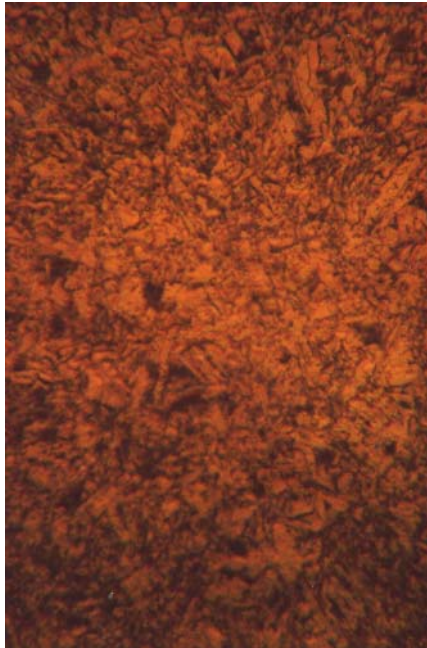
არმატურა N 25 მმ, თერმულად დამუშავებული (გული), $\mu = 20$. დეფორმაციის დამთავრების შემდეგ (X უჯრა) პაუზა გამაცივებელ სისტემამდე+ „შეწრობადობის“ სიღრმე, თავის კვალს ტოვებენ სტრუქტურის ჩამოყალიბებაში. ისე, რომ შენარჩუნებულია (თითქმის) ფერიტ-პერლიტური



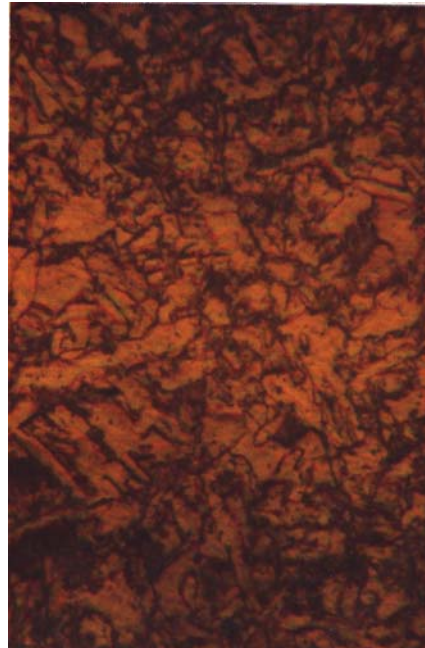
ა) x 100



ბ) x 400



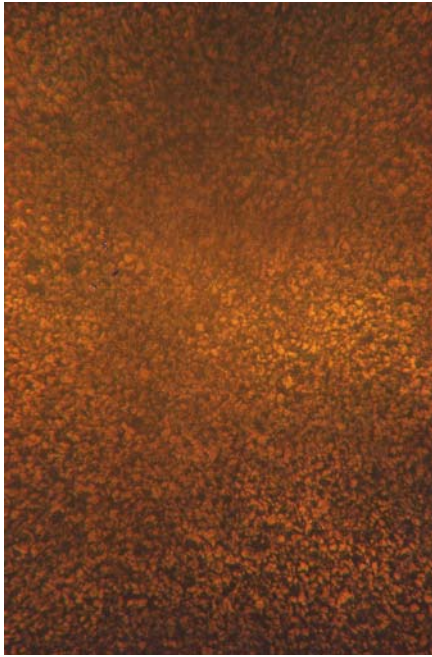
გ) x 800კ.ზ.



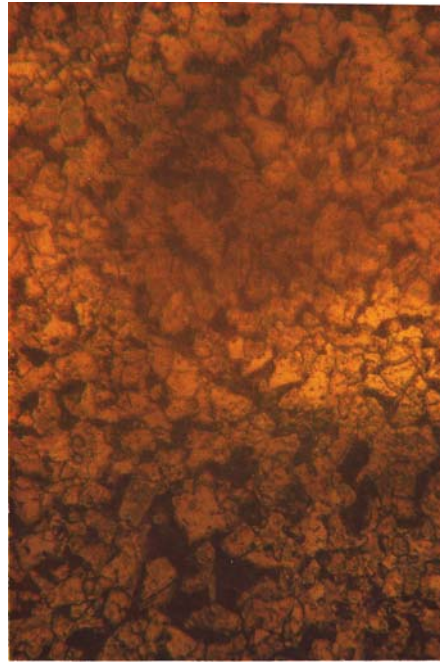
დ) x 2000

სურათი 14. ფოლადი 18AΦT (№ფ. 7874)

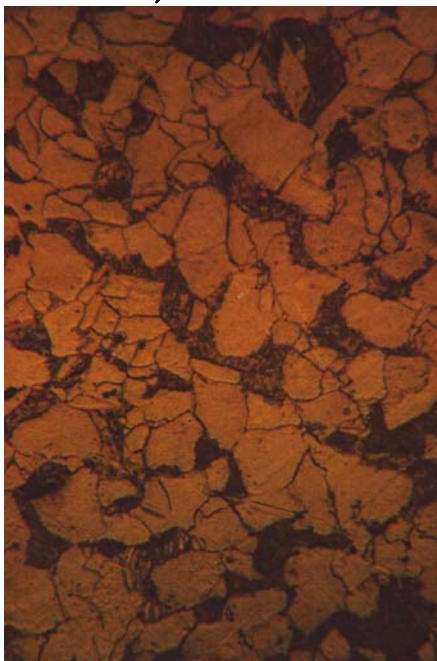
არმატურა N 25 მმ, თერმულად დამუშავებული (ნაპირი), $\mu = 20$. $\sigma_{\text{დ}} = 795$ ნ/მმ²; $\sigma_{\text{B}} = 864$ ნ/მმ²; $\delta_7 = 18\%$ $E_T = 162645$ მ, მიღებული თვისებების შედარება ცხლად გლინულთან იძლევა ასეთ სურათს: $\Delta \sigma_{\text{დ}} = 269$ ნ/მმ²; $\Delta \sigma_{\text{B}} = 204$ ნ/მმ²; $\Delta \delta_7 = -9\%$, ე.ი. 9%, პლასტიკურობა განაპირობებს სიმტკიცის მაჩვენებლების ასეთ მნიშვნელოვან ზრდას. სტრუქტურა „ძალზე“ დისპერსიულია, გარკვეულად ორიენტირებულია. რომ ყოფილიყო $C \geq 0,24\%$. უკვე გვექნებოდა ლარტყისებური მარტენსიტი, შესაბამისი უარყოფითი მოვლენებით.



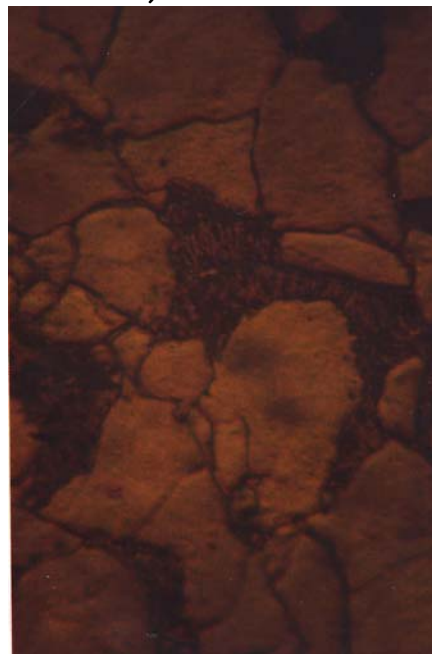
ა) x 100



ბ) x 400



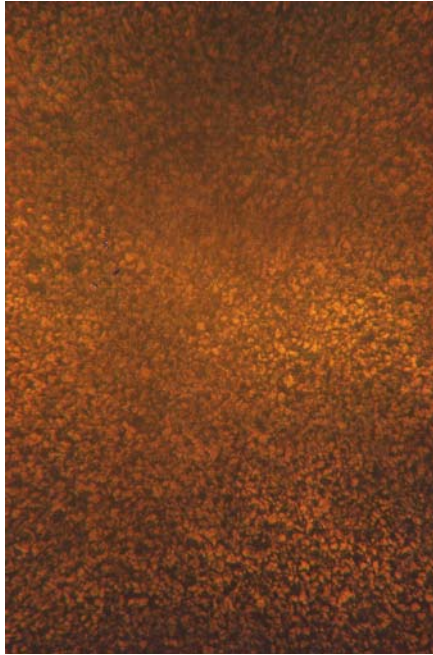
გ) x 800კ.ზ.



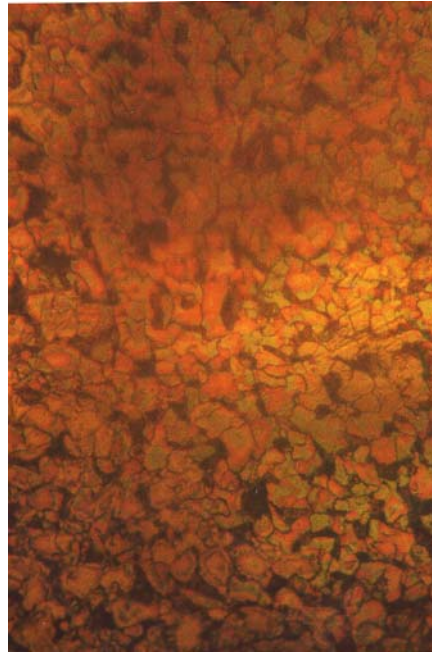
დ) x 2000

სურათი 15. ფოლადი 18AΦT (№დფ. 7874)

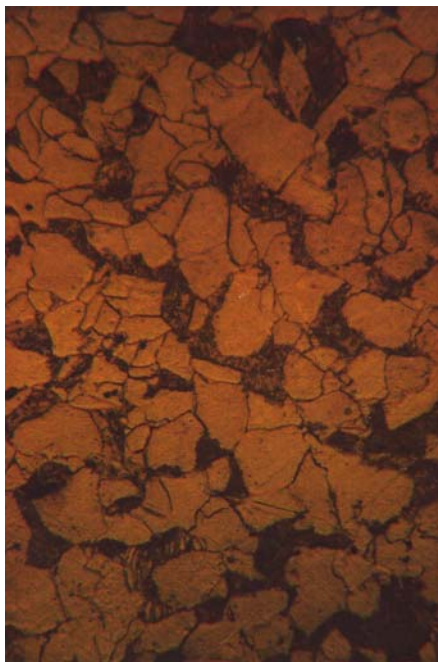
არმატურა N 18 მმ, ცხლადგლინული (გული), $\mu = 39$; სტრუქტურები ფერიტ-პერლიტურია. დეფორმაციის ხარისხის გაზრდა ($\Delta\mu=19$) თავის კვალს ტოვებს სტრუქტურათა ჩამოყალიბებაში (26 გ.დ-X 800კ.ზ.; და X 2000). მარცვლის ზომა 22დ-სთან შედარებით შემცირებულია, უფრო მეტად შეიმჩნევა ახალი ფრაგმენტები, პერლიტი უფრო კომპაქტურია და სხვა.



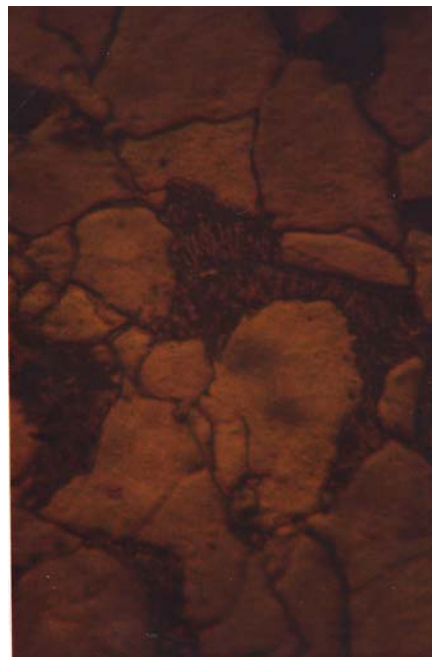
ა) x 100



ბ) x 400



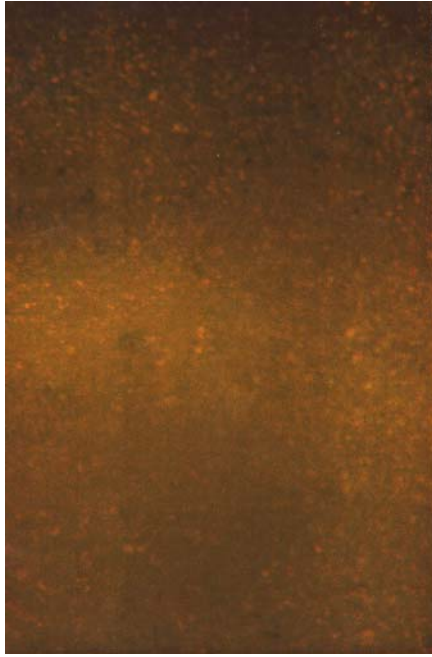
გ) x 800კ.ზ.



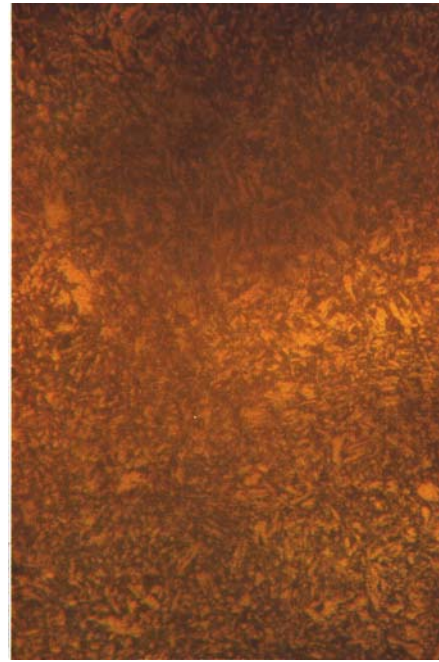
დ) x 2000

სურათი 16. ფოლადი 18AΦT (№ფ. 7874)

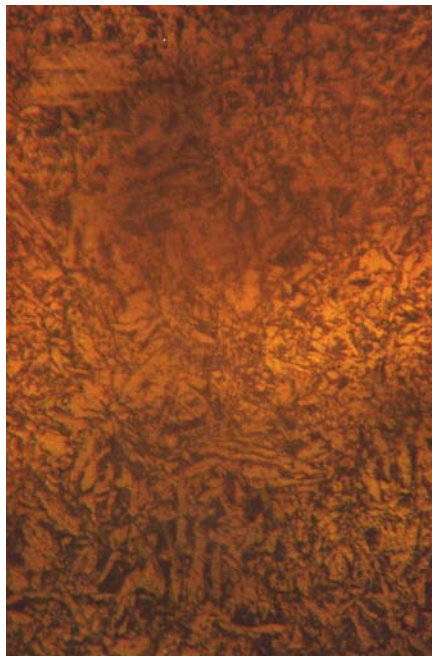
არმატურა N 18 მმ, ცხლადგლინული (ნაპირი), $\mu = 39$. $\sigma_{\text{დ}} = 561$ ნ/მმ²; $\sigma_{\text{ბ}} = 684$ ნ/მმ²; $\delta_7 = 31\%$ $E_T = 74355$.მ მიღებული მონაცემები წარმატებულად აკმაყოფილებენ B500W-ს მოთხოვნებს. დეფორმაციის გავლენა (დადებითი) სახეზეა ნაზრდით ($\Delta \sigma_{\text{დ}} = 35$ ნ/მმ²; $\Delta \sigma_{\text{ბ}} = 24$ ნ/მმ²; $\Delta \delta_7 = 4\%$), როგორც $\Delta = 27-23$, ასევე, განსხვავებულია სტრუქტურა მიღებული N 18 მმ არმატურის გარე შრეებში N 25 მმ-თან შედარებით.



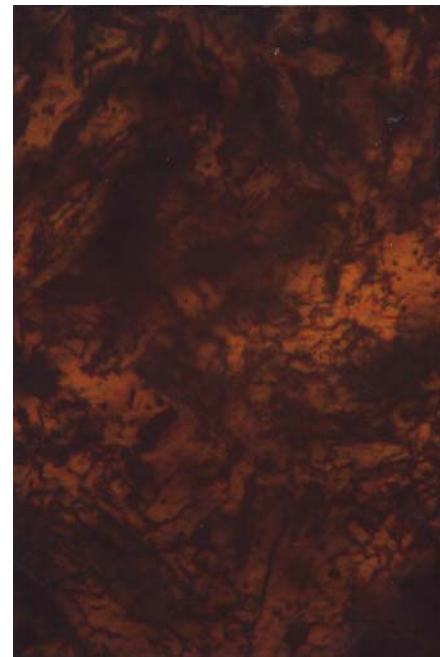
ა) x 100



ბ) x 400



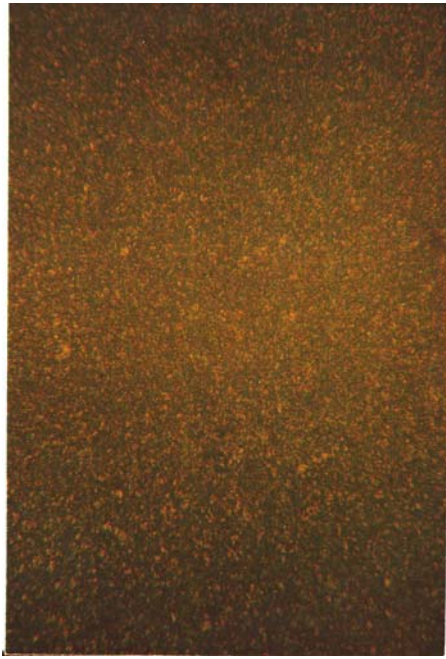
გ) x 800კ.ზ.



