

კახა გორგაძე

ფორმის მახსოვრობის ეფექტი და
ზედრეკადობა ტიტანის ზოგიერთ შენადნობში.

წარმოდგენილია დოქტორის აკადემიური ხარისხის
მოსაპოვებლად

საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი
თბილისი, 0175, საქართველო
თვე, წელი

საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი
ინფორმატიკისა და მართვის სისტემების ფაკულტეტი

ჩვენ, ქვემოთ ხელისმომწერნი ვადასტურებთ, რომ გავეცანით კახა გორგაძის მიერ შესრულებულ სადისერტაციო ნაშრომს დასახელებით: “ფორმის მახსოვრობის ეფექტი და ზედრეკადობა ტიტანის ზოგიერთ შენადნობში” და ვაძლევთ რეკომენდაციას საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტის ინფორმატიკისა და მართვის სისტემების ფაკულტეტის სადისერტაციო საბჭოში მის განხილვას დოქტორის აკადემიური ხარისხის მოსაპოვებლად.

თარიღი

ხელმძღვანელი:

რეცენზენტი:

რეცენზენტი:

რეცენზენტი:

საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი

წელი

ავტორი: გორგაძე კახა

დასახელება: “ფორმის მახსოვრობის ეფექტი და ზედრეკადობა ტიტანის ზოგიერთ შენადნობში”

ფაკულტეტი : ინფორმატიკისა და მართვის სისტემების ფაკულტეტი

ხარისხი: დოქტორი

სხდომა ჩატარდა:

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

ავტორის ხელმოწერა

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

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

რეზიუმე

სამუშაოს მიზანი იყო შენადნების შექმნა ტიტანის ფუძეზე ფორმის მახსოვრობის, ზედრეკადობის და დემპფირების უნარის მაქსიმალური გამოვლენით. სამუშაო მდგომარეობდა შენადნების კომპონენტურ და კონცენტრაციულ შერჩევაში და მათ ორმომექანიკურ დამუშავებაში.

გამოკვლევა ატარებდა ექსპერიმენტულ კომპლექსურ ხასიათს რენტგენოსტრუქტურული, დიფერენციალური თერმული, დილატომეტრული, ელექტროწინადობის ტემპერატურაზე დამოკიდებულების, კალორიმეტრის, შინაგანი ხასუნის მეთოდების გამოყენებით. ითვალისწინებდა დეფორმაციის და მექანიკური ძაბვის მნიშვნელობების გაზომვას შენადნების გრეხვით და გაჭიმვით დეფორმაციის შემთხვევაში. განიხილებოდა ფორმის აღდგენის ხარისხი, ზედრეკადი დეფორმაციის სიდიდე, შებრუნებული მარტენსიტული გარდაქმნის დროს წარმოქმნილი რეაქტიული ძაბვები და შენადნების დემპფირების უნარი.

საფუძვლად აღებული იქნა ტიტანის შენადნები β -ფაზის მასტაბილიზირებელ ელემენტებთან (Ta, Nb, Mo, V, Zr). კონცენტრაცია განისაზღვრებოდა β -ფაზის კრიტიკული მეტასტაბილური მდგომარეობის მახლობლად.

სამუშაოს შესრულებისათვის შექმნილი და გამოკვლეული იყო შენადნები შემდეგი შემადგენლობით: Ti-Ta, Ti-Nb, Ti-Ta-Zr, Ti-Nb-Zr, Ti-Ta-Mo, Ti-Ta-V, Ti-Nb-Mo, Ti-Nb-V, Ti-Nb-Mo-V, Ti-Ta-Mo-V, Ti-Ta-Nb-Zr, Ti-Nb-Mo-V-Zr, Ti-Ta-Mo-V-Zr მაღლებირებელი ელემენტების ფართო კონცენტრაციული შემცველობით.

შენადნები მიღებული იყო ელექტრონულ-სხივური დნობის მეთოდით. ელემენტების განაწილების თანაბრობა მიიღწეოდა 4-5 ჯერადი გადადნობით. ზოდების ცხელი გლინვით მიიღებოდა 3-5 მმ. სისქის ფირფიტები.

საწყისი ფაზური მიკროსტრუქტურა იქმნებოდა ჰომოგენიზაციის შემდეგ $900 \div 1000^{\circ}\text{C}$ ტემპერატურიდან წყალში წრთობით.

კომპონენტური შემადგენლობის და კონცენტრაციის მიხედვით ფაზურმა რენტგენოსტრუქტურულმა ანალიზმა დააფიქსირა სამი მიკროსტრუქტის ტიპი: α'' ორთორომბული, α'' და მცირე β -აუსტენიტი და შერეული $\alpha'' + \beta$ სტრუქტურა. მიკროსტრუქტურა მნიშვნელოვან გავლენას ახდენდა შენადნების დეფორმაციის პროცესზე.

ფორმის მახსოვრობის ეფექტი უზრუნველყოფილი იყო თერმოდრეკადი მარტენსიტული $\beta \leftrightarrow \alpha''$ გარდაქმნით. ირჩეოდა შენადნები პრაქტიკულად სრული (არანაკლებ 90%) ფორმის აღდგენით მაქსიმალურად შესაძლებელი დეფორმაციის დროს.

შენადნებს უნდა გამოემდავნებინათ ზედრეკადობა მნიშვნელოვანი დეფორმაციის დროს.

შესწავლილი იქნა შებრუნებული $\alpha'' \rightarrow \beta$ გარდაქმნის დროს გენერირებული ძაბვების მნიშვნელობები.

ძირითადი კვლევები ჩატარდა ნიმუშებზე, რომლებიც განიცდიდნენ დეფორმაციას გრეხვით. შეიქმნა დანაღვარები, რომლებიც საშუალებას

გვაძლევდნენ გაზომილი ყოფილი დეფორმაციის ძირითადი მახასიათებლები, დეფორმაციის ძაბვა და ტემპერატურა.

დანადგარებში ნიმუშის გახურება ხდებოდა დენის გატარებით. გახურების სიჩქარე იცვლებოდა ფართო დიაპაზონში. გრეხვის დეფორმაცია ხორციელდებოდა სხვადასხვა სქემით და T_f ტემპერატურამდე მიღწევის მეთოდით. შენადნების უმეტესობისათვის გახურების სიჩქარის შერჩევით შეიძლება სრულად გამოვავლინოთ ფორმის აღდგენის უნარი η. მისი სიდიდე გამოითვლებოდა დეფორმაციის ტემპერატურაზე დამოკიდებულების მრუდების მეშვეობით. კრიტერიუმად მიღებული იყო $\varepsilon_0^{(90)}$ დეფორმაციის მნიშვნელობა, რომლის დროსაც $\eta = 90\%$.

გაჭიმვით შენადნების გამოცდამ გამოავლინა ფორმის მახსოვრობის შებრუნებული ეფექტი შენადნების უმეტესობისათვის. დეფორმირებული ნიმუშის გახურება იწვევდა ჯერ ფორმის აღდგენას, შემდგომ სპონტანურ დეფორმაციას. ის რეალიზდება ტექსტურის და α'' და β ფაზების დიფუზიური დაშლით.

შენადნებში ჩატარებული იქნა ფორმის აღდგენის თერმოციკლირება ორი მეთოდით: დატვირთვის მუდმივი მოქმედებისას და საწყისი დეფორმაციის შემდეგ თავისუფალ მდგომარეობაში თერმოციკლირებით.

პრაქტიკულად სრული აღდგენა მყარდება სულ ცოტა ხუთი ციკლის შემდგომ. ციკლების რაოდენობის ზრდა ამცირებს დეფორმაციის ამპლიტუდას. ეს ეფექტი უფრო ძლიერად ვლინდება დატვირთვის გარეშე ციკლირების დროს. „ამპლიტუდის“ მიღევა დაკავშირებულია თერმული ზემოქმედებით გამოწვეულ დიფუზიურ პროცესებთან, რაც ამცირებს აღდგენის პროცესებზე პასუხისმგებელ ფაზის წილს.

ამპლიტუდას შეიძლება ჩაუტარდეს „რეანიმაცია“ თავისებური წრთობით – ხანმოკლე გახურებით $800 \div 850^{\circ}\text{C}$ - მდე და სწრაფი გაცივებით ჰაერზე.

აღდგენის თვისებებზე მნიშვნელოვან გავლენას ახდენდა ნიმუშების ზედაპირის დაუანგვა თერმული ზემოქმედების დროს. ზედაპირული უანგის ფენა მკვეთრად აუარესებდა ფორმის მახსოვრობის ეფექტს, ხოლო უანგბადის მნიშვნელოვან სიდროზე შეღწევისას და ნიმუშების მცირე ზომების დროს იწვევდა მათ მსხვრევას.

განმტკიცება დაკავშირებული იყო შეუძლებელი α' დისპერსიული ნაწილაკების გამოყოფასთან. ფორმის მახსოვრობის გამოვლენაში მონაწილეობს მხოლოდ ნიმუშის დაუუანგავი შუა ნაწილი. უანგეული გარსის დიდი სიმტკიცის გამო დეფორმაცია მინიშნებულ სიდიდემდე ხორციელდება გაცილებით დიდი დატვირთვის ზემოქმედებით, ვიდრე სუფთა ზედაპირის ნიმუშებში. ეს ფენა ასევე წინააღმდეგობას უწევს გენერირებულ ძაბვას.

შენადნების ზედრეკადული ქცევა შეისწავლებოდა ოთახის ტემპერატურაზე მათი ნიმუშების გრეხვითი დეფორმაციის დროს. ნაჩვენები იყო, რომ სრული ზედრეკადობა ხორციელდებოდა შენადნის ნიმუშის რამოდენიმე დატვირთვა – განტვირთვის ციკლის შემდგომ.

ზედრეკადობა მიიღწევა ელემენტების გახსნის გამო განმტკიცებით ან დისპერსიული ჩანართების წარმოქმნით, როგორსაც ქმნის

ჩანერგილი უანგბადი. ზედაპირიდან ნიმუშის შიგნით უანგბადის შეღწევა ადიდებდა სიმტკიცეს და აუმჯობესებდა $\epsilon^{\text{b,d}}$. ერთნაირი საწყისი დეფორმაციის დროს $\sigma^{\text{b,d}}$ მეტია ზედაპირული უანგის მქონე შენადნისათვის.

იმ რეაქტიული ძაბვების გაზომვის მიზანი, რომლებიც წარმოიქმნება შებრუნებული მარტენსიტული გარდაქმნის დროს დაკავშირებულია მათ გამოყენებასთან ფორმის მახსოვრობის ეფექტებზე დამყარებულ ხელსაწყოებში.

სხვადასხვა ხარისხის წინასწარი დეფორმაციის ეს შემდეგ ნიმუში ხურდებოდა. ტენზომეტრით იზომებოდა გახურების პროცესში წარმოქმნილი ძაბვის ტემპერატურაზე დამოკიდებულება. ეს ზრდასთან ერთად σ_{r} აღწევდა მაქსიმუმს და შემდგომ მცირდებოდა. გამოცდების სერიიდან გამოიყოფოდა მოცემული შენადნისათვის მაქსიმალური $\sigma_{\text{r,max}}$. პრაქტიკულად ყველა შენადნში $\sigma_{\text{r,max}}$ მიიღწეოდა $8 \div 10\%$ წინასწარი დეფორმაციის დროს. $\sigma_{\text{r,-i}}$ ტემპერატურული დამოკიდებულების ფორმა მიუთითებს მაქსიმუმის მიღწევის შემდგომ σ_{r} რელაქსაციაზე $800 \div 850^{\circ}\text{C}$ -მდე შენადნის გახურებისას.

შენადნების თერმული გამოცდის დროს კომპონენტების დიფუზიური გადანაწილების ტენდენციამ გამოხატულება ჰპოვა მეორე ფორმის მახსოვრობის ეფექტის გამოვლენაში.

მეორე ეფექტის რეალიზაცია შეიძლება გამოგვეწვია გარკვეულ ტემპერატურაზე იზოთერმული დაყოვნებით ტვირთის ქვეშ ან მრავალჯერადი ციკლირებით. ორივე შემთხვევაში ადგილი ჰქონდა ერთი და იგივე დიფუზიურ დაშლას. იზოთერმული დაყოვნების დროზეა დამოკიდებული საწყისი α'' ან β ფაზის წილი, რომელმაც განიცადა „დიფუზიური დაშლა“. დიდი ხნით დაყოვნების შემთხვევაში პირველი ეფექტის ჰასუხისმგებელი ფაზა არ ნარჩუნდება. გახურებისას ვლინდება მხოლოდ ფორმის ადდგენის მეორე ეფექტი. პრაქტიკულად იგივე ხდება $T > A_f$ ტემპერატურამდე დატვირთვის ქვეშ ციკლირების დროს. გროვდებოდა ფაზის მოცულობა, რომელიც ჰასუხს აგებდა მეორე ეფექტზე. ციკლირების შემდგომ $800 \div 850^{\circ}\text{C}$ -მდე გახურების დროს რეალიზირდებოდა ფორმის მახსოვრობის მეორე ეფექტი. პრაქტიკულად ყველა შენადნობისათვის მეორე ეფექტის A_s აჭარბებდა 400°C .

შენადნებში იზომებოდა შინაგანი ხახუნის ტემპერატურული დამოკიდებულება. ცდებმა აჩვენა, რომ რხევების მილევის ეფექტი დაკავშირებული იყო მარტენსიტული გარდაქმნის დროს ენერგიის შთანთქმასთან. გაზომვები ტარდებოდა გრეხვითი რხევების დროს ჰერციანი რხევების დიაპაზონში და აკუსტიკურ სპექტრომეტრზე კილოჰერციან დიაპაზონში. გაზომვები ტარდებოდა ოთახის ტემპერატურიდან $400 \div 450^{\circ}\text{C}$ -მდე, რადგან უფრო მაღალი ტემპერატურების დროს ფონი მკვეთრად იზრდებოდა.

წყალბადის გავლენა ფორმის მახსოვრობის ეფექტის მქონე შენადნის თვისებებზე ინტენსიურად შეისწავლება. წყალბადი ამცირებს შინაგანი ხახუნის ფონს, მაგრამ მკვეთრად ადიდებს დისიპაციას მარტენსიტული გარდაქმნის ტემპერატურულ ინტერვალში.

წყალბადის შეყვანა არსებით გავლენას ახდენდა ფაზების სტაბილურობაზე, მცირდებოდა მარტენსიტული გარდაქმნის

ტემპერატურა და დიფერენციალური თერმული ანალიზის მრუდებზე არ აღინიშნებოდა ($T>400^{\circ}\text{C}$) მაღალტემპერატურული სითბური ეფექტები.

თუ შენადნში შებრუნებული $\alpha \rightarrow \beta$ გარდაქმნა მიმდინარეობდა $375 \div 425^{\circ}\text{C}$ ინტერვალში, წყალბადი ამ ინტერვალს ამცირებდა $125 \div 200^{\circ}\text{C}$ -მდე, უმჯობესდებოდა ფორმის აღდგენის ეფექტი.

გრავიმეტრიულმა გაზომვებმა გვიჩვენა, რომ წყალბადის დესორბცია პაერში და ჰელიუმში უმნიშვნელო 500°C -მდე გახურებისას.

გარდაქმნის ტემპერატურის შემცირება ოთახის ტემპერატურამდე, ფორმის აღდგენის მნიშვნელოვანი სიდიდე ამ შენადნებს გამოსადეგს ხდის პრაქტიკული გამოყენებისათვის, მაგალითად მედიცინაში.

პკლევის დროს მიღებული შედეგები საშუალებას გვაძლევს გავაკეთოთ შემდეგი დასკვნები:

1. ფორმის მასესორობის ეფექტი და ზედრეკადობა გამოკვლეული იქნა შემდეგი სისტემის შენადნებში: Ti-Ta, Ti-Nb, Ti-TA-Mo, Ti-Ta-V, Ti-Nb-Mo, Ti-Nb-V, Ti-Ta-Mo-V, Ti-Nb-Mo-V, Ti-Ta-Zr, Ti-Nb-Zr, Ti-Ta-Mo-V-Zr Ti-Nb-Mo-V-Zr გრევის და გაჭიმვის დეფორმაციის მეთოდით.

2. ნაჩვენები იყო, რომ შენადნებში $\text{Ti-Nb}(X=25,9\%, 29,8\%, 33,1\%)$, $\text{Ti-XTa}(X=43,2\%, 50,1\%, 59,8\%)$ Ti-47 Ta-3 Zr , Ti-44Ta-6Zr , Ti-50Ta-3Zr , Ti-33Nb-7Zr , $\text{Ti-26Nb-4Ta-7Zr} 6 \div 9\%$ დეფორმაცია (ელემენტების კონცენტრაციის მიხედვით) აღდგება $90\%-ით$. უფრო მცირე დეფორმაციების დროს აღდგენა პრაქტიკულად სრულია. ფორმის მასესორობა შეიძლება მივაკუთვნოთ „მაღალტემპერატურიან“ ინტერვალს. As Af ინტერვალი მოცემული შენადნებისთვის $250 \div 450^{\circ}\text{C}$ ფარგლებშია. გამონაკლისია შენადნები Ti-50Ta-6Zr , Ti-33Nb-7Zr , Ti-26Nb-4Ta-7Zr რომელთათვისაც ეს ინტერვალი $20 \div 200^{\circ}\text{C}$ -ია.

3. შენადნების ზედრეკადობა შეისწავლებოდა ოთახის ტემპერატურაზე. განიხილებოდა შენადნების პრაქტიკული გამოყენება ბიომედიცინაში. პრაქტიკულად ყველა შენადნისთვის ზედრეკადულად აღდგენილი დეფორმაცია იყო არანაკლებ $3 \div 3,6\%$. შენადნებში Ti-33Nb-7Zr , Ti-25,9Nb , Ti-43,2Ta ზედრეკადული დეფორმაციის ხარისხი იყო შესაბამისად $4,3$, $4,5$ და $4,6\%$, რაც ახლოა $5\%-თან$ და ეს მონაცემები დღეისათვის მიჩნეულია ძალიან კარგად.

4. შებრუნებული მარტენსიტული გარდაქმნის დროს გენერირებული ძაბვების გაზომვამ გვიჩვენა, რომ მათ აქვთ $270 \div 450\text{მპა}$ მნიშვნელობა შენადნის კომპონენტური და კონცენტრაციული შემადგენლობიდან გამომდინარე. მაქსიმალური ($400 \div 450\text{მპა}$) მნიშვნელობა გენერირდება Ti-50Ta-3Zr , Ti-25,9 Nb , Ti-50,1 Ta შენადნებში.

5. მარტენსიტული გარდაქმნების დემპფირების უნარი შენადნებში ფასდებოდა შინაგანი ხასუნის ტემპერატურაზე დამოკიდებულების გაზომვით. გრევითი რხევები ჰერცულ დიაპაზონში და რხევები კილოპერცულში გვიჩვენებდნენ მაღალი დემპიფირების თვისებას შენადნებში: $\text{Ti-33Nb-7Zr} (\Psi=31,5\%)$, $\text{Ti-59,8Ta} (\Psi=23\%)$ და $\text{Ti-50,1Ta-6Zr} \Psi=(23\%)$. $\Psi=15 \div 20\%$ ახასიათებდა შენადნებს Ti-33,1 Nb , Ti-50,1Ta , Ti-29,8Nb , Ti-43,2Ta , Ti-26Nb-4Ta-7Z .

6. პრაქტიკულად ყველა შენადნისთვის ნაჩვენებია ორი მასესორობის ეფექტის განხორციელების შესაძლებლობა. პირობითად „დაბალტემპერატურულის“ და „მაღალტემპერატურულის“. წინასწარი

თერმომექანიკური დამუშავების მიხედვით შესაძლებელია: მხოლოდ „დაბალტემპერატურული” ეფექტის, თანმიმდევრობით ორივე ან მხოლოდ „მაღალტემპერატურული” ეფექტის განხორციელება. ასეთი შესაძლებლობა დაკავშირებულია, ფაზების მეტასტაბილურობის ცვლილებასთან დიფუზიური პროცესების გამო, შესაბამისად მარტენსიტული გარდაქმნის ტემპერატურის ცვლილებასთან.

სუსტად ლეგირებულ მრავალკომპონენტიან შენადნებში კომპონენტების დიფუზიურ გადანაწილებას მივყავართ ცნობილ მასსოვრობის შებრუნებულ ეფექტთან – გახურების პროცესში ფორმის ადგგენის შემდეგ სპონტანურ დეფორმაციამდე. ეფექტის მაკროგამოვლინებას ხელს უწყობს ციკლირება დატვირთვის ქვეშ ან შენადნის დაყოვნება იზოთერმულ ტემპერატურაზე მუდმივი დატვირთვის ქვეშ.

7. ნაჩვენები იქნა ზედაპირული ოქსიდური ფენის გავლენა (წარმოქმნილი თერმოდამუშავების დროს) ფორმის მასსოვრობის ეფექტზე და ზედრეპადობაზე. მიღებული შედეგი დღის წესრიგში აყენებს შენადნები ფორმის მასსოვრობის და ზედრეპადობის ეფექტებზე უანგბადის გავლენის შესწავლის აუცილებლობას.

8. ჩატარებული იქნა ცდები შენადნებში წყალბადის შეყვანის თაობაზე (0,43%-მდე) გამოკვლეული იქნა შენადნები Ti-Ta-Mo-V, TiI-Nb-Mo-V, Ti-50,1Ta, Ti-50Ta-6Zr. წყალბადი ამცირებდა მარტენსიტული გარდაქმნის ტემპერატურას, ასტაბილიზირებდა აუსტენიტს, „აქრობდა” „მაღალტემპერატურული” გარდაქმნის გამოვლენის შესაძლებლობას. Ti-Ta-Mo-V შენადნის შემთხვევაში 0,43 წონ.% წყალბადი ადიდებდა დემპფირების უნარს $\Psi=43\%-მდე$. ფორმის მასსოვრობის ეფექტის გამოვლენის ტემპერატურის შემცირება და ეფექტის სტაბილიზაცია აუცილებელს ხდის შემდგომი კვლევების ჩატარებას ტიტანის შენადნებში მიმდინარე ფაზურ გარდაქმნაზე წყალბადის გავლენის დასაღვენად.

S U M M A R Y

The aim of presented work lied in creation of alloys based on the titanium and maximally revealing the abilities of shape-retention, super elasticity and damping. The works being carried out, consisted in componential and concentration selection of alloys as well, as in their thermo-mechanical elaboration.

Proceeded investigations were of experimental, complex manner, including utilization of roentgen-structural, differential, thermal, dilatometer methods as well, as the methods of temperature dependence of electro-conductor and of internal friction. Investigations also implied the measurements of the deformation and the mechanical stress in case of bending and tension deformations of alloys. The degree of shape renewal, the value of super elastic deformation, reaction forces, appearing at inverse, martensite transformation and damping ability of alloys were considered.

As a basic, the alloys of titanium with β -phase stabilizing elements (Ta, Nb, Mo, V, Zr) were taken. The concentration was determined nearby the critical, metastable condition of β -phase.

For works elaboration alloys of the following composition were created and investigated: (Ti-Ta, Ti-Nb, Ti-Ta-Zr, Ti-Nb-Zr, Ti-Ta-Mo, Ti-Ta-V, Ti-Nb-Mo, Ti-Nb-V, Ti-Nb-Mo-V, Ti-Ta-Mo-V, Ti-Ta-Nb-Zr, Ti-Nb-Mo-V-Zr, Ti-Ta-Mo-V-Zr) with the wide concentration consistence of the doping elements.

The alloys were received by electron-ray melting method. The uniform distribution of the elements was reached by 4-5 times re-melting. In the way of flatting of hot ingots the plates of 3-5 mm of thickness were obtained.

Initial phase microstructure was created by tempering in water from 900 \div 1000 $^{\circ}\text{C}$ temperature after the homogenization.

According to the componential consistence and the concentration the phase roentgen-structural analysis had fixed the microstructure of three types: α'' orthorhombic, α'' and small β -austenite and mixed $\alpha'' + \beta$ structure. The microstructure sufficiently influenced on alloys deformation process.

Thermo-elastic, martensite, $\beta \leftrightarrow \alpha''$ transformation supplied shape-retention effect. Alloys of nearly complete (not less, than 90%) shape renewal were selected at maximally possible deformation. Alloys should manifest the super elasticity at sufficient deformation. The values of generated stresses were studied at inverse $\alpha'' \rightarrow \beta$ transformation.

The basic investigations were carried out at the samples, experiencing the bending deformation. Devices, making possible to measure the main deformation characteristics, deformation stress and temperature, were created.

Samples were heated in the devices by the current conduction. Heating speed changed within wide range. The bending deformation was carried out by different schemes using the method of reaching T_m temperature. Selection of heating speed for most samples makes possible to reveal completely their shape-retention ability η . Its value was calculated from the curves of temperature dependence of deformation. As the criteria $\varepsilon_0^{(90)}$ value of deformation was taken, when $\eta = 90\%$.

The tension tests of alloys revealed the inverse effect of shape-retention for most alloys. Heating of the deformed sample firstly tended to renewal of the shape, and then to the spontaneous deformation. It is realized by diffusive decomposition of the texture and of α'' and β phases.

The thermo-circularity of shape renewal of alloys was carried out by two methods: at permanent action of the loading and by thermo-circling in free condition after the initial deformation.

Practically complete renewal is stated just after five circles. Increment in the number of circles decreases the amplitude of deformation. This effect reveals more sharply at the loading-free circling. Decrement in the “amplitude” is related to the diffusive processes, induced by the thermal action. It decreases the share of the phase responsible for the renewal processes.

It is possible to carry out the “reanimation” of the amplitude by the original tempering – brief heating up to $800\div 850^{\circ}\text{C}$ temperature and then fast cooling in the air.

Corrosion of samples surfaces at the thermal action sufficiently influenced on the renewal properties. The surface layer of the rust sharply worsen the effect of shape-retention, while at deep penetration of the oxygen into the samples and at small size of the samples caused their destruction.

The reinforcement was related to irreversible allocation of dispersive particles α'' . Only non-corrosion central part of the sample participated in reveal of shape-retention. Due to the great durability of the corrosion envelope, the deformation up to the signed value was carried out under the action of much more loading, than in the samples with clear surface. This layer resists to the generated stress as well.

Super elastic behavior of alloys was studied at the room temperature at bending deformation of their samples. It was shown that complete super elasticity was carried out after several loading-unloading circles of alloys samples.

The super elasticity is reached due to creation of the reinforcement or the dispersive impurities, concerning to opening of the elements, such as is done by implanted oxygen. Penetration of the oxygen from the sample surface inside it increased the durability and improved $\varepsilon^{\text{s.e.}}$. At the same initial deformation $\sigma^{\text{s.e.}}$ is more for the alloys having the surface rust.

The reason of measurement of the reactive stresses, appearing at inverse, martensite transformation, is related to their utilization in devices, based on shape-retention effects.

After initial deformation ε_0 of different kind the sample was heated. Dependence of the stress, appearing in the process of heating, on the temperature was measured by the tensometer. At the increment in ε_0 σ_r reached the maximum and then decreased. For given alloy the maximal σ_r^{max} was marked out from the test series. Practically in all alloys σ_r^{max} was reached at $8 \div 10\%$ preliminary deformation. The form of temperature dependence of σ_r points to the relaxation of σ_r at heating of the alloy up to $800\div 850^{\circ}\text{C}$ that takes place after it reaches the maximum.

At the thermal testing of alloy the tendency of diffusive redistribution of the components manifests itself in reveal of shape-retention effect of the second form.

Realization of the second effect we could induce by isothermal delay of the samples under the loading at certain temperature or by repeated circling. In both case the same diffusive decomposition takes place. The share of initial α'' or β phase depends on the time of isothermal delay, experiencing the “diffusive decomposition”. In case of long time delay the phase responsible for the first effect is not remained. Only the second effect of shape renewal is revealed at heating. Practically the same takes place at the circling under the loading up to $T > A_f$ temperature. There was accumulated the volume of the phase, responsible for the second effect. After the circling at heating up to $800\div 850^{\circ}\text{C}$ the second effect of shape-retention was realized. Practically for all alloys A_s of the second effect exceeded 400°C .

The temperature dependence of the internal friction was measured in alloys. Experiments showed, that the effect of damping oscillations was related to the absorption of the energy at martensite transformations. Measurements were carried out at bending oscillations in the range of Hertz oscillations and on acoustic spectrometer in kilo-Hertz range. Measurements were carried out from the room temperature up to $400\div450^{\circ}\text{C}$, as to at the higher temperature the background sharply increased.

The influence of oxygen on the properties of the alloy possessing the effect of shape-retention was intensively studied. Oxygen decreases the background of the internal friction, but sharply increases the dissipation in the temperature range of martensite transformation.

Impure of oxygen definitely influenced on phase stability, decreased the temperature of martensite transformation and no high temperature heat effects ($T > 400^{\circ}\text{C}$) were signed at the curves of differential, thermal analysis.

If inverse $\alpha'' \rightarrow \beta$ transformation was proceeded in $375\div425^{\circ}\text{C}$ range, hydrogen decreased this range up to $125\div200^{\circ}\text{C}$ thus, improving the effect of shape renewal.

Gravimetric measurements show the insufficient desorption of hydrogen in the air and helium at heating up to 500°C .

Remaining the sufficient value of shape renewal at decrement of transformation temperature up to the room temperature in given alloys makes them suitable for practical application, particularly, in medicine.

The results received during the investigations make possible to draw the following conclusions:

1. The effect of shape-retention and the super elasticity was investigated in alloys systems: Ti-Ta, Ti-Nb, Ti-Ta-Zr, Ti-Nb-Zr, Ti-Ta-Mo, Ti-Ta-V, Ti-Nb-Mo, Ti-Nb-V, Ti-Nb-Mo-V, Ti-Ta-Mo-V, Ti-Ta-Nb-Zr, Ti-Nb-Mo-V-Zr, Ti-Ta-Mo-V-Zr, by the method of bending and tension deformation.
2. It was shown that in alloys Ti-Nb ($X = 25,9\%, 29,8\%, 33,1\%$), Ti-XTa ($X = 43,2\%, 50,1\%, 59,8\%$) Ti-47 Ta-3Zr, Ti-44Ta-6Zr, Ti-50Ta-3Zr, Ti-33Nb-7Zr, Ti-26Nb-4 Ta-7Zr $6\div9\%$ deformation (according to the concentration of elements) restores up to 90%. At smaller deformations, the restoration is practically complete. The shape-retention should be considered for "high temperature" range. A_s, A_f for given alloys are in $250\div450^{\circ}\text{C}$ range. Exclusion are Ti-50Ta-6Zr, Ti-33Nb-7Zr, Ti-26Nb-4Ta-7Zr alloys, for which this range is $20\div200^{\circ}\text{C}$.
3. Super elasticity of alloys at the room temperature was studied. The practical application of alloys, particularly, in biomedicine, was considered. Practically for all alloys super elastically restored deformation was not less, than $3\div3.6\%$, while in Ti-33Nb-7Zr, Ti-25.9Nb, Ti-43.2Ta alloys the degree of super elastic deformation was 4.3, 4.5 and 4.6%, that is close to 5% and, thus, these data are settled as very good for today.
4. The measurements of the stresses, generated at the inverse, martensite transformation, show their value of $270\div450$ mpa on the assumption of the componential and concentration consistence. The maximal ($400\div450$ mpa) value is generated in Ti-50Ta-3Zr, Ti-25.9Nb, Ti-50.1Ta.
5. The damping ability of martensite transformations in alloys was estimated by measurement of the temperature dependence of internal friction. The bending oscillations in Hertz range and the oscillations in the kilo-Hertz one show high

- damping properties in Ti-33Nb-7Zr ($\Psi = 31.5\%$), Ti-59.8Ta ($\Psi = 23\%$) and Ti-50.1Ta-8Zr ($\Psi = 23\%$) alloys. $\Psi = 15\div20\%$ characterized Ti-33.1Nb, Ti-50Ta, Ti-29.8Nb, Ti-43.2Ta, Ti-26Nb-4Ta-7Z alloys.
6. Practically for all alloys the possibility of realization of two retention effects was shown, conditionally, “low temperature” and “high temperature”. According to preliminary thermo-mechanical elaboration, it is possible to carry out: only “low temperature” effect, both in series or only “high temperature” effect. Such possibility is related to the change in metastability of the phases, caused by diffusive processes, with the change in the temperature of martensite transformation, respectively. In multi-component alloys of light doping diffusive redistribution of components arrive one to well known effect of inverse retention – in heating process after the shape renewal to the spontaneous deformation. The circling under the loading or the delay of alloy at isothermal temperature under the permanent loading supports the macro-reveal of the effect.
 7. The influence of the surface, oxide layer (appearing at thermo-elaboration) as on the shape-retention effect, as on the super elasticity, was shown. Received result sets in the daily routine the necessity of study of oxygen influence on the shape-retention effect and on the super elasticity of alloys.
 8. Experiments concerning the impure of hydrogen into alloys (up to 0.43%) were carried out. Ti-Ta-Mo-V, Ti-Nb-Mo-V, Ti-50Ta, Ti-50Ta-6Zr alloys were investigated. Hydrogen decreased the temperature of martensite transformation, tended the austenite to stability, “resisted” to the possibility of reveal of “high temperature” transformation. In case of Ti-Ta-Mo-V hydrogen of 0.43 weigh % increased the damping ability up to $\Psi = 43\%$. Decrement in the temperature of the shape-retention effect as well, as stability of the effect points to the necessity of further investigations for determination the influence of hydrogen.

