

საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი

ხელნაწერის უფლებით

მანანა ბარათაშვილი

სფერულგრაფიტიანი თუჯის საკონსტრუქციო
სიმტკიცის გაზრდა შედგენილობისა და თერმული
დამუშავების რეჟიმების სრულყოფით

სადოქტორო პროგრამა - მასალათმცოდნეობა

შიფრი - 0412

დოქტორის აკადემიური ხარისხის მოსაპოვებლად

წარდგენილი დისერტაციის

ავტორეფერატი

თბილისი

2018 წელი

სამუშაო შესრულებულია საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტის ქიმიური ტექნოლოგიისა და მეტალურგიის ფაკულტეტის მეტალურგიის, მასალათმცოდნეობისა და ლითონთა დამუშავების დეპარტამენტის სამსხმელო წარმოებისა და ახალი ტექნოლოგიური პროცესების მიმართულებაზე

სამეცნიერო ხელმძღვანელი: პროფ. ვ. კოპალეიშვილი

რეცენზენტები: -----

დაცვა შედგება ----- წლის "-----" -----, ----- საათზე საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტის ქიმიური ტექნოლოგიისა და მეტალურგიის ფაკულტეტის სადისერტაციო კოლეგიის სხდომაზე, კორპუსი 2-ე, აუდიტორია ----- მისამართი: 0175, თბილისი, კოსტავას 77. დისერტაციის გაცნობა შეიძლება სტუ-ს ბიბლიოთეკაში, ხოლო ავტორეფერატის – ფაკულტეტის ვებ-გვერდზე

სადისერტაციო საბჭოს მდივანი -----

ნაშრომის ზოგადი დახასიათება

თემის აქტუალურობა წინამდებარე ნაშრომის საფუძველს წარმოადგენს რკინა-სილიციუმისა (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, როცა $Si \geq 2,3\%$ 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 არსებული ვაკანსიების 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 მოდიფიცირებით, გრაფიტის სფერული ფორმის მიღებას (მაღალმტკიცე ანუ მაღალი სიმტკიცის თუჯი, პლასტიკური თუჯი), რომელმაც განაპირობა ნახტომისებური განვითარება. თუჯს გაეზარდა სიმტკიცე, გაუჩნდა გარკვეული დონის პლასტიკურობის მახასიათებლები, რამაც არსებულთან (ცივად ჭრით დამუშავების სიადვილე, ცვეთამედეგობა, ვიბრაციების შთანთქმის კარგი უნარი, ჩამოსხმით სასურველი ფორმისა და ზომების მიღების შესაძლებლობა და სხვა) ერთად ის მაღალი დონის საკონსტრუქციო მასალა გახადა ტექნიკის ყველა დარგში, განსაკუთ-

რებით, 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 ($\gamma_r \geq 10\%$). 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 – $\gamma + P_{\text{ალ}} \rightarrow \alpha$ გარდაქმნის დროს. თუ აღნიშნული პროცესები ნორმალურად ვითარდება ბეინიტური კლასის ფოლადებში, თუჯებში (ADI) დაფიქსირებულია გარკვეული სახის პრობლე-

მები. ბეინიტური გარდაქმნის პროცესი თუჯებშიც ($C_{ფუძის} \approx 0,40-0,50\%$) ტრადიციულად 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: სფერულგრაფიტისანი თუჯის საკონსტრუქციო სიმტკიცის გაზრდა.

კვლევის ობიექტი: სფერულგრაფიტისანი ბეინიტური თუჯები ($350\text{C}\text{I}\text{O}_2$, $350\text{C}2\text{H}2\text{DM}\Phi\text{T}$, $350\text{C}1\text{I}\text{O}1\text{H}2\text{DM}\Phi\text{T}$, $350\text{C}2\text{I}\text{O}2\text{H}3\text{DM}\Phi\text{T}$, $350\text{C}1\text{I}\text{O}1$, $350\text{C}\text{I}\text{O}2\text{DH}5\Phi\text{T}$, $350\text{C}2\text{H}2\text{DM}$); მათი ფუძე – ბეინიტური ფოლადები ($36\text{G}2\text{CM}$, 40GCMR , $40\text{GCM}\Phi^{(1)}$, $40\text{GCM}\Phi^{(2)}$, $45\text{GCM}\Phi$, $40\text{GM}\Phi$); ზემოაღნიშნული თუჯების გამოდნობა-მოდირფიცირების, ჩამოსხმის და თერმული დამუშავების ტექნოლოგიები..

კვლევის მეთოდები: ქიმიური და მიკროსტრუქტურული ანალიზები; გამოცდები გაჭიმვასა და დარტყმით სიბლანტეზე; სისალის გაზომვა ბრინე-

ლის მეთოდით.

სტატიკური გამოცდები გაჭიმვაზე ჩატარებული იქნა ГОСТ1497-84 სტანდარტის მიხედვით ცილინდრულ (ჰანტელის ფორმის) III ტიპის ხუთჯერად ნიმუშებზე მუშა ნაწილის დიამეტრებით 10 (გამჭიმავ მანქანაზე MP-100) და 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 $\sigma_{0.2} = \frac{P_{0.2}}{F_0}$, ნ/მმ² ანუ მგპა;
2. სიმტკიცის ზღვარი - დროებითი წინაღობა $\sigma_s = \frac{P_{max}}{F_0}$ ნ/მმ² ანუ მგპა;
3. ფარდობითი წაგრძელება $\delta_s\% = \frac{l_k - l_0}{l_0} \cdot 100\%$

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 გადაღესილი და სათანადო ზომებზე დაყვანილი ფრეზის საშუალებით.

სტრუქტურული კვლევები ჩატარებული იქნა საკვლევო თუჯებისა და კომპოზიციების 350C2H2DMΦT, 350C1Ю1H2DMΦT, 350C2Ю2H3DMΦT, მიკრო- და მაკროაგებულების შესწავლის მიზნით.

მიკროსტრუქტურა გამოკვლეული იქნა მეტალოგრაფიული მიკროსკოპით Neophot-21. კვლევებისათვის განკუთვნილი ნიმუშები, წინასწარ ექვემდებარებოდა სპეციალურ მომზადებას. ხდებოდა მათი ამოჭრა შესაბამისი ნამზადიდან. საკვლევო ზედაპირი იხეხებოდა ზუმფარის ქაღალდზე. ხეხვას ვიწყებდით უხეში მარცვლოვანების მქონე ქაღალდიდან და ვამთავ-

რეზდით ნულოვანი ქალაქით (ყოველი გადასვლის დროს იცვლებოდა ხეხვის მიმართულება 90°-ით). გახეხილ ზედაპირს ვაპრიალებდით მაუდგა-დაკრულ მბრუნავ დისკზე, რომელსაც წინასწარ ვაწვეთებდით ბენზინს და ვუსვამდით ქრომის ჟანგისაგან დამზადებულ სპეციალურ პასტას ("ГОИ").

ამგვარად მომზადებული საკვლევი ნიმუშს მთლიანად ვასუფთავებდით ბენზინით, ხოლო მის გაპრიალებულ ზედაპირს კი დამატებით ვწმენდით სპირტში დასველებული ბამბის ტამპონით და მხოლოდ ამის შემდეგ ვწამლავდით აზოტმჟავის (HNO_3) 3-5%-იან სპირტსხნარში 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.