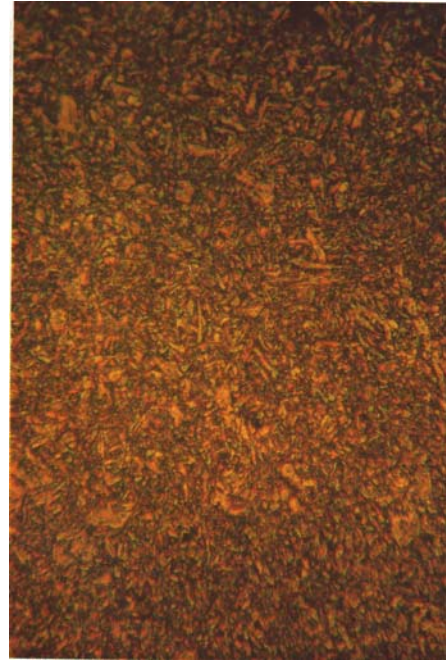
დ) x 2000

სურათი 17. ფოლადი 18AΦT (№ფ. 7874)

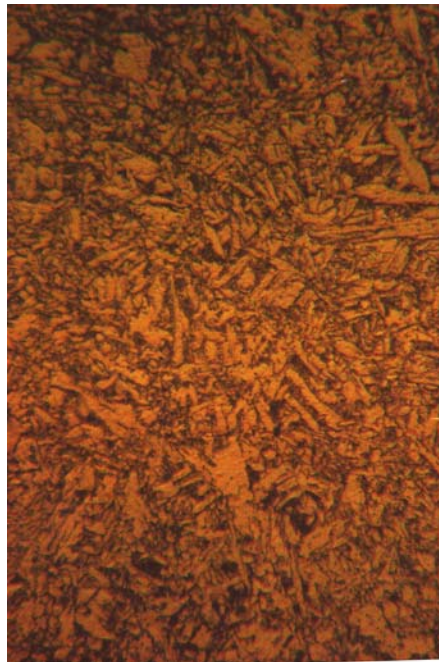
არმატურა N 18 მმ, თდ-ის შემდეგ (გული), $\mu = 39$; გამოჭიმვის კოეფიციენტის გაზრდა $\Delta \mu = 19$ -ით N25 მმ-იან შედარებით და პაუზის შემცირება გამაცივებელ სისტემამდე, ძირეულად ცვლიან სტრუქტურათა წარმოქმნის პირობებს ორივე (გული+ნაპირი) არეში, ნაპირა არეებში განსაკუთრებით. ადგილი აქვს პოლიედრული სტრუქტურის ნაცვლად ნემსისებური სტრუქტურის წარმოქმნას.



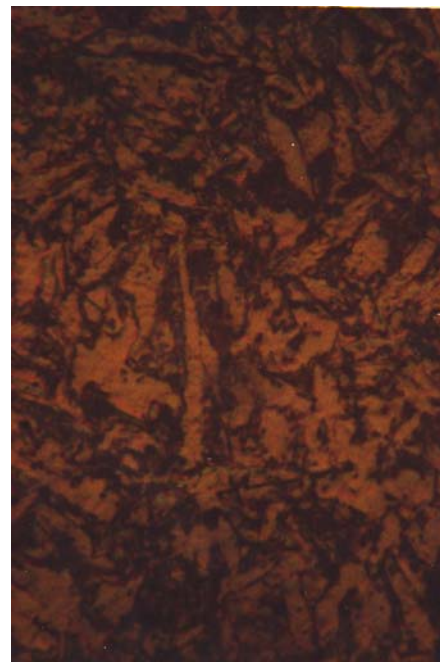
ა) x 100



ბ) x 400



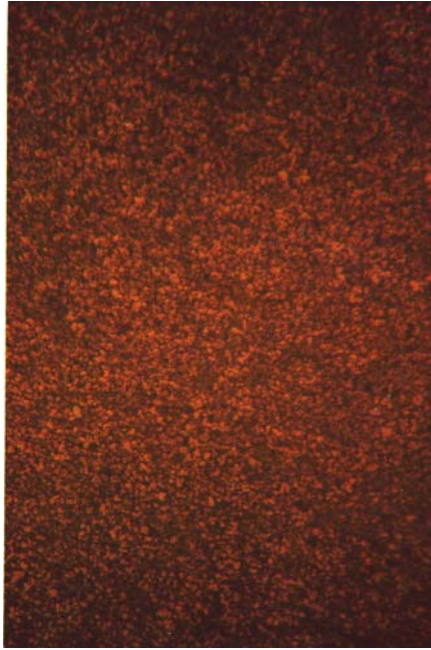
გ) x 800კ.ზ.



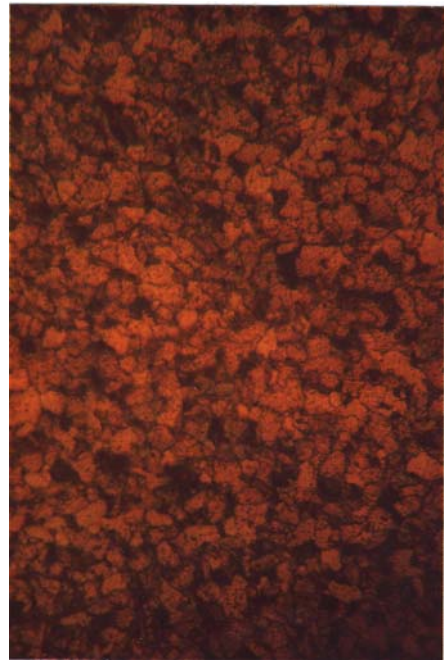
დ) x 2000

სურათი 18. ფოლადი 18AΦT (№დფ. 7874)

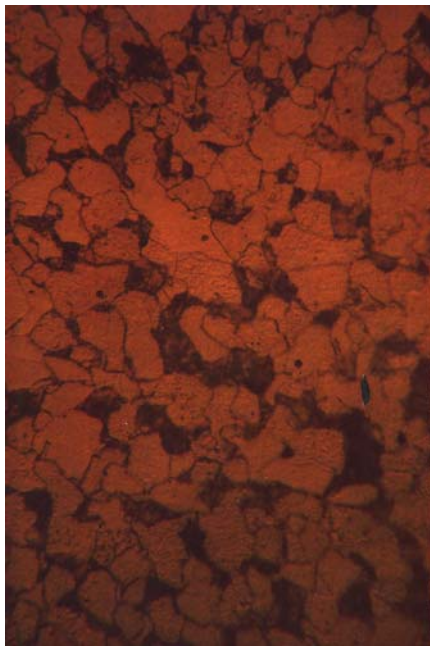
არმატურა N 18 მმ, თდ-ის შემდეგ (ნაპირი), $\mu = 39$. $\sigma_{\text{დ}} = 782$ ნ/მმ²; $\sigma_{\text{B}} = 843$ ნ/მმ²; $\delta_7 = 18\%$ $E_T = 57715$ მ.პ., სიმტკიცის მაჩვენებლები იზრდება სურ. 27-თან შედარებით $\Delta \sigma_{\text{დ}} = 221$ ნ/მმ²; $\Delta \sigma_{\text{B}} = 159$ ნ/მმ²; $\Delta \delta_7 = -13\%$. სხვადასხვა ზომის ორენტირებულ კრისტალებში განლაგებულია, ასევე სხვადასხვა დისპერსიულობის მქონე წახნაგოვანი, ზოგჯერ სფეროს მსგავსი კრისტალები. რა თქმა უნდა, „ამინდის“ შემქმნელი ფაზები მოქცეულია ოპტიკური მიკროსკოპის გარჩევისუნარიანობის ზღვარს მიღმა.



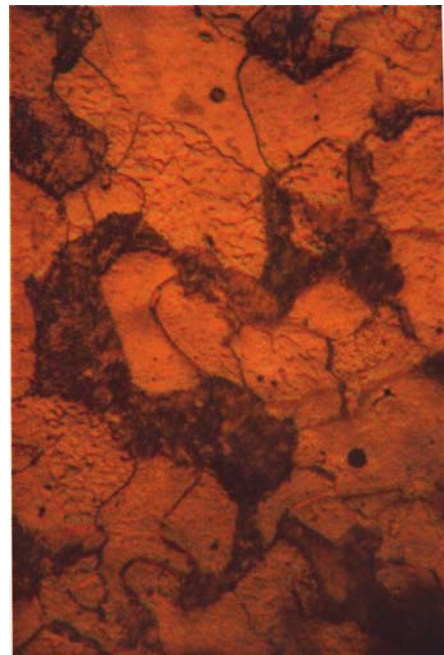
ა) x 100



ბ) x 400



გ) x 800კ.ზ.



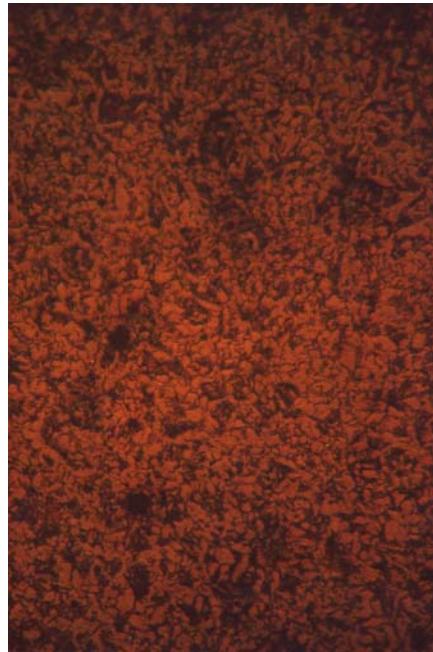
დ) x 2000

სურათი 19. ფოლადი 18AΦT (№დფ. 7874)

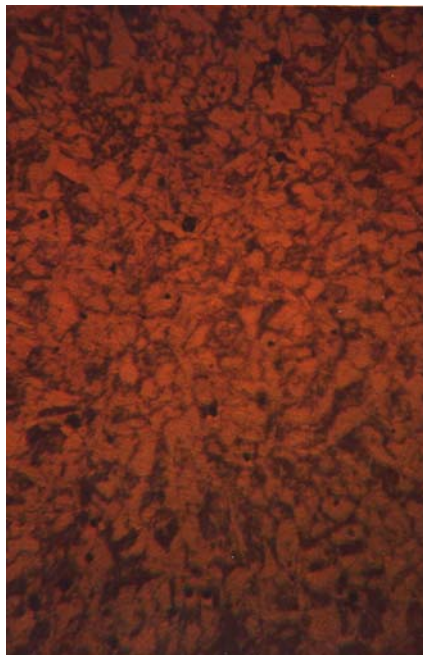
არმატურა N16 მმ, ცხლადგლინული (გული), $\mu=50$; სხვადასხვა გადიდებაზე წარმოდგენილია ფერიტ-პერლიტური სტრუქტურა მაღალი დისპერსიულობით. სტრუქტურების 30 გ, დ-ს შედარება 31 გ, დ-სთან ასეთ სურათს იძლევა: სტრუქტურის ჩამოყალიბება-ფორმირება ნაპირა შრეებში უფრო ორგანიზებულად სრულდება ვიდრე ცენტრალურ შრეებში. დიდი დეფორმაციები და „შლეიფის“არსებობა ხელს უწყობს განხორციელდეს მაღალტემპერატურული კონტროლირებადი გლინვა.



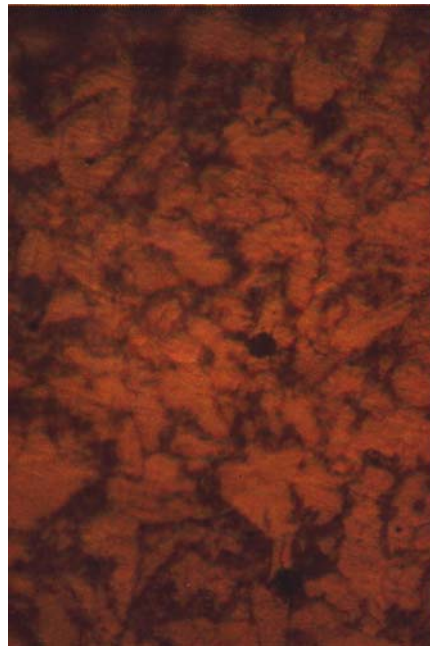
ა) x 100



ბ) x 400



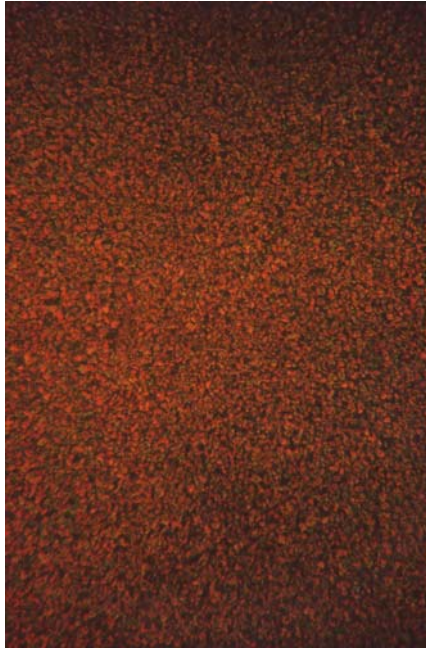
გ) x 800კ.ზ.



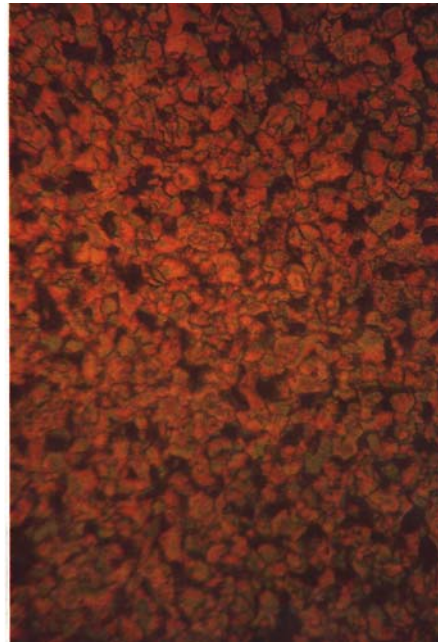
დ) x 2000

სურათი 20. ფოლადი 18AΦT (№დფ. 7874)

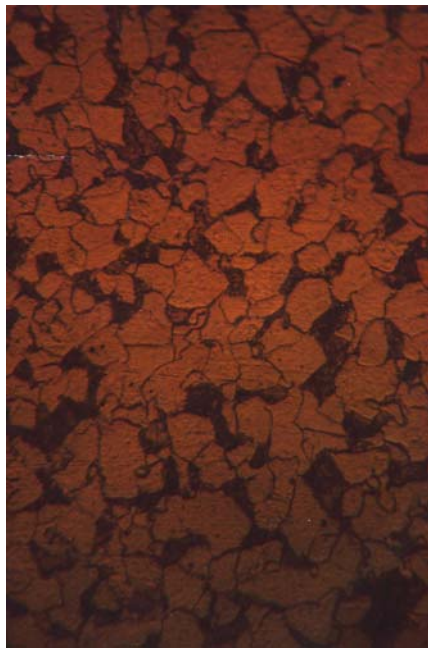
არმატურა N 16 მმ, ცხლადგლინული (ნაპირი), $\mu = 50$. $\sigma_{\text{დ}} = 575$ ნ/მმ²; $\sigma_{\text{ბ}} = 699$ ნ/მმ²; $\delta_7 = 27\%$ $E_T = 48715$.მ, სურ. 31-ის შედარება სურ. 23-თან ასეთ შედეგს იძლევა: გაზრდილი დეფორმაცია ($\Delta \mu = 30$) განაპირობებს უფრო მოწესრიგებულ ფერიტ-პერლიტურ სტრუქტურას, რაც განაპირობებს მნიშვნელოვან სხვაობას სიმტკიცის მაჩვენებლებს შორის $\Delta \sigma_{\text{დ}} = 49$ ნ/მმ²; $\Delta \sigma_{\text{ბ}} = 39$ ნ/მმ².



ა) x 100



ბ) x 400



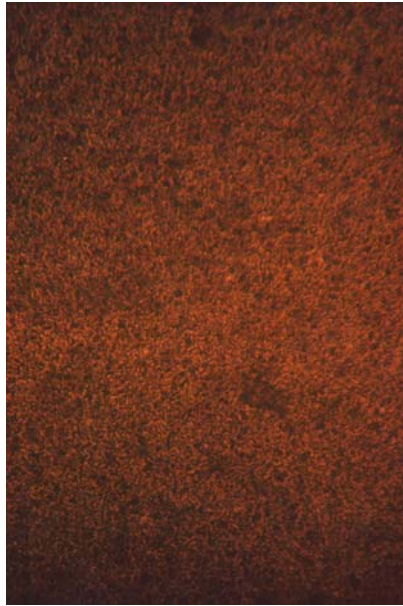
გ) x 800კ.ზ.



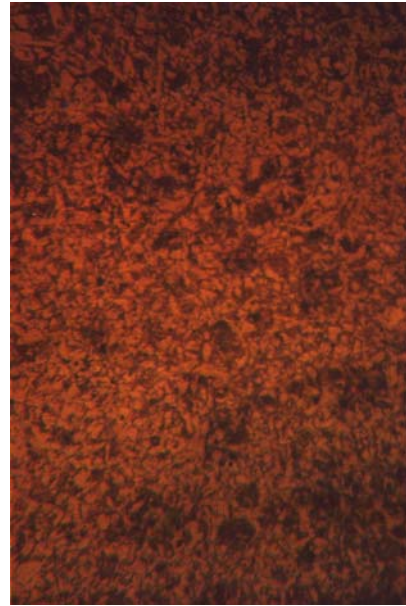
დ) x 2000

სურათი 21. ფოლადი 18AΦT (№დგ. 7874)

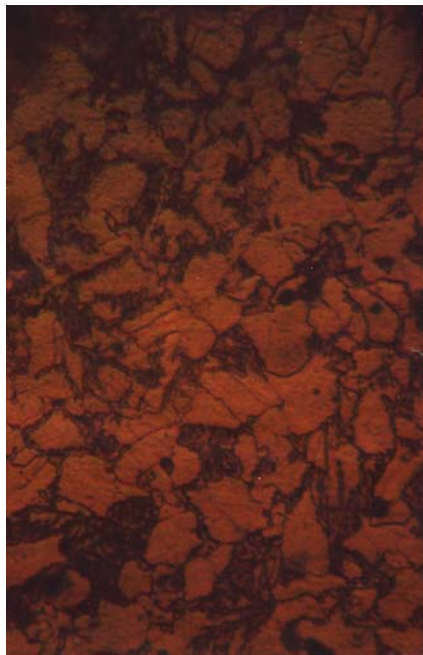
არმატურა N 16 მმ, თერმულად დამუშავებული (გული), $\mu = 50$; თერმული დამუშავების გავლენით ტრადიციულად გაზრდილია დისპერსიულობა, ასევე, ტრადიციულია ნემსისებური აგებულება, რაც სურათებზე 32 და 33 არ არის მკვეთრად წარმოდგენილი..