შინაარსი

შესავალი.....	24
1. ლიტერატურის მიმოხილვა.....	26
თავი 2. ამოცანის დასმა და კვლევის მეთოდები.....	50
2.1 ამოცანის დასმა.....	50
2.2. შენადნების მიღება და წინასწარი თერმომექანიკური დამუშავება.....	52
2.3. კალორიმეტრიული და დიფერენციალური თერმული ანალიზის მეთოდი.....	55
2.4. ელექტროწინაღობის ტემპერატურაზე დამოკიდებულების განსაზღვრის მეთოდი.....	56
2.5. ნიმუშების დეფორმაცია გასაჭიმ დანადგარზე და დილატომეტრია.....	57
2.6. ნიმუშების გრეხვითი დეფორმაციით გამოცდა და ზედრეკადობის შესწავლა.....	58
2.7. შინაგანი ხახუნის გაზომვის მეთოდები.....	61
თავი 3. კვლევის შედეგები და მათი განსჯა.....	65
3.1. Ti-Ta და Ti-Nb სისტემის ბინარული და მრავალკომპონენტიანი შენადნების შესწავლა.....	65
3.2. ორი ტემპერატურით გაყოფილი ფორმის მახსოვრობის ეფექტი.....	141
3.3. შინაგანი ხახუნი და დრეკადობის მოდული.....	151
3.4. წყალბადის გავლენა შენადნის თერმომექანიკურ თვისებებზე.....	155
4. დასკვნა.....	158
ლიტერატურის ნუსხა.....	161

ცხრილების ნუსხა

ცხრილი 1. ქიმიური შემადგენლობის გავლენა ფაზურ მდგომარეობაზე და K_β -ს მნიშვნელობაზე.....	33
ცხრილი 2. წრთობის ტემპერატურის გავლენა სამრეწველო შენადნების ფაზურ შემადგენლობაზე.....	35
ცხრილი 3. წყალბადის კონცენტრაციის გავლენა ფაზურ შემადგენლობაზე, K_β -ს მნიშვნელობაზე და დრეკადობის მოდულზე.....	36
ცხრილი 4. B2-ფაზის დამოკიდებულება დეფორმაციის სახეზე და მიმართულებაზე.	45
ცხრილი 5. წრთობის რეჟიმის გავლენა დეფორმაციის აღდგენაზე და აღდგენის ხარისხზე რგოლისმაგვარ ნიმუშებში.....	47
ცხრილი 6. შენადნების კომპონენტური შემადგენლობა (წონ%).	53
ცხრილი 7. ფაზური შემადგენლობის დამოკიდებულება კომპონენტურ შემადგენლობაზე და კომპონენტების კონცენტრაციაზე.....	65
ცხრილი 8. ფაზური შემადგენლობის, დრეკადობის მოდულის და მარტენსიტული გარდაქმნის ტემპერატურის დამოკიდებულება ბინარულ შენადნებში მალეგირებელი ელემენტების კონცენტრაციაზე.....	74
ცხრილი 9. ფორმის მასოვობის ეფექტის ძირითადი პარამეტრები შენადნებში.e ⁽⁹⁰⁾ დეფორმაციის სიდიდე, რომლის დროსაც აღდგენა არის 90%. ედრ-დრეკადი აღდგენის დეფორმაცია, σ_s^{\max} -რეაქტიული ძაბვა, Ψ - დემპფირების ხარისხი მარტენსიტული გარდაქმნის დროს, A_s , A_f შებრუნებული მარტენსიტული გარდაქმნის დაწყება-დამთავრების ტემპერატურები	106
ცხრილი 10. შენადნის კომპონენტური შემადგენლობის გავლენა დეფორმაციის ტემპერატურულ ინტერვალზე, დეფორმაციის ძაბვებზე და აღდგენის ხარისხზე.....	132
ცხრილი 11. გაჭიმვის დროს დეფორმაციის და ფორმის აღდგენის ხარისხის დამოკიდებულება დეფორმაციის ტემპერატურაზე	133

ნახაზების ნუსხა

ნახაზი 1. Ti-Mo, Ti-V, Ti-Nb, Ti-Ta შენადნებში მარტენსიტული გარდაქმნის ტემპერატურის M_s , ნორმალური დრეკადობის მოდულის E და ϵ_1 , ϵ_2 , ϵ_3 მნიშვნელობების კონცენტრაციაზე დამოკიდებულება	31
ნახაზი 2 ტიტანის ბინარულ შენადნებში K_f -ს დამოკიდებულება Mo, V, Nb, Ta კონცენტრაციაზე	32
ნახაზი 3. α -(1,3,5,7) და β (2,4,6,8,9)-ფაზებში Al(1,2), V(3,4), Mo(5,6), Cr(7,8), Fe(9) შემცველობის ცვლილების წრთობის ტემპერატურაზე დამოკიდებულება. (10- β -ფაზის პირობითი სტაბილურობის კოეფიციენტის K_f -ს მრუდია).	33
ნახაზი 4. ფორმის მასსოვრობის ეფექტის განხორციელების პროცესში საწყისი დეფორმაციის ε (წყალბადის კონცენტრაციით 0.2 % და 0.3%) აღდგენის დამოკიდებულება გახურების სიჩქარეზე 0.3 K/°მ (1) და 10K/°მ (2) (დეფორმაციის ტემპერატურა 20°C).	37
ნახაზი 5. წრთობის ტემპერატურის გავლენა შინაგან ხახუნზე შენადნში BT- 23.	38
ნახაზი 6. BT- 23 შენადნში M_s ტემპერატურის დამოკიდებულება ნელი გახურების დროს 0.5 საათი იზოთერმული დაყოვნების ტემპერატურაზე (a) და წრთობისათვის 10 K/°მ (b) და 100 K/°მ (c) სიჩქარით გახურების დროს. (1,2,3,4,5-გაცივების სიჩქარეა შესაბამისად 400, 100, 50, 20, 10, K/°მ).....	40
ნახაზი 7. შენადნი Ti-50,1Ta. სხვადასხვა ტემპერატურაზე გადაღებული რენტგენული დიფრაქტოგრამების ფრაგმენტები და დიფერენციალური თერმული ანალიზის მრუდები.	68
ნახაზი 8. შენადნი Ti-29.8Nb. მარტენსიტული α'' ($a_{\alpha''}, b/\sqrt{3}$)-ფაზის და $\beta(a,b)$ -ფაზების კრისტალური მესრის პარამეტრების ტემპერატურული დამოკიდებულება.....	69
ნახაზი9. $\beta \leftrightarrow \alpha''$ მარტენსიტული გარდაქმნის მთავარი დეფორმაციების (ϵ_1 და ϵ_2)-ტემპერატურული დამოკიდებულება.....	71
ნახაზი10. შენადნი Ti-43,2Ta. მარტენსიტული α'' -ფაზის კრისტალური მესრის პარამეტრების ($a_{\alpha''} b/\sqrt{3}$) ტემპერატურული დამოკიდებულება.....	72
ნახაზი 11. შენადნი Ti- 29,8 Nb. მარტენსიტული α'' -ფაზის მესრის პარამეტრების ტემპერატურული დამოკიდებულება.....	72

ნახაზი12. შენადნი Ti-50.1Ta. დიფერენციალური თერმული ანალიზის მრუდები მიღებული გახურების სხვადასხვა დროისათვის (1-160°, 2- 80°, 3-40 °).	76
ნახაზი13. Ti-50.1Ta შენადნი. დიფერენციალური თერმული ანალიზის მრუდები გახურება-გაცივების სამი ციკლისთვის.	77
ნახაზი14. შენადნი Ti-59.8Ta დიფერენციალური თერმული ანალიზის თერმოციკლირების მრუდები.	78
ნახაზი15. შენადნი Ti-33.1Nb. დიფერენციალური თერმული ანალიზის თერმოციკლირების მრუდები.....	79
ნახაზი16. შენადნი Ti-36Nb. დიფერენციალური თერმული ანალიზის თერმოციკლირების მრუდები.	80
ნახაზი17. შენადნი Ti-50.1Ta. “მაღალტემპერატურული” მარტენიზაციული გარდაქმნის თერმოციკლირების სადემონსტრაციო დიფერენციალური თერმული ანალიზის მრუდები.	80
ნახაზი 18.შენადნი Ti-50.1Ta. ელექტროწინაღობის ტემპერატურული დამოკიდებულება თერმოციკლირების დროს.	82
ნახაზი19. შენადნის Ti-25.9Nb. ელექტროწინაღობის ტემპერატურული დამოკიდებულება თერმოციკლირების დროს.....	83
ნახაზი 20. შენადნი Ti-50.1Ta(a) და Ti-29.8Nb(b). ელექტროწინაღობის დამოკიდებულება ტემპერატურაზე, გრეხვის მეთოდით ფორმის აღდგენის ციკლირება ჩატარებულ შენადნში.	84
ნახაზი21. ფორმის ადგენის ხარისხის დამოკიდებულება დაგროვილ დეფორმაციაზე ε_0 (A) და ტემპერატურაზე (B).	86
ნახაზი 22. ტემპერატურაზე შენადნებისათვის (a)Ti-48.5 წონ% Ta, (b) Ti- 29.8 წონ% Nb, (c) Ti-58.8 წონ% Ta, (d). Ti-34.5 წონ% Nb.	86
ნახაზი23. ადგენილი (გახურების დროს) და შებრუნებული (გაცივების დროს) ფორმაცვლილების ტემპერატურული დამოკიდებულების მრუდები შენადნებისათვის. Ti-29.8 წონ% Nb (a) ($T_{დ}=250^{\circ}C$) და Ti- 50.1წონ% Ta (b) ($T_{დ}=250^{\circ}C$) წინასწარი დეფორმაციის სხვადასხვა ხარისხით (a) $\varepsilon_0=4,4\%$, (b) $\varepsilon_0=4,1\%$	82
ნახაზი 24. Ti-7.8Ta-8.1Mo (a) და Ti-5,1Ta-4,9Mo-4,9V (b)ნაწრთობი შენადნების დილატოგრამები.....	89
ნახაზი 25. იუნგის მოდულის (რეზონანსული სისტირის კვადრატის ერთეულებში) ტემპერატურული დამოკიდებულება შენადნებისთვის: Ti- 7.5Nb-7.4 Mo (a), Ti-5.1. Ta-4,9 Mo-4,9V, Ti-7.8 Ta-8.1 Mo (c).	89

ნახაზი 26. შენადნი Ti-5.1Ta-4.9Mo-4.9V.A.200°C-ზე დეფორმირებული შენადნის დილატოგრამა დაგროვილი დეფორმაციით $\varepsilon_0 \sim 3\%$. B. დუნგით დეფორმირებული შენადნის ნიმუშის საწყის მდგომარეობაში (a) და 700°C-მდე სწრაფი გახურების შემდეგ (ნიმუშის ფირფიტის სისქე 0.3მმ) (b).....	90
ნახაზი 27. დეფორმაციის ორი ტიპი A. დატვირთვა Tდ-ზე (ab). გაცივება გარე ძაბვის მოქმედების დროს (bc). განტვირთვა (cd). ფორმის აღმდეგნი გახურება თვისუფალ მდგომარეობაში (de). B. დატვირთვა Tდ-ზე (ab). გაცივება მუდმივი გარე დატვირთვის ქვეშ (bc). განტვირთვა (cd). გახურება თავისუფალ მდგომარეობაში (de)	93
ნახაზი 28. შენადნი Ti-29,8Nb. ფორმის მახსოვრობის ეფექტის გამოვლენის ციკლის გრეხვის კუთხის ტემპერატურული დამოკიდებულების დამახასიათებელი დიაგრამა (დეფორმაცია გაცივების დროს მუდმივი ძაბვის $\sigma_{\text{დ}}$ მოქმედებისას).	95
ნახაზი 29. შენადნი Ti-33,1Nb. გრეხვის კუთხის (a) და ფორმის აღდგენის (b) ტემპერატურული დამოკიდებულება.	96
ნახაზი 30. შენადნი Ti-50,1Nb.(a)-I და II სქემის დეფორმაციის სურათების ზედდება. (b) გრეხვის კუთხის და ფორმის აღდგენის ხარისხის ტემპერატურული დამოკიდებულება. 1-ფორმის აღდგენის ხარისხი. 2-დაგროვილი დეფორმაცია. 3-აღდგენილი დეფორმაცია.	97
ნახაზი 31. შენადნი Ti-29,8Nb.(a)-I და II სქემით დეფორმაციის სურათების ზედდება (b)-გრეხვის კუთხის და ფორმის აღდგენის ხარისხის ტემპერატურული დამოკიდებულება. 1-ფორმის აღდგენის ხარისხი; 2-დაგროვილი დეფორმაცია; 3-აღდგენილი დეფორმაცია	98
ნახაზი 32. შენადნი Ti-31,1Nb.(a)-I და II სქემით დეფორმაციის სურათების ზედდება. (b)-გრეხვის კუთხის და ფორმის აღდგენის ხარისხის ტემპერატურული დამოკიდებულება. 1-ფორმის აღდგენის ხარისხი, 2-დაგროვილი დეფორმაცია, 3-აღდგენილი დეფორმაცია.	99
ნახაზი 33. შენადნი Ti-25,6Nb. 1-ფორმის აღდგენის ხარისხი, 2-დაგროვილი დეფორმაცია, 3-აღდგენილი დეფორმაციის ტემპერატურული დამოკიდებულება.	100
ნახაზი 34. შენადნი Ti-29,8Nb. ფორმის მახსოვრობის ეფექტის დროს გრეხვის კუთხის ტემპერატურული დამოკიდებულება. 21-ციკლი გარე დატვირთვის მოქმედებისას. 22-24 დატვირთვა „ქვემოდან“, 25-დატვირთვა „ზემოდან“.	103
ნახაზი 35. შენადნი Ti- 29,8Nb. ფორმის მახსოვრობის ეფექტის სხვადასხვა რეჟიმით განხორციელების დროს გრეხვის კუთხის	

ტემპერატურული დამოკიდებულება. a-ნელი გახურება (3-4% ტ) $T_f=400^{\circ}\text{C}$ („ქვემოდან“) b-სწრაფი გახურება (2-5% ტ) $T_f=400^{\circ}\text{C}$ („ქვემოდან“).
.....104

ნახაზი 36. ფორმის აღდგენის ხარისხის საწყის დეფორმაციაზე დამოკიდებულების მრუდები. A - გაცივება მუდმივი დატვირთვის ქვეშ. B - გაცივება ბოლოებდამაგრებული ნიმუშის შემთხვევაში (a)Ti-59,8 Ta, (b)Ti-50 Ta, (c)Ti-43,2 Ta.....105

ნახაზი 37. ფორმის აღდგენის ხარისხის საწყის დეფორმაციაზე დამოკიდებულების მრუდები. A - გაცივება მუდმივი დატვირთვის ქვეშ. B - გაცივება ბოლოებდამაგრებული ნიმუშის შემთხვევაში. (a)Ti-25,9Nb, (b)Ti-29,8Nb, (c)Ti-33,1Nb.105

ნახაზი 38. შენადნი BT-16. ორი თერმული ციკლის დილატომეტრიული მრუდები (წრთობის შემდეგ შენადნის აქვს საწყისი ფაზური შემადგენლობა $\alpha'' + \beta$).107

ნახაზი 39. შენადნი BT-16. დილატომეტრიული მრუდები (წრთობის შემდეგ შენადნის აქვს ფაზური სტრუქტურა $\alpha + \alpha'' + \beta_M$).108

ნახაზი 40. შენადნი Ti-44Ta-6Zr. დილატოგრამა ახდენს მახსოვრობის პირველი ეფექტის დემონსტრირებას. შენადნის საწყისი დეფორმაცია 3,3%. დეფორმაციის ტემპერატურა 20°C108

ნახაზი 41. შენადნი Ti-44Ta-6Zr. დილატოგრამა ახდენს მახსოვრობის მეორე ეფექტის დემონსტრაციას. შენადნის საწყისი დეფორმაცია 3,7%. დეფორმაციის ტემპერატურა 450°C109

ნახაზი 42. შენადნი Ti-50,1Ta. შენადნის ციკლირების ტიპიური სქემა მუდმივი დატვირთვის ქვეშ. ხუთი ციკლი.....109

ნახაზი 43. შენადნი Ti-50,1Ta. ფორმის მახსოვრობის ეფექტის ძირითადი პარამეტრების ციკლების რაოდენობაზე დამოკიდებულების მრუდები. ციკლირება მუდმივი გარე დატვირთვის მოქმედების დროს.111

ნახაზი 44. შენადნი Ti-29,8Nb. გრეხვის კუთხის და ფორმის აღდგენის ხარისხის ტემპერატურული დამოკიდებულება დატვირთვის მუდმივი მოქმედების დროს.111

ნახაზი 45. შენადნი 50Ti-47Ta-3Zr. ფორმის მახსოვრობის ეფექტის ძირითადი პარამეტრების ციკლების რაოდენობაზე დამოკიდებულება მუდმივი დატვირთვის მოქმედების დროს.112

ნახაზი 46. შენადნი Ti-44Ta-6Zr. ფორმის მახსოვრობის ეფექტის ციკლების რაოდენობაზე დამოკიდებულების მრუდები მუდმივი დატვირთვის მოქმედების დროს.	112
ნახაზი 47. შენადნი 47Ti-50Ta-3Zr. ფორმის მახსოვრობის ეფექტის ძირითადი პარამეტრების ციკლების რაოდენობაზე დამოკიდებულების მრუდები მუდმივი დატვირთვის მოქმედების დროს.	113
ნახაზი 48. შენადნი 44Ti-50Ta-6Zr. ფორმის მახსოვრობის ეფექტის ძირითადი პარამეტრების ციკლების რაოდენობაზე დამოკიდებულების მრუდები მუდმივი დატვირთვის დროს. 800-850°C გახურება ხდებოდა 32-ე და მე-40 ციკლების შემდეგ.	113
ნახაზი 49. შენადნი Ti-50,1Ta. ციკლირების დროს გრეხვის კუთხის ტემპერატურული დამოკიდებულება გარე მექანიკური ზემოქმედების არარსებობის (1-5ციკლი) და მუდმივი გარე მექანიკური ზემოქმედების დროს (17-20 ციკლი).	115
ნახაზი 50. შენადნი Ti-29Nb. გრეხვის კუთხის დამოკიდებულება ციკლების რაოდენობაზე უწყვეტად მოქმედი დატვირთვის შემთხვევაში. 1-დაგროვილი დეფორმაცია, 2-აღდგენილი დეფორმაცია.	116
ნახაზი 51. შენადნი Ti-29,8Nb, გრეხვის კუთხის ტემპერატურული დამოკიდებულება. ციკლირება მუდმივი დატვირთვის ქვეშ.	116
ნახაზი 52. შენადნი Ti-29,8Nb. სხვადასხვა რეჟიმით განხორციელებული ფორმის მახსოვრობის ეფექტის დროს გრეხვის კუთხის ტემპერატურული დამოკიდებულება.....	118
ნახაზი 53. შენადნი Ti-29,8Nb. გრეხვის კუთხის ტემპერატურული დამოკიდებულება. ფორმის მახსოვრობის ეფექტის ციკლირება მექანიკური ზემოქმედების გარეშე (1-10-სწრაფი გახურება, 1-6 ნელი გახურება).	121
ნახაზი 54. შენადნი Ti-29,8Nb. ღუნვის კუთხის ტემპერატურული დამოკიდებულება.	122
ნახაზი 55. შენადნი Ti-29,8Nb. ღუნვის კუთხის ტემპერატურული დამოკიდებულება. ციკლირება მუდმივად მომქმედი დატვირთვის ქვეშ.	122
ნახაზი 56. შენადნი Ti-50,1Ta. გრეხვის კუთხის და ფორმის აღდგენის ხარისხის ტემპერატურული დამოკიდებულება. 1-ფორმის აღდგენის ხარისხი, 2-დაგროვილი დეფორმაცია, 3-აღდგენილი დეფორმაცია.	124
ნახაზი 57. შენადნი Ti-50,1Ta. გრეხვის კუთხის და ფორმის აღდგენის ხარისხის დეფორმაციის ხარისხზე დამოკიდებულება. 1-ფორმის	

აღდგენის ხარისხი. 2-დაგროვილი დეფორმაცია, 3-აღდგენილი დეფორმაცია.	124
ნახაზი 58. შენადნი Ti-50,1Ta. გრეხვის კუთხის ციკლების რაოდენობაზე დამოკიდებულება. 1-ფორმის აღდგენის ხარისხი. 2-დაგროვილი დეფორმაცია, 3-აღდგენილი დეფორმაცია.	125
ნახაზი 59. შენადნი Ti-50,1Ta. გრეხვის კუთხის ტემპერატურული დამოკიდებულება ფორმის მახსოვრობის ეფექტის ციკლირების დროს.	126
ნახაზი 60. შენადნი Ti-50,1Ta. ღუნვის კუთხის და ფორმის აღდგენის ხარისხის (1) დამოკიდებულება დეფორმაციის გამომწვევ ძაბვაზე. 2-დაგროვილი დეფორმაცია. 3-აღდგენილი დეფორმაცია.	128
ნახაზი 61. შენადნი Ti-50,1Ta. გრეხვის კუთხის და ფორმის აღდგენის (1) დამოკიდებულება დეფორმაციის გამომწვევ ძაბვასთან. 2-დაგროვილი დეფორმაცია. 3-აღდგენილი დეფორმაცია.	129
ნახაზი 62. შენადნი Ti-43,2Ta. გრეხვის კუთხის (1) და ფორმის აღდგენის ტემპერატურული დამოკიდებულება. 2-აღდგენილი დეფორმაცია. 3-ფორმის აღდგენის ხარისხი.	131
ნახაზი 63. შენადნი BT-16. დილატომეტრული მრუდი. საწყის მდგომარეობაში შენადნს ჰქონდა $\alpha + \beta_M$ შემაღებელობა.	134
ნახაზი 64. შენადნი BT-16. შენადნში ფორმის მახსოვრობის ეფექტის შექცევადობის ამსახველი დილატომეტრული მრუდები. 1-დეფორმაცია 20°C დროს. 2-დეფორმაცია 200°C დროს.	134
ნახაზი 65. ძაბვა-დეფორმაციის ტიპიური მრუდები შენადნებისთვის ოთახის ტემპერატურაზე. ზედრეკადობა ნაჩვენებია №4 ციკლზე.	136
ნახაზი 66. ძაბვა-დეფორმაციის მრუდები შენადნებისთვის: (a) Ti-59,8Ta; (b) Ti-33,1Nb. (1)ნიმუშის დაყოვნება მიმდინარეობდა 1000°C -ზე 60 წუთის განმავლობაში. წრთობა წყალში. (2) ნიმუში ამოჭრილია 1000°C -ზე 60 წუთის განმავლობაში დაყოვნებული ფირფიტის შუაგულიდან. წრთობა წყალში.	137
ნახაზი 67. შენადნი Ti-50,1Ta გენერირებული რეაქტიული ძაბვების მრუდები წინასწარი დეფორმაციის განსხვავებული ხარისხის დროს....	139
ნახაზი 68. ბოლოებდამაგრებული ნიმუშების გახურების ძაბვა-ტემპერატურის დამოკიდებულების მრუდები 8%-იანი წინასწარი დეფორმაციის დროს (1) Ti-43,2Ta, (2) Ti-50,1Ta, (3) Ti-59,8 Ta.	139

ნახაზი 69. ბოლოებდამაგრებული ნიმუშების გახურების ძაბვა-ტემპერატურის დამოკიდებულების მრუდები 8%-იანი წინასწარი დეფორმაციის დროს (1) Ti-33,Nb, (2) Ti-29,8 Nb, (3) Ti-25,9Nb.	140
ნახაზი 70. რეაქტიული ძაბვის ტემპერატურაზე დამოკიდებულება შენადნის წინასწარი დეფორმაციის სხვადასხვა ხარისხის დროს.....	140
ნახაზი 71. შენადნი Ti-50Ta-6Zr. დეფორმაცია-ტემპერატურის დამოკიდებულების მრუდი. დეფორმაცია A მეთოდით (ნახ.1.) დაიკვირვება მხოლოდ პირველი აღდგენის ეფექტი. 375°C -დან გახურების დრო 5 წმ. გაცივება ტვირთით 20-30 წმ.	142
ნახაზი 72. შენადნი Ti-50Ta-6Zr. დეფორმაცია-ტემპერატურის დამოკიდებულების მრუდი. იზოთერმული დაყოვნება 5 წუთი 450°C მრუდი. იზოთერმული დაყოვნება 5 წუთი 450°C ზე. დაიკვირვება პირველი და მეორე აღდგენა.	142
ნახაზი 73. შენადნი Ti-50Ta-6 Zr. დეფორმაცია-ტემპერატურის დამოკიდებულების მრუდი. იზოთერმული დაყოვნება 20 წუთი 450°C -ზე. განტვირთვა და გახურება 450°C -დან 750°C -დან დაიკვირვება მხოლოდ მეორე აღდგენა	143
ნახაზი 74. შენადნი Ti-50Ta-6Zr. დეფორმაცია-ტემპერატურის დამოკიდებულების მრუდები. იზოთერმული დაყოვნება 450°C -ზე 15წთ. ტვირთის ქვეშ. (a) – გაცივება მუდმივი დატვირთის ქვეშ. (b) – გაცივება განტვირთულ მდგომარეობაში. დაიკვირვება მხოლოდ მეორე აღდგენა.	143
ნახაზი 75. შენადნი Ti-50,1Ta. მუდმივი დატვირთვის ქვეშ თერმოციკლირების ფრაგმენტი (22-29 ციკლები). 29-ე ციკლის შემდეგ – გახურება 800°C -დან. დაიკვირვება დეფორმაციის აღდგენის ორივე ეფექტი.	144
ნახაზი 76. შენადნი BT-22(Ti-Al-Mo-V-Cr). იზოთერმული დაყოვნება 300°C 15 წუთი დატვირთულ მდგომარეობაში. გაცივება ტვირთის ქვეშ. განტვირთვა. გახურება თავისუფალ მდგომარეობაში.....	145
ნახაზი 77. შენადნი BT-22(Ti-Al-Mo-V-Cr). იზოთერმული დაყოვნება მუდმივი დატვირთვის ქვეშ 400°C -ზე. 15წუთის განმავლობაში. გაცივება დატვირთვის ქვეშ. განტვირთვა. გახურება 800°C -დან.	145
ნახაზი 78. შენადნი Ti-Ta-Mo-V. ნიმუშების სპონტანური დეფორმაცია ფორმის აღდგენის შემდეგ (დატვირთვის მოქმედების გარეშე): a) იზოთერმული დაყვნება 525°C b) უწყვეტი გახურებით 800°C –დან.	146
ნახაზი 79. Ti-50Ta-3Zr შენადნის გახურება-გაცივების ციკლის კალორიმეტრული მრუდები. პირველი ციკლი.....	147

ნახაზი 80. Ti-50Ta-3Zr შენადნის გახურება-გაცივების ციკლის კალორიმეტრული მრუდები. მეორე ციკლი.	148
ნახაზი 81.პირველი (“დაბალტემპერატურიანი”) ენდოეფექტის დემონსტრაციის კალორიმეტრული მრუდი.	149
ნახაზი 82. იუნგის მოდულის (რეზონანსული სისტირის კვადრატის ერთეულებში) ტემპერატურული დამოკიდებულება შენადნებისთვის: Ti-29,8 წონ%Nb(a) და Ti-33,1წონ%Nb(b).	152
ნახაზი 83. იუნგის მოდულის (რეზონანსული სისტირის კვადრატის ერთეულებში) ტემპერატურული დამოკიდებულება შენადნებისთვის: Ti-50,1წონ%Ta და Ti-59,8წონ%Ta.	152
ნახაზი 84. შენადნი Ti-29,8Nb. შინაგანი ხახუნი (Q^{-1}), როგორც ნიმუშების რხევის დროს გახურება-გაცივების ტემპერატურის ფუნქცია.	154
ნახაზი 85. Ti-Ta-Mo-V შენადნის დიფერენციალური თერმული ანალიზის მრუდები. a) ადსორბირებული წყალბადის გარეშე და b) 0,28 წონ% H-ით.	156
ნახაზი 86. Ti-Ta-Mo-V+0,43წონ%H შენადნის წონის ცვლილების გრავიმეტრული მრუდები ჰაერზე და ჰელიუმში გახურებისას.	156

დიდი მადლობა მინდა გადავუხადო ფიზიკის დეპარტამენტის
სელმძღანელს პროფესორ აკაკი გიგინეიშვილს, რომელმაც სელი
შემიწყო სადისერტაციო ნაშრომის შესრულების დროს.

ასევე მადლობას ვუხდი სადისერტაციო ნაშრომის სამეცნიერო
სელმძღანელს ასოცირებულ პროფესორს თენგიზ ფერაძეს, რომელმაც
დიდი დახმარება გამიწია სადისერტაციო ნაშრომის შესრულებაში.

ასევე მადლიერება მინდა გამოვხატო ფიზიკის დეპარტამენტის
ასოცირებული პროფესორების იური სტამატელის, ტარიელ ჭელიძის
და თემურ ბერიკაშვილის მიმართ.

ტიტანისა და მისი შენადნობების გამოყენების პრაქტიკული მნიშვნელობა ეჭვგარეშეა და დამყარებულია მათ მაღალ ხვედრით სიმტკიცეზე, კოროზიულ მდგრადობაზე მრავალ აგრესიულ არეში, გამოირჩევა კარგი ტექნოლოგიურობით, რაც უპირატესობას ანიჭებს მათ გამოყენებას მანქანათმშენებლობის მრავალ სფეროში ავიაკოსმოსურ ტექნიკაში, სამედიცინო და ქიმიურ ხელსაწყოთმშენებლობაში.

ტიტანი ორი ალოტროპიული მოდიფიკაციის არსებობა, დაბალტემპერატურული ჰექსაგონალურის (ა) და მაღალტემპერატურული მოცულობაცენტრირებულის (β), წარმოადგენს თერმულად დამუშავებული შენადნების შექმნის საფუძველს. ჩვენს დროში ამ საკითხების შესწავლას განსაკუთრებული ყურადღება ექცევა.

თერმული დამუშავების პრაქტიკული რეჟიმების შემუშავებას უპირველეს ყოვლისა საფუძვლად უდევს მიღწევები მდგომარეობების დიაგრამის აგებაში და ფაზური გარდაქმნების შესწავლაში.

ტიტანის შენადნების მეტასტაბილური მდგომარეობის შესახებ სამუშაოების დიდი რაოდენობის მიუხედავად, პასუხისუფებელი რჩება რიგი საკითხებისა, რომლებიც შეეხება, როგორც ზოგიერთ მეტასტაბილური ფაზის სტრუქტურას, ისე მათი წარმოქმნის მექანიზმს.

კარგად არის ცნობილი ტიტანის ზოგიერთი შენადნის არადრეკადი ქცევა. ეს უნიკალური თვისებები დაკავშირებულია შექცევად $\beta \rightarrow \alpha''$ მარტენსიტულ გარდაქმნასთან. დადგენილია რეაქტიული ძაბვების გენერირების ტემპერატურული ინტერვალი ფორმის მახსოვრობის ეფექტის განხორციელების დროს, ზედრეკადობის და დემფპირების უნარი კრიტიკულად მგრძნობიარე ისეთი ფაქტორების მიმართ, როგორიც არის: ფაზური შემადგენლობა $\alpha'' -$ მარტენსიტის და $\beta\text{M} -$ ფაზის ლეგირების ხარისხი, დეფორმაციული მარტენსიტის ორიენტაციის ხარისხი, თერმული დამუშავება და სხვა.

ტიტანის შენადნები ფორმის მახსოვრობის ეფექტით წარმოადგენენ ალტერნატივას ფართოდ გავრცელებული „ნიტინოლის“

(Ti-Ni) მიმართ, რომლის გამოყენებაც მედიცინაში შეზღუდულია ტოქსიკურობით ნიკელის (50%) მაღალი შემცველობის გამო, ტიტანის ახალ შენადნებს ენიჭებათ უპირატესობა უჟანგავ ფოლადებთან შედარებით, რომლებიც ფართოდ გამოიყენება მედიცინაში და არ ახასიათებთ ფორმის მახსოვრობის ეფექტი და ზედრეპადული თვისებები.

თავი 1. ლიტერატურის მიმოხილვა

რიგი შენადნების არადრეკადი ქცევა, რომელიც ვლინდება ფორმის მახსოვრობის ეფექტით, ზედრეკადობით და დემპფირების თვისებით, გასული საუკუნის მეორე ნახევრიდან არის მრავალრიცხოვანი კვლევების ობიექტი. ამ ეფექტების პრაქტიკული გამოყენების თვალსაზრისით უძრადდების ცენტრში აღმოჩნდნენ შენადნები ტიტანის და სპილენძის ფუძეზე. ძირითადი ინტერესი მიმართული იყო ფორმის მახსოვრობის ეფექტზე, ხოლო ძირითადი ობიექტი იყო ტიტანის ნიკელიდი.

გამოვლენის თვალსაზრისით ფორმის მახსოვრობის ეფექტი დაყვეს ერთჯერად, შექცევად და შებრუნებულად. უკანასკნელის მონაცემები შეზღუდულია შენადნების მცირე რაოდენობით. ის ნაჩვენები იყო 70-იან წლებში Ti-10V-2Fe-Al[1] შენადნზე და 80-იან წლებში საწარმოო კონსტრუქციულ შენადნზე BT-16 [2]. ეფექტის არსებობა BT-16 დადასტურებული იყო [3] ნაშრომში. შებრუნებული ეფექტი მდგომარეობს იმაში, რომ თუ შენადნს, რომელმაც განიცადა დეფორმაციული $\beta \rightarrow \alpha''$ გარდაქმნა, გავახურებთ უწყვეტად, ჯერ ხდება საწყისი ფორმის აღდგენა, რომელიც შემდეგ უწყვეტად გადაიზრდება საწყისი დეფორმაციის აღდგენაში.

დღეისათვის კარგად არის ცნობილი, რომ ფორმის მახსოვრობის ეფექტს და ზედრეკადობას საფუძვლად უდევს მარტენსიტული გარდაქმნის განსაკუთრებული სახე – თერმოდრეკადი მარტენსიტული გარდაქმნა [4]. ასეთი გარდაქმნის მთლიანი ენერგია დკავშირებულია მხოლოდ თერმულ და დრეკად ფაქტორებთან. გარდაქმნისას თავისუფალი თერმული ენერგია მცირდება, ხოლო დრეკადი გამოწვეული მარტენსიტის კრისტალების ზრდით იზრდება. რადაც ტემპერატურის დროს მათმა ჯამში შეიძლება მიაღწიოს მინიმუმს. მარტენსიტის კრისტალების ზრდა წყდება. წონასწორობა არამდგრადია. ტემპერატურის ცვლილებით ან გარეშე ძალების ზემოქმედებით პროცესი შეიძლება განახლდეს, გამოიწვიოს მარტენსიტის კრისტალების შემდგომი ზრდა, ან შებრუნებული მარტენსიტული გარდაქმნა. ასეთი გარდაქმნის ტემპერატურული პისტერეზისი ძალიან

ვიწროა – ათეული გრადუსის რიგის. ტემპერატურული მარტენსიტული გადაქმნის შექცევადობა შენადნებში განპირობებულია საწყისი და მარტენსიტული ფაზების კრისტალური მესრების კოპერენტულობის მაღალი ხარისხით, მათი მოცულობითი შეუსაბამობის სიმცირით. ეს უკანასკნელი ერთი რიგით მცირეა ვიდრე ჩვეულებრივი მარტენსიტული გარდაქმნის დროს. დიდხანს ითვლებოდა, რომ მარტენსიტული გარდაქმნის სრულ შექცევადობას მაქსიმალურად აკმაყოფილებს ფაზების კრისტალური მესრების მოწესრიგებულება. მაგალითად ტიტანის ნიკელიდის შემთხვევაში.

