

მანანა ბარათაშვილი

სფერულგრაფიტიანი თუჯის საკონსტრუქციო
სიმტკიცის გაზრდა შედგენილობისა და თერმული დამუშავების
რეჟიმების სრულყოფით

სადოქტორო პროგრამა - მასალათმცოდნეობა

შიფრი - 0412

წარმოდგენილია დოქტორის აკადემიური ხარისხის

მოსაპოვებლად

საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი

თბილისი, 0175, საქართველო

2018

საავტორო უფლება © 2018, ბარათაშვილი მანანა

საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი

ქიმიური ტექნოლოგიისა და მეტალურგიის ფაკულტეტი

ჩვენ, ქვემოთ ხელმომწერნი ვადასტურებთ, რომ გავეცანით ბარათაშვილი მანანას მიერ შესრულებულ სადისერტაციო ნაშრომს დასახელებით: „სფერულგრაფიტის თუჯის საკონსტრუქციო სიმტკიცის გაზრდა შედგენილობისა და თერმული დამუშავების რეჟიმების სრულყოფით“ და ვაძლევთ რეკომენდაციას საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტის ქიმიური ტექნოლოგიისა და მეტალურგიის ფაკულტეტის სადისერტაციო საბჭოში მის განხილვას დოქტორის აკადემიური ხარისხის მოსაპოვებლად.

ხელმძღვანელი: პროფესორი ვ. კოპალეიშვილი

რეცენზენტი:

რეცენზენტი:

რეცენზენტი:

საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი

2018

ავტორი: ბარათაშვილი მანანა

დასახელება: სფერულგრაფიტიანი თუჯის საკონსტრუქციო სიმტკიცის გაზრდა შედგენილობისა და თერმული დამუშავების რეჟიმების სრულყოფით

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

რეზიუმე

სფერულგრაფიტიანი თუჯის საკონსტრუქციო სიმტკიცის გაზრდის-თვის საჭიროა ბეინიტური ფუძის მიღება იზოთერმული წრთობით ბეინიტ-ზე ან ბეინიტური თუჯის ჰაერზე გაცივებით. ორივე შემთხვევაში ამ თუჯის სტრუქტურაში 90-80% ბეინიტი და 10-20% ნარჩენი აუსტენიტი. ბეინიტი უზრუნველყოფს სიმტკიცეს, ნარჩენი აუსტენიტი (ოპტიმალური დამუშავების შემდეგ) – „პგგ“-ს (გარდაქმნით განპირობებულ პლასტიკურობას). ამ მიმართულების ერთ-ერთი პრობლემური ამოცანაა ბეინიტური თუჯების საკონსტრუქციო სიმტკიცე. თუ ამ მასალას ექნება საკმარისი პლასტიკურობა, დარტყმითი სიბლანტე, ბზარმედეგობა და სხვა მახასიათებლები, რომლებიც აუმაჯობებს მზა პროდუქციის ხანგამძლეობას, მაშინ მისი გამოყენების სფერო მნიშვნელოვნად გაფართოვდება.

თუ გამოგვეპარა ბეინიტური თუჯის იზოთერმული წრთობისას თერმული დამუშავების ცნობილი „ფანჯარა“, როცა ნახშირბადით ღარიბ აუსტენიტის უბნებში ბეინიტური გარდაქმნის პროცესი მთავრდება, ხოლო ახალი ფაზების (მარტენსიტისა და კარბიდების) კრისტალებმა ვერ მოახერხეს (მოასწრეს) ჩამოყალიბება ცენტრებად ნარჩენ აუსტენიტში, საგრძნობლად შემცირდება უბნები, სადაც უნდა განხორციელდეს, ოთახის ტემპერატურაზე მადეფორმირებელი ძალის მოქმედებით „პგგ“.

ბეინიტური თუჯის სტრუქტურული მდგენელი – სფერული გრაფიტი განაპირობებს მზა პროდუქციის თვისებათა ბევრ მაჩვენებელს, მაგრამ მისი მიღება გაძნელებულია ჩამოსხმისას.

თუ გრაფიტის სფერული ფორმა ჩვეულებრივ პირობებში (თერმული დამუშავების გარეშე) უზრუნველყოფს თვისებათა გაუმაჯობებს პლასტიკურობის ჩათვლით, ეს არ არის საკმარისი თერმული დამუშავებისას. უკონტროლოდ წარმოქმნილი ახალი ფაზები ამყიფებს შენადნობს.

ჩატარებული კვლევის შედეგად შპს „რუსთავის ფოლადში“ დასაწერ-გად რეკომენდებულია:

1. სფერული გრაფიტის მიღება „ფულერენული მეთოდის“ გამოყენებით

მაღალი სიმტკიცის თუჯის მისაღებად საჭიროა სინთეტიკური თუჯის ბაზაზე ($S \leq 0,01\%$; $P \leq 0,01\%$; $Mn \leq 0,30\%$) შემუშავებული კომპოზიცია გადნობის, გადახურებისა ($\geq 1550^{\circ}\text{C}$ -ზე) და დაყოვნების შემდეგ (≤ 30 წუთი) კოკილებში (ლითონის ყალიბებში) ჩამოსხეს, რითაც სტაბილურად რეალიზდება გრაფიტის სფერული ფორმის მიღების „ფულერენული მეთოდი“. აღარაა საჭირო დამატებითი ოპერაციები, რადგან გაცივების სიჩქარე ასრულებს მოდიფიცირების როლს! საჭიროა თითქმის ყველა ოპერაციის ჩატარება, რაც მოდიფიცირების დროს ტარება ჩვეულებრივად. ამით ზედაპირულ შრეებში გამოიყოფა სფერული გრაფიტი, რაც ხშირ შემთხვევაში მიზნის მიღწევის ტოლფასია.

2. მაურერის სტრუქტურული დიაგრამების „რეკონსტრუქცია“ გრაფიტიზაციის პროცესების გასაუმჯობესებლად ხანგრძლივი დაყოვნებისას მოდიფიცირებული სტრუქტურის მაქსიმალური შენარჩუნებისა და მექანი-

კური თვისებების გასაზრდელად.

ვინაიდან ბენიტმა და ნარჩენმა აუსტენიტმა შექმნეს ახალი საკონტრუქციო მასალა – ბენიტური თუჯი, აუცილებელია მნიშვნელოვანი კორექციები იქნეს შეტანილი გრაფიტიზაციის პროცესში. მაურერის არსებული სტრუქტურული დიაგრამები სრულად პასუხობდა სხვადასხვა სტრუქტურის მქონე (გრაფიტი+ფერიტი, გრაფიტი+ფერიტი+პერლიტი, გრაფიტი+პერლიტი) რუხი თუჯის მიღებას (კინეტიკური ფაქტორების მუდმივობისას). მაღალი საკონტრუქციო სიმტკიცის მასალა უნდა იყოს მაღალმტკიცე და მაღალპლასტიკურიც, მაგალითად, ფარდობითი წაგრძელებით $\delta \geq 10-15\%$, რაც მოითხოვს რუხი თუჯის მრავალმხრივ „რეკონსტრუქციას“.

საჭიროა თუჯში შემცირდეს სილიციუმის შემცველობა 0,5-1,0% ზღვრებამდე და დაემატოს 1,5-2,5% Al, 0,05-0,10% Ca და საჭიროებისას – 0,05-0,10% Ba. ეს საგრძნობლად გააუმჯობესებს გრაფიტიზაციის პროცესს და ფუძის – რკინის დარტყმით სიბლანტეს, შეასუსტებს კოვალენტურ ძალებს და გააძლიერებს ლითონურს. სილიციუმი ელექტრონების უფრო ძლიერი დონორია, ვიდრე ნახშირბადი. ახალი გრაფიტიზატორები (Al, Ca, Ba) იწყებენ მოქმედებას თავიანთი გამაფართოებელი ძალებით, რაც გააუმჯობესებს გრაფიტიზაციის პროცესს. ამდენად, ლეგირების დროს ფუძის ატომების ჩანაცვლებისას, მიზანშეწონილია გვერდის გაფართოების ეფექტები. მოსალოდნელი დადებითი ძვრები ჩვენ მიერ დაფიქსირებული იქნა ბენიტური კლასის თუჯებზე საწარმოო პირობებში ტრადიციული დაყოვნებების ჩატარებისას ~1450°C-დან 1280°C-მდე.

3. ბენიტური თუჯის – ADI-ის თერმული დამუშავების სრულყოფა

ADI-ის იზოთერმული წრთობის ტემპერატურას აკონტროლებს მზა პროდუქციის სამუშაო ტემპერატურა. ამის გამო აუცილებელია მუშაობა ვაწარმოთ ზედა ბენიტზე ($t_{max}=400-450^{\circ}C$). სტრუქტურული სტაბილურობისათვის მიზანშეწონილია შენადნობის გახურების ტემპერატურა იყოს A_3 -თან ახლოს, რაც არ გამორიცხავს მუშაობას A_1-A_3 -ს შორის. ჩვენი მარაგნაკეთით, როცა $C=0,40\%$, მაშინ ორფაზა ($\gamma+\alpha$) მდგომარეობა 740-800°C-ის ფარგლებშია. ყველა კონკრეტულ შემთხვევაში საჭიროა დავადგინოთ ფაზათა ზუსტი თანაფარდობა, რომელიც სტარტისათვის შეიძლება იყოს $80\% \gamma + 20\% \alpha$, რაც ფაზური გარდაქმნის შემდეგ განაპირობებს ~80% ბენიტს ნარჩენ აუსტენიტთან ერთად და ~20% ფერიტს. ის საშუალებას მოგვცემს ADI-გან (მარტივი $350C_{IO2}$ ან „ახალ ფენომენტან“ ერთად $350C_{IO2, DH5PT}$) დავამზადოთ მიღების გლინვისთვის საჭირო ინსტრუმენტი (სახაზავები, ავტომატდგანის სამართულები). თერმული დამუშავების რეჟიმები ლუმელ-აბაზანებში ასე შეიძლება წარმოვიდგინოთ: გახურება $T_c+10-20^{\circ}C \rightarrow 780-790^{\circ}C$ -ზე, დაყოვნება ≥ 3 საათი+იზოთერმული წრთობა 400-450°C სხვადასხვა დაყოვნებით (პირველი სამი ობიექტის დაყოვნებას მცირე დროით მოსდევს სწრაფი გაცივება, ხოლო ბოლო ორის დაყოვნება ხანგრძლივია და გაცივება სრულდება ჰაერზე).

ჩვენი პროგნოზით, მყარი ხსნარების რაციონალური გამოთავისუფლება მიგვიყვანს მარტივ მასალებთან $C=3,50\%$, (სადაც 3,0% ~ გრაფიტის სახით, 0,5% ~ ფსევდოპერლიტის სახით), $Si \approx 0,50-1,0\%$; $Al \approx 1,5-2,5\%$; $Ca \approx 0,05-0,10\%$; ($Ba \approx 0,05-0,10\%$); $Ti=0,01-0,02\%$ ან $Ti=0,030-0,045\%$; $V \approx 0,20-0,30\%$; $N \approx 0,020-0,030\%$)

350ClO₂+<Ti+V+N> და სხვა (<Ti+V, NB+N>, <Ti+NB,N>, არ გამოირიცხება <V+N>...).

ფოკუსირებულად გამოყენებული სიახლეები საშუალებას იძლევა „კარგებიდან“ უკეთესი ავირჩიოთ.

Abstract

To increase structural strength of Ductile Iron, it is necessary to obtain its bainitic matrix by austempering or air cooling of Bainitic Ductile Iron. In both cases there is 90-80% bainite and 10-20% residual austenite in their structures. The bainite provides strength, residual austenite (after optimal treatment) – "TRIP" (Transformation-Induced Plasticity). One of the problematic tasks of this direction is structural strength of Bainitic Ductile Iron. If this material has enough plasticity, impact strength, crack resistance and other characteristics which improve the durability of finished products, then the area of its application will be significantly expanded.

If during austempering will be missed the famous "window", when the process of bainitic transformation is completed in carbon-depleted austenite regions, but the crystals of new phases (martensite and carbides) could not (have not time to) form as centers in the residual austenite, perceptibly will be reduced regions, in which "TRIP" must be realized at room temperature by acting of deforming force.

The structural constituent of the bainitic cast iron – spheroidal graphite determines many indexes of finished products properties, but difficult is its generation during casting.

If the spherical form of the graphite in normal conditions (without thermal treatment) ensures the improvement of properties including plasticity, it is insufficient during thermal treatment. Uncontrolledly generated new phases embrittles alloy.

As a result of the research, it is recommended for implementation at "Rustavi Steel" Ltd:

1. Obtaining spherical graphite using the "Fullerene Method"

For obtaining Ductile Iron it is necessary to overheat ($\geq 1550^{\circ}\text{C}$) developed composition of the synthetic cast iron ($\text{S} \leq 0,01\%$; $\text{P} \leq 0,01\%$; $\text{Mn} \leq 0,30\%$) and after the delay (≤ 30 minutes) to cast it in metal molds, which stably realizes the "Fullerene Method" of obtaining spherical graphite. Additional operations are not needed, because cooling speed plays role of modifier! It is necessary to carry out almost all operations, which usually are done during modification. Spherical graphite precipitates in the surface layers, which is often the equivalent of achieving the goal.

2. "Reconstruction" of Maurer's structural diagrams for improving graphitization processes during long-term delay for maximal conservation of modified structure and enhance mechanical properties.

Since bainite and residual austenite have created new engineering material – Bainitic Cast Iron, it is necessary to make important corrections in graphitization process. The existing structural diagrams of Maurer have fully responded to obtainment (under constant kinetic factors) of gray cast iron with different structures (graphite+ferrite, graphite+ferrite+perlite, graphite+perlite). High structural strength material must be high-strength and high-ductile, e.g. with specific elongation $\delta_5 \geq 10-15\%$, which requires multilateral "reconstruction" of gray cast iron.

It is necessary to reduce silicon content to 0,5-1,0% levels and add 1,5-2,5%

Al, 0,05-0,10% Ca and 0,05-0,10% Ba. This improves graphitization process and impact strength of matrix – iron, reduces covalent forces and strengthens metal bonds. Silicon is more powerful electron donor than carbon. New graphitizers (Al, Ca, Ba) are beginning to operate with their expanding forces that will improve the graphitization process. Thus, when replacing the matrix atoms during alloying, it is advisable to have extension effects. The expected positive shifts were made on the benign class tunes. During traditional delays in manufacturing conditions from 1450°C to 1280°C.

3. Improvement of thermal treatment of Austempered Ductile Iron

Working temperature of finished products controls temperature of isothermal quenching of Austempered Ductile Iron. Because of these it is necessary to work on the upper bainite ($t_{max}=400-450^{\circ}C$). For structural stability it is advisable that heating temperature of alloy must be near A_3 , which does not exclude work between A_1-A_3 . With our groundwork when $C=0,40\%$ then dual-phase condition ($\gamma+\alpha$) is within $740-800^{\circ}C$ levels. In each case, it is necessary to establish the exact ratio of phases, which at starting can be $80\%\gamma+20\%\alpha$, which after phase transformation stipulates $\sim 80\%$ bainite with the residual austenite and $\sim 20\%$ ferrite. It will enable to produce pipe-rolling instrument (rules, automill mandrels) from ADI (easy $C_{3,50}Al_2$ and together with "new phenomenon" $C_{3,50}Al_2CuNi_5VTi$). Thermal treatment regimes in bath furnace can be thought of as follows: heating at $T_c+10-20^{\circ}C \rightarrow 780-790^{\circ}C$, delay ≥ 3 hours+isothermal quenching at $400-450^{\circ}C$ with different delays (short delay of first three are followed by rapid cooling, but long delay of last two objects are durable and cooling is performed on the air).

According to our prediction, the rational release of solid solutions will lead to the simple materials $C=3,50\%$ (where $3,0\% \sim$ graphite form, $0,5\% \sim$ pseudoperlite form), $Si \approx 0,50-1,0\%$; $Al \approx 1,5-2,5\%$; $Ca \approx 0,05-0,10\%$; ($Ba \approx 0,05-0,10\%$); $Ti = 0,01-0,02\%$ or $Ti=0,030-0,045\%$; $V \approx 0,20-0,30\%$; $N \approx 0,020-0,030\%$; $C_{3,50}Al_2+<Ti +V+N>$ and other ($<Ti+V,NB+N>$, $<Ti+NB,N>$, are not excluded $<V+N> \dots$).

შინაარსი

შესავალი	13
1. ლიტერატურის მიმოხილვა	17
1.1. სილიციუმის ზღურბლი	17
1.2. სფერულგრაფიტისანი თუჯი	17
1.3. თუჯის იზოთერმული განმტკიცების ტექნოლოგია.....	25
1.4. ბენიტური გარდაქმნა	27
1.5. ბენიტის აგებულება	27
1.6. ბენიტური გარდაქმნის კინეტიკა.....	28
1.7. ბენიტური გარდაქმნის მექანიზმი.....	30
1.8. ბენიტური ფოლადების მექანიკური თვისებები.....	32
1.9. ბენიტური თუჯები.....	40
2. შედეგები და მათი განსჯა	51
2.1. ბენიტური კლასის საშუალონახშირბადიანი ფოლადების აუსტენიტის დაშლის კინეტიკური დიაგრამების გამოყენება ბენიტური თუჯების საკითხების გადასაწყვეტად	51
2.2. ბენიტზე იზოთერმულად ნაწრთობი მაღალმტკიცე თუჯი	67
2.3. თუჯის ფუძის ყოველმხრივი მიახლოება ბენიტური კლასის საშუალონახშირბადიან ფოლადებთან	69
2.4. ორფაზა არიდან ბენიტზე იზოთერმულად ნაწრთობი 40ГМФ(Сa) ფოლადის სტრუქტურა და მექანიკური თვისებები.....	72
2.4.1. გრაფიტიზაციის პროცესის ახლებური წარმოდგენა.	78
2.4.2. სიმტკიცის გაზრდის ახლებური გზები.....	79
2.5. ექსპერიმენტების შედეგების განხილვა	82
3. ექსპერიმენტული ნაწილი	96
3.1. საკვლევი მასალა	96
3.2. საკვლევი მასალის თერმული დამუშავება	98
3.3. კვლევის მეთოდიკა.....	98
3.4. მექანიკური გამოცდების მეთოდიკა.....	98
3.5. სტატიკური გამოცდები გაჭიმვაზე.....	99
3.6. დარტყმითი სიბლანტის განსაზღვრა.....	99
3.7. მიკროსტრუქტურული კვლევების მეთოდიკა.....	100
დასკვნა	101
გამოყენებული ლიტერატურა	103

ცხრილების ნუსხა

ცხრილი 1.	სფერულგრაფიტის თუჯის მარკები და მექანიკური თვისებები.....	19
ცხრილი 2.	სფერულგრაფიტის თუჯის რეკომენდებული ქიმიური შედგენილობები.....	20
ცხრილი 3.	KCV ₂ -ის KCV ₃ -თან დაწყვილებული მინიმალური მნიშვნელობები, რომელთათვისაც დარტყმით სიბლანტეზე მთ 35 მარკის სფერულგრაფიტის თუჯის +20 °C ტემპერატურაზე გამოცდის შედეგი დამაკმაყოფილებელი იქნება როდესაც KCV ₁ =17ჯ/სმ ²	22
ცხრილი 4.	KCV ₂ -ის KCV ₃ -თან დაწყვილებული მინიმალური მნიშვნელობები, რომელთათვისაც დარტყმით სიბლანტეზე მთ 35 მარკის სფერულგრაფიტის თუჯის -40 °C ტემპერატურაზე გამოცდის შედეგი დამაკმაყოფილებელი იქნება როდესაც KCV ₁ =11ჯ/სმ ²	23
ცხრილი 5.	KCV ₃ -ის KCV ₄ -თან და KCV ₅ -ის KCV ₆ -თან დაწყვილებული მინიმალური მნიშვნელობები, რომელთათვისაც დარტყმით სიბლანტეზე მთ 35 მარკის სფერულგრაფიტის თუჯის +20 °C ტემპერატურაზე გამოცდის შედეგი დამაკმაყოფილებელი იქნება როდესაც KCV ₁ =KCV ₂ =17ჯ/სმ ²	24
ცხრილი 6.	KCV ₃ -ის KCV ₄ -თან და KCV ₅ -ის KCV ₆ -თან დაწყვილებული მინიმალური მნიშვნელობები, რომელთათვისაც დარტყმით სიბლანტეზე მთ 35 მარკის სფერულგრაფიტის თუჯის -40 °C ტემპერატურაზე გამოცდის შედეგი დამაკმაყოფილებელი იქნება როდესაც KCV ₁ =KCV ₂ =11ჯ/სმ ²	24
ცხრილი 7.	გამოდნობილი თუჯების ქიმიური შედგენილობა.....	67
ცხრილი 8.	ბენიტზე იზოთერმულად ნაწრთობი მაღალი სიმტკიცის თუჯის (ADI) მექანიკურ თვისებათა მაჩვენებლები სხვადასხვა რეჟიმით დამუშავებისას.....	67
ცხრილი 9.	ბენიტური კლასის საშუალონახშირბადიანი 36Г2СМ, 40ГСМР, 40ГСМФ ⁽¹⁾ , 40ГСМФ ⁽²⁾ , 45ГСМФ და 40ГМФ ფოლადების მექანიკურ თვისებათა მაჩვენებლები 1000°C ტემპერატურიდან იზოთერმული წრთობის შემდეგ.....	71
ცხრილი 10.	ბენიტური კლასის კალციუმის 40ГМФ ფოლადის მექანიკური თვისებები ორფაზა არიდან იზოთერმული წრთობის შემდეგ.....	73
ცხრილი 11.	40ГСМФ და 40ГМФ ფოლადების საწარმოო ნადნობების ქიმიური შედგენილობები.....	75
ცხრილი 12.	საწარმოო პირობებში გამოდნობილი 40ГСМФ და 40ГМФ ფოლადების მექანიკური თვისებები 900°C ტემპერატურაზე ნორმალიზაციისა და 600°C ტემპერატურაზე მოშვების შემდეგ.....	75

სურათების ნუსხა

სურ. 1. სფერულგრაფიტიანი თუჯის მახასიათებელი სტრუქტურების ტიპები.....	19
სურ. 2. სფერულგრაფიტიანი თუჯის გაჭიმვაზე გამოსაცდელი ნიმუში.....	21
სურ. 3. სფერულგრაფიტიანი თუჯის დარტყმით სიბლანტეზე გამოსაცდელი ნიმუში.....	21
სურ. 4. სფერულგრაფიტიანი თუჯის სხმული ნამზადი გამოსაცდელი ნიმუშებისთვის.....	21
სურ. 5. ფოლად 36Γ2CM-ის აუსტენიტის იზოთერმული დაშლის კინეტიკური დიაგრამა მიკროსტრუქტურებითა და მექანიკურ თვისებათა მაჩვენებლებით.....	53
სურ. 6. აუსტენიტის იზოთერმული დაშლის ტემპერატურის გავლენა ფოლად 36Mn2SiMo-ის გარდაქმნის კინეტიკასა და მექანიკურ თვისებებზე.....	54
სურ. 7. ფოლად 40ΓCMP-ის აუსტენიტის იზოთერმული დაშლის კინეტიკური დიაგრამა მიკროსტრუქტურებითა და მექანიკურ თვისებათა მაჩვენებლებით.....	55
სურ. 8. აუსტენიტის იზოთერმული დაშლის ტემპერატურის გავლენა ფოლად 40MnSiMoB-ის გარდაქმნის კინეტიკასა და მექანიკურ თვისებებზე.....	56
სურ. 9. ფოლად 40ΓCMΦ ⁽¹⁾ -ის აუსტენიტის იზოთერმული დაშლის კინეტიკური დიაგრამა მიკროსტრუქტურებითა და მექანიკურ თვისებათა მაჩვენებლებით.....	57
სურ. 10. აუსტენიტის იზოთერმული დაშლის ტემპერატურის გავლენა ფოლად 40MnSiMoV-ის გარდაქმნის კინეტიკასა და მექანიკურ თვისებებზე.....	58
სურ. 11. ფოლად 40ΓCMΦ ⁽²⁾ -ის აუსტენიტის იზოთერმული დაშლის კინეტიკური დიაგრამა მიკროსტრუქტურებითა და მექანიკურ თვისებათა მაჩვენებლებით.....	59
სურ. 12. აუსტენიტის იზოთერმული დაშლის ტემპერატურის გავლენა ფოლად 45MnSiMoV-ის გარდაქმნის კინეტიკასა და მექანიკურ თვისებებზე.....	60
სურ. 13. ფოლად 45ΓCMΦ-ის აუსტენიტის იზოთერმული დაშლის კინეტიკური დიაგრამა მიკროსტრუქტურებითა და მექანიკურ თვისებათა მაჩვენებლებით.....	61
სურ. 14. აუსტენიტის იზოთერმული დაშლის ტემპერატურის გავლენა ფოლად 50MnSiMoV-ის გარდაქმნის კინეტიკასა და მექანიკურ თვისებებზე.....	62

სურ. 15. ფოლად 40ГМФ -ის აუსტენიტის იზოთერმული დაშლის კინეტიკური დიაგრამა მიკროსტრუქტურებითა და მექანიკურ თვისებათა მაჩვენებლებით.....	63
სურ. 16. აუსტენიტის იზოთერმული დაშლის ტემპერატურის გავლენა ფოლად 40MnMoV-ის გარდაქმნის კინეტიკა-სა და მექანიკურ თვისებებზე.....	64
სურ. 17. სხმული თუჯი.....	68
სურ. 18. ბენიტზე იზოთერმულად ნაწრთობი სფერულგრაფიტის თუჯი.....	68
სურ. 19. ბენიტური კლასის კალციუმისანი 40ГМФ ფოლადის მექანიკური თვისებები ორფაზა არიდან იზოთერმული წრთობის შემდეგ.....	73
სურ. 20. ბენიტური კლასის კალციუმისანი 40ГМФ ფოლადის მექანიკური თვისებები ორფაზა არიდან იზოთერმული წრთობის შემდეგ.....	74
სურ. 21. ბენიტური კლასის კალციუმისანი 40ГМФ ფოლადის მექანიკური თვისებები ორფაზა არიდან იზოთერმული წრთობის შემდეგ.....	74

შესავალი

წინამდებარე ნაშრომის საფუძველს წარმოადგენს რკინა-სილიციუმი-სა (Fe-Si) და ბენიტური კლასის რკინა-ნახშირბად-სილიციუმის (Fe-C-Si) შენადნობებში „სილიციუმის ზღურბლის“ ($Si \geq 0,50\%$) არსებობა, რომლის მიხედვითაც არა მარტო ახლებურად იხსნება ბევრი ცნობილი (არსებული) პროცესი (გრაფიტიზაციის, მაღალი სიმტკიცის მიღების, შედუღება-დადუღების, ფლოკენების წარმოქმნის, დარტყმით სიბლანტეზე გამოცდისას ტემპერატურის შემცირებით გამოწვეული გამყიფების, განგოგირდების განსხვავებული ხასიათი თუჯებსა და ფოლადებში და სხვა), არამედ შეიქმნა ახალი მიმართულებების ჩამოყალიბების პირობები (მაგალითად: „წყალბადის დამაგროვებელი შენადნობები რკინის ფუძეზე“). სილიციუმის გავლენით ($Si=0,50-2,3\%$) რკინა თანდათანობით კარგავს ქიმიურ აქტიურობას, როდესაც $Si \geq 2,3\%$, რკინას დაკარგული აქვს კარბიდწარმოქმნის უნარი და ალოტროპიზმი, რკინის $3d_{(10)}^6$ ქვეშრის კოვალენტური ბმებიდან „გამოთავისუფლებული“ ნახშირბადი წარმოქმნის გრაფიტს, ხოლო სილიციუმი წყალბადის ჰეტერი ხდება, მის ქვეშრეებზე $3P_{(6)}^2 3d_{(10)}^0$ არსებული ვაკანსიების (14) გამოყენებით.

გასული საუკუნე წარმოადგენდა თვისობრივად მნიშვნელოვანს თუჯის ისტორიაში. სტრუქტურული დიაგრამების შემოტანით გადაწყდა რუხი თუჯის მიღების ტექნოლოგიური საკითხები. XX საუკუნის 50-იან წლებში მეტალურგები ეუფლებიან რუხი თუჯის სტრუქტურაში სფერული გრაფიტის მიღებას მოდიფიცირებით. ასეთი სტრუქტურის მქონე თუჯს უწოდეს მაღალმტკიცე ანუ მაღალი სიმტკიცის თუჯს, პლასტიკურ თუჯს. მას გაეზარდა სიმტკიცე, გაუჩნდა გარკვეული დონის პლასტიკურობის მახასიათებლები. ამისა და ცივად ჭრით დამუშავების სიადვილის, ცვეთამედეგობის, ვიბრაციების შთანთქმის კარგი უნარის და სასურველი ფორმის და ზომების სხმულის მიღების შესაძლებლობის გამო მან, როგორც მაღალი დონის საკონსტრუქციო მასალამ, ფართო გამოყენება პოვა ტექნიკის დარგში, განსაკუთრებით მანქანათმშენებლობაში.

XX საუკუნის მეორე ნახევარში, ფუნდამენტური დარგების განვითარებამ ბიძგი მისცა ტექნიკის განვითარებას. იქმნება პლასტიკურობის, როგორც მდგომარეობის გაზრდის ახალი გზები, ე. წ. TRIP-ეფექტების – ფაზური გარდაქმნით განპირობებული (გამოწვეული) პლასტიკურობის გამოყენებით. XX საუკუნის 70-იან წლებში „მასალათა თვისებების ლაბორატორიისა“ (ამჟამად: „მასალათა თვისებების სასწავლო-სამეცნიერო ცენტრი“ – „მთსსც“) და რუსთავის მეტალურგიული ქარხნის თანამშრომლების მიერ ერთობლივად შემუშავებული ორი კომპოზიცია – ორი ფოლადი 40ГCMΦ და 40ГMΦ ერთმანეთისგან განსხვავდება მხოლოდ სილიციუმის შემცველობით. მისი 0,50% და მეტი შემცველობა პირველ ფოლადში, მეორესთან შედარებით, განაპირობებს, სხვა ეფექტებთან ერთად, ნარჩენი აუსტენიტის გაზრდილ რაოდენობას ($\gamma \geq 10\%$). ეს კი ფოლადის დავარგების შემდეგ ხელს უწყობს მექანიკური თვისებების მახასიათებლების (განსაკუთრებით, პლასტიკურობის) გაუმჯობესებას (სახეზეა TRIP-ეფექტების გამოვლინება).

ამ ნაშრომში ასევე ნაჩვენებია, რომ სილიციუმის რაოდენობის გაზრდით მატულობს ნარჩენი აუსტენიტის პროცენტული შემცველობა. გამოთქმული იქნა ჰიპოთეზა იგივე ეფექტების არსებობის შესახებ რუხ თუჯებში, განსაკუთრებით DI-ში, რაც წარმატებით დადასტურდა მომდევნო პერიოდის ექსპერიმენტებით. შეიქმნა ახალი საკონსტრუქციო მასალა – ბეინიტური თუჯი, რომელიც შეიძლება მიღებული იქნეს სფერულგრაფიტის თუჯის იზოთერმული წრთობით ბეინიტზე (ADI) და ბეინიტური კლასის თუჯისაგან, მაგალითად: 350C2H2DM. მეორე ვარიანტში არ გამოირიცხება საჭირო თვისებების მიღება ჰაერზე გაცივებისას.

ორივე შემთხვევაში სიმტკიცის მაღალი მაჩვენებლები ადვილად მიიღება ბეინიტური გარდაქმნის შედეგად, ხოლო პლასტიკურობის მახასიათებლების მიღება ხორციელდება TRIP-ეფექტებით – $\gamma + P_{\text{ბლ}} \rightarrow \alpha$ გარდაქმნის დროს. თუ აღნიშნული პროცესები ნორმალურად ვითარდება ბეინიტური კლასის ფოლადებში, თუჯებში (ADI) დაფიქსირებულია გარკვეული სახის პრობლემები. ბეინიტური გარდაქმნის პროცესი თუჯებშიც ($C_{\text{ფუძის}} \approx 0,40-0,50\%$) ტრა-

დიციულად იწყება ნახშირბადის გადანაწილებით – ნახშირბადით მდიდარი და ღარიბი უბნების წარმოქმნით. ღარიბი უბნები მარტენსიტული რეაქციით გარდაიქმნება გარკვეულად გადაჯერებულ ბეინიტურ ფერიტად. ამ პროცესის დამთავრებამდე არსებობს მცირე პაუზა, ე. წ. „ფანჯარა“, როცა შეიძლება გარკვეულად შეუშალო ხელი ნახშირბადით მდიდარ უბნებში შესაძლებელ არასასურველ პროცესებს (კარბიდების გამოყოფას, ოთახის ტემპერატურამდე გაცივებისას მარტენსიტულ გარდაქმნას). სხვა შემთხვევაში, აღნიშნული პროცესების განვითარებით ძალზე მცირდება ნარჩენი აუსტენიტის რაოდენობა, სადაც მოსალოდნელი იყო TRIP-პროცესების განვითარება. გაჭიმვის მრუდები აფიქსირებს (უკეთეს შემთხვევაში) დრეკად-პლასტიკურ დეფორმაციებს.

არსებული მონაცემების ანალიზზე და საკუთარი ექსპერიმენტების შედეგებზე დაყრდნობით რეკომენდირებულია გზები – ტექნოლოგიები, რომელთა გამოყენებითაც იქმნება პირობები ბეინიტური თუჯი (განსაკუთრებით ADI) გახდეს უფრო მეტად გამოყენებული საკონსტრუქციო მასალა, რომელშიც შერწყმულია თუჯისა და ფოლადის საუკეთესო მახასიათებლები. თუ სამუშაო ტემპერატურა ნაკლები იქნება 400°C-ზე, მაშინ ADI-ის უპირატესობა აშკარაა ბეინიტური კლასის თუჯთან შედარებით.

სამუშაოს მიზანი: სფერულგრაფიტის თუჯის საკონსტრუქციო სიმტკიცის გაზრდა.

სადისერტაციო ნაშრომში დასმული ამოცანები: 1. სფერულგრაფიტის თუჯის ქიმიური შედგენილობის სრულყოფა; 2. სფერულგრაფიტის თუჯის თერმული დამუშავების რეჟიმების სრულყოფა.

მეცნიერული სიახლე: შემუშავებულია ბეინიტური თუჯის ქიმიური შედგენილობის შერჩევის მეთოდი, რომელიც მდგომარეობს საშუალონახშირბადიანი ბეინიტური ფოლადების კვლევისას მიღებული შედეგების გამოყენებაში.

სამუშაოს პრაქტიკული ღირებულება: დაცვაზე გამოტანილი დებულებების სრული რეალიზაცია, საშუალებას მოგვცემს ურისკოდ ჩავატაროთ ADI-ის რთული პროცესები. რა თქმა უნდა, შედეგები იქნება სასურველი და

სტაბილური. ჩვენი პროგნოზით მოქმედებაში იქნება შემდეგი კომპოზიცი-
ები: $350\text{ClO}_2 + \langle \text{V} + \text{N} \rangle$; $350\text{ClO}_2\text{DH}_5\text{PT}$; $350\text{ClO}_2\text{DH}_5\text{PT}$ სხვადასხვა შლეიფით.

მათგან დამზადდება:

- 1) მილსაგლინავი დგანების ინსტრუმენტი;
- 2) სორტსაგლინავი დგანების არმატურა;
- 3) სხვადასხვა სახის გლინი და სხვ.

არსებულთან შედარებით ჩვენს მიერ შექმნილ მასალას უპირატესობა
ექნება სიაფით, მაღალი საკონსტრუქციო მედეგობით – გამძლეობით და სხვ.

ეს სიახლეები აპრობირებულია შპს რუსთავის ფოლადში.

ზემოთ აღნიშნულზე დაყრდნობით **დაცვაზე გამოგვაქვს სამი ძირი-
თადი დებულება:**

1. სფერული ფორმის გრაფიტის მიღება „ფულერენული მეთოდის“ გამოყე-
ნებით;
2. მაურერის სტრუქტურული დიაგრამების „რეკონსტრუქცია“ გრაფიტიზა-
ციის პროცესების გასაუმჯობესებლად ხანგრძლივი დაყოვნებისას მოდი-
ფიცირებული სტრუქტურის მაქსიმალური შენარჩუნებისა და მექანიკუ-
რი თვისებების გასაზრდელად;
3. ბენიტური თუჯის – ADI-ის თერმული დამუშავების სრულყოფა.

1. ლიტერატურის მიმოხილვა

1.1. სილიციუმის ზღურბლი

რკინა-სილიციუმისა (Fe-Si) და ბენიტური კლასის რკინა-ნახშირბად-სილიციუმის (Fe-C-Si) შენადნობებში „სილიციუმის ზღურბლის“ ($Si \geq 0,50\%$) არსებობით არა მარტო ახლებურად იხსნება გრაფიტის ფაზის, მაღალი სიმტკიცის მიღების, შედუღება-დადუღების, ფლოკენების წარმოქმნის, დარტყმით სიბლანტეზე გამოცდისას ტემპერატურის შემცირებით გამოწვეული გამყიფების, განგოგირდების განსხვავებული ხასიათი თუჯებსა და ფოლადებში და სხვა ბევრი პროცესი, არამედ შეიქმნა ახალი მიმართულებების ჩამოყალიბების პირობები (მაგალითად: „წყალბადის დამაგროვებელი შენადნობები რკინის ფუძეზე“). სილიციუმის გავლენით ($Si=0,50-2,3\%$) რკინა თანდათანობით კარგავს ქიმიურ აქტიურობას, ვინაიდან როდესაც $Si \geq 2,3\%$, რკინას დაკარგული აქვს კარბიდწარმოქმნის უნარი და ალოტროპიზმი, რკინის $3d_{(10)}^6$ ქვეშრის კოვალენტური ბმებიდან „გამოთავისუფლებული“ ნახშირბადი წარმოქმნის გრაფიტს, ხოლო სილიციუმი წყალბადის ჰეტერი ხდება, მის ქვეშრეებზე $3P_{(6)}^2 3d_{(10)}^0$ არსებული 14 ვაკანსიის გამოყენებით [1-8].