ნაშრომის ძირითადი შედეგები:

1. გაკეთებულია თუჯის (DI) თერმული დამუშავებისას არსებული რთული პროცესების ანალიზი და შემუშავებულია ამ პრობლემური ამოცანების ამოხსნის გზები.
2. თუჯის ფუძის ყველანაირი მიახლოება ბენიტური კლასის საშუალონახშირბადიან ფოლადებთან საშუალებას იძლევა ბენიტური თუჯების წარმოებისას გამოვიყენოთ მრავალი ცნობილი შედეგი (მაგალითად, ბენიტური კლასის ფოლადებზე – 36Г2СМ, 40ГСМР, 40ГСМФ⁽¹⁾, 40ГСМФ⁽²⁾, 45ГСМФ, 40ГМФ – 400°C-ზე იზოთერმული წრობის შედეგები: $\sigma_s=1250-1550\text{ნ/მმ}^2$; $\sigma_{\infty}=1060-1290\text{ნ/მმ}^2$; $\delta_5=11-16\%$, $\psi=31,5-58\%$, $\text{HRC}=37-43$), რაც აადვილებს, როგორც სიმტკიცის მაღალი მაჩვენებლების მიღებას, ასევე, ამოხსნადი ხდება საჭირო დონის პლასტიკურობის მახასიათებლების მიღწევაც. ამისათვის საჭიროა სილიციუმის რაოდენობის შემცირება 1,0%-მდე ($\text{Fe}+1,0\% \text{Si}$ განაპირობებს $a_1 \approx 200 \text{ჯ/სმ}^2$) და ახალი, დამატებითი გრაფიტიზატორების გამოყენება ($\text{Al}+\text{SiCa}$).
3. ლაბორატორიულ და საქარხნო პირობებში ჩატარებული ექსპერიმენტების

შედგების ანალიზით შპს „რუსთავის ფოლადში“ დასაწერად რეკომენდებულია:

- 1) მაღალი სიმტკიცის თუჯის (B₄↔DI) მისაღებად საჭიროა გვექონდეს სინთეტიკური თუჯის ბაზაზე შემუშავებული კომპოზიცია (შესაბამისი დამუშავებით), რომელიც გახურებისა ($T_{გ} \geq 1550^{\circ}\text{C}$) და დაყოვნების ($\tau_{დ} \approx 30$ წუთი) შემდეგ ჩამოსხმება ციხვში, შემდეგ კი (დაყოვნების გარეშე) – ლითონის ყალიბში (კოკილში). აღნიშნული ტექნოლოგიით სტაბილურად რეალიზდება სფერული ფორმის გრაფიტის მიღების „ფულერენული მოდელი“;
- 2) იმის გამო, რომ ბეინიტმა და ნარჩენმა აუსტენიტმა შექმნა ახალი საკონსტრუქციო მასალა ე. წ. „ბეინიტური თუჯი“, აუცილებელია კორექტივები იქნეს შეტანილი გრაფიტიზაციის პროცესში. მაურერის სტრუქტურული დიაგრამები სრულად პასუხობდა სხვადასხვა სტრუქტურის მქონე (გრაფიტი+ფერიტი; გრაფიტი+ფერიტი+პერლიტი; გრაფიტი+პერლიტი) რუხი თუჯის მიღებას კინეტიკური ფაქტორის მუდმივობისას. დღეს აუცილებელია, მაღალ სიმტკიცესთან ერთად, ამ თუჯის ფარდობითი წაგრძელება $\delta \geq 10-15\%$ უნდა იყოს, რაც მოითხოვს გრაფიტიზაციის პროცესის მრავალმხრივ, სერიოზულ „რეკონსტრუქციას“. მონაცემების ანალიზზე დაყრდნობით (მათ შორის ძირითადია მეცნიერული ჰიპოთეზა სილიციუმის ზღურბლის შესახებ რკინასა და ბეინიტური 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 ($\Delta_1^{\text{Si}} = 2,48\text{\AA}_{\text{Fe}} - 2,35\text{\AA}_{\text{Si}} = 0,13\text{\AA}$; $\Delta_2^{\text{Al}} = 2,48\text{\AA}_{\text{Fe}} - 2,86\text{\AA}_{\text{Al}} = -0,38\text{\AA}$; $\Delta_3^{\text{Ca}} = 2,48\text{\AA}_{\text{Fe}} - 3,95\text{\AA}_{\text{Ca}} = -1,47\text{\AA}$; $\Delta_4^{\text{Ba}} = 2,48\text{\AA}_{\text{Fe}} - 4,35\text{\AA}_{\text{Ba}} = -1,87\text{\AA}$), ისე ფუძის – რკინის თვისებებს (როცა Fe-Si სისტემაში Si=2,3%, მაშინ შენადნობის დარტყმითი სიბლანტე KCU=0ჯ/სმ², ხოლო როცა Si_{max}=1,0%, მაშინ – KCU=150ჯ/სმ²);
- 3) ყველა არსებული კომპონენტის გამოყენებით (განსაკუთრებით, ბეინი-

ტური კლასის საშუალონახშირბადიანი ფოლადის აუსტენიტის იზოთერმული და ანიზოთერმული დაშლის ახალი ტიპის დიაგრამების) შემომგლინავი დგანის სამართულების დასამზადებლად რეკომენდებულია 350C1H02DH5MΦT ტიპის ბეინიტური თუჯი;

- 4) ADI-ის (350C1H02) იზოთერმული წრთობის ტემპერატურა კონტროლდება მზა პროდუქციის სამუშაო ტემპერატურით (ჩვენს შემთხვევაში 400-450°C). აღნიშნულის გამო, აუცილებელია მუშაობა ზედა ბეინიტზე, რაც არ გამოორიცხავს მუშაობას A₁-A₃ ტემპერატურებს შორის. ჩვენი მარაგნაკეთით, როცა ფუძის C=0,40% მაშინ მდგომარეობის დიაგრამაზე ორფაზა ($\gamma+\alpha$) არე 740-800°C-ის ფარგლებშია (ყველა კონკრეტულ შემთხვევაში საჭიროა დავადგინოთ ფაზათა ზუსტი თანაფარდობა, მაგალითად, სტარტისათვის 80% γ +20% α). ამ გზით (თერმული დამუშავებით) სტრუქტურაში შემოტანილი ფერიტი საშუალებას მოგვცემს ე. წ. „ფანჯრის“ უარყოფითი ეფექტი გამოვიყენოთ ჩვენს სასარგებლოდ, მაგალითად, ავტომატური დგანების სამართულების დასამზადებლად.