თუმცა 70-იან წლებში დამტკიცებული იქნა ფორმის მახსოვრობის ეფექტის შესაძლებლობა შენადნებში მოუწესრიგებელი სტრუქტურით [5]. ინვარიანტული მესრის შემთხვევაში დეფორმაცია მიმდინარეობს ორეულების წარმოქმნის მექანიზმით $\beta \leftrightarrow \alpha''$ შექცევადი მარტენსიტული გარდაქმნის დროს [6-10].

ასეთი ტიპის ფორმის მახსოვრობის ეფექტი ახასიათებს მაგალითად ტიტანის შენადნობებს β -იზომორფულ ელემენტთან (V, Mo,Nb,Ta) [1,11-18].

დეფორმაციული $\beta \leftrightarrow \alpha''$ გარდაქმნისას სიბრტყები და მიმართულებები ორივე ფაზაში ნარჩუნდება. დეფორმაცია ახლოა სუფთა ძვრის დეფორმაციასთან. ძაბვა-დეფორმაციის დამოკიდებულების მრუდზე დეფორმაციული მარტენსიტული გარდაქმნის ფორმაცვლილების მექანიზმს შეესაბამება „მარტენსიტული“ დენადობის ბაქანი. $\sigma_{0.2}$ მნიშვნელობა გვიჩვენებს მარტენსიტული გარდაქმნის სასტარტო ძაბვის სიდიდეს“ β -ფაზაში, რომელიც მათ გარს ერტყმის, პლასტიკურ დეფორმაციას. არ არსებობს შეუქცევადი სრიალიც.

$T < M_f$ ტემპერატურაზე $(M_f - \text{მარტენსიტული})$ გარდაქმნის დამთავრების ტემპერატურა) შენადნები შეიცავენ მხოლოდ მარტენსიტულ α'' -ორთოორომბულ ფაზას. შენადნების დეფორმაციას ასეთ ტემპერატურაზე მივყავართ ერთი ორეული დომენის მიერ მეორის შთანთქმამდე მათ შორის გამყოფი საზღვრის გადანაცვლების გამო [4]. არჩევანი, რომელ დომენებს შორის მოხდება გარდაქმნა,

დამოკიდებულია ორეულების წარმოქმნის რომელი სისტემა არის მომქმედი დეფორმაციის მოცემული მიმართულების დროს.

პროცესი შეიძლება გაგრძელდეს ორეული „მონოდომენის“ ფორმირებამდე. თუ დეფორმაცია შეწყდება ამ მომენტამდე, მაშინ ორეული დომენების რაოდენობა აღმოჩნდება ბევრი. შენადნის გახურებისას $T > A_f$ (A_f უკუმარტენსიტული გარდაქმნის დამთავრების ტემპერატურა) ხდება შებრუნებული აღდგენა. β -ფაზა ორეულოვან სტრუქტურას არ ინარჩუნებს. მაღალი ძაბვების დროს ორეულების წარმოქმნა იცვლება შეუქცევადი სრიალით. ამ დროს მცირდება ფორმის აღდგენის ხარისხი. მისი სიდიდე დამოკიდებულია შენადნში შენარჩუნებული ორეულოვანი „მონოდომენების“ რაოდენობაზე.

$T > M_f$ დროს შენადნი შეიცავს კუბურ მოცულობაცენტრირებულ β -ფაზას. დეფორმაცია ამ შემთხვევაში იწვევს დეფორმაციულ $\beta \leftrightarrow \alpha''$ მარტენსიტულ გარდაქმნას. ათერმულმა α'' -მარტენსიტმა, რომელიც იყო შენადნში საწყის ნაწრთობ მდგომარეობაში, შეიძლება შეიცვალოს ორიენტაცია. ფორმაცვლილება, გამოწვეული დეფორმაციული მარტენსიტული გარდაქმნით ნარჩუნდება ძაბვის მოხსნის შემდეგ. გახურება იწვევს შებრუნებულ მარტენსიტულ გარდაქმნას, რასაც მივყავართ ფორმის აღდგენამდე.

$T > A_f$ დროს β -ფაზა სტაბილურია. თუმცა დეფორმაციის გარკვეული ხარისხის დროს მისმა კრისტალურმა მესერმა შეიძლება იმგვარად განიცადოს ცვლილება, როგორც $\beta \leftrightarrow \alpha''$ ფაზური გარდაქმნისას. წარმოქნილი მარტენსიტი ნარჩუნდება მხოლოდ გარეშე ძაბვის მოხსნამდე. გარე ძაბვის მოხსნას მივყავართ β -ფაზის სტაბილური მესრის სრულ აღდგენამდე. რეალიზდება ზედრეკადობის მოვლენა. ძაბვა-დეფორმაციის დამოკიდებულების მრუდზე $\beta \leftrightarrow \alpha''$ (α'' -დეფორმაციის მარტენსიტი) გარდაქმნა ასევე გამოხატულია ფსევდოდენადობის ბაქნით.

კრისტალოგრაფიული შესაბამისობა $\beta \leftrightarrow \alpha''$ მარტენსიტული გარდაქმნის დროს კარგად აღიწერება ბიურგერსის თანაფარდობით

[19,20]. მესრის მთავარი დეფორმაციის სიდიდეები განისაზღვრება დამოკიდებულებით:

$$\varepsilon_1 = \frac{a}{a_\beta} - 1 \quad \varepsilon_2 = \frac{b}{\sqrt{2a_\beta}} - 1 \quad \varepsilon_3 = \frac{c}{\sqrt{2a_\beta}} - 1 \quad [1.1.]$$

აქ a, b, c არის მარტენისიტის მესრის პარამეტრები, a_β -კი β -ფაზის პარამეტრი.

მთავარი დეფორმაციების სიდიდე დამოკიდებულია მალეგირებელი ელემენტის კონცენტრაციაზე, კერძოდ შენადნში β -სტაბილიზატორზე. $\beta \rightarrow \alpha$ პოლიმორფული გარდაქმნისას Ti -ში ეს სიდიდეები მაქსიმალურია და $\varepsilon_1=-10\%$, $\varepsilon_2=10\%$ და $\varepsilon_3=0.9\%$.

მალეგირებელი ელემენტის კონცენტრაციის გაზრდა შენადნში ამცირებს მთავარი დეფორმაციების სიდიდეს. ისინი ხდებიან ნულის ტოლი ისეთ კონცენტრაციაზე, რომლის ზემოთაც β -ფაზა ხდება მთლიანად სტაბილური ოთახის ტემპერატურაზე.

ნახაზზე 1. ნაჩვენებია $\beta \rightarrow \alpha''$ მარტენისიტული გარდაქმნის (M_s) ტემპერატურის [21,22], ნორმალური დრეკადობის მოდულის (E) და მთავარი დეფორმაციის მნიშვნელობების კონცენტრაციული დამოკიდებულება 1000°C -დან ნაწილობი $Ti-V$, $Ti-Nb$, $Ti-Ta$ შენადნებისთვის. ფაზური ანალიზის შედეგები [15,21,28] საშუალებას გვაძლევს დავასკვნათ, რომ α'' და $\alpha''+\beta$ არეების არსებობის საზღვარი შეესაბამება დრეკადობის მოდულის (E) მაქსიმალურ მნიშვნელობებს (ნახ1). აშკარაა, რომ ამ კონცენტრაციული საზღვრის შესაბამისი β -ფაზა ძალიან არასტაბილურია $\beta \rightarrow \alpha''$ მარტენისიტული გარდაქმნის მიმართ. იგი შეიცავს მინიმალურ (სხვა შენადნების კონცენტრაციასთან შედარებით) მალეგირებელი ელემენტის რაოდენობას, რომლის ზემოთაც წრთობა საშუალებას გვაძლევს დავაფიქსიროთ β -ფაზა. ამავდროულად მისგან წარმოქმნილი მარტენისიტული ფაზა მაქსიმალურად გადაჯერებულია იგივე ტემპერატურაზე წონასწორული α -ფაზის კონცენტრაციასთან შედარებით.

α'' და β -ფაზების ზღვრული არასტაბილურობის კრიტერიუმები მოცემულია [19,21,23] ნაშრომებში. [21] ნაშრომში α'' -ფაზის ზღვრული

არამდგრადობა Ti-Nb და Ti-Ta შენადნებში დგინდებოდა (M_s) ტემპერატურის კონცენტრაციაზე დამოკიდებულებით. α'' -მარტენსიტის არამდგრადობის კოეფიციენტი

$$K = \frac{C_\alpha}{C_{\alpha''}} \quad [1.2]$$

აღმოჩნდა $4.5 \div 5.5$ ფარგლებში. აქ C_α არის M_s მოცემულ ტემპერატურაზე α -ფაზის წონასწორული კონცენტრაცია, ხოლო $C_{\alpha''}$ არის α'' -მარტენსიტის ანალოგიური კონცენტრაცია იგივე ტემპერატურაზე.

β -ფაზის ზღვრული არასტაბილურობის შეფასება გამოჩნდა ნაშრომებში [19,20]. არასტაბილურობის კოეფიციენტი

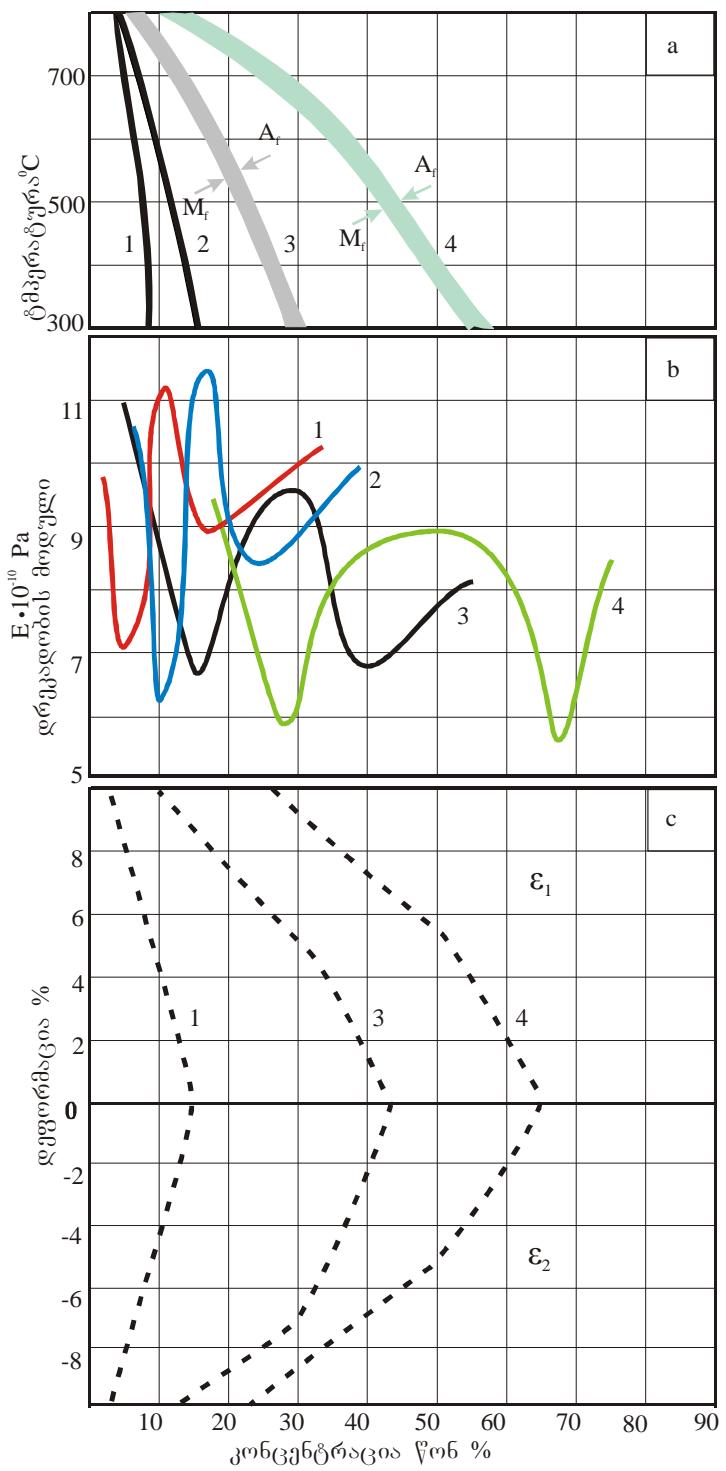
$$K_\beta = \frac{C_\beta}{C_{\beta_{\text{ნე}}}} \quad [1.3]$$

აქ C_β -მოცემულ შენადნები მაღებირებელი ელემენტის კონცენტრაციაა მოცემულ შენადნები, $C_{\beta_{\text{ნე}}}^{\text{ზე}} - \text{კონცენტრაცია}$ ზღვრულად არამდგრად β -ფაზაში. აშკარაა, რომ შენადნის ზღვრულად არამდგრადობის შემთხვევაში $K_\beta=1$

აშკარაა აგრეთვე ის, რომ სტაბილურობის ცნება ასახავს რეალური შენადნის გასაშუალებურ მდგომარეობას, თუმცა ეფექტურია მაღებირებელი ელემენტის იმ კონცენტრაციის შერჩევისათვის, რომელიც უზრუნველყოფს ფორმის მახსოვრობის ეფექტის მაქსიმალურ გამოვლენას.

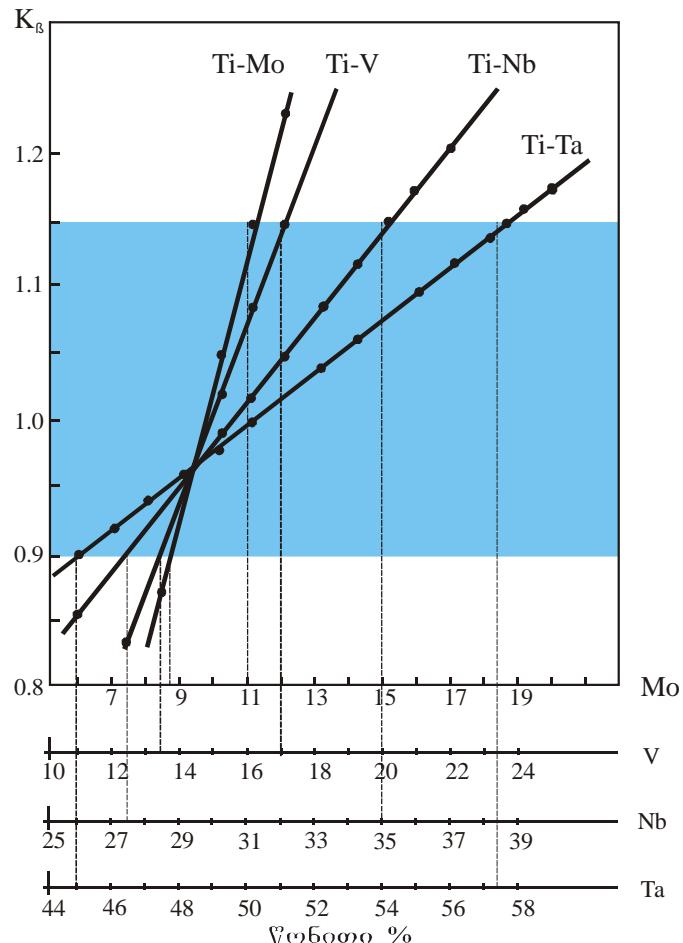
მრავალრიცხოვანი ექსპერიმენტული მონაცემების ანალიზის საფუძველზე მოყვანილია კომპონენტის კონცენტრაციის მნიშვნელობები, რომელიც იწვევს β -ფაზის სტაბილურობის ცვლილებას $\Delta K_\beta = 0.11\%$ სიდიდით. Mo, V, Nb, Ta-თვის ეს არის 1.03% , 1.62% , 3.3% და 57% შესაბამისად. ამ მონაცემებით გამოთვლილი კონცენტრაციული დამოკიდებულება K_β შენადნებისთვის ნაჩვენებია ნახ. 2-ზე.

ექსპერიმენტმა ასევე აჩვენა, რომ პრაქტიკულ მნიშვნელობას ინარჩუნებენ შენადნები, რომლებისთვისაც K_β არის $\sim(0.9 \div 1)$ ინტერვალის ფარლებში. ამ მონაცემების შედარებით ნახ.2.-დან შეიძლება გავაკეთოთ



ნახ. 1. Ti-Mo, Ti-V, Ti-Nb, Ti-Ta შენადნებში მარტენსიტული გარდაქმნის ტემპერატურის M_s , ნორმალური დრეკადობის მოდულის E და ε_1 , ε_2 , ε_3 მნიშვნელობების კონცენტრაციაზე დამოკიდებულება

დასკვნა, რომ ფორმის მახსოვრობის ეფექტის გამოვლენისათვის ყველაზე ხელსაყრელი მაღეგირებელი ელემენტების კონცენტრაციის მեრივ არის Ti-Ta და Ti-Nb შენადნები. ეს Ti-Ta შენადნისათვის არის $\sim(45\div60)$ წონ% Ta, ხოლო Ti-Nb შენადნისათვის $\sim(27\div35)$ წონ% Nb. გაცილებით ვიწროა ეს ინტერვალი Ti-Mo და Ti-V შენადნებში. ცხრილში 1. მოყვანილია K_β-ს მნიშვნელობა, სიმტკიცის ზღვარი (σ_b), დენადობის ზღვრის მნიშვნელობა (σ_T), სიდიდე ($\sigma_b - \sigma_T$) და შინაგანი ხახუნის მნიშვნელობა Ti-3A-V სისტემის შენადნებისათვის [16].



ნახ. 2 ტიტანის ბინარულ შენადნებში K_β-ს დამოკიდებულება Mo, V, Nb, Ta კონცენტრაციაზე

სამრეწველო შენადნების შემთხვევაში სამარკო შემადგენლობამ შეიძლება ვერ უზრუნველყოს ფორმის მახსოვრობის ეფექტის გამოვლენისათვის აუცილებელი β -ფაზის ზღვრული არასტაბილურობა. შენადნები განკუთვილია სხვა მიზნებისათვის.

β-ფაზისთვის საჭირო მეტასტაბილურობის შესაქმნელად [16,19,20,24] ავტორები იყენებდნენ ($\alpha+\beta$) არიდან წრთობის მეთოდს. მოცემულ ტემპერატურაზე გახურებული შენადნები ყოვნებოდნენ იმ დროის განმავლობაში, რომელიც საჭირო იყო წონასწორული ($\alpha+\beta$)-სტრუქტურის მისაღებად, ჰომოგენიზაცია იწვევდა ადა β-ფაზებს შორის კომპონენტების გადანაწილებას. იცვლებოდა ასევე ამ ფაზების რაოდენობა და ამ დროს ფორმირებადი ბ-ფაზის მდგრადობა. თვალსაჩინოდ ეს წარმოდგენილი იყო შედეგებით ნაშრომში [25]. შენადნში BT-23, რომლებიც მოყვანილია ნახ. 3-ზე. მონაცემები მიღებული იყო მიკროსპექტრალური რენტგენოგრაფიით. წრთობის ტემპერატურის ზრდასთან ერთად α-ფაზაში ლეგირების ხარისხი ბ-სტაბილიზაციით რჩება პრაქტიკულად უცვლელი, ხოლო β-ფაზაში მისი კონცენტრაცია მცირდება (ნახ.3 (2,4,6,8,9)). ეს ხდება კომპონენტების დიფუზიური გადანაწილების გამო და მიმდინარეობს β-ფაზის რაოდენობის ზრდით $t>550^{\circ}\text{C}$ -ზე.

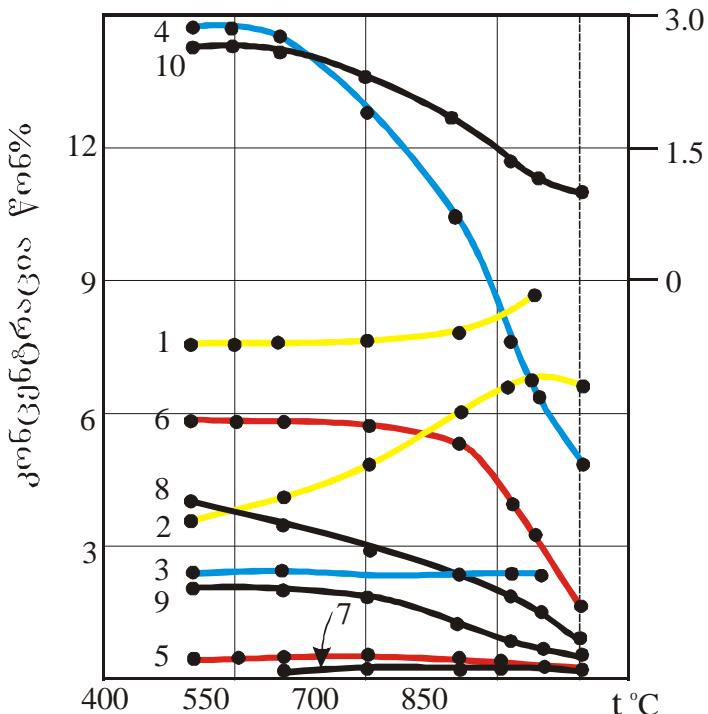
ცხრილი 1.

შენადნის ქიმიური შემადგენლობა წონა%	K_{β}^*	ფაზური შემადგენლობა	σ_t MPa	σ_b MPa	$\sigma_b - \sigma_t$ MPa	$Q \cdot 10^5$
Ti – 3Al – 10V	0,68	α^1	850	900	50	5,5
Ti – 3Al – 12V	0,8	α^{11}	720	1120	400	65
Ti – 3Al – 14V	0,95	$\alpha^{11} + (\beta_M)$	320	830	510	78
Ti – 3Al – 15V	1,02	$\alpha^{11} + \beta_M$	310	850	540	120
Ti – 3Al – 16V	1,088	β_M	230	705	475	27
Ti – 3Al – 18V	1,22	β_M	460	600	140	3,5
Ti – 3Al – 20V	1,36	β_M	650	690	40	0,6

ქიმიური შემადგენლობის გავლენა ფაზურ მდგომარეობაზე და K_{β}^* -ს მნიშვნელობაზე.

ანუ, თუ მოვახდენთ შენადნობის ნიმუშების სხვადასხვა დაყოვნების ტემპერატურიდან წრთობას შეიძლება მივიღოთ “ახალი” შენადნობების მთელი სპექტრი ბ-ფაზის სხვადასხვა სტაბილურობით.

ეს მეთოდიკა ვარგისია იმ შენადნობებისათვის, რომელშიც წრთობით ფიქსირდება $(\alpha+\beta)$ სტრუქტურა (BT-16, BT-23 და ა.შ.) ცხრილში 2 მოყვანილია BT16, BT 22 და BT23 შენადნობების ასეთი თერმული დამუშავების შედეგები.



ნახ.3. α -(1,3,5,7) და β (2,4,6,8,9)-ფაზებში Al(1,2), V(3,4), Mo(5,6), Cr(7,8), Fe(9) შემცველობის ცვლილების წრთობის ტემპერატურაზე დამოკიდებულება. (10- β -ფაზის პირობითი სტაბილურობის კოეფიციენტის K_β -ს მრუდია).

გარდამავალი შენადნების BT22 ($K_\beta=0.9 \div 1.2$) და Ti-3Al-10V-2Fe ($K_\beta=1.01$) შემთხვევაში ზღვრული არამდგრადობისათვის აუცილებელი მდგომარეობა შეიძლება მივიღოთ β -არიდან წრთობით და მალეგირებელი ელემენტების კონცენტრაციის შერჩევით.

ტიტანის სამრეწველო შენადნები არადრეკადი ქცევის გამოვლინების გასაუმჯობესებლად ავტორებმა გამოიყენეს კიდევ ერთი საშუალება—შენადნის ლეგირება წყალბადით. წრთობა ამ შემთხვევაში აფიქსირებდა სტრუქტურას α'' -მარტენისიტით და (ან) β_M -ფაზით. წრთობისას მარტენიტულ გარდაქმნაზე თავისი ზემოქმედების ხასიათით წყალბადი ემსგავსება β -იზომორფულ სტაბილიზატორებს.

[26]. ტიტანის შენადნების წყალბადის მიმართ მაღალი აბსორბციული თვისებების გამო შეიძლება შენადნის მოცულობაში მისი შეფანის გაკონტროლება.

ცხრილი 2

წრთობის ტემპერატურა		760	780	800	820	840	860	880	900
BT-23 [18]	ფაზური შემადგენლ ობა β -ფაზის რაოდენობა %	$\alpha+\beta$	$\alpha+\beta$	$\alpha+\beta$	$\alpha+\beta_m$	$\alpha+\beta_m$	$\alpha+\alpha''+\beta_m$	$\alpha+\alpha''$	α''
	α'' -ფაზის რაოდენობა %	38	48	54	58	67	48	0	0
BT-22 [31]	ფაზური შემადგენლ ობა	$\alpha+\beta$	$\alpha+\beta$	$\alpha+\beta$	$\alpha+\beta$	$\alpha+\beta$	$\alpha+\beta$	$\alpha+\beta$	β
BT-16 [29]	ფაზური შემადგენლ ობა	$\alpha+\beta$	$\alpha+\alpha''+\beta_m$	$\alpha+\alpha''+\beta_m$			$\alpha+\alpha''+\beta_m$		$\alpha+\alpha''$
	β -ფაზის რაოდენობა %	69		73			27		0
	α'' -ფაზის რაოდენობა	0		7			63		

წრთობის ტემპერატურის გავლენა სამრეწველო შენადნების ფაზურ შემადგენლობაზე.

შესაბამისი გაცივების სიჩქარით წყალბადმა შეიძლება შეამსუბუქოს ($\beta \rightarrow \alpha''$) მარტენსიტული გარდაქმნა ისეთ შენადნებშიც კი, რომლებშიც მისი არ ყოფნის დროს შესაძლებელია მხოლოდ ($\beta \rightarrow \alpha'$) მარტენსიტული გარდაქმნა.

ამასთან ერთად ინვარიანტული მესრის დეფორმაციის დისლოკაციური მექანიზმი დეფორმაციული მარტენსიტული გარდაქმნის დროს იცვლება ორეულების წარმოქნით. წყალბადი ასეთ მოქმედებს ახდენს მხოლოდ შენადნებში, რომლებშიც არის β -სტაბილური სტრუქტურის

გარკვეული რაოდენობა ამ მხრივ წყალბადის შეფანა წარმოადგენს დამატებით ლეგირებას. წყალბადის კონცენტრაციის გაზრდა β -ფაზაში ამცირებს შენადნის ნორმალურ დრეკადობის მოდულს და ამსუბუქებს მარტენისიტის ჩასანასახების ჩამოყალიბების პროცესს β -ფაზის მექანიკური მდგრადობის დაკარგვის გამო. რაც BT-23 შენადნის შემთხვევაში თვალსაჩინოდ არის წარმოდგენილი ცხრილში 3.

ცხრილი 3

	BT- 23 წყალბადის წონ. % შემცველობა						
	0.03	0.1	0.15	0.2	0.3	0.4	0.6
ფაზური შემადგენლობა	α''	α''	$\alpha'' + \beta_m$	$\alpha'' + \beta_m$	$\alpha'' + \beta_m$	β_m	β_m
K_β	0.8	0.91	0.96	1.02	1.13	1.24	1.4
$\sigma_{0.2}$ MPa	480	430	410	420	320	340	490

წყალბადის კონცენტრაციის გავლენა ფაზურ შემადგენლობაზე, K_β -ს მნიშვნელობაზე და დრეკადობის მოდულზე

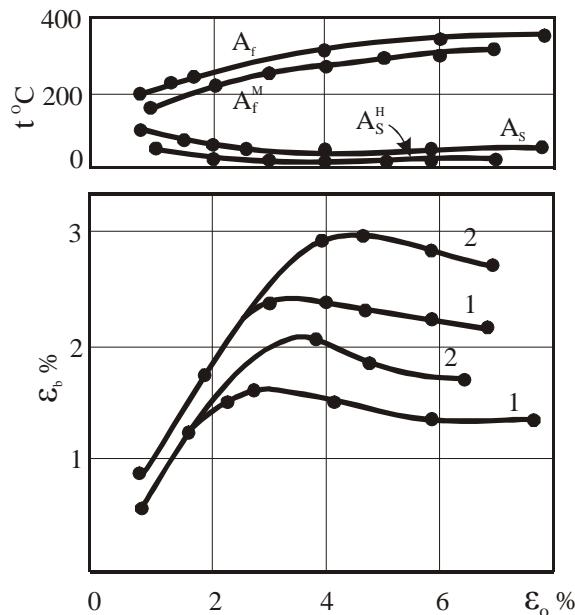
შესამჩნევად იცვლება მარტენისიტული გარდაქმნის მთავარი დეფორმაციების მნიშვნელობები. ეს ცვლილებები ანალოგიურია $\varepsilon_1, \varepsilon_2$, და ε_3 კონცენტრაციული დამოკიდებულებისა მოყვანილი ნახ. 1-ზე. β -ის ფაზის სტაბილიზაცია ამცირებს მათ მნიშვნელობებს, ადიდებს α'' -ფაზის მეხრის რომბული განრთხმის ხარისხს.

გარდა β -მასტაბილიზებელი მოქმედებისა წყალბადს შეუძლია ბოლომდე ჩაახშოს ა-ფაზის წარმოქმნა, გაადიდოს $(\alpha + \beta_m)$ მდგრადარეობის არე.

ცხრლიდან 3. აშკარად ჩანს, რომ წყალბადის შემცველობის ზრდასთან ერთად შენადნში იზრდება β -ფაზის მექანიკური მდგრადობა ($\sigma_{0.2}$ მნიშვნელობა), თუმცა, თუ გარე ძაბვები გამოიწვევენ მნიშვნელოვან პლასტიკურ დეფორმაციას, მაშინ შესაძლებელია ნორმალური ტემპერატურის პირობებშიც კი $\beta \rightarrow \alpha''$ გარდაქმნა. წრთობით დაფიქსირებული β_m -ფაზა წყალბადის შემცველობით 0.3÷0.6

წონ.% არასტაბილურია ძაბვის მიმართ, ხოლო წყალბადის დიდი კონცენტრაციის დროს დეფორმაციის მიმართ.

ისე, როგორც ტიტანის ჩვეულებრივ ბ-სტაბილიზატორიან შენადნებში, ფორმის მასსოვრობის ეფექტის პროცესში აღდგენილი დეფორმაციის სიდიდე ($\sigma_{\text{დ}}$) წყალბადიან შენადნებშიც დამოკიდებულია არა მარტო წყალბადის კონცენტრაციაზე, არამედ გახურების სიჩქარეზეც (ნახ. 4).

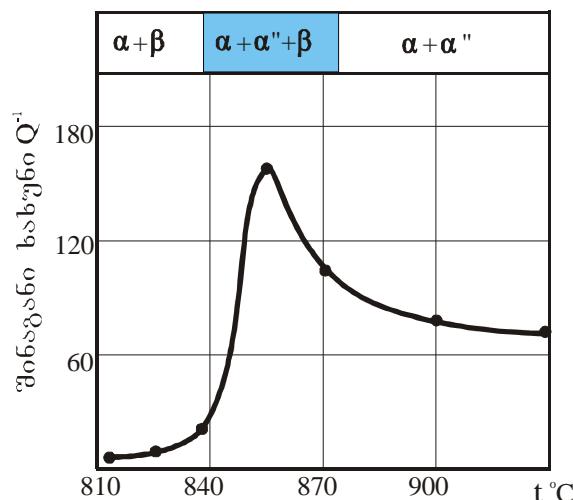


ნახ. 4. ფორმის მასსოვრობის ეფექტის განხორციელების პროცესში საწყისი დეფორმაციის ეს (წყალბადის კონცენტრაციით 0.2 % და 0.3%) აღდგენის დამოკიდებულება გახურების სიჩქარეზე 0.3 K/წ 1) და 10K/წ 2) (დეფორმაციის ტემპერატურა 20°C).

იგივე ავტორები იკვლევდნენ წყალბადის გავლენას ბ-ტიტანის შენადნები Ti-Nb (10÷45 წონ.% Nb) დეფორმაციის მექანიზმზე [26-32]. თერმოდრეკადი $\beta_M \rightarrow \alpha''$ მარტენიტული გარდაქმნის შესაძლებლობა ბ-იზომორფულ სტაბილიზატორიან ტიტანის შენადნები არის მათი დემპფირების უნარის საფუძველი [27]. შინაგანი ხახუნის (Q^{-1}) სიდიდის ექსპერიმენტული მონაცემების საფუძველზე შეიძლება დავასკვნათ, რომ დემპფირების ყველაზე დიდი უნარი გააჩნიათ შენადნებს, რომლებშიც წრთობის შემდეგ ერთდროულად არის β_M და α'' -ფაზები (იხ. ცხრილი 1 და 2). ამ ფაზების ერთდროული არსებობა გვიჩვენებს მარტენიტული გარდაქმნის დაუსრულებლობაზე. ასეთი პირობის დროს ვიბრაციის

დეფორმაციამ შეიძლება გამოიწვიოს ამ შექცევადი გარდაქმნის გაგრძელების დეფორმაციული სტიმულირება. ამ პროცესის მექანიზმი დაკავშირებულია ფაზათა შორის კოპერენტული β/α'' საზღვრის დიდ ძვრადობასთან. დემპფირება მაქსიმალურია, როცა შენადნში β და α'' ფაზები არსებობენ თანაბარი რაოდენობით.