1.2. სფერულგრაფიტის თუჯი

სფერულგრაფიტის თუჯის სტრუქტურა და თვისებები სხვადასხვა ქვეყნის, საწარმოსა თუ საზოგადოების ბევრი სტანდარტით არის რეგლამენტირებული. ამ თუჯისათვის, უპირველეს ყოვლისა დამახასიათებელია მნიშვნელოვანი პლასტიკურობა და სიბლანტე, რაც გრაფიტის ჩანართების სფერული ფორმით არის განპირობებული, რომლებიც სხმულ მდგომარეობაში მიიღება. ამის გამო უწოდებენ საზღვარგარეთის უმეტეს სტანდარტებში ამ მასალას პლასტიკურ თუჯს (Ductile Iron). ამასთან ერთად ამ თუჯს მაღალი სიმტკიცე ახასიათებს, რის გამოც (დსთ-ში მოქმედი სახელმწიფოთაშორისი სტანდარტის მიხედვით) ამ მასალის ნიშანდებაა მაღალმტკიცე თუჯი [9-11].

სფერულგრაფიტის თუჯის მექანიკური და საექსპლუატაციო თვისებები ფართო დიაპაზონში იცვლება. ფერიტული სფერულგრაფიტის

თუჯები, ყველა სხვა თუჯთან შედარებით, ხასიათდება უმაღლესი პლასტიკურობითა და სიბლანტით, უზრუნველყოფს მისგან სხმული დეტალებისა და კონსტრუქციების ცივმედეგობასა და დარტყმამედეგობას, კარგ შედუღებადობასა და ჭრით დამუშავებადობას [9].

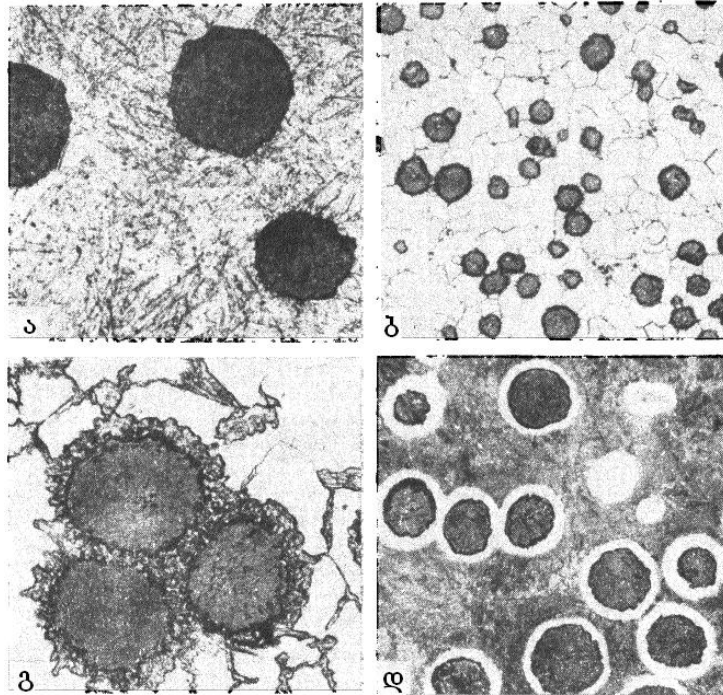
პერლიტური სფერულგრაფიტის თუჯები ხასიათდება სტატიკური და ციკლური დატვირთვებისადამი დიდი წინააღმდეგობით, ცვეთამედეგობით, აგლეჯვამედეგობით. ბეინიტურ სფერულგრაფიტის თუჯებს მაქსიმალურ სიმტკიცესთან ერთად საკმაოდ მაღალი პლასტიკურობა ახასიათებთ, რაც უზრუნველყოფს ცვეთისა და დაღლილობისადამი მაღალ წინააღმდეგობას და დიდ საკონტაქტო გამძლეობას [9].

სფერულგრაფიტის ბეინიტური თუჯის ფუძის ძირითადი სტრუქტურული შემდგენებია ბეინიტი და ნარჩენი აუსტენიტი. ეს უკანასკნელი, ცივქედვის გამომწვევი ჭრით ან წნევით დამუშავებისას ანდა საექსპლუატაციო დატვირთვების ზემოქმედებით, გარდაიქმნება მარტენსიტად, რაც დეტალის გაცვეთის ხარისხის მიუხედავად ზრდის მისი ზედაპირის სისაღესა და ცვეთამედეგობას. სფერულგრაფიტის თუჯის ყველა მარკას დრეკადობის მაღალი მოდული და ფოლადებზე გაცილებით მეტი დემპფირების უნარი აქვს. სფერულგრაფიტის თუჯი წარმატებით ცვლის ნახშირბადის ფოლადებს, ჭედად და რუხ თუჯებს თბური დარტყმებისა და თერმული დაღლილობის (როდესაც ციკლის მაქსიმალური ტემპერატურები არ აღემატება 400-600 °C), უარყოფით ტემპერატურების (-100 °C-მდე), მაღალი წნევებისა და ნიშანცვლადი დინამიკური დატვირთვების პირობებსა და ზომიერად აგრესიულ აიროვან და თხევად მჟავა, მარილიან, ტუტე არეებში მომუშავე დეტალებში [9].

ჭედად თუჯსა და ფოლადთან შედარებით სფერულგრაფიტის თუჯი ხასიათდება უკეთესი სამსხმელო თვისებებით – ჩაჯდომის დეფექტებისადამი ნაკლები მიდრეკილებით უფრო მაღალი თხელდენადობისას [9].

სფერულგრაფიტის თუჯის მახასიათებელი სტრუქტურების ტიპები (სურ. 1) წარმოდგენილია ლიტერატურაში [9]. სხმულებში ამ და სხვა

თუჯების მიკროსტრუქტურათა შემდგენების რაოდენობრივი განსაზღვრის მეთოდები რეგლამენტირებულია სტანდარტით [10].



სურათი 1. სფერულგრაფიტაანი თუჯის მახასიათებელი სტრუქტურების ტიპები
 ა) მარტენსიტული, x300; ბ) ფერიტული, x100; გ) ფერიტ-ბეინიტური ზედა ბეინიტის არშიებით გრაფიტის სფერული ჩანართების ირგვლივ („სალი თვალი“), x300; დ) პერლიტ-ფერიტული („ხარის თვალი“), x200.

ცხრილი 1. სფერულგრაფიტაანი თუჯის მარკები და მექანიკური თვისებები

თუჯის მარკა	სიმტკიცის ზღვარი გაჭიმვაზე, $\sigma_B \geq$	დენადობის პირობითი ზღვარი გაჭიმვაზე, $\sigma_{0.2} \geq$	ფარდობითი წაგრძელება, $\delta_5 \geq$	სისაღე ბრინელის მიხედვით, HB
	მგპა	მგპა	%	
მთ ¹ 35	350	220	22	140-170
მთ 40	400	250	15	140-202
მთ45	450	310	10	140-225
მთ 50	500	320	7	153-245
მთ 60	600	370	3	192-277
მთ 70	700	420	2	228-302
მთ 80	800	480	2	248-351
მთ 100	1000	700	2	270-360

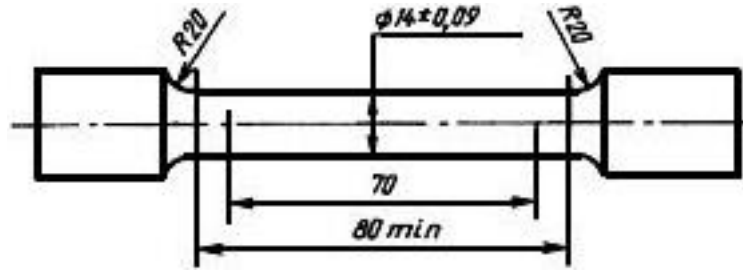
¹ მთ – მაღალმტკიცე თუჯი

ეს სტანდარტი ვრცელდება სხმულებისათვის განკუთვნილ იმ თუჯ-ზე, რომლის სტრუქტურაშიც გრაფიტი სფერული ან ვერმიკულარული ფორმისაა და თუჯის მარკებს ადგენს მექანიკური თვისებების საფუძველზე. ამ სტანდარტით თუჯის რეკომენდებული ქიმიური შედგენილობები წარმოდგენილია ცხრილში 2 [11].

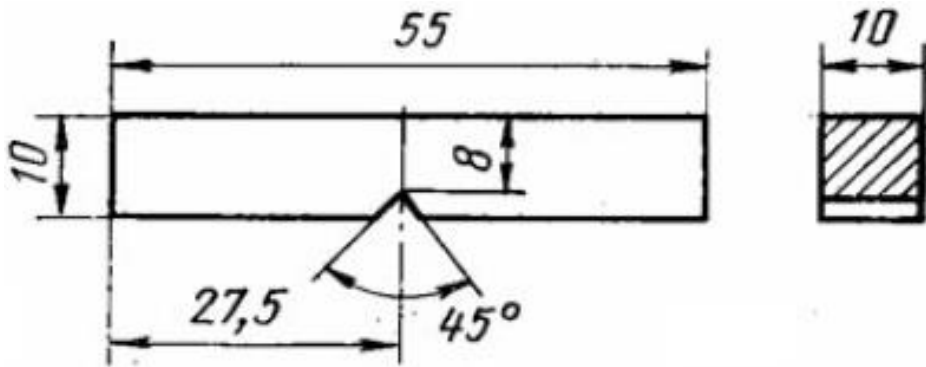
ცხრილი 2. სფერულგრაფიტის თუჯის რეკომენდებული ქიმიური შედგენილობები

თუჯის მარკა	ქიმიური ელემენტების მასობრივი წილი, %											
	C			Si			Mn	P _≤	S _≤	Cr _≤	Cu _≤	Ni _≤
	სხმულის კედლის სისქე, მმ											
	50-მდე	50-ზე მეტი 100-მდე	100-ზე მეტი	50-მდე	50-ზე მეტი 100-მდე	100-ზე მეტი						
მთ 35	3,3-3,8	3,0-3,5	2,7-3,2	1,9-2,9	1,3-1,7	0,8-1,5	0,2-0,6	0,1	0,02	0,05	–	–
მთ 40	3,3-3,8	3,0-3,5	2,7-3,2	1,9-2,9	1,2-1,7	0,5-1,5	0,2-0,6	0,1	0,02	0,1	–	–
მთ 45	3,3-3,8	3,0-3,5	2,7-3,2	1,9-2,9	1,3-1,7	0,5-1,5	0,3-0,7	0,1	0,02	0,1	–	–
მთ 50	3,2-3,7	3,0-3,3	2,7-3,2	1,9-2,9	2,2-2,6	0,8-1,5	0,3-0,7	0,1	0,02	0,15	–	–
მთ 60	3,2-3,6	3,0-3,3	–	2,4-2,6	2,4-2,8	–	0,4-0,7	0,1	0,02	0,15	0,3	0,4
მთ 70	3,2-3,6	3,0-3,3	–	2,6-2,9	2,6-2,9	–	0,4-0,7	0,1	0,015	0,15	0,4	0,6
მთ 80	3,2-3,6	–	–	2,6-2,9	–	–	0,4-0,7	0,1	0,01	0,15	0,6	0,6
მთ 100	3,2-3,6	–	–	3,0-3,8	–	–	0,4-0,7	0,1	0,01	0,15	0,6	0,8

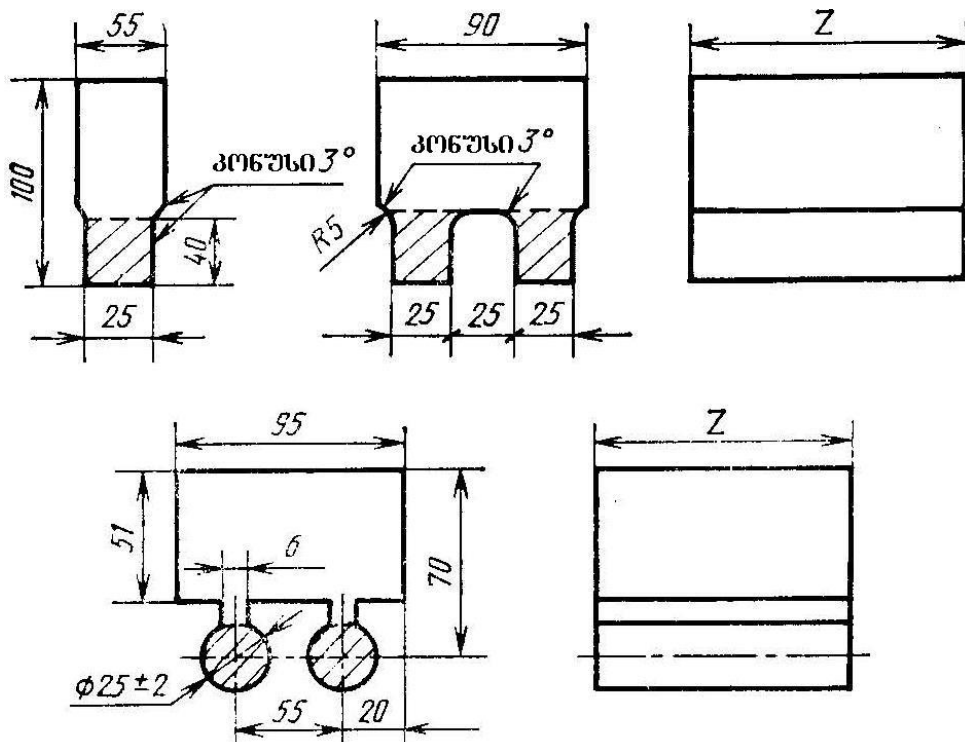
ამ სტანდარტით გამოცდები გაჭიმვაზე, დარტყმით სიბლანტესა და სისაღეზე უნდა ჩატარდეს შესაბამისად [12], [13] და [14] სტანდარტების მიხედვით. ამასთან, გამოსაცდელი ნიმუშები (სურ. 2 და 3) უნდა ამოიჭრეს ცალკე ჩამოსხმული (სურ. 4) ან სხვა ზომების ნამზადებისაგან, თუ ეს გათვალისწინებულია ნორმატიულ-ტექნიკური დოკუმენტაციით ან სხმულის ნახაზით. ნიმუშებისათვის განკუთვნილი ნამზადები ჩასხმის პირობები უნდა შეესაბამებოდეს სხმულების ჩასხმის პირობებს. გაჭიმვაზე უნდა გამოიცადოს ერთი ნიმუში, ხოლო დარტყმით სიბლანტეზე – სამი. თუ რომელიმე გამოცდის შედეგი არაადამაკმაყოფილებელია, განმეორებით უნდა ჩატარდეს გაორმაგებული რაოდენობის ნიმუშების გამოცდები [11].



სურათი 2. მაღალმტკიცე თუჯის გაჭიმვაზე გამოსაცდელი ნიმუში



სურათი 3. მაღალმტკიცე თუჯის დარტყმით სიბლანტეზე გამოსაცდელი ნიმუში



სურათი 4. სფერულგრაფიტის თუჯის სხმული ნამზადები გამოსაცდელი ნიმუშებისთვის

z – ნიმუშების ზომებისა და რაოდენობის შესაბამისად

ამ სტანდარტის მიხედვით მთ 35 მარკის სფერულგრაფიტის თუჯის დარტყმითი სიბლანტის საშუალო მნიშვნელობა უნდა იყოს $+20\text{ }^{\circ}\text{C}$ ტემპერატურაზე $KCV \geq 21\text{ ჯ/სმ}^2$, $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ ტემპერატურაზე $KCV \geq 15\text{ ჯ/სმ}^2$. იმავედროულად, დარტყმითი სიბლანტის მინიმალური მნიშვნელობა უნდა იყოს $+20\text{ }^{\circ}\text{C}$ ტემპერატურაზე $KCV \geq 17\text{ ჯ/სმ}^2$, $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ ტემპერატურაზე $KCV \geq 11\text{ ჯ/სმ}^2$. მთ 35 და მთ 40 მარკების ვერმიკულარულგრაფიტის თუჯის ფარდობითი წაგრძელება უნდა იყოს $\delta \geq 1\%$ [9].

ფარდობითი წაგრძელება, სისალე და დარტყმითი სიბლანტე განისაზღვრება ნორმატიულ-ტექნიკურ დოკუმენტაციაში არსებული მოთხოვნისას, მაგრამ დამამზადებლისა და მომხმარებლის ურთიერთშეთანხმებით შესაძლებელია ამ მახასიათებლების ზემომოყვანილი მნიშვნელობებისაგან განსხვავებული მნიშვნელობების გამოყენება სფერულ ან ვერმიკულარულგრაფიტის თუჯის ვარგისიანობის შეფასებისათვის [9].

თუ $+20\text{ }^{\circ}\text{C}$ ტემპერატურაზე მთ 35 მარკის სფერულგრაფიტის თუჯის დარტყმით სიბლანტეზე გამოცდისას სამ ბასრჩანაჭრიან (ბასრნასერიან) ნიმუშთაგან ერთ-ერთისთვის $KCV_1 = 17\text{ ჯ/სმ}^2$, სამი ნიმუშის გამოცდის შედეგი დამაკმაყოფილებელი რომ იქნეს, უნდა შესრულდეს შემდეგი პირობა: $(17\text{ ჯ/სმ}^2 + KCV_2 + KCV_3) : 3 \geq 21\text{ ჯ/სმ}^2$ ანუ $17\text{ ჯ/სმ}^2 + KCV_2 + KCV_3 \geq 21\text{ ჯ/სმ}^2 \times 3 = 63\text{ ჯ/სმ}^2$ ანუ $KCV_2 + KCV_3 \geq 63\text{ ჯ/სმ}^2 - 17\text{ ჯ/სმ}^2 = 46\text{ ჯ/სმ}^2$.

აქედან გამომდინარე, თუ $KCV_1 = 17\text{ ჯ/სმ}^2$, მაშინ KCV_2 -სა და KCV_3 -ის დაწყვილებული მნიშვნელობები, რომელთათვისაც დარტყმით სიბლანტეზე მთ 35 მარკის სფერულგრაფიტის თუჯის $+20\text{ }^{\circ}\text{C}$ ტემპერატურაზე გამოცდის შედეგი დამაკმაყოფილებელი იქნება, წარმოდგენილია ცხრილში 3.

ცხრილი 3. KCV_2 -ის KCV_3 -თან დაწყვილებული მინიმალური მნიშვნელობები, რომელთათვისაც დარტყმით სიბლანტეზე მთ 35 მარკის სფერულგრაფიტის თუჯის $+20\text{ }^{\circ}\text{C}$ ტემპერატურაზე გამოცდის შედეგი დამაკმაყოფილებელი იქნება როდესაც $KCV_1 = 17\text{ ჯ/სმ}^2$

KCV_2 , ჯ/სმ ²	17	18	19	20	21	22	23
KCV_3 , ჯ/სმ ²	29	28	27	26	25	24	23

თუ $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ ტემპერატურაზე მთ 35 მარკის სფერულგრაფიტისანი თუჯის დარტყმით სიბლანტეზე გამოცდისას სამ ბასრჩანაჭრიან (ბასრნასერიან) ნიმუშთაგან ერთ-ერთისთვის $KCV_1=11\text{ჯ/სმ}^2$, სამი ნიმუშის გამოცდის შედეგი დამაკმაყოფილებელი რომ იქნეს, უნდა შესრულდეს შემდეგი პირობა: $(11\text{ჯ/სმ}^2+KCV_2+KCV_3):3\geq 15\text{ჯ/სმ}^2$ ანუ $11\text{ჯ/სმ}^2+KCV_2+KCV_3\geq 15\text{ჯ/სმ}^2\times 3=45\text{ჯ/სმ}^2$ ანუ $KCV_2+KCV_3\geq 45\text{ჯ/სმ}^2-11\text{ჯ/სმ}^2= 34\text{ჯ/სმ}^2$.

აქედან გამომდინარე, თუ $KCV_1=11\text{ჯ/სმ}^2$, მაშინ KCV_2 -სა და KCV_3 -ის დაწყვილებული მნიშვნელობები, რომელთათვისაც დარტყმით სიბლანტეზე მთ 35 მარკის სფერულგრაფიტისანი თუჯის $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ ტემპერატურაზე გამოცდის შედეგი დამაკმაყოფილებელი იქნება, წარმოდგენილია ცხრილში 4.

თუ პირველი გამოცდის შედეგი არადამაკმაყოფილებელი იქნა, ანალოგიური მსჯელობით შეიძლება ნიმუშების გაორმაგებული რაოდენობებისათვის წინასწარ გამოვიანგარიშოთ, თუ დამაკმაყოფილებელი შედეგებისათვის როგორი მნიშვნელობები უნდა იქნეს მიღებული დარტყმით სიბლანტეზე ექვს-ექვსი ნიმუშის გამოცდისას $+20\text{ }^{\circ}\text{C}$ და $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ ტემპერატურებზე.

ცხრილი 4. KCV_2 -ის KCV_3 -თან დაწყვილებული მინიმალური მნიშვნელობები, რომელთათვისაც დარტყმით სიბლანტეზე მთ 35 მარკის სფერულგრაფიტისანი თუჯის $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ ტემპერატურაზე გამოცდის შედეგი დამაკმაყოფილებელი იქნება როდესაც $KCV_1=11\text{ჯ/სმ}^2$

KCV_2 , ჯ/სმ^2	11	12	13	14	15	16	17
KCV_3 , ჯ/სმ^2	23	22	21	20	19	18	17

$+20\text{ }^{\circ}\text{C}$ ტემპერატურაზე გამოცდისას უკვე შესაძლებელია, რომ ექვსიდან ორი ნიმუშით განსაზღვრული დარტყმითი სიბლანტის მნიშვნელობა სათითაოდ იყოს $KCV_1=KCV_2=17\text{ჯ/სმ}^2$ და მაშინ KCV_3 -ის, KCV_4 -ის, KCV_5 -ის და KCV_6 -ის მნიშვნელობები უნდა შეესაბამებოდეს მე-5 ცხრილში წარმოდგენილს.

ცხრილი 5. KCV₃-ის KCV₄-თან და KCV₅-ის KCV₆-თან დაწყვილებული მინიმალური მნიშვნელობები, რომელთათვისაც დარტყმით სიბლანტეზე მთ 35 მარკის სფერულგრაფიტის თუჯის +20 °C ტემპერატურაზე გამოცდის შედეგი დამაკმაყოფილებელი იქნება როდესაც KCV₁=KCV₂=17ჯ/სმ²

KCV ₃ , ჯ/სმ ²	17	18	19	20	21	22	23
KCV ₄ , ჯ/სმ ²	29	28	27	26	25	24	23
KCV ₅ , ჯ/სმ ²	17	18	19	20	21	22	23
KCV ₆ , ჯ/სმ ²	29	28	27	26	25	24	23

მე-5 ცხრილის მონაცემებით სარგებლობისათვის ასეთი მაგალითი შეიძლება განვიხილოთ:

თუ KCV₁=KCV₂=KCV₃=17 ჯ/სმ², მაშინ KCV₄ უნდა იყოს KCV₃-ის მეწყვილის ანუ 29 ჯ/სმ²-ის ტოლი, ხოლო KCV₅-ის KCV₆-თან დაწყვილებული მნიშვნელობები ცხრილიდანვე ნებისმიერი შეიძლება იყოს (მაგალითად, 17 და 29 ან 18 და 28 ან 19 და 27 ანდა ასე შემდეგ 23 და 23 ჯ/სმ²-ის ჩათვლით).

ანალოგიური მსჯელობით მივიღებთ მე-6 ცხრილს -40 °C ტემპერატურაზე გამოცდის შედეგების შესაფასებლად.

ცხრილი 6. KCV₃-ის KCV₄-თან და KCV₅-ის KCV₆-თან დაწყვილებული მინიმალური მნიშვნელობები, რომელთათვისაც დარტყმით სიბლანტეზე მთ 35 მარკის სფერულგრაფიტის თუჯის -40 °C ტემპერატურაზე გამოცდის შედეგი დამაკმაყოფილებელი იქნება როდესაც KCV₁=KCV₂=11ჯ/სმ²

KCV ₃ , ჯ/სმ ²	11	12	13	14	15	16	17
KCV ₄ , ჯ/სმ ²	23	22	21	20	19	18	17
KCV ₅ , ჯ/სმ ²	11	12	13	14	15	16	17
KCV ₆ , ჯ/სმ ²	23	22	21	20	19	18	17

თუ ერთი ნიმუშის გაჭიმვაზე გამოცდის შედეგი არადამაკმაყოფილებელი იქნება, მაშინ კიდევ უნდა გამოიცადოს ორი ნიმუში და ორივემ უნდა დააკმაყოფილოს სტანდარტის მოთხოვნები იმისათვის, რომ შედეგი დამაკმაყოფილებელი იქნეს.

„პლასტიკური თუჯის საზოგადოების“ მონაცემებით „პლასტიკურ თუჯთან – DI“ შედარებით გაცილებით უკეთესი საკონსტრუქციო სიმტკი-

ცით ხასიათდება „ბეინიტზე იზოთერმულად ნაწრთობი პლასტიკური თუჯი – ADI“ [16].

ეს ყოველივე იმით დაიწყო რომ 20-იანი წლების ბოლოს, აუსტენიტის იზოთერმული გარდაქმნის შესწავლისას, დევენპორტმა და ბეინმა აღმოაჩინეს ნემსისებრი აგებულების ახალი მიკროსტრუქტურა, რომელიც განსხვავდებოდა პერლიტისა და მარტენსიტისაგან. ამასთან, მას გააჩნდა მეტად საჭირო პერსპექტიული თვისებები, კერძოდ, მისი პლასტიკურობა მეტი იყო, ვიდრე მოშვებული მარტენსიტისა. მას ბეინის პატივსაცემად ბეინიტი ეწოდა [17-19].

ამავე საუკუნის 50-იან წლებში მეტალურგები ეუფლებიან გრაფიტის სფერული ფორმის მიღებას, ე.ი. შეიქმნა „მაღალი სიმტკიცის თუჯი“, სხვა რედაქციით DI („Ductile Iron“) – „პლასტიკური თუჯი“. XX საუკუნის მეორე ნახევარში იქმნება პლასტიკურობის, როგორც მდგომარეობის გაზრდის ახალი გზები, ე. წ. TRIP-ეფექტების (TRIP ანუ Transformation-Induced Plasticity) გამოყენებით (ფაზური გარდაქმნით განპირობებული პლასტიკურობა). XX საუკუნის ბოლოს კი, მსოფლიო არენაზე გამოჩნდა გრაფიტის სფერული ფორმის მიღების ახალი მიმართულება, ფულერენული იდეოლოგიის გამოყენებით [20-22]. ამ მოვლენებმა ბეინიტური თუჯი (ADI – „Austempered Ductile Iron“ - „ბეინიტზე ნაწრთობი პლასტიკური თუჯი“ და ბეინიტური კლასის თუჯი) თანამედროვეობის ერთ-ერთ ყველაზე პერსპექტიულ საკონსტრუქციო მასალად აქცია.

1.3. თუჯის იზოთერმული განმტკიცების ტექნოლოგია

თუჯის იზოთერმული განმტკიცების ტექნოლოგია (იზოთერმული წრთობა ბეინიტზე), რომელიც „აუსტემპერინგის“ სახელწოდებით არის ცნობილი, ფართოდ გამოიყენება იაპონიაში, აშშ-ში, ევროპასა და ჩინეთში გასული საუკუნის 70-იანი წლებიდან [23].

მიუხედავად იმისა, რომ თერმული დამუშავებით მაღალმტკიცე (მაღალი სიმტკიცის) თუჯის წარმოების თეორიის ნაწილში საბჭოთა მეცნიერთა ნამუშევრები საკმაოდ დიდი ხნის წინ (ჯერ კიდევ მე-20 საუკუნის 50-იან

წლებიდან) არის ცნობილი, ვერც სსრკ-ში და შემდგომ, ვერც დსთ-ში „აუსტემპერინგი“ ფართოდ ვერ დაინერგა შესაბამისი ტექნოლოგიური მოწყობილობის სირთულის გამო [23].

იზოთერმული წრთობისათვის აუცილებელია დეტალის გახურება 800-930 °C ტემპერატურამდე და შემდგომი წრთობა მარილაბაზანაში (გამდნარი მარილის აბაზანაში), რისთვისაც საჭიროა ღუმლისა და მარილის ტემპერატურის ძალიან მკაცრი დაცვა [23].

თანამედროვე მოწყობილობის გამოყენებით იზოთერმული წრთობა გამდნარი მარილის ტემპერატურის 160-350 °C-ის ფარგლებში შენარჩუნებით შეიძლება ჩაუტარდეს 850×850×1100 მმ ზომების დეტალებს საერთო მასით 1500 კგ [23].

იზოთერმული განმტკიცების შედეგად მნიშვნელოვნად უმჯობესდება მასალის მექანიკური მახასიათებლები. იზოთერმული პროცესის პარამეტრებისაგან დამოკიდებულებით მიიღება „ზედა“ ან „ქვედა“ ბენიტის სტრუქტურები და მექანიკურ თვისებათა შემდეგი მაჩვენებლები: სიმტკიცის ზღვარი გაჭიმვაზე (გაგლეჯაზე) σ_B ანუ $\sigma_B=900\div 1500$ მეგაპასკალი (მგპა) ანუ ნიუტონი კვადრატულ მილიმეტრზე (ნმმ²), დენადობის პირობითი ზღვარი $\sigma_{0.2}=600\div 1100$ მგპა, ფარდობითი წაგრძელება $\delta=2\div 18\%$, სისალე (ბრინელის ერთეულებში) HB=300...500 [23].

„აუსტემპერინგი“ ფართოდ გამოიყენება მაღალმტკიცე (მაღალი სიმტკიცის) სფერულგრაფიტისანი თუჯის ისეთი ნაკეთობების დასამზადებლად, რომლებიც მუშაობენ დიდი დატვირთვებისა და ცვეთის პირობებში, კერძოდ, კბილანების, მუხლა ლილვების, ვარსკვლავების, ფრეზბურღების, მიწის სათხრელი მანქანების კბილებისათვის და სხვა [23].

იზოთერმულად ნაწრთობი თუჯისა და მაღალი სისალის (400 HB და მეტი) ლეგირებული ფოლადებისაგან დამზადებულ მოხახუნე წყვილებში გამოყენებული ფრიქციული ნაკეთობების ცვეთამედეგობა დაახლოებით 5-ჯერ აღემატება „ფოლადი – ფოლადზე“ მოხახუნე წყვილის ცვეთამედეგობას [23].

გამდნარ მარილში წრთობის გამოყენება შეიძლება იარაღების (ინსტრუ-

მენტებისა) და შტამპების წარმოებისას. საიარალო ფოლადების იზოთერმული წრთობისას ღებულობენ სისალით მარტენსიტთან მიახლოებულ, მაგრამ უფრო დიდი დარტყმითი სიბლანტისა და სიმტკიცის ნემსისებური ტროსტიტის სტრუქტურას, რომლისათვის მოშვების ჩატარება აღარ არის საჭირო, რადგან დეტალები შინაგანი ძაბვებისაგან თავისუფალია და არ გააჩნიათ ბზარები [23].

1.4. ბეინიტური გარდაქმნა

ნახშირბადიან ფოლადებში ბეინიტური გარდაქმნა ხდება C მრუდის ქვევით, დაახლოებით 500-250°C ინტერვალში. მას ეწოდება აგრეთვე შუალედური, რადგან პერლიტური და მარტენსიტულ გარდაქმნებს შორის მიმდინარეობს. ამ გარდაქმნის კინეტიკა და მიღებული სტრუქტურები ატარებენ დიფუზიური – პერლიტური და არადიფუზიური – მარტენსიტული გარდაქმნების კინეტიკისა და სტრუქტურის კვლებს.

ტერმინები – „ზედა ბეინიტი“ და „ქვედა ბეინიტი“ იხმარება 1939 წლიდან. სმიტმა და მეჰელმა ზედა ბეინიტისათვის შემოიღეს ტერმინი „ფრთისებრი ბეინიტი“, რომელიც უპირატესად ფორმირდება აუსტენიტის საზღვრებთან. დადგენილი იქნა, რომ ორივე – ზედა და ქვედა ბეინიტი შედგება პარალელური ფირფიტების კონებისაგან, რომელიც შემდეგ მოინათლა როგორც „ბეინიტის კონები“.

1.5. ბეინიტის აგებულება

ბეინიტურ გარდაქმნის შედეგად წარმოიქმნა α ფაზის (ფერიტის) და კარბიდის ნარევი, რომელსაც ბეინიტი ეწოდება. ბეინიტის კარბიდს არ აქვს პერლიტისთვის დამახასიათებელი ფირფიტოვანი აგებულება. კარბიდული ნაწილაკები ბეინიტში ძალზე დისპერსიული სახით არიან წარმოდგენილი და მათი აღმოჩენა მხოლოდ ელექტრონული მიკროსკოპითაა შესაძლებელი.

შუალედური გარდაქმნის ზედა და ქვედა ბეინიტს შორის პირობითი საზღვარი 350°C-ს შეადგეს. პირველი ფრთისებრი აგებულებისაა, მეორე კი – ნემსისებრ-მარტენსიტული. ქვედა ბეინიტი მიკროსტრუქტურულად მწელი გასარჩევია მოშვებული მარტენსიტისგან.

ზედა ბეინიტი ქვედასაგან მკვეთრად განსხვავდება კარბიდული ფაზის განაწილების ხასიათით. ელექტრონული მიკროსკოპით ჩატარებულმა კვლევებმა აჩვენა, რომ ზედა ბეინიტში კარბიდული ნაწილაკები განლაგებულია ფერიტის ფირფიტების საზღვრებშიც და ფირფიტებშიც, მაშინ როდესაც ქვედა ბეინიტში კარბიდული ნაწილაკები მხოლოდ α ფაზის შიგნით არიან განლაგებულნი.

გადაცივებული აუსტენიტის იზოთერმული გარდაქმნის პროდუქტები შუალედურ ტემპერატურულ ინტერვალში თავისი ფიზიკური თვისებებით, შედგენილობითა და ფიზური სტრუქტურით ახლოსაა ნაწრთობი ფოლადის მარტენსიტის მოშვების პროდუქტებთან, როდესაც ბეინიტური გარდაქმნისა და მოშვების ტემპერატურები ერთნირია. ფერიტული ფაზა ბეინიტში წარმოადგენს ნახშირბადის გადაჯერებულ ხსნარს α რკინაში.

კარბიდული ფაზა ზედა ბეინიტში არის ცემენტიტი, ქვედა ბეინიტში – ϵ -კარბიდი, რომელიც დაყოვნების ხანგრძლივობის გაზრდით ისევე, როგორც ფოლადის მოშვებისას, გარდაიქმნება ცემენტიტად.

1.6. ბეინიტური გარდაქმნის კინეტიკა

ტემპერატურათა ბეინიტურ ინტერვალში, ისევე როგორც პერლიტურში, გადაცივებული აუსტენიტი იწყებს დაშლას გარკვეული ინკუბაციური პერიოდის შემდეგ. ნახშირბადიანი ფოლადის იზოთერმული დაშლის დი-აგრამაზე ბეინიტური გარდაქმნა პერლიტურისაგან არაა განცალკევებული: ინკუბაციური პერიოდის დამოკიდებულება ტემპერატურაზე გამოსახულია ერთი „C” მრუდით.

ნახშირბადიანი ფოლადების ინკუბაციური პერიოდის მინიმუმი იმყოფება პერლიტურ არეში. მრუდის მოხრის ქვემოთ იზოთერმული გარდაქმნის ტემპერატურის შემცირებით შეინიშნება პერლიტური არედან ბეინიტურში თანდათანობითი გადასვლა (მაგალითად, 0,9%C შემცველობის ფოლადში 530-470°C ინტერვალში). ამ შემთხვევაში ჯერ ხდება ბეინიტური გარდაქმნა, შემდეგ კი, იზოთერმული დაყოვნების ხანგრძლივობის გაზრდისას – პერლიტური, რის შედეგადაც სტრუქტურა შედგება ზედა ბეინი-

ტისა და თხელფირფიტოვანი პერლიტისაგან. გარდაქმნის ტემპერატურის შემცირებით პერლიტის წილი მცირდება და „C“ მრუდის მოხრის ქვევით გარკვეული ტემპერატურის შემდეგ წარმოიქმნება მხოლოდ ბეინიტი.

ბეინიტური გარდაქმნის პერლიტურისაგან გამოყოფა ძალიან კარგად ვლინდება ლეგირებული ფოლადების აუსტენიტის იზოთერმული დაშლის დიაგრამაზე. კარბიდწარმოქმნელი ელემენტებით (Cr, W, Mo და სხვ.) ლეგირებული ფოლადების იზოთერმული დაშლის დიაგრამაზე პერლიტური დაშლის „C“ მრუდის ქვევით იმყოფება ბეინიტური გარდაქმნების დაწყებისა და დამთავრების „C“ მრუდები.

ამ ფოლადებში 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.

მაღალლეგირებულ ფოლადებში პერლიტური და ბეინიტური გარდაქმნების „C“ მრუდები ერთმანეთისგან შეიძლება გამოყოფილი იქნენ გადაცივებული აუსტენიტის მაღალი მდგრადობის ტემპერატურული ინტერვლით, რომელშიც აუსტენიტი პერლიტად მრავალი საათის განმავლობაში არ გარდაიქმნება, ხოლო ბეინიტური გარდაქმნებისათვის გადაცივება ჯერ კიდევ არასაკმარისია.

ბეინიტური გარდაქმნის კინეტიკა პერლიტური გარდაქმნის კინეტიკის მსგავსია არა მხოლოდ ინკუბაციური პერიოდის არსებობის გამო, არამედ იზოთერმული დაყოვნებისას მოცულობის ზრდის ხასიათითაც: აუსტენიტის გარდაქმნილი მოცულობის წილი თავიდან იზრდება აჩქარებულად, 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_T) გარდაქმნის დროსთან (τ) დამოკიდებულების შემდეგი გამოსახულებები იქნა მიღებული [24]:

- 1) $V_T = V_0[1 - \exp(-nv^3\tau^4\pi/3)]$ სფერული კრისტალების ზრდისათვის ა. ნ. კოლ-
მოგოროვის მიერ;
- 2) $V_T = V_0[1 - \exp(-2nv^3\tau^3)]$ კუბური კრისტალების ზრდისათვის ლ. ი. მირკინის
მიერ.

ამასთან, უხვადლეგირებულ ფოლადებში ბენიტურ გარდაქმნას აქვს მარტენსიტული გარდაქმნის დამახასიათებელი განსაკუთრებულობა – იგი არ მიდის აუსტენიტის სრულ დაშლამდე. ბენიტური გარდაქმნის დამთავრების „C“ მრუდის ყოველი წერტილი შეესაბამება ნარჩენი აუსტენიტის გარკვეულ რაოდენობას. ნარჩენი აუსტენიტის ნაწილის გადასვლა მარტენსიტში შესაძლებელია ფოლადის გაცივებისას ბენიტური გარდაქმნის ტემპერატურიდან ოთახის ტემპერატურამდე.