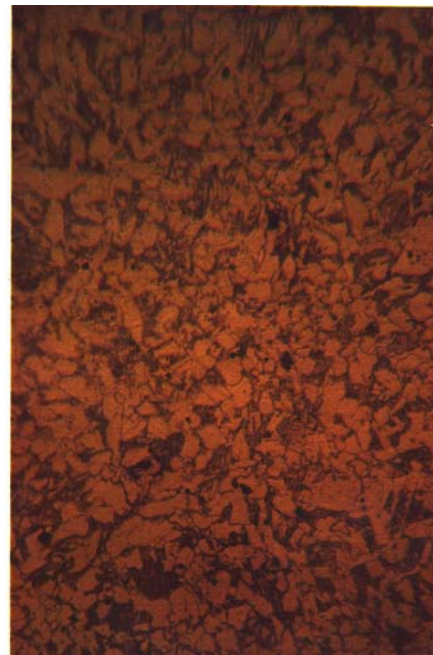
ა) x 100



ბ) x 400



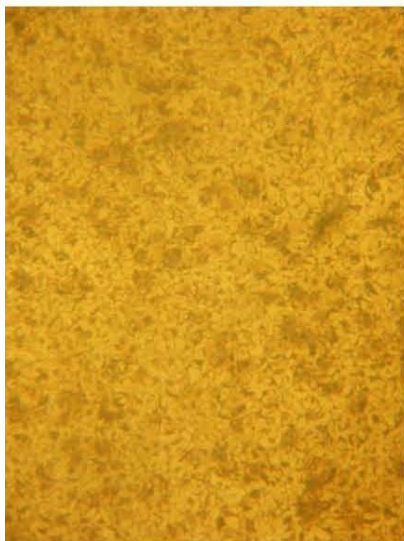
გ) x 800კ.ზ.



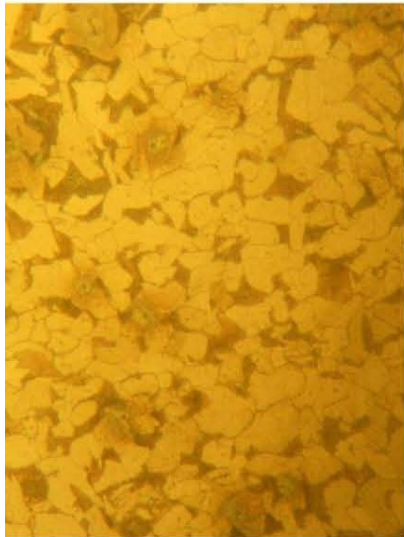
დ) x 2000

სურათი 22. ფოლადი 18AΦT (№ღფ. 7874)

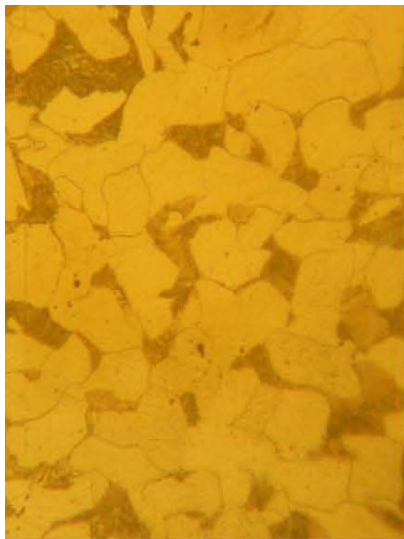
არმატურა N 16 მმ, თერმულად დამუშავებული (ნაპირი), $\mu = 50$. $\sigma_{\text{ღ}} = 811$ ნ/მმ²; $\sigma_{\text{ბ}} = 873$ ნ/მმ²; $\delta_7 = 16\%$ $E_T = 42705$.მ. თავიდან ცხელი პლასტიკური დეფორმაციის გავლენით მიმდინარეობს განმტკიცების პროცესი, რომელიც აღწევს მაქსიმუმს, რასაც მოსდევს დინამიკური პოლიგონიზაცია და დინამიკური რეკრისტალიზაცია, ჩნდება დაღმავალი უბანი. დეფორმაციის გაგრძელებით მყარდება წონასწორობა განმტკიცება-, დარბილების“ პროცესებს შორის. დეფორმაციის დამთავრება XIV უჯრაზე ქმნის ზ/ა პირობებს. სახეზეა დაღმავალი უბნის სტრუქტურები, რასაც ადასტურებს $\Delta =$ სურ.12 - სურ 10 ($\Delta \sigma_{\text{ღ}} = 236$ ნ/მმ²; $\Delta \sigma_{\text{ბ}} = 174$ ნ/მმ²; $\Delta \delta_7 = -11\%$).



ა) x 100

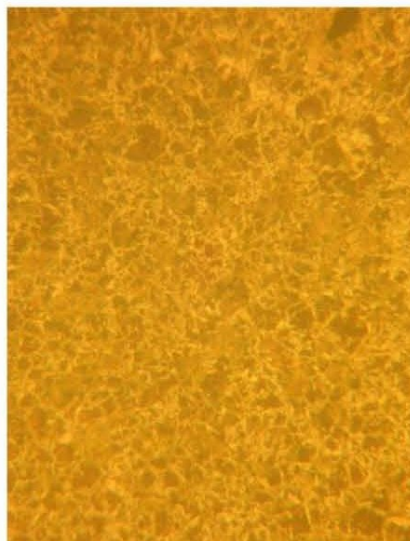


ბ) x 400

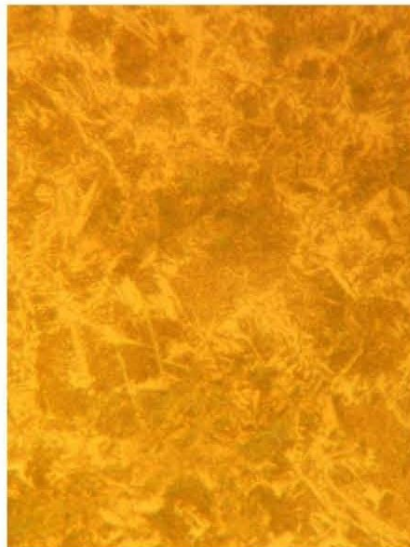


გ) x 800

სურათი 23.. ნადნობი №7723, ფლ 18AT(3კგAl + 7კგTi) ცხლად გლინული



ა) x 100

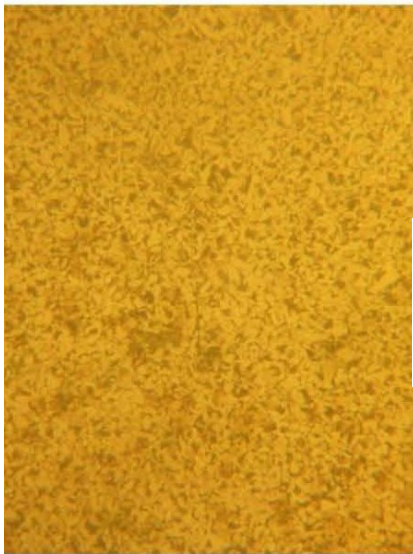


ბ) x 400

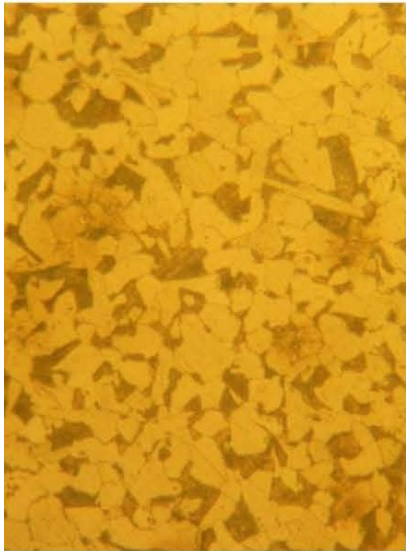


გ) x 800

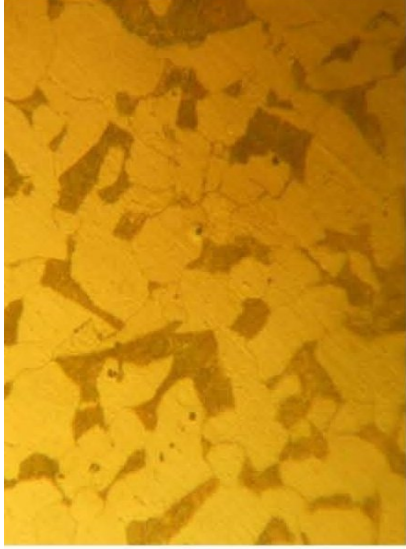
სურათი 24.. ნადნობი №7723, ფლ 18AT(3კგAl + 7კგTi) თდ



ა) x 100

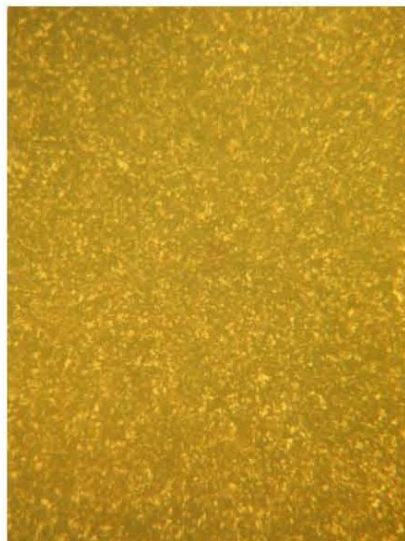


ბ) x 400

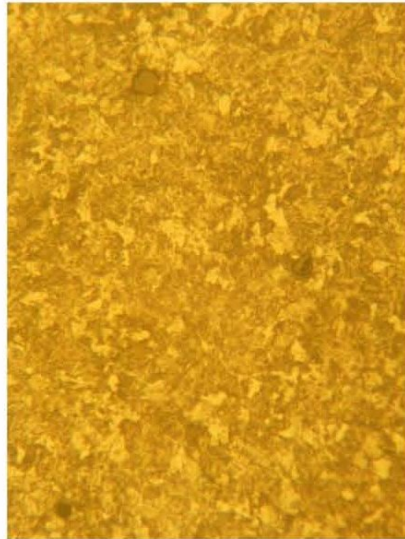


გ) x 800

სურათი 25.. ნაღნობი №7678, ფელ 18AT(4კვAl + 6კვTi) ცხლად გლინული



ა) x 100

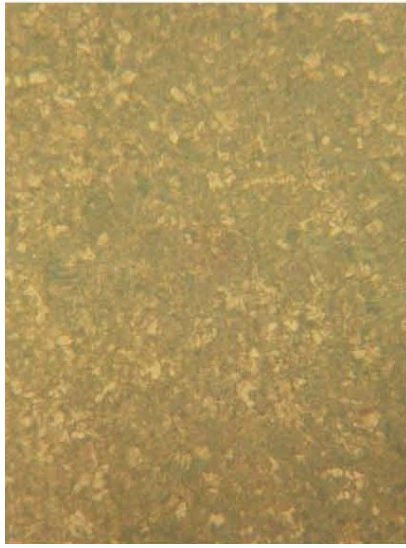


ბ) x 400



გ) x 800

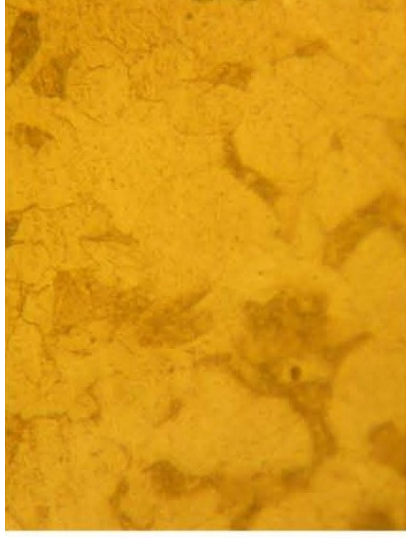
სურათი 26.. ნაღნობი №7678, ფელ 18AT(4კვAl + 6კვTi) იოდ



ა) x 100

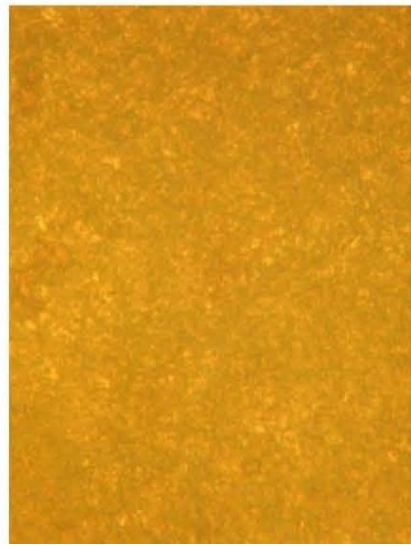


ბ) x 400

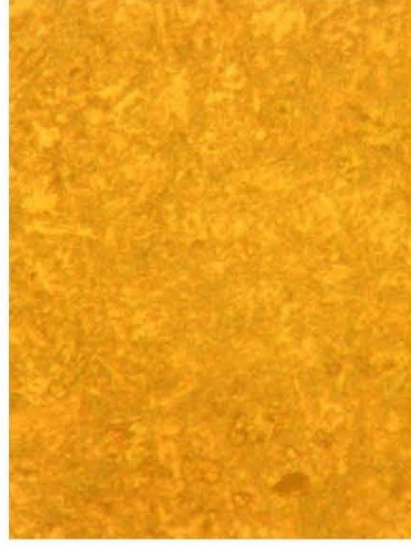


გ) x 800

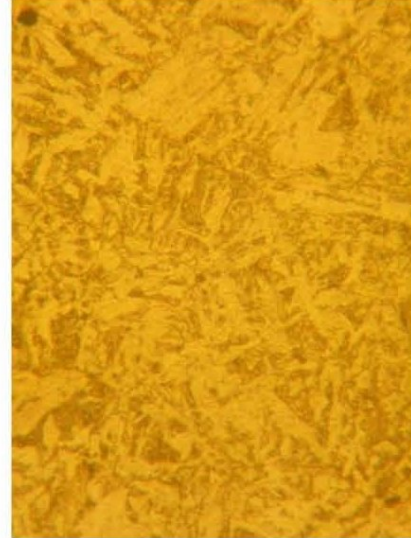
სურათი 27.. ნადნობი №7744, ფლ 18AT(5კგAl + 5კგTi) ცხლად გლინული



ა) x 100

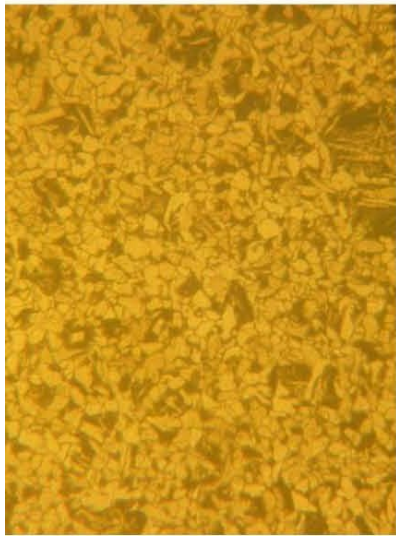


ბ) x 400

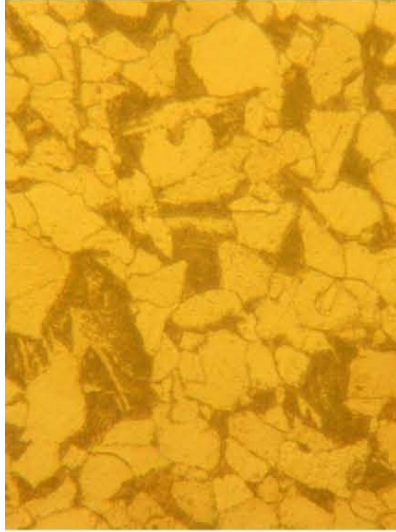


გ) x 800

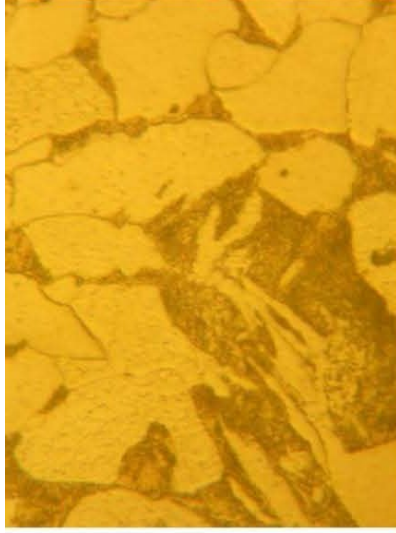
სურათი 28.. ნადნობი №7744, ფლ 18AT(5კგAl + 5კგTi) თდ



ა) x 100

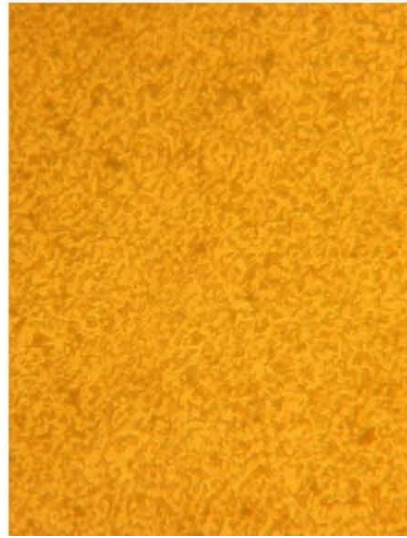


ბ) x 400

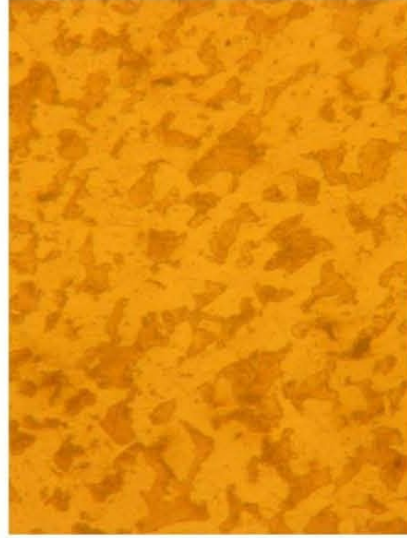


გ) x 800

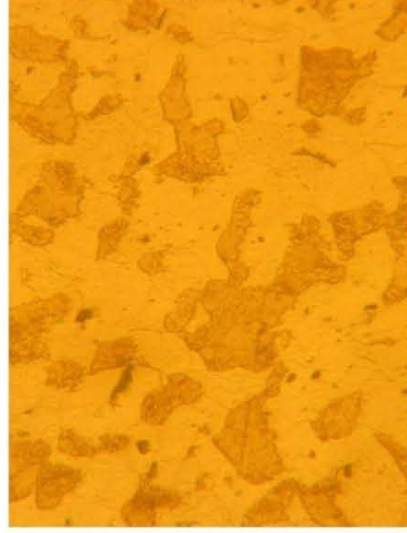
სურათი 29.. ნადნობი №7661, ფლ 18AT(6კგAl + 4კგTi) ცხლად გლინული