დემპფირების თვისება ნარჩუნდება შენადნში იმ შემთხვევაშიც, როცა მათ გააჩნიათ $(\alpha + \alpha'')$ სტრუქტურა. ოდონდ Q^{-1} სიდიდე ამ შემთხვევაში 1.5-2 ჯერ მცირეა, ვიდრე თერმოდრევადი დეფორმაციული ($\beta \rightarrow \alpha''$) მარტენსიტული გარდაქმნის დროს. (ნახ. 5)



ნახ. 5. წრთობის ტემპერატურის გავლენა შინაგან ხახუნზე შენადნში BT-23.

დემპფირება სტაბილურ β -ფაზიან შენადნში პრაქტიკულად არ დაიკვირვება. α'' -მარტენსიტის შედარებით მაღალი დემპფირების უნარი დაკავშირებულია ორეულების საზღვრების მოძრაობისას მარტენსიტის მიკრო და სუბსტრუქტურაში ენერგიის გაბნევასთან. ანალოგიური დასკვნები შეიძლება გავაკეთოთ Ti-Al-V შენადნის შემთხვევაშიც. (იხ. ცხრილი 1).

Q^{-1} სიდიდე $\beta + \alpha''$ სტრუქტურის ტიტანის შენადნებში ახლოა ტიტანის ნიკელიდის შინაგანი ხახუნის სიდიდესთან და აჭარბებს ისეთი კლასიკური მასალების მნიშვნელობებს, როგორიცაა რუხი თუჭი მაღალი დემპფირების უნარით. [33].

თუ ტიტანის ნიკელიდისთვის Q^{-1} სიდიდე $10^{-2} \div 10^{-3}$ რიგისაა, BT-22И, Ti-3Al-15V და BT-23 შენადნებში მას აქვს მნიშვნელობა $100 \div 120$ -ის ფარგლებში [34]. თუ გავაგრძლებო ამ შედარებას ტიტანის Ta, Nb, V, Mo-თან შენადნებში, შეიძლება გავაკეთოთ დასკვნა, რომ კონცენტრაციის დიდ ინტერვალში მნიშვნელოვანი დემპფირების თვისებები გააჩნიათ შენადნებს სისტემით Ti ($\sim 50 \div 67$) წონ. % Ta. შენადნებისათვის Ti-Nb, Ti-V და Ti-Mo ეს ინტერვალი შედარებით პატარაა ($30 \div 40$) წონ.% Nb, ($13 \div 23$) წონ.%V და ($10 \div 17$) წონ.% Mo.

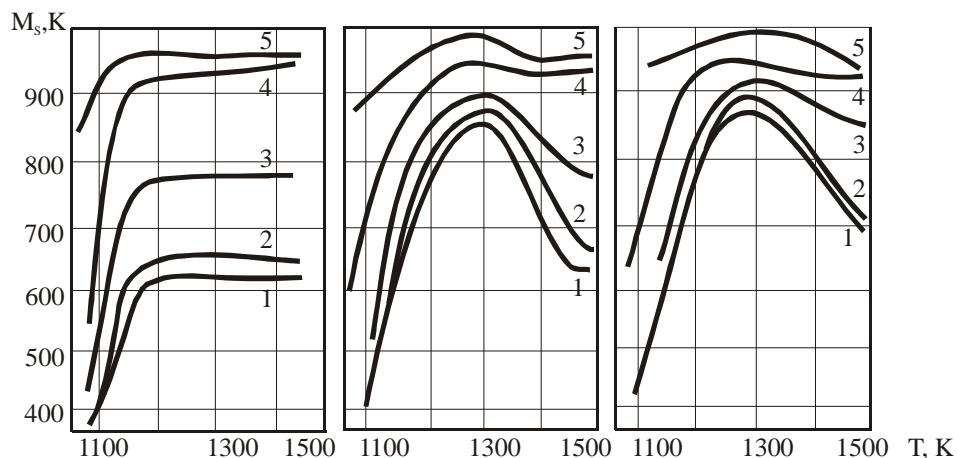
ყველა განხილულ შემთხვევებში შენადნების სასურველი საწყისი მდგომარეობა მიიღწეოდა წრთობის მეთოდით. ტიტანის შენადნების დაბალი სითბოგამტარობის გამო და ნიმუშების მნიშვნელოვანი სისქის დროს წრთობის სიჩქარეზე შეიძლება დამოკიდებული იყოს იმ პროცესების ხასიათი, რომლებიც აყალიბებენ ფაზურ სტრუქტურას. ეს დამოკიდებულება თვალსაჩინოდ ჩანს BT-23 შენადნის ფაზურ შემადგენლობაზე გახურების ტემპერატურის და გაცივების სიჩქარის გავლენის მაგალითზე.

0.1 K/წმ.-დან 600 K/წმ.-მდე გაცივების სიჩქარის ცვლილებით ნაჩვენები იქნა ფაზური გარდაქმნის სამი ტიპის შესაძლებლობა.

0.06 K/წმ-ზე ნაკლები სიჩქარით გაცივებისას β -ფაზის გარდაქმნა მიმდინარეობს დიფუზური მექანიზმით, რომელსაც მივყავართ წონასწორულ ($\alpha + \beta$)-სტრუქტურამდე. 30-დან 600 K/წმ-მდე გაცივების სიჩქარისას β -ფაზა გარდაიქმნება α'' -მარტენიტში არადიფუზიური მექანიზმით, რომელიც ახდენს $(\alpha'' + \beta_M)$ სტრუქტურის ფორმირებას. ინტერვალში 0.06 K/წმ-დან 30 K/წმ-მდე მაღალტემპერატურული ფაზის დაშლა ხდება მექანიზმით, რომელიც ახდენს საწყისი β -ფაზის მაღალგირებელი ელემენტების დიფუზიურ გადანაწილებას. გაღარიბებული მიკრომოცულობები გადადიან უფრო სტაბილურ დაბალტემპერატურულ ფაზებში. გამდიდრებული მოცულობები რჩებიან ნარჩენი β_M -ფაზის სახით. იზოთერმული α -ფაზა არ ახდენს მნიშვნელოვან გავლენას ფაზური გარდაქმნების ხასიათზე, თუმცა β -ფაზის ლეგირების ხარისხის გაზრდას გახურების ტემპერატურის დაკლებასთან ერთად (ნახ.6) მივყავართ გაცივების სიჩქარის

ინტერვალის ცვლილებასთან, რომელშიც რეალიზდება ესა თუ ის გარდაქმნის მექანიზმი. როგორც მინიმალური სიჩქარე არადიფუზიური გარდაქმნის უზრუნველყოფის არიდან, ისე მაქსიმალური სიჩქარე, რომლის ქვემოთაც ფორმირდება წრონასწორული სტრუქტურა, მცირდება წრონისათვის აუცილებელი ტემპერატურის შემცირებით.

[35]-ში თერმული დამუშავების დროს შენადნის სტრუქტურის ჩამოყალიბება განიხილებოდა, როგორც წრონის ტემპერატურამდე გახურების სიჩქარის გავლენის, ასევე თვითონ წრონის სიჩქარის მიმართებაში. M_s დამოკიდებულებები (წრონის სიჩქარე 200–400 K/წმ) წრონის ტემპერატურამდე გახურების სიჩქარეზე მოყვანილია ნახ. 6-ზე. თუ β -ფაზა არაჰინოგენურია, მაშინ დაბალი სიჩქარით გახურებისას ხდება კომპონენტების გადანაწილება და M_s სიდიდე განისაზღვრება ჰომოგენური ფაზის მთელი მოცულობით.



ნახ. 6. BT- 23 შენადნში M_s ტემპერატურის დამოკიდებულება ნელი გახურების დროს 0.5 საათი იზოთერმული დაყოვნების ტემპერატურაზე (a) და წრონისათვის 10 K/წმ (b) და 100 K/წმ (c) სიჩქარით გახურების დროს. (1,2,3,4,5-გაცივების სიჩქარე შესაბამისად 400, 100, 50, 20, 10, K/წმ).

სწრაფი გახურებისას არაჰინოგენურობა ნარჩენდება და M_s მნიშვნელობა დამოკიდებული იქნება β -ფაზის ყველაზე გაღარიბებულ ნაწილებზე.

როგორც ჩანს (ნახ.6 b,c) არაჰინოგენური β -ფაზისათვის M_s -ის ცვლილება მით უფრო არსებითია, რაც მეტია გახურების სიჩქარე.

M_s -ის მუდმივი სიდიდე (ნახ.6 a), რაღაც კრიტიკულ სიჩქარეზე უფროს სწრაფი გაცივებისას ნიშნავს, რომ მარტენსიტული გარდაქმნა ამ პირობებში მიღის დიფუზიური პროცესების მონაწილეობის გარეშე. ($M_s \div M_f$) ინტერვალი ამ შემთხვევაში საკმაოდ ვიწროა. ეს ადასტურებს β -ფაზის ერთგვაროვნებას გარდაქმნის დაწყების მომენტში. ასეთი მარტენსიტული გარდაქმნის დროს ჩამოყალიბებული α'' -ფაზა ასევე ერთგვაროვანია და შეიცავს მალეგირებელი ელემენტების იაგვე რაოდენობას, რასაც β -ფაზა [36]. კრიტიკულ სიჩქარეზე დაბალი სიჩქარით გაცივებისას β -მყარი ხსნარი ფენებად იყოფა, მარტენსიტული გარდაქმნა იწყება β -ფაზის უფრო გაღარიბებულ მოცულობაში.

ასეთმა გაყოფამ შეიძლება მიგვიყვანოს β -ფაზის იმდენად გამდიდრებულ და სტაბილურ ცალკეულ არებთან, რომ წროობის შედეგად ის ნარჩუნდება და ამცირებს α'' ფაზის წილს ნაწილობრივად შენადნები.

წროობის სიჩქარე გავლენას ახდენს კიდევ ერთი შესაძლებელი გარდაქმნის რეალიზაციაზე, ა-ფაზის ჩამოყალიბებაზე. მისი წარმოქმნა კონტროლდება დიფუზიით და ამიტომ დამოკიდებულია მაღალტემპერატურიანი β -არის გაცივების პირობებზე [37]. ის წარმოიქმნება, როგორც შეალედური მეტასტაბილური მდგომარეობა, მხოლოდ საკმაოდ მაღალი კონცენტრაციით β -სტაბილიზატორი ელემენტების შემცველობის დროს.

რადგან ა და α -ფაზების არსებობის არები ტიტანის უმეტეს შენადნებში ნაწილობრივ ემთხვევიან ერთმანეთს, წროობის პატარა სიჩქარეებს (მაგალითად მასიური ნიმუშების წროობისას) მივყართ ა-ფაზის წარმოქმნამდე [37]. ა-ფაზის წარმოქმნის აცილება ზოგიერთ შენადნები ხდებოდა სწრაფი წროობით ($Ti-Nb$ შენადნები Nb -ის 26 წონ.% შემცველობით) [38,39].

არსებობს ა-ფაზის ჩახშობის ერთი გზა-ალუმინით ლეგირება, თუმცა ფორმის მახსოვრობის ეფექტის გაუარესების თავიდან აცილების მიზნით, ალუმინის შემცველობა უნდა იყოს მინიმალური ა-ფაზის ჩამოყალიბების აღსაკვეთად.

საინტერესოა [40] ნაშრომის მონაცემები ზემაღლალი სიჩქარით ნაწილობი Ti-4%Mo, Ti-5%Mo შენადნების სტრუქტურული მდგომარეობის თავისებურებებზე, რომლებსაც გააჩნიათ მომატებული მიკროსისალე. გაგლინვით ან გაჭიმვით გამოწვეულ პლასტიკურ დეფორმაციას მივყავართ მიკროსიმტკიცის შემცირებამდე. ფოლადებში ეს ეფექტი აიხსნება არასტაბილური მოწესრიგებული ფაზის დამსხვრევით.

ავტორები თვლიან, რომ გამოსაკვლევ შენადნებში ასეთ ფაზას წარმოადგენდა ა-ფაზა. ამის გარდა ისინი ხსნიან α'' და ა-ფაზების ერთდროულ არსებობას იმით, რომ $\beta \rightarrow \omega$ და $\beta \rightarrow \alpha''$ გარდაქმნის ტემპერატურები ერთმანეთს ემთხვევა. წინააღმდეგ შემთხვევაში წარმოქმნადი α'' -ფაზა ჩვეულებრივ შთანთქავს ა-ფაზას. ტიტანის შენადნებში β -იზოთერმულ ელემენტებთან ათერმიული ა-ფაზის წარმოქმნა დადასტურებულია ნაშრომებში [41, 42, 43, 44].

ფორმის მახსოვრობის ეფექტის თანამედროვე წარმოდგენა გულისხმობს არა მარტო მარტენსიტული გარდაქმნისადმი ზღვრულად არამდგრადი შენადნის შექმნას, ასევე ამ ეფექტის შედეგად საწყისი დაგროვილი დეფორმაციის (ϵ_0) მაქსიმალურად აღდგენის შერჩევას. მისი მაქსიმალური მნიშვნელობა უნდა შეესაბამებოდეს დეფორმაციულ თერმოდრეაციი მარტენსიტული გარდაქმნის დამთავრებას. იგულისხმება, რომ ამ მარტენსიტულ გარდაქმნასთან დაკავშირებული ფსევდოპლასტიკური დენადობა ძაბვა-დეფორმაციის მრუდზე ხდება მხოლოდ ძვრის მექანიზმით, გამორიცხავს რა სრიალის შეუქცევად პროცესს. რეალურად ამ პროცესში შეიძლება საწყის სტადიაშიც კი ჩაირთოს სრიალის მექანიზმი. ამან შეიძლება მნიშვნელოვნად შეამციროს ფორმის აღდგენის სიდიდე ($\eta\%$).

დეფორმაციის მრუდების ხასიათი (ძაბვა-დეფორმაციის დამოკიდებულება) ასახავს შენადნის $\beta \rightarrow \alpha''$ დეფორმაციული გარდაქმნისადმი არამდგრადობის ხარისხს [41]. ავტორების განსაზღვრებით მარტენსიტული გარდაქმნა შეიძლება დავყოთ “ძაბვით გამოწვეულ” და “დეფორმაციით გამოწვეულ” ტიპებად. პირველ შემთხვევაში ძაბვის დროს, რომელიც აჭარბებს დრეკადობის ზღვარს,

სწრაფად წარმოიქმნება დეფორმაციის მარტენსიტი. ასეთი მარტენსიტული გარდაქმნისათვის სასტარტო ძაბვა ნაკლებია ვიდრე „დეფორმაციით გამოწვეული“ მარტენსიტი იწყებს წარმოქმნას უფრო მაღალი ძაბვების არსებობისას ბ-ფაზის მესრის გარკვეული წინასწარი დეფორმაციის დროს. ორივე შემთხვევაში გაჭიმვის დიაგრამის ხაზოვან მონაკვეთზე რენტგენოგრაფიული ანალიზი აფიქსრებს ორფაზიან $(\alpha+\beta)$ სტრუქტურას. განსხვავება აიხსნება ბ-ფაზის სტაბილურობის ხარისხით. „დეფორმაციით გამოწვეული“ მარტენსიტი წარმოიქმნება უფრო ლეგირებულ, ე.ი. უფრო სტაბილურ ბ-ფაზაში. წინასწარი დეფორმაცია საჭიროა, რომ მასში შეიქმას მარტენსიტული ფაზის ჩანასახები.

ფორმის მახსოვრობის ეფექტის გამომჯდავნებაში დიდ როლს თამშობს $\beta \rightarrow \alpha$ დეფორმაციული მარტენსიტული გარდაქმნის დროს შენადნის დეფორმაციული ტექსტურა. მისი ხელსაყრელი ორიენტაციის შემთხვევაში დამთავრებული მარტენსიტული გარდაქმნა შეეხება ტექსტურირებულ საწყისი ბ-ფაზის დიდ მოცულობას. ტექსტურის შესაძლებელი ტიპების ხასიათი კარგად არის ცნობილი [42]. იდეალურ შემთხვევაში კუბური მოცულობაცენტრირებული β -ფაზის გაჭიმვა და შეკუმშვა ქმნის ტექსტურას $<110>$ მავრთულის დერძის გასწვრივ. გაგლინვას მივყავართ $\{001\}<110>$ ორიენტაციამდე ფირფიტის სიბრტყეში. ტექსტურაში ორიენტაციების განსხვავება მცირდება იდეალურ ორიენტაციასთან შედარებით დეფორმაციის ხარისხის ზრდასთან ერთად. ჯგარედინ გაგლინვას მივყავართ გაგლინვის ტექსტურის გაუმჯობესებასთან ($\{001\}<110>$). დაიკვირვება სხვა მოდებიც $\{211\}<110>$ და $\{110\}<100>$. აქსიალური ტექსტურა იქმნება მავრთულის ცივი კალიბრებით.

ხელსაყრელი ორიენტაციის არსებობა შენადნში საწყის მდგომარეობაში ადიდებს დაგროვილი (ε_0) დეფორმაციის მნიშვნელობას შემდგომი იზოთერმული დეფორმაციის დროს. ეს ხდება, როგორც დეფორმაციის მარტენსიტის (α'') ჩასახვის და ორიენტირებული ზრდის ხარჯზე, ასევე შენადნში არსებული ათერმიული მარტენსიტის ორიენტაციის ცვლილების ხარჯზეც (მაგ.

[43] ნაშრომის მონაცემები Ti-Nb შენადნში). ორიენტაციული შედეგები გამოდის პირველ პლანზე გარდამავალი კლასის უფრო ლეგირებულ შენადნში BT-22. შენადნში მაღეგირებელი ელემენტების რაოდენობა ისეთია, რომ ნაწრობ მდგომარეობაში β -ფაზა ძალიან ახლოა მარტენიციული გარდაქმნის ზღვრულ არამდგრადობასთან ($K_{\beta} \approx 1$). ეს საშუალებას გვაძლევს ჩავატაროთ წრთობა ერთფაზიანი β -არის ტემპერატურებიდან. ასეთი დიდი მნიშვნელობის ტემპერატურას შეუძლია არსებითი გავლენა მოახდინოს ტექსტურაზე და ეს გარკვეულ მოთხოვნებს აყენებს მის შერჩევისას. მარტენიციული კლასის შენადნებისთვის BT-16, BT-23 წრთობა ხდება $(\alpha + \beta)$ არის ტემპერატურიდან და მარტენიციული გარდაქმნისადმი ზღვრულად არასტაბილური მდგომარეობის მიღება ითხოვს წრთობის ტემპერატურის „პრაქტიკულ „პრეცეზიულ კონტროლს“. ორიენტაციული ეფექტები ავტომატურად არის დამოკიდებული ასეთი ტემპერატურის არჩევაზე. აშკარაა, რომ ეს ეხება ბინარული და მრავალკომპონენტიანი შენადნის შემთხვევასაც, როდესაც კრიტიკული შემადგენლობა მიიღება მაღეგირებული ელემენტების შესაბამისი კონცენტრაციის შერჩევით.

რადგან ფორმის მახსოვრობის ეფექტის პრაქტიკული გამოყენება შეიძლება დაკავშირებული იყოს დეფორმაციების სხვადასხვა სახესთან – გაჭიმვა, კუმშვა, ღუნვა, გრეხვა. უნდა გავითვალისწინოთ დეფორმაციის ყველა სახის სპეციფიკა და ყველაზე ხელსაყრელი ტექსტურის ხასიათი (მაგალითად აქსიალური გრეხვის დროს [44].

თუ გავითვალისწინებთ დეფორმაციის სხვადასხვა მექანიზმების კონკურენციას შედარებით მცირე ძაბვების დროს, მაშინ მოცემულ მოცულობაში ან β -ფაზის მიკრომოცულობაში დეფორმაციის განხორციელების ძირითადი ფაქტორი უნდა იყოს მისი კრისტალური მესრის ორიენტაცია მოდებული ძაბვების მიმართულებასთან.

თვალსაჩინოდ ეს შეიძლება ვაჩვენოთ ტიტანის ნიკელიდის მესერში მარტენიციული გარდაქმნის კრისტალოგრაფიულად შექცევადი დეფორმაციის მნიშვნელობების მაგალითზე, ცხრილში 4 [45].

შენადნი	დეფორმაციის სახე	B2-ფაზის კრისტალოგრაფიული მიმართულებით დეფორმაციის სიდიდე [U V W] და გასაშუალებული პოლიკრისტალისათვის ($\varepsilon_{\text{სა}}$)						
	გაჭიმვა კუმშვა	[010] [100]	[011] [110]	[111] [111]	[121] [211]	[013] [310]	[123] [321]	$\varepsilon_{cp}\%$
Ti-50%Ni	გაჭიმვა	+1,9	+8,6	+9,7	+9,6	+5,8	+10,5	+7,0
	კუმშვა	-5,2	-5,4	-4,2	-5,9	-6,6	-5,9	-5,0
Ti-50%Ni	გაჭიმვა	+2,3	+8,5	+8,6	+8,9	+5,9	+9,9	+6,9
	კუმშვა	-5,3	-4,9	-3,8	-5,5	-6,4	-5,5	-5,0

B2-ფაზის დამოკიდებულება დეფორმაციის სახეზე და მიმართულებაზე.

ასეთი დეფორმაციების ანგარიშით მიღებული მნიშვნელობები გათვალისწინებული უნდა იყოს მოცემული ფორმაცვლილებების კონკრეტული ამოცანის გადაჭრისას. აშკარაა, რომ აღდგენილი დეფორმაციის $\varepsilon_{\text{სა}}$ რეალური სიდიდე განსხვავდება გამოთვლებით მიღებული მნიშვნელობისგან. ღუნვის და გრეხვის შემთხვევაში მათ ემატებათ ნიმუშების მოცულობაში დეფორმაციის მნიშვნელობების კანონზომიერი არათანაბარი განაწილება.

BT-22II და Ti-10V-2Fe-3Al შენადნებში გრეხვის დეფორმაცია შესწავლილი იყო ნაშრომში [46]. β -ფაზის არსებობის ტემპერატურული არიდან წრთობის შედეგად ფიქსირდებოდა ($\alpha'' + \beta$) სტრუქტურა. BT-22II შენადნისთვის, დაყოვნების ტემპერატურით წრთობისათვის 860°C , თავისუფალ მდგომარეობაში აღდგენილი დეფორმაციის მაქსიმალური სიდიდე $\varepsilon_{\text{სა}} = 3,6\%$. წრთობის ტემპერატურის გაზრდით ($\varepsilon_{\text{სა}}$) მნიშვნელობა მცირდება. აგტორები ამას უკავშირებენ შენადნები ჰომოგენიზაციის პროცესის დროს მარცვლების ზომის ზრდას. ანალოგიური კანონზომიერება ახასიათებს შენადნსაც Ti-10V-2Fe-3Al, თუმცა ($\varepsilon_{\text{სა}}$) სიდიდე მცირდება~1,6%-მდე.

მითითებული შენადნები ასევე გამოკვლეული იყო ნაშრომში [34]. დეფორმაცის კრიტიკული მნიშვნელობა, რომლის შემდეგაც მარტენსიტული მექანიზმით გამოწვეული დეფორმაციების

დაგროვებასთან ერთად ირთვებოდა შეუქცევადი მექანიზმი – სრიალი, ნაკლები იყო 1%-ზე. დასკვნა გაკეთებული იყო დეფორმაციის დამოკიდებულების მრუდების საფუძველზე ძაბვა-დეფორმაციის დამოკიდებულების მრუდის საფუძველზე. დეფორმაციული მარტენსიტული გარდაქმნის მრუდზე დენადობის ბაქნის არ არსებობა მიუთითებდა გარდაქმნის სასტარტო ძაბვების მაღალ მნიშვნელობებზე და მათ სიახლოვეზე სრიალის სასტარტო მნიშვნელობებთან: ($450 \div 500$). 10^6 პა და $(650 \div 500) \times 10^6$ პა შესაბამისად. ($\varepsilon_{\text{დ}}$)-ს მაქსიმალური სიდიდე მიიღწეოდა $\varepsilon_{\text{დ}} \sim 3\%$ დროს.

ცალკე უნდა განვიხილოთ სამუშაო [47,48] შედეგები. ქიმიური შემადგენლობის გავლენაზე დაკვირვების და ანალიზის, კუმულუ დეფორმაციის ხარისხზე, ფორმის აღდგენის თვისებებზე გახურების სიჩქარის გავლენის საფუძველზე Ti-Nb, Ti-V, Ti-Al-V, Ti-Al-Cr შენადნებიდან შეირჩა ოპტიმალური ტიტანის ბაზური შენადნი Ti-10Al-12V-1Cr. შენადნს აქვს ფორმის მახსოვრობის უფექტის მაღალი მახასიათებლები. ვანადიუმის რაოდენობის ზრდა და ალუმინის დამატებითი შეევანა ახშობს ω -ფაზის წარმოქმნას და ადიდებს სრიალის სასტარტო ძაბვას (ფუძისა და მალეგირებელი ელემენტების ატომური არათანაბრობის ზრდის ხარჯზე). მნიშვნელობა 12 წონ%V და 1წონ%Cr არჩეული იქნა დეფორმაცია – კონცენტრაციის დამოკიდებულების მაქსიმუმიდან გამომდინარე ($\varepsilon_{\text{დ}} = 3,8\%$). საშუალო კრისტალოგრაფიული დეფორმაციის დროს მაქსიმალური მნიშვნელობა გაცილებით მეტია - 5%. ეს დამოკიდებულია იმაზე, რომ ყველაზე ხელსაყრელი ლეგირების პირობებშიც კი, ვერ ხერხდება მხოლოდ დეფორმაციული მარტენსიტული გარდაქმნის მექანიზმის რეალიზება სრიალის გარეშე.

ქომის მეტი რაოდენობა ადიდებს მარტენსიტული გარდაქმნის ტემპერატურას და მივყავართ α'' მარტენსიტის ორეულებით წარმოქმნის მექანიზმის დისლოკაციურით შეცვლამდე. ამის გარდა (M_s) მნიშვნელობის გაზრდა ადიდებს β -ფაზის დიფუზური დაშლის ალბათობას. ალუმინის შემცველობა შემოიფარგლება 10%, რადგან მისი კონცენტრაციის შემდგომი ზრდა იწვევს მოწესრიგებული ფაზის

წარმოქმნას, ხოლო 5%-ზე ნაკლები Al-ით შეუძლებელია და ფაზის გაჩენის და შენადნის სიმყიფის თავიდან აცილება.

[48]-ში მოყვანილი მონაცემებიდან ყურადღების იმსახურებს Sn-ის როლი Ti-Nb-Sn შენადნში. თუ Nb შემცველობის გაზრდა 1% ამცირებს M_s ტემპერატურას ($\sim 50^0\text{C}$), ასეთივე რაოდენობით Sn ცვლილება M_s ამცირებს ($\sim 100^0\text{C}$).

ამის გარდა Sn ძალიან ამცირებს დრეკადობის მოდულის სიდიდეს. Sn-ის შემცველობის ზრდა 10-დან 15 ა.მ% იწვევს დრეკადობის მოდულის შემცირებას $\sim 1125 \times 10^6$ პა-მდე, ხოლო 40ა.მ.%Sn დროს მოდული უფრო პატარაა $\sim 500 \times 10^6$ პა [49].

კიდევ ერთი სამუშაო [50] იმსახურებს ყურადღებას. ფორმის მასსოვრობის ეფექტის გამოკვლევა შენადნში BT-23 მიმდინარეობდა რგოლისმაგარი ნიმუშების დეფორმაციით. ფორმის აღდგენის ხარისხს საზღვრავდნენ დეფორმაციის დროს და აღდგენის შემდეგ შიდა დიამეტრების სხვაობით.

წრთობით უზრუნველყოფილი იყო შენადნების მდგომარეობის მოელი სპექტრი. დაკვირვების შედეგები მოყვანილია ცხრილში 5.

ცხრილი 5.

წრთობის რეჟიმი	ფაზური შემადგენლ ობა	$\varepsilon_{\text{ს}} \%$	$\varepsilon_0 \%$ ნარჩენი	$\varepsilon_{\text{დ}} \%$ აღდგ.	ფორმის აღდგენი ს ხარისხი $\eta \%$	ფორმის აღდგენის ტემპერატ ურა ^0C
780 ^0C დაყოვნება 1 საათი წრთობა წყალში	$\alpha + \beta$	4,37	1,8	0,62	34,3	
		5,34	2,56	1,62	63,3	300
		6,32	3,28	1,41	43	
880 ^0C დაყოვნება 1 საათი წრთობა წყალში	$\alpha + \alpha^{11} + \beta_M$	3,42	2,95	1,83	89	
		4,37	2,5	2,5	100	400
		5,83	3,95	2,8	71	
900 ^0C დაყოვნება 1 საათი წრთობა წყალში	$\alpha + \alpha^{11}$	3,42	2,05	2,05	100	
		4,37	2,99	2,52	84	450
		5,9	3,92	2,91	74	

წრთობის რეჟიმის გავლენა დეფორმაციის აღდგენაზე და აღდგენის ხარისხზე რგოლისმაგარ ნიმუშებში.

აშკარაა, რომ ფორმის აღდგენის ხარისხი შეიძლება იყოს საქმაოდ მაღალი, როგორც $(\alpha'' + \beta)$, ისე α'' -სტრუქტურაში დეფორმაციის დროს. ადსანიშნავია, რომ დაგროვილი დეფორმაციის მნიშვნელობა (ε_0) ორივე ტიპის სტრუქტურაში პრაქტიკულად ერთნაირია.

რეაქტიული ძაბვები (σ_r) და ფორმის აღდგენის კუთრი მუშაობა (a_r) (გარე უკუქმედების პირობებში) დამოკიდებულია, როგორც ცნობილია, ფაზურ შემადგენლობაზე და სტრუქტურაზე.

მაგალითად შენადნებში BT-16 და BT-23 მათი მაქსიმალური მნიშვნელობები მიიღწევა, იმ ტემპერატურებიდან წრთობისას, რომლებიც უზრუნველყოფენ მარტენიტული გარდაქმნისადმი შენადნის ზღვრულად არამდგრად მდგომარეობას. ალუმინის მაღალი შემცველობა BT-23-ში ზრდის მარტივი დენადობის ზღვარს. ეს თავიდან გვაცილებს ძაბვების პლასტიკურ რელაქსაციას ფორმის აღდგენის დროს და მიკუართ (σ_r) და (a_r)-ის ზრდამდე.

განხორციელდა ტიტანის მოუწესრიგებელ ფაზებიან შენადნებში ფორმის მახსოვრობის ეფექტის, ზედრეკადობის და დემპფირების უნარის ლიტერატურის მიმოხილვის შედგენა. განხილული იყო, როგორც ტიტანის შენადნები ბ-იზომორფულ ელემენტებთან (Mo, V, Nb, Ta) ბინარული და მრავალკომპონენტიანი შემადგენლობით, ასევე კომერციული შენადნები ფორმის მახსოვრობის ეფექტით BT-16, BT-22, BT-23, Ti-Al-V, Ti-V-Fe-Al. მიმოხილვა შეიცავს ფორმის მახსოვრობის ეფექტის, ზედრეკადობის და დემპფირების თვისებების, მექანიზმის და ამ ეფექტების სიდიდეზე მომქმედი ფაქტორების ანალიზს. განხილულია მალეგირებელი ელემენტების კონცენტრაციის გავლენა მარტენიტული გარდაქმნის მთავარი დეფორმაციების სიდიდეზე შენადნების მარტენიტული გარდაქმნისადმი ზღვრული არამდგრადობის წარმოდგენის საფუძველზე. ხარისხს მომდევნობად არის შეფასებული იმ დეფორმაციების ზღვრული მნიშვნელობები, რომლებიც წარმოიქმნება მხოლოდ დეფორმაციული მარტენიტული გარდაქმნების დროს და ფორმის აღდგენის ეფექტის განხორციელებისას ექვემდებარება სრულ აღდგენას. განსაკუთრებული ყურადღება მიექცა ზღვრული

არამდგრადობის წარმოდგენას, რომელიც მთავარ როლს თამაშობს შენადნში მალეგირებელი ელემენტის ტიპის და კონცენტრაციის განსაზღვრაში. სწორედ ასეთ შენადნებს შეუძლიათ მაქსიმალურად გამოამჟღავნონ ფორმის მახსოვრობის ეფექტი, ზედრეკადობის და დემპფირების თვისებები. მიმოხილვაში არის მონაცემები დეფორმაციის ხარისხის, ტექსტურის და თერმული ზემოქმედების სიჩქარის გავლენაზე ფორმის აღდგენის თვისებებზე. ზემოაღნიშნულ ტიტანის შენადნებში ნაჩვენებია ტიტანის ნიკელიდთან მიმართებაში მათი კონკურენტუნარიანობა.

მიმოხილვა შეიცავს ექსპერიმენტული მონაცემების შეფასებას შენადნების ზედრეკადი ქცევის და დემპფირების თვისებების შესახებ.

მოყვანილია მოსაზრებები, რომლის მიხედვითაც დაკვირვების საწყის ობიექტებად ამორჩეულია სისტემები Ti-Nb და Ti-Ta და მათ საფუძველზე მრავალკომპონენტიანი შენადნები ლეგირებული Mo და V-ით. ლიტერატურულ მიმოხილვაში შეჯერებულია პერიოდულ სამეცნიერო გამოცემებში, კონფერენციების შრომებში და ექსპერიმენტული სამუშაოებში მიღებული შედეგები 70-იანი წლებიდან დღემდე.

თავი 2. ამოცანის დასმა და კვლევის მეთოდიკა

2.1 ამოცანის დასმა

ლიტერატურული მონაცემების მიხედვით შეიძლება დავასკვნათ, რომ ტიტანის β -იზომორფულ ელემენტებთან შენადნებში ფაზურ გარდაქმნებს აქვთ რთული ხასიათი, რაც აიხსნება მეტასტაბილური ფაზების მრავალფეროვნებით და მოცემული პირობების დროს მათი მდგრადობით. Ti-Ta და Ti-Nb. სისტემის ბინარული შენადნები იმსახურებენ განსაკუთრებულ ყურადღებას, β -იზომორფულ ელემენტებთან ტიტანის სხვა შენადნებთან შედარებით, თერმული ზემოქმედების მიმართ მათი მდგრადობის გამო, რაც თავის მხრივ გამოწვეულია დიფუზური პროცესების მიმდინარეობის მცირე სიჩქარით. ამის გარდა Ti -Nb და Ti-Ta სისტემის შენადნებში შესაძლებელია გადაჯერებული მყარი ხსნარების მიღება α'' მარტენსიტის ფუძეზე. ეს საშუალებას გვაძლევს შევისწავლოთ მარტენსიტული გარდაქმნის მიმდინარეობის სტაბილურობა თერმული და დეფორმაციული ზემოქმედების დროს, რადგან გადაჯერების ზრდასთან ერთად იზრდება მოცემული ტემპერატურის დროს მარტენსიტულ გარდაქმნის ალბათობაც.