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

1.7. ბენიტური გარდაქმნის მექანიზმი

ბენიტურ გარდაქმნაში შედის შემდეგი ძირითადი პროცესები: ნახშირბადის გადანაწილება, გისოსის $\gamma \rightarrow \alpha$ გადაწყობა, კარბიდების გამოყოფა.

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

ბენიტური გარდაქმნის მექანიზმი, მისი კინეტიკის თავისებურება,

სიახლოვე როგორც პერლიტურ, ასევე მარტენსიტულ გარდაქმნებთან, შეიძლება შემდეგნაირად აიხსნას: ბეინიტური გარდაქმნა ხდება 500-450°C-ის ქვევით, ე. ი. რკინის რეკრისტალიზაციის ზღურბლის ქვევით, რაც ნიშნავს იმას, რომ ბეინიტურ ინტერვალში რკინის ატომების დიფუზიური გადაადგილება შეუძლებელი ხდება, 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 [5]. 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 ხდება $\gamma \rightarrow \alpha$ გარდაქმნა მარტენსიტული რეაქციით [7].

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 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 კრისტალების ზრდის სიჩქარე დამოკიდებულია ნახშირბადის ატომების დიფუზიურ მოცილებაზე. ამ ატომების მოცილებისას M_{∞} აუსტენიტში უშუალოდ α ფაზის მახლობლად მალა იწევს და მარტენსიტული გარდაქმნა $\gamma \rightarrow \alpha$ ხდება მოცემული ფოლადისთვის დამახასიათებელი M_{∞} წერტილის ზევით [8].

მარტენსიტული გარდაქმნის დროს ნახშირბადის კონცენტრაცია არ იცვლება, იცვლება მხოლოდ გისოსი და მიიღება გადაჯერებული α ხსნარი. ამიტომ $\gamma \rightarrow \alpha$ გარდაქმნის დამთავრებისთანავე იწყება კარბიდების

გამოყოფა (ცემენტიტი ან ϵ კარბიდი) ხსნარიდან ე.ი. ფაქტიურად ხდება მოშვება [4].

აუსტენიტის უბნებში, რომლებიც $\gamma \rightarrow \alpha$ გარდაქმნის წინ გამდიდრდნენ ნახშირბადით, შეიძლება გამოიყოს კარბიდები, რის შედეგადაც წამორიქმნება ნახშირბადით გაღარიბებული აუსტენიტის უბნები, სადაც ხდება $\gamma \rightarrow \alpha$ მარტენსიტული გარდაქმნა.

მალეგირებელი ელემენტები, რომლებიც წარმოქმნიან ჩანაცვლების ხსნარებს, ბენიტური გარდაქმნისას ვერ ასწრებენ გადანაწილებას და მათი შემცველობა ფერიტსა და აუსტენიტში ერთნაირია.

ქვედა და ზედა ბენიტის აგებულების განსხვავება დაკავშირებულია ნახშირბადის სხვადასხვა ძვრადობასთან ბენიტური გარდაქმნის ინტერვალის ზედა და ქვედა ნაწილებში.

ბენიტური გარდაქმნისას მაღალ ტემპერატურულ ინტერვალში α ფაზაში ნახშირბადის შემცველობა მცირეა, რადგან α/γ საზღვრის გადაადგილებისას ნახშირბადი ასწრებს აუსტენიტში გადასვლას და კარბიდების გამოყოფა ხდება პირდაპირ აუსტენიტიდან α ფაზის ფირფიტებს შორის, რის შედეგადაც მიიღება ზედა ბენიტი. დაბალ ტემპერატურებზე ნახშირბადის დაბალი ძვრადობის გამო ხდება α ფაზის გადაჯერება ნახშირბადით და კარბიდის ნაწილაკების გამოყოფა ხდება ფირფიტების შიგნით, ე.ი. მიიღება ქვედა ბენიტი.

1.8. ბენიტური ფოლადების მექანიკური თვისებები

სიმტკიცე: ბენიტის სიმტკიცე აღემატება პერლიტისას. ამასთან, მისი სიმტკიცის მახასიათებლები იზრდება იზოთერმული გარდაქმნის ტემპერატურის შემცირებით. ბენიტის ამალეებული სიმტკიცე განპირობებულია ფერიტის კრისტალების მცირე ზომებით, გამოყოფილი კარბიდის დისპერსიულობით, ნახშირბადის ატომებით დამაგრებული დისლოკაციების რაოდენობის ზრდით, ნახშირბადითა და მალეგირებელი ელემენტებით ფერიტის გისოსის დამახინჯებით.

ბენიტის დენადობის ზღვრის დამოკიდებულება ფერიტის

კრისტალების ზომასთან დაკავშირებულია ჰოლი-პეტჩის თანაფარდობით, რადაგან, α -კრისტალების საზღვრები დისლოკაციებისათვის წარმოადგენენ გარკვეულ ბარიერებს [25]. იზოთრმული გარდაქმნის ტემპერატურის შემცირების გამო ხდება ფერიტის დაწვრილმარცვლოვანება, რაც ბეინიტის სიმტკიცის გაზრდის ერთ-ერთი მთავარი მიზეზია.

α ფაზაში არსებული კარბიდის ნაწილაკები მით უფრო ეფექტურად ამუხრუჭებენ დისლოკაციების მოძრაობას, რაც მეტია მათი რაოდენობა და რა უფორ თანაბრადაა ისინი განაწილებული. ზედა ბეინიტში კარბიდული ჩანართები უმთავრესად, როგორც ეს ზემოთაა აღნიშნული, განლაგებულია ფერიტის მარცვლების საზღვრებში, რის გამოც განმტკიცებაში მათი შეტანილი წვლილი უმნიშვნელოა. ბეინიტური გარდაქმნის ტემპერატურის შემცირებით კარბიდების დისპერსიულობა იზრდება და, რამდენადაც დიფუზიური პროცესების ინტენსიურობა მკვეთრად კლებულობს, გამოყოფილი დისპერსიული კარბიდების დიდი წილი ვერ ასწრებს მარცვლის საზღვრებამდე გადაადგილებას და აქ უშუალოდ საზღვართან გამოყოფილი კარბიდული ნაწილაკების მცირე რაოდენობა იყრის თავს და, ამრიგად, მარცვლის მთელ მოცულობაში თანაბრად განაწილებული კარბიდის დისპერსიული ნაწილაკებით არმირებული ფერიტის სიმტკიცე იზრდება.

სისალე: ბეინიტის სისალე წრფივად იზრდება ნახშირბადის კონცენტრაციის გაზრდის შესაბამისად, რაც რაოდენობრივად განსხვავებულია სისალის ზრდისაგან ნახშირბადით ზენაჯერ მარტენსიტის შემთხვევაში. აუსტენიზაციის ტემპერატურა არ ახდენს გავლენას სისალეზე, ვიდრე ის არაა საკმაოდ მაღალი, რომელიც უზრუნველყოფს კარბიდების მთლიან გახსნას [26].

შერეული მიკროსტრუქტურისათვის სისალე დამოკიდებულია გარდაქმნის ტემპერატურასა და შედგენილობაზე. ეს გამოწვეულია იმით, რომ ნარჩენი აუსტენიტის სტაბილურობა მარტენსიტული გარდაქმნისადმი იცვლება ნახშირბადის კონცენტრაციის შესაბამისად, რომლის ზღვრული მნიშვნელობა დამოკიდებულია გარდაქმნის ტემპერატურაზე.

მაღალლეგირებულ ფოლადებში ფაზური გარდაქმნები წარმოუდგენლად ნელა მიმდინარეობს ბეინიტის საწყისი Bs ტემპერატურის ქვევით. აქედან გამომდინარე, ბეინიტური გარდაქმნისას ნებისმიერი გარდაუქმნელი აუსტენიტი ან იშლება მოშვებულ მარტენსიტად, ან რჩება გარდაუქმნელი. დაბლლეგირებულ ფოლადებში ნარჩენ აუსტენიტს შეუძლია გარდაიქმნეს რაიმე ფორმის პერლიტად. ეს მეორადი გარდაქმნები დდი ხნის მანძილზე ცნობილი იყო, რომ გავლენას ახდენდნენ მიკროსტრუქტურის სისაღეზე, თუმცა ჯერ კიდევ 1946 წელს ლიმანმა და ტროიანომ შეამჩნიეს, რომ Fe-Cr-C შენადნობებისათვის 0,08% C შემცველი შენადნობის სისაღეზე იზოთერმული გარდაქმნის ტემპერატურა გავლენას ვერ ახდენდა [27].

ნახშირბადის დაბალი შემცველობა უზრუნველყოფდა მიკროსტრუქტურის მთლიანად ბეინიტურობას ყველა შესწავლილი ტემპერატურისათვის, რაც მაღალნახშირბადიანი ფოლადის საპირისპირო სურათია, სადაც სისაღე თავიდან მცირდება გარდაქმნის ტემპერატურის შემცირებით. ეს იმიტომ ხდება, რომ ბეინიტის წილი იზრდება ისეთი ნარჩენი ფაზების ხარჯზე, როგორებიცაა მარტენსიტი და არაორდინარული პერლიტი. ეს ხდება მიუხედავად იმისა, რომ ბეინიტური ფერიტის დისლოკაციური სიმკვრივე იზრდება გარდაქმნის ტემპერატურის შემცირებით [28]. სტრუქტურული მდგენელების მარტენსიტის, პერლიტის რაოდენობის შემცირება აკომპენსირებს დისლოკაციების სიმკვრივის ზრდას.

იზოთერმული გარდაქმნით მიღებული ბეინიტისა და პერლიტის შერეულ მიკროსტრუქტურაში ბეინიტის მიკროსისაღე აღმოჩნდა პერლიტისაზე ნაკლები. ასეთი სურათია მაშინაც, როდესაც პერლიტი და ბეინიტი ერთი და იგივე ტემპერატურაზე იყვნენ წარმოქმნილი. ეს ადვილი ასახსნელია, თუ მხედველობაში მივიღებთ, რომ პერლიტი იზრდება ნახშირბადით გმდიდრებული აუსტენიტიდან და ამიტომ შეიცავს ბევრად მეტ ცემენტიტს, ვიდრე ბეინიტი. ბეინიტის სისაღე უგრძობელია აუსტენიტის მარცვლის ზომისადმი მაშინაც კი, როდესაც ეს უკანასკნელი გავლენას ახდენს ბეინიტის კონის სისქეზე [30].

ეს მოსალოდნელი იყო, რამდენადაც, ბეინიტის სუბაგრეგატების ზომა აუსტენიტის მარცვლის ზომის ძლიერ გავლენას განიცდის. რადგანაც სუბაგრეგატები ბევრად მცირე ზომის არიან, ისინი მნიშვნელოვან გავლენას ახდენენ სიმტკიცეზე. იგივე მიზეზით მთლიანად ბეინიტური მიკროსტრუქტურის სისაღე უგრძობია აუსტენიზაციის ტემპერატურისადმი [27, 30].

პლასტიკურობა: ჯერ კიდევ 1957 წელს იყო აღნიშნული [31], რომ დაბალნახშირბადიანი ბეინიტური ან მარტენსიტული ფოლადები ყოველთვის აჩვენებენ მაღალ პლასტიკურობას გაჭიმვაზე გამოცდის დროს, მათი იდენტური სიმტკიცის ნახშირბადის მაღალი შემცველობის ნიმუშებთან შედარებით იგივე ავტორთა შემდგომმა გამოკვლევებმა დაადასტურეს, რომ პლასტიკურობის გაუმჯობესება შესაძლებელია მთლიანად ბეინიტურ სტრუქტურაში ნახშირბადის შემცველობის შემცირებით, მაშინ, როდესაც სიმტკიცის შენარჩუნებისათვის გამოიყენება ჩანაცვლების მყარი ხსნარით განმტკიცება. კარბიდული ნაწილაკების რიცხვი ერთეულ მოცულობაში იზრდება ბეინიტური ფოლადების ნახშირბადის შემცველობის მიხედვით. ამრიგად, ნახშირბადის შემცველობის გაზრდით პლასტიკურობა უნდა შემცირდეს მაშინაც კი, როცა სიმტკიცე მუდმივი რჩება ან მცირდება.

სიცარიელების ჩანასახი ახდენს მარტენსიტის მყიფე ნგრევის ინიცირებას. დაბალნახშირბადიანი მთლიანად ბეინიტური ფოლადების წაგრძელება ყოველთვის აღემატება იგივე სიმტკიცის მოშვებული მარტენსიტისას, მაშინ, როდესაც მაღალნახშირბადიანის შემთხვევაში სურათი შებრუნებულია [27].

ორივე საერთო წაგრძელება და მისი პლასტიკური კომპონენტი, აღწევს მაქსიმუმს, როგორც ნარჩენი აუსტენიტის წილის ფუნქცია, როდესაც უკანასკნელი იცვლება ბეინიტურ ფერიტში იზოთერმული გარდაქმნის ხარისხის ცვლილებით [19].

პლასტიკურ და საერთო წაგრძელებას შორის განსხვავება მცირდება ნარჩენი აუსტენიტის ოპტიმალური მოცულობის მიღწევისას, ამ უკანასკნელის შემდგომი ზრდა დაკავშირებულია გამჭიმავ რღვევასთან, რომელსაც ადგილი ყელის წარმოქმნის არასტაბილურობის წინ, როდესაც პლასტიკურ

და საერთო წაგრძელებას შორის განსხვავება ქრება.

უკეთესი წაგრძელება შეინიშნება, როდესაც ნარჩენი აუსტენიტი იმყოფება უმთავრესად აფსკების სახით ბეინიტის სუბაგრეგატებს შორის, ვიდრე ბეინიტის კორებს შორის დაბლოკილი რეგიონების სახით [19].

აუსტენიტის ოპტიმალური შემცველობა იზრდება გარდაქმნის ტემპერატურის შემცირებით. იმავე მიზეზით წაგრძელება ნაკლებადმგრძობიარე ხდება ნარჩენი აუსტენიტის შემცველობისადმი გარდაქმნის ტემპერატურის შემცირებით. მიუხედავად იმისა, რომ მექანიკურად არასტაბილური აუსტენიტი იწვევს ბეინიტური ფოლადების დარტყმის სიბლანტის შემცირებას, პლასტიკურობა იზრდება TRIP-ეფექტების წყალობით დეფორმაციის დაბალი სიჩქარის პირობებში [18, 20].

დარტყმითი სიბლანტე: დარტყმის სიბლანტე გულისხმობს ნიმუშის ნგრევისას შთანთქმული ენერჯის გაზომვას. გაზომვას ხშირად ახდენენ ჩაჭრილ ნიმუშებზე, რომელთაგან ყველაზე მიღებულია შარპის სინჯი. ის ახდენს ძაბვის კონცენტრაციას, აძლიერებს პლასტიკურ წინაღობას და მყიფე ნგრევის ალბათობას ზრდის.

გამოცდას ატარებენ ტემპერატურულ ინტერვალში. მიიღება დარტყმითი სიბლანტის დამოკიდებულება გამოცდის ტემპერატურის მიხედვით. მრუდის მაღალ ტემპერატურებზე მიღებული ბაქანი შეესაბამება პლასტიკურ ნგრევას. ქვედა ბაქანი კი შეესაბამება ლითონის გამყიფებას–მყიფე ნგრევას. ამ ორ ბაქანს შორის რღვევას–ნგრევას შერეული ხასიათი აქვს (სახეზეა მყიფე და პლასტიკური ნგრევის გარდამავალი რეგიონი).

გამყიფების ზღურბლად ითვლება გამოცდის ის ტემპერატურა, როდესაც რღვევის რელიეფში მყიფე და ბლანტი მდგენელების რაოდენობა ერთმანეთის ტოლია. ზღურბლის ქვევით ლითონის გამოყენება სასურველი არ არის ამიტომ, რომ მყიფე ნგრევა სრულდება სწრაფად და მოულოდნელად.

ირვინმა და პიკერინგმა შეისწავლეს ნორმალიზებული დაბალნახ-შირბადიანი ბეინიტური ფოლადის დარტყმის სიბლანტე, რომელთა ნიმუ-

შეზღვევის უზრუნველყოფის იყო ქვევცუტექტოიდური ფერიტისაგან და თითქმის თავისუფალი მარტენსიტისაგან [17].

ნახშირბადისა და ჩანაცვლებული კომპონენტების დაბალი კონცენტრაციების კომბინაცია, ცემენტის გამოყოფის სიადვილე და უწყვეტი გაცივებით თერმული დამუშავება ბენიტურ რეაქციას საშუალებას აძლევს დახარჯოს მთელი აუსტენიტი.

რბილი, ზედა ბენიტის დარტყმის სიბლანტე აღმოჩნდა უგრძობი ერთსაათიანი მოშვებისადმი 925K-ზე, ვიდრე ფერიტი დარჩა ფირფიტების ფორმით. ზედა ბენიტი მიღებული იყო მაღალ ტემპერატურაზე გარდაქმნით, სადაც მოშვებას ადგილი აქვს გარდაქმნის პერიოდში ისე, რომ მისი შემდგომი გავლენა მიკროსტრუქტურაზე უმნიშვნელო იყო.

უფრო მაღალი სიმტკიცის მიღება შეიძლება ქვედა ბენიტზე გარდაქმნისას, რომელსაც კარგი დარტყმის სიბლანტე აქვს ზედა ბენიტთან შედარებით, რაც გამოწვეულია ქვედა ბენიტში კარბიდის ნაწილაკების უფრო მაღალი დისპერსიულობით და თანაბარი განაწილებით.

განვიხილოთ მიკრობზარის ჩანასახი C სიგრძის გრიფიტის ბზარის სახით. რღვევის ძაბვა

$$\sigma_F = \left[\frac{4E\sigma_P}{\pi(1-V^2)C} \right]^{\frac{1}{2}}$$

სადაც E არის იუნგის მოდული ფერიტისათვის;

V – მისი პუასონის კოეფიციენტი;

σ_P – ნგრევის პლასტიკური მუშაობა ბზარის ზედაპირის ერთეულ ფართობზე.

თუ C-ს მივიღებთ კარბიდის ნაწილაკის სისქის C_0 -ის ტოლად, მაშინ ნგრევის ძაბვა აღმოჩნდება, რომ იცვლება როგორც $C_0^{\frac{1}{2}}$. ამ დამოკიდებულების დეტალები, რა თქმა უნდა, იცვლება კარბიდის ნაწილაკების ფორმის მიხედვით, მაგრამ მთავარი დამოკიდებულება σ_F -სა და C-ს შორის იგივე რჩება. მაგალითად, ფერიტისა და სფერული ფორმის კარბიდების ნარევის განხილვისას ფერიტში მყიფე ნგრევის გავრცელებისათვის აუცილებელი σ_F

მაზვა იქნება [22]:

$$\sigma_F = \left[\frac{4E\sigma_P}{(1-V^2)C_d} \right]^{\frac{1}{2}}$$

სადაც C_d არის სფეროიდული კარბიდის ნაწილაკის გავლენით მიღებული ბზარის დიამეტრი.

ბზარის C სიგრძის იდენტიფიკაცია კარბიდის ნაწილაკის C_0 სისქესთან არის აუცილებელი დაშვება, რომელიც შეიძლება ექსპერიმენტულად დადასტურდეს ტოლლერმა ფერიტისა და ცემენტიტის ნაწილაკების მიკროსტრუქტურების შემცველი რბილი ფოლადებისათვის.

ეს არის კარბიდით კონტროლირებადი რღვევის მექანიზმი, რომლის ალტერნატიული შესაძლებლობაც არის მარცვლის ზომით კონტროლირებადი მექანიზმი, რომელშიც ნგრევის ძაბვა საჭიროა მარცვლების განივად რღვევის გასაზრცელებლად. მაშინ C პარამეტრი იდენტიფიცირებული იქნება მარცვლის ზომის სიდიდესთან და ბეინიტის შემთხვევაში, კონის ზომასთან.

მოცემული მაქსიმალური ძაბვისათვის ბეინიტის დარტყმითი სიბლანტე ყოველთვის უფრო დაბალი იყო, ვიდრე მოშვებული მარტენსიტის. ნგრევის ძაბვა σ_F ყველა შემთხვევაში აღმოჩნდა დამოუკიდებელი გამოცდის ტემპერატურისაგან, მაგრამ ბეინიტს ჰქონდა უფრო დაბალი σ_F , ვიდრე მარტენსიტს.

ბეინიტური ფოლადების დადლილობა: დადლილობის ზღვარი არის ძაბვა, რომლის ქვევითაც დადლილობის ბზარი არასოდეს განვითარდება და ჩვეულებრივ, გამოწვეულია დინამიკური დეფორმაციული დაბერებით, როდესაც მობილური დისლოკაციები დაბმულია ჩანერგილი კომპონენტებით.

დადლილობაზე გამოცდა შეიძლება ჩატარდეს მთელი ციკლების პერიოდში ძაბვის ამპლიტუდის მუდმივობისას, ან ყოველი ციკლისათვის პლასტიკური დეფორმაციის დაფიქსირებით. გამოცდის შერჩევა დამოკიდებულია მოთხოვნის პირობებზე, მაგრამ ორი სახის გამოცდას შეუძლია მოგვცეს განსხვავებული ინფორმაცია მიკროსტრუქტურისა და დადლილობის დამოკიდებულების შესახებ.

როდესაც დეფორმაცია ერთ ციკლზე ფიქსირებული რიცხვია, დეფორმაციისათვის საჭირო ცვლადი ძაბვის ამპლიტუდა იზრდება ციკლების რიცხვის გაზრდით, რადგან მასალა სალდება დაღლილობაზე გამოცდის პერიოდში. მრავალი ციკლის შემდეგ მასალა ბოლოს და ბოლოს მიაღწევს გაჯერების დონეს, რომლის შემდეგაც ციკლური ძაბვის ამპლიტუდა σ_a დაღლილობაზე გამოცდისას აღარ იცვლება ციკლთა რიცხვის გაზრდით.

გამოცდისათვის, რომელშიც ცვლადი ძაბვის ამპლიტუდა მუდმივია, პლასტიკური დეფორმაცია ერთ ციკლზე მცირდება მასალის ციკლური განმტკიცების მიხედვით, ვიდრე იგი, ბოლოს და ბოლოს, არ მიაღწევს მიახლოებით მუდმივ სიდიდეს.

ციკლურ განმტკიცებაში σ_a არის მუდმივი, მაგრამ დენადობის მყისიერი ძაბვა σ_{iY} გამოცდის ცალკეულ საფეხურზე იზრდება ციკლური განმტკიცების შედეგად, რამდენადაც თავისუფალი დაცურების საშუალო ფართობი A_s დისლოკაციებისათვის მცირდება. σ_{iY} ბოლოსდაბოლოს აღწევს გაჯერებულ σ_s მნიშვნელობას და ამ საფეხურთან A_s რჩება დაახლოებით მუდმივი.

შეიძლება ჩაითვალოს, რომ გამოყენებული ფოლადი შეიცავს სუბკრიტიკულ ბზარებს, მაშინ კომპონენტის ხანმდეგობა დამოკიდებულია სიჩქარეზე, რომლითაც ამ ბზარებს შეუძლიათ ნელი ზრდა კრიტიკულ ზომამდე, რომელზედაც ხდება მასალის კატოსტროფული ნგრევა. თუ ბზარის წვერთან პლასტიკური ზონა მცირეა, ნიმუშის დამახასიათებელ ზომებთან შედარებით, მაშინ წვერის ირგვლივ მყოფი მასალა დრეკადობას ამჟღავნებს.

ხაზობრივი დრეკადი ნგრევის მექანიკის გამოყენება შეიძლება ძაბვის ინტენსიურობის ინტერვალის ΔK -ს გამოსათვლელად, რომელიც ფიქსირდება ბზარის წვერთან ცვლადი ძაბვის წყალობით.

ძაბვის ინტენსიურობის ინტერვალის დაკავშირებული იქნეს ბზარის ზრდის სიჩქარესთან $\frac{da}{dN}$, რომელიც არის ბზარის ფრონტის გადაადგილების საშუალო მანძილი ერთი ციკლისათვის.

ექსპერიმენტმა აჩვენა, რომ არსებობს ΔK -ს მინიმალური მნიშვნელო-

ბა, რომლის ქვევითაც სუბკრიტიკული ბზარები არ ვრცელდება. ბზარის ფრონტის საშუალო გადაადგილება ზოგჯერ ნაკლებია ატომთშორის ბიჯზე ერთი ციკლისათვის და დადლილობით გამოწვეულ მარტენსიტულ გარდაქმნას თან ახლავს მკვეთრი ციკლური განმტკიცება.

ამის დასადასტურებლად 0,5% Cr-ის, 0,5% Mo-ის 0,25%V-ის შემცველ ფოლადში დისპერსიულად განმტკიცებულმა მსხვილმარცვლოვანმა ფერიტულმა სტრუქტურამ გამოამჟღავნა მნიშვნელოვნად დაბალი დადლილობის ზრდის სიჩქარე ΔK_{II} -ის ახლოს, ვიდრე მაღალი სიმტკიცის ბენიტურმა და მარტენსიტურმა სტრუქტურებმა იმავე შენადნობში. ყველა შემთხვევაში ბზარის გზა აღმოჩნდა მარცვლებზე გამავალი [24].

1.9. ბენიტური თუჯები

ბენიტური თუჯის სტრუქტურა პირველად ინგლისში მიიღეს [25-29]. იგი მიეკუთვნება ისეთ თუჯებს, რომელთა მექანიკური თვისებები განპირობებულია ლითონური მატრიცის ხასიათით.

ასეთი სტრუქტურის მიღება შეიძლება პერლიტური თუჯის თერმული დამუშავებით. მაგრამ, საერთო ჯამში, უფრო მიზანშეწონილია მალეგირებელი ელემენტების შეყვანა (პირველ რიგში მოლიბდენის, ნიკელის, სპილენძისა და სხვა).

მალეგირებელი ელემენტის შემცველობა ისე აიღება, რომ იგი ნაკლები იყოს, ვიდრე ეს აუცილებელია მარტენსიტული ან აუსტენიტური სტრუქტურის მისაღებად, მაგრამ მეტი, ვიდრე საჭიროა სიმტკიცის მახასიათებლების გასაზრდელად. მალეგირებელი ელემენტების დოზირებას ახდენენ იმგვარად, რომ მოცემული სიჩქარით გაცივების პირობებში აუსტენიტური გარდაქმნა, რომლის დროსაც წარმოიქმნება ნემსისებური სტრუქტურა, მიმდინარეობდეს $480-260^{\circ}\text{C}$ ზღვრებში.

თხელკედლიანი სხმულის შემთხვევაში ასეთი სტრუქტურის მიღება შედარებით ადვილია, მაგრამ, სქელკედლიანის შემთხვევაში დაკავშირებულია სიმძნელებთან. სხმულ მდგომარეობაში ამ ტიპის თუჯს აქვს მექანიკური თვისებების რამდენადმე უკეთესი მახასიათებლები.

ბენიტური სტრუქტურის თუჯი ბევრად მაღალი სიბლანტით ხასიათდება, ვიდრე პერლიტური და მაღალი სისალის $\approx 300\text{HB}$ მიუხედავად ჭრით კარგად მუშავდება. ნარჩენი აუსტენიტი უზრუნველყოფს ამალღებულ ცვეთამდედგობას. მალეგირებელი ელემენტები კომპოზიციაში შემდეგი რაოდენობით შეიძლება იქნეს შეყვანილი [29]:

მოლიბდენი 0,7–1,0% წვრილი ფრაქციის სახით ციკხვში ლითონის ჩასხმისას;

ნიკელი: შეიძლება შეყვანილი იქნეს კაზმში ან გრანულირებული – ციკხვში;

სპილენძი: 40მმ–მდე კედლის სისქის სხმულებისათვის ნიკელი შეიძლება შეიცვალოს იგივე რაოდენობის სპილენძით, მაგრამ არა უმეტეს 1,5%. სხმულის გაზრდილი კედლის სისქის შემთხვევაში, როდესაც თუჯში საჭიროა 1,5%–ზე მეტი ნიკელი, პირველი 1,5% შეიძლება შეიცვალოს სპილენძით, დანარჩენი კი მიეცემა ნიკელის სახით. სპილენძი შეჰყავთ ციკხვში ლითონის ჩასხმისას.

ქრომი: 0,3%–ზე ნაკლები. მაგნიუმი: 0,3%–ზე ნაკლები.

განხილული ტიპის თუჯების სამსხმელო თვისებები ჩვეულებრივი თუჯების ანალოგიურია, რომლებიც იგივე რაოდენობის სილიციუმსა და ნახშირბადს შეიცავენ. ყალიბიდან სხმულს გამობერტყავენ ცივ მდგომარეობაში. გამობერტყვის ტემპერატურა არავითარ შემთხვევაში არ უნდა აღემატებოდეს 300°C . ჩვეულებრივ მიმართავენ 5 საათიან მოწვას $300\text{--}350^{\circ}\text{C}$ -ზე, შემდგომი ნელი გაცივებით. სხმულის კედლის სისქის 50მმ-ის ზევით გაზრდის შემთხვევაში მოწვის ხანგრძლივობა იზრდება 1 საათით ყოველ 25მმ-ზე. თერმული დამუშავებით უმჯობესდება დამუშავებადობა ისე, რომ თითქმის არ მცირდება სისალე და, როგორც ადრე იყო აღნიშნული, შესამჩნევად იზრდება სიმტკიცე და სიბლანტე.

ყოველ ქიმიურ შედგენილობას, განსაკუთრებით მალეგირებელი ელემენტების დამოკიდებულებით, შეესაბამება სრულიად განსაზღვრული გაცივების სიჩქარე ანუ სხმულის კედლის სისქე, რომელზეც იქმნება

ნემსისებური შუალედური სტრუქტურის მიღების ოპტიმალური პირობები.

სფერულგრაფიტის თუჯის მექანიკური თვისებების ასამაღლებლად, გარდა სხვადასხვა ელემენტებით ლეგირებისა, მიმართავენ თერმული დამუშავების სხვადასხვა რეჟიმს. მაგ., ნორმალიზაციას ($900\text{--}950^{\circ}\text{C}$ -მდე გახურება დაყოვნება და შემდგომი ჰაერზე გაცივება), რომლის შედეგადაც სხმულის სიმტკიცე და სისალე იზრდება, მაგრამ შესამჩნევად მცირდება პლასტიკურობის მაჩვენებლები. პლასტიკურობის შემცირებას იწვევს გაცივებისას მარცვლის საზღვრებში გამოყოფილი დისპერსიული კარბიდები. აქედან გამომდინარე, ნორმალიზაციის რეჟიმის ოპტიმიზაციისათვის აუსტენიზაციას ატარებენ მაღალ ტემპერატურაზე, ლითონური ფუძის ჰომოგენიზაციის მიზნით [23].

აუსტენიტის პერლიტად დაშლის ზედა ტემპერატურული საზღვრის განსასაზღვრავად გამოიყენება დიაგრამები, რომლებიც აჩვენებენ, რომ პერლიტურ გარდაქმნას ყოველთვის წინ უსწრებს ევტექტოიდური დაშლის $A \rightarrow \Phi + \Gamma$ რეაქცია. თუ აუსტენიტის გარდაქმნის ტემპერატურა მცირდება, იზრდება ფერიტული სტრუქტურული შემადგენლობის რაოდენობა, რომლის დროსაც სიმტკიცისა და სისალის მაჩვენებლები მცირდება. მაგ: $780\text{--}790^{\circ}\text{C}$ -ზე დაყოვნებით სიმტკიცე იმდენად მცირდება, რომ სიბლანტის გაზრდა აღარ წარმოადგენს საკმარის კომპენსაციას.

აქედან გამომდინარე, სუფთა ფერიტული ან პერლიტური სტრუქტურის მქონდე თუჯის სიმტკიცის შეცვლის შესაძლებლობები ლითონური ფუძის მარცვლების ზომის შემცირებით შეზღუდულია. სიმტკიცისა და სიბლანტის ამაღლება, როგორც ეს ზევით იყო აღნიშნული, შესაძლებელია თუჯის ლეგირებით და ასევე, ბენიტურ სტრუქტურაზე იზოთერმული წრთობით მარილის აბაზანაში $200\text{--}600^{\circ}\text{C}$ ტემპერატურულ ინტერვალში, $860\text{--}1050^{\circ}\text{C}$ ტემპერატურაზე წინასწარი აუსტინიზაციის შემდეგ და საბოლოო ნორმალიზაციით.

სხმულ მდგომარეობაში ბენიტური სტრუქტურის თუჯის მისაღებად საჭიროა მისი ლეგირება საკმაოდ დიდი რაოდენობის Ni და Mo-ით კერ-

ძოდ, ნიკელის შემთხვევაში რაოდენობა 4–10% აღწევს [34]. ამასთან ასეთი სტრუქტურა მიიღება სხმულების ნელი გაცივებით ყალიბში, რომელიც ნახშირბადს საშუალებას აძლევს გამოიყოს მყარი ხსნარიდან აუსტენიტის არის გავლისას. ამ დროს ხდება სიმტკიცის და პლასტიკურობის მაღალი მაჩვენებლების შეთავსება.

ნიკელის და მოლიბდენის შემცველობის გაზრდისას პერლიტური სტრუქტურა იწყებს გადასვლას ზედა ბეინიტში, შემდეგ კი, ქვედა ბეინიტში და მარტენსიტში, რომლებიც აგებულია ძალზე ახლოს არიან ერთმანეთთან და პრაქტიკულად ერთდროულად წარმოიქმნებიან შესაბამისი ტემპერატურული ინტერვალის უწყვეტი გავლით.

ასე მაგალითად, ზედა ბეინიტი მიიღება 4–5%Ni შემცველობისას, ქვედა – უფრო მაღალი შემცველობისას (6–8%). სტრუქტურის ცვლილების შესაბამისად ბუნებრივად იცვლება მექანიკური თვისებები. მაგ. 3,48%C; 2,50%Si; 8,0%Ni; $\leq 0,3\%Mn$, 0,01%S; 0,05–0,07%P; 0,1%Cr შემცველობის 25მმ–იანი კედლის სისქის სხმულის მექანიკური თვისებები სხვადასხვა მატრიცის შემთხვევაში ასეთია:

პერლიტური: $\sigma_B = 900\text{მპა}$; $\sigma_B = 640\text{მპა}$; $\delta = 2,5\%$; KC = 25 ჯ/სმ^2

ზედა ბეინიტი: $\sigma_B = 1200\text{მპა}$; $\sigma_B = 850\text{მპა}$; $\delta = 6,3\%$; KC = 80 ჯ/სმ^2

ქვედა ბეინიტი: $\sigma_B = 1500\text{მპა}$; $\sigma_B = 1250\text{მპა}$; $\delta = 2,5\%$; KC = 5 ჯ/სმ^2

სინჯის სისქის გაზრდით სიმტკიცე იკლებს სტრუქტურის ცვლილების გამო, რომლის შენარჩუნება ხდება მალეგირებელი ელემენტების კონცენტრაციის გაზრდით. ასე, მაგალითად, 60–100 მმ სისქის სინჯებში ქვედა ბეინიტის სტრუქტურა და სიმტკიცე შენარჩუნებულია 8–10% Ni-ის შეყვანით, ამასთან სილიციუმის შემცველობა თუჯში უნდა იყოს არანაკლებ 2% და არა უმეტეს 2,4%. 2%Si-ის შემთხვევაში თუჯის სტრუქტურაშია მარტენსიტი და აუსტენიტი, ხოლო, 1,8%Si-ის შემთხვევაში, ისინი ჭარბადაა წარმოდგენილი და სიმტკიცე მკვეთრად ეცემა [35]. ზედა ბეინიტის სტრუქტურის მქონე სფერულგრაფიტთან თუჯში შეიმჩნეოდა საწინააღმდეგო სურათი სილიციუმის კონცენტრაციის შემცირებისას 1,8%–მდე.

მოლიბდენის გავლენა (0,2–დან დაწყებული) გამოიხატება სიმტკიცის ზრდაში, რომელიც მუდმივია სხმულის მთელ კვეთში ქვედა ბენიტის შემთხვევაში. იგი ზრდის ლითონური ფუძის სიმტკიცეს წვრილდისპერსული კარბიდების წარმოქმნით, რითაც ახდენს მარცვლის საზღვრების სტაბილიზაციას და დადებით გავლენას ახდენს სხვა სტრუქტურის თუჯებზეც.

მანგანუმის კონცენტრაციის ამაღლება იწვევს იზოთერმული წრთობის ტემპერატურაზე დაყოვნების ხანგრძლივობის გაზრდას, რომელიც საჭიროა ფარდობითი წაგრძელების მაქსიმალური სიდიდის მისაღწევად; ეს უკანასკნელი, როგორც ექსპერიმენტებმა აჩვენეს, დამოკიდებულია ნარჩენი აუსტენიტის რაოდენობაზე ბენიტური თუჯის სტრუქტურაში.

სიმტკიცის მაჩვენებლებზე ამაღლებული რაოდენობის გავლენა გამოიხატება იმაში, რომ ევტექტიკური მარცვლების საზღვრებში ლიკვაციის შედეგად თრგუნავს ბენიტურ გარდაქმნას. ამასთან, წარმოქმნის რა კარბიდებს, მკვეთრად ამცირებს თუჯის პლასტიკურობას.

ასე მაგალითად, მანგანუმის შემცველობის გაზრდა 0,3–დან 0,7%-მდე იწვევს ფარდობითი წაგრძელების 50%-ით შემცირებას, რასაც თან სდევს სტრუქტურის მნიშვნელოვანი უთანაბრობა. აღნიშნულის გამო მანგანუმის შემცველობა $\leq 0,3\%$.

სფერულგრაფიტის თუჯის ლეგირება სპილენძით ზრდის სიმტკიცისა და დენადობის ზღვრებს (σ_B -სა და $\sigma_{0,2}$ -ს შესაბამისად და სისალეს ბენიტური მდგენელის გაზრდასთან ერთად, რაც თუჯის ნიკელითა და მოლიბდენით ლეგირების ანალოგიურია. ამასთანავე ახდენს მოლიბდენის კარბიდ-წარმოქმნის უანარის ნეიტრალიზაციას.

ასე, მაგალითად, თუჯში 0,2–0,4% Mo შეყვანისას ერთდროულად უნდა მოხდეს 0,6–1,2% Cu-ის დამატება. რაც არა მარტო ხელს უწყობს შენადნობის გრაფიტიზაციას, არამედ უზრუნველყოფს სიმტკიცისა და კოროზიამდებობის გაზრდას. მალეგირებელი ელემენტების დადებითი გავლენა განსაკუთრებით იჩენს თავს მასიური სხმულების (კედლის სისქე >50 მმ) წარმოების შემთხვევაში [36].