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

ნაშრომის მეცნიერული სიახლე:

1. შემუშავებულია ბეინიტური თუჯის ქიმიური შედგენილობის შერჩევის მეთოდი, რომელიც მდგომარეობს საშუალონახშირბადიანი ბეინიტური ფოლადების კვლევისას მიღებული შედეგების გამოყენებაში;

ზემოთ აღნიშნულზე დაყრდნობით **დაცვაზე გამოგვაქვს სამი ძირითადი დებულება:**

1. სფერული ფორმის გრაფიტის მიღება „ფულერენული მეთოდის გამოყენებით“;
2. მაურერის სტრუქტურული დიაგრამების „რეკონსტრუქცია“ გრაფიტისა და პროცესების გასაუმჯობესებლად ხანგრძლივი დაყოვნებისას მოდიფიცირებული სტრუქტურის მაქსიმალური შენარჩუნებისა და მექანიკური თვისებების გასაზრდელად;

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

შედეგების გამოყენების სფერო: მასალათმცოდნეობა და მეტალურგია, კერძოდ, მილსაგლინავი და სორტსაგლინავი დგანების სათვის გაზრდილი მედეგობის ინსტრუმენტის (სამართულები, სახაზავები, არმატურა) წარმოება მაღალმტკიცე ბენიტური ან ბენიტზე იზოთერმულად ნაწრთობი თუჯებისაგან..

ეს სიახლეები აპრობირებულია შპს „რუსთავის ფოლადში“

ცნობები დისერტაციის მოცულობისა და სტრუქტურის შესახებ: დისერტაცია წარმოდგენილია 108 გვერდზე, შეიცავს 12 ცხრილს, 21 სურათს, გამოყენებული ლიტერატურის 50 დასახელებისგან შედგენილ ნუსხას, შედგება შესავლის, სამი თავის (1. ლიტერატურის მიმოხილვა; 2. შედეგები და მათი განსჯა; 3. ექსპერიმენტული ნაწილი) და დასკვნისაგან.

დისერტაციის სტრუქტურას ქმნის ერთმანეთის თანმიმდევრულად განლაგებული ტიტულის გვერდი– თავფურცელი, ხელმოწერების გვერდი – დოქტორის აკადემიური ხარისხის მოსაპოვებლად საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტის ქიმიური ტექნოლოგიისა და მეტალურგიის ფაკულტეტის სადისერტაციო საბჭოში დისერტაციის განხილვის რეკომენდაცია, საავტორო უფლების გვერდი, რეზიუმე ქართულ ენაზე, რეზიუმე ინგლისურ ენაზე, შინაარსი, ცხრილების ნუსხა, ნახაზების ნუსხა, შესავლის, ლიტერატურის მიმოხილვის, შედეგებისა და მათი განსჯის, ექსპერიმენტული ნაწილისა და დასკვნისაგან შედგენილი ძირითადი ტექსტი და გამოყენებული ლიტერატურის ნუსხა.

პუბლიკაციები: სადისერტაციო თემაზე გამოქვეყნებულია 4 სტატია, და საერთაშორისო კონფერენციების 1 თეზისი.

დისერტაციის ძირითადი შედეგები თავების მიხედვით

პირველი თავი მოიცავს ლიტერატურის მიმოხილვას. აქ მიმოხილულია სფერულგრაფიტიანი თუჯის გამოყენების სფეროები, სტრუქტურა, თვისებები, იზოთერმული განმტკიცების ტექნოლოგია, ბენიტის აგებულება, ბენიტური გარდაქმნის კინეტიკა და მექანიზმი, ბენიტური თუჯები და ფოლადები, მათი თერმული დამუშავების რეჟიმების შესახებ მოძიებული და გაანალიზებული ინფორმაცია.

ამ თავში ძირითადი შედეგია ის, რომ ბენიტური სფერულგრაფიტიანი თუჯები ხასიათდებიან მექანიკური და საექსპლოატაციო თვისებების უნიკალურად მაღალი მახასიათებლებით, მაგრამ მათი ფართომასშტაბური გამოყენება მაინც შეზღუდულია ქიმიური შედგენილობის, თერმული დამუშავების და მოდიფიცირების მეთოდებისა და რეჟიმების ოპტიმალური პარამეტრების სიმცირის, მექანიკური თვისებების განმეორებადობის მიუღწევლობის გამო. ამასთან, ჯერ კიდევ არ არის გამოვლენილი, შესწავლილი და, მით უმეტეს, ამოწურული აღნიშნული მასალის თვისებების შემდგომი გაუმჯობესების ყველა შესაძლებლობა და ამის გათვალისწინებით დასახულია შემდგომი კვლევის მიზანი.

მეორე თავი მოიცავს შედეგებსა და მათ განსჯას. ამ თავში განხილულია: ბენიტური კლასის საშუალონახშირბადიანი ფოლადების აუსტენიტის დაშლის კინეტიკური დიაგრამების გამოყენება ბენიტური თუჯების საკითხების გადასაწყვეტად; ბენიტზე იზოთერმულად ნაწრთობი სფერულგრაფიტიანი თუჯი – ADI; თუჯის ფუძის ყოველმხრივი მიახლოება ბენიტური კლასის საშუალონახშირბადიან ფოლადებთან; გრაფიტიზაციის პროცესის ახლებური წარმოდგენა; სიმტკიცის გაზრდის ახლებური გზები; ექსპერიმენტების შედეგების განხილვა.

მასალათა თვისებების ლაბორატორიის მრავალწლიანი მუშაობის შედეგად შეიქმნა ორი ახალი ფოლადი – 40ГCMΦ და 40ГMΦ რომლებიც ერთმანეთისგან განსხვავდება მხოლოდ სილიციუმის შემცველობით (40ГCMΦ-ში Si=0,50-1,00%, 40ГMΦ-ში Si=0,25-0,40%). სილიციუმის შედარებით

მაღალი დონე პირველ ფოლადში, სხვა ეფექტებთან ერთად, განაპირობებს ნარჩენი აუსტენიტის გაზრდილ რაოდენობას ($\gamma_r \geq 10\%$), რომელიც „გაახალ-გაზრდავების“ შემდეგ ხელს უწყობს მექანიკურ თვისებათა მაჩვენებლების (განსაკუთრებით, პლასტიკურობის) გაუმჯობესებას.

საკუთარი და არსებული ექსპერიმენტული შედეგების სისტემატურმა ანალიზმა მიგვიყვანა შემდეგ მეცნიერულ ჰიპოთეზამდე: დასაბუთებულია, რომ რკინაში და ბენიტური კლასის Fe-C შენადნობებში არსებობს „სილიციუმის ზღურბლი“ ($Si > 0,50\%$). ამ ჰიპოთეზის მიხედვით ახლებურად შეიძლება აიხსნეს გრაფიტიზაციის, შედუღება-დადუღების, ფლოკენების წარმოქმნის, ტემპერატურული გამყიფების, მაღალი სიმტკიცის მიღების და სხვა პროცესები. მოვიყვანთ ბენიტურ თუჯებთან დაკავშირებულ მხოლოდ ორ მაგალითს: 1) გრაფიტიზაციის პროცესის ახლებური წარმოდგენა; 2) სიმტკიცის გაზრდის ახლებური გზები.