ა) x 100

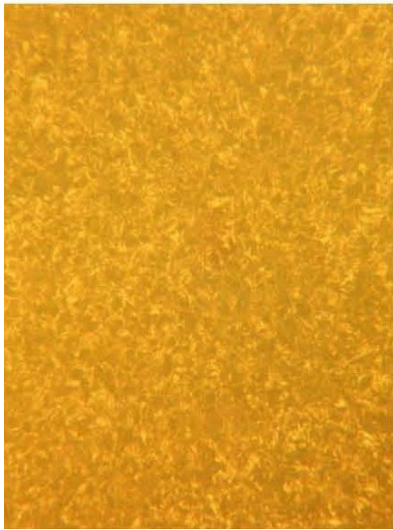


ბ) x 400

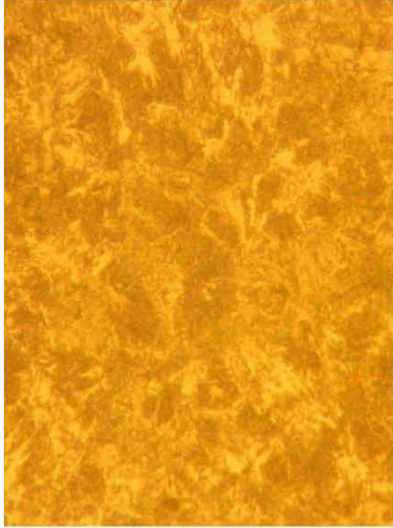


გ) x 800

სურათი 30.. ნადნობი №7661, ფლ 18AT(6კგAl + 4კგTi) თდ



ა) x 100

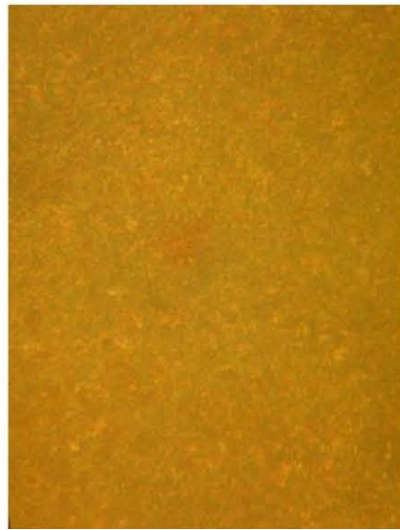


ბ) x 400

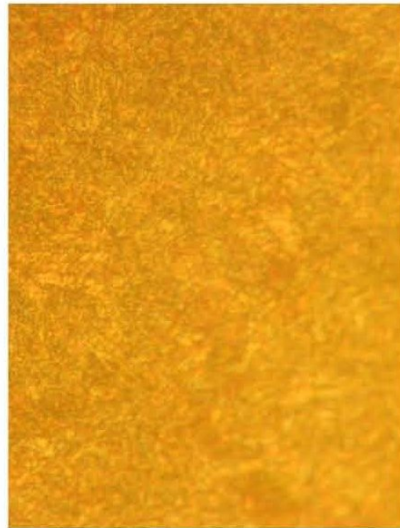
სურათი 31.. ნადნობი №7754, ფლ 18AT(7კვAl + 3კვTi) ცხლად გლინული



გ) x 800

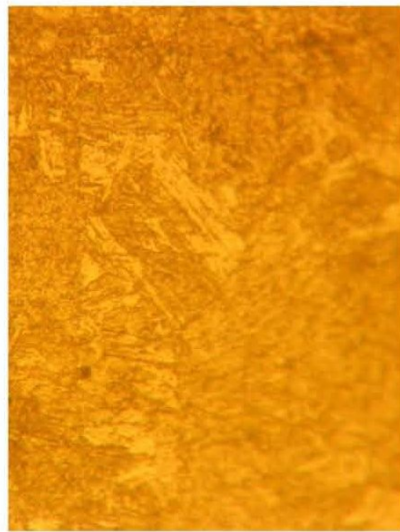


ა) x 100



ბ) x 400

სურათი 32.. ნადნობი №7754, ფლ 18AT(7კვAl + 3კვTi) იოდ



გ) x 800

სამართულებისათვის ფოლადის შერჩევას საკვლევ მასალად გამოყენებული იყო ჩვენ მიერ შემუშავებული 08XH5CДMΦT ტიპის კომპოზიცია, რომლის ფუძეს წარმოადგენდა ფოლადი 10XH3MΦT ასეთი კორექციით: ნახშირბადი უნდა ყოფილიყო კომპოზიციის ქვედა დონეზე, ხოლო მალეგირებელი ელემენტები – ზედა დონეზე. ფოლადში მალეგირებელ ელემენტებად ბენიტური გარდაქმნის მოწესრიგებისთვის შეტანილ იქნა 0,50-1,2 % სილიციუმი და, მრავალი დანიშნულებით – 0,8-1,2 % სპილენძი [14].⁴

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 განსავითარებლად [14].

იმავდროულად, თერმოდინამიკურად, კრისტალოგრაფიულ წყობას – წახნაგცენტრირებულ კუბს (კ12) ყოფნა არ შეუძლია. სისტემა, როგორც სინერგეტიკული (თვითმართვადი), 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 $\gamma \rightarrow \alpha(B)$ გარდაქმნა, ხოლო მდიდარ უბნებში ჯერ ჭარბი კარბიდები გამოიყოფა და შემდეგ მეორდება წინას მსგავსი პროცესი – $\gamma_{ად} \rightarrow \gamma_{ე} + \text{კარბიდები}$; $\gamma \rightarrow \alpha(B)$ ფაზური გარდაქმნა [36, 24-27].

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 ზღურბლის“ ზემოთ ($Si \geq 0,50$ %), მაშინ მისი მოქმედება (გავლენა) შეიძლება ასე წარმოვიდგინოთ. სილიციუმი თავისი

⁴ ამ კომპოზიციაში სპილენძი შეტანილ იქნა ბენიტური გარდაქმნისათვის მეტად საჭირო ელემენტის – მოლიბდენის უარყოფითი გავლენის გასანეიტრალეზად. ის აძლიერებს ნიკელის დადებით გავლენას და მოლიბდენის მსგავსად მონაწილეობს ე. წ. „ხავერდოვანი შრის“ ჩამოყალიბებაში. მისი სუბოქსიდები აქტიურად მონაწილეობს გაჭოლვის პროცესებში და სხვა.

ჰიბრიდიზებული $3S^1P^3$ ელექტრონებით რკინასთან მიმართებაში ანეიტრალურს $3d_{10}^6$ ქვეშრეზე არსებულ გაუწონასწორებელ სპინებს – ელექტრონებს ($3d_{10}^6 \uparrow\downarrow \uparrow\downarrow \uparrow\downarrow \uparrow\downarrow \uparrow\downarrow$), რადგან ის უფრო ძლიერი დონორია, ვიდრე ნახშირბადი, ასევე ჰიბრიდიზებულ მდგომარეობაში $2S^1P^3$ ელექტრონებით [14].

ზემოაღნიშნული ააქტიურებს ნახშირბადის გადანაწილების პროცესს და ბენიტური გარდაქმნის პროცესი უფრო სწრაფად და ერთგვაროვნად მიმდინარეობს. აქვე (ცხრილები 2 და 3) მოგვყავს ექსპერიმენტის შედეგები, რომლებიც მიღებულია საშუალონახშირბადიან, ბენიტური კლასის ფოლადებზე (ს. მ. №1208090 – 40ГCMΦ; ს. მ. №1362058 – 40ГMΦ) [14, 40].

ცხრილი 2. საწარმოო 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	ფუბე
40ГMΦ	0,36	0,43	0,96	0,27	0,07	0,029	0,020	ფუბე

ცხრილი 3. 40ГCMΦ და 40ГMΦ ფოლადების მექანიკურ თვისებათა მაჩვენებლები 900 °C-ზე ნორმალიზაციისა და 600 °C-ზე მოშვების შემდეგ

ფოლადი	მექანიკურ თვისებათა მაჩვენებლები					
	σ_s , ნ/მმ ²	σ_b , ნ/მმ ²	δ_5 , %	ψ , %	$a_1=a_8+a_9$, ჯ/სმ ²	J_{IC} , ნ/მმ
40ГCMΦ	750	950	23	60	230=80+150	140
40ГMΦ	730	910	23	56	150=60+90	114

მე-2 და მე-3 ცხრილების მონაცემებით, ორივე შემთხვევაში სახეზეა საკონსტრუქციო სიმტკიცის მაღალი მაჩვენებლები, მაგრამ უპირატესობა $Si=0,52$ % ფოლადს ეკუთვნის, რადგან სილიციუმის შემცველობა „ზღურბლის“ ($Si \geq 0,50\%$) ზემოთ, მოყვანილი სქემით, აადვილებს ნახშირბადის გადანაწილებას, რაც ხელს უწყობს ბენიტური გარდაქმნის უფრო ორგანიზებულ ჩატარებას. საბოლოოდ, 40ГCMΦ ფოლადის სტრუქტურა უფრო ერთგვაროვანია, ვიდრე 40ГMΦ ფოლადისა; ეს კი განაპირობებს ქვემოთ მოყ-

ვანილ სხვაობებს: $40\Gamma\text{CM}\Phi-40\Gamma\text{M}\Phi=\Delta$; $\Delta\sigma_{\text{დ}}=20$ ნ/მმ²; $\Delta\sigma_{\text{ს}}=40$ ნ/მმ²; $\Delta\delta_{\text{ს}}=0$ %; $\Delta\psi=4$ %; $\Delta a_1=a_{\beta}+a_{\gamma}=80=20+60$ ჯ/სმ²; $\Delta J_{\text{IC}}=26$ ნ/მმ [14].

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.) განსაზღვრავენ სიმტკიცის ზღვრის დონეს, ხოლო მარცვლის სიდიდე, დისპერსიულობა, მეორეული ფაზების ბუნება და სხვა ფაქტორები, უფრო მეტ გავლენას ახდენს დენადობის ზღვარზე [14].

ყველაზე მნიშვნელოვანია, რომ დადებითი აღმოჩნდა $40\Gamma\text{CM}\Phi$ და $40\Gamma\text{M}\Phi$ ფოლადების ბზარის გავრცელების კუთრ მუშაობათა და ჯეინტეგრალთა (ბზარმედეგობის ენერგეტიკულ მახასიათებელთა) შორის სხვაობები (Δa_1 და ΔJ_{IC}) ამ 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 ($\Delta a = a_{\text{Fe}}^{2,48} - a_{\text{Fe}}^{2,35} = 0,13\text{\AA}$) იწვევს ამ უკანასკნელის გისოსის შემცირებას (შეკუმშვას) და როდესაც Si=2,3 %, რკინა კარგავს კარბიდწარმოქმნის უნარს, ალოტროპიზმს (3d₁₀-ქვეშრეზე არსებული გაუწონასწორებელი სპინები ერთმანეთთან წარმოქმნის კოვალენტურ კავშირებს), მისი დარტყმითი სიბლანტე KCU=0 ანუ რკინა სრულიად მყიფე ხდება და სხვ. იგივე შედეგი (KCU=0) მიიღება რკინის გაცივებისას უარყოფით კრიტიკულ ტემპერატურაზე. ამ კუთხით მეტად საინტერესო იქნება 08XH5CДMΦT და 08XH5ДMΦT კომპოზიციების შედარება, რისი შედეგებიც გაამდიდრებენ „სილიციუმის ზღურბლს“ და საერთოდ, სილიციუმის როლს უფრო მეტი მნიშვნელობა მიენიჭება ბეინიტურ გარდაქმნაში [14].

ჩვენმა საკვლევმა ობიექტმა – ბენიტური კლასის დაბალნახშირ-ბადიანმა 08XH5C Φ M Φ T ტიპის ფოლადმა გაუმჯობესების სერიოზული საქარხნო გზა (12XH3A \rightarrow 10XH3M Φ T \rightarrow 08XH5C Φ M Φ T \rightarrow ...) 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 ჩვენს მასალას – კომპოზიციას პირველ ეტაპზე $n_1 \geq 500$ მილზე, ხოლო მეორე ეტაპზე (5 წლის შემდეგ) $n_2 \geq 1000$ მილზე მეტი მედეგობა ექნება [14].

ქვემოთ მოგვყავს იმის მაგალითი, თუ როგორ შეიძლება ლაბორატორიულ პირობებში (მაგალითად, „მთსსც“) დადგენილი იქნეს თუ რა მედეგობა ექნება მიღებულ ნაღობს, მისგან დამზადებულ სამართულებს საწარმოო გამოცდების დროს. როდის დაიწყება დეგრადაციის პროცესი [14, 22].

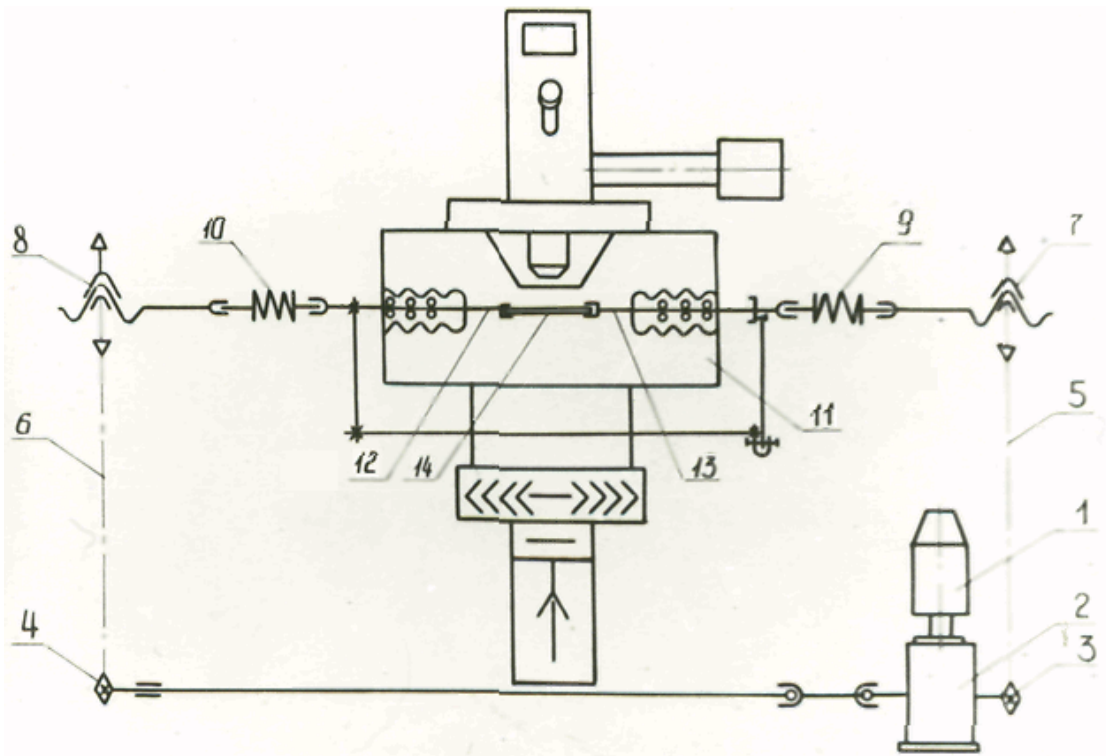
დრეკადობის ზღვრებში გამჭიმავი ძალის ($P=0,7P_{\text{ფ}}$) მუდმივი მოქმედებისას A_1 -ის ქვემოთ ($+20^{\circ}\text{C} \leftrightarrow 650^{\circ}\text{C}$) თერმოციკლირების (n ციკლთა რიცხვი=10; 100; 500; 1000 ციკლი) გავლენა ფოლად 10XH3M Φ T-ს მექანიკურ თვისებათა მაჩვენებლებზე წარმოდგენილია ცხრილში 4, ხოლო მეთოდური ნაწილი – 33-ე და 34-ე სურათებზე [14, 22].

ადგილი აქვს (ჩვენი რედაქციით) დისპერსიულ განმტკიცებას სიმტკიცის მაჩვენებლების ზრდით; ფუძის – ფერიტის მიკროსისალე ამ დროს კლებულობს დაახლოებით 400 ერთეულით, რაც ხელს უწყობს პლასტიკურობის მაღალ დონეზე შენარჩუნებას ($\delta_5=29\%$; $\psi=89\%$). შემუშავებული მეთოდი (გამჭოლვის პროცესის იმიტაცია მაღალტემპერატურულ მიკროსკოპზე!) საშუალებას იძლევა ექსპერიმენტულად დავადგინოთ მომენტი, როცა სიმტკიცის მაჩვენებლები ციკლების გაზრდით დაიწყებს შემცირებას – კლებას, ხოლო

პლასტიკურობის მაჩვენებლები შემცირდება ინტენსიურად.

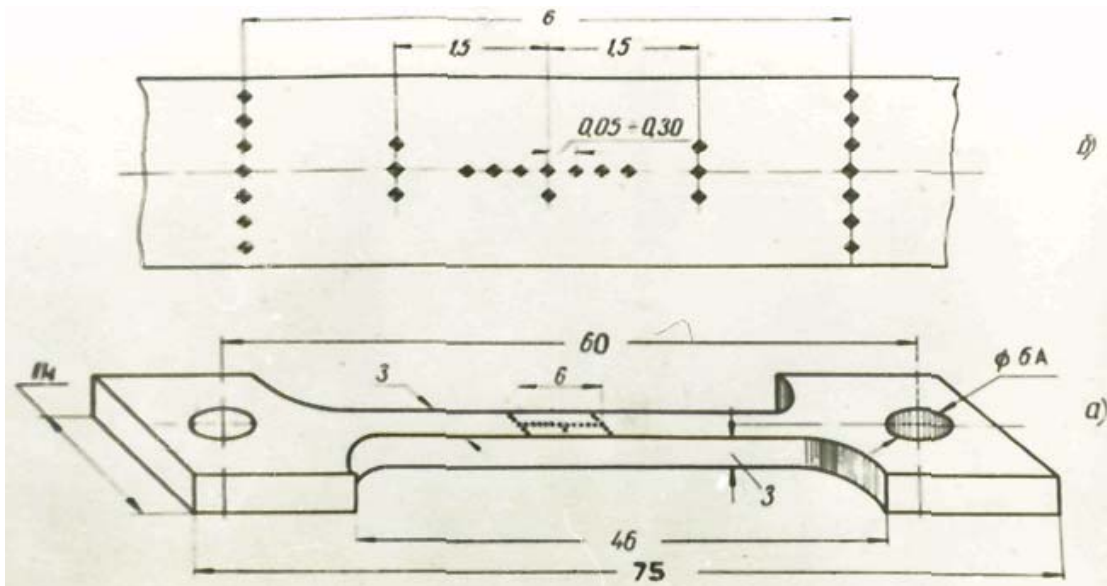
ცხრილი 4. დრეკადობის ზღვრებში გამჭიმავი ძალის ($P=0,7P_{\text{დ}}$) მუდმივი მოქმედებისას A_1 -ის ქვემოთ ($+20^{\circ}\text{C} \leftrightarrow 650^{\circ}\text{C}$) თერმოციკლირების გავლენა ფოლად 10XH3MΦT-ს მექანიკურ თვისებათა მაჩვენებლებზე

ციკლოთა რიცხვი, n	მექანიკური თვისებების მაჩვენებლები 650°C-ზე გამოცდისას				ფუბის მიკროსისალე
	σ_B	$\sigma_{\text{დ}}$	δ_5	ψ	H°
	ნ/მმ ²	ნ/მმ ²	%	%	ნ/მმ ²
10	400	288	34	93	1310
100	500	269	43	84	1190
500	733	578	31	87	1043
1000	1059	960	29	89	896



სურათი 33. ИМАШ 20-78 ტიპის დანადგარის კინემატიკური სქემა

1. მუდმივი დენის ძრავი; 2. გადაცემათა ყუთი; 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.