მალეგირებელი ელემენტების რაოდენობის შესამცირებლად და ერთგვაროვანი სტრუქტურის მისაღებად, რაც უზრუნველყოფს მაღალ ფიზიკო-მექანიკურ თვისებებს, მიმართავენ თერმულ დამუშავებას, რომელიც საკაზმე მასალების ღირებულების შემცირებისა და ერთი დნობიდან სხვადასხვა ფიზიკო-მექანიკური თვისებების მქონე სხმულების მიღების საშუალებას იძლევა. იზოთერმული წრთობა მარილის აბაზანაში უზრუნველყოფს სიმტკიცის, პლასტიკურობისა და სიბლანტის უფრო მაღალ მაჩვენებლებს, ვიდრე ჩვეულებრივი წრთობა მოშვებით, რომელიც გამოიყენება როგორც არალეგირებული, ასევე ლეგირებული თუჯებისათვის.

აუსტენიზაციის პროცესში ლითონური ფუძე ჯერდება ნახშირბადით და გადადის აუსტენიტში, ე.ი. ხდება ჰომოგენიზაცია. პერიტულ თუჯებში წარმოქმნილი აუსტენიტის გაჯერება ნახშირბადით აუცილებელ კონცენტრა-ციამდე ხდება შედარებით ადვილად. ფერიტულ თუჯებში ეს ხდება ნახშირბადის დიფუზიით გრაფიტის ჩანართებიდან, რომლის სიჩქარე განპირობებულია ტემპერატურით.

ამიტომ, ფერიტის აუსტენიზაციისათვის აუცილებელია უფრო მაღალი ტემპერატურა ან ხანგრძლივი დაყოვნება, სხმულის კედლის სისქისაგან დამოკიდებულებით ფერიტული თუჯის აუსტენიზაციის ხანგრძლივობა შეადგენს 2–4 სთ, თუმცა აუსტენიტის ნახშირბადით გასაჯერებლად საკმარისია 1–2 სთ დაყოვნება [37].

აუსტენიტის 40–50%-მდე გაზრდით მასში ნახშირბადის საშუალო შემცველობა თავიდან მცირდება, შემდეგ რჩება მუდმივი ან ოდნავ მცირდება და შემდეგ ისევ მნიშვნელოვნად იზრდება. შედეგად აუსტენიტი ხდება არასტაბილური, რაც იწვევს ნახშირბადის სწრაფ გამოყოფას სტაბილური მდგომარეობის შესაბამის დონემდე.

შემდეგ მისი შემცველობა ისევ იზრდება იმის წყალობით, რომ ნახშირბადის დიფუზიის სიჩქარე მნიშვნელოვნად აღემატება აუსტენიტის რაოდენობის ზრდას. სრული აუსტენიზაციისას ნახშირბადის დიფუზია

აუსტენიტიში გრძელდება მოცემული ტემპერატურისათვის წონასწორული შემცველობის მიღწევამდე.

ლიტერატურული მონაცემებიდან ჩანს, რომ აუსტენიზაციის ოპტიმალური ტემპერატურა $30-60^{\circ}\text{C}$ -ით აღემატება A_{C_1} -ს და თუჯის ლეგირების ხარისხის მიხედვით იმყოფება $860-900^{\circ}\text{C}$ ინტერვალში და იგი უზრუნველყოფს უპირატესად ქვედა ბეინიტის სტრუქტურას ნარჩენი აუსტენიტის მცირე ($\leq 15\%$) რაოდენობით, რაც თუჯს ანიჭებს მაღალ სიმტკიცეს.

900°C -ზე მაღლა აუსტენიზაციის შემთხვევაში იზოთერმული წრთობისას წარმოიქმნება ზედსა ბეინიტი, დიდი რაოდენობის ნარჩენი აუსტენიტით და შესაბამისად თუჯის სიმტკიცის მკვეთრი გაუარესებით, რაც დაკავშირებულია აუსტენიტის მარცვლის ზომის გადიდებასთან როგორც მარცვლის საზღვრების გადადგილებით, ასევე ახალი მარცვლების წარმოქმნით.

დროებითი წინაღობის, დენადობის ზღვრისა და სისალის მაღალი მნიშვნელობები მიიღება ძირითადად აუსტენიზაციის დაბალ ტემპერატურაზე (900°C -მდე), რომელიც უზრუნველყოფს ქვედა ბეინიტის სტრუქტურა. ბუნებრივია, ამ შემთხვევაში, დიდი მნიშვნელობა აქვს მარილის აბაზანაში იზოთერმული წრთობის ტემპერატურას. როგორც ჩანს ეს დაკავშირებულია იმასთან, რომ $\gamma \rightarrow \alpha$ გარდაქმნისას წარმოქმნილი აუსტენიტი შეიცავს მალეგირებელი ელემენტების, კერძოდ Cu, Ni, Mo და სხვათა არასაკმარის რაოდენობას. იმავდროულად არსებობს ამ ელემენტების არაერთგვაროვანი კონცენტრაცია, რომელიც ბეინიტური გარდაქმნისას სფერულგრაფიტიანი მაღალი სიმტკიცის თუჯის სტრუქტურაში იწვევს მაღალლეგირებული ნარჩენი აუსტენიტის მცირე რაოდენობის წარმოქმნას.

ბეინიტური გარდაქმნის ტემპერატურული ინტერვალი გამოკვლეულ იქნა $200-600^{\circ}\text{C}$ -ის ზღვრებში. არალეგირებული თუჯებისათვის იგი შეადგენს $200-400^{\circ}\text{C}$, დაბალლეგირებულისათვის ქვედა ზღვარი რამდენადმე მაღალია. $200-270^{\circ}\text{C}$ -ზე აუსტენიტი იშლება ქვედა ბეინიტის

წარმოქმნით, რომელიც ხასიათდება საკმაოდ მაღალი სიმტკიცით, სისალით და ცვეთამდეგობით, პლასტიკურობისა და სიბლანტის საშუალო მნიშვნელობის ზღვრებში.

უფრო მაღალ ტემპერატურებზე (300-400°C) აუსტენიტი იშლება ზედა ბეინიტის წარმოქმნით, რომელიც ხასიათდება მაღალი პლასტიკურობით და სიბლანტით, მაგრამ დაბალი სიმტკიცით და ცვეთამდეგობით. როგორც პირველი, ასევე მეორე შემთხვევაში იზოთერმულ ტემპერატურაზე დაყოვნების ხანგრძლივობა, რომელიც უზრუნველყოფს აუსტენიტის დაშლას, შეადგენდა 2-3 საათს. ქვედა ბეინიტთან ერთად იზოთერმული გარდაქმნისას თუჯის სტრუქტურაში არის ნარჩენი აუსტენიტის გარკვეული რაოდენობა, ამასთან, ზედა ბეინიტში – მეტი. იზოთერმული დაყოვნების შემდეგ სხმულები ცივდებოდა ჰაერზე ან წყალში.

რამდენადაც აუსტენიტის იზოთერმული გარდაქმნა პრაქტიკულად დასრულდა, გაცივების შემდგომი სიჩქარე თუჯის მექანიკურ თვისებებზე აღარ ახდენს გავლენას. ამავე დროს, თუჯის სტრუქტურაში ბეინიტთან ერთად არის ნარჩენი აუსტენიტი, რომლის რაოდენობა სტაბილურია ფართო ტემპერატურულ ინტერვალში.

ოპტიმალური სიმტკიცის მაჩვენებლები მიიღწევა საბოლოო სტრუქტურაში 65-82% ბეინიტისა და 18-35% ნარჩენი მაღალლეგირებული აუსტენიტის არსებობისას. ამ შემთხვევაში ნარჩენი აუსტენიტის შემცველობა თუჯის სტრუქტურაში გავლენას ახდენს იზოთერმულად ნაწრობი სფერულგრაფიტის თუჯის პლასტიკურობაზე.

იზოთერმული წრობისას ხანგრძლივი დაყოვნება იწვევს ნარჩენი აუსტენიტის შემცველობის შემცირებას, მაგრამ მარილის აბაზანების დაბალი ტემპერატურებისათვის ნარჩენი აუსტენიტის წილის შემცირება ნელა ხდება. მაგალითად: 300°C-ზე წრობისას ნარჩენი აუსტენიტის რაოდენობა არ აღემატება 28%-ს.

ნარჩენი აუსტენიტის რაოდენობა 35% დაფიქსირდა იზოთერმულად ნაწრობი თუჯის 350°C-ზე დაყოვნებისას. დაყოვნების ხანგრძლივობის

გაზრდით ამ ტემპერატურაზე მცირდება ნარჩენი აუსტენიტის შემცველობა, რაც განაპირობებს ფარდობითი წაგრძელების შემცირებას. ეს შეიძლება აიხსნას აუსტენიტში ნახშირბადისა და კარბიდწარმომქნელი ელემენტების კონცენტრაციის შემცირებით, რაც იწვევს მის დაშლას.

400-600°C-ზე იზთერმული გარდაქმნისას მკვეთრად იკლებს პლასტიკურობა. დარტყმის სიბლანტე არ უზრუნდება საწყის მნიშვნელობას აბაზანის 300-400°C ტემპერატურაზე. საჭირო მაღალი მექანიკური თვისებები მიიღება იმ შემთხვევაში, თუ თუჯის სტრუქტურაში არ არის პერლიტი.

სიმტკიცის მაჩვენებლები (სიმტკიცისა და დენადობის ზღვრები და სისალე) ამჟღავნებენ ზრდის ტენდენციას ბეინიტის წილის გაზრდისას, როგორც სილიციუმის ამაღლებული, ასევე მისი შემცირებული შემცველობისას თუჯებში, მაგრამ თუჯის დროებითი წინაღობა 100 მგპა-ით მეტია სილიციუმის მაღალი შემცველობისას. გასათვალისწინებელია ისიც, რომ უფრო მაღალ ტემპერატურაზე გახურებამ შეიძლება გამოიწვიოს სხმულების დაბრეცვა, ამიტომ სილიციუმის ოპტიმალური რაოდენობა არ უნდა აღემატებოდეს 3%-ს [43].

ზედა ბეინიტის ფარდობითი წაგრძელება აღწევს 15%-ს, ხოლო $\sigma_B=900$ მგპა; სილიციუმის რაოდენობის პროცენტული ზრდა იწვევს ბეინიტური თუჯის სიმტკიცის ზრდას.

ამრიგად, თერმული დამუშავება, რომლის შედეგადაც წარმოიქმნება ორი სტრუქტურული მდგენელი (ბეინიტი და ნარჩენი აუსტენიტი), წარმოადგენს არა მარტო სიმტკიცის გაზრდის ეფექტურ საშუალებას, არამედ მნიშვნელოვნად ამაღლებს თუჯის პლასტიკურობასა და სიბლანტეს.

აუსტენიტურ-ბეინიტური სტრუქტურა სხვადასხვა პროცენტული თანაფარდობით შეიძლება მიღებული იქნეს ფართო ტემპერატურულ ინტერვალში (200-420°C) და დაყოვნების დროში (1-4სთ). აუსტენიტი ძირითადად წარმოიქმნება გრაფიტის ჩანართების ირგვლივ მაღალ

ტემპერატურებზე და მარცვლების საზღვრებში. ამასთან დროებითი წინაღობა, დენადობის ზღვარი და სისალე იზრდება ბენიტის მოცულობითი შემცველობის გაზრდით.

საჭირო ფიზიკურ-მექანიკური თვისებების მისაღებად სხმულ მდგომარეობაში თუჯი ლეგირებული უნდა იქნეს 4-8% Ni ან 0,5-1,0%Mo+1%Ni ან 0,8%Mo+1,2%Cu. მოლიბდენი ამუხრუჭებს პერლიტურ გარდაქმნას და ხელს უწყობს ბენიტურ გარდაქმნას სხმულის გაცივებისას. ამ თუჯების იზოთერმული წრთობა მარილის აბაზანაში კიდევ უფრო ამაღლებს სიმტკიცის პარამეტრებს.

დაბალლეგირებული და არალეგირებული სფერულგრაფიტისანი თუჯებისათვის ამ რეჟიმების გამოყენება ასევე იძლევა ბენიტურ სტრუქტურას და, აქედან გამომდინარე, სიმტკიცისა და ცვეთამდეგობის ზრდას. დადგენილია, რომ 1,5% მოლიბდენით ლეგირებისას იზოთერმული წრთობა ბენიტზე შეიძლება განხორციელდეს ჰაერით ინტენსიური გაცივებისას აუსტენიზაციის ტემპერატურიდან. ასეთი წრთობა ყველაზე ეკონომიურია ბენიტური სფერულგრაფიტისანი თუჯებისაგან სხმულების მისაღებად.

როგორც ცვეთაზე ჩატარებულმა გამოცდებმა აჩვენა ბენიტური სფერულგრაფიტისანი თუჯი 2-ჯერ უფრო ნაკლებად ცვდება, ვიდრე ფოლადი, რომელსაც იგივე სისალე აქვს წრთობისა და მოშვების შემდეგ [33].

ბენიტური თუჯებისგან (ფართო გაგებით), რმქ-ის – სს „რუსთავის ფოლადის“ მაგალითზე, შეიძლება დამზადდეს:

მილსაგლინავი დგანების ინსტრუმენტები (სამართულები, სახაზავები და სხვა), სორტული საამქროს არმატურა, სხვადასხვა სახის გლინები, ლილვები, კბილანები და სხვა ტიპის, რთული პირობებში მომუშავე დეტალები.

წარმოდგენილ ნაშრომში ძირითადად ყურადღება გამახვილებულია შემდეგ საკითხებზე:

1. გაკეთებულია შედარებითი ანალიზი ADI-სა და ბენიტური კლასის თუჯების ($350C2H2DM\Phi T$) შორის, როცა სამუშაო ტემპერატურა მეტი იქნება $400^{\circ}C$ -ზე.

2. თუჯის ფუძის ყოველმხრივი მიახლოება საშუალონახშირბადიან ბენიტური კლასის ფოლადებთან, რაც საშუალებას იძლევა ბენიტური კლასის ფოლადებზე არსებული შედეგები გამოყენებული იქნეს ბენიტური თუჯების წარმოებისას.

3. გაკეთებულია არსებული მონაცემების ანალიზი, რომლის მიხედვით მიზანშეწონილია ზედა ბენიტზე მუშაობა, რაც თავის მხრივ არ გამო-რიცხავს კრიტიკულ წერტილებს შორის (A_1-A_3) გახურებას. ნაშრომში მოყვანილია შედეგები მიღებული ბენიტური კლასის ფოლად 40ГМФ(Ca) A_1 -სა და A_3 -ს შორის გახურებისას, რომელსაც მოსდევს იზოთერმული წრთობა 400°C -ზე (392°C , 390°C , 407°C).

4. ნაშრომი მოცემულია, აგრეთვე ერთ-ერთი პერსპექტიული მიმართულების – გლინების წარმოების ანალიზი. ნავარაუდევია ორივე სახის ბენიტური თუჯის გამოყენება DI-ის ნაცვლად.

შედარებით რთულ პირობებში მუშაობისას გამოყენებული იქნება ბენიტური კლასის თუჯი, მაგალითად 350C2H2ДМФТ ხოლო სხვა შემთხვევაში – ADI, მაგალითად 350C1H01.

2. შედეგები და მათი განსჯა

2.1. ბენიტური კლასის საშუალონახშირბადიანი ფოლადების აუსტენიტის დაშლის კინეტიკური დიაგრამების გამოყენება ბენიტური თუჯების საკითხების გადასაწყვეტად

აუსტენიტის დაშლის იზოთერმულ დიაგრამებზე ტრადიციულად მოყვანილია შემდეგი მონაცემები $\gamma \rightarrow \alpha$ გარდაქმნის კინეტიკაზე: ინკუბაციის პერიოდი, გარდაქმნის დასაწყისი, ხანგრძლივობა, გარდაქმნის დასასრული. უკეთეს შემთხვევაში იზოთერმებზე გადაზომილია მიკროსისალები.

ჩვენს შემთხვევაში გარდაქმნის კინეტიკურ მონაცემებთან ერთად ჩატარებულია სრულფასოვანი მექანიკური გამოცდები და სტრუქტურული კვლევები – მეტალოგრაფიული ანალიზი. აგებული დიაგრამები საშუალებას გვაძლევს გვქონდეს მონაცემები სამივე (პერლიტური, ბენიტური, მარტენსიტული) გარდაქმნების შედეგად მიღებულ პროდუქტებზე.

ასე, რომ გვაქვს შენადნობის, ამ შემთხვევაში ფოლადის, ქიმიური შედეგნილობა, მისი კრიტიკული წერტილები (A_1 , A_3 , $T_{ფას.}$, $T_{გახ.}$) და იზოთერმული გარდაქმნების შედეგად მიღებული პროდუქტების სტრუქტურა და თვისებები, რა თქმა უნდა გარდაქმნის კინეტიკურ მონაცემებთან ერთად (ტრადიციულ დიაგრამებთან ერთად). მასალათა თვისებების ლაბორატორიაში აღნიშნულ დიაგრამებთან ერთად განიხილება ამ დიაგრამების (აუსტენიტის გარდაქმნის იზოთერმული დიაგრამების) ახალი სახე. ერთ გვერდზე წარმოდგენილია ორი დიაგრამა ცალ-ცალკე, რომელთაც ერთნაირი აბსცისა აქვთ, სადაც მოცემულია გარდაქმნის ტემპერატურა იზოთერმულ პირობებში 300°C-დან 700°C-მდე, ბიჯით 50°C.

პირველ (ზედა) დიაგრამაზე მარცხენა ორდინატაზე მოცემულია სიმტკიცის მაჩვენებლები (სიმტკიცისა და დენადობის ზღვრები σ_B და $\sigma_{0.2}$ შესაბამისად, 1ნ/მმ²=1მგპა). მარჯვენა ორდინატაზე გადაზომილია სისაღე HRC.

ქვედა დიაგრამაზე მარცხენა ორდინატაზე გადაზომილია ფარდობითი წაგრძელება δ_5 (%), ხოლო მარჯვენა ორდინატაზე – ყელის ფარდობითი შევიწროება ψ (%).

ზედა დიაგრამის მარჯვენა მხარეს განთავსებულია შენადნობის ძირითადი ქიმიური ელემენტების შემცველობა (%), ასევე კრიტიკული წერტილები. ქვემოთ ცხრილის სახით მოცემულია მონაცემები გარდაქმნის კინეტიკაზე, იზოთერმულ ტემპერატურულ პირობებში – 300°C-დან 700°C-მდე.

I სტრიქონი არის გარდაქმნის ტემპერატურა (°C), II – გარდაქმნის დაწყების დრო (წმ), III – გარდაქმნის დამთავრების დრო (წმ), IV – გარდაქმნის ხანგრძლივობა (წმ).

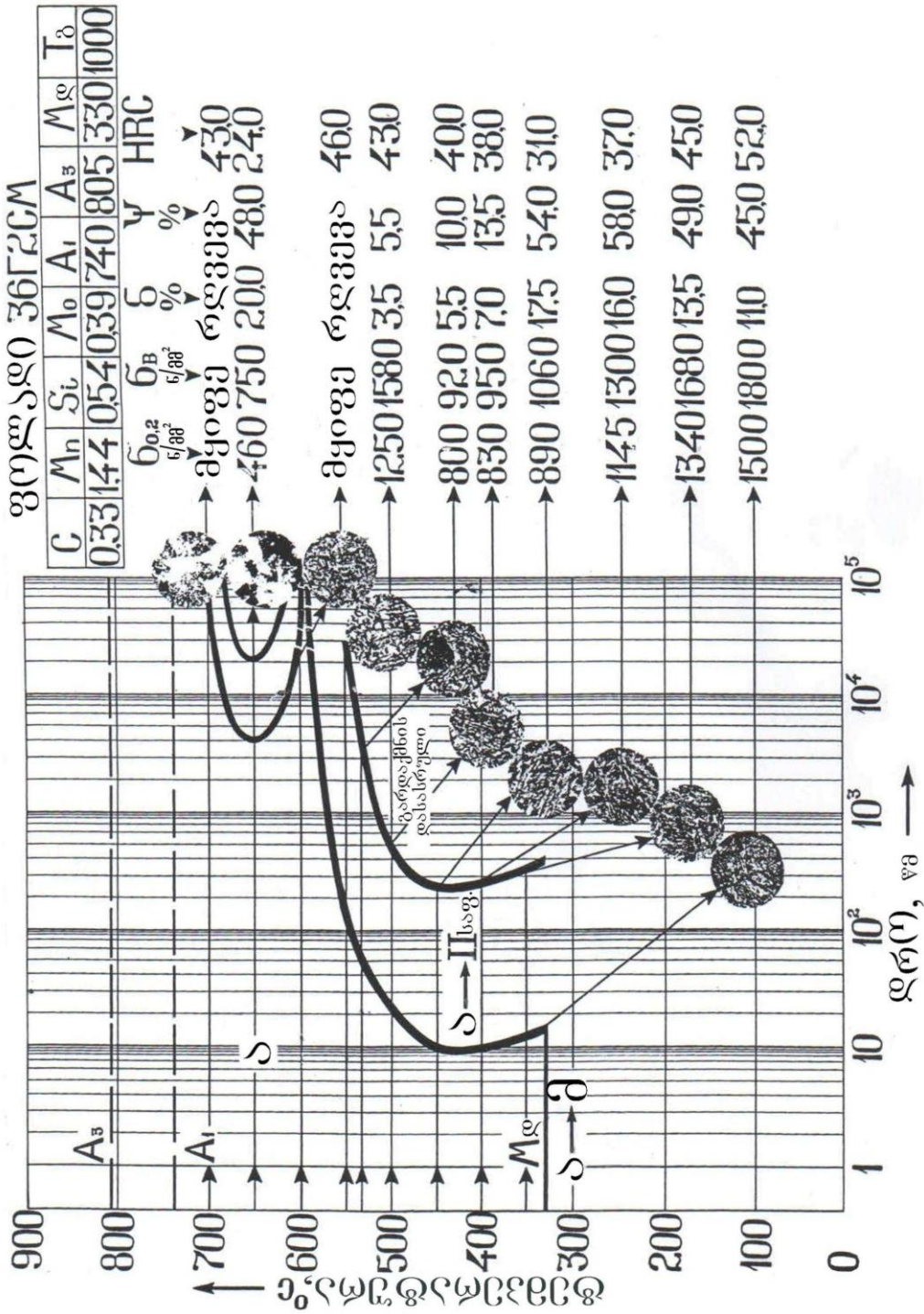
ერთი შეხედვით, აუსტენიტის $\gamma \rightarrow \alpha$ გარდაქმნის ტრადიციული დიაგრამა ყველა დამატებითი ინფორმაციით (სტრუქტურით, მექანიკური თვისებებით) უფრო სრულყოფილ შთაბეჭდილებას ტოვებს, ვიდრე მეორე, მაგრამ ექსპერიმენტულმა შედეგებმა დაგვარწმუნა, რომ აღებული მასალის (ამ შემთხვევაში ფოლადის) მექანიკური თვისებების მახასიათებლები, სისალე, სიმტკიცე (განსაკუთრებით პლასტიკურობა) უფრო მგრძობიარენი არიან, ვიდრე ის იმპულსები, რომელსაც აფიქსირებს ხელსაწყო-დანადგარი გარდაქმნის დროს (მაგალითად, მაგნიტური თვისებების ცვლილება).

აღნიშნულის გამო გამოვიყენეთ ორივე სახის დიაგრამა, მაგრამ ყურადღების ცენტრში გვქონდა და გვაქვს II ტიპის დიაგრამა, სადაც ინფორმაციას ძირითადად ვღებულობთ მექანიკური თვისებების მახასიათებლების ცვლილებიდან.

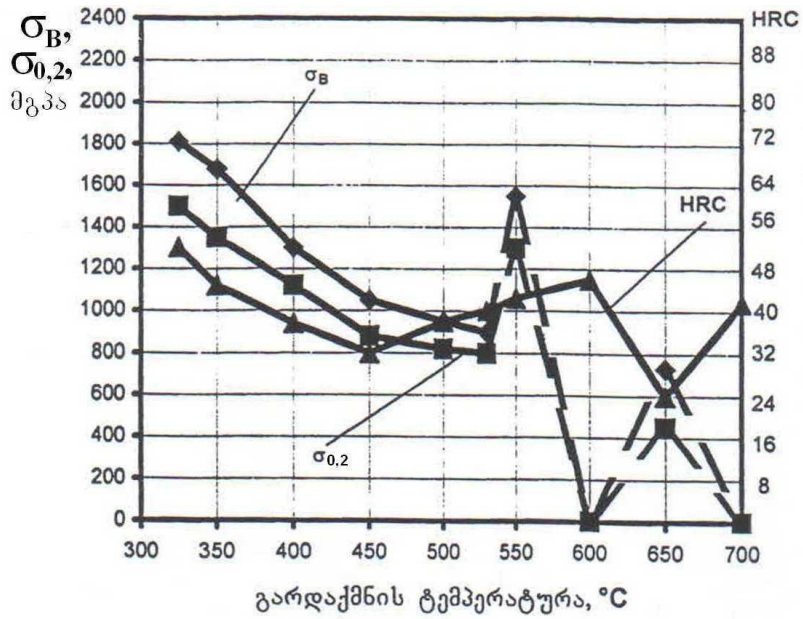
სურათებზე 5, 7, 9, 11, 13, 15 მოყვანილია დიაგრამების ტრადიციული კონფიგურაციები, რომლებზეც დატანილია ზემოთ აღნიშნული მონაცემები. ისინი აგებულია ბეინიტური კლასის ფოლადებისთვის 36Г2СМ, 40ГСМР, 40ГСМФ⁽¹⁾, 40ГСМФ⁽²⁾, 45ГСМФ, 40ГМФ შესაბამისად, ხოლო აუსტენიტის გარდაქმნის დიაგრამები ახალი ფორმით წარმოდგენილია სურათებზე 6, 8, 10, 12, 14, 16.

ჩვენ შევეხებით რამოდენიმე „ანომალიას“, როცა ფარდობითი წაგრძელება δ და ყელის ფარდობითი შევიწროება ψ არატრადიციულად იცვლება. მაგალითად, სურათებზე 5 და 6 ნაჩვენებია, რომ ფარდობითი წაგრძელება ბეინიტურ არეში მაქსიმალურია ($\delta_5=17,5\%$) $t_{\text{იზო}}=450^\circ\text{C}$ ტემპერატურაზე, ხო-

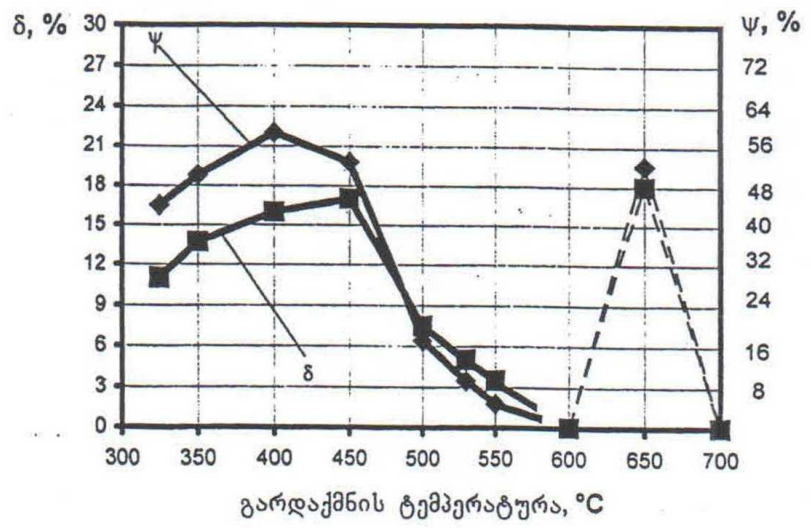
ლო ყელის ფარდობითი შევიწროება იმავე არეში მაქსიმუმს ($\psi=58\%$) აღწევს 400°C ტემპერატურაზე.



სურათი 5. ფოლად 36Г2СМ-ის აუსტენიტის იზოთერმული დაშლის კინეტიკური დიაგრამა მიკროსტრუქტურებითა და მექანიკურ თვისებათა მაჩვენებლებით

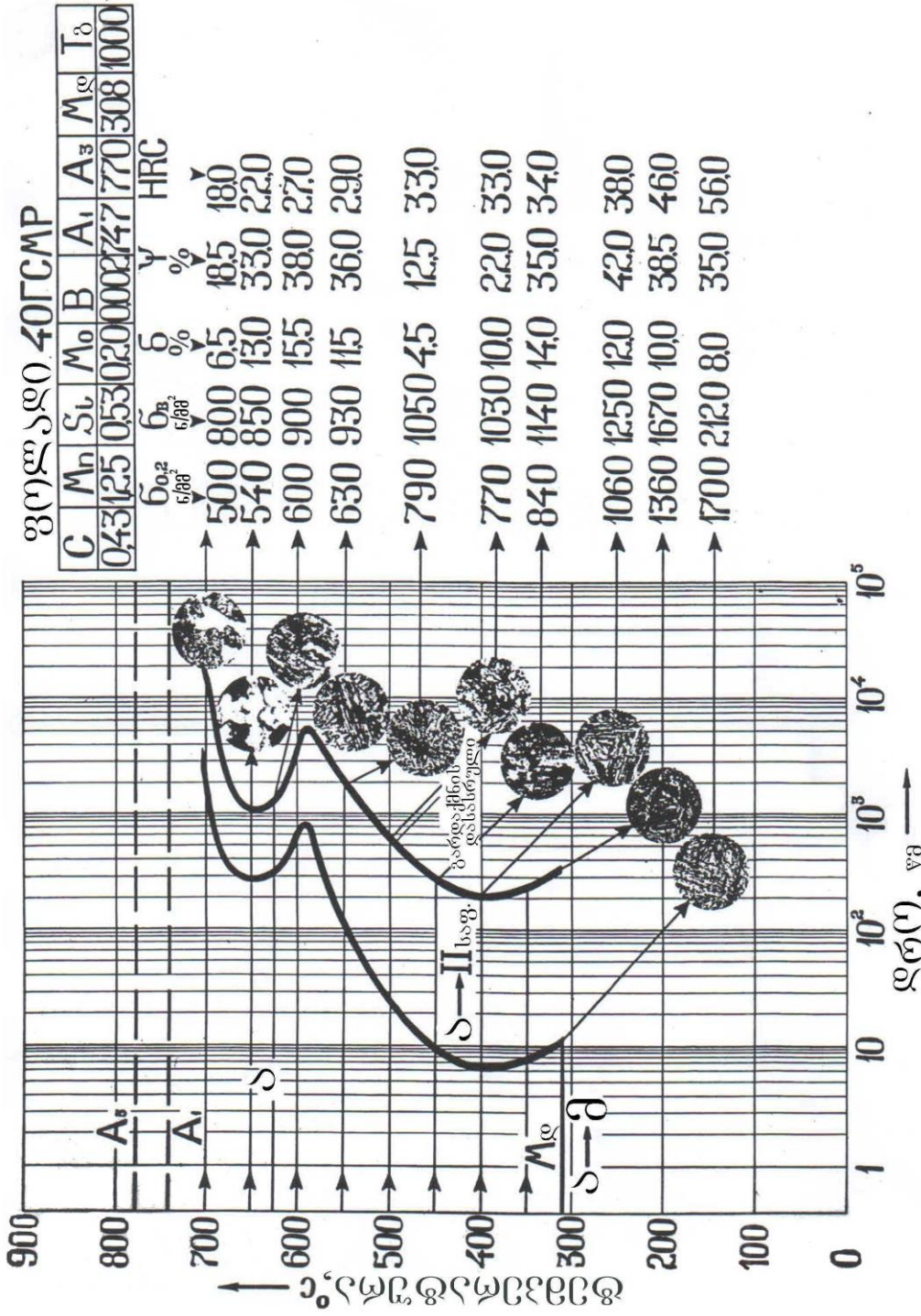


C	0,33
Mn	1,44
Si	0,54
Mo	0,39
V	-
A ₁	740
A ₃	805
M _დ	330
T _დ	1000

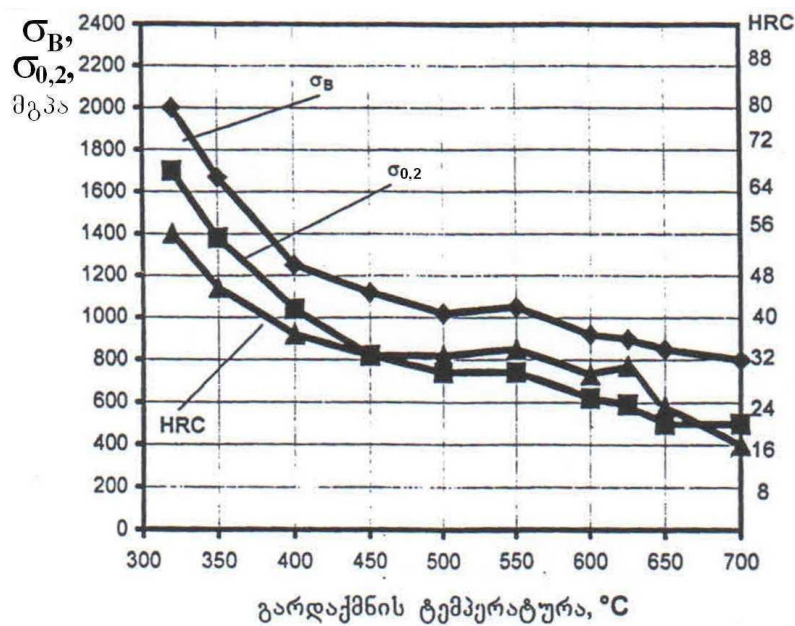


გარდაქმნის ტემპერატურა, °C	350	400	450	500	550	600	650	700
გარდაქმნის დასაწყისი, წმ	13	9	10	24	150	∞	4000	10 000
გარდაქმნის დასასრული, წმ	330	270	250	500	3000	∞	22 000	∞
გარდაქმნის ხანგრძლივობა, წმ	317	271	240	476	2850	∞	18 000	∞

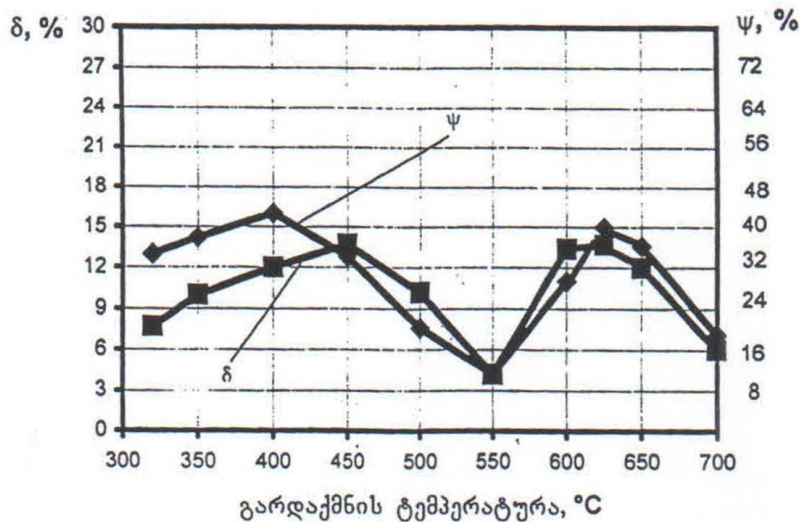
სურათი 6. აუსტენიტის იზოთერმული დაშლის ტემპერატურის გავლენა ფოლად 36Mn2SiMo-ის გარდაქმნის კინეტიკასა და მექანიკურ თვისებებზე



სურათი 7. ფოლად 40ICMP-ის აუსტენიტის იზოთერმული დაშლის კინეტიკური დიაგრამა მიკროსტრუქტურებითა და მექანიკურ თვისებათა მაჩვენებლებით

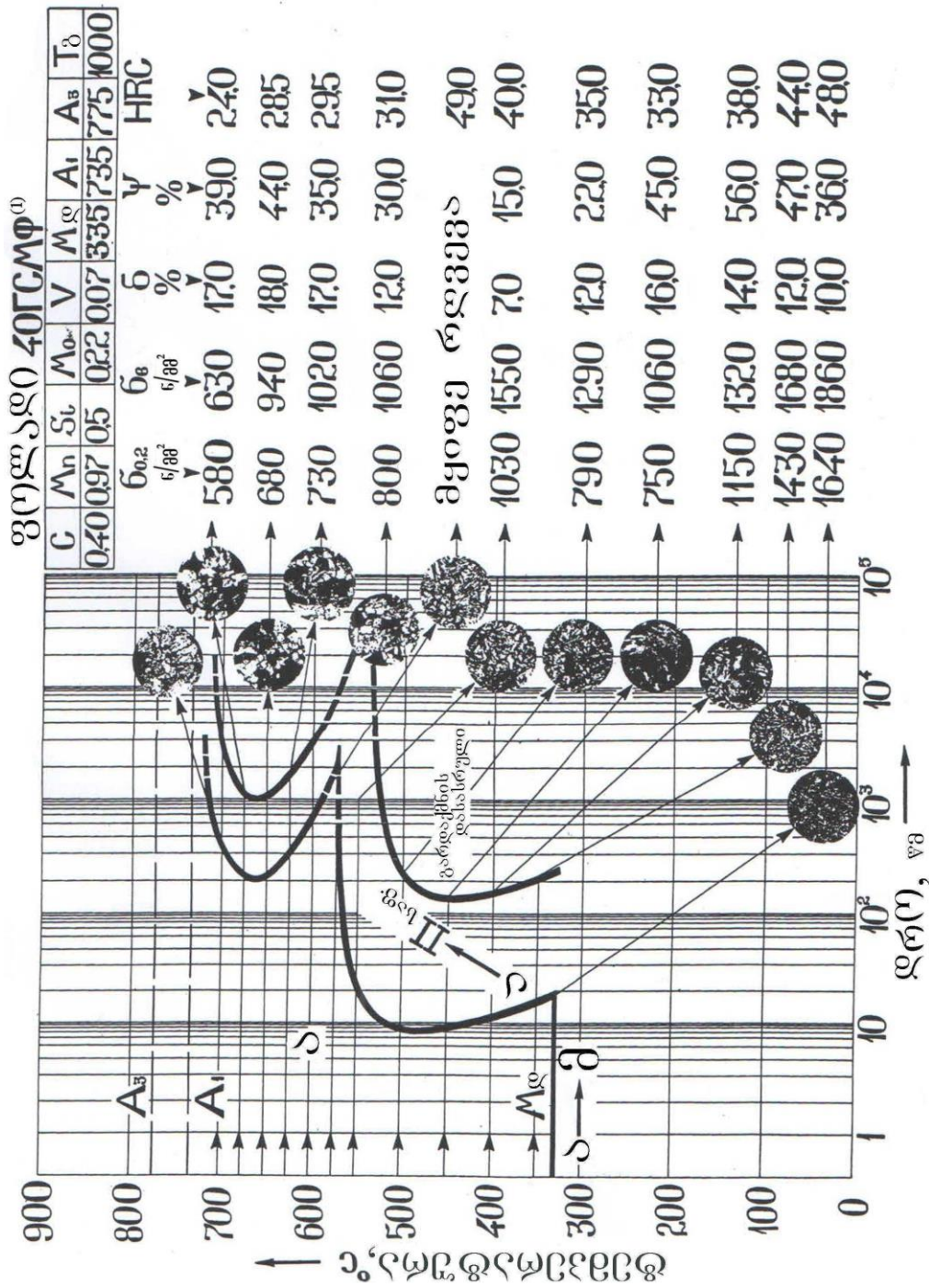


C	0,43
Mn	1,25
Si	0,53
Mo	0,20
B	0,002
A ₁	747
A ₃	770
M _დ	308
T _ბ	1000

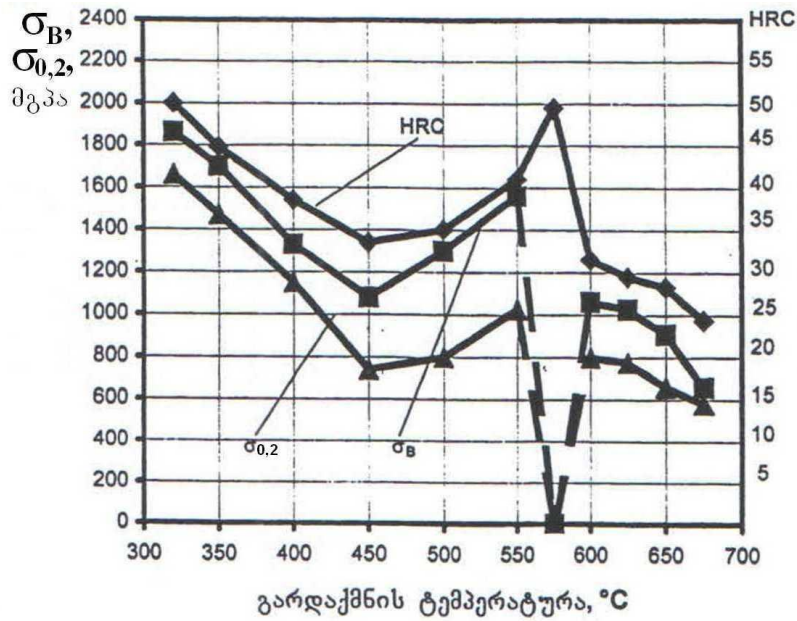


გარდაქმნის ტემპერატურა, °C	350	400	450	500	550	600	650	700
გარდაქმნის დასაწყისი, წმ	7,5	6,5	8,5	25	120	550	280	2000
გარდაქმნის დასასრული, წმ	240	210	280	600	2000	3500	1200	16 000
გარდაქმნის ხანგრძლივობა, წმ	236,5	203,5	271,5	575	1880	2950	920	14 000