Ti-Ta და Ti -Nb ფუძეზე β -იზომორფული ელემენტებით შექმნილი შენადნების შემთხვევაში აუცილებულია, რომ β -ფაზის არსებობისათვის დაგმაყოფილებული იყოს მეტასტაბილურობის პირობა $K_{\beta} \approx 1$. ეს მიიღწეოდა $(\alpha'' + \beta)$ არიდან ნიმუშების წრთობით. ამ ნიმუშებში გარდა იმისა, რომ ხდებოდა მარტენსიტული გარდაქმნა ასევე ხდებოდა α'' და β -ფაზებს შორის მალეგირებელი ელემენტების დიფუზური გადანაწილება, რაც იწვევდა ამ ფაზების მდგრადობის და მათი რაოდენობის ცვლილებას. ეს ნათლად აისახა მოცემულ შენადნებში “დაბალტემპერატურული” მარტენსიტული და “მაღალტემპერატურული” გარდაქმნების პროცესზე. ეს ნიშნავს, რომ აღნიშნული სისტემებში მარტენსიტული გარდაქმნა სავსებით რეალურია და შეიძლება იყოს შენადნებში ფორმის მახსოვრობის და ზედრეპარადობის მაჩვენებელი.

მოცემული სამუშაოს მიზანი არის Ti-Ta და Ti -Nb ბინარულ და Ta, Nb, Mo, V, Zr-ით ლეგირებულ შენადნებში, სხვადასხვა მეტასტაბილურობის ხარისხით, ფაზური გარდაქმნების შესწავლა და დეფორმაციის, როგორც ფორმის მახსოვრობის და ზედრეკადობის ეფექტების, გამოვლენის ძრითადი ფაქტორის მოქმედების შესწავლა.

დასახული მიზნის მისაღწევად მოცემულ სამუშაოში უნდა გადაწყდეს შემდეგი ამოცანები: გამოკვლეული იქნეს β -არიდან ნაწილობი Ti-Ta და Ti -Nb ბინარული და Ta, Nb, Mo, V, Zr-ით ლეგირებული შენადნების ფაზური შემადგენლობა, განისაზღვროს პირდაპირი (M_sM_f) და შებრუნებული (A_sA_f) მარტენიტული გარდაქმნის კრიტიკული ტემპერატურები. გამოკვლეული უნდა იყოს შენადნების ქცევა ოთახის ტემპერატურიდან $800-850^{\circ}\text{C}$ -მდე უწყვეტი გახურებისას და გაცივებისას. დადგენილი იქნეს შენადნების ფიზიკური და მექანიკური თვისებები აღნიშნულ ტემპერატურულ დიაპაზონში.

რენტგენოგრაფიული ანალიზის და შინაგანი ხახუნის გაზომვის მეთოდით შესწავლილი იქნეს მათი ანომალური ცვლილება, დაკავშირებული მარტენიტული ფაზის კრიტიკულ მდგომარეობასთან შებრუნებული გარდაქმნის დროს.

გამოსაკვლევია სხვადასხვა ტემპერატურებზე დეფორმაციის სხვადასხვა ხარისხის და მეთოდის გავლენა ფაზურ აღნაგობაზე და ფაზურ გარდაქმნებზე Ti-Ta და Ti -Nb ბინარულ და მათ ფუძეზე შექმნილ β -იზომორფული ელემენტებით ლეგირებულ შენადნებში. ასევე გამოსაკვლევია შენადნების თერმული მდგრადობა სხვადასხვა თერმომექანიკური დამუშავების დროს.

გამოკვლეული უნდა იქნეს შენადნობის მექანიკური თვისებები (აღნიშნულ ტემპერატურულ ინტერვალში), განპირობებული დეფორმაციული მარტენიტული გარდაქმნის მიმდინარეობით. დადგინდეს დეფორმაციის როლი $\alpha'' \leftrightarrow \beta$ და “მაღალტემპერატურული” გარდაქმნის ფორმირებაში. დადგინდეს მოცემულ შენადნებში ამ გარდაქმნების როლი ფორმის მახსოვრობის და ზედრეკადობის ეფექტების ფორმირებაში. დადგინდეს ამ თვისებების ფორმირების კანონზომიერებები.

განისაზღვროს ზედრეკადობის გამოვლინების პონცენტრაციული, ტემპერატურული და დეფორმაციული ინტერვალი. განისაზღვროს ზედრეკადი დეფორმაციის სიდიდის გაუმჯობესების გზები.

განისაზღვროს სხვადასხვა საწყისი სტრუქტურული შემადგენლობის შენადნებში თერმომექანიკური დამუშავების გავლენა, ზედრეკადობის და ფორმის მახსოვრობის ეფექტის ფორმირებაზე.

განისაზღვროს $\alpha'' \leftrightarrow \beta$ შებრუნებული გარდაქმნის დროს გენერირებული რეაქტიული ძაბვის მნიშვნელობა.

შენადნები უნდა შეფასდნენ მაქსიმალური დეფორმაციის აღდგენით ფორმის მახსოვრობის ეფექტის და ზედრეკადული ქცევის დროს.

შესწავლილი უნდა იქნეს წყალბადის გავლენა შენადნების თერმომექანიკურ თვისებებზე და მარტენსიტული გარდაქმნის ტემპერატურაზე.

2.2. შენადნების მიღება და წინასწარი თერმომექანიკური დამუშავება

შენადნები მიღებულ იქნა ორი მეთოდით:

- ელექტრონულ სხივური დნობით.
- არგონის ატმოსფეროში უხარჯავი გოლფრამის ელექტროდით რკალური დნობით.

Ti-Ta შენადნები (კაზმში) Ta-ის შემცველობით 28,33,48,53,57,60 წონ% და Ti-Nb შენადნები (კაზმში) Nb-ის შემცველობით 15,20,30,33,40 წონ% მიღებული იყო პირველი მეთოდით. ჩვენს ხელთ არსებული ელექტრონულ-სხივური დნობის დანადგარის ტექნიკური შეზღუდვების გამო ცალკეული შენადნის მასა არ აღემატებოდა 50 გრ. დნობა მიმდინარეობდა 10^{-4} მმ. ვერცხ.წყ. სვ. ვაკუუმის პირობებში. შენადნის მაქსიმალური ერთგვაროვნების მისაღწევად ხდებოდა ზოდების 4-5 ჯერადი გადადნობა და შემდეგ პომოგენური გამოწვა 1000°C -ზე 50 საათის განმავლობაში. ზოდები იჭედებოდა და ცხელი გლინვის მეთოდით 900°C ტემპერატურაზე მზადდებოდა 3÷5მმ სისქის ფირფიტები.

ზღვრულად არამდგრადი და მასთან ახლოს მყოფი მდგომარეობით, შენადნები, გამოთვლილი მალეგირებელი ელემენტების კონცენტრაციით, მზადდებოდა უხარჯავი ვოლფრამის ელექტროდიოთ რკალური დნობით არგონის არეში. დაკვირვების შედეგები, მიღებული პირველი მეთოდით გამომდნარი პარტიის შენადნებში, გათვალისწინებული იყო მეორე მეთოდით მიღებული შენადნების შემადგენლობის და კონცენტრაციის კორექტირებისას.

სამუშაოს შესასრულებლად შექმნილი და გამოკვლეული იყო შემდეგი სისტემის შენადნები : Ti-Ta; Ti-Nb, Ti-Ta-Zr, Ti-Nb-Zr, Ti-Ta-Mo, Ti-Ta-V, Ti-Nb-Mo, Ti-Nb-V, Ti-Nb-Mo-V, Ti-Ta-Mo-V, Ti-Ta-Mo-V-Zr, Ti-Nb-Mo-V-Zr. ელემენტების პროცენტული შემადგენლობა (წონ%) მოყვანილია ცხრილში 6.

ცხრილი 6

კომპონენტების შემცველობა წონ%								
Ti	Nb	Ta	Mo	V	Zr	O	N	H
დანარჩენი	25,9	-	-	-	-	0,15-0,20	<0,005	
	29,8	-	-	-	-			
	33,1	-	-	-	-			
	-	43,2	-	-	-			
	-	50,1	-	-	-			
	-	59,8	-	-	-			
	7,5	-	7,4	-	-			
	9,9	-	-	10,1	-			
	-	8,8	-	9,05	-			
	-	7,8	8,1	-	-			
	5,0	-	4,9	4,8	-			
	-	5,1	4,9	4,9	-	0,11	<0,005	
	-	44,08	-	-	5,96			
	-	46,92	-	-	3,02			
	-	49,85	-	-	2,96			
	-	50,05	-		5,85			
	-	5,23	5,03	4,95	2,08			
	-	5,16	4,92	4,87	4,11			
	4,92	-	4,83	4,76	1,93			
	5,07	-	4,96	4,98	3,95			
	33,0	-	-	-	7,1			
	26,08	4,0	-	-	6,95	0,15-0,17	<0,005	

შენადნების კომპონენტური შემადგენლობა (წონ%).

თითოეული შენადნის მასა იყო 0,5კგ. მალეგირებელი ელემენტების კონცენტრაციული შემცველობა სამ და ოთხ კომპონენტიან შენადნში ირჩეოდა მალეგირებელი ელემენტების პროპორციით 1:1 და ისეთი რაოდენობით, რომელიც უზრუნველყოფდა მაღაზის სტაბილურობის პირობითი კოეფიციენტის მნიშვნელობას $K_f=1$.

ქიმიური შემადგენლობის გასაშუალება ხდებოდა ზოდების 4-ჯერადი გადადნობით შემდეგი ტექნოლოგიით: შენადნის დნობისათვის საჭირო საწყისი კომპონენტები იგლინებოდა 1,5-1,6 მმ სისქეზე და ექვემდებარებოდა ქიმიურ მოწამვლას. კაზმის აწონილი მასალა ექვემდებარებოდა ორმაგ გადადნობას ზოდის გადატრიალებით. შემდეგ ეტაპზე ზოდი ცივი დეფორმაციით იმსხვრეოდა და ორჯერ ხდებოდა მისი გადადნობა. ცხელი გლინვის მეთოდით $900-950^{\circ}\text{C}$ ზოდებს საბოლოოდ აძლევდნენ ფირფიტების ფორმას სისქით 3 და 5 მმ, სიგანით 25 მმ და სიგრძით 250 მმ.

ქიმიური ანალიზის, პლაზმური სპექტრომეტრის (მალეგირებელი კომპონენტების განსაზღვრისათვის) და LECO გაზური ანალიზატორის მონაცემების მიხედვით შენადნების ქიმიური შემადგენლობა მოყვანილია ცხრ. 6

შემდგომი თერმომექანიკური გამოცდებისათვის და შენადნების ფიზიკური თვისებების გამოსაკვლევად შენადნები იჭრებოდა ბრტყელ-პარალელურ ნიმუშებად ზომით $5\times 10\times 100$ მმ და $3\times 10\times 100\text{მმ}$. ჭრა მიმდინარეობდა ელექტროეროზიულ დანადგარზე, რაც გამორიცხავდა მექანიკური ძაბვების წარმოქმნას ნიმუშებში. შემდგომ ხდებოდა გაშლიფვა აბრაზიული დისკით წყლით გაცივების ქვეშ.

გაშლიფვის დროს შეტანილი დეფექტების გამო ნიმუშებს უტარდებოდა პომოგენიზაცია $800-900^{\circ}\text{C}$ -ზე $0,5-1\text{საათის}$ განმავლობაში. რენტგენოსტრუქტურული გამოკვლევისათვის ნიმუშების ზედაპირული ფენა იწამლებოდა ტიტანის შენადნობებისათვის სტანდარტული ხსნარით: ერთი წილი HF-ის 40% ხსნარი და სამი წილი HNO_3 (სიმკვრივით 1,4 გ/სმ³).

შენადნების გამზადებული ნიმუშები თერმულ დამუშვებას განიცდიდნენ სხვადასხვა ტემპერატურაზე წრთობით ისეთი ფაზური

შემადგენლობის მისაღებად, როდესაც უკელაზე სრულად მიმდინარეობს დეფორმაციული მარტენსიტული გარდაქმნა.

2.3. კალორიმეტრიული და დიფერენციალური თერმული ანალიზის მეთოდი

გამოსაკვლევი შენადნების ნაწილობი ნიმუშების საწყისი ფაზური შემადგენლობის განსაზღვრაში დიდ როლს თამაშობს ნიმუშში ფაზური გარდაქმნების ანალიზი გახურება-გაცივების პროცესში. ნიმუშში გარდაქმნის მიმდინარეობას თან ახლავს შინაგანი ენერგიის ზრდა ან შემცირება, რაც გამოხატულებას პოულობს ნიმუშის ტემპერატურის ცვლილებაში. კვლევის დროს გამოიყენებოდა საქართველოს მეცნიერებათა აკადემიის ფიზიკის ინსტიტუტში არსებული ფრანგული წარმოების კალორიმეტრიული დანადგარი TGDS-111 ტემპერატურის გაზომვის სიზუსტით 1%. დანადგარი უზრუნველყოფდა გახურების ტემპერატურის და გახურების სიჩქარის ცვლილებას ფართო ინტერვალში.

ნიმუშში გარდაქმნის მიმდინარეობის სურათის წარმოსაჩენად გამოკვლება წარმოებდა დიფერენციალური თერმული ანალიზის დანადგარზე.

ტემპერატურის გამზომი თერმოწყვილი უშუალოდ იყო შეერთებული თვითმწერის მოჭერებთან, რომლის მგრძნობიარობა საშუალებას გვაძლევდა დაგვაფიქსირებინა ტემპერატურის ინტერვალი ოთახის ტემპერატურიდან 800°C ტემპერატურამდე.

დიფერენციალურად შეერთებული თერმოწყვილების წრედში ინდუქციური კავშირით ჩართული იყო დროითი იმპულსების გენერატორი, რომლებიც გრაფიკზე იძლეოდა იმპულსების შესაბამის წერტილებს, რაც საშუალებას გვაძლევდა განგვესაზღვრა ნიმუშის გახურების სიჩქარე გახურების ნებისმიერ მონაკვეთში. ცდა მიმდინარეობდა შემდეგი თანამიმდევრობით: მას შემდეგ, რაც თერმოწყვილები თავსდებოდა კერამიკის დერებში, ხდებოდა მათი შემოწმება ტიტანის ერთნაირი ეტალონური ნიმუშებით. გახურება-გაცივების ციკლის შემდეგ ერთ-ერთი ნიმუშის ადგილზე თავსდებოდა

გამოსაკვლევი შენადნის ნიმუში და წინასწარ დასახული სიჩქარით ხდებოდა გარკვეულ ტემპერატურამდე გახურება. გახურების შედეგად ტემპერატურის ცვლილების სიჩქარე და ნიმუშში მომხდარი ფაზური გარდაქმნის მიმდინარეობა აისახებოდა გრაფიკზე.

რაც შეეხება გაცივების პროცესს, ის შეიძლება მომხდარიყო, როგორც რეგულატორის მეშვეობით, ისე გამორთული ან მოხსნილი ღუმელის შემთხვევაში.

დიფერენციალური თერმული ანალიზით მიღებული შედეგები სრულ თანხმობაშია ელექტროწინაღობის ტემპერატურულ დამოკიდებულებასთან და კალორიმეტრიული მეთოდით განსაზღვრულ კუთრი სითბოტევადობის ცვლილებასთან.

2.4. ელექტროწინაღობის ტემპერატურაზე დამოკიდებულების განსაზღვრის მეთოდი

თერმომექანიკურად დამუშავებული შენადნობის გახურება- გაცივების პროცესში ფაზური შემადგენლობის ცვლილების პროცესების თვალსაჩინოდ წარმოსადგენად კალორიმეტრის და დიფერენციალური თერმული ანალიზის მეთოდთან ერთად გამოიყენება ნიმუშის ელექტროწინაღობის ტემპერატურაზე დამოკიდებულების შესწავლის მეთოდები.

წინაღობის გაზომვა ხორციელდებოდა შემდეგი მეთოდით. მუდმივი სტაბილიზირებული დენის წყაროდან დენი ნიმუშს მიეწოდებოდა სპილენძის ელექტროდებით.

ელექტროდები ნიმუშზე მაგრდებოდა წერტილოვანი შედუდებით, რაც გამორიცხავდა ცდის პროცესში კონტაქტის დარღვევას. თერმოწყვილი მოთავსებული იყო უშუალოდ ნიმუშის გვერდით.

ძაბვის მოსახსნელი ელექტროდების წრედში ინდუქციურად ჩართული იყო დროითი იმპულსების გენერატორი, რომლის იმპულსები გვიჩვენებდა გახურების სიჩქარეს გაზომვის შედეგად მიღებულ გრაფიკზე.

იმის გამო, რომ ნიმუშზე დამაგრებულ ელექტროდებს შორის არ იყო მუდმივი დაშორება და ნიმუშის კუთრი წინაღობა დამოკიდებული

იყო ნიმუშის ქიმიურ შემადგენლობაზე. ამიტომ ყოველი ცდის დროს იზომებოდა ნიმუში გამავალი დენი და ნიმუშზე მომხდარი ძაბვის გარდნის მეშვეობით იზომებოდა ნიმუშის საწყისი წინადობა

$$\text{ფორმულით: } R = \frac{U}{I} \quad [2.4.1.]$$

და შემდგომ თვითმწერით მიღებული გრაფიკის მეშვეობით ხდებოდა მისი რაოდენობრივი ცვლილების ანალიზი.

2.5. ნიმუშების დეფორმაცია გასაჭირ დანადგარზე და დილატომეტრია

ფორმის მახსოვრობის ეფექტის კვლევის დროს დიდი მნიშვნელობა ენიჭება გაჭიმვის შედეგად მიღებული დეფორმაციის სიდიდის განსაზღვრას და ნარჩენი დეფორმაციის აღდგენის ხარისხს. აქედან გამომდინარე ხდებოდა თერმომექანიკურად დამუშავებული ნიმუშების დეფორმაცია გაჭიმვით და შემდგომ მათი ფორმის აღდგენის ტემპერატურული დამოკიდებულების შესწავლა დილატომეტრის საშუალებით.

თერმომექანიკურად დამუშავებულ ნიმუშებს ეძლეოდათ სტანდარტული ფორმა საფრეზერო და ელექტრონაპერტკლურ ჩარხზე დამუშავებით. გამოყენებული იყო ორი ფორმის ნიმუში. ერთს ჰქონდა ჰანტელისებრი ფორმა, ბოლოებში გამჭიმავი დანადგარის სამაგრების გასაყრელი ხვრელებით. მეორე შემთხვევაში ნიმუშს ჰქონდა ლერის ფორმა, რომელიც დანადგარში მაგრდებოდა სპეციალური მაღალტემპერატურიანი დამჭერების საშუალებით. ორივე შემთხვევაში ნიმუშის მუშა ნაწილის კვეთი იყო 3X3 მილიმეტრი.

დეფორმაციის წინ ნიმუშს 8÷9მმ დაშორებით უკათდებოდა ხაზოვანი ჭდეები, რომელთა შორის ზუსტი მანძილი იზომებოდა ოპტიკური მიკრომეტრით. შემდგომში ნიმუში მაგრდებოდა გამჭიმავი დანადგარის INSTRON-1115 დამჭერებში.

დილატომეტრული გამოკვლევა გულისხმობს ტემპერატურის ცვლილებაზე მასალის ხაზოვანი ზომის დამოკიდებულების შესწავლას. იმის გამო, რომ ნიმუშების ზომები არ აღემატებოდა 8÷9მმ-ს

დილატომეტრის გამზომი ნაწილი უნდა ყოფილიყო ძალიან მგრძნობიარე, რასაც ვერ აკმაყოფილებდა მექანიკური და ინდუქციური დილატომეტრების პარამეტრები, რის გამოც დეფორმირებული ნიმუშების ფორმაცვლილების შესწავლა მოხდა დიფერენციალური ტევადური დილატომეტრით, რომელიც უზრუნველყოფდა ტემპერატურის გაზომვას 5%-ის სიზუსტით და დეფორმირებული ნიმუშის ფორმის აღდგენის რეგისტრაციას 2%-ის სიზუსტით.

გაზომვა ტარდება შემდეგი თანმიმდევრობით: 8÷9მმ ზომის 3X3მმ კვეთის ნიმუში თავსდება კვარცის მილში, კვარცის დერის ქვეშ. მიკრომეტრული ხრახნის მეშვეობით გამზომი სისტემა მოგვყავს წონასწორულ მდგომარეობაში. შემდგომ კვარცის მილს გარედან გამაგრებთ უქანგავი ფოლადის ცილინდრს და ვახდენთ ელექტროლუმელის ჩართვას, ძაბვის რეგულატორით, რომელიც ახდენს გახურების სიჩქარის და ტემპერატურის რეგულირებას. თერმოწყვილი თავსდება კვარცის მილში უშუალოდ ნიმუშის გვერდით.

საჭირო ტემპერატურის მიღწევის შემდეგ ითიშება რეგულატორი და იხსნება ელექტროლუმელი. გამომდინარე კვლევის მიზნებიდან შესაძლებელია ციკლირების ჩატარება მითითებულ ტემპერატურაზე.

2.6. ნიმუშების გრეხვითი დეფორმაციით

გამოცდა და ზედრეკადობის შესწავლა

რენტგენოგრაფიული და დიფერენციალური თერმული ანალიზის ჩატარების შემდგომ აღმოჩნდა, რომ გახურების დაბალი სიჩქარე, მაღალ ტემპერატურაზე დიდი ხნით დაყოვნება, დამღუპველად მოქმედებს ფორმის მახსოვრობის ეფექტის მიმდინარეობაზე.

ყოველივე ამის გათვალისწინებით საჭირო გახდა ისეთი კვლევების ჩატარება, რომელიც უზრუნველყოფდა შენადნის ნიმუშის გახურების დიდ სიჩქარეს და ამავე დროს დაგროვილი დეფორმაციის და აღდგენილი დეფორმაციის მომენტალურ რეგისტრაციას.

გრეხვითი დეფორმაციის დანადგარი წარმოადგენს მასიურ სადგარს, რომელზეც ბურთულსაკისრების მეშვეობით თანაღერძულად დამაგრებულია ორი მბრუნავი დოლი. თითოეულ დოლში დოლისგან

იზოლირებულად დამაგრებულია ცანგიანი დამჭერი, რომლებთანაც მიერთებულია ელექტროსადენები, რომლებიც მექანიკურ წინააღმდეგობას არ უწევენ დოლების ბრუნვას. მბრუნავ დოლებს გააჩნიათ უძრავად დაფიქსირების მექანიზმი. ერთ-ერთ დოლს აქვს 360° -იანი მობრუნების კუთხის განმსაზღვრელი შკალა, რომელიც დაკავშირებულია სრული ბრუნვის მქონე ელექტროწინადობასთან, რომელიც უზრუნველყოფს ბრუნვის კუთხის გარდაქმნას ძაბვაში, რომლის რეგისტრაცია ხდება თვითმწერის მეშვეობით.

ნიმუში დანადგარში მაგრდებოდა ცანგების საშუალებით. წერტილოვანი შედევებით უშუალოდ ნიმუშზე ხდებოდა თერმოწყვილის დამაგრება. თერმოწყვილიდან მოხსნილი ძაბვა რეგისტრირდებოდა ციფრული ვოლტმეტრით და გადაეცემოდა თვითმწერს, რომელიც ახდენდა ნიმუშის ტემპერატურის მომენტალურ რეგისტრაციას.

ნიმუშის მაღალი კუთრი წინადობა საშუალებას გვაძლევდა მისი გახურება მოგვეხდინა უშუალოდ ელექტრული დენის საშუალებით, რომელიც მიიღებოდა ძაბვის რეგულირების ხელსაწყოსთან მიერთებული დამადაბლებელი ტარნსფორმატორის მეშვეობით.

ძაბვის რეგულატორი საშუალებას გვაძლევდა მოგვეხდინა გახურების სიჩქარის რეგულირება ერთეული ${}^{\circ}\text{C}/{}^{\circ}\text{ამიდან}$ ასეულ ${}^{\circ}\text{C}/{}^{\circ}\text{ამამდე}$.

360° -იანი შკალის დოლთან დაკავშირებული იყო ნიმუშის დეფორმაციის მექანიზმი. უშუალოდ დოლზე არსებულ დარში დახვეული იყო რამდენიმე ხვია უჭიმადი და რბილი ძაფის, რომლის მეორე ბოლოც მიმაგრებული იყო საკიდზე, რომელსაც ხდებოდა ტვირთების დამაგრება. ტვირთის მოძრაობა ხდებოდა სპეციალური ლიფტის მეშვეობით. დოლის მობრუნების კუთხე ფიქსირდებოდა კვების წყაროში ჩართული წინადობით, რომლიდანაც წამოსული სიგნალი ფიქსირდებოდა თვითმწერზე. კვების წყაროს ძაბვა, წინადობის სიდიდე და თვითმწერის მგრძნობიარობა ისე იყო შერჩეული, რომ მობრუნების კუთხე 10° -ით შეესაბამებოდა თვითმწერის 1mV მნიშვნელობას.

გრეხვითი დეფორმაციის დანადგარი საშუალებას გვაძლევდა ჩაგვეტარებინა ნიმუშებისთვის შემდეგი სახის გამოცდები: გრეხვითი

დეფორმაცია დასახული სქემის მიხედვით, ასევე სპეციალური დამჭერის გამოყენებით მოგვეხდინა ნიმუშის დეფორმაცია დუნგით.

გარკვეული სამუშაოების ჩატარების შემდეგ დანადგარს შეეძლო ასევე მოეხდინა დეფორმაციის შემდგომ გახურების დროს წარმოქმნილი რეაქტიული ძაბვების რეგისტრაცია. ტენზომეტრული გადამწოდის სიგნალი გადაეცემოდა გამაძლიერებელს, რომლიდანაც მიღებული სიგნალი რეგისტრირდებოდა თვითმწერით.

დეფორმაციის დანადგარი საშუალებას იძლეოდა გამოსაკვლევი შენადნის ნიმუში (Φ ომით $1,2X1,2X5\text{მმ}$) დენის მეშვეობით გაგვეხურებინა T_d ტემპერატურამდე. არჩეული ტვირთის ლიფტით ქვევით ჩამოწევით ხდებოდა ნიმუშის დატვირთვა და დენის გამორთვა. გაცივების და დეფორმაციის შემდგომ ხდებოდა ნიმუშის ხელახლი გახურება (ტვირთით ან ტვირთის გარეშე) და თერმოციკლირება. ანალოგიური სქემით მიმდინარეობდა დუნგის დეფორმაციაზე ნიმუშის გამოცდა.

რეაქტიული ძაბვის გასაზომად ნიმუში დეფორმირდებოდა აღნიშნული მეთოდით. შემდეგ ხდებოდა მეორე დოლის განთავისუფლება ტენზომეტრის დამაგრება სადგარზე და ტვირთით გამოწევეული ძაბვის დაფიქსირება. შემდგომ ტვირთი ლიფტის მეშვეობით იწეოდა ზევით. ფიქსირდებოდა განთავისუფლებული დოლი და ხდებოდა ნიმუშის გახურება. ტენზომეტრიდან წამოსული გაძლიერებული სიგნალი და ტემპერატურა ფიქსირდებოდა თვითმწერით.

შენადნების ნიმუშების ზედრეგადული ქცევის შესასწავლად გრეხვითი დეფორმაციის ხელსაწყოზე მაგრდებოდა რევერსული ძრავი რედუქტორით. გაზომვა ტარდებოდა შემდგომი მეთოდით: ნიმუშის ცანგებში ჩამაგრების შემდეგ ხდებოდა მბრუნავი დოლების განთავისუფლება, ტენზომეტრით ხდებოდა ნიმუშზე მომქმედი ძალის დაფიქსირება თვითმწერის მეშვეობით. შემდეგ ტვირთი იხსნებოდა და ხდებოდა დატვირთვის მექანიზმის გადართვა რედუქტორზე. რედუქტორის მეშვეობით ხდებოდა ნიმუშის თანდათანობითი დატვირთვა, რის შედეგადაც ნიმუში განიცდიდა გრეხვით დეფორმაციას, რომელიც ცვლადი რეზისტორის მეშვეობით გადაეცემოდა თვითმწერის მომქმერებს.

საჭირო დეფორმაციის მიღწევის შემდეგ ხდებოდა ძრავის რევერსულ რეჟიმზე ჩართვა და ნიმუშის განტვირთვა. ზედრეპადული რეჟიმის მისაღწევად ნიმუშების უმეტესობას ესაჭიროებოდა რამოდენიმე ციკლის ჩატარება.

დატვირთვა-განტვირთვის ციკლის ჩატარება შესაძლებელი იყო, როგორც ოთახის ტემპერატურაზე, ასევე ელექტროდენიო ან დუმელიო გახურებული ნიმუშის შემთხვევაში.

2.7. შინაგანი ხახუნის გაზომვის მეთოდები

არადრეპადი მოვლენების კვლევის მეთოდები შეიძლება დაიყოს რამოდენიმე ჯგუფად მათი გამოყენების მიხედვით. ამ მეთოდების გამოყენების სიხშირული ინტერვალი იწყება 10^{-5} ჰერცან და მთავრდება 100ჰერცით. ატომების მიგრაციასთან დაკავშირებული რელაქსაციები შეისწავლება დაახლოებით 1Hz -დან და უფრო დაბალ სიხშირეებზე. ასეთი სიხშირეების დროს რელაქსაციის პიკები დაიკვირვება ხელსაყრელ ტემპერატურულ ინტერვალში. მაღალსიხშირული მეთოდები ($>1\text{Hz}$) გამოიყენება დისლოკაციების, ფონონების და ელექტონების დინამიკის შესასწავლად, რომლებსაც ახასიათებთ მცირე დროითი რელაქსაციები.

რეზონანსული მეთოდები იყოფა ორ ჯგუფად: ქანქარის და რეზონანსული დერის მეთოდად. გრეხვითი ქანქარის მეთოდში ნიმუშს ემატება დიდი გარე ინერცია სისტემისთვის ერთი ეფექტური თავისუფლების ხარისხის მინიჭების მიზნით და შედარებით დაბალი ($\hbar\omega_{\text{ლებრივ}} < 100\text{Hz}$) საკუთარი სიხშირის მისაღებად. ნიმუშები მზადდებოდა წერილი მავროულის ან ზოლების სახით.

რეზონანსული დერის მეთოდის შემთხვევაში ძირითადი სიხშირეები და უფრო მაღალი ჰარმონიკები, რომლებზედაც აღიგზნება ნიმუში, მდებარეობს $1 \div 100\text{Hz}$ საზღვრებში. ჩვეულებრივ ნიმუშებს აქვთ მართკუთხა კვეთის ძელის სახე. დამაგრება ხორციელდება იმგვარად, რომ უზრუნველყოფილი იყოს ენერგიის მინიმალური დანაკარგი. ამ შემთხვევაში ნიმუში არის ერთტალდიანი ვიბრატორი, თუმცა ხშირად

იუნებენ ნიმუშებს, დამაგრებულს ერთი ბოლოთი, რომლებშიც აღიძვრება მეოთხედტალდიანი რხევითი მოდა. ასეთ მეთოდს გააჩნია რიგი უპირატესობა, იმდენად, რამდენადაც ნიმუშები შეიძლება დამზადდეს მინიატურული ფირფიტების სახით, მოსახურებელი დანადგარში ჩასამაგრებლად, უფრო ადვილად ხდება გახურება გამახურებელთან კარგი კონტაქტის და ტემპერატურული გრადიენტის არ არსებობის გამო.

მოცემული სამუშაოს შესრულებისას გამოყენებული იქნა რხევების აგზების და დეტექტირების ელექტროსტატიკური მეთოდი, რომლის დროსაც გამოიყენება ტევადური კავშირი ნიმუშსა და ელექტროდს შორის, რომელიც განთავსებულია ნიმუშის ზედაპირის მახლობლად.

შინაგანი ხახუნის გაზომვის მაღალსიხშირული მეთოდი. შინაგანი ხახუნის გასაზომად გამოყენებული იქნა დანადგარი, რომლის მოქმედების პრინციპი ემყარება ღუნვითი რხევების აღძვრას მართკუთხა ფირფიტის ფორმის ნიმუშში ელექტროსტატიკური მეთოდით.

ელექტრონულგადამთვლელი სიხშირმზომით ხდებოდა მიმღების გამომავალი სიგნალის სიხშირის ზუსტი გაზომვა, რომელიც ემთხვევა ნიმუშის რხევის სიხშირეს. სიხშირის გაზომვის სიზუსტე აღწევს $10^{-4}\%$, ნიმუშის თან სიხშირე

$$\omega \sim M(\omega) = [I'(\omega)]^{-1} \quad [2.7.1.]$$

ფორმულის თანახმად (M დინამიური მოდული) გვაძლევს დრეკადობის მოდულის ფარდობითი ცვლილების მრუდის აგების საშუალებას. ოსცილოგრაფის საშუალებით ხდება მიმღებიდან გამომავალი სიგნალის და ხმაურის დონის დაკვირვება. მილევის დეკრემენტის გასაზომად δ გამოიყენება დიფერენციალური ამპლიტუდური დისკრიმინატორი მიერთებული გამაძლიერებელთან, მისი კონსტრუქცია ისეთია, რომ მის გამოსასვლელზე ძაბვის იმპულსები (რომლებიც ემთხვევა ნიმუშის სიხშირეს) ფორმირდება მხოლოდ იმ შემთხვევაში, როდესაც მიმღების გამომავალი სიგნალის ამპლიტუდა მდებარეობს ფიქსირებულ ზღვრულ A_1 -დან A_2 -მდე მნიშვნელობების ინტერვალში. უკუკავშირის წრედის გაწყვეტას მივყავართ ნიმუშის

რხევების მიღევამდე, რომელთა რიცხვს A_1 -დან A_2 -მდე ამპლიტუდებს შორის აფიქსირებს იმპულსების მთვლელი.