1) არსებული, დონორ-აქცეპტორული თეორია გარკვეულ დონემდე კარგად ხსნის გრაფიტიზაციის პროცესს. სილიციუმი თავისი $3S^2p^2$ ელექტრონებით უფრო ადვილად „ახშობს“ რკინის ატომების აქტიურობას $3d^{(10)}$ -ქვეშრეზე, ვიდრე ნახშირბადი თავისი $2S^2p^2$ ელექტრონებით. სხვანაირად, სილიციუმის დონორული უნარი გაცილებით აღემატება ნახშირბადისას. იმისათვის, რომ ეს პროცესი წავიდეს სრულად, დიდი რაოდენობითაა საჭირო სილიციუმი, რაც გამოიწვევდა ნახშირბადის მთლიან „გამოთავისუფლებას“ რკინასთან არსებული კავშირებისაგან. მაურერის სტრუქტურული დიაგრამის მიხედვით, როდესაც $C=1,0\%$, სრულ გრაფიტიზაციას სჭირდება 7% Si, ხოლო $3,5\%$ ნახშირბადის შემცველობისას ფერიტული ფუძის მისაღებად საკმარისია $2,0\%$ Si. იმავე მიდგომით, ალუმინს თავისი $3S^1p^2$ ელექტრონებით არ შეუძლია რკინის $3d^{(10)}$ -ქვეშრეზე არსებული აქტიური სპინების სრული „ჩახშობა“, მაგრამ ის კარგი გრაფიტიზატორია. ჩვენი მეცნიერული ჰიპოთეზით ძირითადია მალეგირებელი ელენემტების გავლენით – შეკუმშვით ($\Delta_1=2,48\text{\AA}_{Fe}-2,35\text{\AA}_{Si}=0,13\text{\AA}$) ან გაფართოებით ($\Delta_2=2,48\text{\AA}_{Fe}-2,86\text{\AA}_{Al}=0,38\text{\AA}$) რკინის ატომების ისეთი დაახლოება, რომ სისტემატურად წარმოიქმნეს კოვალენ-

ტური ბუნების მაკავშირებელი ძალები. რომლის დროსაც რკინა პასიური გახდება, ხოლო თავისუფალი ნახშირბადი წარმოქმნის გრაფიტს. ზემოაღნიშნულის დამადასტურებელია, აგრეთვე, სილიციუმისა და ალუმინის გავლენა რკინაზე. როდესაც სილიციუმის შემცველობაა 2,3%, ხოლო ალუმინისა კი – 1,5%, რკინა კარგავს ფაზური გარდაქმნის უნარს – ალოტროპიზმს ანუ $L \rightarrow \delta \rightarrow \gamma \rightarrow \beta \rightarrow \alpha$ გარდაქმნას ცვლის $L \rightarrow \delta \rightarrow \delta_{\beta}$. ახალი წარმოდგენებით ასევე კარგად იხსნება ნორბურის პოსტულატი: გრაფიტიზაციის პროცესი ჩქარდება მით მეტად, რაც უფრო დიდია სხვაობა მალეგირებელ ელემენტებისა და რკინის ატომების ზომებს შორის.

2) ჩვენი მეცნიერული ჰიპოთეზა კარგად ხსნის ბენიტური გარდაქმნის, ბენიტური კლასის შენადნობების (როგორც ფოლადების, ასევე, თუჯების) ფართო მასშტაბით გამოყენებას. რკინის თანდათანობითი გადაყვანა პასიურ მდგომარეობაში ($Si \geq 0,50\%$) აადვილებს ნახშირბადის გამოთავისუფლებას, რაც თავის მხრივ (შუალედური გარდაქმნის დროს) ხელს უწყობს და აადვილებს მის გადანაწილებას ნახშირბადით ღარიბი და მდიდარი უბნების წარმოქმნით. ნახშირბადით ღარიბი აუსტენიტის უბნები მარტენსიტული მექანიზმით გარდაიქმნება გარკვეულად გადაჯერებულ ფერიტად. ნახშირბადით მდიდარი უბნებიდან (Fe-C შენადნობებში) ჯერ გამოიყოფა კარბიდები, ხოლო შემდეგ კი, უდიფიზიო რეაქციით მიმდინარეობს $\gamma \rightarrow \alpha$ გარდაქმნა. სილიციუმის გაზრდილი რაოდენობის დროს ($Si = 0,50-2,5\%$), წყალბადთან ერთად, ნახშირბადით მდიდარი აუსტენიტის უბნების 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 „ხელოვნურად“ მიღებულ პლასტიკურობასთან შეხამებული მაღალი სიმტკიცე. ახალმა მიდგომამ შეცვალა და იმავდროულად გაამარტივა საკონსტრუქციო სიმტკიცის გაზრდის გზა, რაც წარმატებით არის რეალიზებული Fe-C-Si

შენადნობებში, განსაკუთრებით – ფოლადებში. რაც შეეხება თუჯებს, ლარი-ბი უბნების α -ად გარდაქმნის ბოლოს არსებობს მცირე პაუზა, ე. წ. „ფანჯარა“ (ეს არის პერიოდი როცა შუალედური გარდაქმნის დროს წარმოქმნილი ბენიტური ფერიტის რაოდენობა მიაღწევს მაქსიმუმს, რომელსაც მოსდევს კარბიდების გამოყოფის დაწყება ნახშირბადით მდიდარი აუსტენიტის უბნებიდან), როცა შეიძლება გარკვეულად შეუშალო ხელი მდიდარ უბნებში შესაძლებელ არასასურველ გარდაქმნებს. ეს კი ხელმისაწვდომი გახდება მაშინ, როცა ოპტიმიზაციის საკითხების გადაწყვეტაში მეცნიერული მიდგომა იქნება დომინანტი.

ზოგადად შევნიშნავთ, რომ ჩვენი მიდგომის გამოყენება შესაძლებელი იქნება ორივე მიმართულების შემთხვევაში. რაც ახლოს იქნება ფოლადის ქიმიური შედგენილობა თუჯის ფუძესთან, მით უფრო შედეგიანი იქნება (ყველა ასპექტში) გამოყენებულ საშუალონახშირბადიან ბენიტური კლასის ფოლადებზე ($Si=0,50-2,5\%$) არსებული მონაცემები. მაჩვენებლები იცვლება შემდეგ დიაპაზონებში: სიმტკიცის ზღვარი $\sigma_B=1250-1550^{5/aa^2}$; დენადობის ზღვარი $\sigma_d=1060-1290^{5/aa^2}$; ფარდობითი წაგრძელება $\delta_5=11-16\%$; ყელის შევიწროება $\psi=31,5-58\%$; მაკროსისალე $HRC=37-43$, რაც განპირობებულია კომპოზიციების (ფოლადების) ქიმიური შედგენილობების ცვლილება-განსხვავებით. თუ დავუშვებთ, რომ ამ მონაცემების გადატანა შეიძლება თუჯებზე, ეს ალბათ საოცნებოა! რეალურად თუჯებში სტრუქტურათა ფორმირებაში თავის ცვლილებებს შეიტანს: 1) სილიციუმის გაზრდილი რაოდენობა, $Si=1-3\%$; 2) გრაფიტის მორფოლოგია, ფორმა და რაოდენობა, თუ მოცულობის რა ნაწილს დაიკავებს გრაფიტის სფერული ფორმის ჩანართები და როგორი იქნება მათი ჯამური გავლენა თვისებებზე.