სურათი 34. მაღალ ტემპერატურებზე გამოსაცდელი ნიმუში

მე-4 ცხრილში წარმოდგენილი მონაცემები გვიჩვენებს, რომ თერმული ციკლების რაოდენობის გაზრდით 1000-მდე ფოლად 10XH3MΦT მექანიკურ თვისებათა მაჩვენებლები ასე იცვლება: სიმტკიცის ზღვარი 2-ჯერ მეტად იზრდება პლასტიკურობის მაღალ დონეზე შენარჩუნებით ($\sigma_w=288$ ნ/მმ² → 960 ნ/მმ²; $\delta_5=34\%$ → 29%) [14, 22].

მე-4 ცხრილში წარმოდგენილია ფოლად 10XH3MΦT-ზე მიღებული ექსპერიმენტული მონაცემები, რომელთა გამოყენებით გაკეთებული იქნა ფოლადის შედგენილობის კორექცია (ნახშირბადი კომპოზიციის ქვედა ზღვარზე, ხოლო მალეგირებელი ელემენტები – ზედა ზღვარზე, როგორც გვექონდა აღნიშნული, სილიციუმი დამატებული იქნა როგორც მალეგირებელი ელემენტი (Si=0,50-1,2%), ხოლო შემოტანილი იქნა სპილენძი მრავალმხრივი მნიშვნელობით (Cu=0,8-1,2%) [14, 22].

მე-5 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 (მაგალითად, იტალიელების გამოცდილება!). გეომეტრიულად მზა სამართულს (რა თქმა უნდა, სამართულებს) უტარებენ დაკომპაქტებულ ორმაგ მოწვას – იგივე დამუშავებას, რაც უტარდებათ სხმულ სამართულებს და ანგარიშობენ საერთო (ჯამურ) მედეგობას! [14].

ცხრილი 5. გამჭოლი დგანების („400“) სამართულების საორენტაციო მედეგობის დადგენის მეთოდი („ИМАИИ“-ის ნიმუშების რაოდენობაა 36)

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

გამოსაცდელი ნიმუშების საერთო რაოდენობაა 36 ცალი. ყველა ეტაპის შემდეგ იცდება 3 ნიმუში (1 - 650°C, 2 - 20°C, 1 ნიმუში – სტრუქტურული კვლევისათვის), ე. ი. სულ საჭიროა ერთ რეჟიმზე 4 ნიმუში. საყურადღებოა ერთი ფაქტი, რომ მთლიანად ექსპერიმენტი სრულდება დრეკადობის ზღვრებში მუდმივად მოქმედი გამჭიმავი ძალის გავლენით. ამ ნიშნით აღნიშნული მეთოდი ემსგავსება დამუშავებას „მოშვება დამაბულობის ქვეშ“ [14].

არსებული მონაცემებით, ასეთ პირობებში დაფიქსირებულია სიმტკიცის მაჩვენებლების მნიშვნელოვანი ზრდა, პლასტიკურობის არსებულ დონეზე შენარჩუნებით ან უმნიშვნელო შემცირებით. ეს გვქონდა მხედველობაში, როცა არსებული სქემა უცვლელი დავტოვეთ, რათა დაგვეყარებინა რაოდენობრივი კავშირი საქარხნო და ლაბორატორიულ პირობებში მიღებულ შედეგებს შორის (ცხრილი 6) [14].

ცხრილი 6. 08XH5CDMΦT ფოლადის მექანიკურ თვისებათა მაჩვენებლები A₁-ის ქვემოთ 10-დან 2200 ციკლის ფარგლებში თერმოციკლირების შემდეგ

ციკლთა რიცხვი, n	10	500	1000	1200	1400	1600	1800	2000	2200
დენადობის ზღვარი, ნ/მმ ²	250	500	900	1050	1150	2000	2250	2400	2000
ფარდობითი წაგრძელება, %	35	33	31	30	28	27	26	24	16

ამ ნიშნებით მოდერნიზებული კომპოზიცია 08XH5CDMΦT გადაეცა წარმოებას, მისი რეკორდული მედეგობა, ჯერ-ჯერობით 1700 მილია. ეს გვექონდა მხედველობაში და „გადაჩარხვებით“ გაზრდილი სამართულების მედეგობასთან ერთად $n_{max}=2000$ მილს [14].

მე-6 ცხრილში წარმოდგენილი მონაცემებით ნაჩვენებია, რომ 2000 ციკლის ზემოთ იწყება ლითონის დეგრადაცია (როდესაც $n=2200$ მილს: $\Delta\sigma_d=-400\text{ნ/მმ}^2$, ხოლო $\Delta\delta_5=8\%$). მოყვანილი მაგალითების გარდა, შემუშავებული მეთოდი საშუალებას იძლევა ახალ ასპექტში შევისწავლოთ „დაკომპაქტებული ორმაგი მოწვა“ ჰაერზე გაცივებით, რომელიც უტოლდება თერმულ დამუშავებას „ნორმალიზაცია ნაკადში“! [14]

ყურადღების ქვეშ უნდა იყოს აგრეთვე „შლეიფების“ გავლენის საკითხი ($\langle\text{Ti+N+V}\rangle$ ან $\langle\text{Ti+N+Nb}\rangle$ ან $\langle\text{Ti+N+V,Nb}\rangle$ და სხვა), რისთვისაც აუცილებელია Fe-Si-N შენადნობი [14].

ჩატარებული იქნა ექსპერიმენტები საშუალონახშირბადიან მცირედ-ლეგირებულ სამილე ფოლადებზე:

- 1) ფოლადი 40ГТ (ს.მ. №827581) უნაკერო, სიმტკიცის „K“ ჯგუფის $\sigma_d \geq 500\text{ნ/მმ}^2$ სამაგრი მილების წარმოება ცხლად გლინვისა და ნორმალიზაციის შემდეგ;
- 2) ფოლადი 40ГΦТ (ქართული პატენტი GEP 2015 6260 B) მაღალი სიმტკიცის ($\sigma_d \geq 760$ ნ/მმ²) სატუმბო-საკომპრესორო მილების საწარმოებლად დამუშავებით ე. წ. „ნორმალიზაცია ნაკადში“ [14].

აღნიშნული გვექონდა, რომ სამართულების საწარმოო პირობებში გამოცდების ჩატარებისას გაჩნდა იდეა, ხომ არ შეიძლება მილების მილების პროცესის (გაჭოლვის პროცესის) იმიტირება ლაბორატორიულ პირობებში

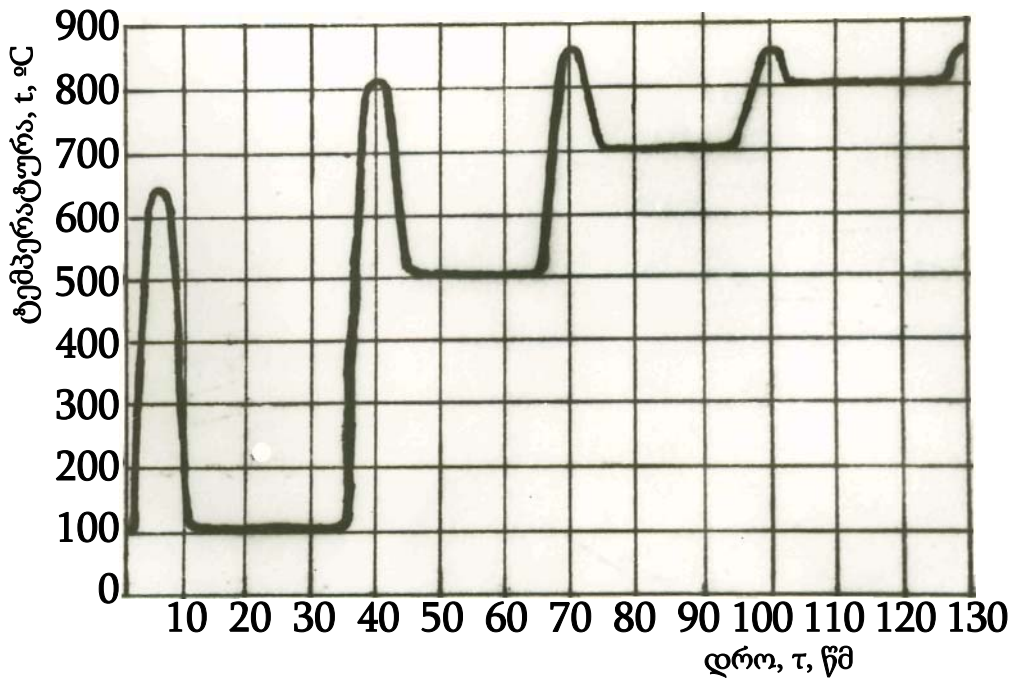
და თუ მოხერხდა ეს, მაშინ ახალი მეთოდი მნიშვნელოვნად დაგვეხმარებოდა ახალი კომპოზიცი(ებ)ის შედგენილობ(ებ)ის ოპტიმიზაციის ამოცანების ამოხსნის დროს აღნიშნული მნიშვნელოვნად ამცირებს საწარმოო ცდების რაოდენობას [10, 14].

იყო საფუძვლიანი მოსაზრება, სამართული ყოფილიყო სხვადასხვა მასალისგან შედგენილი, ხოლო მისი გამოცდები ჩატარებულიყო პატარა ლაბორატორიულ გამჭოლ დგანზე, რომელიც უნდა დაგვემზადებინა. სხვა მოსაზრებით, გამოგვეყენებინა ცნობილი დამუშავება „მოშვება დაძაბულობის ქვეშ“, რომლის გავლენით მასალის სიმტკიცის მაჩვენებლები იზრდებოდა პლასტიკურობის მახასიათებლების უმნიშვნელო შემცირებით (ცხრილი 7)!

ცხრილი 7. A1-ის ქვემოთ, დაძაბულობის ქვეშ ($P=0,7P_{\Phi}$), თერმოციკლირების გავლენა 40ГТ და 40ГФТ ტიპის ფოლადების მექანიკურ თვისებებზე (გამოცდები ცხლად გლინულ მილებიდან დამზადებულ ნიმუშებზე).

საკვლევი ფოლადი	ციკლთა რიცხვი n, სხვაობა Δ	მექანიკურ თვისებათა მაჩვენებლები		
		σ_{Φ} , ნ/მმ ²	σ_B , ნ/მმ ²	δ_5 , %
40ГТ, დნობა №7104	ცხლად გლინული მილი n=0	550	880	11
	ცხლად გლინული მილი n=1000ც	500	760	16
	Δ	$\Delta\sigma_{\Phi}=-50$	$\Delta\sigma_B=-120$	$\Delta\delta_5=+5$
40ГФТ, დნობა №253246	ცხლად გლინული მილი n=0ც	760	1030	10
	ცხლად გლინული მილი n=451ც	520	760	7,5
	Δ	$\Delta\sigma_{\Phi}=-240$	$\Delta\sigma_B=-270$	$\Delta\delta_5=2,5$

„ИМАШ“-ის ტიპის მაღალტემპერატურული მიკროსკოპი ყველა ასპექტში პასუხობდა ჩვენს პირობებსა და მოთხოვნებს, ვინაიდან ცნობილი იყო, რომ თუ განმადრუებელი დგანის სამართული ხელოვნურად არ ცივდება, მისი ტემპერატურა თანდათანობით იზრდება და მე-5 გატარების დროს 850°C-ს უახლოვდება (სურათი 35), ხოლო გაცივების გამოყენებით (ნორმალურ პირობებში) სამართულის მაქსიმალური ტემპერატურა 650 °C არ აღემატება [22].



სურათი 35. სამართულის ცხვირის ტემპერატურის ცვლილება 5 მასრის განდრეების დროს გაცივების გარეშე [10]

საკვლევი მასალა ჩამოიხსნა სამართულებთან ერთად, გაიარა თერმული დამუშავება და დამზადდა „ИМАШ“-ის ნიმუშები. ექსპერიმენტულად იქნა დადგენილი დენადობის ზღვარი, ხოლო მუდმივმოქმედი გამჭიმავი ძალის მნიშვნელობა აღებული იქნა $P=0,7P_{\phi}$ -ის ტოლი. ციკლირების რეჟიმის პროგრამა მანქანას მიეწოდება გრაფიკულად, აქვს მრიცხველი და ა. შ. ჩვენ ექსპერიმენტებს ვატარებდით $+20^{\circ}\text{C} \leftrightarrow 650^{\circ}\text{C}$, ციკლების შემდეგი ბიჯით $n=10; 100; 500; 1000$. (ციკლთა ბოლო რიცხვი ეთანადებოდა სამართულების რეკორდულ მნიშვნელობას, ე.ი. ფოლად 10XH3MΦT-საგან დამზადებული სამართულების მაქსიმალური – რეკორდული მნიშვნელობა 1000 მილს უტოლდებოდა). ყველა ეტაპზე ტარდებოდა მექანიკური გამოცდები 650°C -ზე, ოთახის ($+20^{\circ}\text{C}$) ტემპერატურაზე, შეისწავლებოდა სტრუქტურა.

მიღებული შედეგები იყო არატრადიციული და ძალზე მნიშვნელოვანი (ცხრილი 4). ჩვენ გავიცნობიერეთ, რომ შემუშავებული მეთოდი სტრუქტურულ ასპექტში ახლოს იყო რეალობასთან და მისი გამოყენება შეიძლე-

ბოდა მრავალ ასპექტში, მაგალითად, დაბალნახშირბადიანი ფოლადების, $C \leq 0,10\%$, ფუძის გაჯერებულობის შესწავლის დროს.

აღნიშნული დადასტურებულია სამილე ფოლადების 40ГТ და 40ГФТ-ს შესწავლისას (ცხრილი 7). ფოლადი 40АГФТ-ს მთლიანი დეგრადაცია ემსგავსება ფერად ლითონებში (მაგ.: დურალუმინებში) მიმდინარე პროცესებს შენადნობის გახურებისას მოშვების ტემპერატურაზე მაღლა. ფოლადი 40АГФТ ჩვენი „რეცეპტურით“ გამოდნობილი იქნა ვოლგოგრადის ქარხანაში „Красный Октябрь“, ხოლო, მიღებული მილნამზადებისგან სატუმბ-საკომპრესორო მილები გაიგლინა რუსთავში, აგრეგატ „140“-ზე. დენადობის ზღვრის რეკორდული დონე მიღებული იქნა ცხლად გლინვის შემდეგ $\sigma_{\text{д}} \geq 760 \text{ Н/мм}^2$ [1].

ფოლად 10ХН3МФТ-გან გამჭოლი დგანების სამართულების წარმოებისას ჩვენს მიერ დაფიქსირებული იქნა მედეგობის მაღალი მაჩვენებლები 700, 800, 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 08ХН5СДМФТ ფოლადზე გადასვლის შემდეგ, როცა რეკორდული მედეგობის მახასიათებლები გაუტოლდა 1000, 1500, 1700 მილს. ამ ფოლადზე ჩატარებული სტრუქტურული კვლევების შედეგები წარმოდგენილია სურათებზე 36-38.

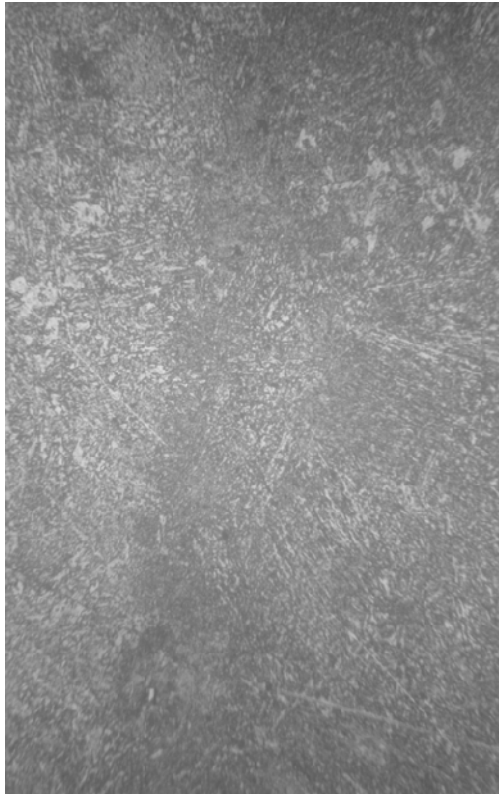
დაფიქსირებულია აგრეთვე, რომ ფოლად 18АГФТ-გან არმატურის გლინვისას მიღება, თერმული დამუშავების გარეშე, $\sigma_{\text{д}} \geq 500 \text{ Н/мм}^2$ (B500W ISO-ს სტანდარტით). არსებული მონაცემებით [12], თუ გვაქვს გამიზნული კომპოზიცია „შლეიფით“ $\langle Ti+N+V \rangle$ ან $\langle Ti+N+Nb \rangle$ ან $\langle Ti+N+V, Nb \rangle$ ან სხვა და ტექნოლოგიური პროცესი, რომელიც უნდა შეიცავდეს, გარკვეული სახით, ლითონების წნევით დამუშავებას, მაშინ ასეთი დამუშავების შემდეგ სიმტკიცის მაჩვენებლები მნიშვნელოვნად იზრდება, პლასტიკურობის მახასიათებლების მაღალ დონეზე შენარჩუნებით. ეს შესასწავლი მოვლენა ჩვენი რედაქცი-

ით ცნობილია „ახალი ფენომენის” სახელწოდებით [15, 34]⁵.