ზოგად შემთხვევაში შინაგანი ხახუნი გამოითვლება ფორმულით

$$Q^{-1} = \frac{\delta}{\pi} = \frac{1}{\pi} \ln(A_n / A_{n+1}) \quad [2.7.2.]$$

სადაც A_n და A_{n+1} ორი ერთმანეთის მომდევნო რხევის ამპლიტუდაა თავისუფლად მიღევად ვიბრატორში. სავარაუდო ამპლიტუდადამოუკიდებელი რხევის მიღევის შემთხვევაში შეიძლება დაგწეროთ

$$Q^{-1} = \frac{1}{\pi N} \ln(A_1 / A_2) \quad [2.7.3.]$$

სადაც N – ნიმუშის რხევათა რიცხვია A_1 დან A_2 -მდე ამპლიტუდის შემცირების დროს. ჩვენი გაზომვების დროს დისკრიმინატორის საზღვრები დგებოდა ისე, რომ სრულდებოდა პირობა $A_1 / A_2 = 2$, ამიტომ შინაგანი ხახუნი Q^{-1} გამოითვლებოდა ფორმულით:

$$Q^{-1} = \frac{\ln 2}{\pi N} = \frac{0.221}{N} \quad [2.7.4.]$$

შინაგანი ხახუნის ამ მეთოდით რეგისტრაციის დროს ცდომილება იყო $\sim 2\%$ $Q^{-1} > 10^{-3} \div 10^{-5}$ ინტერვალში და $\sim 5\%$ $Q^{-1} > 10^{-3}$. ეს განპირობებულია გარე აკუსტიკური ხმაურით და ასევე “საზღვრების” რგოლირების სიზუსტით დისკრიმინატორის ჩართვისას.

რიგ შემთხვევებში მოსახურებელია შინაგანი ხახუნის გაზომვის მეთოდი შემდეგი თანაფარდობის გამოყენებით.

$$Q^{-1} = \Phi = \frac{f_0}{m X_0 \omega_e^2} \quad [2.7.5.]$$

სადაც f_0 არის რხევის გამომწვევი ძალის ამპლიტუდა, X_0 -ნიმუშის რხევის ამპლიტუდა, ω_e რეზონანსული სიხშირე, m -ნიმუშის მასა.

ელექტროდის მხრიდან მომქმედი ძალა ნიმუშზე, პროპორციულია ელექტროდზე ძაბვის კვადრატის, ხოლო ძაბვა იქმნება მუდმივი მაპოლარიზებელი U_0 , მოწოდებული ცალკე სტაბილიზირებული კვების წყაროდან და სინუსოიდალური $U \sin \omega_e t$ ძაბვიდან, მოწოდებული გამაძლიერებლის მიერ. ამიტომ

$$f_0 \propto (U_0 + U_{\sim} \sin \omega_c t)^2 \quad [2.7.6.]$$

აქედან ძალის ამპლიტუდისათვის ჩანს, ორმ

$$f_0 \propto U_0 U_{\sim} \quad [2.7.7.]$$

$$\text{ამიტომ} \quad Q^{-1} \propto \frac{U_0}{X} U_{\sim} = K U_{\sim} \quad [2.7.8.]$$

სადაც K -მუდმივი კოეფიციენტია. შესაბამისად U_0 -ის და X_0 -ის მუდმივობის დროს შინაგანი ხახუნი Q^{-1} პროპორციულია აღმგზნები ძაბვის ამპლიტუდის. ამგვარად ნიმუშის რხევის ამპლიტუდის მუდმივობის შენარჩუნებით, შინაგანი ხახუნი Q^{-1} შეიძლება გაიზომოს ცვლადი ძაბვის ვოლტმეტრით.

დაბალსიხშირიანი გრეხვითი ქანქარით შინაგანი ხახუნის გაზომვის მეთოდი. დაბალსიხშირიანი გრეხვითი ქანქარით შინაგანი ხახუნის გასაზომი დანადგარში ნიმუში ზომით $20\text{MHz}^2\text{MHz}^0,3\text{MHz}$ ერთი ბოლოთი მაგრდებოდა შტატივზე მოთავსებულ დამჭერში, მას ქვემოდან ეჭირებოდა ცანგა ტვირთიანი დერით და სარკით.

მაგნიტური კოჭით ხდებოდა ქანქარის რხევით მოძრაობაში მოყვანა. ამ დროს ქანქარაზე დამაგრებულ სარკეში არეალიდი ლაზერის სხივი ქანქარისგან მოცილებულ ეპრანზე ახდენდა რკალის შემოწერას. რკალის სიბრტყეში განლაგებული იყო ორი ფოტომიმღები, რომელთაგან ერთი ახდენდა რხევების რაოდენობის დაფიქსირებას, ხოლო მეორე ფოტომიმღები იწვევდა მთვლელი სისტემის საწყის მდგომარეობაში დაბრუნებას. ამპლიტუდის ნახევრად მიღევის შესაბამისი რხევათა რიცხვი აისახებოდა სისშირმზომის შკალაზე.

რეგულატორის მეშვეობით ხდებოდა ღუმელის ტემპერატურის საფეხურებრივი ცვლილება და თითოეულ საფეხურზე ხდებოდა შინაგანი ხახუნის გაზომვა ფორმულით [2.7.4.].

გაზომილი შინაგანი ხახუნის და შესაბამისი ტემპერატურის მნიშვნელობით იგება Q^{-1} -ტემპერატურის დამოკიდებულების გრაფიკი.

თავი 3. კვლევის შედეგები და მათი განსჯა

3.1. Ti-Ta და Ti-Nb სისტემის ბინარული და მრავალკომპონენტიანი შენადნების შესწავლა.

საწყისი მდგომარეობის ფაზური რენტგენოსტრუქტურული ანალიზი ტარდებოდა რენტგენულ დიფრაქტომეტრზე ДРОН-УМ Cu-ის ანოდიანი მილაკით K_a გამოსხივებით.

საწყისი ფაზური მიკროსტრუქტურა იქმნებოდა 900-1200°C ტემპერატურაზე 0,5 საათის დაყოვნების შემდეგ წყალში წრთობით. ამ საწყის მდგომარეობას ვითვალისწინებდით შენადნების შემდგომი დამუშავების დროს ტემპერატურის და დაყოვნების ხანგრძლივობის შესარჩევად.

რენტგენოგრაფიულმა ფაზურმა ანალიზმა აჩვენა, რომ კომპონენტური შემადგენლობის და კონცენტრაციის გათვალისწინებით ფიქსირდებოდა მიკროსტრუქტურების სამი ტიპი:

α'' -ორთორომბული მეტასტაბილური მარტენიტი, α'' და β -აუსტენიტის მცირე რაოდენობა და შერეული $\alpha'' + \beta$ -სტრუქტურა. მიკროსტრუქტურა მნიშვნელოვან გავლენას ახდენდა შენადნების დეფორმაციის პროცესზე. შედეგები მოყვანილია ცხრილში 7.

ცხრილი 7

Ti-25,9Nb	Ti-29,8Nb	Ti-33Nb	Ti-43,2Ta
$\alpha'' + (\beta)$	$\alpha'' + \beta$	$\alpha'' + \beta$	$\alpha'' + ((\beta))$
Ti-50,1Ta	Ti-59,8Ta	Ti-47 Ta-3Zr	Ti-44Ta-6Zr
$\alpha'' + (\beta)$	$\alpha'' + \beta$	$\alpha'' + \beta$	$\alpha'' + \beta$
Ti-50Ta-3Zr	Ti-50Ta-6Zr	Ti-Ta-Mo-V	Ti-Nb-Mo-V
$\alpha'' + \beta$	$\alpha'' + \beta$	$\alpha'' + \beta + (\omega)$	$\alpha'' + \beta + (\omega)$
Ti-Ta-Mo	Ti-Ta-V	Ti-Nb-Mo	Ti-Nb-V
$\alpha'' + \beta$	$\beta + \omega$	$\alpha'' + \beta$	$\beta + \omega$
Ti-Nb-Zr	Ti-Nb-Ta-Zr	Ti-Ta-Mo-V-2Zr	Ti-Ta-Mo-V-4Zr
$\alpha'' + \beta$	$\alpha'' + \beta$	$\beta + \omega$	$\beta + \omega$
Ti-Nb-Mo-V-2Zr	Ti-Nb-Mo-V-4Zr		
$\beta + \omega$	$\beta + \omega$		

ფაზური შემადგენლობის დამოკიდებულება კომპონენტურ შემადგენლობაზე და კომპონენტების კონცენტრაციაზე.

ფორმის მახსოვრობის ეფექტის პარამეტრების შედარებითმა სტაბილურობამ, რომელიც დადგინდა ჩატარებული კვლევების დროს,

შენადნების უნარმა აღედგინათ თვისებები მაღალ ტემპერატურამდე ხანმოკლე გახურებით, გამოიწვია მაღალტემპერატურული რენტგენოგრაფიული ფაზური ანალიზის ჩატარების აუცილებლობა.

ყველა იმ რენტგენული დიფრაქციული მაქსიმუმების (პიკების) კომპლექტის გადაღების დრო, რომლებსაც უნდა დაეხასიათებინათ ფაზის კრისტალური მესერი, შეადგენდა დაახლოებით 60 წუთს. ამ დროის განმავლობაში, თუ „გადასაღები“ ფაზა არასტაბილურია, მაღალ ტემპერატურაზე მას შეუძლია განიცადოს გარდაქმნა და გადაღებისას ბოლო პიკები შეიძლება აღმოჩნდეს ფაზის ახალი მდგომარეობის ან სულაც სხვა ფაზის გარდაქმნის პროდუქტი. ასეთი სტრუქტურის გაშიფვრა ძალიან არის გაძნელებული.

გადაღების ტემპერატურა შეირჩეოდა შენადნის დიფერენციალური თერმული ანალიზის მონაცემების მიხედვით.

ერთი ტემპერატურიდან მეორისაკენ გადასვლა ხორციელდებოდა ან ოთახის ტემპერატურამდე გაცივებით, ან უშუალოდ შუალედური გაცივების გარეშე. ამ შემთხვევაში გადაღების ექსპოზიციის საერთო დრო ყველა არჩეული ტემპერატურისათვის შეადგენდა 6÷10 საათს. აშკარაა, რომ შენადნის ასეთი მრავალსაათიანი დაყოვნება მაღალ ტემპერატურაზე არსებით გავლენას ახდენდა მარტენსიტული გარდაქმნის დასრულებაზე.

გადაღების ასეთი თანამიმდევრობის დროს ფაზური გარდაქმნების შესაძლებლობა იზრდებოდა. გარდაქმნების მთელი დინამიკის დაფიქსირების შეუძლებლობის მიუხედავად, ფაზური გარდაქმნების ზოგადი სურათი რჩებოდა სარწმუნო.

ასეთი მიღების აუცილებლობა იმდენად იყო მნიშვნელოვანი, რამდენადაც ფორმის მასსოვრობის ეფექტის გამოცდისას გრეხვაზე და დუნგაზე ნიმუშის ტემპერატურის ცვლილების დრო განისაზღვრებოდა რამდენიმე წუთით და ზოგ შემთხვევაში წამებითაც კი. მნიშვნელოვანი სიჩქარით მიმდინარეობდა აგრეთვე დიფერენციალური თერმული ანალიზი 50°C წუთში.

გრეხვის დეფორმაციის ტემპერატურამდე ნიმუშის გახურების დრო შეადგენდა 5-10 წმ.

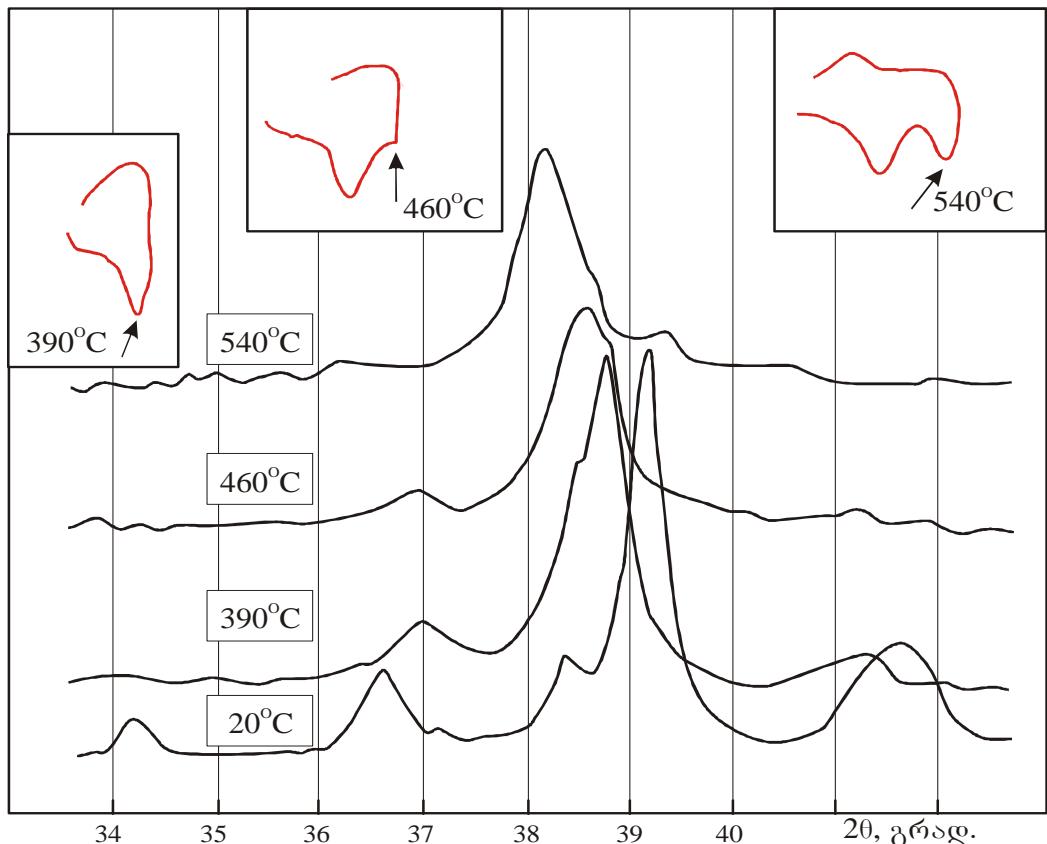
რენტგენოგრაფიული კვლევების თავდაპირველი მიზანი იყო იმ ფაზური გარდაქმნების იდენტიფიკაცია, რომლებსაც დიფერენციალური თერმული ანალიზის მრუდებზე შეესაბამებოდა ორი ენდოთერმული და ერთი ეგზოთერმული ეფექტი. ამ ეფექტების სიდიდეები შეთანხმებულად იცვლებოდნენ დიფერენციალური თერმული ანალიზის დროს ტემპერატურის ციკლირებით.

ჩატარებულმა ანალიზმა დააღვინა შენადნებში ფაზური გარდაქმნების ხასიათი და თანმიმდევრობა. შედარებით როგორ ხასიათი ჰქონდა გარდაქმნებს კრიტიკული შემაღგენლობის შენადნებში ($K_{\beta}=1$): Ti- 50,I Ta და Ti – 29.8Nb.

მაღალტემპერატურული რენტგენოგრაფიული გადაღების მონაცემებმა ცხადად აჩვენა, რომ „დაბალტემპერატურული“ ეფექტი დაკავშირებულია $\alpha'' \rightarrow \beta$ გარდაქმნასთან. ტემპერატურის გაზრდა (A_f-ზე მაღლა) იწვევდა რენტგენული დიფრაქციული პიკების განრთხმას. ის ნარჩუნდებოდა ნიმუშის გაციების შემდეგ ოთახის ტემპერატურამდე და განმეორებითი გადაღებისას. Ti- 50,I Ta შენადნის შემთხვევაში პიკების სიგანის გაზრდა ნარჩუნდებოდა იგივე ტემპერატურაზე განმეორებითი გადაღებისას. პიკების სიგანის გადიდების გარდა დაიკვირვებოდა მათი ასიმეტრიულობაც. ეს განსაკუთრებით თვალშისაცემი იყო β -ფაზის პიკების შემთხვევაში. ასეთი ეფექტი მიუთითებდა ფაზების მდგომარეობებში ცვლილებაზე. დიფრაქცია არ გამოყოფდა ორ β -ფაზას, რომლებიც შეიძლება წარმოქმნილიყვნენ კონცენტრაციული განშრევების შედეგად. თუმცა დიფრაქტოგრამაზე ხდებოდა მარტენსიტული ფაზის პიკების რაოდენობის ზრდა.

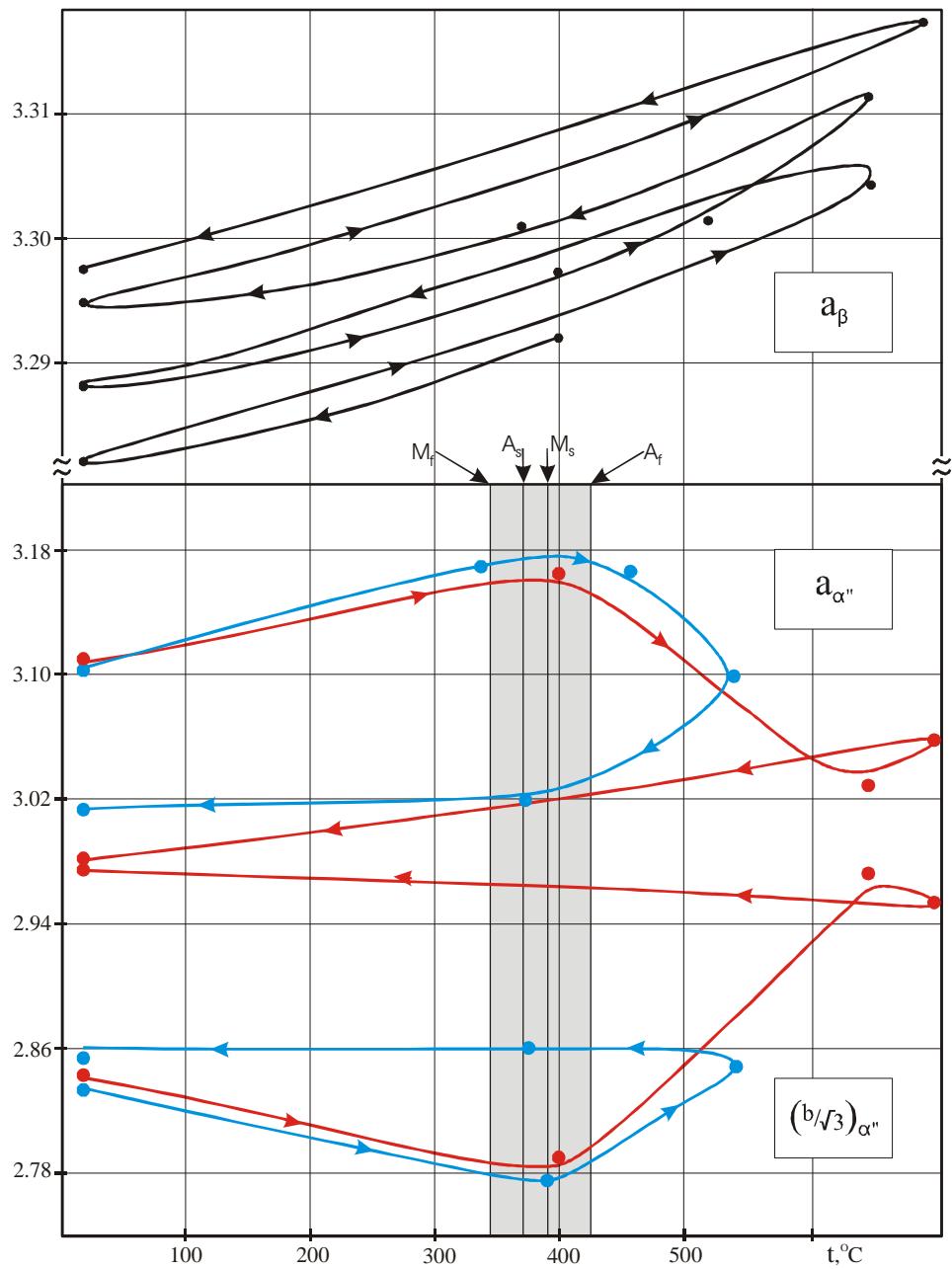
გაშიფვრამ გვიჩვენა, რომ ისინი მომდინარეობდნენ α'' -ფაზიდან მაღებირებელი ელემენტების სხვადასხვა კონცენტრაციით. შემდგომმა დაკვირვებებმა დაადასტურა შემდეგი სქემა. β -ფაზის განშრევებას β_1 (გამდიდრებული მაღებირებელი ელემენტებით) და β_2 (გაღარიბებული მაღებირებელი ელემენტებით) $-$ ფაზებად, მივყავართ იქამდე, რომ მაღალ ტემპერატურაზე არასტაბილური β_2 ფაზა გარდაიქმნება ახალ მარტენსიტულ ფაზად α_2'' . ზუსტად ამ ფაზის რენტგენული მაქსიმუმები

ადიდებენ დიფრაქციული მაქსიმუმების საერთო რიცხვს. ამგვარად ციკლი გახურება – გაცივება ქმნის β_1 , $\beta_2 + \alpha''_2$ სტრუქტურას.



ნახ. 7 შენადნი Ti-50,1Ta. სხვადასხვა ტემპერატურაზე გადაღებული რენტგენული დიფრაქტოგრამების ფრაგმენტები და დიფერენციალური თერმული ანალიზის მრუდები.

გახურება α''_2 -ს გარდაქმნის იგივე კონცენტრაციის β_1 -ფაზაში. მალეგირებელი ელემენტებით გამდიდრებული წარმოქმნილი β_1 -ფაზა სტაბილური იყო მდალ ტემპერატურაზე, რადგან M_s მნიშვნელობა მცირდება Ta და Nb შემცველობის გაზრდის შენადნში. მისი დაშლა ფაზის წარმოქმნით შეიძლება არ მოხდეს ტემპერატურის დიდი სიჩქარით ცვლილების გამო. ეს განსაკუთრებით ეხება Ti-Ta სისტემის შენადნებს. ფაზის მცირე რაოდენობა დაიკვირვებოდა Ti-50,1Ta შენადნის 400°C -ზე 18-20საათის დაყოვნების შემდეგ. რენტგენოგრაფიული მონაცემები მიუთითებს იმაზე, რომ დიფერენციალური თერმული ანალიზის მეორე ენდოთერმული მაქსიმუმის არის შესაბამისი ტემპერატურის ზევით ხდება მორიგი.



ნახ. 8 შენადნი $Ti-29.8Nb$. მარტენსიტული α'' ($a_{\alpha''}, b/\sqrt{3}$)-ფაზის და $\beta(a,b)$ -ფაზების კრისტალური მესრის პარამეტრების ტემპერატურული დამოკიდებულება.

განშრევება $\beta_{\text{გად}}\rightarrow\alpha''$ -ფაზაში. შენადნის გაცივება იწვევს პირდაპირ მარტენსიტულ გარდაქმნას $\beta_{\text{გად}}\rightarrow\alpha''$ დიფერენციალური თერმული ანალიზის მრუდზე ეს შეესაბამება ეგზოთერმულ მაქსიმუმს. ამგვარად ციკლი სრულდება შენადნში $\beta_{\text{გად}}+\alpha_{\text{გად}}$. ფაზური სტრუქტურის ჩამოყალიბებით. დიფერენციალური თერმული ანალიზის

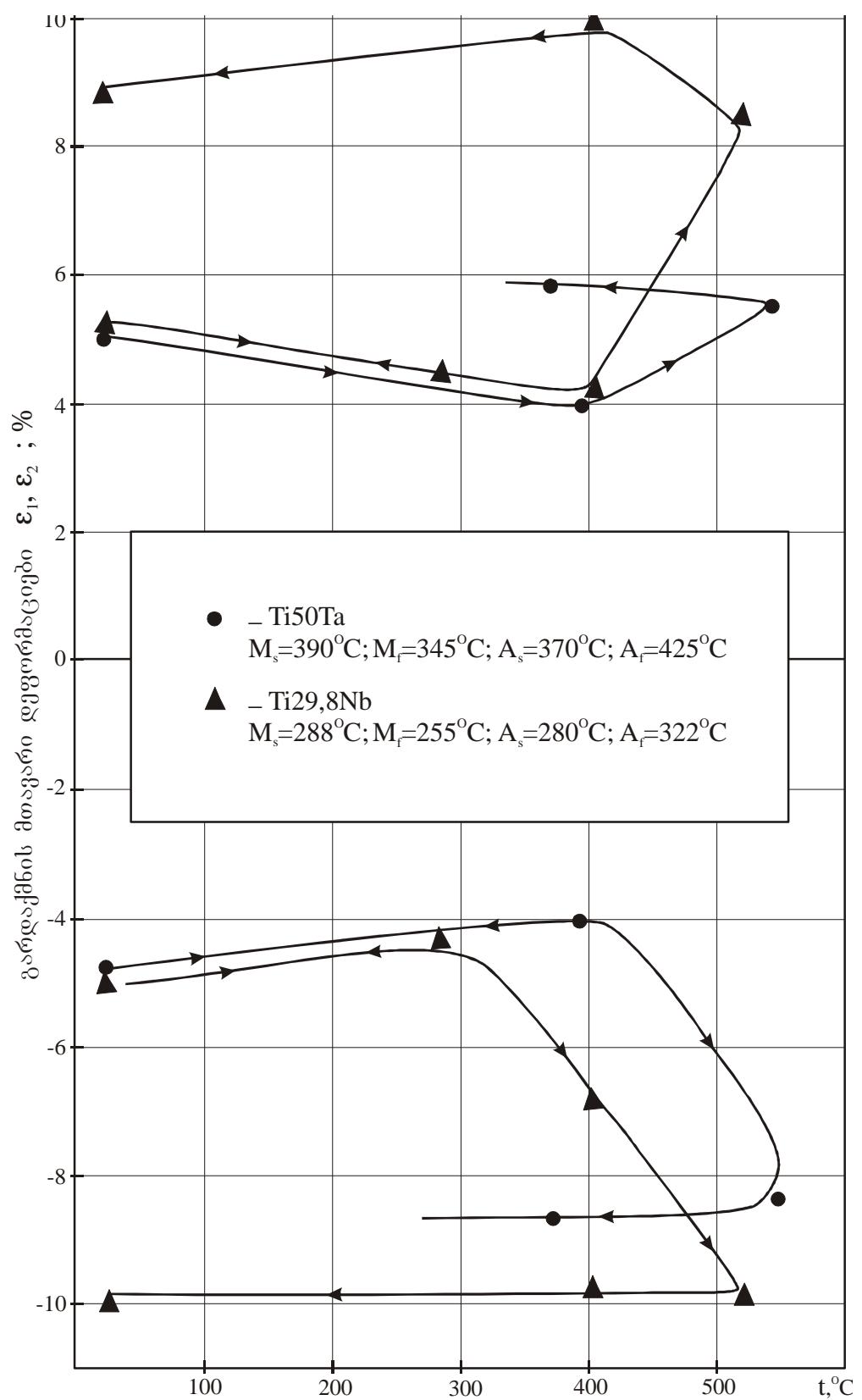
მრავალჯერადი ციკლირება იმუორებს, ანვითარებს ამ გარდაქმნების თანმიმდევრობას. ამას მივყავართ β -ფაზის მნიშვნელოვან გამდიდრებამდე და გადარიბებადი α'' -ფაზის α' -ფაზაში პერმანენტული გარდაქმნის შესაძლებლობამდე (ნახ.7). კრისტალური მესრის პარამეტრების ეტაპობრივი ცვლილება α'' და β -ფაზების მაგალითზე (ერთი ფაზის გადარიბება და მეორის გამდიდრება) დემონსტრირებულია ნახ. 8-ზე. ნახაზზე 9 ნაჩვენებია მარტენსიტური გარდაქმნის მთავარი დეფორმაციების (ϵ_1 და ϵ_2)-ის ტემპერატურაზე დამოკიდებულება.

ნახაზზე 8 აშკარაა მესრის პარამეტრების ძლიერი დამოკიდებულება ტემპერატურისაგან. As ტემპერატურამდე გახურების და გაცივების დროს ხდება მესრის პარამეტრების სრული აღდგენა. ერთდროულად (შენადნებში Ti-50,1Ta და Ti-29,8Nb) გარდაქმნის მთავარი დეფორმაციის სიდიდეები შეუქცევადად მცირდება.

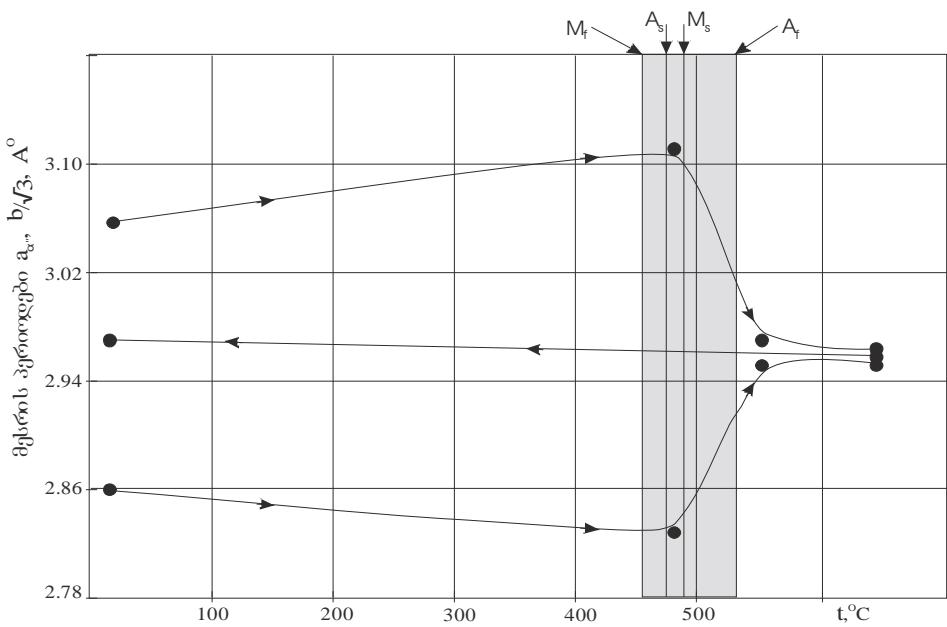
α'' -ფაზის პარამეტრების ანალოგიური ცვლილება (დაკავშირებული ფაზის გადარიბებასთან) შენადნებში Ti-43,2Ta და Ti-29,8Nb ნაჩვენებია ნახ. 10 და 11-ზე.

ამ ნახაზებზე მოყვანილი შედეგები მიუთითებენ ფაზების დაშლის პროცესის სხვადასხვა ინტენსივობაზე. მაგალითად შენადნში Ti-43,2 Ta მარტენსიტული გარდაქმნის ტემპერატურის მაღალი მნიშვნელობით α' და β -გამდ. ფაზის წარმოქმნა მთავრდება 650°C -ზე რამდენიმე საათიანი დაყოვნებით. შენადნში Ti-29,8Nb 300°C -ზე მღალ ტემპერატურაზე ეს პროცესი უფრო ნაკლებადაა გამოხატული. 400°C გახურებისას ეს პროცესები გაძლიერების ნაცვლად უფრო ნელდება. რენტგენოგრაფიულად ამ ტემპერატურაზე დაიკვირვება ω -ფაზის მცირე რაოდენობა (ის არ ჩანს მაღალი ტემპერატურებიდან 400°C -მდე გაცივებისას). ამ ფაზის გაჩენა და გაქრობა აისახება α'' -ფაზის მესრის $b_{\alpha''}$ პარამეტრის არაორდინარულ ცვლილებაში. ის ხდება ჯერ ერთი იმის გამო, რომ ω -ფაზის არსებობა პრაქტიკულად ხელს უშლის $\beta \rightarrow \alpha''$ მარტენსიტულ გარდაქმნას და ხელს უწყობს β -ფაზის სტაბილიზაციას.

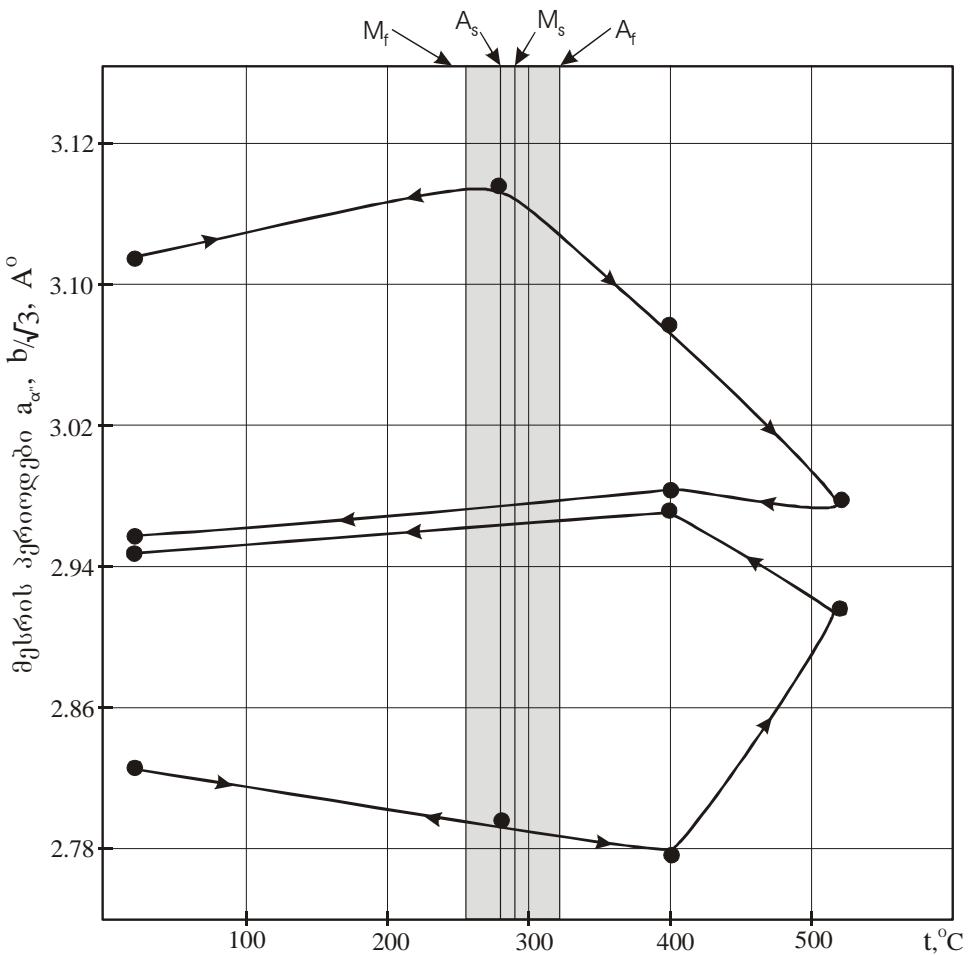
ეს ორივე პროცესი შეუძლებელს ხდის დაბალტემპერატურულ ფორმის მახსოვრობის ეფექტის განხორციელებას.