ყურადსაღებია, აგრეთვე, ძირითადად ფოლადებზე ჩამოყალიბებული ჩვენი კონცეფცია: მყარი ხსნარის ლეგირების ხასიათი (ფოლადის ქიმიური შედგენილობა) და აგებულება – სტრუქტურული მოწესრიგება (განპირობებული თერმული დამუშავებით) ძირითადად განსაზღვრავენ სიმტკიცის ზღვრის დონეს, ხოლო მარცვლის სიდიდე, დისპერსულობა, მეორადი ფა-

ზები უფრო მეტ გავლენას ახდენენ დენადობის ზღვარზე. აღნიშნული კონცეფციით ბენიტურ თუჯებზე, საერთოდ არ უნდა გაჭირდეს ფოლადებთან მიახლოებული სიმტკიცის მაჩვენებლების მიღება. რაც შეეხება პლასტიკურობის მახასიათებლებსა (δ_5 , Ψ) და მექანიკური თვისებების სხვა მაჩვენებლებს: დარტყმით სიბლანტეს a_1 , მდგენელებით – $a_{\#}+a_{\delta}$; ბზარმდეგობა J_{IC} , ბენიტური კლასის ფოლადებზე მოყვანილი ანალიზის მიხედვით, ბენიტურ თუჯებში საჭირო საკონსტრუქციო სიმტკიცის მისაღებად, პრობლემური საკითხები არ უნდა არსებობდეს ან მათ პრობლემური ხასიათი არ უნდა ჰქონდეთ.

რეალურად, ბენიტურ თუჯებში ამ კუთხით არსებული გადასაწყვეტი პრობლემური ამოცანა ასე წარმოგვიდგება: 0,5-3,0% სილიციუმის შემცველობისას, 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 ტემპერატურამდე ფაზური გარდაქმნა და სხვა. ეს კი თავის მხრივ ამცირებს (ან მთლიანად სპობს) TRIP-ეფექტების განვითარების შესაძლებლობას ნაკეთობის ექსპლოატაციის დროს. ანდა ძალზე მცირდება პლასტიკურობის „ხელოვნურად“ – არატრადიციულად გაზრდის გზები – საშუალებები (თითქმის ნულამდე დადის საკონსტრუქციო თვისებების ამადლების 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 ცვეთამედგობაზე.

თავიდან, მაღალი სიმტკიცის თუჯების წარმოებისას, ნახშირბადისა

და სილიციუმის რაოდენობათა შერჩევა წარმოებდა, ძირითადად გრაფიტ-ზაციის პროცესის წასამართავად. ბენიტურ თუჯებში ამ ორმა კომპონენტმა (C, Si) მიიღო ახალი დატვირთვა. სხვანაირად, აუცილებელი ხდება ნახშირბადისა და სილიციუმის რაოდენობათა შერჩევისას გათვალისწინებული იქნეს ის პროცესებიც, რომელთაც ადგილი აქვთ ბენიტური გარდაქმნის დროს. რეალურად, მაღალი სიმტკიცის თუჯებში (C=3-4%, Si=2-3%) ირჩევენ ფერიტ-პერლიტურ უბანს – 350C2 (350C2H2DMΦT). ნახშირბადის 3,5%-დან ფუძეში რჩება 0,50%C, ხოლო 3,0% C წარმოდგენილი იქნება გრაფიტის სახით.

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. პრობლემურია აგრეთვე, ADI-ის შემთხვევაში, სილიციუმის თანაბარი განაწილების მიღწევაც (მაგალითად, Si=2,0%). ნახშირბადით ღარიბი აუსტენიტის უბნებიდან წარმოქმნილი ბენიტური ფერიტის თვისებებზე მოქმედებს ნახშირბადი (0,1%) და სილიციუმი (Si=2,0%). სილიციუმის გავლენით რკინა იქნება ქიმიურად პასიურ მდგომარეობაში, შემცირებული იქნება, აგრეთვე, მისი დარტყმითი სიბლანტე 50-20ჯ/სმ²-მდე. ნახშირბადით მდიდარ აუსტენიტის უბნებში ადგილი ექნება ენერჯის 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.

გასათვალისწინებელია ისიც, რომ $\gamma_{ნარჩ.} = 10-50\%$. იზოთერმული წრთობის დროს სასურველია დავაფიქსიროთ ის მომენტი, როცა ბენიტური ფერიტის რაოდენობა მიაღწევს მაქსიმუმს, ე. ი. $\gamma_{ღ.} \rightarrow \alpha_{ბ.}$, მეორადი ფაზების გამოყოფა და გაცივებისას მარტენსიტული გარდაქმნა $\gamma_{მღ.} \rightarrow M$. ეს უმართავი პროცესები, მნიშვნელოვნად ამცირებენ $\gamma_{ნარჩ.}$ რაოდენობას, რაც თავის მხრივ ინტენსიურად ამცირებს აუსტენიტის უბნების რაოდენობას, რომლებშიც

მოსალოდნელი იყო TRIP-ეფექტების პროცესების განვითარება. ასეთი მასალის (ADI) გაჭიმვის მრუდებზე ფიქსირდება მხოლოდ წრფივი მონაკვეთები დრეკად-პლასტიკური და პლასტიკური დეფორმაციის გარეშე.

ზემოაღნიშნულიდან გამომდინარე, უკეთეს შემთხვევაში, არსებული მასალის ოპტიმიზაციის ჩატარებით შეიძლება ფარდობითი წაგრძელების მნიშვნელობა გაიზარდოს 2-5%-ის ფარგლებამდე, მაგრამ სიბლანტისა და ბზარმდეგობის მახასიათებლების მიღება განუხორციელებელი დარჩება. ამ ჩიხიდან გამოსვლა (ჩატარებულ ანალიზზე დაყრდნობით!) შეიძლება ახალი გრაფიტწარმომქნელების (Al – 2,86Á; Mg – 3,20Á; Y – 3,55Á; Ce – 3,65Á; La – 3,95Á; Ba – 4,30Á) გამოყენებითა და სილიციუმის რაოდენობის შემცირებით ($Si < 1,0\%$; $Fe + 1\%Si \rightarrow \alpha_{1\%}^{1\%/s^2}$). ჩვენს მიერ (ჯერ-ჯერობით) შერჩეულია ორი გრაფიტოზატორი: Al და SiCa, რომელთა გამოყენებითაც შევისწავლით სისტემას C=3,0%-ის გარეშე, ხოლო შემდეგ – სრულად (C=3,5%). საწყის ეტაპზე ყურადღების ცენტრში იქნება გრაფიტის სფერული ფორმის სტაბილური მილების საკითხები, განხორციელებული ახალი წარმოდგენებით – ფულერენული მოდელით, რომელმაც უნდა გამორიცხოს (ექსპერიმენტულ მონაცემებზე დაყრდნობით გამოთქმული ჩვენი ვარაუდით) მთავარი – უხერხული მოდიფიკატორის (Mg-ის) გამოყენება.