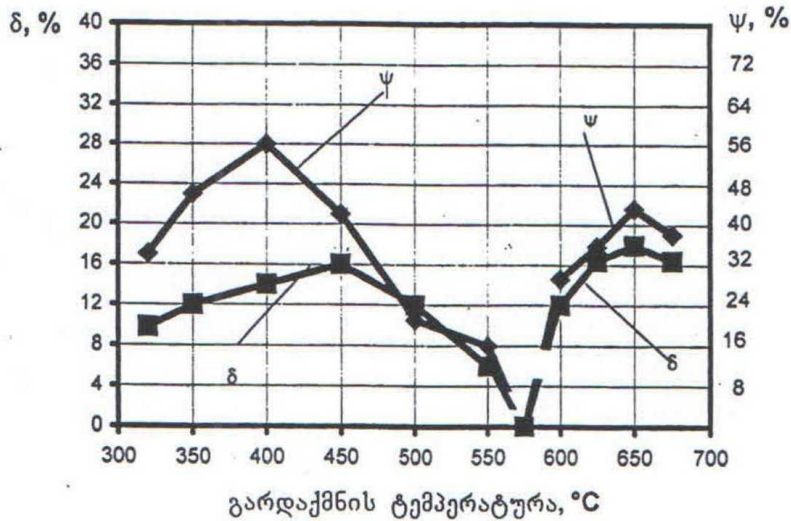
სურათი 8. აუსტენიტის იზოთერმული დაშლის ტემპერატურის გავლენა ფოლად 40MnSiMoB-ის გარდაქმნის კინეტიკასა და მექანიკურ თვისებებზე



სურათი 9. ფოლად 40ГЦМФ⁽¹⁾-ის აუსტენიტის იზოთერმული დაშლის კინეტიკური დიაგრამა მიკროსტრუქტურებითა და მექანიკურ თვისებათა მაჩვენებლებით

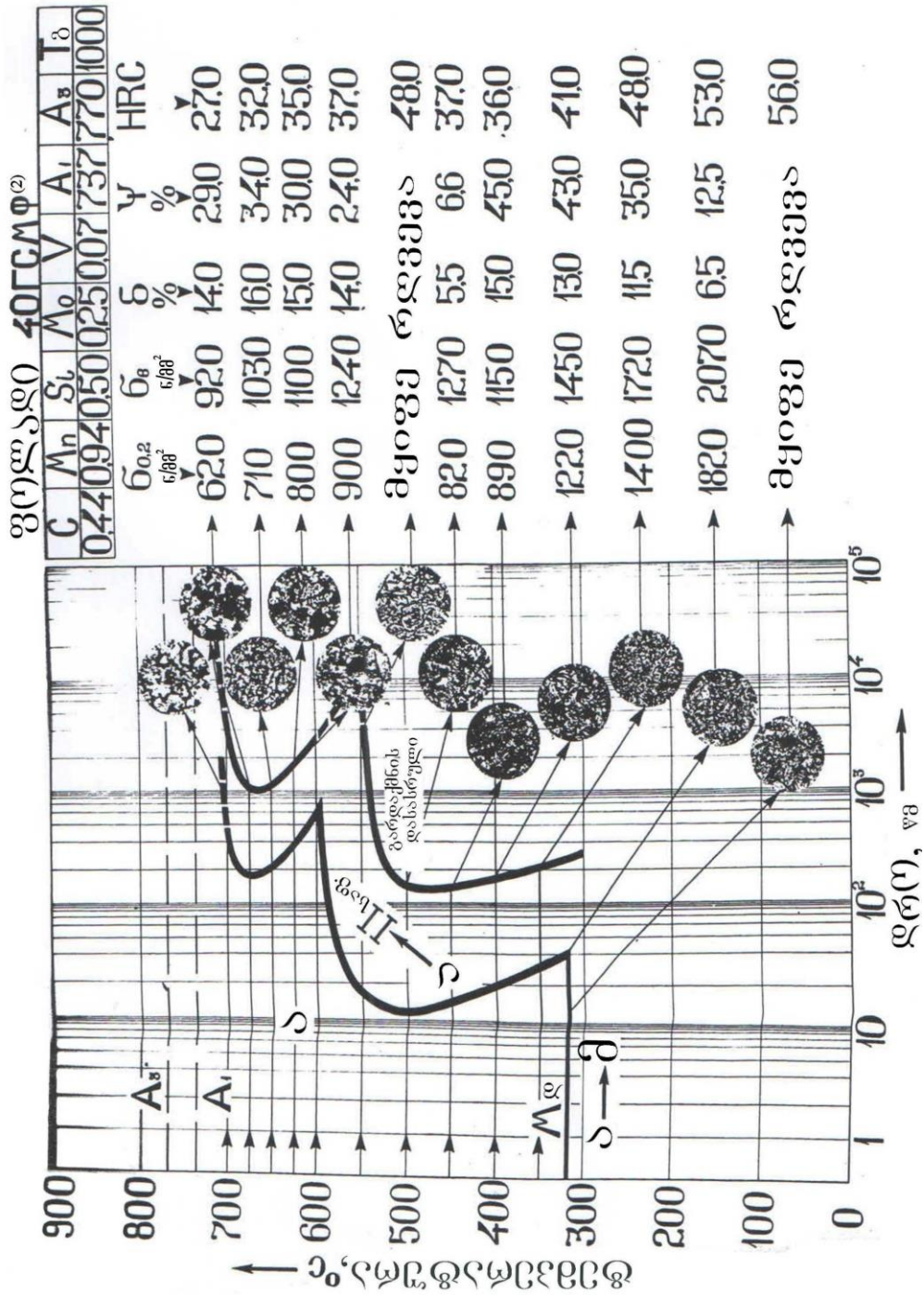


C	0,40
Mn	0,97
Si	0,50
Mo	0,22
V	0,07
A ₁	735
A ₃	775
M _დ	335
T _ბ	1000

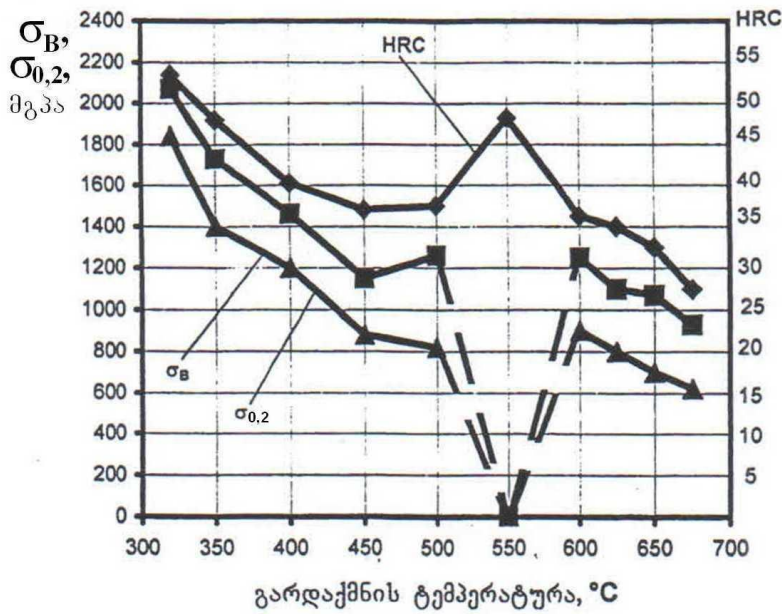


გარდაქმნის ტემპერატურა, °C	350	400	450	500	550	600	650	700
გარდაქმნის დასაწყისი, წმ	17	12	8,5	28	20	550	215	350
გარდაქმნის დასასრული, წმ	200	165	150	230	10 000	1700	1150	2000
გარდაქმნის ხანგრძლივობა, წმ	183	153	141,5	202	10 000	1150	935	1650

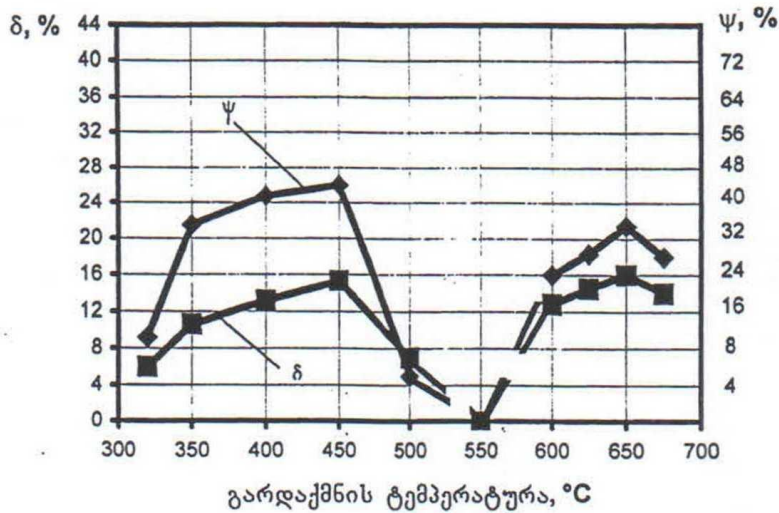
სურათი 10. აუსტენიტის იზოთერმული დაშლის ტემპერატურის გავლენა ფოლად 40MnSiMoV-ის გარდაქმნის კინეტიკასა და მექანიკურ თვისებებზე



სურათი 11. ფოლად 40ГЦМФ⁽²⁾-ის აუსტენიტის იზოთერმული დაშლის კინეტიკური დიაგრამა მიკროსტრუქტურებითა და მექანიკურ თვისებათა მაჩვენებლებით

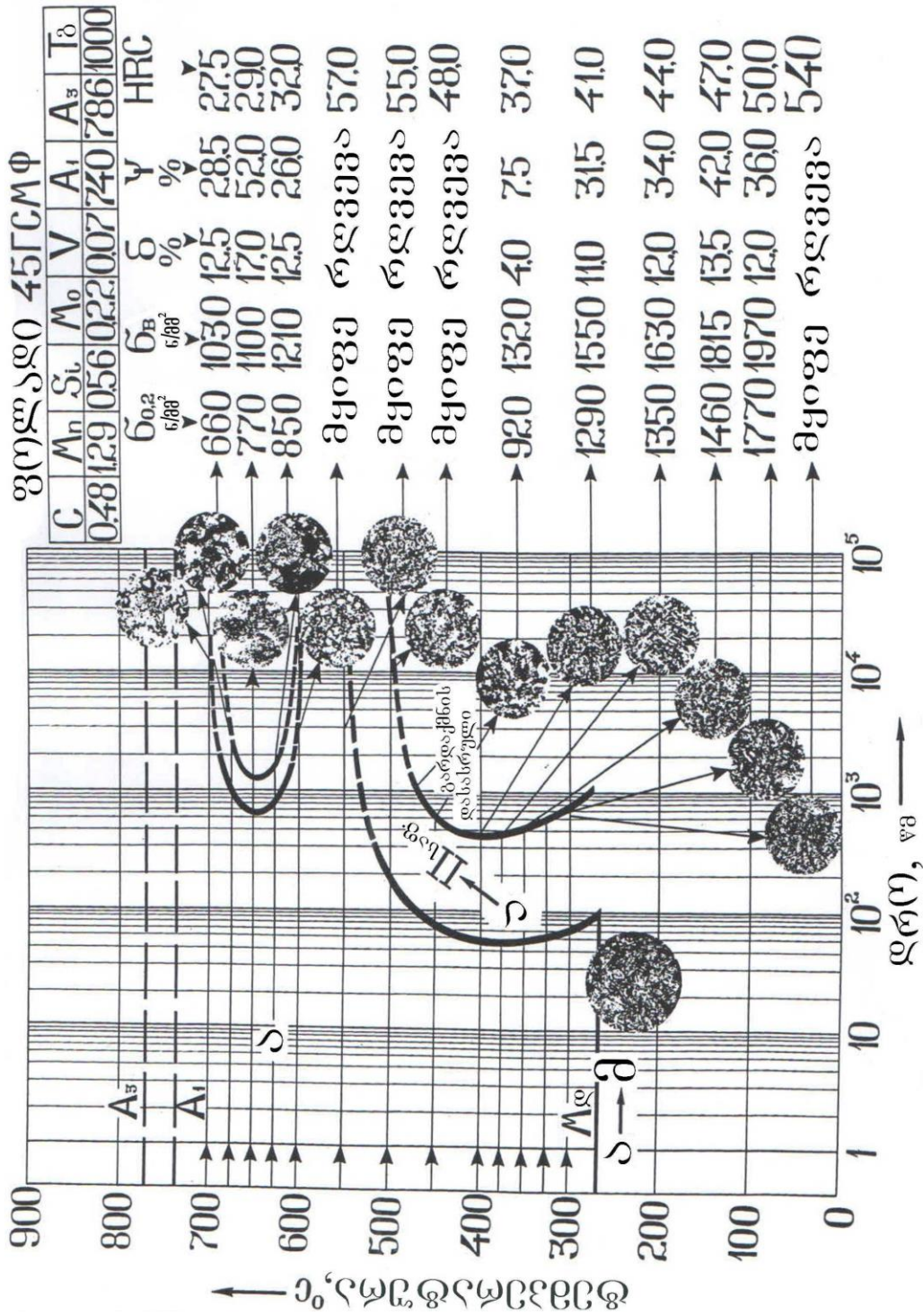


C	0,44
Mn	0,94
Si	0,50
Mo	0,25
V	0,07
A ₁	737
A ₃	770
T _δ	1000

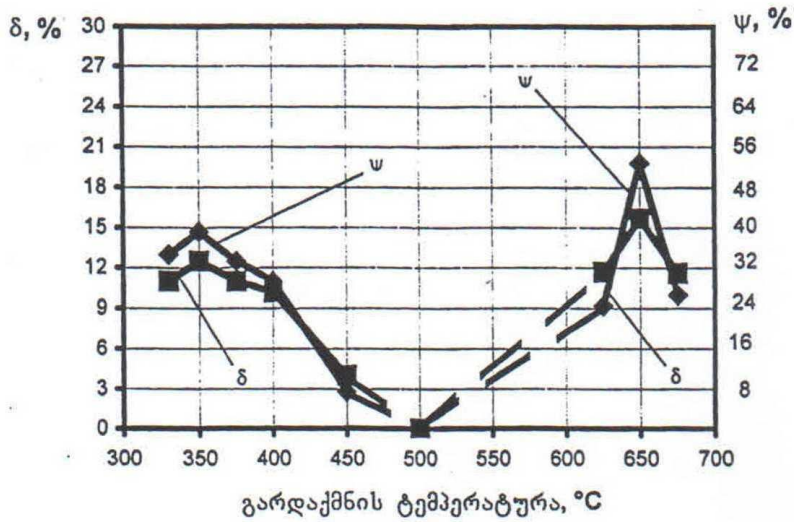
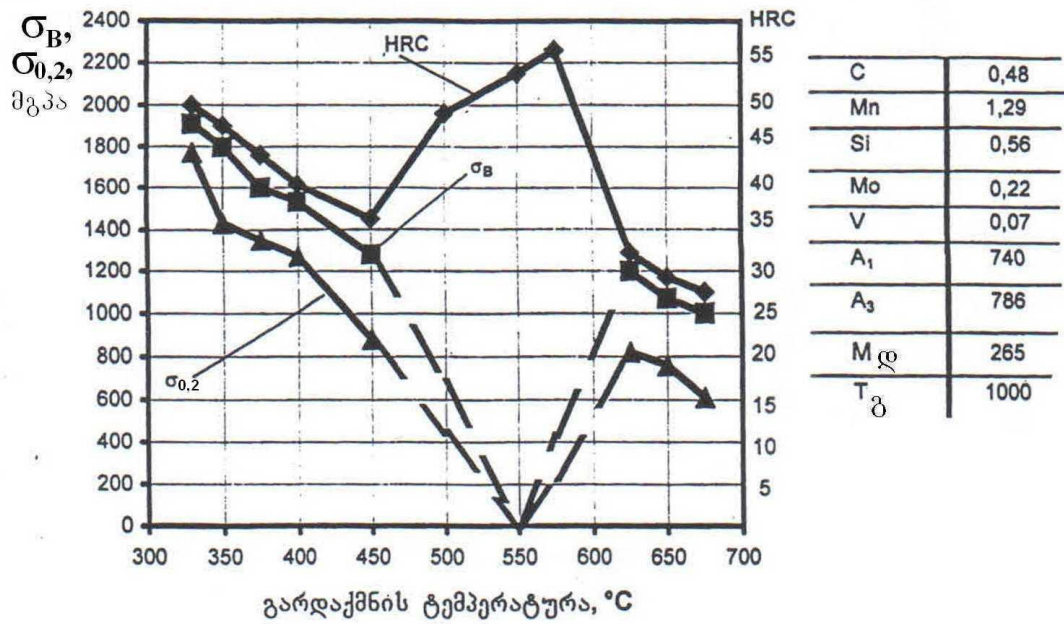


გარდაქმნის ტემპერატურა, °C	300	350	400	450	500	550	600	625	650	675
გარდაქმნის დასაწყისი, წმ	30	25	25	20	12	18	600	300	200	180
გარდაქმნის დასასრული, წმ	230	200	180	150	155	1000	3000	2000	1100	1150
გარდაქმნის ხანგრძლივობა, წმ	200	175	155	130	143	982	2400	1700	900	970

სურათი 12. აუსტენიტის იზოთერმული დაშლის ტემპერატურის გავლენა ფოლად 45MnSiMoV-ის გარდაქმნის კინეტიკასა და მექანიკურ თვისებებზე



სურათი 13. ფოლად 45ГЦМΦ -ის აუსტენიტის ოზოთერმული დაშლის კინეტიკური დიაგრამა მიკროსტრუქტურებითა და მექანიკურ თვისებათა მარეგულვებით

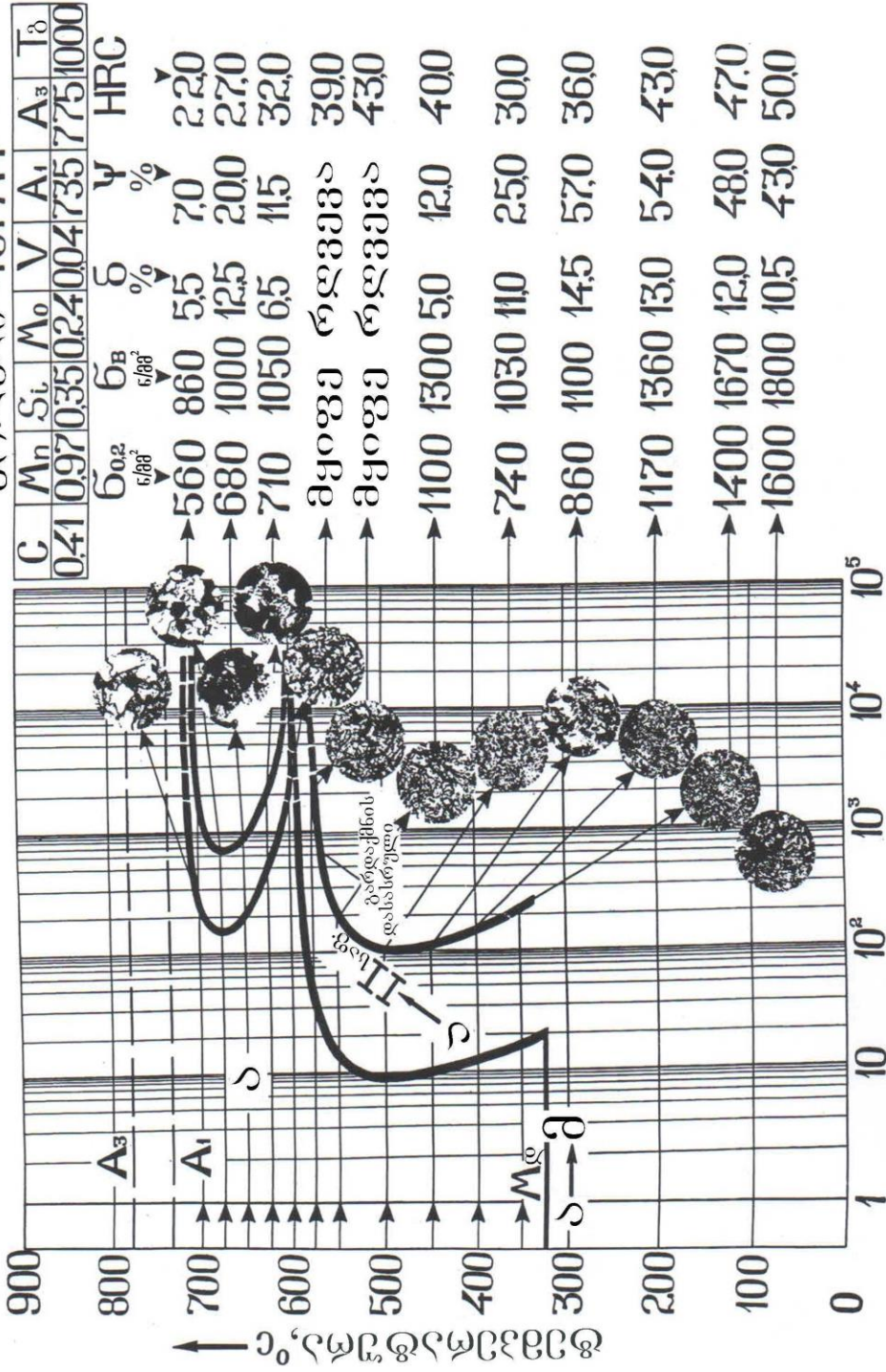


გარდაქმნის ტემპერატურა, °C	350	400	450	500	550	600	650
გარდაქმნის დასაწყისი, წმ	50	48	65	180	∞	∞	650
გარდაქმნის დასასრული, წმ	420	370	500	10 000	∞	∞	1600
გარდაქმნის ხანგრძლივობა, წმ	370	312	435	10 000	∞	∞	950

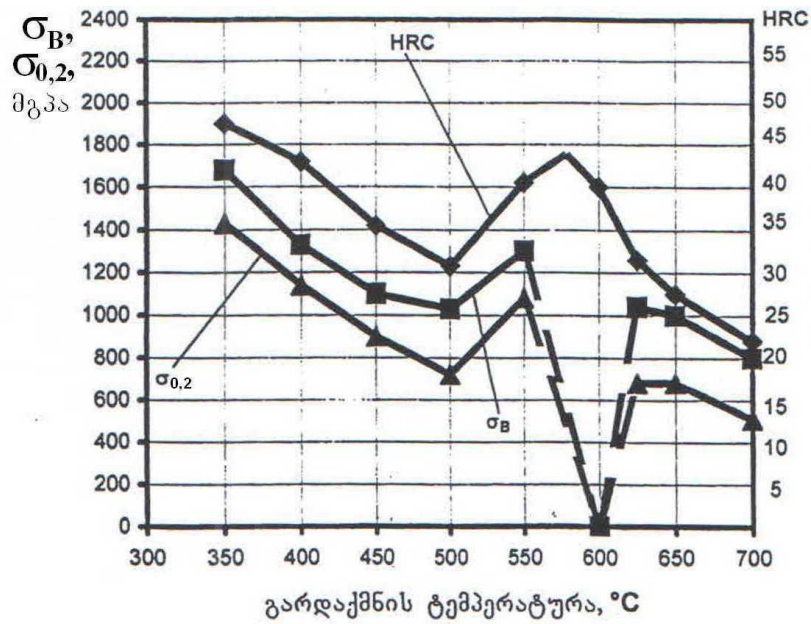
სურათი 14. აუსტენიტის იზოთერმული დაშლის ტემპერატურის გავლენა ფოლად 50MnSiMoV-ის გარდაქმნის კინეტიკასა და მექანიკურ თვისებებზე

ფოლადი 40ГМФ

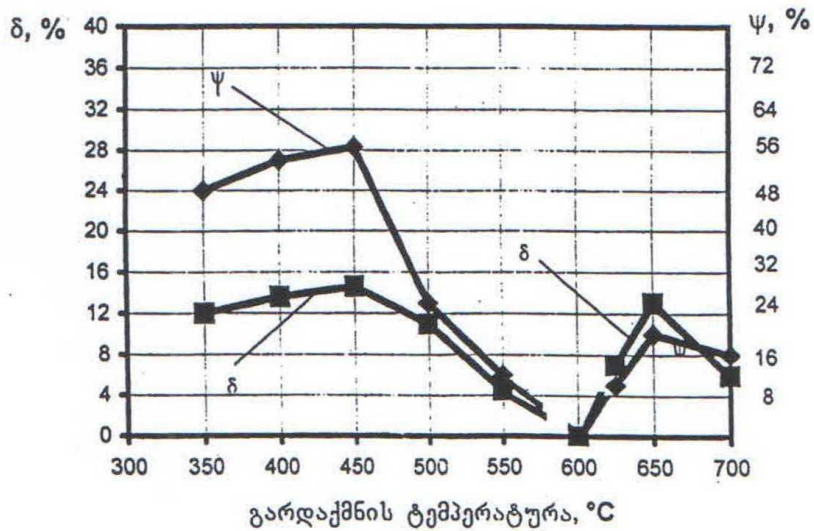
C	Mn	Si	M ₀	V	A ₁	A ₃	T ₀
0.41	0.97	0.35	0.24	0.04	7.35	7.75	1000



სურათი 15. ფოლად 40ГМФ-ის აუსტენიტის იზოთერმული დაშლის კინეტიკური დიაგრამა მიკროსტრუქტურებითა და მექანიკურ თვისებათა მარეგნებლებით



C	0,41
Mn	0,97
Si	0,35
Mo	0,24
V	0,04
A ₁	735
A ₃	775
T _დ	1000



გარდაქმნის ტემპერატურა, °C	350	400	450	500	550	600	650	700
გარდაქმნის დასაწყისი, წმ	17	14	10	8	15	10 000	200	250
გარდაქმნის დასასრული, წმ	220	155	120	110	200	∞	750	2000
გარდაქმნის ხანგრძლივობა, წმ	203	141	110	102	185	∞	550	1750

სურათი 16. აუსტენიტის იზოთერმული დაშლის ტემპერატურის გავლენა ფოლად 40MnMoV-ის გარდაქმნის კინეტიკასა და მექანიკურ თვისებებზე

აქ საუბარია იმაზე, რომ თუ ლითონურ ფუძეს თუჯებში ექნებოდა იგივე შედგენილობა, მაშინ სამუშაო ტემპერატურის გაზრდა $t=450^{\circ}\text{C}$ -მდე ვერ შეცვლიდა ინსტრუმენტის მედეგობას. იგივე ხასიათის შედეგებია დაფიქსირებული სურათებზე 7 და 8. აქაც $\psi_{\max}=42\%$ არის 400°C ტემპერატურაზე, ხოლო $\delta_{\max}=14\%$ დაფიქსირებულია 450°C -ზე.

აღნიშნული უფრო მკვეთრად არის გამოხატული სურათებზე 9 და 10. ყელის ფარდობითი შევიწროება მაქსიმუმს ($\psi_{\max}=56\%$) აღწევს 400°C ტემპერატურაზე, ხოლო ფარდობითი წაგრძელება $\delta_{\max}=16\%$ – 450°C ტემპერატურაზე.

სურათებზე 11 და 12 წარმოდგენილი მონაცემებით $40\text{ГCM}\Phi^{(2)}$ ფოლადის ყელის ფარდობითი შევიწროება და ფარდობითი წაგრძელება მაქსიმუმებს (შესაბამისად, $\psi_{\max}=45\%$ და $\delta_{\max}=15\%$) აღწევს 450°C ტემპერატურაზე.

ნახშირბადის შემცველობის გაზრდასთან ერთად ($C=0,48\%$) $45\text{ГCM}\Phi$ ფოლადისთვის პლასტიკურობის მაჩვენებლების მაქსიმუმები ($\delta_{\max}=13,5\%$ და $\psi_{\max}=42\%$) ინაცვლებს დაბალი $t=350^{\circ}\text{C}$ ტემპერატურისაკენ (სურ. 13 და 14).

36Г2CM ფოლადის შემთხვევაში (სურ. 5 და 6) 400°C -ზე $\sigma_{0,2}=1145 \text{ ნ/მმ}^2$, $\delta=16\%$, $\psi=58\%$.

40ГCMP ფოლადის შემთხვევაში (სურ. 7 და 8) 400°C -ზე $\sigma_{0,2}=1060 \text{ ნ/მმ}^2$, $\delta=12\%$, $\psi=42\%$.

$40\text{ГCM}\Phi^{(1)}$ ფოლადის შემთხვევაში (სურ. 9 და 10) 400°C -ზე $t_{\text{იზო}}=400^{\circ}\text{C}$ $\sigma_{0,2}=1150 \text{ ნ/მმ}^2$, $\delta=14\%$, $\psi=50\%$.

$40\text{ГCM}\Phi^{(2)}$ ფოლადის შემთხვევაში (სურ. 11 და 12) $t_{\text{იზო}}=400^{\circ}\text{C}$ -ზე $\sigma_{0,2}=1220 \text{ ნ/მმ}^2$, $\delta=13\%$, $\psi=43\%$.

$45\text{ГCM}\Phi$ ფოლადის შემთხვევაში (სურ. 13 და 14) $t_{\text{იზო}}=350^{\circ}\text{C}$ -ზე $\sigma_{0,2}=1460 \text{ ნ/მმ}^2$, $\delta_5=13,5\%$, $\psi=42\%$.

$40\text{ГM}\Phi$ ფოლადის შემთხვევაში (სურ. 15 და 16) $t_{\text{იზო}}=450^{\circ}\text{C}$ -ზე $\sigma_{0,2}=860 \text{ ნ/მმ}^2$, $\delta_5=14,5\%$, $\psi=57\%$.

განხილულიდან ჩანს, რომ როდესაც ფოლადებზე არსებულ დიაგრამებს გამოვიყენებთ თუჯებში ოპტიმიზაციის საკითხების გადასაწყვეტად, წინა პლანზე გამოდის პლასტიკურობის მაჩვენებლის დონე, რაც შეეხება

დენადობის ზღვარს (საერთოდ, სიმტკიცის მაჩვენებლებს), ბენიტური თუჯის სიმტკიცის მაჩვენებლები ადვილად მიიღება ბენიტური გარდაქმნის შედეგად, ხოლო პლასტიკურობის მაჩვენებლები მიიღება TRIP-ეფექტების რეალიზაციით ($\gamma \rightarrow P_{\text{ბალ}} \rightarrow \alpha$) გარდაქმნის დროს. თუ აღნიშნული პროცესები ნორმალურად ვითარდება ბენიტური კლასის ფოლადებში, თუჯებში (ADI) დაფიქსირებულია გარკვეული სახის პრობლემები.

ბენიტური გარდაქმნის პროცესი თუჯებშიც ($C_{\text{ფუძის}} \approx 0,40-0,50\%$) ტრადიციულად იწყება ნახშირბადის გადანაწილებით, ნახშირბადით მდიდარი და ღარიბი უბნების წარმოქმნით.

არსებულ მონაცემების ანალიზზე და საკუთარი ექსპერიმენტების შედეგებზე დაყრდნობით რეკომენდებულია:

1. ბენიტზე იზოთერმულად ნაწრთობი სფერულგრაფიტის თუჯი – ADI ($\sigma_B=850$ ნ/მმ²; $\sigma_{0,2}=750$ ნ/მმ²; $\delta_5=4,8\%$) შემომგლინავი დგანების სამართლებების დასამზადებლად, DI-ის (სფერულგრაფიტის თუჯის $\sigma_B=580$ ნ/მმ²; $\sigma_{0,2}=390$ ნ/მმ²; $\delta_5=8\%$) ნაცვლად [39, 40];
2. თუჯის ფუძის ყოველნაირი მიახლოება ბენიტური კლასის საშუალონახშირბადიან ფოლადებთან (მაგალითად: 40ГСМР, 40ГСМФ, 40ГМФ), რაც საშუალებას იძლევა ბენიტური კლასის ფოლადებზე მიღებული შედეგები ($\sigma_B=1250-1360$ ნ/მმ²; $\sigma_{0,2}=1060-1170$ ნ/მმ²; $\delta_5=12-14\%$) გამოყენებული იქნეს ბენიტური თუჯის წარმოებისას [39, 40];
3. მუშაობა ვაწარმოთ ზედა ბენიტზე, რაც არ გამორიცხავს გახურებას A_1-A_3 ტემპერატურულ ინტერვალში, მაგალითად, ფოლად 40ГМФ(Ca)-ზე მიღებული შედეგები: $A_{\text{გახ}}=740^\circ\text{C}$, $\tau'_{\text{დაყ}}=5-10$ წთ, $A_{\text{იზო}}=390-407^\circ\text{C}$, $\tau'_{\text{დაყ}}=36-120$ წმ $\rightarrow \rightarrow \sigma_B=870-950$ ნ/მმ², $\sigma_{\text{დ}}=1060-1170$ ნ/მმ²; $\sigma_5=14,7-17,8$ %, რაც ბენიტური თუჯის საკონსტრუქციო სიმტკიცის სტაბილური გაზრდის საშუალებას იძლევა. თუ სამუშაო ტემპერატურა ნაკლები იქნება 400°C -ზე, მაშინ გამოყენებული იქნება ADI, ხოლო უფრო რთულ პირობებში ($t_{\text{სამ}} > 400^\circ\text{C}$) – ბენიტური თუჯი [39, 40];
4. რუსთავის მეტალურგიული ქარხნის პირობების გათვალისწინებით, ბე-

ინიტური თუჯისაგან შეიძლება დამზადდეს: მილსაგლინავი ინსტრუმენტი, სორტული დგანის არმატურა, რთულ პირობებში მომუშავე ლილვები, კბილანები და სხვა, რაც მთავარია, სხვადასხვა სახის გლინები [40].

რმქ-ს სამსხმელო საამქროში, ჩვენი რეცეპტურით გამოდნობილი იქნა ბენიტური თუჯის კომპოზიციები და ჩამოსხა შემომგლინავი დგანის სამართულები.

2.2. ბენიტზე იზოთერმულად ნაწრთობი მაღალმტკიცე თუჯი

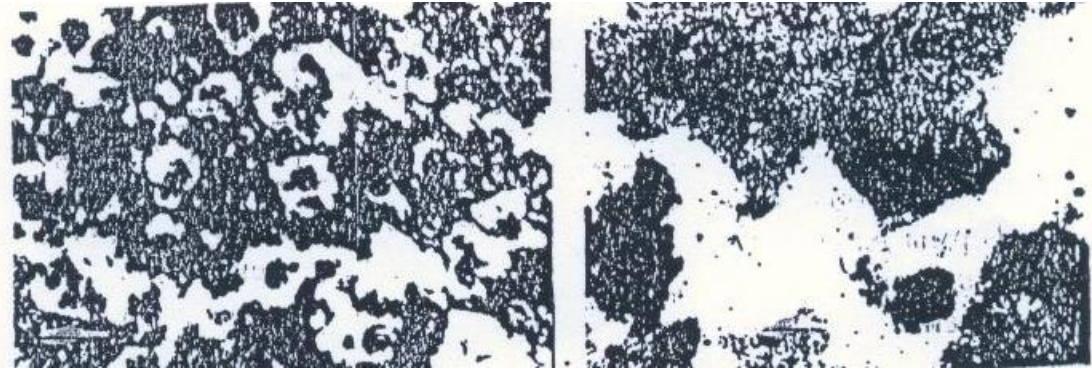
გამოდნობილი თუჯების ქიმიური შედგენილობები, მექანიკურ თვისებათა მახასიათებლები და მეტალოგრაფიული კვლევის შედეგები წარმოდგენილია ცხრილებში 7, 8 და სურათებზე 17, 18.