ნახ. 9. $\beta \leftrightarrow \alpha''$ მარტენსიტული გარდაქმნის მთავარი დეფორმაციების (ε_1 და ε_2)-ტემპერატურული დამოკიდებულება.



ნახ. 10. შენადნი $Ti-43.2Ta$. მარტენსიტული α'' -ფაზის კრისტალური მესრის პარამეტრების ($a_{\alpha''} b/\sqrt{3}$) ტემპერატურული დამოკიდებულება..



ნახ. 11. შენადნი $Ti-29.8 Nb$. მარტენსიტული α'' -ფაზის მესრის პარამეტრების ტემპერატურული დამოკიდებულება..

ტიტანის შენადნებში თერმოდრეკადი $\beta \leftrightarrow \alpha''$ გარდაქმნის არსებობა დადასტურებულია დიფერენციალური თერმული ანალიზის და ელექტროწინაღობის ტემპერატურაზე დამოკიდებულების მრუდებით. 1000°C -დან ნაწრობ შენადნებში თერმოდრეკადი $\beta \leftrightarrow \alpha''$ პირდაპირი და შებრუნებული მარტენსიტული გადაქმნის დაწყების და დამთავრების ტემპერატურების დასაღვენად ჩატარებული იქნა დიფერენციალური თერმული ანალიზის და ელექტროწინაღობის ტემპერატურაზე დამოკიდებულების კვლევის სერია. დიფერენციალური თერმული ანალიზის დროს ეტალონად გამოყენებული იქნა სუფთა ტიტანი. ასეთი კვლევების შედეგები ტიტანის Nb და Ta ბინარული და მრავალკომპონენტიანი შენადნებისთვის მოყვანილია ცხრილებში 8 და 9. ისინი მიუთითებენ შენადნებში სტრუქტურული ცვლილების რთულ ხასიათზე. ამ ცვლილებებს შეუძლიათ მნიშვნელოვანი გავლენა იქონიონ შენადნების არადრეკად თვისებებზე. გარდაქმნების ძირითადი კანონზომიერებები დაიკვირვება ყველა გამოკვლეული ბინარული შენადნისთვის ცხრილში.

ცხრილში ნათლად ჩანს ნაწრობ შენადნებში გახურება-გაცივების დროს მიმდინარე პროცესების კანონზომიერები. ეფექტების მაქსიმალური გამომჟღავნებისთვის თერმომექანიკური დამუშავების ექსპერიმენტული შერჩევისას, ასეთი გარდაქმნების დეტალური გაშიფვრის გარეშეც, ეს მრუდები შეიძლება გამოყენებული იქნას შენადნების სტრუქტურის ინდიკატორებად.

ცხრილში 8 მოყვანილია რენტგენოგრაფიული ანალიზის მეთოდით დადგენილი ფაზური შემადგენლობის მაღებირებელი ელემენტის კონცენტრაციაზე დამოკიდებულება. აშკარაა, რომ კონცენტრაციის ზრდასთან ერთად მცირდება მარტენსიტული გარდაქმნის ტემპერატურა და „დაბალტემპერატურულ“ ენდოთერმული ეფექტის გვერდით ჩნდება მეორე „მაღალტემპერატურული“ ენდოეფექტი. ასევე გაცივების მრუდზე იზრდება ეგზოთერმული ეფექტის სიდიდე.

ასევე მკვეთრად გამოხატულია გარდაქმნის მიმდინარეობა ბინარული შენადნებისთვის ელექტროწინაღობის ტემპერატურული დამოკიდებულების მრუდზე.

#	მალეგირებელი ელემენტების კონცენტრაცია წონ%		ფაზური შემადგენ ლობა	დრეკადობის მოდული	მარტენსიტული გარდაქმნის ტემპერატურული ინტერვალი (C°)	
	Ta	Nb			$M_s - M_f$	$A_s - A_f$
1	28,5	—	α''	6,05	700-665	685-725
2	33,5	—	α''	7,52	635-595	620-665
3	43,5	—	α''	8,87	480-440	465-520
4	48,5	—	α''	8,83	420-375	395-455
5	50,1	—	$\alpha'' + (\beta)$	8,92	390-345	375-425
6	53,0	—	$\alpha'' + (\beta)$	8,89	340-300	325-380
7	56,7	—	$\alpha'' + \beta$	8,73	270-230	250-315
8	58,8	—	$\alpha'' + \beta$	8,55	230-190	210-270
9	59,8	—	$\alpha'' + \beta$	8,52	200-160	180-245
10	—	25,9	α''	9,24	375-345	365-395
11	—	29,8	α''	9,87	285-255	280-320
12	—	33,1	$\alpha'' + (\beta)$	7,83	205-170	190-250
13	—	34,5	$\alpha'' + \beta$	7,12	190-160	185-225
14	—	36,5	$\alpha'' + \beta$	6,63	145-110	140-185
15	—	38,7	$\alpha'' + \beta$	6,18	90-60	75-125
16	—	40,2	$\alpha'' + \beta$	5,94	40-5	30-90
17	—	41,5	$(\alpha'') + \beta$	5,85	0(-20)	15-50

ფაზური შემადგენლობის, დრეკადობის მოდულის და მარტენსიტული გარდაქმნის ტემპერატურის დამოკიდებულება ბინარულ შენადნებში მალეგირებელი ელემენტების კონცენტრაციაზე.

კონცენტრაციის ზრდა იწვევს წინადობის მრუდზე წინადობის კოეფიციენტის ნიშნის მკვეთრ ცვლილებას.

რაც შეეხება მრავალკომპონენტიან შენადნებს, მათ ქვევაშიც ჩანს გარკვეული კანონზომიერება, თუმცა ეფექტის სიმცირის გამო ძნელი მათი სისტემატიზაცია.

ნახ.12 მოყვანილია დიფერენციალური თერმული ანალიზის შედეგები Ti-50.1Ta შენადნისთვის. β -ფაზის არსებობის ტემპერატურულ არიდან ნაწილობრივ შენადნს ოთახის ტემპერატურაზე პქონდა α'' მარტენსიტის სტრუქტურა. დიფერენციალური თერმული ანალიზის დროს 610°C -მდე გახურებას პირველ ციკლში ჭირდებოდა დრო 160°C . (ნახ. 12.1), შემდეგ 80°C წუთი (ნახ 12.2) და ბოლოს 40°C წუთი (ნახ 12.3), პირველ შემთხვევაში ნიმუშიანი კამერის გაცივება მიმდინარეობდა ღუმელთან ერთად, რაც ადიდებდა შენადნის მაღალ ტემპერატურაზე

ყოფნის დროს. დანარჩენ შემთხვევებში ხდებოდა დუმელის მოცილება და პაერზე გაცივება.

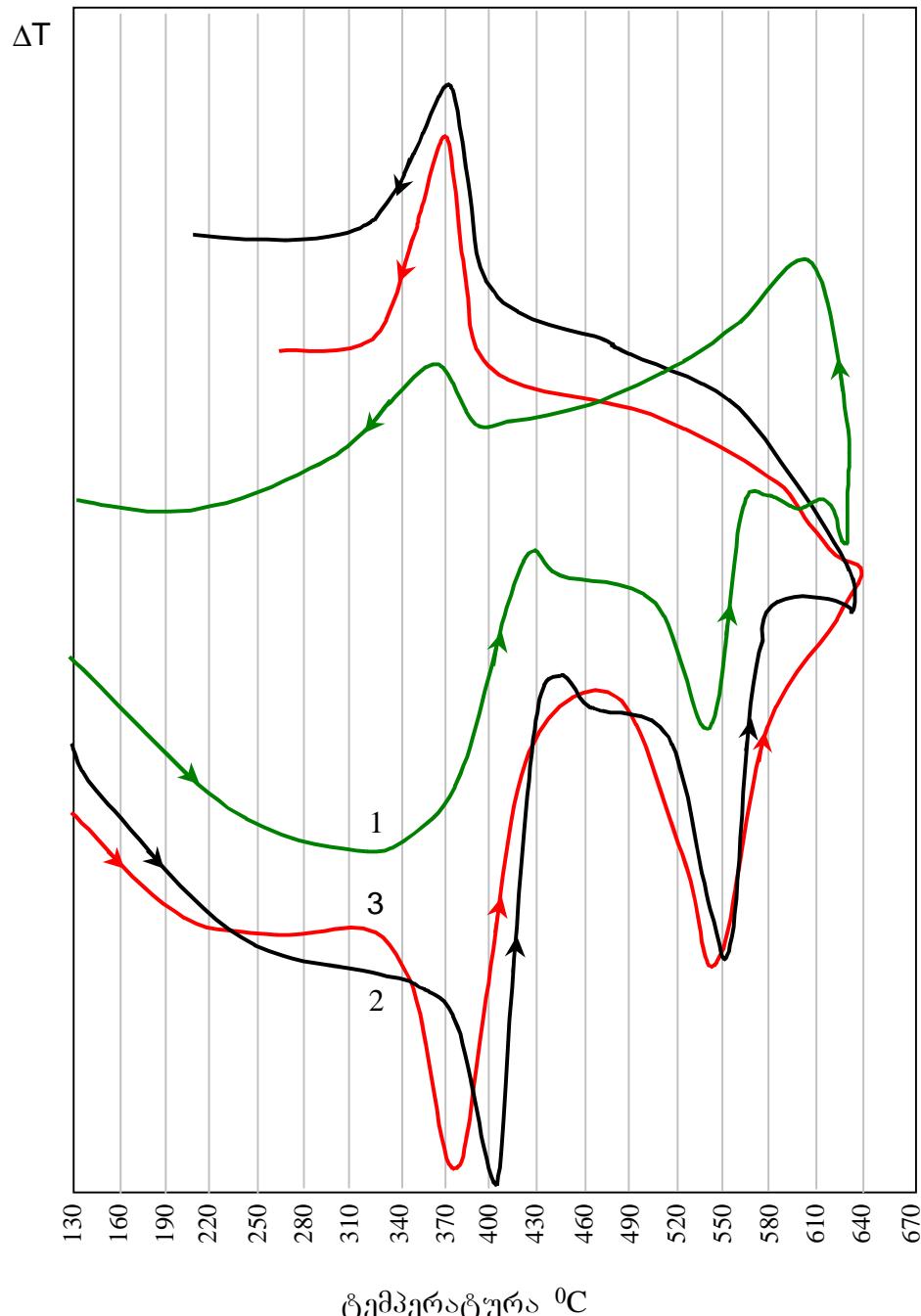
აშკარაა, რომ შენადნის შემადგნლობაზე ყველაზე დიდ გავლენას ახდენდა $300\text{--}400^{\circ}\text{C}$ ინტერვალში ნიმუშის ყოფნის დრო. გახურების სიჩქარის ზრდას მივყავდით ენდოთერმული ეფექტის გაჩენამდე (ნახ.13). მეორე ენდოთერმული და ეგზოთერმული ეფექტები ნარჩუნდებოდნენ გახურების სიჩქარისგან დამოუკიდებლად. შენადნის მდგომარეობა კიდევ უფრო მნიშვნელოვნად იცვლებოდა გახურება-გაცივების პროცედურის ციკლირების დროს, თუ გახურების ხანგრძლივობა იყო 10-15 წუთის რიგის. ნახ. 13 დან აშკარაა, რომ დიდი გახურების სიჩქარის მქონე პირველი ციკლის დროს მეორე ენდოთერმული ეფექტი შეიძლება არ გამოვლინდეს.

ციკლების რაოდენობის ზრდას მივყავდით მეორე ენდოთერმული ეფექტის ინტენსივობის ზრდამდე, ამავდროულად პირველი ეფექტის შემცირებამდე. ამგვარად შენადნში ფაზური გარდაქმნების პროცესი ხორციელდება ორი ერთმანეთთან დაკავშირებული ციკლით (შებრუნებული – პირდაპირი-შებრუნებული თერმომარტენსიტელი გარდაქმნა). მათი განცალკევება შეიძლება განხორციელდეს ნაწრთობი შენადნის გახურების დროს ტემპერატურის ზღვრის დაწესებით.

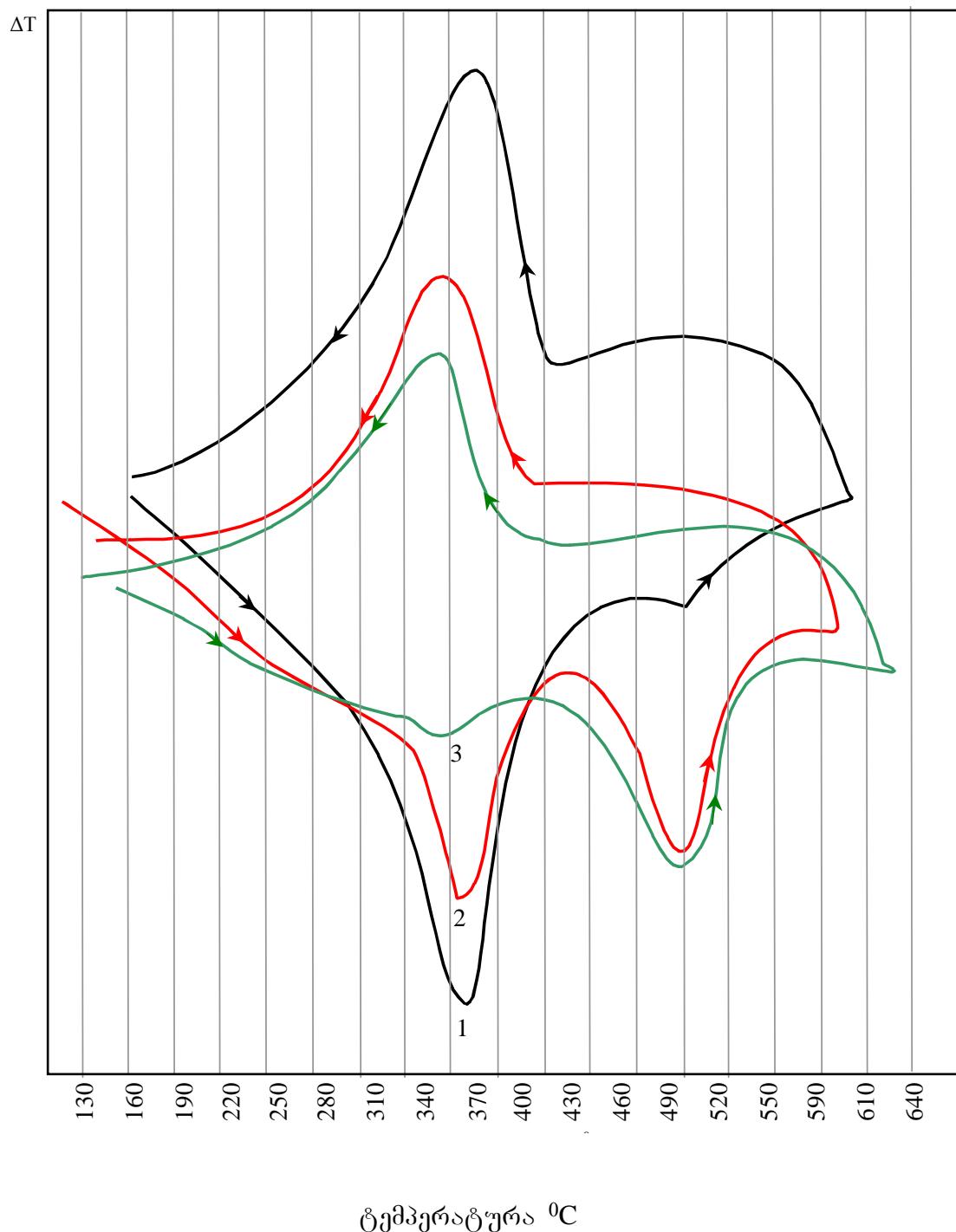
მალეგირებელი ელემენტების ზოგიერთი კონცენტრაციის დროს პირდაპირი მარტენსიტული გარდაქმნის ეფექტები „მაღალტემპერატურიანი“ და „დაბალტემპერატურიანი“ ციკლები დაიკვირება ცალ-ცალკე, სხვა შემთხვევებში ისინი გადაიფარებიან (მაგ. შენადნისთვის Ti-50.1Ta) ნახაზებზე 14, 15 და 16 ეს ნაჩვენებია Ti-59,8 Ta, Ti-33.1Nb და Ti-36Nb შენადნების მაგალითზე. მეორე „მაღალტემპერატული“ მარტენსიტული გარდაქმნის ციკლირების შესაძლებლობა მოყვანილია ნახ.17-ზე. მაღალ ტემპერატურაზე ხანგრძლივმა დაყოვნებამ ან მრავალჯერადმა ციკლირებამ, შეიძლება მიგვიყანოს კრისტალური ფაზების მდგომარეობის ცვლილებამდე, რომელმაც შეიძლება ცუდათ იმოქმედოს „დაბალტემპერატურულ“ ფორმის მასსოვრობის ეფექტზე. ამის თავიდან აცილება შეიძლება სტრუქტურის „რეანიმაციით“, შენადნის 10-15 წუთიანი და უფრო მცირე

სანგრძლივობის (მაგალითად 10-15 წამიანი) გახურებით წონასწორული $\beta/\beta+\alpha$ საზღვრის ტემპერატურაზე ან უფრო მაღლა - $750\div800^{\circ}\text{C}$ -ზე.

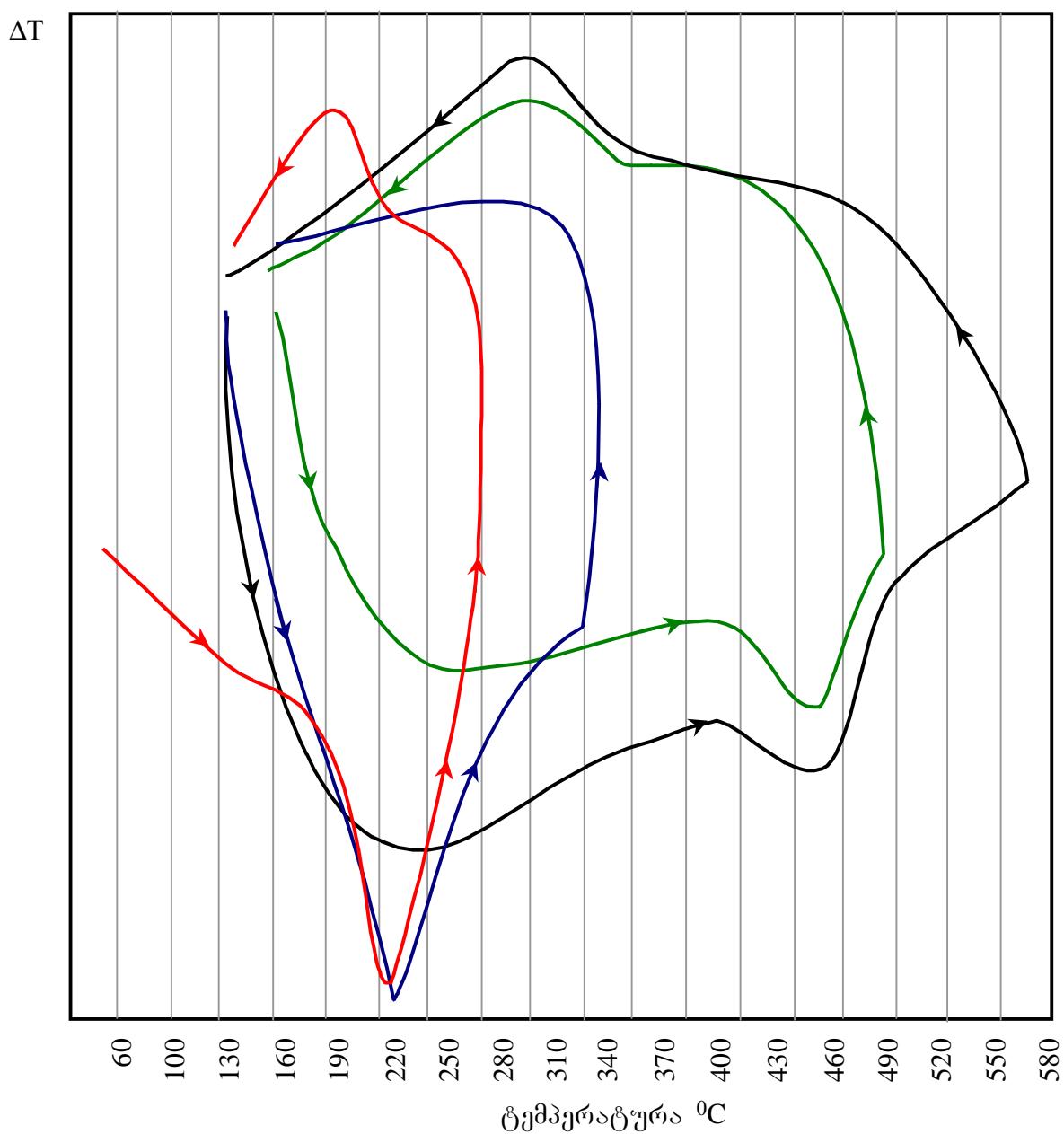
იმის გამო, რომ დიფერენციალური თერმული ანალიზისთვის ასეთი გახურების სიჩქარე მიუღწეველი იყო, „აღდგენის თვისებების“ ეფექტი შეისწავლებოდა ელექტროწინაღობის ტემპერატურაზე დამოკიდებულებით. შესაბამისი შედეგები ნაჩვენებია შენადნებისათვის Ti-50.1 Ta (ნახ. 18) და Ti-25.9Nb (ნახ. 19).



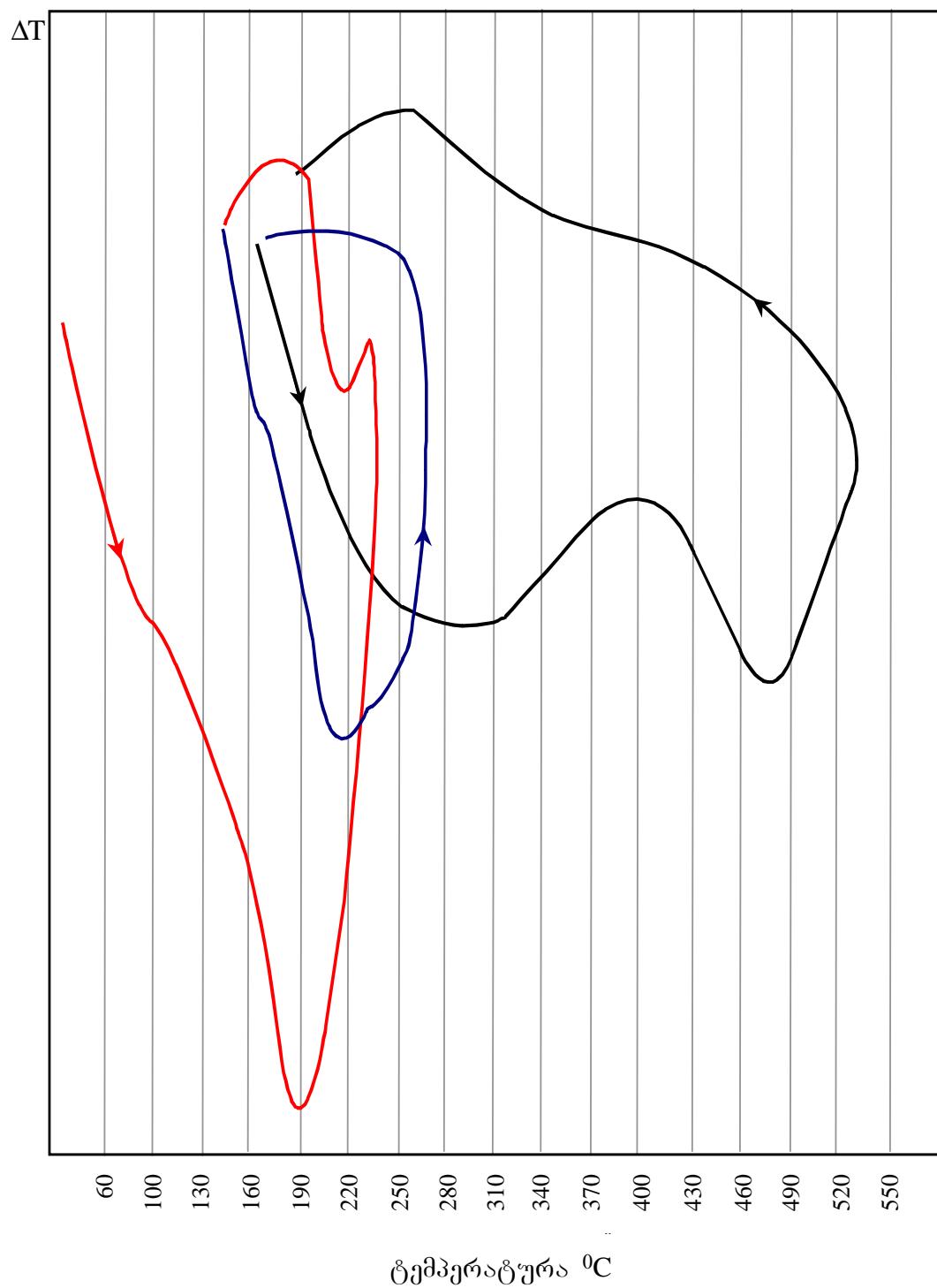
ნახ. 12. შენადნი Ti-50.1Ta. დიფერენციალური თერმული ანალიზის მრუდები მიღებული გახურების სხვადასხვა დროისათვის (1-160 $^{\circ}\text{C}$; 2-80 $^{\circ}\text{C}$, 3-40 $^{\circ}\text{C}$).



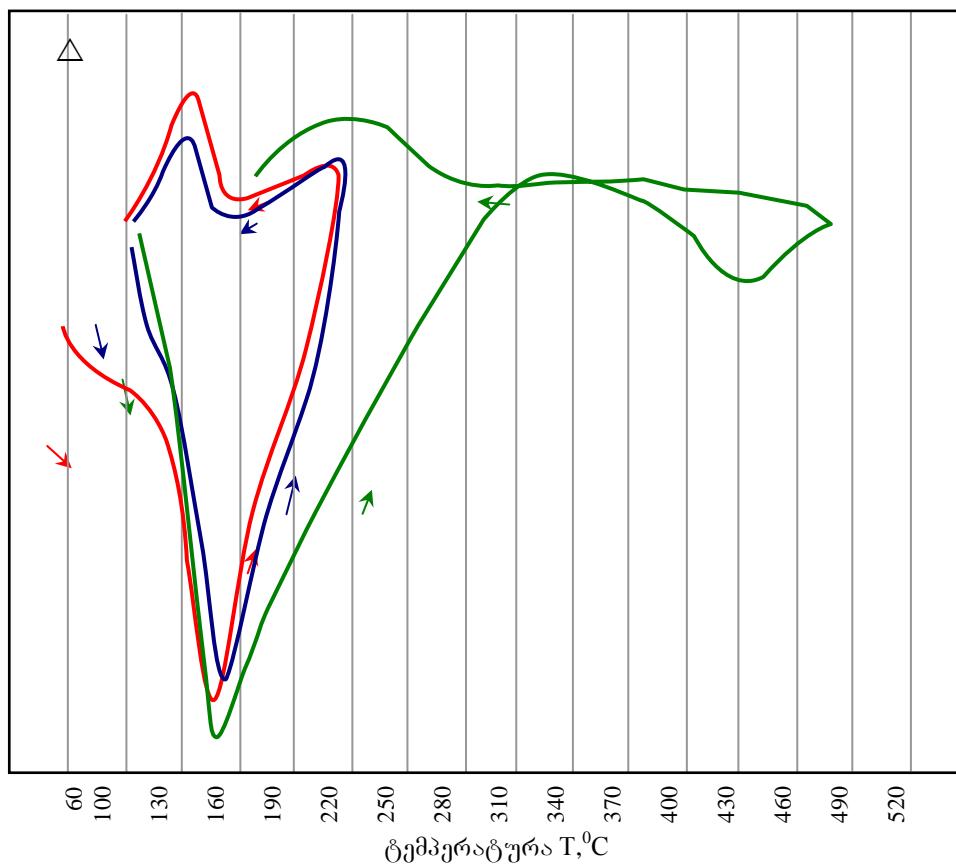
ნახ.13. Ti-50.1Ta შენადნი. დიფერენციალური თერმული ანალიზის მრუდები გახურება-გაცივების სამი ციკლისთვის.



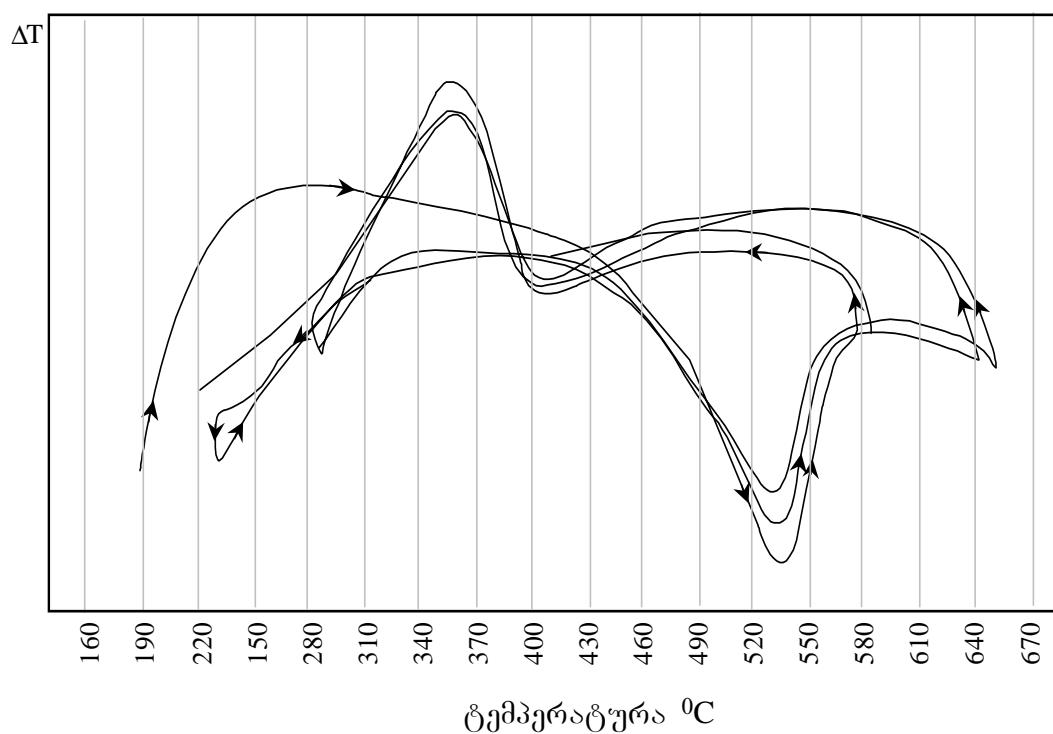
ნახ. 14. შენადნი $\text{Ti}-59.8\text{Ta}$. დიფერენციალური თერმული ანალიზის თერმოციკლირების მრუდები.



ნახ.15. შენადნი $\text{Ti}-33.1\text{Nb}$. დიფერენციალური თერმული ანალიზის თერმოციპლირების მრუდები.



ნახ. 16. შენადნი $\text{Ti}-36\text{Nb}$. დიფერენციალური თერმული ანალიზის თერმოციკლირების მრუდები.



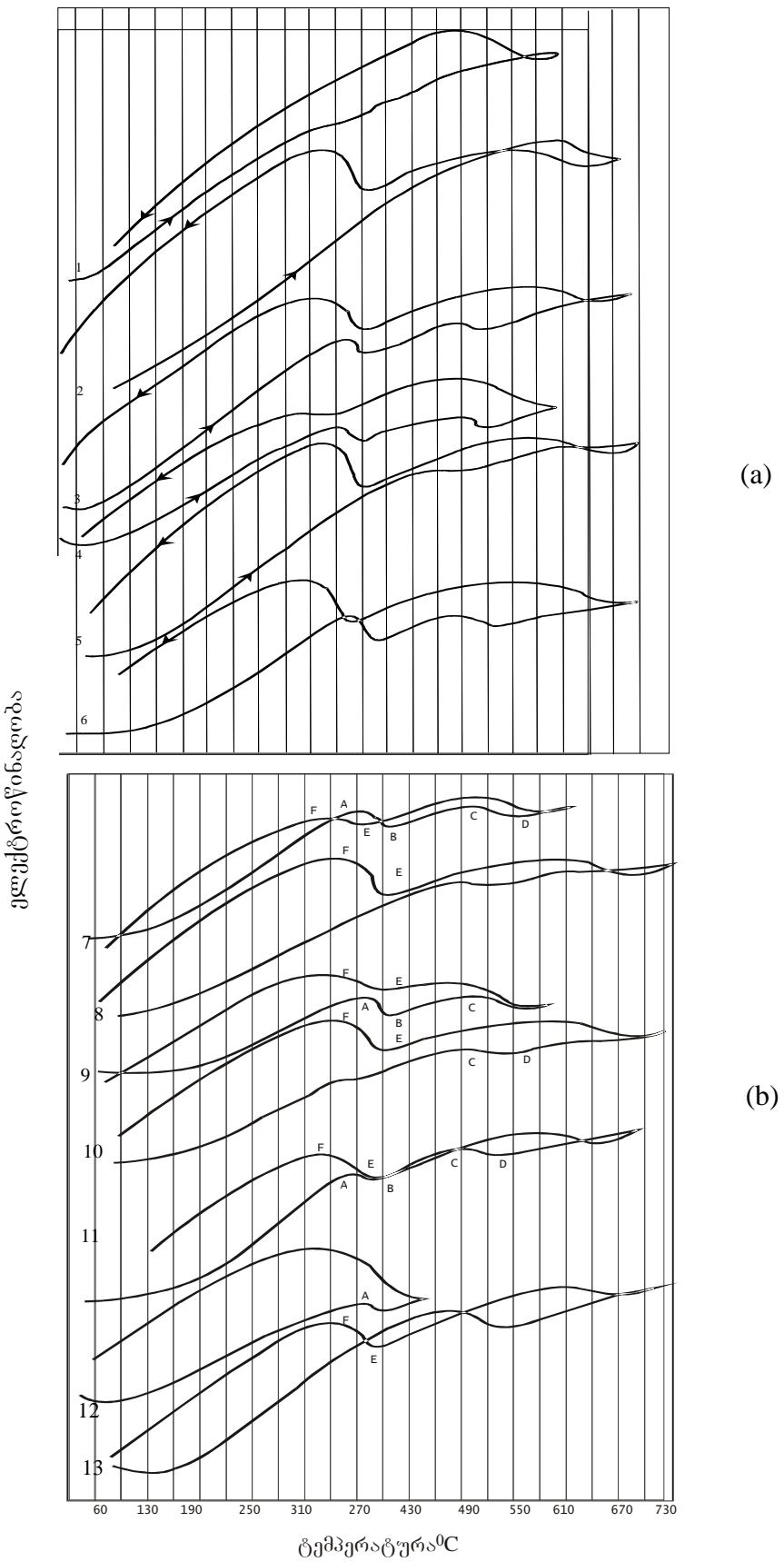
ნახ. 17. შენადნი $\text{Ti}-50.1\text{Ta}$. “მაღალტემპერატურული” მარტენსიტული გარდაქმნის თერმოციკლირების სადემონსტრაციო დიფერენციალური თერმული ანალიზის მრუდები.