როგორც გვქონდა აღნიშნული, შუალედურ გარდაქმნებს იზოთერმულ პირობებში, საშუალონახშირბადიან, ბენიტური კლასის ფოლადებსა და ბენიტურ თუჯებში ერთნაირი ხასიათი აქვთ. პროცესი იწყება ნახშირბადის (C=0,4-0,6%) გადანაწილებით, რომელიც მთავრდება ნახშირბადით ღარიბი და მდიდარი უბნების წარმოქმნით. ღარიბი უბნები მარტენსიტული მექანიზმით მაშინვე გარდაიქმნება გარკვეულად გადაჯერებულ ბენიტურ ფერიტად (C≈0,10-0,15%), ხოლო ნახშირბადით მდიდარი უბნებიდან ადგილი აქვს კარბიდების გამოყოფას, რომელსაც მოსდევს ფაზური გარდაქმნა ($\gamma \rightarrow B$).

რადგან სილიციუმის შემცველობა თუჯებში იცვლება Si≈0,50-3,0% დიაპაზონში, ამიტომ ფოლადებისგან განსხვავებით თუჯებში ნარჩენი (გარდაუქმნელი) აუსტენიტის რაოდენობა მეტია, რადგან შუალედური გარდაქმნის

დროს რკინისა და მალეგირებელი ელემენტების ატომების გადაადგილება – დიფუზია გამორიცხულია, ამიტომ სილიციუმის გავლენა საერთოდ ბეინიტურ თუჯებში, განსაკუთრებით კი – ADI-ში, მნიშვნელოვანია. აღნიშნულის გამო, წარმოდგენილ ნაშრომში მოტანილია ბეინიტური კლასის საშუალო-ნახშირბადიან ფოლადებზე მიღებული ექსპერიმენტული მონაცემები, როდესაც სილიციუმი იცვლება Si=0,25-1,0%-ის ფარგლებში. ლიტერატურულ მიმოხილვაში დეტალურად არის განხილული ბეინიტური ფოლადებისა და თუჯების ლეგირების საკითხები. ახლა კი გავცეთ პასუხი, თუ როგორ მიმდინარეობს ბეინიტური გარდაქმნა ფოლადებში იზოთერმულ პირობებში და რა უშლის ხელს, ე. წ. „ფანჯრის“ პოვნას თუჯებში.

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

გამოდნობილი თუჯების ქიმიური შედგენილობები, მექანიკური თვისებები და მეტალოგრაფიული კვლევის შედეგები მოცემულია ცხრილებში 1-2 და სურათებზე 1-2.

ცხრილი 1. გამოდნობილი თუჯების ქიმიური შედგენილობები.

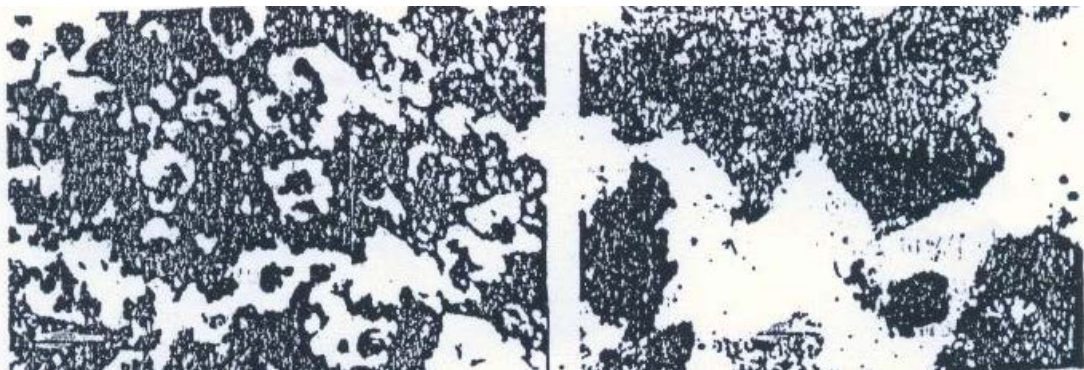
| № | ქიმიური შედგენილობა, მასური % | | | | | |
|----|-------------------------------|------|------|-------|-------|-------|
| | C | Si | Mn | Mg | S | P |
| 1. | 3,3 | 1,39 | 0,59 | 0,036 | 0,010 | 0,110 |
| 2. | 3,3 | 2,75 | 0,48 | 0,040 | 0,032 | 0,110 |
| 3. | 3,0 | 3,94 | 0,55 | 0,044 | 0,014 |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

საწყისი მონაცემებიდან გამომდინარე (№1 – C=3,3%; Si=1,39%; $n_B=714$ ნ/მმ²; $n_{0,2}=4925$ /მმ²; $\delta_5=4\%$; $\psi=1,87\%$; №2 – C=3,3%; Si=2,75%; $n_B=5805$ /მმ²; $n_{0,2}=3905$ /მმ²;

$\delta_5=8\%$; $\psi=6,7\%$), კვლევები გავაგრძელებთ №2 დნობაზე. მექანიკურ თვისებათა საუკეთესო შეხამებით (ცხრილი 5) დავადგინეთ, რომ იზოთერმული წრთობისას ამ თუჯის დაყოვნების ოპტიმალურ დროა 30 წუთი, რაც უკეთეს მაჩვენებლებს მაშინ უზრუნველყოფს გამოსავალ თუჯთან შედარებით, როდესაც ეს უკანასკნელი არ არის სფერულგრაფიტისანი, რასაც ადასტურებს მიკროანალიზის შედეგები აქ საქმე გვაქვს კომპაქტურგრაფიტის თუჯთან, რომლის სტრუქტურაშიც ასევე მცირე რაოდენობით შეინიშნება ვერმიკულარული გრაფიტი.

ცხრილი 2. ბენიტზე იზოთერმულად ნაწრთობი მაღალი სიმტკიცის თუჯის (ADI) მექანიკური თვისებების მახასიათებლები.

| № | 910°C ტემპერატურაზე აუსტენიტისა და ბაზისის დრო, წთ. | 370°C ტემპერატურაზე იზოთერმული წრთობის დრო, წთ. | 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 |
| | 120 | 100 | 796 | 671 | 1,5 | 5 |

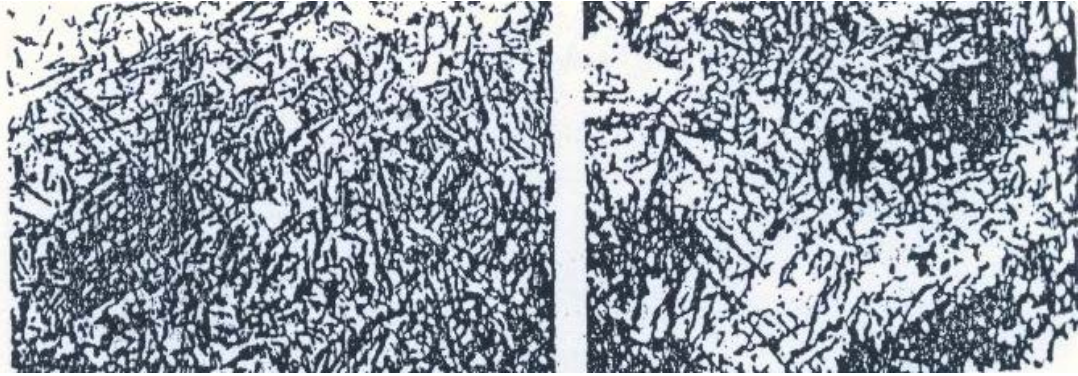


ა) X100

ბ) X400

სურათი 1. თუჯის (C=3,3%; Si=2,75%) საწყისი მიკროსტრუქტურა (სხმული მდგომარეობა).