ცხრილი 7. გამოდნობილი თუჯების ქიმიური შედგენილობა

№	ქიმიური ელემენტების შემცველობა, მასური %.					
	C	Si	Mn	Mg	S	P
1	3,3	1,39	0,59	0,036	0,010	0,110
2	3,3	2,75	0,48	0,040	0,032	0,110
3	3,0	3,94	0,55	0,044	0,014	0,061

ცხრილი 8. ბენიტზე იზოთერმულად ნაწრთობი მაღალი სიმტკიცის თუჯის (ADI) მექანიკურ თვისებათა მაჩვენებლები სხვადასხვა რეჟიმით დამუშავებისას

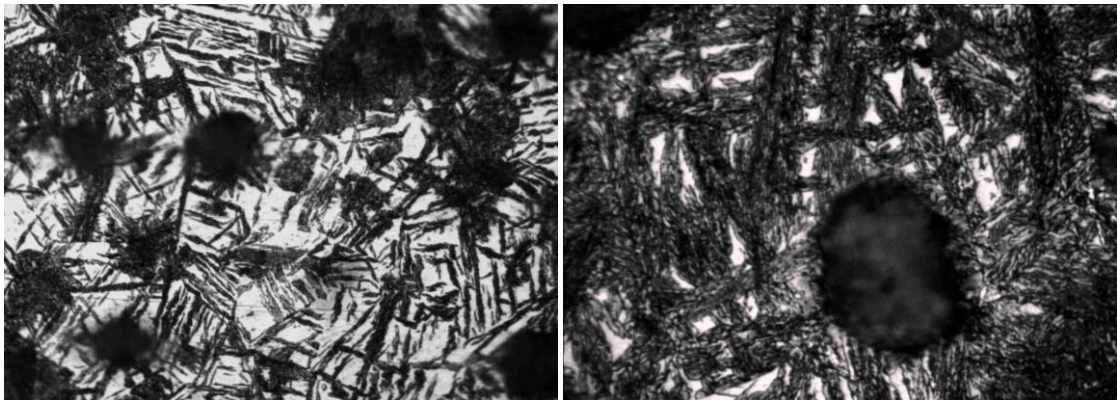
№	910°C ტემპერატურაზე აუსტენიზაციისას დაყოვნების ხან- გრძლივობა, წუთი.	370°C ტემპერატურაზე დაყოვნების ხან- გრძლივობა იზო- თერმული წრთო- ბის დროს, წუთი.	მექანიკურ თვისებათა მაჩვენებლები			
			σ_B , ნ/მმ ²	$\sigma_{0,2}$, ნ/მმ ²	δ_5 , %	ψ , %
1	120	120	864	796	0,5	4,5
2	120	5	890	700	2,8	5,0
		8	850	740	1,2	3,0
		17	850	630	2,8	3,0
		30	850	760	4,8	3,4
		122	880	750	0,7	0,6
3	120	10	688	688	0	0



ა) X100

ბ) X400

სურათი 17. სხმული თუჯი
(C=3,3%; Si=2,75%.)



ა) X400

ბ) X1000

სურათი 18. ბეინიტზე იზოთერმულად ნაწრთობი სფერულგრაფიტის თუჯი
C=3,3%; Si=1,39%; Mn=0,59%; Mg=0,036%.

ექსპერიმენტების დროს, სხვა საკითხებთან ერთად, ყურადღების ცენტრში იყო სილიციუმის გავლენა. თუ განვიხილავთ გამარტივებულ მოდელს, მაგალითად: 2,5% სილიციუმის შემცველობის შემთხვევაში რკინას (სილიციუმით ლეგირებულ ფერიტს) ალოტროპიზმთან (ფაზურ გარდაქმნებთან) ერთად დაკარგული აქვს დარტყმითი სიბლანტე ($a < 20$ ჯ/სმ²), ხოლო 1,0% სილიციუმის შემცველობის შემთხვევაში მენაჟეს ტიპის გლუვნასერიანი ნიმუშის გამოცდით განსაზღვრული დარტყმითი სიბლანტის მნიშვნელობა რკინა-სილიციუმის შენადნობისათვის მიახლოებით არის 100 ჯ/სმ². რა თქმა უნდა, მრავალკომპონენტის შენადნობი უფრო რთული სისტემაა და აღ-

ნიშნული (სასურველი) შედეგები შეიძლება შეიცვალოს, მით უმეტეს, როცა საუბარია ახალ გრაფიტწარმომქმნელ ელემენტ ალუმინზე [8].

წინასწარი გათვლებით 1% Si უნდა შეცვალოს 0,5-0,7%-მა ალუმინმა. თუ ეს ექსპერიმენტულად შესაძლებელი გახდა, მაშინ გადასაწყვეტი იქნება ალუმინის აქტიურობასთან დაკავშირებული ტექნოლოგიური პრობლემები (მაგალითად: თხევადი ალუმინის გამოყენება – პროფესორ ბარანოვის ხერხი). არ არის გამორიცხული აგრეთვე, სილიციუმისა და ალუმინის ერთდროულმა მოქმედებამ (კუმშვა-გაფართოება) გამოიწვიოს გართულებები გრაფიტიზაციის პროცესებში და სხვა.

სასტარტო პირობებიდან გამომდინარე, კვლევები გავაგრძელებთ №2 და №3 ნაღნობებზე (ცხრილი 7, სურ. 17). შესწავლილ იქნა თუჯის მექანიკურ თვისებათა მახასიათებლების ცვლილება იზოთერმული წრთობის დროს სხვადასხვა დაყოვნებისაგან დამოკიდებულებით, როდესაც ტემპერატურა გამახურებელ აბაზანაში იყო 910°C, ხოლო ტემპერატურა იზოთერმული წრთობის აბაზანაში იყო 370°C.

მიღებულ მონაცემებზე დაყრდნობით (ცხრილი 8), უკეთესი ფარდობითი შევიწროებით ამ სამ ნაღნობს შორის ხასიათდება №1, ხოლო 370°C ტემპერატურაზე იზოთერმული წრთობისას დაყოვნების ოპტიმალური დროა 5 წუთი ($\sigma_B=890$ ნ/მმ²; $\sigma_{0,2}=700$ ნ/მმ²; $\delta_5=2,8\%$; $\psi=3\%$).

ამ ნაღნობის მიკროსტრუქტურა იზოთერმული წრთობის შემდეგ ზედა ბენიტია გრაფიტის სფერული ჩანართებით (სურათი 18).

2.3. თუჯის ფუძის ყოველმხრივი მიახლოება ბენიტური კლასის საშუალონახშირბადიან ფოლადებთან

როგორც გვეხსენება აღნიშნული, აუსტენიტის შუალედური გარდაქმნის პროცესის მიმდინარეობას იზოთერმულ პირობებში (პლასტიკური დეფორმაციის გარეშე) ბენიტური კლასის საშუალონახშირბადიან ფოლადებსა და ბენიტურ თუჯებში ერთნაირი ხასიათი აქვს.

ეს პროცესი იწყება ნახშირბადის ($C\approx 0,4-0,6\%$) გადანაწილებით აუსტენიტში და მთავრდება ნახშირბადით მკვეთრად ღარიბი და მკვეთრად მდი-

დარი უბნების წარმოქმნით. ღარიბი უბნები მარტენსიტული მექანიზმით მაშინვე გარდაიქმნება გარკვეულად გადაჯერებულ ბეინიტურ ფერიტად ($C \approx 0,10-0,15\%$), ხოლო მდიდარი უბნებიდან ადგილი აქვს კარბიდების გამოყოფას, რომელსაც მოსდევს ფაზური გარდაქმნა ($\gamma \rightarrow B$).

ვინაიდან სილიციუმის შემცველობა თუჯებში იცვლება $Si \approx 0,50-3,00\%$ დიაპაზონში, ამიტომ მათში, ფოლადებისაგან განსხვავებით, ნარჩენი (გარდაუქმნელი) აუსტენიტის რაოდენობა მეტია. რადგან შუალედური გარდაქმნის დროს რკინისა და ჩვეულებრივი ელემენტების ატომების გადაადგილება – დიფუზია გამორიცხებულია, ამიტომ სილიციუმის გავლენა საერთოდ ბეინიტურ თუჯებში, განსაკუთრებით ADI-ში, მნიშვნელოვანია.

აღნიშნულის გამო, წინამდებარე ნაშრომში წარმოდგენილია $0,25-1,0\%$ სილიციუმის შემცველ ბეინიტური კლასის საშუალონახშირბადიან ფოლადებზე მიღებული ექსპერიმენტული მონაცემები. გაცემულია პასუხები, თუ როგორ მიმდინარეობს ბეინიტური გარდაქმნა ფოლადებში იზოთერმულ პირობებში და რა უშლის ხელს ე. წ. „ფანჯრის“ პოვნას თუჯებში.

მე-9 ცხრილში ნაჩვენებია $36\Gamma 2CM$, $40\Gamma CMP$, $40\Gamma CM\Phi^{(1)}$, $40\Gamma CM\Phi^{(2)}$, $45\Gamma CM\Phi$ და $40\Gamma M\Phi$ ფოლადების მექანიკური თვისებების მახასიათებლების ცვლილება სრული აუსტენიზაციისა და $450-350^{\circ}C$ ტემპერატურებზე იზოთერმული წრთობის შემდეგ.

როგორც ცნობილია, თუჯებზე ექსპერიმენტების ჩატარება გართულებულია იმიტომ, რომ აუცილებელია სტაბილურად იქნეს მიღებული გრაფიტის კომპაქტური ფორმა მაინც (გაჭირვებისას, ვერმიკულარულიც დასაშვებია). სხვანაირად, თუ მოხერხდება შემუშავდეს ტექნოლოგიური პროცესი, რომლის გამოყენებითაც ხელმისაწვდომი იქნება სფერულგრაფიტის თუჯის მიღება, მაშინ ჯობია ექსპერიმენტები პირდაპირ თუჯზე ჩატარდეს.

აუსტენიტის დაშლის კინეტიკური დიაგრამების არსებობა ამ მიდგომას უდავოდ გახდის მეცნიერულს. სხვა შემთხვევაში უფრო მოხერხებული და რენტაბელური იქნება თუჯების ფუძეზე, მაგალითად, თუჯზე $45C1\Gamma O$ აგებული იქნეს აუსტენიტის დაშლის საჭირო დიაგრამები. მაშასადამე, თუ-

ჯის ფუძის მიახლოება ბეინიტური კლასის საშუალონახშირბადიან ფოლა-
დებთან საგრძნობლად გაადვილებს ოპტიმიზაციის საკითხების გადაწყვე-
ტას ბეინიტური კლასის თუჯების შემუშავებისას.

**ცხრილი 9. ბეინიტური კლასის საშუალონახშირბადიანი 36Г2СМ, 40ГСМР, 40ГСМФ⁽¹⁾,
40ГСМФ⁽²⁾, 45ГСМФ და 40ГМФ ფოლადების მექანიკურ თვისებათა მაჩვენებლები 1000°C ტემპერატურიდან იზოთერმული წრთობის შემდეგ.**

№	საკვლევი ფოლადის მარკა და ქიმიური შედგენილობა, მასური %.	წრთობის ტემპერა- ტურა, °C	მექანიკურ თვისებათა მაჩვენებლები				
			σ_B , ნ/მმ ²	σ_L , ნ/მმ ²	δ_5 , %	Ψ , %	HRC
1.	36Г2СМ C=0,33; Si=0,54; Mn=1,44; Mo=0,39.	450	1060	890	17,5	54	31
		400	1300	1145	16	58	37
		350	1680	1340	13,5	49	45
2.	40ГСМР C=0,43; Si=0,53; Mn=1,25; Mo=0,20; B=0,02.	450	1140	840	14	35	34
		400	1250	1060	12	42	38
		350	1670	1360	10	38,5	46
3.	40ГСМФ ⁽¹⁾ C=0,40; Si=0,50; Mn=0,97; Mo=0,22; V=0,07.	450	1060	750	16	45	33
		400	1320	1150	14	50	38
		350	1680	1430	12	47	44
4.	40ГСМФ ⁽²⁾ C=0,44; Si=0,50; Mn=0,94; Mo=0,25; V=0,07.	450	1150	890	15	45	36
		400	1450	1220	13	43	41
		350	1720	1400	11,5	35	48
5.	45ГСМФ C=0,45; Si=0,56; Mn=1,29; Mo=0,22; V=0,07.	450	1320	920	4	7,5	37
		400	1550	1290	11	31,5	41
		350	1815	1460	13,5	42	47
6.	40ГМФ C=0,41; Si=0,35; Mn=0,97; Mo=0,24; V=0,04.	450	1100	860	14,5	57	36
		400	1360	1170	13	54	43
		350	1670	1400	12	48	47

რაც შეეხება ADI-ს, ახალი გრაფიტაზორების (Al, Si, Ca) შემოტანა და
სილიციუმის რაოდენობის შემცირება 1%-მდე უდავოდ მოითხოვს ექსპერი-
მენტულ დასაბუთებას (იყო 350C2, გვექნება 350C1Ю), ასევე, კომპოზიციის
45C1Ю აუსტენიტის დაშლის დიაგრამების ახლებური წარმოდგენა [8]
გაადვილებს, მეცნიერულს გახდის, ე. წ. „ფანჯრის“ პოვნის საკითხებს.

2.4. ორფაზა არიდან ბეინიტზე იზოთერმულად ნაწრობი 40ГМФ(Ca) ფოლადის სტრუქტურა და მექანიკური თვისებები

სფერულგრაფიტისანი თუჯების თერმული დამუშავება (იზოთერმული წრობა) დაკავშირებულია სიძნელებთან. კლასიკური ლითონმცოდნეობის წესებიდან გამომდინარე, თერმისტი, წრობის ოპტიმალური ტემპერატურის შერჩევასა, არჩევანის წინაშე დგას. თუ აღებული იქნება მაღალი ტემპერატურა შესაბამისი დაყოვნებით, მაშინ აუსტენიტი მიიღება ერთფაზოვანი, მალეგირებელი ელემენტების თანაბარი განაწილებით.

ამ თითქოსდა სასურველ შედეგს თან სდევს მარცვლის ზომის ზრდა, რომელიც დაკავშირებულია შენადნობის თვისებების გაუარესებათან (ცნობილია, რომ ახალი ფაზის კრისტალები თავსდება – იზრდება ყოფილი ფაზის მარცვლების ზომებში – საზღვრებში, ე. ი. ადგილი აქვს ე. წ. „მემკვიდრეობით გადაცემას“; გაზრდილი აუსტენიტის მარცვლები, ფაზური გადაკრისტალბის შემდეგ, წარმოქმნიან მსხვილმარცვლოვან სტრუქტურას და პირიქით). აღნიშნულიდან გამომდინარე, ტექნოლოგი ირჩევს რაღაც შუალედურს.

ზემოთ აღნიშნულს თუჯებში ემატება გრაფიტის არსებობა და, ფოლადებთან შედარებით, სილიციუმის გაზრდილი რაოდენობა, რომლის გათანაბრებას სჭირდება მაღალი ტემპერატურა და ხანგრძლივი დაყოვნება, რაც ხელს უწყობს გრაფიტის გახსნას აუსტენიტში. ამით კი ძირეულად იცვლება სტრუქტურათა წარმოქმნის პროცესი. ეს ყველაფერი გვაიძულებს გახურების ტემპერატურა დაწეულ იქნეს A_3 -მდე და არ გამოირიცხება, ასევე, გახურება A_1 - A_3 ტემპერატურებს შორის.

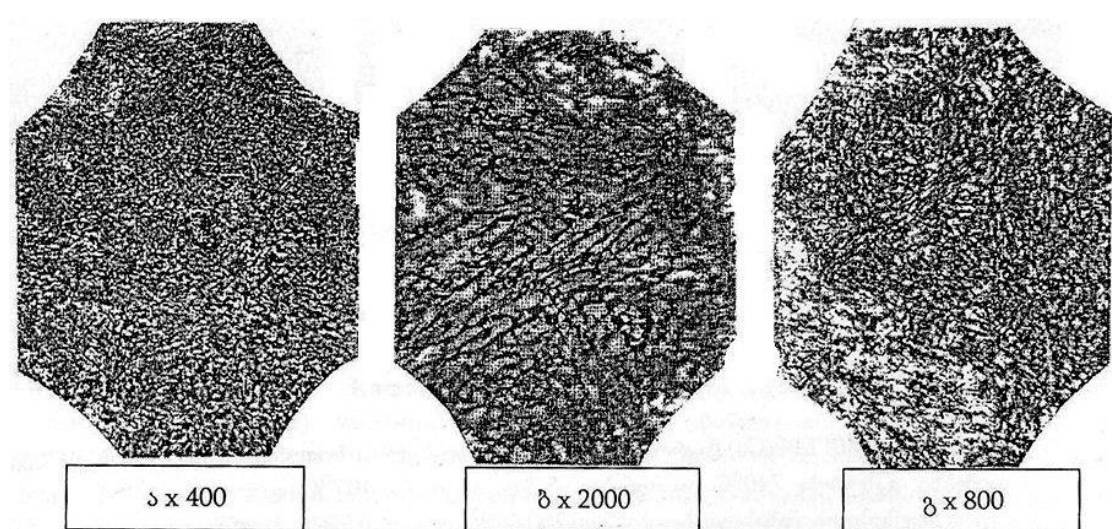
ამოცანის გარკვეული გამარტივების მიზნით, ამ საკითხის შესწავლა დავიწყეთ ბეინიტური კლასის ფოლადზე 40ГМФ(Ca). საკვლევი ფოლადი (40ГМФ(Ca): C=0,40%; Si=0,37%; Mn=0,88%; Mo=0,26%; V=0,13%; Ca=0,01%; S=0,028%; P=0,023%) გამოდნობილი იყო რუსთავის მეტალურგიული ქარხნის სამსხმელო საამქროს 5-ტონიან ელექტრორკალურ მქავეამონაგიან ლუმელში. შეისწავლებოდა სორტული ნაგლინი, რომლისგან მზადდებოდა გაჭიმვაზე გამოსაცდელი ნიმუშები და შლიფები მიკროანალიზისათვის. საკ-

ვლევ ნიმუშებს იზოთერმული წრთობა უტარდებოდათ ღუმელ-აბაზანებში, გაჭიმვაზე გამოცდები – FPZ-100 ტიპის სიმტკიცის გამომცდელ უნივერსალურ მანქანაზე (წნეხზე), ხოლო მეტალოგრაფიული კვლევები – ოპტიკურ მიკროსკოპზე Neophot 21.

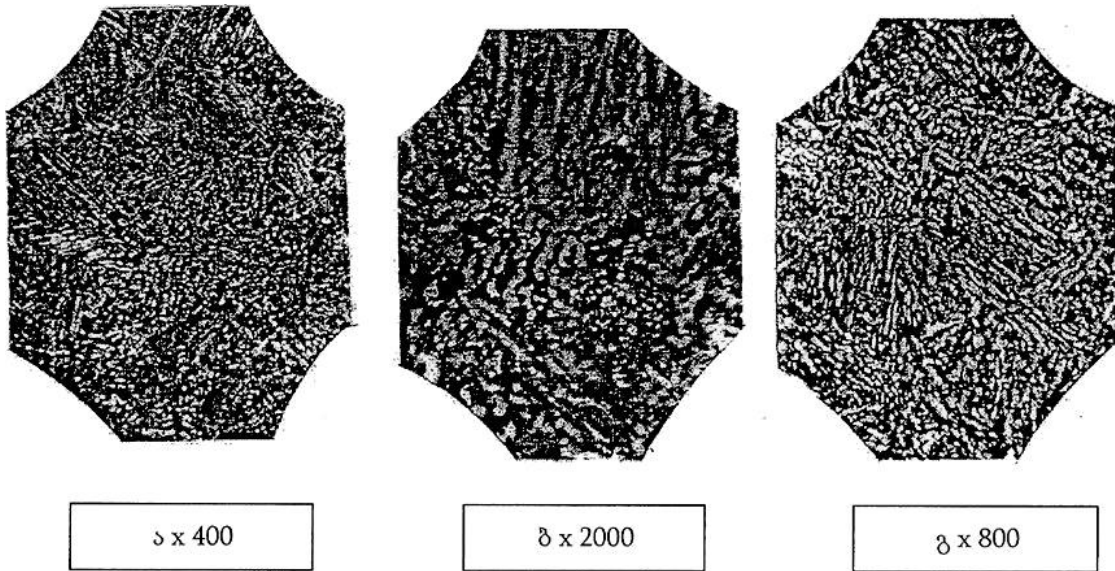
ექსპერიმენტების მონაცემები იზოთერმული წრთობის სხვადასხვა რეჟიმზე მექანიკურ თვისებათა მახასიათებლებით წარმოდგენილია ცხრილში 10 და მიკროსტრუქტურული ანალიზის შედეგებით – სურათებზე 19-21.

ცხრილი 10. ბენიტური კლასის კალციუმის 40ГМФ ფოლადის მექანიკური თვისებები ორფაზა არიდან იზოთერმული წრთობის შემდეგ

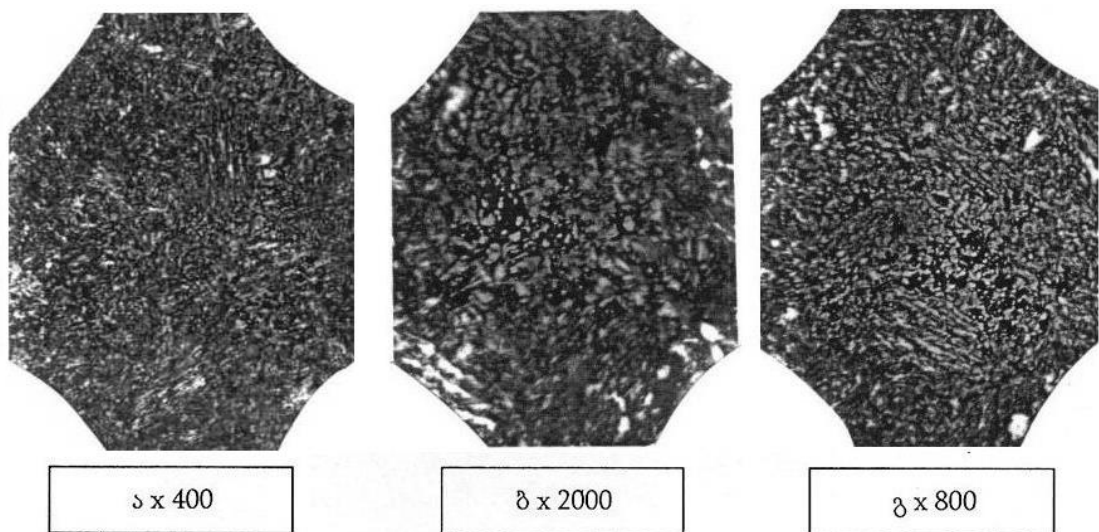
ფოლადის დამუშავების რეჟიმები	მექანიკურ თვისებათა მახასიათებლები					
	S_K , ნ/მმ ²	σ_B , ნ/მმ ²	$\sigma_{\text{დ}}$, ნ/მმ ²	δ_5 , %	Ψ , %	$\Delta = \sigma_B - \sigma_{\text{დ}}$
$t_{\text{გაბ}} = 740 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau'_{\text{დაყ}} = 10 \text{ წთ}$, $t_{\text{გაც}} = 350 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau''_{\text{დაყ}} = 50 \text{ წმ}$.	1230	910	580	17,8	28	330
$t_{\text{გაბ}} = 740 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau'_{\text{დაყ}} = 5 \text{ წთ}$, $t_{\text{გაც}} = 392 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau''_{\text{დაყ}} = 120 \text{ წმ}$.	1380	870	600	14,7	45	270
$t_{\text{გაბ}} = 740 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau'_{\text{დაყ}} = 10 \text{ წთ}$, $t_{\text{გაც}} = 407 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau''_{\text{დაყ}} = 36 \text{ წმ}$.	1260	950	620	16,3	25	330



სურათი 19. იზოთერმულად ნაწრთობი 40ГМФ(Ca) ფოლადის მიკროსტრუქტურა
(რეჟიმი: გახურება 740°C, დაყოვნება 10 წთ, გაცივება 350°C დაყოვნებით 50 წმ; მექანიკურ თვისებათა მახასიათებლები: $S_K = 1230 \text{ ნ/მმ}^2$, $\sigma_B = 910 \text{ ნ/მმ}^2$, $\sigma_{\text{დ}} = 580 \text{ ნ/მმ}^2$, $\delta_5 = 17,8 \text{ } \%$, $\Psi = 28 \text{ } \%$.)



სურათი 20. იზოთერმულად ნაწრთობი 40ГМФ(Ca) ფოლადის მიკროსტრუქტურა
 (რეჟიმი: გახურება 740°C, დაყოვნება 5 წთ, გაცივება 392°C დაყოვნებით 120 წმ; მექანიკურ თვისებათა მახასიათებლები: $S_K=1380$ ნ/მმ², $\sigma_B=870$ ნ/მმ², $\sigma_{\text{ღ}}=600$ ნ/მმ², $\delta_5=14,7$ %, $\Psi=45$ %.)



იზოთერმულად ნაწრთობი 40ГМФ(Ca) ფოლადის მიკროსტრუქტურა
 (რეჟიმი: გახურება 740°C, დაყოვნება 10 წთ, გაცივება 407°C დაყოვნებით 36 წმ; მექანიკურ თვისებათა მახასიათებლები: $S_K=1260$ ნ/მმ², $\sigma_B=950$ ნ/მმ², $\sigma_{\text{ღ}}=620$ ნ/მმ², $\delta_5=16,3$ %, $\Psi=25$ %.)

მე-11 და მე-12 ცხრილებში წარმოდგენილია 40ГCMΦ და 40ГMΦ ფოლადების საწარმოო ნადნობების ქიმიური შედგენილობები და მექანიკურ თვისებათა მახასიათებლები 900°C ტემპერატურაზე ნორმალიზაციისა და 600°C ტემპერატურაზე მოშვების შემდეგ.

ცხრილი 11. 40ГCMΦ და 40ГMΦ ფოლადების საწარმოო ნადნობების ქიმიური შედგენილობები

ფოლადები	ქიმიური ელემენტების შემცველობა მასურ პროცენტებში						
	C	Si	Mn	S	P	Mo	V
40ГCMΦ	0,40	0,52	0,97	0,035	0,017	0,22	0,07
40ГMΦ	0,36	0,43	0,96	0,029	0,020	0,27	0,07

ცხრილი 12. საწარმოო პირობებში გამოდნობილი 40ГCMΦ და 40ГMΦ ფოლადების მექანიკური თვისებები 900°C ტემპერატურაზე ნორმალიზაციისა და 600°C ტემპერატურაზე მოშვების შემდეგ

ფოლადები	მექანიკურ თვისებათა მახასიათებლები					
	$\sigma_{\text{დ}}$, ნ/მმ ²	$\sigma_{\text{Б}}$, ნ/მმ ²	δ_5 , %	Ψ , %	$a_1=a_{\text{в}}+a_{\text{г}}$, 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-11 და მე-12 ცხრილების მონაცემებით, ორივე შემთხვევაში სახეზეა მაღალი საკონსტრუქციო სიმტკიცის მაჩვენებლები, მაგრამ უპირატესობა $\text{Si} \geq 0,52\%$ ფოლადის მხარესაა. როგორც გვქონდა აღნიშნული, სილიციუმი ზღურბლის ზემოთ ($\text{Si} \geq 0,50\%$) აადვილებს ნახშირბადის გადანაწილებას, ე. ი. – ბენიტური გრდაქმნის პროცესს, რომელიც უფრო ორგანიზებულად მიმდინარეობს. საბოლოოდ, ყველა დამუშავების შემდეგ სტრუქტურა (ფართო გაგებით) უფრო ერთგვაროვანია, ვიდრე როდესაც $\text{Si} = 0,43\%$ (ანდა როდესაც $\text{Si} > 0,50\%$ [39]).

ბენიტური კლასის ფოლადებზე ჩატარებული ანალიზის მიხედვით, ბენიტურ თუჯებში საჭირო საკონსტრუქციო სიმტკიცის მისაღებად პრობლემური საკითხები არ უნდა არსებობდეს ან მათ პრობლემური ხასიათი არ უნდა ჰქონდეთ [39].

ამოცანის გამარტივების მიზნით. ჩვენ დავუშვით, რომ საქმე გვაქვს ორ-კომპონენტური სისტემასთან Fe-C (C=0,40%, $A_{გაბ}=740^{\circ}\text{C}$). ტრადიციული ხერხით გათვლილი ფაზათა თანაფარდობა ძალზე განსხვავებული აღმოჩნდა რეალური – მრავალკომპონენტური სისტემისგან (სურ. 19-21): ბინიტის ფონზე შეინიშნება დიფუზიური გარდაქმნის პროდუქტები, რომელთა რაოდენობა მცირეა. მექანიკური თვისებების მახასიათებლები მოყვანილ რეჟიმებზე იცვლება შემდეგ დიაპაზონში $\sigma_B=870-950$ ნ/მმ²; $\sigma_{\text{დ}}=580-620$ ნ/მმ²; $\delta_5=14,7-17,8\%$; $\psi=25-45\%$. თუ ნახშირბადის შემცველობა თუჯის ფუძეში იქნება $\approx 0,40\%$, გახურების ტემპერატურა კი 740°C -ის. მაშინ სფერულგრაფიტის თუჯის იგივე რეჟიმებზე იზოთერმული წრთობის შედეგები, სტრუქტურა და თვისებები უნდა შეიცვალოს ზემოთ მოყვანილი კანონზომიერებით.

წინასწარი გათვლებით გრაფიტოზატორების შემცველობას ახალ ვარიანტში აქვს შემდეგი სახე: Si $\approx 1,0\%$; Al $=0,5-0,7\%$; Ca $\approx 0,04\%$. სხვანაირად, კომპოზიციის 350C1H ტიპის ფოლადზე, რაც მნიშვნელოვნად გაამარტივებს ამოცანის გადაწყვეტას წრთობის რეჟიმების დადგენისას A₁-A₃ ტემპერატურულ შუალედში გახურებისას. ყველაფერი ეს ბინიტური თუჯის საკონსტრუქციო სიმტკიცის სტაბილური გაზრდის საშუალებას მოგვცემს.

კაცობრიობის განვითარების ისტორია მჭიდროდ არის დაკავშირებული ლითონურ მასალებთან, კერძოდ – შენადნობებთან რკინის ფუძეზე – ფოლადებსა და თუჯებთან. მათი წარმოების ტემპი მიუთითებს იმაზე, რომ რკინის შენადნობები პირველობას სტაბილურად ინარჩუნებენ.

განვითარების გზაზე მნიშვნელოვანი იყო რუხი თუჯის მიღება, ცოტა მოგვიანებით (XX საუკუნის 50-იანი წლები), რუხი თუჯის მოდიფიცირებით, მაღალი სიმტკიცის რუხი თუჯის მიღება. ჩამოსხმით მიღებული ნაკეთობების მექანიკური თვისებების მახასიათებლების გაუმჯობესება, ძირითადად განპირობებული იყო გრაფიტული ჩანართების ფორმის შეცვლით, თუ გრაფიტულ ჩანართებს ჩავთვლით სიცარიელეებად (დეფექტებად), მაშინ გრაფიტის ფირფიტოვანი ფორმის შეცვლა სფეროსმაგვარით უფრო ნაკლებად აზიანებდა ნაკეთობის თვისებებს.

თუჯს გაეზარდა სიმტკიცე და გაუჩნდა გარკვეული დონის პლასტიკურობის მახასიათებლები. ამან კი არსებულთან (ცივად ჭრით დამუშავების სიადვილე, ცვეთამედეგობა, ვიბრაციების ჩახშობის კარგი უნარი და სხვ.) ერთად განაპირობა მისი (ВЧ – высокопрочный чугун, DI – Ductile Iron – პლასტიკური თუჯი) ფართომასშტაბიანი გამოყენება მანქანათმშენებლობასა და სხვა დარგებში.

XX საუკუნის მეორე ნახევარში მსოფლიო არენაზე გამოდის ე. წ. „TRIP-ფოლადები“, საიდანაც საფუძველი ეყრება ფაზური გარდაქმნებით განპირობებულ პლასტიკურობის გაზრდას. სტუ-ს „მასალათა თვისებების ლაბორატორიამ“ (ჯერ სექტორმა) ამ მიმართულებით მუშაობა დაიწყო XX საუკუნის 70-იან წლებიდან, წარმატებით შეისწავლებოდა და ახლაც ინტენსიურად შეისწავლება TRIP-პროცესები, როგორც საშუალონახშირბადიან, ისე ბენიტური კლასის სხვა ფოლადებში.

მოვიყვანთ ასეთ მაგალითს: ორი ფოლადი (40ГCMΦ და 40ГMΦ – საავტორო მოწმობები №1208090 და №1362058 შესაბამისად) ერთმანეთისაგან განსხვავდებოდა მხოლოდ სილიციუმის შემცველობით (40ГCMΦ-ში Si=0,50-0,70%, 40ГMΦ-ში კი Si=0,25-0,40%). სილიციუმის შედარებით მაღალი დონე პირველ ფოლადში, სხვა ეფექტებთან ერთად, განაპირობებდა ნარჩენი აუსტენიტის გაზრდილ რაოდენობას, რომელიც „გაახალგაზრდაების“ შემდეგ ხელს უწყობდა მექანიკური თვისებების მახასიათებლების (განსაკუთრებით პლასტიკურობის) გაუმჯობესებას.

ნაჩვენები იყო, ასევე, რომ სილიციუმის რაოდენობის გაზრდით მატულობდა ნარჩენი აუსტენიტის რაოდენობა. ჩვენს მიერ გამოთქმული იქნა ჰიპოთეზა იგივე ეფექტების არსებობის შესახებ რუხ თუჯებში, განსაკუთრებით „DI“-ში, რაც დადასტურდა გასული საუკუნის 80-90-იან წლებში მსოფლიო მასშტაბით ჩატარებული ექსპერიმენტებით. იზოთერმული წრთობის დროს ბენიტზე, სტრუქტურაში ბენიტთან ერთად მიიღებოდა ნარჩენი აუსტენიტის გაზრდილი რაოდენობა.

საკუთარი და არსებული ექსპერიმენტული შედეგების სისტემატურმა

ანალიზმა მიგვიყვანა შემდეგ მეცნიერულ ჰიპოთეზამდე [1-6]: დასაბუთებულია, რომ რკინაში და ბენიტური კლასის Fe-Si შენადნობებში არსებობს „სილიციუმის ზღურბლი“ ($Si > 0,50\%$).

ამ ჰიპოთეზის მიხედვით, არა მარტო ახლებურად იხსნებოდა მრავალი არსებული პროცესი (გრაფიტიზაციის, შედუღება-დადუღების, ფლოკულების წარმოქმნის, ტემპერატურული გამციფების, მაღალი სიმტკიცის მიღების და სხვ.), არამედ შეიქმნა პირობები ახალი მიმართულებების ჩამოყალიბებისათვის (მაგალითად, „წყალბადის დამაგროვებელი შენადნობები რკინის ფუძეზე“ [7]).

მოვიყვანთ მხოლოდ ორ მაგალითს, დაკავშირებულს ბენიტურ თუჯებთან:

2.4.1. გრაფიტიზაციის პროცესის ახლებური წარმოდგენა.

არსებული, დონორ-აქცეპტორული თეორია გარკვეულ დონემდე კარგად ხსნის გრაფიტიზაციის პროცესს. სილიციუმი თავისი $3S^1P^3$ ელექტრონებით უფრო კარგად „ახშობს“ რკინის ატომების აქტიურობას $3d_{(10)}^6$ – ქვეშრეზე, ვიდრე ნახშირბადი თავისი $2S^1P^3$ ელექტრონებით. სხვანაირად, სილიციუმის დონორული უნარი გაცილებით აღემატება ნახშირბადისას.

იმისათვის, რომ ეს პროცესი წავიდეს სრულად, დიდი რაოდენობით არის საჭირო სილიციუმი, რაც გამოიწვევდა ნახშირბადის მთლიან „გამოთავისუფლებას“ რკინასთან არსებული კავშირებისაგან. მაურერის სტრუქტურული დიაგრამის მიხედვით კი, სრულ გრაფიტიზაციას სჭირდება 7% სილიციუმი თუ რკინა შეიცავს 1,0% ნახშირბადს, ხოლო როდესაც ამ უკანასკნელის რაოდენობა არის 3,5%, ფერიტული ფუძის მისაღებად საკმარისია 2% სილიციუმი [8].

იმავე მიდგომით, ალუმინს თავისი $3S^1P^2$ ელექტრონებით არ შეუძლია რკინის $3d_{(10)}^6$ – ქვეშრეზე არსებული აქტიური სპინების სრული „ჩახშობა“, მაგრამ ის კარგი გრაფიზატორია.

ჩვენი მეცნიერული ჰიპოთეზის მიხედვით ძირითადია მალეგირებე-

ლი ელემენტების გავლენით – შეკუმშვით ($\Delta_1=2,48\text{\AA}_{\text{Fe}}-2,35\text{\AA}_{\text{Si}}=0,13\text{\AA}$) ან გაფართოებით ($\Delta_1=2,48\text{\AA}_{\text{Fe}}-2,86\text{\AA}_{\text{Al}}=-0,38\text{\AA}$) რკინის ატომების ისეთი დაახლოება, რომ სისტემატურად წარმოიქმნეს კოვალენტური ბუნების მაკავშირებელი ძალები. რკინა პასიური ხდება, თავისუფალი ნახშირბადი წარმოქმნის გრაფიტს.

ზემოთ აღნიშნულის დამადასტურებელია, აგრეთვე, სილიციუმისა და ალუმინის გავლენა რკინაზე. როდესაც სილიციუმის შემცველობაა 2,3%, ხოლო ალუმინისა კი – 1,5%, რკინა კარგავს ფაზური გარდაქმნის უნარს – ალოტროპიზმს ($L \rightarrow \delta \rightarrow \gamma \rightarrow \beta \rightarrow \alpha$ გარდაქმნას ცვლის $L \rightarrow \delta \rightarrow \delta_3$). ახალი წარმოდგენებით ასევე კარგად იხსნება ნორბურის პოსტულატი [9]: გრაფიტიზაციის პროცესი ჩქარდება მით მეტად, რაც უფრო დიდია სხვაობა მალეგირებელი ელემენტებისა და რკინის ატომების ზომებს შორის.

2.4.2. სიმტკიცის გაზრდის ახლებური გზები.

ჩვენი მეცნიერული ჰიპოთეზა კარგად ხსნის ბენიტური გარდაქმნის, ბენიტური კლასის შენადნობების (როგორც ფოლადების, ასევე, თუჯების) ფართო გამოყენებას. რკინის თანდათანობითი გადაყვანა პასიურ მდგომარეობაში ($\text{Si} \geq 0,50\%$) აადვილებს მის გადანაწილებას, ნახშირბადით ღარიბი და მდიდარი უბნების წარმოქმნის დროს.