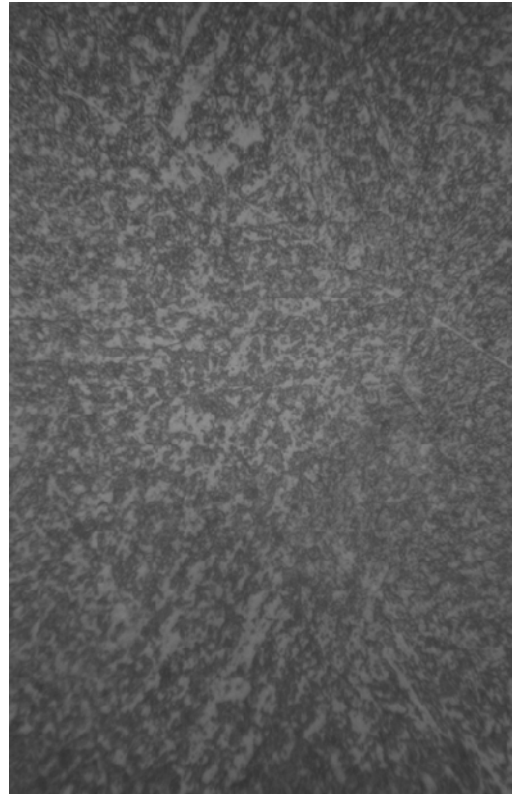
ჯერ-ჯერობით გამოვლენილი და შესწავლილია:

- 1) მილნამზადების გაჭოლვის პროცესი ფოლადებზე 10XH3MΦT და 08XH5CΔMΦT;
- 2) სატუმბო-საკომპრესორო მილების გლინვა „140“-ზე ფოლადისაგან 40AΓΦT;
- 3) B500W-ს ტიპის შესადუღებელი (C=0,22%; CE=0,43%) არმატურის წარმოება თერმული დამუშავების გარეშე ცხლად გლინული ფოლადისაგან 18AΓΦT;
- 4) ინსტრუმენტის (სამართულები, სახაზავები) საწარმოებელი კომპოზიციები (გამჭოლი დგანების სამართულებისათვის – 08XH5CΔMΦT; ავტომატური დგანის სამართულებისათვის – 17X5H4CΔMΦT; შემომგლინავი დგანების სამართულებისათვის – 350C1Ю2ΔH5MΦT; გამჭოლი და შემომგლინავი დგანების სახაზავებისათვის – 110X28ΔH5MΦT) შეიცავენ „შლეიფს“ და აქვთ სამივე კომპონენტი.

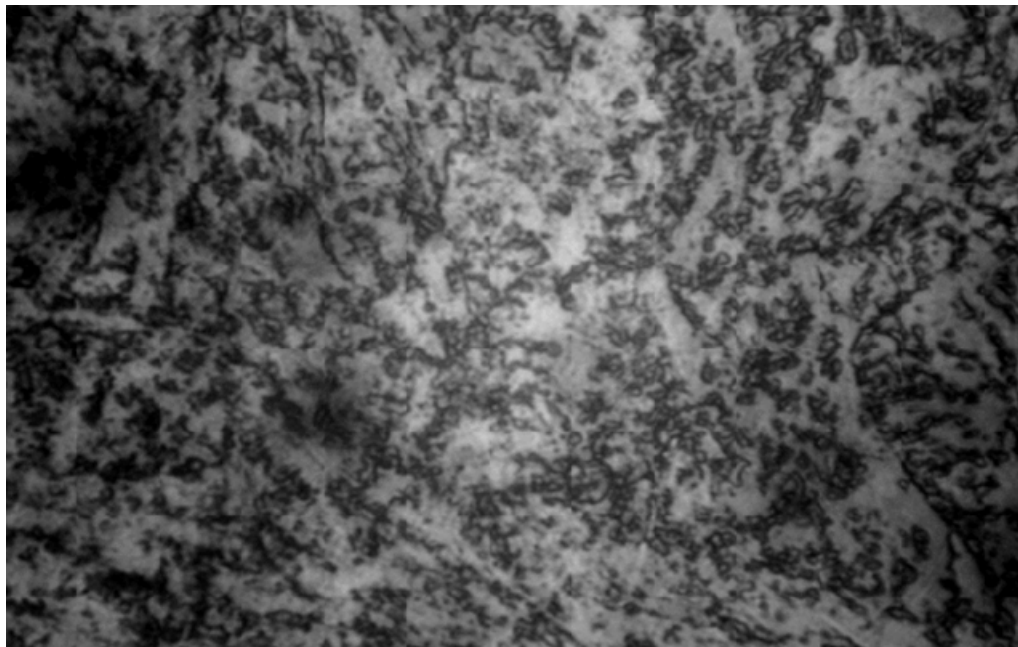
⁵ თუ ტექნოლოგიური პროცესი მთავრდება მზა პროდუქციის მიღებით, მაგალითად, მილები, სორტული და სხვა, მაშინ „ახალი ფენომენი“ ადვილი გამოსავლენია. თუ სამივე ფაქტორის მოქმედება მოქცეულია მილების საწარმოებელ ინსტრუმენტში (სამართულები, სახაზავები), მაშინ „ახალი ფენომენის“ ეფექტი უნდა „დავიჭიროთ“ ინსტრუმენტის მედეგობის ზრდაში.



ა) x 100

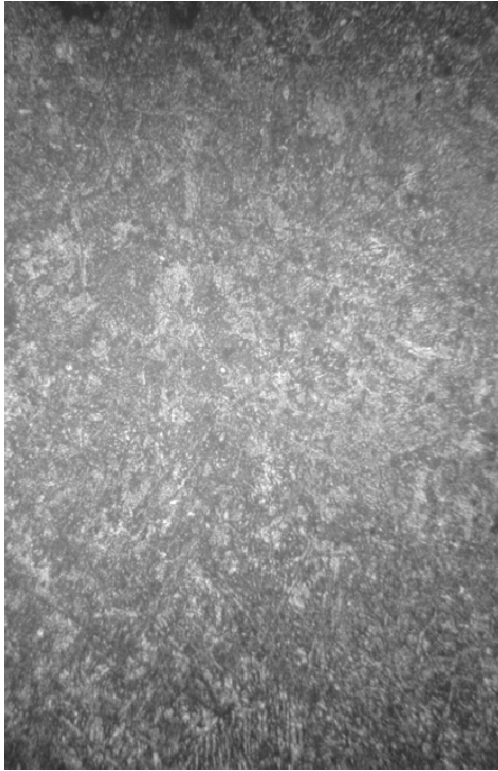


ბ) x 400

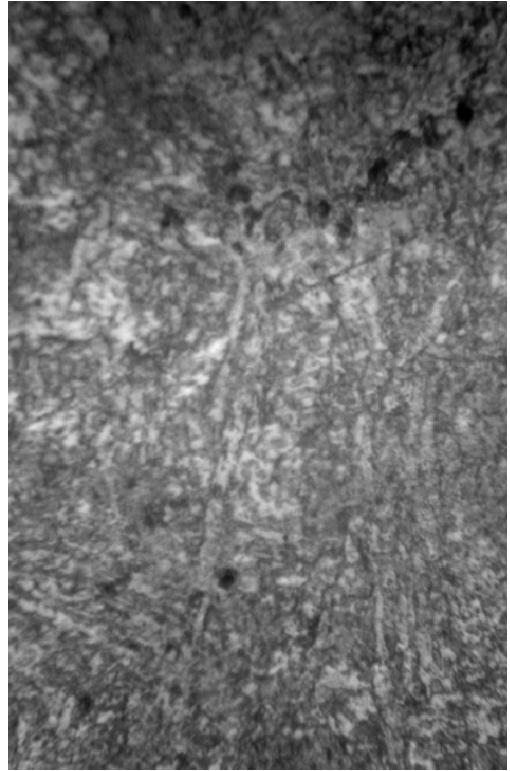


გ) x 800

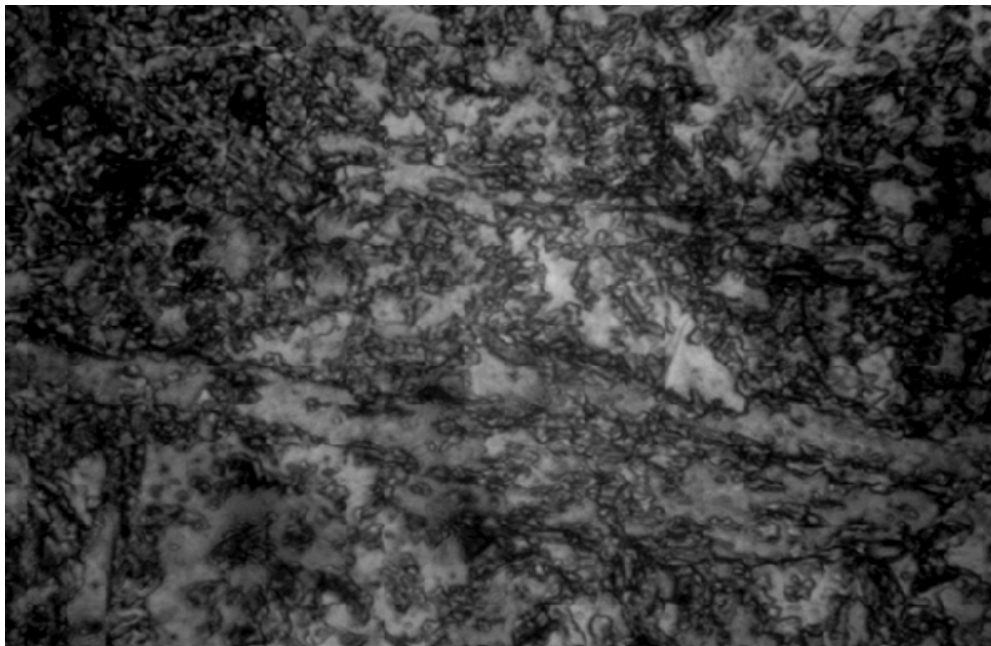
სურათი 36. ფოლადი 08XH5C/DMΦT, გამჭოლი დგანის სამართული, დნ. №133.



ა) x 100

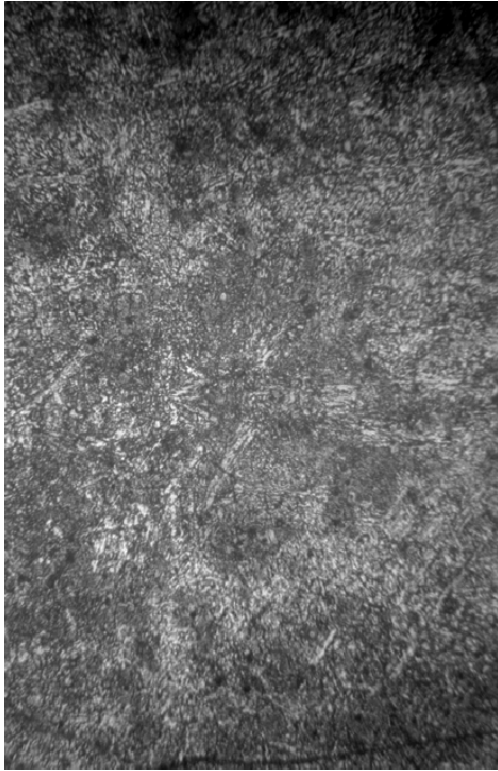


ბ) x 400

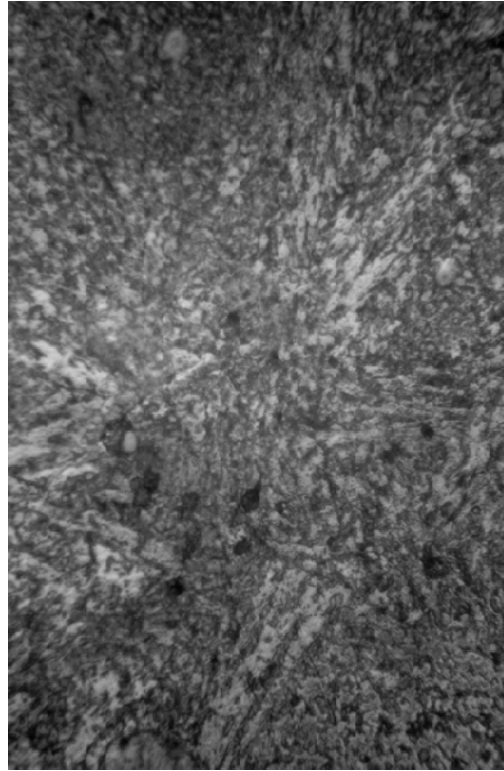


გ) x 800

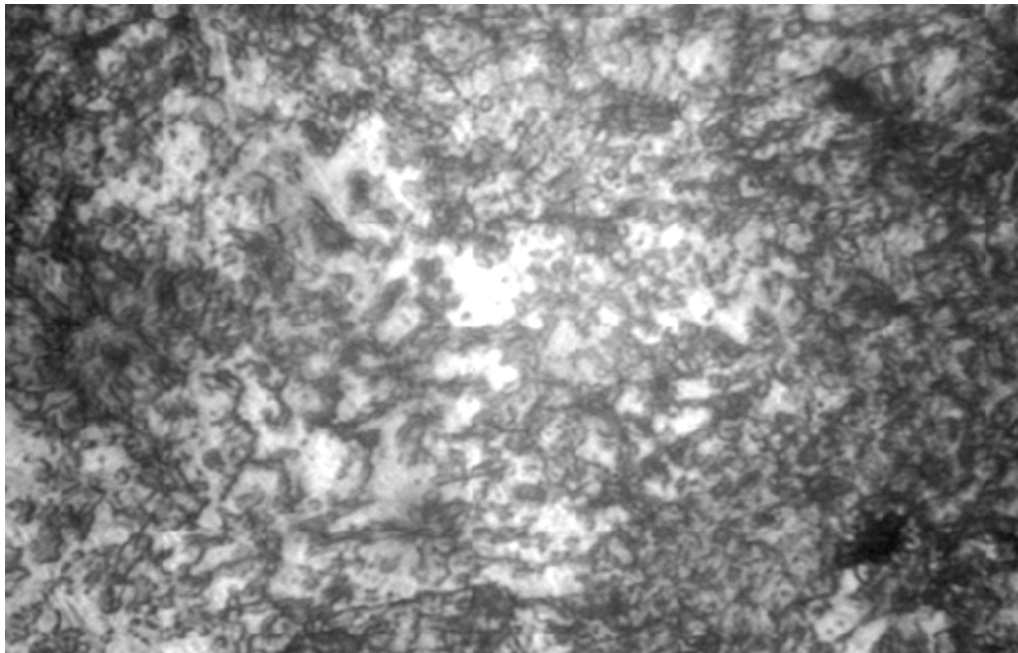
სურათი 37. ფოლადი 08XH5C/DMΦT, გამჭოლი დგანის სამართული, დნ. №673.



ა) x 100



ბ) x 400



გ) x 800

სურათი 38. ფოლადი 08XН5СДМФТ, გამჭოლი დგანის სამართული, დნ. №1016.

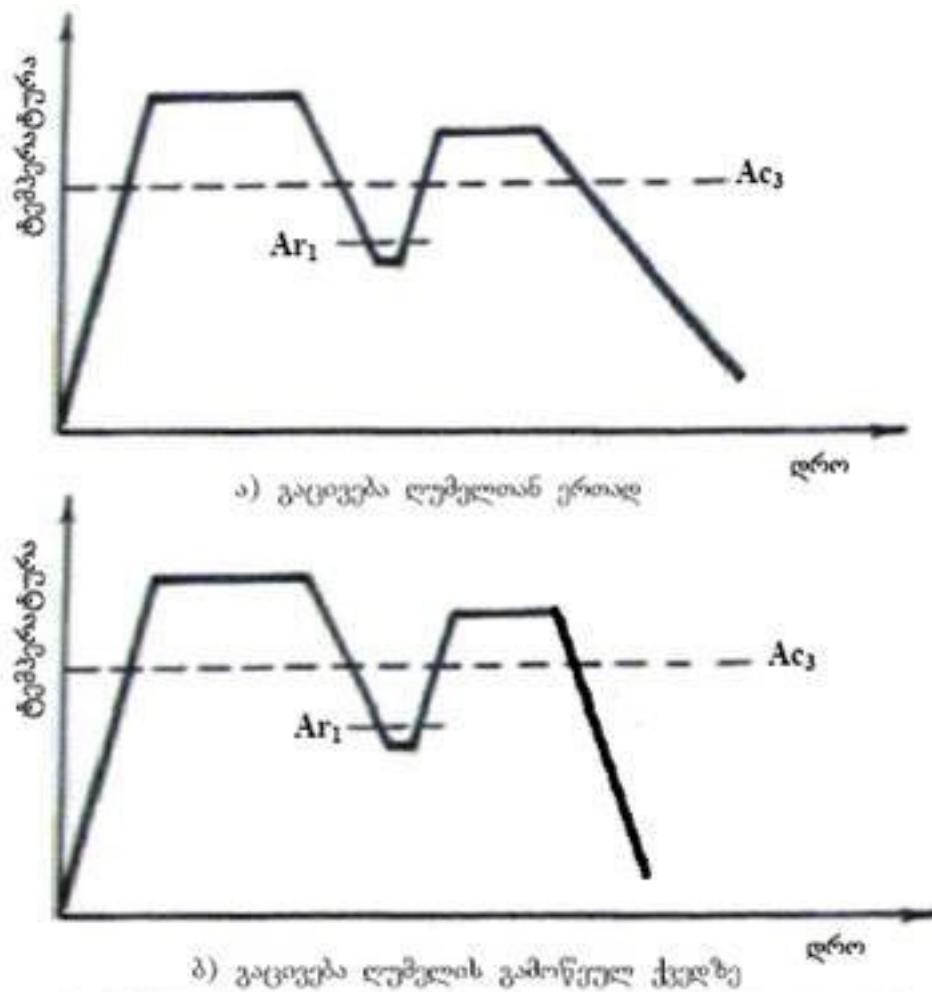
3. კვლევაში გამოყენებული მეთოდები

3.1. საკვლევი მასალა და მისი თერმული დამუშავება

საკვლევ მასალად გამოყენებული იყო ჩვენ მიერ შემუშავებული 08XH5CДMΦT ტიპის კომპოზიცია, რომლის ფუძეს წარმოადგენდა ფოლადი 10XH3MΦT ასეთი კორექციით: ნახშირბადი უნდა ყოფილიყო კომპოზიციის ქვედა დონეზე, ხოლო მალეგირებელი ელემენტები – ზედა დონეზე. ფოლადში მალეგირებელ ელემენტებად ბენიტური გარდაქმნის მოწესრიგებისთვის შეტანილ იქნა 0,50-1,2 % სილიციუმი და, მრავალი დანიშნულებით – 0,8-1,2 % სპილენძი.

საწარმოო დნობებიდან ნიმუშები აღებული იქნა მხოლოდ დნობის პროცესის სრული ციკლის გავლის შემდეგ, რომლებიც ჩამოსხა ცილინდრული ფორმის მილებში გაცივების მაღალი სიჩქარით დასაკრისტალეზად და მიწის ყალიბებში დაბალი სიჩქარით გაცივებისთვის.