ა) გადიდება 100; ბ) გადიდება 400.



ა)

X800

ბ)

სურათი 2. ბენიტზე იზოთერმულად ნაწრობი თუჯის მიკროსტრუქტურები

ა) C=3,3%; Si=2,75%; Mn=0,48%;

ბ) C=3,3%; Si=1,39%; Mn=0,59%.

საჭირო მოდიფიკატორებიდან Mg ყველაზე ძლიერია, მაგრამ მისი გამოყენება დაკავშირებულია სიძვირესთან (მაგალითად, NiMg) და უსაფრთხოების ნორმების ძნელად განხორციელებასთან. მოყვანილი შრომების ავტორები გვთავაზობენ NiMg-ის ნაცვლად, შედარებით იაფი და ტექნოლოგიური მოდიფიცირების გამოყენებას (მაგალითად SiCa), ხოლო გამოდნობის პროცესი უნდა წარიმართოს შემდეგნაირად: 1) თუჯში მავნე მინარევების შემცველობა უნდა იყოს რაც შეიძლება დაბალ დონეზე ($S, P \leq 0,012$), თხევადი თუჯის ტემპერატურა კი უნდა იყოს ტოლი ან მეტი 1500°C -ზე.

ასეთ პირობებში ლითონში არსებული „ხაზური“ აგებულების მქონე გრაფიტული ჩანართები უნდა დაიშალოს ნახშირბადის ატომებად, რის შემდეგაც ჩამოსხმა ვაწარმოთ კოკილებში. მოლიბდენის შემცველ ($Mo=0,20\%$) სინთეტიკურ თუჯზე ლაბორატორიულ პირობებში ჩატარებული ექსპერიმენტებით ნაჩვენებია იქნა, რომ $\approx 1550^{\circ}\text{C}$ -ზე გახურებითა და სამ სხვადასხვა სიჩქარეზე (კოკილი, ლითონის ჯამი და მიწის ყალიბი) ჩამოსხმით მიიღება გრაფიტის სფერული, ვერმიკულარული და ფირფიტოვანი ფორმები. შესაბამისად, მსგავსი შედეგები იქნა მიღებული საქარხნო ექსპერიმენტებითაც.

მესამე თავის – ექსპერიმენტული ნაწილის ძირითადი შედეგია ის, რომ შერჩეულია საკვლევი მასალა, მისი თერმული დამუშავების რეჟიმები, ამ მასალის კვლევის მეთოდიკა, რაც მოიცავს მექანიკური გამოცდების –

სისალის გაზომვის, გაჭიმვაზე სტატიკური გამოცდების, დარტყმითი სიბლანტის განსაზღვრის და სტრუქტურული (მათ შორის მიკროსტრუქტურული) კვლევების მეთოდოლოგიას.

ინფორმაცია ნაშრომის აპრობაციის შესახებ

ნაშრომის მასალები მოხსენებული იქნა:

1. საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტის სტუდენტთა 79-ე ღია საერთაშორისო სამეცნიერო კონფერენციაზე მეტალურგიის, მასალათმცოდნეობისა და ლითონების დამუშავების სექციაში (ხელმძღვანელი – ვ. კოპალეიშვილი) სფერულგრაფიტის თუჯის საკონსტრუქციო სიმტკიცის გაზრდა შედგენილობისა და თერმული დამუშავების რეჟიმების სრულყოფით. კონფერენციის პროგრამა. თბილისი: საგამომცემლო სახლი „ტექნიკური უნივერსიტეტი“. 2011 წ. გვ. 38.
2. International Conference "Innovative Technologies in Metallurgy and Materials Science" ITMMS-2015. July 16-18, 2015, Tbilisi, Georgia. Enhancement of structural strength of bainitic cast iron by obtaining spheroidal graphite, developing chemical composition of alloy and heat treatment conditions. Georgian Technical University, Georgian Foundrymen and Materials Scientists Society. Tbilisi, Georgia, 2015, pp. 72-74. (ინოვაციური ტექნოლოგიები მეტალურგიასა და მასალათმცოდნეობაში 2015 წლის 16-18 ივლისს თბილისში).

დასკვნა

1. გაკეთებულია თუჯის (DI) თერმული დამუშავებისას არსებული რთული პროცესების ანალიზი და შემუშავებულია ამ პრობლემური ამოცანების ამოხსნის გზები.
2. Fe-C-Si სისტემა ბეინიტზე წრთობისას იმყოფება რთულ მდგომარეობაში – სტრუქტურაში სახეზეა როგორც ნახშირბადით ღარიბი, ასევე, ნახშირბადით მდიდარი უბნები. მყარ ხსნარებში არსებული სილიციუმი ($Si \approx 2,0\%$) ხელს ვერ უწყობს ფუძის ღარიბი უბნების პლასტიკურობის მახასიათებლების (ფართო გაგებით) საგრძნობ მატებას. ასევე, პრობლემატურია, რომ ნახშირბადით მდიდარი აუსტენიტის უბნებიდან მეორადი ფაზების გამოყოფისა და მარტენსიტული ($\gamma_{ad} \rightarrow M$) გარდაქმნის შემდეგ, შენარჩუნებული იქნეს TRIP-ეფექტების განვითარებისათვის საჭირო, გარდაუქმნელი აუსტენიტის (γ_T) უბნები. საბოლოოდ, გვაქვს მაღალი სიმტკიცე, რომლის პრაქტიკაში რეალიზაცია შეიძლება, მხოლოდ შეზღუდულ პირობებში.
3. თუჯის ფუძის ყველანაირი მიახლოება ბეინიტური კლასის საშუალონახშირბადიან ფოლადებთან საშუალებას იძლევა ბეინიტური თუჯების წარმოებისას გამოვიყენოთ მრავალი ცნობილი შედეგი (მაგალითად, ბეინიტური კლასის ფოლადებზე – 36Г2СМ, 40ГСМР, 40ГСМФ⁽¹⁾, 40ГСМФ⁽²⁾, 45ГСМФ, 40ГМФ – 400°C-ზე იზოთერმული წრთობის შედეგები: $\sigma_s = 1250-1550 \text{ ნ/მმ}^2$; $\sigma_{\text{ფ}} = 1060-1290 \text{ ნ/მმ}^2$; $\delta_5 = 11-16\%$, $\psi = 31,5-58\%$, HRC=37-43), რაც აადვილებს, როგორც სიმტკიცის მაღალი მაჩვენებლების მიღებას, ასევე, ამოხსნადი ხდება საჭირო დონის პლასტიკურობის მახასიათებლების მიღწევაც. ამისათვის საჭიროა სილიციუმის რაოდენობის შემცირება 1,0% Si-მდე (Fe+1,0% Si განაპირობებს $a_1 \approx 200 \text{ ჯ/სმ}^2$) და ახალი, დამატებითი გრაფიტიზატორების გამოყენება (Al+SiCa).
4. მიზანშეწონილია, გრაფიტის სფერული ფორმის მიღება განხორციელდეს ფულერენული იდეოლოგიის გამოყენებით.