ნახშირბადით ღარიბი აუსტენიტის უბნები მარტენსიტული მექანიზმით გარდაიქმნება გარკვეულად გადაჯერებულ ფერიტად. ნახშირბადით მდიდარი უბნებიდან (Fe-C შენადნობებში) ჯერ გამოიყოფა კარბიდები, ხოლო შემდეგ კი უდიფუზიო რეაქციით მიმდინარეობს $\gamma \rightarrow \alpha$ გარდაქმნა.

სილიციუმის გაზრდილი რაოდენობის დროს ($\text{Si}=0,5-2,5\%$), წყალბადთან ერთად, ნახშირბადით მდიდარი აუსტენიტის გარკვეული ნაწილი (მით მეტი, რაც უფრო მაღალია სილიციუმის შემცველობა) გარდაუქმნელი რჩება, მიიღება ნარჩენი აუსტენიტი $\gamma_r=10-50\%$.

ბენიტური გარდაქმნის შედეგად ადვილად მიიღება სიმტკიცის მაღალი მაჩვენებლები, ხოლო საჭირო დონის პლასტიკურობის მახასიათებლები მიიღება TRIP-ეფექტების რეალიზაციით $\gamma_r + P_{\text{მაღალი}} \rightarrow \alpha$ გარდაქმნის დროს.

სხვანაირად, ჯამურად რეალიზდება მაღალი სიმტკიცე შეხამებული „ხელოვნურად“ მიღებულ (გაზრდილ) პლასტიკურობასთან.

ახალმა მიდგომამ შეცვალა და იმავდროულად გაამარტივა საკონსტრუქციო სიმტკიცის გაზრდის გზა, რაც წარმატებით არის რეალიზებული Fe-C-Si შენადნობებში, განსაკუთრებით – ფოლადებში.

რაც შეეხება თუჯებს, სილიციუმით გადაჯერებულ ფერიტად ნახშირბადით ღარიბი აუსტენიტის გარდაქმნის ბოლოს არსებობს მცირე პაუზა, ე. წ. „ფანჯარა“ (პერიოდი, როცა შუალედური გარდაქმნის დროს წარმოქმნილი ბენიტური ფერიტის რაოდენობა მიაღწევს მაქსიმუმს, რომელსაც მოსდევს კარბიდების გამოყოფის დაწყება ნახშირბადით მდიდარი აუსტენიტის უბნებიდან, ცნობილია თერმული დამუშავების „ფანჯრის“ სახელწოდებით [10]), როცა შეიძლება გარკვეულად შეუშალო ხელი ნახშირბადით მდიდარ აუსტენიტის უბნებში შესაძლებელ არასასურველ გარდაქმნებს. ეს კი ხელმისაწვდომი გახდება მაშინ, როდესაც ოპტიმიზაციის საკითხების გადაწყვეტაში მეცნიერული მიდგომა იქნება დომინანტი.

ბენიტური თუჯი შეიძლება მიღებულ იქნეს მაღალი სიმტკიცის თუჯის იზოთერმული წრთობით ბენიტზე (ADI) და ბენიტური კლასის თუჯისაგან, მაგალითად, 350C2H2DMΦT. რა თქმა უნდა, ჩვენი ამოცანების გადასაწყვეტად გამოყენებული იქნება ორივე თუჯისაგან დამზადებული ნაკეთობები, მაგრამ „მასალათა თვისებების ლაბორატორიაში“ დაგროვილი მონაცემებით, ბენიტური კლასის შენადნობები უფრო სტაბილურად ინარჩუნებენ სტრუქტურასა და თვისებებს საწარმოო პირობებში, ვიდრე სხვა კლასის შენადნობები.

ზოგადად შევნიშნავთ, რომ ჩვენი მიდგომის გამოყენება შესაძლებელი იქნება ორივე მიმართულების შემთხვევაში. რაც უფორ ახლოს იქნება ფოლადის ქიმიური შედგენილობა თუჯის ფუძესთან, მით უფრო შედეგინად იქნება (ყველა ასპექტში) გამოყენებული ბენიტური კლასის საშუალო-ნახშირბადიან ფოლადებზე ($Si \geq 0,50\%$) არსებული მონაცემები.

წარმოდგენილ ნაშრომში ძირითადად ყურადღება გამახვილებულია

იმ შესაძლებლობებზე, რომლებიც საშუალებას მოგვცემენ ბეინიტური კლასის საშუალონახშირბადიან ფოლადებზე მიღებული მონაცემები გამოყენებულ იქნეს ბეინიტური თუჯების ოპტიმიზაციის საკითხების გადასწყვეტად, ძირითადად, შენადნობების ქიმიური შედგენილობისა და მათი თერმული დამუშავების რეჟიმების სრულყოფით. ყოელივე ეს გაადვილებს ე. წ. თერმული დამუშავების „ფანჯრის“ პოვნას.

კვლევის ობიექტად გამოყენებული გვექონდა ბეინიტური კლასის საშუალონახშირბადიანი, საწარმოო პირობებში (რმქ) გამოდნობილი შემდეგი ფოლადები: 36Г2СМ, 40ГСМР, 40ГСМФ⁽¹⁾, 40ГСМФ⁽²⁾, 45ГСМФ და 40ГМФ. მზა პროდუქციიდან (უნაკერო მილები, სორტული ნაგლინი) ჩამოჭრილი ნიმუშები (ზოლები) გამოყენებული იყო კომპლექსური კვლევების ჩასატარებლად. კერძოდ, აუსტენიტის დაშლის კინეტიკური დიაგრამების ასაგებად გამოყენებული იყო მაგნიტომეტრული, თერმომაგნიტომეტრული, თერმული, სტრუქტურული და ანალიზის სხვა მეთოდები.

გარდა ამისა, აღებულ რეჟიმზე მზადდებოდა საკვლევი ნიმუშები, მინიმუმ სამი პარალელური ექსპერიმენტის ჩასატარებლად. მიღებული მონაცემებით აგებულია აუსტენიტის დაშლის კინეტიკურ დიაგრამები (ამ შემთხვევაში – იზოთერმული), რომლებზეც დატანილია ფოლადის ქიმიური შედგენილობა, კრიტიკული წერტილები და იზოთერმების მიხედვით სტრუქტურული და მექანიკური თვისებების მახასიათებლების (სიმტკიცის σ_s და დენადობის σ_b ზღვრები, ხუთჯერადი ფარდობითი წაგრძელება δ_5 , ყელის ფარდობითი შევიწროება ψ და როქველის C სკალით გაზომილი სისალე HRC) ცვლილებები. ამდენად, სახეზეა მახასიათებლების სტრატეგიული სურათი: ქიმიური შედგენილობა და დამუშავება განაპირობებს სტრუქტურას (ფართო გაგებით), ეს უკანასკნელი კი – თვისებებს.

გარდა აღნიშნულისა, მიღებული შედეგები, ოპტიმიზაციის საკითხების გასაადვილებლად, ჩვენს მიერ წარმოდგენილია ახლებურად (ნაჩვენები იქნა, რომ მექანიკური თვისებების მახასიათებლები გაცილებით უფრო მგრძნობიარეა ფაზური გარდაქმნების მიმართ, ვიდრე კვლევის სხვა მეთოდ-

დების გამოყენებით დაფიქსირებული შედეგები). დიაგრამაზე მოცემულია მექანიკური თვისებების მახასიათებლების ცვლილება იზოთერმული წრთობის ტემპერატურის მიხედვით, ხოლო სხვა საჭირო მონაცემები მოცემულია ცხრილების სახით.

2.5. ექსპერიმენტების შედეგების განხილვა

საშუალონახშირბადიან მცირედლევირებულ ფოლადებზე – 36Г2СМ, 40ГСМР, 40ГСМФ⁽¹⁾, 40ГСМФ⁽²⁾, 45ГСМФ და 40ГМФ ჩატარებული კვლევების შედეგები მოყვანილია სურათებზე 5-16 და ცხრილებში 9 და 10. აუსტენიტის დაშლის იზოთერმულ დიაგრამებზე (სურ. 5, 7, 9, 11, 13 და 15), ტრადიციულის გარდა, მოცემულია მიკროსტრუქტურული ანალიზისა და მექანიკური გამოცდების შედეგები. ახალი სახის დიაგრამებზე (სურ. 6, 8, 10, 12, 14 და 16) მოყვანილია იზოთერმულ ტემპერატურებზე აუსტენიტის $\gamma \rightarrow \alpha$ გარდაქმნის, მექანიკური თვისებების მახასიათებლების (ზედაზე – სისალის HRC და სიმტკიცის მაჩვენებლების – სიმტკიცისა σ_B და დენადობის σ_d ზღვრების, ქვედაზე – პლასტიკურობის მახასიათებლების – ხუთჯერადი ფარდობითი წაგრძელებისა δ_5 და ყელის ფარდობითი შევიწროების ψ ცვლილება, ხოლო კრიტიკული წერტილები, შენადნობის ქიმიური შედგენილობა და იზოთერმული გარდაქმნის კინეტიკის მონაცემები (გარდაქმნის დასაწყისი, დასასრული, ხანგრძლივობა) მოცემულია ცხრილების სახით.

დასაწყისშივე შევნიშნავთ, რომ ჩვენს მიერ წარმოდგენილ დიაგრამებზე არსებული მონაცემები დიდად განსხვავდება ტრადიციულებისაგან მაშინაც კი, როცა ცალ-ცალკე დიაგრამაზე მოცემულია ფოლადების შეწრთობადობა, თერმული დამუშავებისა და გაუმჯობესების შედეგები. იქვეა ანიზოთერმული და იზოთერმული დიაგრამები, კრიტიკულ (ჩატარებულ) რეჟიმებზე მიღებული სისალის მონაცემებით [11].

სურათზე 5-16 მოყვანილი მონაცემების გამოყენებით მე-9 ცხრილში წარმოდგენილია 450°C, 400°C და 350°C ტემპერატურებზე იზოთერმული წრთობის შედეგები ბენიტური კლასის ფოლადებზე 36Г2СМ, 40ГСМР, 40ГСМФ⁽¹⁾, 40ГСМФ⁽²⁾, 45ГСМФ და 40ГМФ. მექანიკურ თვისებათა

მაჩვენებლები იცვლება შემდეგ დიაპაზონებში: სიმტკიცის ზღვარი – $\sigma_B = 1250-1550$ ნ/მმ²; დენადობის ზღვარი – $\sigma_d = 1060-1290$ ნ/მმ²; ფარდობითი წაგრძელება – $\delta_s = 11-16\%$; ყელის ფარდობითი შევიწროება – $\psi = 31,5-58\%$; მიკროსისალე – $HRC = 37-43$, რაც განპირობებულია კომპოზიციების (ფოლადების) ქიმიური შედგენილობების ცვლილებით – განსხვავებით.

რეალურად, ბენიტურ თუჯებში ამ კუთხით არსებული გადასაწყვეტი პრობლემური ამოცანა ასე წარმოგვიდგება. სილიციუმის შემცველობისას $Si = 0,5-3,0\%$, ნახშირბადის მაღალ შემცველობასთან ერთად, შუალედური გარდაქმნის პირობებში თვითორგანიზებადი (სინერგეტიკული) სისტემა ირჩევს გამოსავალს, რასაც მოჰყვება გარკვეული რაოდენობის ბენიტური ფერიტის წარმოქმნა. როცა ეს პროცესი აღწევს მაქსიმუმს, ნახშირბადით გამდიდრებული აუსტენიტის უბნები დამაბულობას ვერ ინარჩუნებს (ვერ უძლებს), რასაც მოჰყვება რელაქსაციური პროცესების განვითარება (მეორადი ფაზების გამოყოფა, ოთახის ტემპურამდე ფაზური გარდაქმნა და სხვა) [39].

ეს კი თავის მხრივ ამცირებს (ან მთლიანად სპობს) TRIP-ეფექტების განვითარების შესაძლებლობას ნაკეთობის ექსპლუატაციის დროს. ანდა ძალზე მცირდება პლასტიკურობის „ხელოვნურად“ – არატრადიციულად გაზრდის გზები – საშუალებები (თითქმის ნულამდე დადის საკონსტრუქციო თვისებების ამალღების შესაძლებლობები). თუმცა, ზოგიერთ პირობებში, მაგალითად, ასეთი მასალის (ნაკეთობის) ცვეთაზე მუშაობისას, დარჩენილი – გარდაუქმნელი აუსტენიტი გადადის მარტენსიტში, რომელიც იწვევს ზედაპირული შრეების სისალის გაზრდას, რაც დადებითად მოქმედებს ნაკეთობის ცვეთამედეგობაზე [39].

თავიდან, მაღალი სიმტკიცის თუჯების წარმოებისას, ნახშირბადისა და სილიციუმის რაოდენობათა შერჩევა წარმოებდა, ძირითადად გრაფიტიზაციის პროცესის წასამართავად. ბენიტურ თუჯებში ამ ორმა კომპონენტმა (C, Si) მიიღო ახალი დატვირთვა. სხვანაირად, აუცილებელი ხდება ნახშირბადისა და სილიციუმის რაოდენობათა შერჩევის დროს გათვალისწინებული იყოს ის პროცესებიც, რომელთაც ადგილი აქვთ ბენიტური გარდაქმნების

დროს. რეალურად მაღალი სიმტკიცის თუჯებში (C=3-4%, ხოლო Si=2-3%) ირჩევენ ფერიტ-პერლიტურ უბანს – 350C2 (350C2H2DMΦT). ნახშირბადის 3,5%-დან ფუძეში რჩება 0,50%, ხოლო 3,0% წარმოდგენილი იქნება გრაფიტის სახით [39].

თვისებებზე, რა თქმა უნდა, გავლენას ახდენს, როგორც ლითონური, ასევე, გრაფიტული ნაწილი. აღნიშნულის გამო მეორის უარყოფითი გავლენის შესამცირებლად ცდილობენ მიიღონ, რაც შეიძლება კომპაქტური, სფერული ფორმის, თანაბრად განაწილებული გრაფიტული ჩანართები [39].

პრობლემატურია აგრეთვე, ADI-ის შემთხვევაში, სილიციუმის თანაბარი განაწილების მიღწევაც (მაგალითად, Si=2,0%). აუსტენიტის ნახშირბადით ღარიბი უბნებიდან წარმოქმნილი ბეინიტური ფერიტის თვისებებზე მოქმედებს ნახშირბადი (~0,1%) და სილიციუმი (Si≈2,0%). სილიციუმის გავლენით რკინა იქნება ქიმიურად პასიურ მდგომარეობაში, შემცირებული იქნება, აგრეთვე, მისი დარტყმითი სიბლანტე 50-20 ჯ/სმ²-მდე [39].

ნახშირბადით მდიდარ აუსტენიტის უბნებში ადგილი ექნება ენერგიების დაგროვებას (ძირითადად, ორი სახის). იზოთერმული წრთობის დროს სახეზეა აუსტენიტის გადაცივებული და ნახშირბადით გადაჯერებული მყარი ხსნარი, რომელსაც ემატება სილიციუმით (სხვა მალეგირებელ ელემენტებთან ერთად!) განპირობებული რკინის პასიურობა [39].

გასათვალისწინებელია ისიც, რომ $\gamma_{\text{ნარბ.}}$ უბნებს შეიძლება ეჭიროს საკმაოდ დიდი ფართობი – მოცულობა ($\gamma_{\text{ნარბ.}} \approx 10-50\%$). იზოთერმული წრთობის დროს სასურველია დავაფიქსიროთ ის მომენტი, როცა ბეინიტური ფერიტის რაოდენობა მიაღწევს მაქსიმუმს, ე. ი. $\gamma \rightarrow \alpha B$, პროცესი დასასრულს უახლოვდება [39].

აღნიშნულ პროცესებს წინ უსწრებს „მდიდარ უბნებში“ მეორადი ფაზების გამოყოფა და გაცივებისას მარტენსიტული გარდაქმნა $\gamma_{\text{მდ}} \rightarrow M$. ეს უმართავი პროცესები, როგორც გვქონდა აღნიშნული, მნიშვნელოვნად ამცირებენ $\gamma_{\text{ნარბ.}}$ რაოდენობას, რაც თავის მხრივ ინტენსიურად ამცირებს აუსტენიტის უბნების რაოდენობას, რომლებშიც მოსალოდნელი იყო TRIP-ეფექტების –

პროცესების განვითარება [39].

ასეთი მასალის (ADI) გაჭიმვის მრუდებზე ფიქსირდება, მხოლოდ წრფივი მონაკვეთები, დრეკად-პლასტიკური და პლასტიკური დეფორმაციების გარეშე. ზემოთ აღნიშნულიდან გამომდინარე, უკეთეს შემთხვევაში, არსებულზე ოპტიმიზაციის ჩატარებით შეიძლება ფარდობითი წაგრძელების მნიშვნელობა გაიზარდოს 2-5%-ის ფარგლებში, მაგრამ სიბლანტისა და ბზარმედეგობის მახასიათებლების მიღება განუხორციელებელი დარჩება [39].

ამ ჩიხისდან გამოსვლა (ჩატარებულ ანალიზზე დაყრდნობით!) შეიძლება ახალი გრაფიტწარმოქმნელების ($Al - 2,86\text{\AA}$; $Mg - 3,20\text{\AA}$; $Y - 3,55\text{\AA}$; $Sm - 3,59\text{\AA}$; $Ce - 3,65\text{\AA}$; $La - 3,73\text{\AA}$; $Ca - 3,95\text{\AA}$; $Ba - 4,30\text{\AA}$) გამოყენებითა და სილიციუმის რაოდენობის შემცირებით ($Si < 1,0\%$; $Fe + 1\%Si \square a_1 = 200 \text{ჯ/სმ}^2$) ჩვენს მიერ შერჩეულია ორი გრაფიტიზატორი $Al + SiCa$ (ჯერ-ჯერობით), რომელთა გამოყენებით შევისწავლით სისტემას $C = 3,0\%$ -ის გარეშე, ხოლო შემდეგ – სრულად ($C = 3,50\%$) [39].

საწყის ეტაპზე, ყურადღების ცენტრში იქნება გრაფიტის სფერული ფორმის სტაბილურად მიღების საკითხები, განხორციელებული ახალი წარმოდგენებით – ფულერენული მოდელით, რომელმაც უნდა გამორიცხოს, ჩვენი ვარაუდით (რომელიც ეყრდნობა ექსპერიმენტულ მონაცემებს [28-32]), მთავარი – უხერხული მოდიფიკატორის – Mg -ის გამოყენება [39].

Mg ქიმიურად აქტიური ელემენტია, ეს დასტურდება მის ელექტრონულ გარსებზე ელექტრონების განაწილებითა ($12Mg - 1S^2 2S^2 2P^6 3S^2 3P^{0(6)} 3d^{0(10)}$) და არსებული ექსპერიმენტული მონაცემებით. მაგნიუმის დნობის ტემპერატურა $t_{\text{დნობის}} = 651^\circ\text{C}$, ხოლო $t_{\text{დუღილი}} = 1107^\circ\text{C}$, ამიტომ თუჯებში მისი შეყვანისთანავე ორთქლად იქცევა ბუმტების წარმოქმნით, რის შედეგადაც მისი ქიმიური აქტიურობა კიდევ უფრო იზრდება, ამიტომ იგი რეაქციაში შედის თუჯში არსებულ აირებთან: CO ; S ; H ; N და O -თან და, ამდენად, ამცირებს მათ რაოდენობას [41].

დადგენილია, რომ სფერული ფორმის გრაფიტი თუჯებში წარმოიქმნება მხოლოდ იმ შემთხვევაში როდესაც Mg -ის ნარჩენი რაოდენობა არის

არა ნაკლები 0,03-0,06%-ისა, ხოლო გოგირდისა კი <0,02% [41].

Mg-ით თუჯების მოდიფიცირებისას ერთდროულად მიმდინარეობს გან-გოგირდება, დეგაზაცია და სხვა პროცესები, ამიტომ მოდიფიკატორის საჭირო წონა განისაზღვრება შემდეგი ფორმულით: $Mg=(0,04-0,1)+0,76(S_w-S_s)/A$, სა-დაც S_w და S_s გოგირდის საწყისი და საბოლოო შემცველობაა შესაბამისად, ხოლო A – Mg-ის ათვისების კოეფიციენტი [41].

სასურველია, თუ თუჯის Mg -ით მოდიფიცირებისას დამატებით და-ვუბერავთ აზოტსაც, რაც საშუალებას იძლევა Mg-ის ხარჯი 20-25%-მდე შემ-ცირდეს, ამასთან იზრდება თუჯის მექანიკური თვისებებიც [41].

ცერიუმი Ce მაღალ ტემპერატურებზე ამჟღავნებს მაღალ ქიმიურ აქ-ტიურობას და ერთი მხრივ, შთანთქავს და ანეიტრალებს თუჯებში შემავალ არალითონურ მიკროჩანართებს: O; N; P; H და სხვა. მეორე მხრივ, ეფექტუ-რად ანეიტრალებს დემამოდიფიცირებელ ელემენტებს (Sn, Ti, Sb, Bi, Cu, Al და სხვა). ამასთან, თუ თუჯის ნადნობში შეყვანილი იქნება Ce-ის საკმარისი რაოდენობა იმისათვის, რომ S-ის შემცველობა 0,02%-მდე შემცირდეს, ხოლო ნარჩენი $Ce>0,02\%$, მაშინ მიიღება გრაფიტის სფერული ფორმა, ე. ი. Ce, როგორც Mg თუჯებში წარმოადგენს გრაფიტის სფეროიდიზატორს, რის გამოც მათ გააჩნია საერთო მახასიათებლები, მაგრამ ისინი ერთმანეთისაგან მნიშვნელოვნადაც განსხვავდებიან [41].

კერძოდ, Mg-ს დესულფურაციის უნარი უფრო ძლიერი აქვს Ce-თან შედარებით, ხოლო სტაბილიზირების უნარი, პირიქით, Mg-ს უფრო ნაკლე-ბი აქვს, ვიდრე Ce-ს. Ce-ის უარყოფით მხარეა ის, რომ მისი ფასი 5-ჯერ მე-ტია, ვიდრე Mg-ის [41].

Ca-ით ლეგირება უზრუნველყოფს ერთი მხრივ, თხევადი თუჯისა და სფეროიდიზატორის, კერძოდ Mg-ის, ურთიერთქმედების სიჩქარის რეგუ-ლირებას, რის ხარჯზეც იზრდება მისი ათვისების ხარისხი. მეორე მხრივ, Ca ხელს უწყობს S-ის შემცირებას, ე. ი. აუმჯობესებს Mg-ის სფეროიდიზა-ტორის უნარს და Ca, როგორც დამოუკიდებელი სფეროიდიზატორი, აძლი-ერებს Mg-ის ურთიერთქმედებას გრაფიტთან, სფეროსებრი გრაფიტის ცენ-

ტრების ჩასახვითა და წარმოქმნით [41].

სილიციუმი ნახშირბადთან და გაცივების სიჩქარესთან ერთად გრაფიტიზაციის ხელშემწყობი ძირითადი ფაქტორია. მოწვის დროს ამარტივებს ფერიტული სტრუქტურის მიღებას, ხელს უწყობს პლასტიკურობისა და დარტყმითი სიბლანტის გაზრდას. მისი ახალი ულუფების არსებობა, მოდიფიცირების წინ და შემდეგ, ხელს უწყობს რკინის პასიურ მდგომარეობაში შენარჩუნებას, რითაც ააქტიურებს და შედეგადად ხდის მოდიფიკატორების (Mg, Ce, Ca და სხვა) მოქმედებას [41].

კვლევის პროცესში წარმატებით ჩატარდა 350C2H2DMΦT ბენიტური კლასის თუჯის მოდერნიზაცია და ახალ თუჯს შემდეგი სახე აქვს: 350C1H02DH5MΦT. მასში ბევრი სიახლეა, მაგრამ, როგორც ამბობენ, მხოლოდ კვალიფიციურად ჩატარებულ ექსპერიმენტებს შეუძლია დამაჯერებელი პასუხის გაცემა [42].

ჩვენი აზრით, თუ ახალ თუჯს ექნა მაღალი მედეგობა ($n \geq 500-800$ მილი), მაშინ შემომგლინავი დგანების სამართულების წარმოება არ შეიცვლება, ხოლო აბაზანებს ექნება არანაკლებ მასშტაბური სამუშაოები. ჩვენ ხელთ არსებული მონაცემებზე დაყრდნობით მივედით იმ დასკვნამდე, რომ აღებული მილსაგლინავი აგრეგატის, მაგალითად „400“-ის, მუშაობა დაკავშირებული ინსტრუმენტთან პრობლემაა, თუმცა მისი მდგენელების ამოცანებიც პრობლემატურია [42].

განვიხილავთ მთლიანი სამუშაოს სქემას – გახურებული მილნამზადისგან მილების გლინვას პირველ და მეორე გამჭოლ, ავტომატურ, შემომგლინავ დგანებზე და პროცესის დამთავრებას დამაკალიბრებელ დგანზე [42].

სამართულების მასალად გამჭოლ დგანებზე გამოყენებულია უკვე წარმატებით აპრობირებული და რამდენჯერმე მოდერნიზირებული კომპოზიცია 08XH4CDMΦT (რეკორდული მონაცემები: 1000, 1500, 1700 მილი).

ავტომატურ დგანზე გამოყენებული იქნება ახალი კომპოზიცია 17X5H4CDMΦT, რომელიც მარტენსიტული და ბენიტური გარდაქმნების სინთეზია დაბალი ნახშირბადის შემთხვევაში (არასასურველი შედეგების

შემთხვევაში მზად ვართ გამოვასწოროთ მიღებული სუპერსიახლით – „ფანჯრის“ უარყოფითი შედეგის გამოყენება ADI-ის ზედაპირული შრეების გასამტკიცებლად) [42].

შემომგლინავი დგანების სამართულების კომპოზიციაზე 350C1H02DH5MΦT უკვე გვქონდა საუბარი, ველოდებით დადებით შედეგებს კომპოზიციის სტრუქტურისგან. შეიძლება საჭირო გახდეს მოდიფიცირებისწინა ინოკულაციის ჩატარება ღუმელში [42].

ასევე, მილსაგლინავი დგანების (გამჭოლი და შემომგლინავი) სახაზავების წარმოება მაღალქრომიანი კომპოზიციის (110X28DH5ΦT) გამოყენებით, რომელსაც აქვს ჩვენ მიერ შემუშავებული „შლეიფი“. საორიენტაციო სტრუქტურა: 1) ლეგირებული ფერიტი (ძირითადი), 2) 30% აუსტენიტი, 3) კარბიდები (იმედის მომცემია). შეიძლება დაგვჭირდეს Cr-ის ნიტრიდების გამოყენება [42].

დასახული მიზნებიდან გამომდინარე, თუჯში სილიციუმი შემცირებულ იქნა 1,0%-მდე, სანაცვლოდ შემოვიტანეთ ახალი გრაფიტიზატორები: $Al=1,5-2,0\%$ და $Ca=0,05-0,10\%$. აღნიშნული მოქმედებით რკინის დარტყმითი სიბლანტე გაიზარდა $KCU=100-150\text{ჯ/სმ}^2$ -მდე, ე. ი. ახალმა გრაფიტიზატორებმა საგრძნობლად გააუმჯობესა რკინის ატომების ერთმანეთთან მიახლოება ე. ი. გრაფიტიზაციის პროცესი ($\Delta_2^{Al}=-0,38\text{\AA}$, $\Delta_3^{Ca}=-1,47\text{\AA}$, 3-ჯერ და მეტად) და იმავდროულად ფუძის პლასტიკურობა და სიბლანტე [42].

ახალი გრაფიტიზატორები $Al+Ca$ ნამდვილად გააძლიერებს ლითონური ბმის ძალებს და შეასუსტებს კოვალენტურს. როგორც აღვნიშნეთ, ბენიტური თუჯის ორივე მიმართულება საჭიროებს პლასტიკურობის გაზრდას, $\delta=10-15\%$. ეს პრობლემა მოვაგვარეთ ADI-ის შემთხვევაში, თერმული დამუშავების სრულყოფით. სამუშაო პირობებიდან გამომდინარე, იზოთერმული წრთობის ტემპერატურა $t_{\text{თბ}}=400-450^{\circ}\text{C}$, ე. ი. მუშაობა ზედა ბენიტზე, რაც საშუალებას იძლევა ვარეგულიროთ ნარჩენი აუსტენიტის რაოდენობა სასურველ დიაპაზონში [42].

კომპოზიციის სტრუქტურული მდგენელების შედარებით უცვლელი

შენარჩუნებისათვის მიზანშეწონილია ვიმუშაოთ A_3 -თან ახლოს, ამით არ გამოირიცხება A_1-A_3 ტემპერატურულ შუალედში მუშაობა, სადაც $350C1Ю2$ -ის შემთხვევაში გვექნება ორი ფაზა – γ +ფერიტი, მაგალითად, $80\% \gamma+20\% \alpha$ [42].

ბენიტური კლასის ჩვენ მიერ შემუშავებული ფოლადებიდან აღებული ეს ხერხი წარმატებით გამოდგება ADI-ის დროსაც. სხვანაირად, რეგულირდება (იმართება) ფერიტული მდგენლის სასურველი (საჭირო) წილის არსებობა ბენიტზე ნაწრობ სტრუქტურაში. მეცნიერულ დონეზე ზუსტად შესრულებული ყველა ეტაპი (დნობა ელექტრორკალურ ღუმელში, გაშვება, თხევადი ლითონის დამუშავება ციხვში, ჩამოსხმა კოკილებში, გაწმენდა, თერმული დამუშავება და ა. შ.) საშუალებას მოგვცემს საჭირო მახასიათებლები გვქონდეს სამუშაო პირობებიდან გამომდინარე [42].

სანამ მოგვარდება ADI-თვის საჭირო ტექნიკური საშუალებები (კოკილები, აბაზანები და სხვა) ძირითადი ყურადღება უნდა გამახვილდეს ბენიტური კლასის $350C1Ю2ДH5MФT$ მოდერნიზებულ თუჯზე [42].

წარმოდგენილი კომპოზიციის მდგენელებიდან ღუმელში შეგვაქვს: ნიკელი (5%), სპილენძი (1%), მოლიბდენი (0,3-0,5%); დანარჩენები (Al, Ca, V, Ti) ციხვის ქვედზე. თუ აღნიშნულმა მიდგომით მივიღეთ კომპაქტური და ვერმიკულარული გრაფიტის ერთობლიობა, რაც ჩვენი მონაცემებით მოგვცემს $\delta=5-10\%$, რომელიც „ახალ ფენომომენტან“ ერთად განაპირობებს $n \geq 500$ მილზე. თერმოციკლური დატვირთვების დროს ადგილი აქვს ფუძის განმტკიცებას არსებული პლასტიკურობის შენარჩუნებით [42].

შესაძლებელია შემდეგი შედეგიც: გრაფიტის სფერული ფორმა კომპაქტურთან ერთად. ეს იქნება ძალზე დიდი წარმატება (თუ თუჯში $S \leq 0,01\%$, $P \leq 0,01\%$ და $Al=2,0\%+Ca=0,10\%$ და სხვა), ხანგრძლივი დაყოვნების ($1500^{\circ}C$ -დან $1280^{\circ}C$ ტემპერატურამდე) შემდეგ შენარჩუნებულია (თითქმის) მოდიფიცირებული გრაფიტის ფორმა, რომელიც მალეგირებულ ელემენტებთან ერთად (ყოველგვარი კოკილებისა და აბაზანების გარეშე) განაპირობებს $n \geq 1000$ მილზე [42].

როცა დადგინდება ახალი მასალის – $350C1Ю2ДH5MФT$ სრული მახასიათებლები, მოიძებნება მისი გამოყენების სხვა სფეროებიც. მილსაგლინავ

სამპროში 1 ტონა 350C2H2DM ტიპის ბენიტური თუჯის ღირებულება 2159 ლარს შეადგენს; ჩვენ მიერ შემოთავაზებული 350C2H2DMΦT ტიპის კომპოზიციის ღირებულება კი 2288 ლარია ანუ 129 ლარით ძვირი. შემომგლინავი დგანის სამართულების მედეგობის გაორმაგებისას მათი წლიური საჭიროება 60 ტონის ნაცვლად იქნება 30 ტონა (1 ტონის თვითღირებულებაა 5500 ლარი). თუჯის ახალი, 350C2H2DMΦT ტიპის კომპოზიციაზე გადასვლით წლიური გაძვირება იქნება $129 \times 30 = 3870$ ლარი. ეკონომიკური ეფექტი $(5500 \times 30) - 3870 = 161130$ ლარი (ანგარიში შესრულებულია 2013 წელს) [42].

რაც შეეხება დღევანდელ კომპოზიციას (350C1H2DH5MΦT), პირველ ეტაპზე ველოდებით $n_1 \geq 500$ მილზე, ე. ი. 5-ჯერ გაზრდას. დღეის მონაცემებით, 1 ტონა ლითონი ღირს: Al – 1450 USD; Cu – 4669 USD; Ni – 8955 USD; FeV – 15483 USD; FeMo – 15327 USD; ($V_{100\%} = 34$ USD 1 კგ; $Ti_{100\%} = 8$ USD 1 კგ). შემომოყვანილი გათვლების სქემა ეკონომიკური ეფექტის ერთი სექტორია, რომელიც ძლიერდება ინსტრუმენტის ხანგამძლეობის გაზრდით [42].

გარდა აღნიშნულისა, ჩვენს შეუფერხებელ მუშაობაში ვხედავთ ენერგომატარებლების დაზოგვას, რაც საგრძნობლად შეცვლის ეკონომიკურ სურათს. ასევე წინ გადადგმული ნაბიჯი იქნება დედამიწის ქერქში არსებული არადეფიციტური ელემენტების გამოყენებით (Si – 29,5%; Al – 8,8%; Fe – 4,65%; Ca – 2,60%; Mg – 2,40%; Ti – 0,45%...) სასურველი მიზნის (მიზნების) მიღწევა, მაგალითად, ADI – 350C1H2 შემთხვევაში (C=3,5%; Si=1,0%; Al=2,0%; Ca=0,10%; Mg=0,10%; Ti=0,05%; V=0,20%; დანარჩენი Fe) გვექნება იაფფასიანი, მაღალი საკონსტრუქციო მედეგობის მქონე, ფართო დიაპაზონში გამოსაყენებელი მასალა [42].

თუ სამუშაო ტემპერატურა იქნება $\leq 450^\circ\text{C}$, მაშინ უპირატესობა ექნება ADI-ის, უფრო მაღალ ტემპერატურებზე, გამოიყენება ბენიტური თუჯი 350C1H2DH5MΦT [42].

სფერულგრაფიტის თუჯის საკონსტრუქციო სიმტკიცის გაზრდისთვის საჭიროა ბენიტური ფუძის მიღება იზოთერმული წრთობით ბენიტზე ან შერჩეული ქიმიური შედგენილობის ბენიტური კლასის თუჯის ჰაერ-

ზე გაცივებით. ორივე შემთხვევაში ამ თუჯის სტრუქტურაში 90-80% ბეინიტი და 10-20% ნარჩენი აუსტენიტი. ბეინიტი უზრუნველყოფს სიმტკიცეს, ნარჩენი აუსტენიტი (ოპტიმალური დამუშავების შემდეგ) – „პგგ“-ს (გარდაქმნით განპირობებულ პლასტიკურობას). ამ მიმართულების ერთ-ერთი პრობლემური ამოცანაა ბეინიტური თუჯების საკონსტრუქციო სიმტკიცე. თუ ამ მასალას ექნება საკმარისი პლასტიკურობა, დარტყმითი სიბლანტე, ბზარმდეგობა და სხვა მახასიათებლები, რომლებიც აუმჯობესებს მზა პროდუქციის ხანგამძლეობას, მაშინ მისი გამოყენების სფერო მნიშვნელოვნად გაფართოვდება.

თუ გამოგვეპარა ბეინიტური თუჯის იზოთერმული წრთობისას თერმული დამუშავების ცნობილი „ფანჯარა“, როცა ნახშირბადით ღარიბ აუსტენიტის უბნებში ბეინიტური გარდაქმნის პროცესი მთავრდება, ხოლო ახალი ფაზების (მარტენსიტისა და კარბიდების) კრისტალებმა ვერ მოახერხეს (მოასწრეს) ჩამოყალიბება ცენტრებად ნარჩენ აუსტენიტში, საგრძნობლად შემცირდება უბნები, სადაც უნდა განხორციელდეს, ოთახის ტემპერატურაზე მადეფორმირებელი ძალის მოქმედებით „პგგ“.

ბეინიტური თუჯის სტრუქტურული მდგენელი – სფერული გრაფიტი განაპირობებს მზა პროდუქციის თვისებათა ბევრ მაჩვენებელს, მაგრამ მისი მიღება გაძნელებულია ჩამოსხმის პროცესებში.

თუ გრაფიტის სფერული ფორმა ჩვეულებრივ პირობებში (თერმული დამუშავების გარეშე) უზრუნველყოფს თვისებათა გაუმჯობესებას პლასტიკურობის ჩათვლით, ეს არ არის საკმარისი თერმული დამუშავებისას. უკონტროლოდ წარმოქმნილი ახალი ფაზები ამყიფებს შენადნობს – გაჭიმვის „მრუდებს“ წრფივი ხასიათი აქვთ, მყიფე ნგრევით.

ჩატარებული კვლევის შედეგად შპს „რუსთავის ფოლადში“ დასაწერ-გად რეკომენდებულია:

1. სფერული ფორმის გრაფიტის მიღება „ფულერენული მეთოდის“ გამოყენებით

ეს მეთოდი ითვალისწინებს მაღალი სიმტკიცის თუჯის მისაღებად

სინთეტიკური თუჯის ბაზაზე ($S \leq 0,01\%$; $P \leq 0,01\%$; $Mn \leq 0,30\%$) შემუშავებული კომპოზიციის გადნობის, გადახურებისა ($\geq 1550^{\circ}\text{C}$ -ზე) და დაყოვნების შემდეგ (≤ 30 წუთი) კოკილებში (ლითონის ყალიბებში) ჩამოსხმას, რითაც სტაბილურად რეალიზდება გრაფიტის სფერული ფორმის მიღების „ფულერენული მეთოდი“. აღრია საჭირო დამატებითი ოპერაციები, რადგან გაცივების სიჩქარე ასრულებს მოდიფიცირების როლს! საჭიროა თითქმის ყველა ოპერაციის ჩატარება, რაც მოდიფიცირების დროს ტარება ჩვეულებრივად. ამით ზედაპირულ შრეებში გამოიყოფა სფერული გრაფიტი, რაც ხშირ შემთხვევაში მიზნის მიღწევის ტოლფასია.