ხდებოდა ჩამოსხმული ნიმუშების ზედაპირის გასუფთავება, მექანიკური დამუშავება და შემდეგ – თერმული დამუშავება ჩვენს მიერ შემუშავებული ე. წ. „დაკომპაქტებული ორმაგი მოწვის“, რეჟიმის მიხედვით (სურ. 47). მოწვა ტარდებოდა გახურებით $t=A_{c3}+100\pm 150^{\circ}C$ ტემპერატურაზე სამი საათის განმავლობაში, შემდეგ ხდებოდა შეცივება ლუმელთან ერთად Ar_1 ტემპერატურის ქვემოთ და ნორმალიზაცია $t=A_{c3}+50+70^{\circ}C$ ტემპერატურიდან, ერთი საათის განმავლობაში, ნაჩვენები რეჟიმის მიხედვით. ასეთი თერმული დამუშავება აუმჯობესებს სტრუქტურას, და რაც მთავარია, სამართულის ზედაპირზე წარმოქმნის, ე. წ. „ხვერდოვან ზედაპირულ შრეს“, რომელსაც გარკვეულ სიღრმეზე მოყვება სტრუქტურული შრე – გლობულარული ბენიტი, ვინაიდან ფოლადის ქიმიური შედგენილობა უზრუნველყოფს ბენიტური სტრუქტურის მიღებას აუსტენიტის გარდაქმნის შუალედური ხასიათის გამო, რაც კარგად ჩანს მსგავსი ფოლადების კინეტიკური დიაგრამებიდან (სურ. 48 და 49).

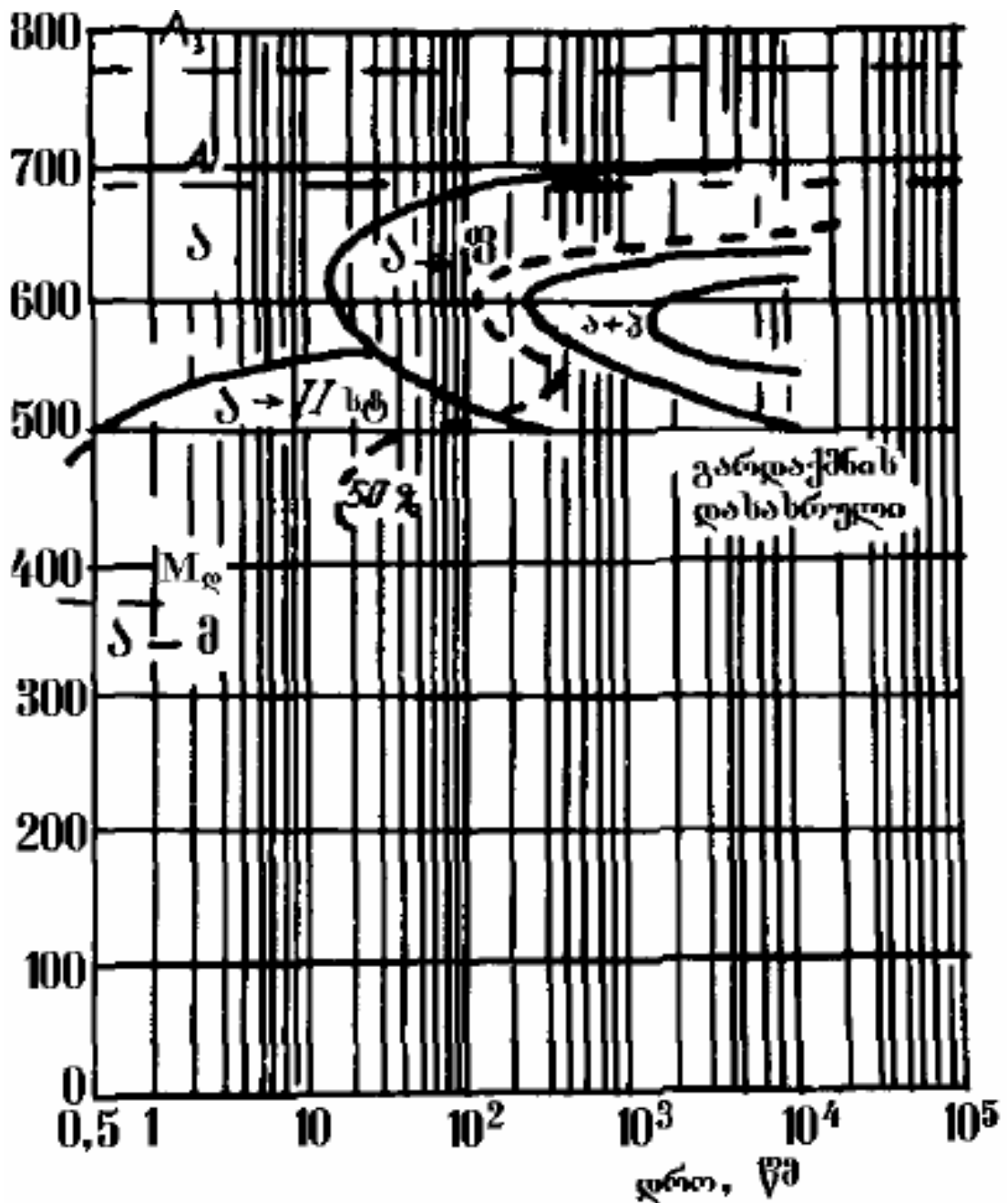


სურათი 39. ფოლად 08XH5C,DMΦT-ს თერმული დამუშავების რეჟიმი

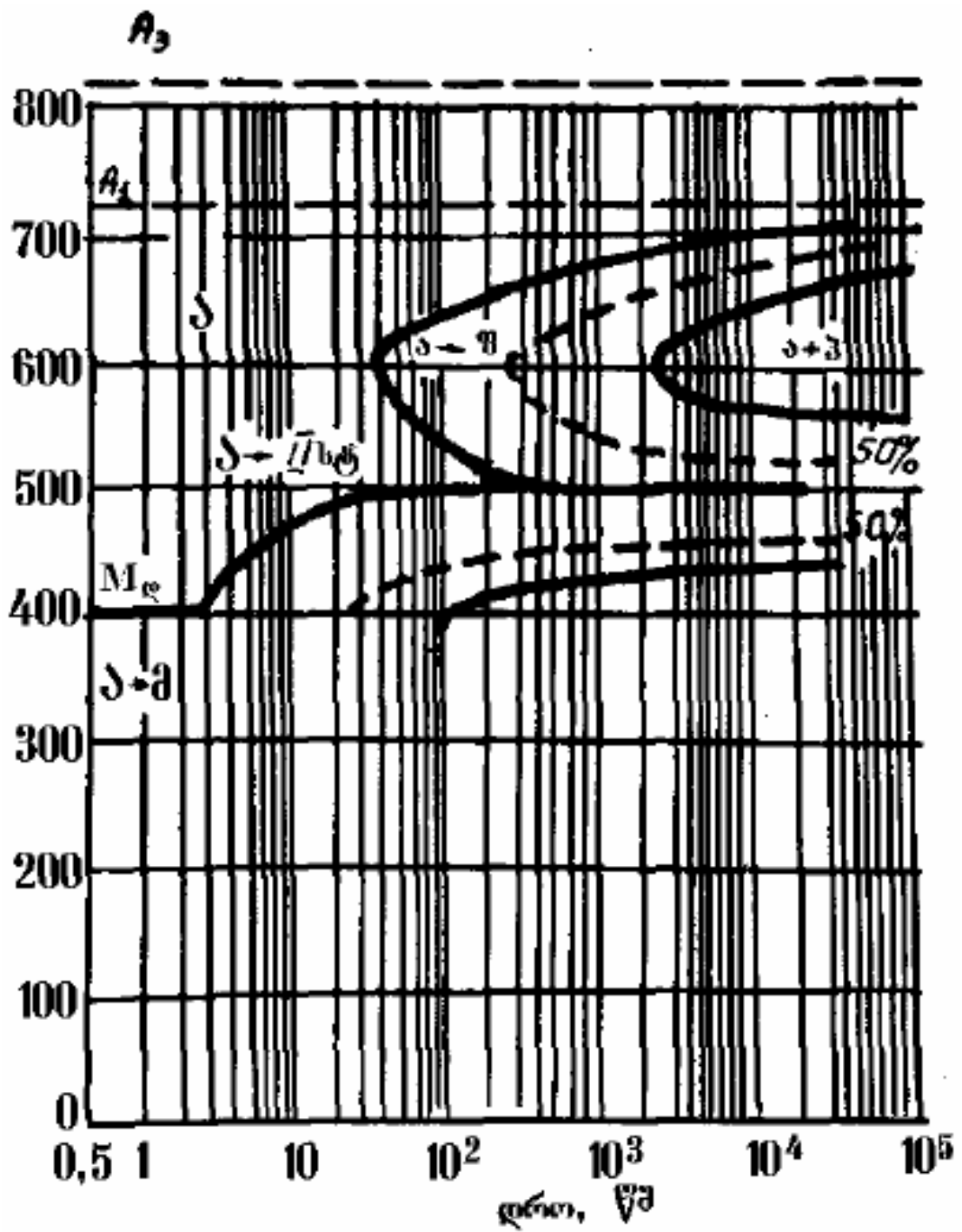
ორივე შრის არსებობა და მათი შენარჩუნება ცალსახადაა უზრუნველყოფილი, ფუძის შედგენილობითა და დამუშავების ხერხის ერთობლივი ეფექტით, ჩვენს საკვლევ შენადნობში დამატებით სპილენძისა და მოლიბდენის შემოტანამ სხვა დანამატებთან ერთად (V, Ti, Al, N), გააუმჯობესა „ხვერდოვანი ზედაპირული შრის“ მიღებისა და მედეგობის პირობები, რაც საბოლოო ჯამში ემსახურება გამჭოლი დგანების სამართულის მედეგობის გაზრდას.

უნდა აღინიშნოს, რომ დღეს „ხვერდოვანი ზედაპირული შრის“ წარმოქმნის პროცესი საფუძვლიანადაა შესწავლილი. აქვეა აღსანიშნავი, რომ ე. გუდრემონის პოზიცია თითქმის უცვლელ დარჩა (რკინა-ნიკელის შენადნობების, Ni=2-4%-ს, მაღალ ტემპერატურაზე ჟანგვის დროს რკინა იმყოფება

მყარ ხსნარში, რომელიც უპირატესად იჟანგება, მის ადგილს, ხენჯის ქვემოთ, იკავებს ნიკელი. გარკვეული დროის შემდეგ ზედაპირზე წარმოიქმნება თითქმის სუფთა ნიკელის შრე, ხოლო ჟანგვითი პროცესი გრძელდება ლითონის შიგნით. სწორედ ეს შრე წარმოადგენს სამართულების მედეგობის გაზრდის უმთავრეს ფაქტორს.



სურათი 40. ფოლად 12XH3A-ს აუსტენიტის იზოთერმული დაშლის დიაგრამა



სურათი 41. ფოლად 10XH3MΦT-ს აუსტენიტის იზოთერმული დაშლის დიაგრამა

ლაბორატორიულ პირობებში ნიმუშების გახურება თერმული დამუშავებისათვის (ნორმალიზაციისა და მოწვისათვის) წარმოებდა ნიქრომიან და სილიტის მახურებლიან მუფელის ღუმელებში, რომელთა სამუშაო სივ-

რცის ტემპერატურის გასაზომად ვიყენებდით ПП-63 ტიპის პოტენციომეტრთან მიერთებულ ქრომელ-ალუმელის თერმოწყვილს.

ჩამოსხმული საკვლევი მასალა და კვლევისათვის განკუთვნილი მზა სამართული იჭრებოდა ნამზადებად. მათგან ჩარხვით ან ფრეზვით და ხეხვით მზადდებოდა სტანდარტული ზომებისა და ფორმების მქონე საკვლევი ნიმუშები და ხორციელდებოდა მათი შემდგომი კვლევა.

3.2. სტატისტიკური გამოცდები გაჭიმვაზე

გაჭიმვაზე სტატისტიკური გამოცდები ჩატარებული იქნა ტაივანში წარმოებულ CY-6040A12 ტიპის მიკროკომპიუტერიან უნივერსალურ 100-ტონიან გამჭიმავ მანქანაზე, ГОСТ 1497-84 სტანდარტის მიხედვით ცილინდრულ (ჰანტელის ფორმის) III ტიპის ხუთჯერად და შვიდჯერად ნიმუშებზე მუშა ნაწილის დიამეტრებით 10 (გამჭიმავ მანქანაზე MP-100) და 6 მმ (გამჭიმავ მანქანაზე FPZ-100). გამოსაცდელი ნიმუშების ზომები გამოცდამდე და მის შემდეგ ისაზღვრებოდა მიკრომეტრითა და შტანგენფარგლით. გაჭიმვის პროცესი ხორციელდებოდა სიჩქარით 3 მმ/წთ გაჭიმვის მრუდის ჩაწერით. ისაზღვრებოდა მექანიკურ თვისებათა შემდეგი მაჩვენებლები:

1. დენადობის ფიზიკური ($\sigma_{0.2}$) ან პირობითი ($\sigma_{0.2}$) ზღვრები

$$\sigma_{0.2} = \frac{P_{0.2}}{F_0}, \text{ ნ/მმ}^2 \quad (6)$$

$$\sigma_{0.2} = \frac{P_{0.2}}{F_0}, \text{ ნ/მმ}^2 \quad (7)$$

2. სიმტკიცის ზღვარი - დროებითი წინაღობა

$$\sigma_s = \frac{P_{\max}}{F_0} \text{ ნ/მმ}^2 \quad (8)$$

3. ფარდობითი წაგრძელება

$$\delta_s\% = \frac{\ell_K - \ell_0}{\ell_0} \cdot 100\% \quad (9)$$

4. ყელის ფარდობითი შევიწროება

$$\psi\% = \frac{F_0 - F_k}{F_0} \cdot 100\% \quad (10).$$

3.3. დარტყმითი სიბლანტის განსაზღვრა

დარტყმით სიბლანტის განსაზღვრისათვის ГОСТ 9454-78-ის მიხედვით გამოყენებული იქნა მენაჟეს ტიპის 5 x 10 x 55 მმ და 10 x 10 x 55 მმ ზომებიანი ნიმუშები U-ს მაგვარი 2 მმ-იანი ჩანაჭრით და 300 ჯ ენერგიის მქონე ურნალი. ნიმუშები დამზადებული იყო ნამზადების გაფრეზვით, ყოველი მხრიდან და შემდეგ ხდებოდა გაფრეზილი ზედაპირების გახეხვა. ჩანაჭერი უკეთდებოდა ამ მიზნით სპეციალურად გადალესილი და სათანადო ზომებზე დაყვანილი ფრეზის საშუალებით.

3.4. სტრუქტურული კვლევის მეთოდიკა

მიკროსტრუქტურა გამოკვლეული იქნა მეტალოგრაფიული მიკროსკოპით Neophot-21. კვლევებისათვის განკუთვნილი ნიმუშები, წინასწარ ექვემდებარებოდა სპეციალურ მომზადებას. ხდებოდა მათი ამოჭრა შესაბამისი ნამზადიდან. საკვლევი ზედაპირი იხეხებოდა ზუმფარის ქაღალდზე. ხეხვას ვიწყებდით უხეში მარცვლოვანების მქონე ქაღალდიდან და ვამთავრებდით ნულოვანი ქაღალდით (ყოველი გადასვლის დროს იცვლებოდა ხეხვის მიმართულება 90°-ით). გახეხილ ზედაპირს ვაპრიალებდით მაუდგადაკრულ მბრუნავ დისკზე, რომელსაც წინასწარ ვაწვეთებდით ბენზინს და ვუსვამდით ქრომის ჟანგისაგან დამზადებულ სპეციალურ პასტას ("ГОИ").

ამგვარად მომზადებული საკვლევი ნიმუშს მთლიანად ვასუფთავებდით ბენზინით, ხოლო მის გაპრიალებულ ზედაპირს კი დამატებით ვწმენდდით სპირტში დასველებული ბამბის ტამპონით და მხოლოდ ამის შემდეგ ვწამლავდით აზოტმჟავის (HNO₃) 3-5%-იან სპირტხსნარში დასველებული ბამბის ტამპონით. ბოლს კი ხეხის მოწამლულ ზედაპირს ვწმენდდით სპირტში დასველებული ბამბის ტამპონით.

საკვლევი ნიმუშების მიკროსტრუქტურების ყველა დამახასიათებელი თავისებურებათა სრული გამოვლენის მიზნით მიკროხეხებს ვათვლიერებდით და ციფრული ფოტოაპარატით ვიღებდით სურათებს სხვადასხვა – 100, 400, 800 და 2000 გადიდებაზე.

დასკვნა

1. მილსაგლინავი აგრეგატი „400“-ის გამჭოლი დგანების სტაბილურად მაღალმედეგი ($n \geq 1000$ მილზე) სამართულების დასამზადებლად აუცილებელია მათი წარმოების ტექნოლოგიური პროცესები (დაყალიბების, გამოდნობის, თერმული დამუშავების, მზა პროდუქციის ექსპერტიზის) სისტემატურად ტარდებოდეს პრეციზიული მეტალურგიის მეთოდების გამოყენებით. დღეს რეკორდული მედეგობა 1500-1700 მილს უტოლდება!
2. მილსაგლინავ აგრეგატ „400“-ზე მიღებული შედეგები პირდაპირ გადაიტანება აგრეგატ „140“-ზე, რა თქმა უნდა, პრეციზიული მეტალურგიის მეთოდების სრული გამოყენებით. განსხვავებული მხოლოდ აგრეგატ „140“-ის გამჭოლი დგანის სამართულების ფორმისა და გეომეტრიული ზომების მიღების ტექნოლოგია (კერძოდ: ისხმება საჭირო ზომებთან მიახლოებული სხმულები, რომლებიც საჭირო ფორმებამდე და გეომეტრიულ ზომებამდე დაიყვანება ჭედვა-შტამპვით, ბოლოს კი – ცივ მდგომარეობაში ჭრით დამუშავებით). მზა სამართულებს თერმული დამუშავება და ექსპერტიზა უტარდებათ აგრეგატ „400“-ის გამჭოლი დგანის სამართულების ანალოგიურად. ჩვენი გათვლებით (ტექნოლოგიის სრული ათვისების შემდეგ), სამართულების მედეგობამ 1500 მილს უნდა გადააჭარბოს.
3. შემუშავებულია მეთოდი, რომელიც საშუალებას იძლევა ტექნიკური შეფერხებების გარეშე გავაგრძელოთ მუშაობა ფოლად 08XH5CDMΦT-ზე. ჩამოვასხათ საჭირო რაოდენობით 100 მმ ზომის კვადრატული ნამზადი, დავადგინოთ საკონსტრუქციო სიმტკიცე, ხოლო დადებითი შედეგების მიღების შემდეგ გავაგრძელოთ მუშაობა სლაბების ჩამოსასხმელი კრისტალიზატორის შესაძენ-შესაქმნელად და საჭირო ფურცლების მისაღები გზების მოსაძიებლად.
4. დასაბუთებულია, რომ არგონის გამოყენება ტექნიკურად და ტექნოლოგიურად აზრს კარგავს, ვინაიდან იგივეს შეასრულებს აზოტი

(რაც ჩვენს ანგარიშში მოგვცემს +100 ლარს). ორ ელექტრორკალურ ლუმელში წარმოქმნილი ატომური აზოტი გადაყვანილი იქნება TiN-ში. ეს კი სხვა წარმოქმნილ ქიმიურ ნაერთებთან (TiN, AlN, VC, VN, TiC და სხვა) ერთად მიიღებს აქტიურ მონაწილეობას სტრუქტურათა ჩამოყალიბებაში, რაც „ახალი ფენომენის“ საფუძველია.