5. მიუხედავად დიდი მიღწევებისა, სფერულგრაფიტიანი თუჯების სხმულების წარმოების საქმეში ფართომასშტაბური სამრეწველო წარმოება-გა-მოყენება გარკვეულად შეზღუდულია. აღნიშნულის მიზეზად შეიძლება დავასახელოთ:
- 1) კონსტრუქტორებისაგან საბაზო სხმულებისადმი წაყენებული ხისტი მოთხოვნები (მაგალითად, ქიმიურ შედგენილობაზე, სტრუქტურაზე, მე-ქანიკური თვისებების მახასიათებლებზე და სხვა);
 - 2) მალული დეფექტების სიმრავლე;
 - 3) სფეროიდიზაციის და ბეინიტური სტრუქტურის მიღების სირთულეები, აქედან გამომდინარე, შედეგების არასტაბილურობა. მიზანშეწონილია შემუშავებულ იქნეს ახალი და ეფექტური ტექნოლოგიური პროცესები, ლიგატურები, მოწყობილობები და სხვა, რომლებიც ხელს შეუწყობს სფერულგრაფიტიანი თუჯის სტაბილურად მიღებისა და მისგან ბეინიტური თუჯის ფართომასშტაბიან წარმოებას.
6. ლაბორატორიულ და საქარხნო პირობებში ჩატარებული ექსპერიმენტების შედეგების ანალიზით შპს „რუსთავის ფოლადში“ დასანერგად რეკომენდებულია:
- 1) მაღალი სიმტკიცის თუჯის ($BH \leftrightarrow DI$) მისაღებად საჭიროა გვექონდეს სინთეტიკური თუჯის ბაზაზე შემუშავებული კომპოზიცია (შესაბამისი დამუშავებით), რომელიც გახურებისა ($T_g \geq 1550^\circ C$) და დაყოვნების ($\tau_{\text{დ}} \approx 30$ წუთი) შემდეგ ჩამოსხმება ციცხვში, შემდეგ კი (დაყოვნების გარეშე) – ლითონის ყალიბში (კოკილში). აღნიშნული ტექნოლოგიით სტაბილურად რეალიზდება სფერული ფორმის გრაფიტის მიღების „ფულერენული მოდელი“;
 - 2) იმის გამო, რომ ბეინიტმა და ნარჩენმა აუსტენიტმა შექმნა ახალი საკონსტრუქციო მასალა ე. წ. „ბეინიტური თუჯი“, აუცილებელია კორექტივები იქნეს შეტანილი გრაფიტიზაციის პროცესში. მაურერის სტრუქტურული დიაგრამები სრულად პასუხობდა სხვადასხვა სტრუქტურის მქონე (გრაფიტი+ფერიტი; გრაფიტი+ფერიტი+პერლიტი;

გრაფიტი+პერლიტი) რუხი თუჯის მიღებას კინეტიკური ფაქტორის მუდმივობისას. დღეს აუცილებელია, მაღალ სიმტკიცესთან ერთად, გვექონდეს ფარდობითი წაგრძელება $\delta \geq 10-15\%$, რაც მოითხოვს გრაფიტიზაციის პროცესის მრავალმხრივ, სერიოზულ „რეკონსტრუქციას“. 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=150ჯ/სმ²);

3) ყველა არსებული კომპონენტის გამოყენებით (განსაკუთრებით, ბენიტური კლასის საშუალონახშირბადიანი ფოლადის აუსტენიტის იზოთერმული და ანიზოთერმული დაშლის ახალი ტიპის დიაგრამების) შემომგლინავი დგანის სამართულების დასამზადებლად რეკომენდებულია 350C1H02DН5MΦT ტიპის ბენიტური თუჯი;

4) ADI-ის (350C1H02) იზოთერმული წრთობის ტემპერატურა კონტროლდება მზა პროდუქციის სამუშაო ტემპერატურით (ჩვენს შემთხვევაში 400-450°C). აღნიშნულის გამო, აუცილებელია მუშაობა ზედა ბენიტზე, რაც არ გამორიცხავს მუშაობას A₁-A₃ ტემპერატურებს შორის. ჩვენი მარაგნაკეთით, როცა ფუძის C=0,40% მაშინ მდგომარეობის დიაგრამაზე ორფაზა (γ+α) არე 740-800°C-ის ფარგლებშია (ყველა კონკრეტულ შემთხვევაში საჭიროა დავადგინოთ ფაზათა ზუსტი თანაფარდობა, მაგალითად, სტარტისათვის 80%γ+20%α). ამ გზით (თერმული დამუშავებით) სტრუქტურაში შემოტანილი ფერიტი საშუალებას მოგ-

ვცემს ე. წ. „ფანჯრის“ უარყოფითი ეფექტი გამოვიყენოთ ჩვენს სასარგებლოდ, მაგალითად, ავტომატური დგანების სამართულების დასამზადებლად.

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

დისერტაციის ძირითადი შინაარსი წარმოდგენილია შემდეგ შრომებში

1. კოპალეიშვილი დ., ქაშაკაშვილი ი., კერესელიძე ლ., ხიდაშელი ნ., ბარბაქაძე ო., ბარათაშვილი მ., სფერულგრაფიტიანი თუჯის საკონსტრუქციო სიმტკიცის გაზრდა შედგენილობითა და თერმული დამუშავების სრულყოფით. ტრანსპორტი და მანქანათმშენებლობა. თბილისი. №2(21). 2011. გვ. 28-53.
2. კოპალეიშვილი ვ., ხიდაშელი ნ., კერესელიძე ლ., ბარბაქაძე ო., ბარათაშვილი მ., თაყაძე ო. ბენიტური თუჯის საკონსტრუქციო სიმტკიცის გაზრდის გზები და მიღებული შედეგების გამოყენების შესაძლებლობები შპს „რუსთავის ფოლადის“ პირობებში. ენერჯია. თბილისი №1(61). 2012. გვ. 46-54.
3. ბარბაქაძე ო., კოპალეიშვილი ვ., ბარათაშვილი მ., ლომიძე რ., ბაქრაძე რ., ფუტყარაძე გ. თუჯების სფეროიდიზაციის ხერხები და მოწყობილობები. საქართველოს ნავთობი და გაზი. თბილისი. 2012. №27. გვ. 95-104.
4. 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.

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 $\delta_s \geq 10-15\%$, 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 ($t_{max}=400-450^\circ\text{C}$). 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°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 $T_c+10-20^\circ\text{C} \rightarrow 780-790^\circ\text{C}$, delay $\geq 3\text{hours}$ +isothermal quenching at 400-450°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% ~ graphite form, 0,5% ~ 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 $Ti=0,030-0,045\%$; $V \approx 0,20-0,30\%$; $N \approx 0,020-0,030\%$; $C_{3,50}Al_2 + \langle Ti + V + N \rangle$ and other ($\langle Ti + V, Nb + N \rangle$, $\langle Ti + Nb, N \rangle$, are not excluded $\langle V + N \rangle$...).