2. მაურერის სტრუქტურული დიაგრამების „რეკონსტრუქცია“ გრაფიტიზაციის პროცესების გასაუმჯობესებლად ხანგრძლივი დაყოვნებისას მოდიფიცირებული სტრუქტურის მაქსიმალური შენარჩუნებისა და მექანიკური თვისებების გასაზრდელად.

ვინაიდან ბენიტმა და ნარჩენმა აუსტენიტმა შექმნეს ახალი საკონსტრუქციო მასალა – ბენიტური თუჯი, აუცილებელია მნიშვნელოვანი კორექციები იქნეს შეტანილი გრაფიტიზაციის პროცესში. მაურერის არსებული სტრუქტურული დიაგრამები სრულად პასუხობდა სხვადასხვა სტრუქტურის მქონე (გრაფიტი+ფერიტი, გრაფიტი+ფერიტი+პერლიტი, გრაფიტი+პერლიტი) რუხი თუჯის მიღებას (ფართო გაგებით, კინეტიკური ფაქტორების მუდმივობისას). საჭირო მაღალი საკონსტრუქციო სიმტკიცის მისაღებად, აუცილებელია გვექონდეს, სიმტკიცის მაჩვენებლებთან ერთად პლასტიკურობის მახასიათებლებიც, მაგალითად, ფარდობითი წაგრძელება $\delta \geq 10-15\%$, რაც მოითხოვს რუხი თუჯის მრავალმხრივ „რეკონსტრუქციას“.

მონაცემების ანალიზსა და ჩვენს მეცნიერული ჰიპოთეზაზე დაყრდნობით საჭიროა თუჯში შემცირდეს სილიციუმის შემცველობა 0,5-1,0% ზღვრებამდე და დაემატოს 1,5-2,5% Al, 0,05-0,10% Ca და საჭიროებისას – 0,05-0,10% Ba. ეს საგრძნობლად გააუმჯობესებს გრაფიტიზაციის პროცესს ($\Delta_1^{\text{Si}} = 2,48 \text{ \AA}_{\text{Fe}} - 2,35 \text{ \AA}_{\text{Si}} = 0,13 \text{ \AA}$; $\Delta_2^{\text{Al}} = 2,48 \text{ \AA}_{\text{Fe}} - 2,86 \text{ \AA}_{\text{Al}} = -0,38 \text{ \AA}$; $\Delta_3^{\text{Ca}} = 2,48 \text{ \AA}_{\text{Fe}} - 3,95 \text{ \AA}_{\text{Ca}} = -1,47 \text{ \AA}$; $\Delta_4^{\text{Ba}} = 2,48 \text{ \AA}_{\text{Fe}} - 4,35 \text{ \AA}_{\text{Ba}} = -1,87 \text{ \AA}$) და ფუძის – რკინის თვისებებს (როცა Fe-Si სისტემა-

ში Si=2,3%, მაშინ შენადნობის დარტყმითი სიბლანტე KCU=0, ხოლო როცა Si_{max}=1,0%, მაშინ – KCU=150ჯ/სმ²), შეასუსტებს კოვალენტურ ძალებს და გააძლიერებს ლითონურს. ჩვენს მიერ გამოყენებული 0,50-1,0% Si ზღურბლამდე (Si≤0,50%) ძირითადად მოქმედებს, როგორც განმჟანგველი, ხოლო Si≥0,50% იწყებს რკინის $3d_{(10)}^6$ ქვეშრეზე არსებული 4 შეუვსებელი ქვედონის შევსებას „დონორ-აქცეპტორული“ კავშირებით – ბმებით. სილიციუმი თავისი $3s^1p^3$ ჰიბრიდიზირებული ელექტრონებით უფრო ძლიერი დონორია, ვიდრე ნახშირბადი, ასევე თავისი $2s^1p^3$ ჰიბრიდიზირებული ელექტრონებით $\left(\frac{C^6}{Si^{14}} IV_{\text{გვ}}$). პარალელურად, ახალი გრაფიტოზატორები (Al, Ca, Ba) იწყებენ მოქმედებას თავიანთი გამაფართოვებელი ძალებით, ისე, რომ ბოლოს Al, Ca, (Ba) მომქედება დომინანტი უნდა იყოს, რაც გააუმჯობესებს Norbury-ის მიხედვით გრაფიტოზაციის პროცესს². იმავდრულად გაუმჯობესდება, Финкель-ის მიხედვით, ფუძის მექანიკური თვისებები³. არსებულ ექსპერიმენტულ მონაცემებზე დაყრდნობით, მივიჩნევთ, რომ ლეგირების დროს ფუძის ატომების ჩანაცვლებისას, მიზანშეწონილია გვექონდეს გაფართოების ეფექტები.

მოსალოდნელი დადებითი ძვრები ჩვენ მიერ დაფიქსირებულ იქნა ბენიტური კლასის თუჯებზე საწარმოო პირობებში ტრადიციული დაყოვნებების ჩატარებისას (~1450°C-დან 1280°C-მდე). სხვანაირად, არენაზე გამოვიდა პრობლემური საკითხი – ახალ პირობებში რკინის პასიურობის გახანგრძლივება – მოდიფიცირებული მდგომარეობის გარკვეული დონით შენარჩუნება. ამისათვის საჭიროა ექსპერიმენტების ჩატარება ჯერ ADI-ზე (350C2, 350C101, 350C102 და სხვა), რაც საშუალებას იძლევა შეედაროს ერთმანეთს ძველი – 350C2 და ახალი 350C102 კომპოზიციები. ეს კი შექმნის მეცნიერულ საფუძველს ექსპერიმენტების გასაგრძელებლად ბენიტური კლასის თუჯებზე.

² L. Norbury. The effect of casting Temperature on the Primary Microstructure of Cast Iron // Iron and Steel Inst. 1939. 140.p.161-182

³ Финкель В. Ф. Физика разрушения. 1970-376с.

საჭიროა ყველა გამოდნობილ ლითონზე იყოს შემდეგი მონაცემები: ქიმიური შედგენილობა+დამუშავება→სტრუქტურა→თვისებები და რაც მთავარია, მაგალითად, ინსტრუმენტის შემთხვევაში, გამძლეობის შედეგები მიღებული საქარხნო პირობებში. სხვანაირად რომ ვთქვათ, ამოხსნილი იქნება მასალათმცოდნეობის ძირითადი ამოცანები!

3. ბენიტური თუჯის – ADI-ის თერმული დამუშავების სრულყოფა

ADI-ის იზოთერმული წრთობის ტემპერატურას აკონტროლებს მზა პროდუქციის სამუშაო ტემპერატურა. აღნიშულის გამო აუცილებელია მუშაობა ვაწარმოთ ზედა ბენიტზე ($t_{max}=400-450^{\circ}C$). სტრუქტურული სტაბილურობისათვის მიზანშეწონილია შენადნობის გახურების ტემპერატურა იყოს A_3 -თან ახლოს, რაც არ გამორიცხავს მუშაობას A_1-A_3 -ს შორის.

ჩვენი მარაგნაკეთით, როცა $C=0,40\%$ მაშინ ორფაზა ($\gamma+\alpha$) მდგომარეობა $740-800^{\circ}C$ -ის ფარგლებშია. ყველა კონკრეტულ შემთხვევაში საჭიროა დავადგინოთ ფაზათა ზუსტი თანაფარდობა, რომელიც სტარტისათვის შეიძლება იყოს $80\%\gamma+20\%\alpha$, რაც ფაზური გარდაქმნის შემდეგ განაპირობებს $\sim 80\%$ ბენიტს (B) ნარჩენ აუსტენიტთან (γ_f) ერთად და $\sim 20\%$ ფერიტს. ამ გზით შემოტანილი ფერიტი საშუალებას მოგვცემს ADI-გან (მარტივი $350C_{IO2}$ და „ახალ ფენომენტან“ ერთად $350C_{IO2}DH5\Phi T$) დავამზადოთ მილების გლინვისთვის საჭირო ინსტრუმენტი (სახაზავები, ავტომატდგანის სამართულები), თერმული დამუშავების რეჟიმები ასე შეიძლება წარმოვიდგინოთ: გახურება⁴ $T_c+10-20^{\circ}C \rightarrow 780-790^{\circ}C$ -ზე, დაყოვნება ≥ 3 საათი+იზოთერმული წრთობა $400-450^{\circ}C$ სხვადასხვა დაყოვნებით (პირველი სამი ობიექტის დაყოვნებას მცირე დროით მოსდევს სწრაფი გაცივება, ხოლო ბოლო ორის დაყოვნება ხანგრძლივია და გაცივება სრულდება ჰაერზე).⁵

საწყის ეტაპზე იყო მცდელობა ავტომატდგანზე ინსტრუმენტის – სა-

⁴ გახურება და გაცივება ლუმელ-აბაზანებში. გახურება $50\%NaCl+50\%KCl$, $t_{დნ} \approx 670^{\circ}C$, $t_{მუშა} \approx 750-900^{\circ}C$ გაცივება – იზოთერმული წრთობა: $50\%NaNO_3+50\%KNO_3$; $t_{დნ} \approx 220^{\circ}C$, $t_{მუშა} \approx 300-400^{\circ}C$ ჩვენი პროგნოზით თერმული დამუშავების განყოფილების მოწყობას შპს „რუსთავის ფოლადი“ 2 წელს მაინც მოუნდება. აღნიშნული გვაიძულებს მონდომებულად გავაგრძელოთ მუშაობა ბენიტურ თუჯზე, მაგალითად $350C_{IO2}DH5M\Phi T$!

⁵ პირველი სამი განკუთვნილია ე.წ. „ვანჯრის“ გადასალახავად, ხოლო ბოლო ორი კი ახალი ტექნოლოგიური რეჟიმების – პროცესების შესაქმნელად!

მართულების მასალად გამოყენებულიყო მხოლოდ „შლეიფიანი“ ADI (350CfO₂DH5ΦT), რომელსაც ექნებოდა ნიკელის (სხვა ელემენტებთან Ni+Ca+V+Ti... ერთად) მხურალმტკიცე შრე. გრძივი გლინვის რეჟიმი, მისი კერა ტოვებდა სხვებისგან მნიშვნელოვნად განსხვავებულ შთაბეჭდილებას. საწარმოო ექსპერიმენტების ჩატარებას ახალ მასალებზე 350CfO₂DH5ΦT, 350CfO₂+<Ti+N+V> და სხვა სოლიდური დრო სჭირდებოდა, მეორეს მხრივ, არსებულ კომპოზიციას 350X35H5 ვერ ვეგუებოდით. ბოლოს მოინახა ორიგინალური საშუალება, რომელიც, უდავოა, საჭიროებს საწარმოო ექსპერიმენტების ჩატარებას.

როდესაც ცნობილი იქნება ყველა ნაღობის ქიმიური შედგენილობა, გაჭიმვაზე გამოცდების, მეტალოგრაფიული ანალიზის ა და საქარხნო გამოცდების შედეგები, მაშინ „ცდისა და ცდომილების“ მეთოდის ნაცვლად შესაძლებელი გახდება მეცნიერულად გამართული მეთოდებით მუშაობა, რის ფასაც შპს „რუსთავის ფოლადი“ – რუსთავის მეტალურგიული ქარხანა ძალიან მალე იგრძნობს ყველა ასპექტში. ამას იმიტომ, ვუსვამთ ხაზს, რომ ADI საწარმოს საგრძნობლად გაუმჯობესებს ეკონომიკას! სხვანაირად, აუცილებელია ახალი მასალების (350CfO₂, 350CfO₂DH5ΦT, 350CfO₂DH5MΦT და სხვ.) დანერგვა-ათვისება ამ საწარმოში!!!

ჩვენი პროგნოზით, მყარი ხსნარების რაციონალური გამოთავისუფლება მიგვიყვანს მარტივ მასალებთან⁶ 350CfO₂+<Ti+V+N> და სხვა (<Ti+V, NB+N>, <Ti+NB,N> არ გამოირიცხება <V+N>...).

ფოკუსირებულად გამოყენებული სიახლეები საშუალებას იძლევა „კარგებიდან“ უკეთესი ავირჩიოთ, რომლის კარგი მაგალითი იქნება ძველი ტერმინის ე. წ. „უცვლელი სამართულების“ რეალობად ქცევა!

⁶ C=3,50%(3.0% ~ გრაფიტის სახით, 0,5% ~ ფსევდოპერლიტის სახით), Si ≈ 0,50-1,0%; Al ≈ 1,5-2,5%; Ca ≈ 0,05-0,10%; (Ba≈0,05-0,10%); Ti=0,01-0,02%, Ti=0,030-0,045%; V ≈ 0,20-0,30%; N≈0,020-0,030%

3. ექსპერიმენტული ნაწილი

3.1. საკვლევი მასალა

საკვლევ მასალას წარმოადგენდა ბენიტური კლასის შემდეგი ტიპების თუჯები და ფოლადები: 350C2H2DMΦT, 350C1Ю1H2DMΦT, 350C2Ю2H3DMΦT, 350C1Ю1, 45C1Ю1; 36Г2СМ, 40ГСМР, 40ГСМΦ⁽¹⁾, 40ГСМΦ⁽²⁾, 45ГСМΦ, 40ГМΦ.

საკვლევ ნიმუშებს ვჭრიდით სამსხმელო სისტემებიდან და ლაბორატორიულ და საქარხნო პირობებში გამოდნობილი სფერულგრაფიტის რუხი თუჯის სპეციალურად დაყალიბებული სხვადასხვა ნამზადისაგან.

თუჯი ლაბორატორიულ პირობებში გამოდნობილ იქნა 40კგ-იან ინდუქციურ, ხოლო საწარმოო პირობებში კი – 5-ტონიან რკალურ ღუმელში.

ინდუქციურ ღუმელში გამოდნობილი თუჯის ტემპერატურა შეადგენდა 1420 °C-ს. გლობულარული გრაფიტის მიღებისათვის მოდიფიკატორად გამოყენებული იყო სპილენძ-მაგნიუმის ლიგატურა (88 % Cu, 12 % Mg). მოდიფიკატორის ხარჯი შეადგენდა 2,5%-ს.

მოდიფიკატორი თავსდებოდა გახურებული ციცხვის ფსკერზე და ციცხვში ისხმებოდა გამდნარი თუჯი, რომლის ტემპერატურა შეადგენდა 1320-1350 °C-ს. ამის შემდეგ ხდებოდა მეორადი მოდიფიცირება, რისთვისაც თუჯში შეგვქონდა 0,5 % ΦC 75 მარკის ფეროსილიციუმი. გაცივების შემდეგ მიიღებოდა გლობულარულგრაფიტის თუჯი პერლიტის ფუძით.

საკვლევი თუჯების იზოთერმული წრთობის პარამეტრების გახურების ტემპერატურის A₁-A₃ ტემპერატურულ შუალედის დასადგენად კვლევებს ვაწარმოებდით 40ГМΦ(Ca) ტიპის ფოლადზე.

წარმოდგენილ ნაშრომში ძირითადად გამახვილებულია ყურადღება იმ შესაძლებლობებზე, რომლებიც მოგვცემენ საშუალებას საშუალონახშირბადიან ბენიტური კლასის ფოლადებზე მიღებული მონაცემები გამოყენებული იქნეს ბენიტური თუჯების ოპტიმიზაციის საკითხების გადასაწყვეტად, ძირითადად, შენადნობების ქიმიური შედგენილობისა და მათი თერმული დამუშავების რეჟიმების სრულყოფით. ყველაფერი ეს გაადვილებს,

ე. წ. თერმული დამუშავების „ფანჯრის“ პოვნას [39].

ქიმიური შედგენილობის დაყვანისა და ჩამოსხმის შემდეგ ნამზადი იჭრებოდა და მზადდებოდა საკვლევი ნიმუშები; გაჭიმვის, დარტყმითი სიბლანტისა, სისაღისა და მიკროსისაღის გასაზომად, ქიმიური და სტრუქტურული ანალიზისათვის. რომელთა დადებითი შედეგების მიღების შემდეგ გაგრძელდა $\gamma \rightarrow \alpha$ გარდაქმნის შესწავლა.

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

ხდებოდა ჩამოსხმული ნიმუშებს ზედაპირის გასუფთავება, მექანიკური დამუშავება და შემდეგ – თერმული დამუშავება ჩვენს მიერ შემუშავებული ე. წ. „დაკომპაქტებული ორმაგი მოწვის“, რეჟიმის მიხედვით. მოწვა ტარდებოდა გახურებით $t = A_{c3} + 100 \pm 150^\circ C$ ტემპერატურაზე სამი საათის განმავლობაში, შემდეგ ხდებოდა შეცივება ღუმელთან ერთად A_{r1} 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. „ხავერდოვან ზედაპირულ შრეს“, რომელსაც გარკვეულ სიღრმეზე მოყვება სტრუქტურული შრე – გლობულარული ბენიტი.

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

უნდა აღინიშნოს, რომ დღეს „ხავერდოვანი ზედაპირული შრის“ წარმოქმნის პროცესი საფუძვლიანადაა შესწავლილი. აქვეა აღსანიშნავი, რომ ე. გუდრემონის პოზიცია თითქმის უცვლელ დარჩა (რკინა-ნიკელის შენად-

ნობების, 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.

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

3.2. საკვლევი მასალის თერმული დამუშავება

ლაბორატორიულ პირობებში ნიმუშების გახურება თერმული დამუშავებისათვის (ნორმალიზაციისა და მოწვისათვის) წარმოებდა ნიქრომიან და სილიტის მახურებლიან მუფელის ღუმელში, ხოლო წრთობისათვის კი მარილის (მაღალტემპერატურული) და გვარჯილის აბაზანებში, რომელთა სამუშაო სივრცის ტემპერატურის გასაზომად ვიყენებდით III-63 ტიპის პოტენციომეტრთან მიერთებულ ქრომელ-ალუმელის თერმოწყვილს.

3.3. კვლევის მეთოდიკა

ქიმიური შედგენილობის დადგენის შემდეგ სხმულები იჭრებოდა და მზადდებოდა საკვლევი ნიმუშები. როგორც ფოლადის, ისე თუჯის ნიმუშებზე ტარდებოდა სხვადასხვა სახის გამოკვლევები: მექანიკური გამოცდები, ფრაქტოგრაფიული ანალიზით ხორციელდებოდა ნიმუშების რღვევის (ნგრევის) ზედაპირებისა და ხასიათის შეფასება, შეისწავლებოდა სტრუქტურა სხვადასხვა გადიდებით, $\gamma \rightarrow \alpha$ ფაზური გარდაქმნები იზოთერმულ პირობებში ღუმელ-აბაზანების გამოყენებით და სხვა. ექსპერიმენტული შედეგები, არსებულ მონაცემებთან ერთად, გვამლევდა საშუალებას ამოგვეხსნა ჩვენს წინაშე მყოფი ამოცანები.

3.4. მექანიკური გამოცდების მეთოდიკა

როგორც ცნობილია, შეუძლებელია რომელიმე შენადნობის, მათ შორის,

თუჯების ქიმიური შედგენილობის კომპოზიციის შემუშავება ან არსებულის მოდერნიზაცია მათი სტრუქტურული და, რაც განმსაზღვრელია, მექანიკური თვისებების შესწავლის გარეშე. ამასთან, ცნობილია, რომ ყოველგვარი ლითონური შენადნობის მექანიკური თვისებების დადგენა ძირითადად ხდება მათი სტატიკური და დინამიკური გამოცდებით, უპირატესად გაჭიმვაზე, დარტყმით სიბლანტესა და სისალეზე [125÷128].

სისალე გაზომილი იქნა როქველის მეთოდით.

3.5. სტატიკური გამოცდები გაჭიმვაზე

გაჭიმვაზე სტატიკური გამოცდები ჩატარებული იქნა ГОСТ1497-84 სტანდარტის მიხედვით ცილინდრულ (ჰანტელის ფორმის) III ტიპის ხუთჯერად ნიმუშებზე მუშა ნაწილის დიამეტრით 6 მმ (გამჭიმავ მანქანაზე FPZ-100). გამოსაცდელი ნიმუშების ზომებს გამოცდამდე და მის შემდეგ ვსაზღვრავდით მიკრომეტრითა და შტანგენფარგლით. გაჭიმვის პროცესი ხორციელდებოდა სიჩქარით 3 მმ/წთ გაჭიმვის მრუდის ჩაწერით. ვსაზღვრავდით მექანიკურ თვისებათა შემდეგ მაჩვენებლებს:

1. დენადობის პირობითი ($\sigma_{0,2}$) ზღვარი

$$\sigma_{0,2} = \frac{P_{0,2}}{F_0}, \text{ ნ/მმ}^2$$

2. სიმტკიცის ზღვარი - დროებითი წინაღობა

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

3. ფარდობითი წაგრძელება

$$\delta_s\% = \frac{l_K - l_0}{l_0} \cdot 100\%$$

3.6. დარტყმითი სიბლანტის განსაზღვრა

დარტყმით სიბლანტის განსაზღვრისათვის ГОСТ 9454-78-ის მიხედვით გამოყენებული იქნა მენაჟეს ტიპის 10 x 10 x 55 მმ ზომებიანი ნიმუშები U-ს მაგვარი 2 მმ-იანი ჩანაჭრით 300 ჯ ენერგიის მქონე ურნალზე. 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.

3.7. მიკროსტრუქტურული კვლევების მეთოდიკა

მიკროსტრუქტურა გამოკვლეული იქნა მეტალოგრაფიული მიკროსკოპით Neophot-21[129-132]. 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 საკვლევ ნიმუშს მთლიანად ვასუფთავებდით ბენზინით, ხოლო მის გაპრიალებულ ზედაპირს კი დამატებით ვწმენდდით სპირტში დასველებული ბამბის ტამპონით და მხოლოდ ამის შემდეგ ვწამლავდით აზოტმჟავის (HNO_3) 3-5%-იან სპირტსნარში დასველებული ბამბის ტამპონით. ბოლს კი ხეხის მოწამლულ ზედაპირს ვწმენდდით სპირტში დასველებული ბამბის ტამპონით.

კვლევებს ვატარებდით ოპტიკური მიკროსკოპით Neophot-21. საკვლევი ნიმუშების მიკროსტრუქტურების ყველა დამახასიათებელი თავისებურებათა სრული გამოვლენის მიზნით მიკროხეხებს ვათვალისწინებდით სხვადასხვა გადიდებაზე ყველაზე სახასიათო უბნების ფოტოგრაფირებით.

დასკვნა

1. ჩატარებულია თუჯის (DI) თერმული დამუშავებისას არსებული რთული პროცესების ანალიზი და შემუშავებულია ამ პრობლემური ამოცანების ამოხსნის გზები.
2. Fe-C-Si სისტემა ბენიტზე წრთობისას იმყოფება რთულ მდგომარეობაში – სტრუქტურაში სახეზეა როგორც ნახშირბადით ღარიბი, ასევე, ნახშირბადით მდიდარი აუსტენიტის უბნები. მყარი ხსნარი მომატებული სილიციუმით ($Si \approx 2,0\%$) არის მყიფე, რაც ხელს უშლის ფუძის ღარიბი უბნების პლასტიკურობის საგრძნობ მატებას. ასევე, პრობლემატურია, რომ ნახშირბადით მდიდარი აუსტენიტის უბნებიდან მეორადი ფაზების გამოყოფისა და მარტენსიტული ($\gamma_{\text{ად}} \rightarrow M$) გარდაქმნის შემდეგ, შენარჩუნებული იქნეს TRIP-ეფექტების განვითარებისათვის საჭირო, გარდაუქმნელი აუსტენიტის (γ_r) უბნები.
3. მაღალი სიმტკიცის სფერულგრაფიტისანი თუჯისგან ბენიტური სტრუქტურის მისაღებად გამოყენებულ იქნა იზოთერმული წრთობა გამდნარ მარილებში. თუჯის იზოთერმული წრთობის რეჟიმების ოპტიმიზაცია დაეფუძნა ბენიტური ფოლადების მიღების მრავალწლიან გამოცდილებას, რომლის თანახმადაც ამ ფოლადების (36Г2СМ, 40ГСМР, 40ГСМФ⁽¹⁾, 40ГСМФ⁽²⁾, 40ГМФ) იზოთერმული წრთობის ტემპერატურა 400-450°C უზრუნველყოფს პლასტიკურობის უკეთეს მაჩვენებლებს სიმტკიცის მაღალ მაჩვენებლებთან ერთად: $\sigma_s=750-1350$ ნ/მმ²; $\sigma_{\text{დ}}=1060-1450$ ნ/მმ²; $\delta_5=11-16$ %, $\psi=31,5-58$ %, 37- 43 HRC.
4. მაღალი სიმტკიცის სფერულგრაფიტისანი თუჯის მიღების თეორიული საფუძვლები ჯერ კიდევ არ არის შემუშავებული და სავარაუდოა, რომ რკინის ამ შენადნობში ფულერენული აგებულების ნახშირბადი სფერული გრაფიტის ჩანასახებად გვევლინება.
5. მაღალი სიმტკიცის სფერულგრაფიტისანი ბენიტური თუჯის მიღებისათვის მიზანშეწონილია სპილენძ-მაგნიუმისა (88% Cu, 12% Mg) ან სპილენძ-მაგნიუმ-სილიციუმ-კალციუმ-ალუმინ-ნიკელის (65% Cu; 12% Mg;

6,5% Si; 6,5% Ca; 5% Al; 5%Ni) ლიგატურების გამოყენება.

6. მონაცემების ანალიზზე დაყრდნობით (მათ შორის ძირითადია მეცნიერული ჰიპოთეზა სილიციუმის ზღურბლის შესახებ რკინასა და ბენიტური კლასის Fe-C-Si შენადნობებში) საჭიროა თუჯში შემცირდეს სილიციუმის შემცველობა 0,5-1,0% ზღვრებამდე და დაემატოს 1,5-2,5% Al, 0,05-0,10% Ca და საჭიროებისას – 0,05-0,10% Ba. ეს მიდგომა საგრძნობლად გააუმჯობესებს როგორც გრაფიტიზაციის პროცესს ($\Delta_1^{Si}=2,48\text{\AA}_{Fe}-2,35\text{\AA}_{Si}=0,13\text{\AA}$; $\Delta_2^{Al}=2,48\text{\AA}_{Fe}-2,86\text{\AA}_{Al}= - 0,38\text{\AA}$; $\Delta_3^{Ca}=2,48\text{\AA}_{Fe}-3,95\text{\AA}_{Ca}= -1,47\text{\AA}$; $\Delta_4^{Ba}=2,48\text{\AA}_{Fe}-4,35\text{\AA}_{Ba}= -1,87\text{\AA}$), ისე ფუძის – რკინის თვისებებს (როცა Fe-Si სისტემაში Si=2,3%, მაშინ შენადნობის დარტყმითი სიბლანტე KCU=0, ხოლო როცა Si_{max}=1,0%, მაშინ – KCU≈200ჯ/სმ²);
7. შემომგლინავი დგანის სამართულების დასამზადებლად რეკომენდებულია 350C1H02ДH5MΦT ტიპის ბენიტური თუჯი;
8. ADI-ის (350C1H02) იზოთერმული წრთობის ტემპერატურა ემთხვევა ინსტრუმენტის სამუშაო ტემპერატურას 400-450°C. აღნიშნულის გამო ამ თუჯის გამოყენება შესაძლებელია ავტომატური დგანების სამართულების დასამზადებლად.
9. ზემომოყვანილი მეცნიერული კვლევების შედეგების გამოყენება საშუალებას მოგვცემს საგრძნობლად გაიზარდოს ბენიტური თუჯის საკონსტრუქციო სიმტკიცე, ხანგამძლეობა.

გამოყენებული ლიტერატურა

1. Копалейшвили В. П., Кашакашвили И. Г. Синергетические (самоорганизующиеся) явления в Fe-C сплавах бейнитного класса // Научные труды Груз. тех. ун-та. №5(438). Тбилиси.: Технический университет. 2001, С. 27-32.
2. Копалейшвили В. П., Кашакашвили И. Г., Кереселидзе Л. Б. Закономерность между пороговым значением кремния и синергетическими процессами в Fe-C сплавах бейнитного класса // Проблемы металлургии материаловедения и сварки: Сб. тр. VII научн-техн. Конф. 8-11 октября 2002 Тбилиси, 2002. С. 16-33.
3. Копалейшвили В. П., Кашакашвили И. Г., Кереселидзе Л. Б., Синергетические (самоорганизующиеся) явления в Fe-C сплавах бейнитного класса и пути их практического применения // Научные труды Груз. техн ун-та. №2(448).-Тбилиси, 2003.-С. 136-140.
4. Scientific hypothesis for explain new bifurcations in bainitic iron alloys and its meaning for material science / V. P. Kopaleishvili, I. G. Kashakashvili, L. B. Kereselidze, G. O. Kipiani, O. G. Ioseliani (Georgian Technical University, Tbilisi, Georgia).-Abstract and Manuscript No 3166 // "Abstract book" together with "CD of Proceedings" of "Tehran International Congress on Manufacturing Engineering (TICME2005)".-December 12-15, 2005, Tehran, Iran / Organizers: Society of Manufacturing Engineering of Iran (SMEIR), Tarbiat Modarres University (TMU), Industrial Developments and Renovation Organization (IDRO) of Iran; Editors: M.H. Sadeghi, J. Akbari, A.H. Behravesht.-December, 2005, Tehran, Iran .-ISBN: 964-8983-02-X.
5. Копалейшвили В. П., Кашакашвили И. Г., Кереселидзе Л. Б., Иоселиани О. Г. Кремниевый порог в железе и сплавах бейнитного класса и его значимость для материаловедения // Труды Груз. Технич. ун-та. 2006. №1(459), С.109-114.
6. Самоорганизующиеся явления в бейнитных сталях // Металлург.-2008. №5.-С. 58-60.
7. Self-organizing phenomena in bainite steels.V. P. Kopaleishvili, I. G. Kashakashvili, L. B. Kereselidze, O. G. Ioseliani // Metallurgist.Volume 52. Numbers 5-6. May, 2008. p.p. 314- 318. (Translated from Metallurg, № 5, p. p. 58-60. May, 2008).
8. Kopaleishvili V., Kashakashvili L., Kereselidze L., Khidasheli N., Kopaleishvili D., Ananiashvili Kh. Elaboration of Iron Based Hydrogen Accumulating Alloys // Advanced Processing of Metals and Materials Vol. 4: New, Improved and Existing Technologies: Nonferrous Materials Extraction and Processing / Edited by F. Kongoli and R.G. Reddy,- pp. 435-446-From the 2006 TMS Fall Extraction & Processing; Sohn International Symposium, held August 27-31, 2006, in San Diego, California.-ISBN: 978-0-87339-637-0.

9. ЧУГУН: Справочник / Под. Ред. А. Д. Шермана и др.–М.: Metallurgy, 1991.– 576 с.
10. Отливки из чугуна с различной формой графита. Методы определения структуры. ГОСТ 3443-87.–Введ. 1988.30.06.–М.: Стандартинформ, 2005.– 43 с.: ил.–(действует <http://www.gost.ru/wps/portal/pages.CatalogOfStandarts>).
11. Чугун с шаровидным графитом для отливок. Марки. ГОСТ 7293-85.–Введ. 1987.01.01.–М.: Издательство стандартов, 1985.–8 с.: ил.–(действует <http://www.gost.ru/wps/portal/pages.CatalogOfStandarts>).
12. ГОСТ 27208-87. Отливки из чугуна. Методы механических испытаний.
13. ГОСТ 1497-84. Металлы. Методы испытания на растяжение.
14. ГОСТ 9454-78. Металлы. Метод испытания на ударный изгиб при пониженных, комнатной и повышенных температурах.
15. ГОСТ 9012-59. Металлы. Метод измерения твердости по Бринеллю.
16. DACTILE IRON DATA for Design Engineers // Ductile iron society. <https://www.ductile.org/didata/Section4/4intro.htm#Introduction>.
17. Bain, E.C. Alloying Elements in steel, ASM, Cleveland, Ohio, USA (1939).
18. Smith, G.V. and Mehl, R. F. Trans. AIME 150,1942.211-226.
19. Aaronson, H. I. And Wells, C. AIME 206,1216-1223.
20. Крапошин В. С. (ФГУПЦНИИчермет). Новая аллотропическая форма углерода новый принцип организации структуры вещества.–ISSN 0038-920X.. Сталь.–№1.–2000.–С. 72, 79.
21. О самоподобии фуллеренов, образующихся в структурах продуктов термического испарения графита, шунгита и высокоуглеродистой стали / Иванова В. С., Козинский Д. В., Кузеев И. Р., Закирничная М. М. Перспективные Материалы, 1998 №-1. С. 5-15.
22. Физическая природа разрушения (гл. Фуллеренная модель образования структур железоуглеродистых сталей) / Куликов Д. В., Мекалова Н. В., Закирничная М. М., Под общей редакцией проф. И. Р. Кузеева.–Уфа, 1999. 347 с.
23. <http://www.amsted-rail.com/line.html>
24. Задиранов А. Н., Кац А. М. Теоретические основы кристаллизации металлов и сплавов: Учебное пособие.–М.: МГИУ (Московский государственный индустриальный университет), 2008.–С. 104.–194 с.
25. L. Norbury The Effect of Casting Temperature on the primary Microstructure of Cast Iron // Iron Steel Inst.–1939.–v.140.–p. 161-182.
26. BAINITE IN STEELS, Transformations, Microstructure and Properties, SECOND EDITION, H. K. D. H. BHADESHIA, University of Cambridge 2001, 454 p.

27. SAARSTAHL GMBH, Baustähle. 1987, Vertriebsgesellschaft der ARBED-Gruppe für Edelstähle und Qualitätsstähle. Federstähle, S, 318- 319. (Saarstahl- 46 Si7; C=0,46%; Si=1,80%; Mn=0,70%. Saarstahl-51. Si 7; C=0,51%; Si-1,75%; Mn=0,70%).
28. Билецкий А. К., Шутихин В. С., Верховлюк А. М. Механизм формирования в чугуне компактных графитных включений-ISSN 0024-449X. Литейное производство-1992. №1.-С.3-5.
29. Любченко А. П. (по „Завод им. Малышева“, г. Харьков). Бакиболы - устойчивые зародыши шаровидных зёрен графита.-ISSN 0024-449X.- Литейное производство-1992. №1-С.5.
30. Крапошин В.С. (ФГУПЦНИИчермет). Новая аллотропическая форма углерода -новый принцип организации структуры вещества-188К 0038-920X.-Сталь-№1.-2000.-С. 72-79.
31. О самоподобии фуллеренов, образующихся в структурах продуктов термического испарения графита, шунгита и високоуглеродистой стали / Иванова В. С., Козинский Д. В., Кузеев И. Р., Закирничная М. М. // Перспективные Материалы, 1998 №-1, С. 5-15.
32. Физическая природа разрушения (гл. Фуллеренная модель образования структуры железо-углеродистых сталей) / Куликов Д. В., Мекалова Н. В., Закирничная М.М. Под общей редакцией проф. И. Р. Кузеева.-Уфа, 1999.- 347с.
33. ჯ. ბარბაქაძე. სამსხმელო წარმოების ტექნოლოგია ნაწილი 2-ე თბილისი: გამომცემლობა „განათლება“. 1996 წ. გვ. 90.(360 გვ).
34. Д. Ф. Барбакадзе, В. Р. Брагинский, Д. В. Вацадзе, Э. Г. Гиоргидзе. Улучшение качества металла путем внепечной десульфурации. Тбилиси, 1979 . 33 с.
35. Бобро Ю. Г. Алюминиевые чугуны. Харьков, ХГУ, 1964. 195 с.
36. Ващенко К. И., Софрони Л. Магниевый чугун. 2-е изд., доп. и перераб. Москва ; Киев: Машгиз. [Юж. отд-ние], 1960. 487с. : ил.
37. Бобров Г., Потапов Ю., Савчук С., Васильева Г. Перспектива повышения свойств конструкционных алюминиевых чугунов Л. П. 1974 .№3. 24-26 с.
38. Кейз С., Ван Горн К. Алюминий в чугуне и стали Пер. с англ. Москва: Металургиздат, 1959. 491 с.
39. კოპალეიშვილი ვ., ქაშაკაშვილი ი., კერესელიძე ლ., ხიდაშელი ნ., ბარბაქაძე ო., ბარათაშვილი მ. სფერულგრაფიტის თუჯის საკონსტრუქციო სიმტკიცის გაზრდა შედგენილობისა და თერმული დამუშავების სრულყოფით. ტრანსპორტი და მანქანათმშენებლობა. თბილისი. №2(21), 2011. გვ. 28-53.
40. კოპალეიშვილი ვ. პ. ხიდაშელი ნ. ზ., კერესელიძე ლ. ბ., ბარბაქაძე ო. გ., ბარათაშვილი მ., თაყაძე ო. ბენიტური თუჯის საკონსტრუქციო სიმტკიცე-

- ცის გაზრდის გზები და მიღებული შედეგების გამოყენების შესაძლებლობები შპს „რუსთავის ფოლადის“ პირობებში. ენერჯია. №1(61) 2012. გვ. 46-54.
41. ო. ბარბაქაძე, ვ. კოპალეიშვილი, მ. ბარათაშვილი, რ. ლომიძე, რ. ბაქრაძე, გ. ფუტყარაძე თუჯების სფეროდიზაციის ხერხები და მოწყობილობები. საქართველოს ნავთობი და გაზი. 2012. №27. 95-104 გვ.
 42. ვ. კოპალეიშვილი, მ. ბარათაშვილი, ი. ქაშაკაშვილი, ო. ბარბაქაძე, თ. ლოლაძე, რ. ბაქრაძე, ზ. ფარჩუკაშვილი. ბენიტური თუჯის საკონსტრუქციო სიმტკიცის გაზრდა შენადნობის ქიმიური შედგენილობის, თერმული დამუშავებისა და გრაფიტის სფერული ფორმის მიღების სრულყოფით. საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტის შრომები. 2016. №1(499). გვ. 68-78.
 43. Попов А. А., Попова Л. Е. Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлаждённого аустенита. Справочник термиста. Москва: Металлургия, 1965, С. 495.
 44. Романов П. В., Радченко Р. П. Превращения аустенита при непрерывном охлаждении. Атлас термокинетических диаграмм. Новосибирск: Сиб. отд. АН СССР. 1960, С. 51.
 45. Радченко Р. П., Коваленко А. К. и др. Анализ и обобщение материалов исследования кинетики превращения аустенита для разработки и уточнения режимов термообработки труб. Отчёт по теме № Гос. рег. 77002640 ВНИТИ. Днепропетровск, 1978, С. 288.
 46. 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.
 47. 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.
 48. Лившиц Б. Г. Металлография. Москва: Металлургия, 1971. С.505.
 49. Черепин В. Т. Экспериментальная техника в физическом металловедении. Киев: Техника, 1968. С. 279.
 50. Коваленко В. С. Металлографические реактивы. Москва: Металлургия, 1973. С. 110.