5. არსებული ექსპერიმენტული მონაცემების ანალიზის შედეგები გვაძლევს საშუალებას, სადისერტაციო თემატიკის წარმატებით შესრულებისას, პრეტენზია გვექონდეს დასაცავად გამოსატან შემდეგ სამ განზოგადებულ დებულებაზე:

- 5.1. ქართული პატენტით იქნება დაცული ნაშრომში გამოყენებული, გამიზნულად შემუშავებული კომპოზიცია $C_{0.8}Cr_1Ni_5Si_1Cu_1MoVTi$. არ არის გამორიცხული ასევე გვექნეს ქართული პატენტი მასალის თერმულ დამუშავებაზე, რომელიც არსებული დაკომპაქტებული მოწვისაგან განსხვავდება იმით, რომ საპროცესინგო 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 გაცივება ჰაერის აქტიური ნაკადით. აღნიშნული უზრუნველყოფს გლობულარული ბეინიტის გარანტირებულ მიღებას სამართულების ზედაპირულ შრეებში მხურვალმდეგი შრის ქვეშ.

- 5.2. სამართულების მინიმალური მედეგობა მილსაგლინავ აგრეგატზე „400“ იქნება $n_2 \geq 1000$ მილზე, რაც საწარმოს მისცემს საშუალებას იყოს ინსტრუმენტის ექსპორტიორი!

- 5.3. გლობულარული ბეინიტის ანუ ე. წ. „სუპერ ბეინიტის“ გამოყენება ახალ ამპლუაში – საჯავშნე მასალად. სასტარტო მონაცემებით: საშუალო დონის სიმტკიცე მაღალ პლასტიკურობასა და სიბლანტესთან ერთად, რომელთაც გააუმჯობესებს პერფორაციები.

გამოყენებული ლიტერატურა

1. Ермолаев Н. Ф. Трубопрокатное производство. Москва: Металлургиздат. 1953, 451 с.
2. Данилов Ф.А., Глейберг А.З., Балкин В.Г. Горячая прокатка и прессование труб. – Москва: Металлургия. 1972, 576 с..
3. Головкин Р.В. Производство горячекатаных труб. Москва: Металлургия. 1984. 262 с.
4. Технология процессов обработки металлов давлением / Под. ред. академика АН Каз. ССР П. И. Полухина. Москва: Металлургия. 1988, 407 с.
5. Шевакин Ю.Ф., Шайкевич В.С. Обработка металлов давлением. Москва: Металлургия. 1972, 246 с.
6. Данченко В.А., Чус А.В. Продольная прокатка труб. Москва: Металлургия. 1984, 137 с.
7. Смирнов В.С. Теория прокатки. Москва: Металлургия. 1967, 459 с..
8. Диомидов Б.Б., Литовченко Н.В. Технология прокатного производства. Учебное пособие для вузов. Москва: Металлургия. 1979, 488с.
9. Полухин П.И., Федосов Н.М., Королев А.А., Матвеев Ю.М. Прокатное производство. Учебник для вузов. 3-е изд. переработанное и дополненное. Москва: Металлургия. 1982, 696 с.
10. დ. კოპალეიშვილი. განმალრუებელი დგანების სამართულების საწარმოებლად განკუთვნილი ფოლად 10XНЗМФТ-ს კვლევა. წარდგენილია დოქტორის აკადემიური ხარისხის მოსაპოვებლად. საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი. თბილისი, 2008. 108 გვ.
11. Жамиерашвили Г. В. Исследование условий работы оправок первой прошивки и изыскание путей повышения их стойкости. Диссертационная работа на соискание ученой степени кандидата технических наук. г. Тбилиси. 1976, с.128.
12. Чучвага А.П., Фискин Б.М., Фролочкин В. В., Баландина Л. А., ОАО ПО „Волжский трубный завод“ Повышение стойкости оправок стана пресс-валковой прошивки на ТПА 159-426. Сталь, 2000, 2, С. 51 – 52.
13. Копыский Б.Д., Кандыба Л.Ф., Иванов Н.П., Бродский В.А., Всесоюзный заочный машиностроительный институт и Днепропетровский трубопрокатный завод им. Ленина. Эффективная технология изготовления водоохлаждаемых оправок прошивного стана. Сталь. Москва: Металлургия. 4 апреля 1986 г., С. 63 – 64.
14. ვ. კოპალეიშვილი, მ. თაბაგარი, ი. ქაშაკაშვილი, ო. ბარბაქაძე. გამჭოლი დგანების მაღალმედეგი სამართულების საწარმოებლად განკუთვნილი დაბალნახშირბადიანი ბენიტური კლასის 08XН4СДМФТ ტიპის ფოლადის ყოველმხრივი შესწავლა მისი გამოყენების სფეროს გაზრდის მიზნით. მეცნიერება და ტექნოლოგიები. თბილისი: საგამომცემლო სახლი „ტექნიკური უნივერსიტეტი“. 2016. №3(723). გვ. 80-90.

15. ვ. კობალეიშვილი, ნ. მუმლაძე, ზ. ტაბატაძე, მ. თაბაგარი, ო. ბარბაქაძე. „ახალი ფენომენის“ გამოყენება B500W ტიპის არმატურის საწარმოებლად. გამომცემლობა „ტრანსპორტი და მანქანათმშენებლობა“, „ტრანსპორტი და მანქანათმშენებლობა“ 2013 წ. №3(28) გვ. 14-38.
16. Колмогоров А. Н. К статистической теории кристаллизации металлов. Изв. АН СССР. Сер. матем., 1937, том 1, выпуск 3. С. 355-359.
17. Discussion of A Commentary on Reaction Kinetics in Processes of Nucleation and Growth M. HILLERT. METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A. VOLUME 42A, NOVEMBER 2011–3241. <https://link.springer.com/content/pdf/10.1007%2Fs11661-011-0780-2.pdf>
<https://link.springer.com/article/10.1007/s11661-011-0780-2>
18. Задиранов А. Н., Кац А. М. Теоретические основы кристаллизации металлов и сплавов: Учебное пособие.–М.: МГИУ, 2008. С. 103-105.–194 с. <https://books.google.ge/books?id=ANfrdb0a8-UC&pg=PA104&lpg=PA104&dq=%D0%BA%D0%BE%D0%BB%D0%BC%D0%BE%D0%B3%D0%BE%D1%80%D0%BE%D0%B2+%D0%BC%D0%B8%D1%80%D0%BA%D0%B8%D0%BD&source=bl&ots=UI9I2-rbp3&sig=jH2RUjKAIYPhqucXqVHq5WJPwuw&hl=ru&sa=X&ved=0ahUKEwjDkejz4MjbAhXIF5oKHXM-DvcQ6AEIVzAF#v=onepage&q=%D0%BA%D0%BE%D0%BB%D0%BC%D0%BE%D0%B3%D0%BE%D1%80%D0%BE%D0%B2%20%D0%BC%D0%B8%D1%80%D0%BA%D0%B8%D0%BD&f=false>
19. Гуляев А.П. Металловедение. Москва: Металлургия, 1977. 646 с.
20. Физическое металловедение. Под. ред. Р. Кана. пер. с Англ. М.: Мир, 1968. 490 с.
21. Babu, S.S., David S. A., Vitek J, M., Mundza, K, Devroy, T. Materials Science and Technology 11 (2000) 1986-199.
22. 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.
23. 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. 2006, №1(459), С. 109-114.
24. Копалейшвили В. П., Кашакашвили И. Г. Синергетические (самоорганизующиеся) явления в Fe–C сплавах бейнитного класса // Научные труды Груз. техн. ун-та.–Тбилиси: Технический университет.–2001.–№5(438).–С. 27-32.
25. 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. 2003, №2(449), с. 136-140.
26. Kopaleishvili V.P., Kashakashvili I.G., Kereselidze L.B., Kipiani G.O., Ioseliani O.G. 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. Behravesh. December, 2005, Tehran, Iran . ISBN: 964-8983-02-X.
 27. V. P. Kopaleishvili, I. G. Kashakashvili, L. B. Kereselidze, O. G. Ioseliani. Self-organizing phenomena in bainite steels // Metallurgist. Volume 52. Numbers 5-6 May, 2008. p. 314-318. (Translated from Metallurg, №5, May, 2008. p. 58-60.).
 28. 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, 2015, Tbilisi, Georgia.
 29. ვ. კოპაღეიშვიღი, ნ. მუღლაღე, ზ. ტაბატაღე, მ. თაბაღარი, ო. ბარბაქაღე, რ. ბაქრაღე. არმატურის გღინვა ახალი სქემების გამოყენებით XIII-XIV გაღებიდან, მისი ხარისხის გაუმჯობესების მიზნით შ.პ.ს. „რუსთავის ფოღადის“ პირობებში. ტარნსპორტი და მანქანათმშენებღობა. 2015 წ. №2 (33) გვ. 23-49.
 30. Золоторевский В.С. Механические свойства металлов. Учебник для ВУЗов. – 2-е изд., перераб. и доп. – М.: Металлургия. 1983. –С. 11.–352 с.: ил.
 31. Бернштейн М. Л., Займовский В. А., Капуткина Л. М. Термомеханическая обработка стали. 1983. 480 с.
 32. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. Учебник. 4-е изд., испр. и доп. М.: Металлургия, 1986 г., 480 с.: ил.
 33. Копалейшвили В. П. Управление процессами структурообразования при производстве горячекатаных бесшовных труб с целью повышения их качества. Диссертация на соискание учёной степени доктора технических наук. ТбилисиБ 1989. Т. 1 350 с, Т. 2 (графическая часть) 189 с.
 34. ვ. კოპაღეიშვიღი, ნ. მუღლაღე, ზ. ტაბატაღე, მ. თაბაღარი, ო. ბარბაქაღე, რ. ბაქრაღე. უაღუმინოდ, მხოლოდ <Si+Mn>-ით არასრულად განყანგული, სელექტირებული ფოღადი 3 მშ-ის სრულად განყანგვის ხერხი,

- განკუთვნილი $\square 100$ მმ-ის ჩამოსასხმელად უ.ჩ.დ.-ზე. საქართველოს ნავთობი და გაზი, 2015 წ. №31, გვ. 160-169.
35. ბარათაშვილი ი., გაბისიანი ა., ლომთათიძე გ., მირიანაშვილი ბ., ქაშაკაშვილი გ., ქაშაკაშვილი ი. ფოლადის მეტალურგია. თბილისი: მეცნიერება, 2002. 792 გვ.
 36. ვ. კოპალეიშვილი, ნ. მუმლაძე, ზ. ტაბატაძე, მ. თაბაგარი, ი. ქაშაკაშვილი, ო. ბარბაქაძე, რ. ბაქრაძე. შესადუღებელი ($C \leq 0,22\%$; $CE \leq 0,433\%$), უნიფიცირებული არმატურის B500W-ს წარმოება დენადობის ზღვრით $\sigma \geq 500$ ნ/მმ² ცხლადგლინულ მდგომარეობაში, თერმული დამუშავების გარეშე. საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტის შრომები. თბილისი: საგამომცემლო სახლი „ტექნიკური უნივერსიტეტი“. 2016. №1(499). გვ. 159-173.
 37. ვ. კოპალეიშვილი, ლ. კოტიაშვილი, ი. ქაშაკაშვილი, დ. კოპალეიშვილი, თ. მახარაძე, გ. ჭავჭავაძე. მცირედლევირებული ფოლადების საკონსტრუქციო სიმტკიცის შეფასება ბზარმედეგობის გათვალისწინებით (შეტყობინება მეორე) // ტრანსპორტი და მანქანათმშენებლობა. №1(9), 2008, გვ. 45-55.
 38. კოპალეიშვილი ვ., კოტიაშვილი ლ., ქაშაკაშვილი ი., ლოლაძე თ., ჭავჭავაძე გ. გრიფიტის მყიფე რღვევის ენერგეტიკული კრიტერიუმის კავშირი მასალის (ნაკეთობის) ხანგამძლეობასთან (შეტყობინება პირველი) ტრანსპორტი და მანქანათმშენებლობა, 2008, №3 (გვ. 86-94)
 39. Металловедение и термическая обработка стали: справочник / Под. ред. М. Л. Бернштейна и А. Г. Рахштадта. Том I. Методы испытаний и исследования. Москва: Металлургия, 1983. 352 с.
 40. Коваленко В. С. Металлографические реактивы. Москва: Металлургия, 1973. С. 110
 41. Шапошников Н. А. Механические испытания металлов. Москва-Ленинград: Машгиз. 1954, 436 с. ил.
 42. ГОСТ 1497-84. Металлы. Методы испытаний на растяжение (с Изменениями N 1, 2, 3). М.: Стандартинформ, 2008. <http://docs.cntd.ru/document/gost-1497-84>
 43. ГОСТ 10006-80. Трубы металлические. Метод испытания на растяжение. <http://stroysvoimirukami.ru/gost-10006-80/>
 44. ГОСТ 9454-78 Металлы. Метод испытания на ударный изгиб при пониженных, комнатной и повышенных температурах (с Изменениями N 1, 2). <http://docs.cntd.ru/document/1200005045>
 45. Влияние величины зерна аустенита на механические свойства хромоникелевых конструкционных сталей / Е.Д.Штинов, Р. И. Энтин, Я. Б. Гуревич и др. Физика и химия обработки материалов, 1976, № 6, с. 99-103.

46. Копалеишвили В.П., Кашакашвили И.Г., Тхелидзе Р.А., Кашакашвили Г.В., Гриви В.Д., Котиашвили Л.Т. Производство периодических профилей класса А – III из стали типа 30ГСТЮ. научные труды ГТУ, 1991, №2 (375) с. 59-60.
47. Копалеишвили В.П., Квирикадзе Ю.Л., Копалеишвили З.В., Котиашвили Л.Т. Модифицированные и микролегированные титаном стали (40 ГТ, 45Т, 30ГСТЮ, 38Г1Т, 20Т) для производства бесшовных труб и сортового проката из катаной заготовки и перспективы их использования при непрерывно литом металле в условиях Р.М.К. Научные труды ГТУ. Тбилиси, 2005, №3 (457) с. 24-28.
48. Фридман Я.Б. Механические свойства металлов. В 2-х частях. Москва: Машиностроение. 1974, часть I, с. 472.
49. Авдеев Б.А. Техника определения механических свойств материалов. Москва: Машиностроение. 1965, с. 488.
50. Дончук И.Г. Механические испытания металлов. справочник. Киев: Издательство АН УССР. 1962, с. 227.
51. Испытания металлов. Сборник статей. под. ред. К. Нитцше, Пер. с нем. Е.В. Лойнер и др. Москва: Металлургия. 1967, с. 452.
52. Ударные испытания металлов (Сборник статей). Пер. с англ. В.В. Маркочева. Под. ред. Б. А. Дроздовского и Е. М. Морозова. Москва: Мир. 1973, с. 317.
53. Тавадзе Ф.Н. Копалеишвили В.П., Гоголадзе Г.И. и др. Измерение ударной вязкости стали осцилографированием. Тез. докл. XVIII научно-технической конференции ГПИ им. В.И. Ленина. 1974, с. 58-59.
54. Дрозд М.С. Определение Механических свойств металла без разрушения. Москва: Металлургия. 1965, с. 171.
55. Металлография железа. Т.1. Основы металлографии. Перевод с англ. канд. тех. наук З.Ш. Херодинашвили. Под. ред. акад. АН Груз. ССР Ф.Н. Тавадзе. Москва: Металлургия. 1972, с. 246.
56. Лившиц Б.Г. Металлография. Москва: Металлургия. 1971, с.505.
57. Черепин В.Т. Экспериментальная техника в физическом металловедении. Киев: Техника. 1968, с. 279.
58. Фрактография и атлас фрактограмм. Справочник. Пер.с англ. Е.А. Шура. Под. ред. М.Л. Бернштейна. Москва: Металлургия. 1982, с. 488.
59. Герасимова Л.П., Ежов А.А., Маресев М.Н. Изломы конструкционных сталей. Справочник. Москва: Металлургия. 1987, с. 271.
60. Атомный механизм разрушения. Под ред. М.А. Штремеля. Пер. с англ. Москва: Металлургиздат. 1963, с. 660.
61. Приборы и методы физического металловедения. Под. ред. Ф. Веинберга. Пер. с англ. Москва: Мир, 1974, Т. 2, с. 363.
62. Явойский В.Н., Явойский А.В. Научные основы современных процессов производства стали. Москва: Металлургия. 1987, с. 184.

63. Бигеев А.М. Металлургия стали. Москва: Металлургия. 1988, с. 480.
64. Ефимов В.А. Разливка и кристаллизация стали. Москва: Металлургия. 1976, с. 551.
65. Кудрин В.А. Металлургия стали. Москва: Металлургия. 1989, с.559.
66. Манохин А.И. Получение однородной стали (Теория и технология). Москва: Металлургия. 1978, с. 223.
67. Блантер М.Е. Металловедение и термическая обработка. Москва: Машгиз. 1963, 416 с.
68. Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.Н. Превращения в железе и стали. Москва: Наука. 1977, 238 с.
69. Попов А.А. Фазовые превращения в металлических сплавах. Москва: Металлургиздат. 1963, 311 с.
70. Любов Б.Я. Кинетическая теория фазовых превращений. Москва: Металлургия. 1969, 263 с.
71. Попов А.А., Попова Л.Е. Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлаждённого аустенита. Справочник термиста. Москва: Металлургия. 1965, 495 с.
72. SAARSTAHL GMBH, 6620 VöLKINGEN–Saaz. Baustähle. Einsatzstähle, s. 128-120. Vergütungsstähle, s. 194-195.
73. Романов П.В., Радченко Р.П. Превращения аустенита при непрерывном охлаждении. Атлас термокинетических диаграмм. Новосибирск: Сиб. отд. АН СССР. 1960, с. 51.
74. Гудремон Э. Специальные стали. Том первый. Перевод с немецкого под ред. чл корр. АН СССР А.С. Займовского, д.т.н., проф. М.Л. Бернштейна, д.т.н., проф. В.С. Меськина. Москва: Металлургия. 1966, с. 508-511.