სურათებზე ელექტროწინაღობის ტემპერატურული კოეფიციენტის ცვლილება გამოწვეულია: AB-შებრუნებული $\alpha'' \rightarrow \beta$ მარტენსიტული გარდაქმნით. CD-შემთხვევაში განიხილება შენადნების ნიმუშების მაგალითები, რომლებმაც განიცადეს მრავალჯერადი თერმოციკლირება ფორმის მახსოვრობის ეფექტის კვლევის დროს.

სრულიად თვალსაჩინოა გახურების რეანიმაციული როლი ზემოთ მითითებულ ტემპერატურამდე (ნახ.18), გახურების დრო შეესამება 10-15 წუთს.

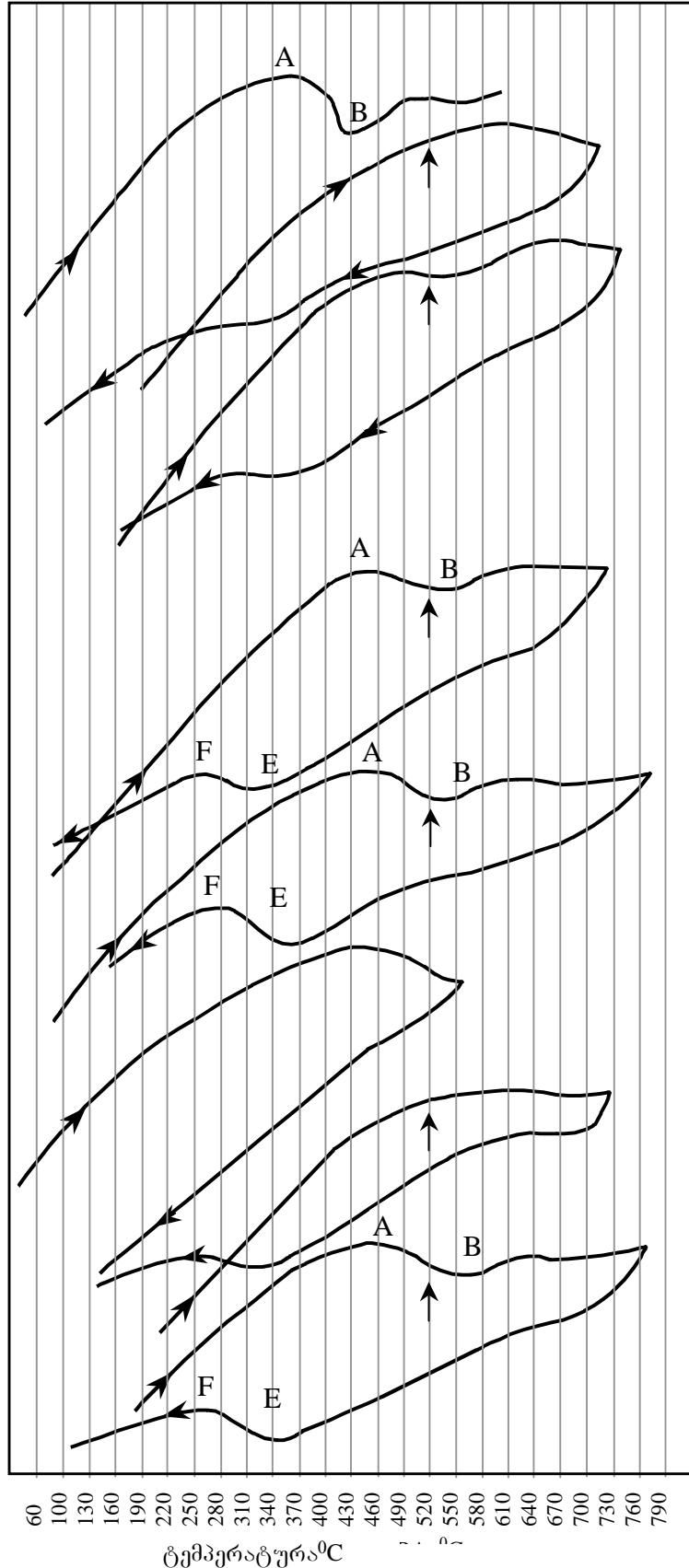
იგივე ეფექტი, ოდონდ დროის ინტერვალით 10-15 წამი, დაიკვირვება ფორმის მახსოვრობის ეფექტის კვლევისას გრეხვის და დუნების მეთოდით. გახურების ასეთი სიჩქარე მიიღწეოდა ნიმუშების გახურებით მათში ელექტროდენის გატარების ხარჯზე.

უნდა აღინიშნოს ერთი დეტალი: ფორმის მახსოვრობის ეფექტი განპირობებულია შებრუნებული მარტენსიტული გარდაქმნით (ეფექტი AB). თუმცა მისი მრავალჯერადი განმეორება დამოკიდებულია აგრეთვე „მაღალტემპერატურულ“ გარდაქმნაზე. ნახ20-ზე (a,b) მოყვანილია Ti-50.1Ta და Ti-29.8Nb შენადნების ნიმუშების ელექტროწინაღობის ტემპერატურული დამოკიდებულება, რომლებმაც აქამდე განიცადეს მრავალჯერადი გრეხვის დეფორმაციის ციკლირება. ამ დამოკიდებულების გასაზომად ნიმუში იყო წინასწარ დეფორმირებული. ფორმის აღდგენა ხდებოდა გახურების პროცესში ელექტროწინაღობის გაზომვასთან ერთად. ტემპერატურული დამოკიდებულება ნაჩვენებია შენადნებისთვის Ti-50.1Ta (ნახ. 20a) და Ti-29.8Nb (ნახ. 20b). ფორმის აღდგენა შეესაბამება ელექტროწინაღობის ტემპერატურულ ცვლილებას – AB. CD ეფექტი გამოხატულია ძალიან სუსტად. ხელმეორე გახურება გვიჩვენებს AB სრულ გაქრობას, ხოლო შენადნში Ti-29.8Nb არ არის CD, იმის მიუხედავად, რომ პირველი გახურების დროს ტემპერატურა იყო მაღალი, სტრუქტურის რეანიმაცია ხდება მესამე ან მეოთხე გახურება-გაცივების ციკლის შემდგომ.

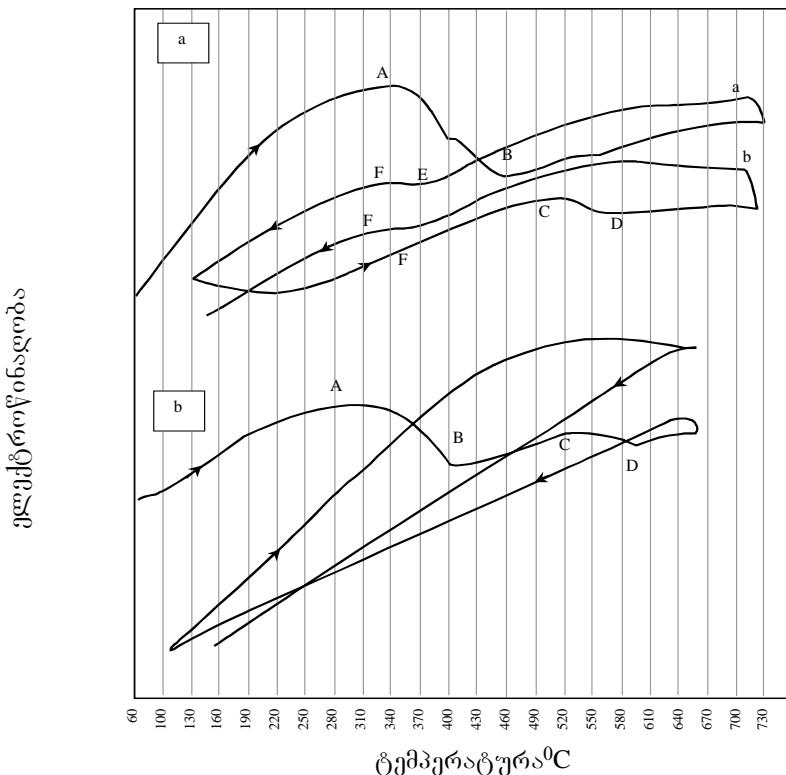


ნახ. 18. შენადნი $Ti-50.1Ta$. ელექტროჭინადობის დამოკიდებულება თერმოციკლიზმის დროს. ტემპერატურული

ქლასტროფინაცია



ნახ. 19. შენადნის Ti-25.9 Nb ელექტროწინადობის ტემპერატურული დამოკიდებულება თერმოციკლირების დროს.



ნახ. 20. შენადნი Ti-50.1Ta(a)და Ti-29.8Nb(b). ელექტროჭინადობის დამოკიდებულება ტემპერატურაზე, გრეხვის მეთოდით ფორმის ადდგენის ციკლირება ჩატარებულ შენადნში.

დილატომეტრიული გამოკვლევების დროს განსაკუთრებული ყურადღება დაეთმო ბინარულ შენადნებს Ti-Ta და Ti-Nb ($\alpha'' + \beta$) ფაზური სტრუქტურით. ასევე გამოკვლეული იქნა მრავალკომპონენტიანი შენადნების თვისებები. ნიმუშების დეფორმაცია მიმდინარეობდა გამჭიმავ მანქანაზე „INSTRON-1115“ 1-დან 12%-მდე დეფორმაციის ინტერვალში.

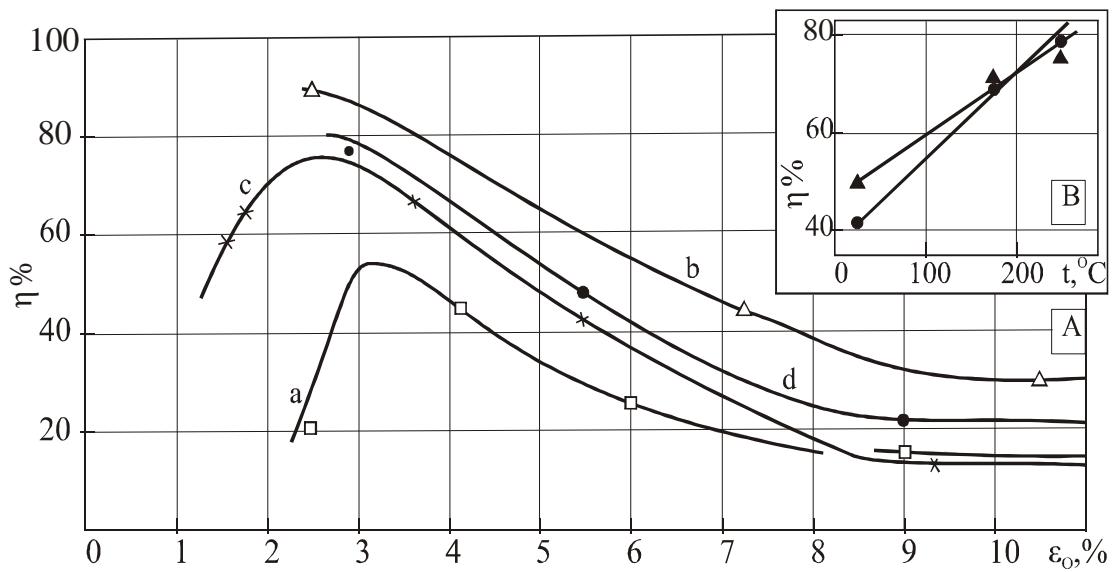
გამოსაკვლევი შენადნის ნიმუშების წრთობა ხდებოდა β -მყარი ხსნარის არსებობის ტემპერატურული არიდან. შენადნების სტრუქტურა ნაწრთობ და დეფორმირებულ მდგომარეობაში კონტროლდებოდა რენტგენოგრაფიული ანალიზით. დილატომეტრული გაზომვების მონაცემების მიხედვით აგებული ფორმის აღდგენის ხარისხის ($\eta\%$) დაგროვილ საწყის დეფორმაციაზე (ε_0) დამოკიდებულება მოყვანილია ნახ. 21A

მონაცემები მიღებულია შენადნებისთვის Ti-48.5Ta, Ti-59.8Ta, Ti-34,5 Nb და Ti-38.7 Nb (ნახ. 21A). შენადნებისთვის, თეორიული მაქსიმალური

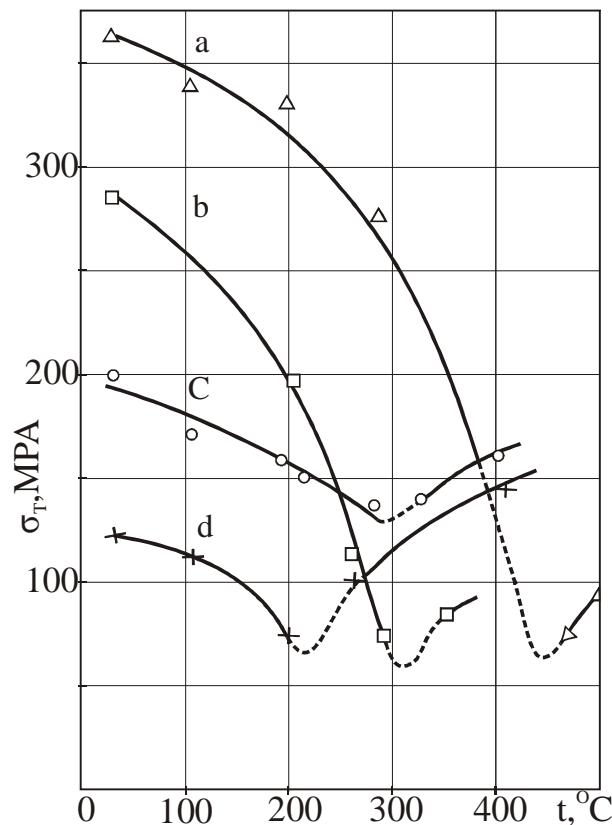
არამდგრადობის კოეფიციენტით ($K_f \sim 1$), Ti-50.1Ta და Ti-29.8Nb ($\eta\%$)-ს მნიშვნელობა ნაჩვენებია დეფორმაციის ტემპერატურაზე დამოკიდებულებით (ნახ. 21B). რაიმე სპეციალური დამუშავების გარეშე η -ს მაქსიმალურ მნიშვნელობას აფიქსირებდნენ შენადნები Ti-34.5Nb ($\eta=90\%$), Ti-48.5%Ta ($\eta=80\%$) და Ti-59.8% Ta ($\eta=75\%$). შესაბამისი დეფორმაციის ε_0 მნიშვნელობა დაახლოებით 2.5%-ია. ფორმის აღდგენის შედარებით მცირე ხარისხს $\varepsilon_0 \sim 3.3\%$ დეფორმაციის დროს ავლენს შენადნი Ti-38.7Nb.

ამ შენადნების დეფორმაცია მიმდინარეობდა ოთახის ტემპერატურაზე და ზოგიერთისთვის ოთახის $T < A_s$ ტემპერატურაზე. შენადნებისთვის Ti-50.1Ta და Ti-29.8Nb-თვის η -ს დამოკიდებულება დეფორმაციის ტემპერატურაზე ნაჩვენებია ნახ. 21B-ზე. თვითონ გაჭიმვის დეფორმაცია შეადგენდა ~3%. აშკარაა, რომ ტემპერატურის მომატება მნიშვნელოვნად ზრდის η -ს მნიშვნელობას. დეფორმაციის ტემპერატურის ზრდა მნიშვნელოვნად ამცირებს ($\beta \rightarrow \alpha''$) მარტენსიტული გარდაქმნის სასტარტო ძაბვებს. ძაბვა-დეფორმაციის დამოკიდებულების მრუდებზე ამ მნიშვნელობას შეესაბამება დენადობის პირობითი ზღვარი, მაშინ როდესაც ასეთი დენადობის დროს ფორმაცილება დაკავშირებულია დეფორმაციული მარტენსიტული გარდაქმნის მიმდინარეობასთან. ნახ.22-ზე მოყვანილია დენადობის პირობითი ზღვრის ($\sigma_{\text{დ}}$) ტემპერატურაზე დამოკიდებულება.

($\sigma_{\text{დ}}$) მნიშვნელობები მიღებული იქნა ნიმუშების იზოთერმული გაჭიმვის ($\sigma_{-\epsilon}$) მრუდებიდან. სიდიდე ($\sigma_{\text{დ}}$) აღწევს მინიმუმს, როდესაც დეფორმაცია ხდება მარტენსიტული გარდაქმნის ტემპერატურის ახლოს. Ti-48.5Ta და Ti-29.8Nb შენადნების შემთხვევაში (ნახ.22.a,b), რომლებსაც გააჩნიათ ნაწილობრივ მდგომარეობაში α'' მარტენსიტის სტრუქტურა, ($\sigma_{\text{დ}}$) მინიმუმი შეესაბამება A_s ტემპერატურებს. ($\sigma_{\text{დ}}$) მინიმუმს Ti-58.8Nb და Ti-34.5Nb (ნახ. 22c,d) შენადნებისთვის ადგილი აქვს, როდესაც დეფორმაციის ტემპერატურა M_s -ის ტოლია. A_s ან M_s -ზე მაღალი ტემპერატურების დროს დეფორმირებად შენადნებს გააჩნიათ



ნახ.21. ფორმის ადაგების ხარისხის დამოკიდებულება დაგროვილ დეფორმაციაზე ϵ_0 (A) და ტემპერატურაზე (B)



ნახ. 22. დენადობის პირობითი ზღვრის დამოკიდებულება დეფორმაციის ტემპერატურაზე შენადნებისათვის (a)Ti-48.5 წონ% Ta,(b). Ti-29.8 წონ% Nb,(c) Ti-58.8 წონ% Ta,(d). Ti-34.5 წონ%Nb.

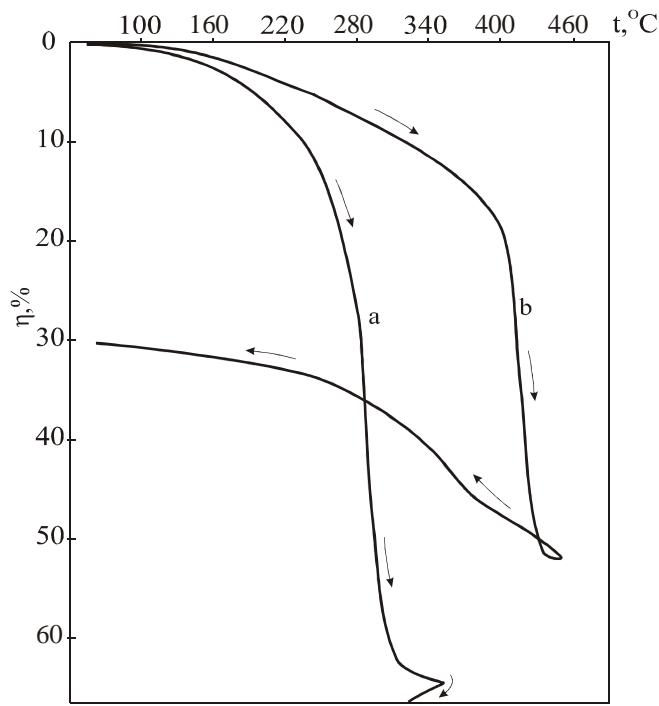
სტაბილიზირებული ბ-ფაზა. ამის გამო ($\sigma_{\text{დ}}$) მნიშვნელობები იზრდება.

შენადნებისთვის Ti-Ta და Ti-Nb ზღვრულად არამდგრადი ფაზური მდგომარეობის შესაბამისი მალეგირებელი ელემენტების კონცენტრაციით, ფორმის აღდგენის პროცესს აქვს თითქმის „ფერქებადი“ ხასიათი (ნახ.23). განსაკუთრებით მკვეთრად ეს გამოხატულია შენადნში Ti-50.1Ta. ოთახის ტემპერატურიდან $\sim 400^{\circ}\text{C}$ -მდე გახურებისას საკმაოდ „მდორედ“ მიმდინარე ფორმაცვლილების შემდეგ ფორმის მკვეთრი აღდგენა სრულდება 20°C ზომის ინტერვალში. შენადნში Ti-29.8Nb (ნახ. 23a) „მდორედ“ აღდგენის პროცესი სრულდება უფრო დაბალ ტემპერატურაზე.

გაჭიმვის დროს ფორმის აღდგენის ხარისხი მცირეა-საწყისი დაგროვილი დეფორმაცია არის $\varepsilon_0 = 4.4\%$ და $\varepsilon_0 = 4.1\%$, შესაბამისად Ti-29.8 Nb და Ti-50.1Ta შენადნებისთვის.

დილატომეტრულმა გაზომვებმა მრავალკომპონენტიან შენადნებში გამოავლინა გახურების დროს მიმდინარე გარდაქმნების კომპლექსური ხასიათი, ნახ. 24-ზე წარმოდგენილია Ti-Ta-Mo და Ti-Ta-Mo-V შენადნების ტიპიური დილატოგრამები. შენადნები ნაწილობი იყო ორსათაიანი დაყოვნების შემდეგ 1000°C -დან Ti-Ta-Mo შენადნის შემთხვევაში ნიმუშების ზომის შემცირება 430 - 520°C ტემპერატურულ ინტერვალში სრულ შესაბამისობაშია $(\alpha'' \rightarrow \beta)$ მარტენიტული გარდაქმნის წარმოდგენასთან. ამას ადასტურებს f^2 -ის ტემპერატურაზე დამოკიდებულების მრუდებზე შესაბამისი მინიმუმები (ნახ. 25c). რენტგენოგრაფიული ფაზური ანალიზის მიხედვით ამ შენადნს წრთობის შემდეგ გააჩნდა $(\alpha'' + \beta)$ ფაზური შემადგენლობა.

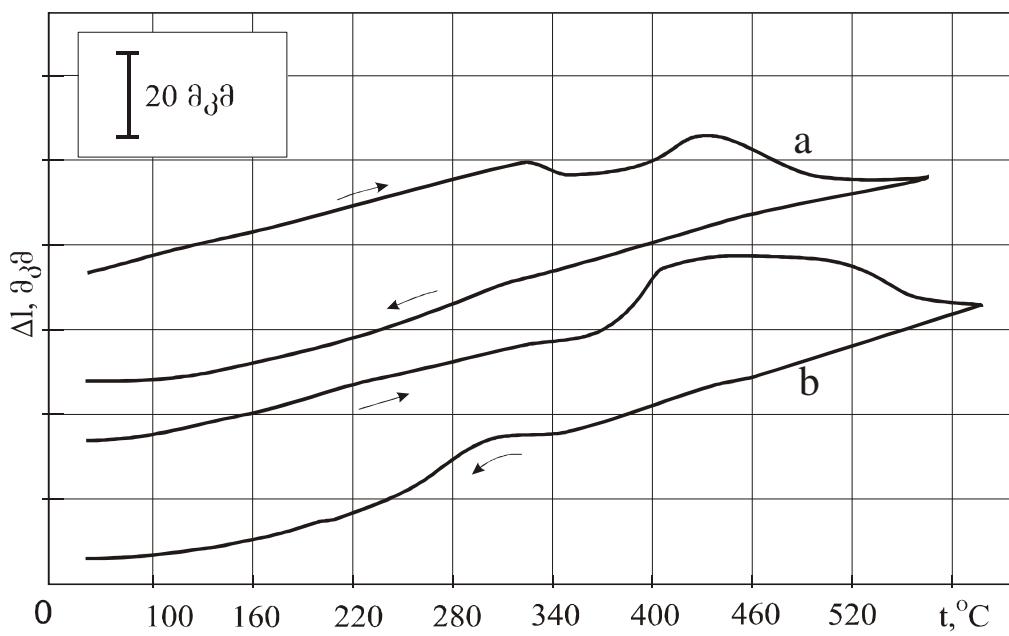
Ti-Ta-Mo-V შენადნის (ნახ. 24.b) დილატოგრამაზე არ იყო მკვეთრად გამოხატული მინიმუმი 340 - 380°C ტემპერატურულ ინტერვალში, Ti-Ta-Mo შენადნის ანალოგიურ შემთხვევაში (ნახ 24a). ამის ნაცვლად ინტერვალში 370 - 410°C ხდება მკვეთრი დაგრძელება, რომლის შემდგომ ნიმუშის ზომა არ იცვლება $\sim 500^{\circ}\text{C}$ -მდე გახურებისას. შემდგომი შეკუმშვა დაკავშირებულია “მაღალტემპერატურულ” გარდაქმნასთან. შენადნის ნიმუშის $\sim (410$ - 500°C) ინტერვალში ზომის ცვლილების არქონა



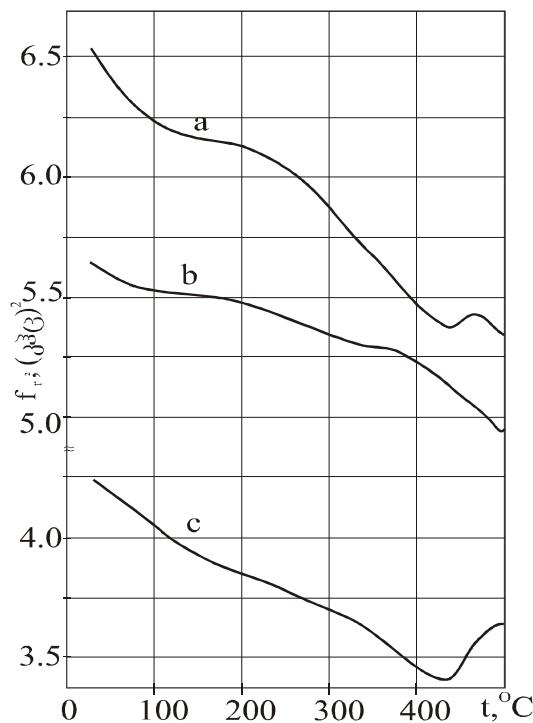
ნახ. 23. ადგენილი (გახურების დროს) და შებრუნებული (გაცივების დროს) ფორმაცვლილების ტემპერატურული დამოკიდებულების მრუდები შენადნებისათვის. Ti-29.8 წონ% Nb (a) ($T_{დ}=250^{\circ}\text{C}$) და Ti-50.1წონ% Ta (b) ($T_{დ}=250^{\circ}\text{C}$) წინასწარი დეფორმაციის სხვადასხვა ხარისხით (a) $\varepsilon_0=4,4\%$, (b) $\varepsilon_0=4,1\%$.

მიუთითებს სითბური გაფართოების საწინააღმდეგო სტრუქტურულ ცვლილებაზე. ნახ. 25-b-ზე, ასეთი გარდაქმნის ტემპერატურული ინტერვალი მუდავნდება f^2 -ის ტემპერატურული დამოკიდებულების მრუდის დახრილობის ზრდით. ეს პროცესი ნაკლები სიმკვეთრით არის გამოხატული ელექტროწინაღობის ტემპერატურაზე დამოკიდებულების და დიფერენციალური თერმული ანალიზის მრუდებზე Ti-Ta-Mo-V შენადნისათვის.

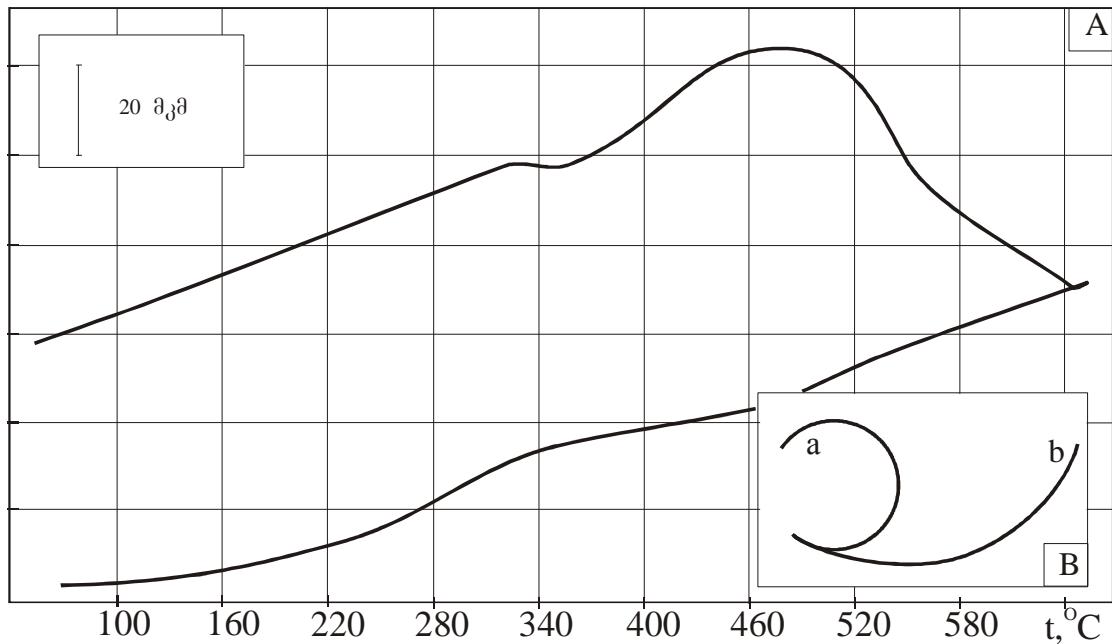
მრავალკომპონენტიანი შენადნების ქცევის ზოგიერთი თავისებურება წარმოდგენილია Ti-Ta-Mo-V სისტემის მაგალითზე (ნახ. 24 და 26). გახურებას ექვემდებარებოდნენ შენადნები, როგორც საწყის ნაწრთობ, ისე ოთახიდან $\div 250^{\circ}\text{C}$ -ს ტემპერატურულ ინტერვალში დეფორმირებულ $(\varepsilon_0 \sim 4\%)$ მდგომარეობაში. ყველა შემთხვევაში გახურებას მივყავდით ნიმუშების ზომების შემცირებამდე ტემპერატურულ ინტერვალებში $\sim (300 \div 350^{\circ}\text{C})$ და $\sim (460 \div 600^{\circ}\text{C})$. უფრო მაღალ ტემპერატურებზე დეფორმირებული ნიმუშების დამოკლება



ნახ. 24. Ti-7.8Ta-8.1Mo (a) და Ti-5.1Ta-4.9 Mo-4.9V (b) ნაწრთობი შენადნების დილატოგრამები.



ნახ. 25. იუნგის მოდულის (რეზონანსული სიხშირის გვადრაფის ერთეულებში) ტემპერატურული დამოკიდებულება შენადნებისთვის: Ti-7.5Nb-7.4 Mo (a), Ti-5.1. Ta-4.9 Mo-4.9V, Ti-7.8 Ta-8.1 Mo (c).



ნახ. 26. შენადნი 200°C-ზე დეფორმირებული შენადნის დილატოგრამა დაგროვილი დეფორმაციით $\varepsilon_0 \sim 3\%$. B. დუნგით დეფორმირებული შენადნის ნიმუშის საწყის მდგომარეობაში (a) და 700°C-მდე სწრაფი გახურების შემდეგ (ნიმუშის ფირფიტის სისქე 0.3მმ) (b).

რამდენჯერმე მეტია, შესაძლებელია „მაღალტემპერატურული“ ფორმის მახსოვრობის ეფექტის გამოც. ფორმის მახსოვრობის ეფექტზე Ti-Ta-Mo-V შენადნში მიუთითებს აგრეთვე მისი გამოცდა დუნგაზე (ნახ. 26B). დეფორმირებული ნიმუშის ფორმა წარმოდგენილია ფიგურით (a). 700°C-მდე გახურებულ დუმელში შეტანის შედეგად სწრაფი გახურების გამო ხდებოდა ფორმის ნაწილობრივი აღდგენა (b).

შენადნების გრეხვითი დეფორმაციით კვლევისათვის გამოიყენებოდა კვადრატული კვეთის ნიმუში (1,2X1,2)მმ, სიგრძით 50მმ. ნიმუშები მზადდებოდა შენადნების გაგლინური ფირფიტებიდან ელექტროერზიულ ჩარხზე ჭრის მეთოდით.

ფირფიტების თერმული დამუშავება ხდებოდა ვაკუუმში 900-1000°C ტემპერატურაზე 1 საათის განმავლობაში. გრეხვის დანადგარზე ნიმუშის ტემპერატურა და გრეხვის კუთხე ფიქსირდებოდა ავტომატურად. გახურება მიმდინარეობდა ელექტროდენის გატარებით ნიმუშში. გახურების სიჩქარე იცვლებოდა წამში ერთეული გრადუსიდან

ასეულ გრადუსამდე ოთახის ტემპერატურიდან÷800°C ტემპერატურულ ინტერვალში. გაცივება ძირითადად ხდებოდა ელექტროენერგიის მიწოდების შეწყვეტით, პაკერზე გაცივებით.

გრეხევითი გამოცდის დანადგარის კონსტრუქცია უზრუნველყოფდა: ნიმუშის ბოლოს მყარად დაფიქსირებას, ერთ-ერთ დამჭერზე სხვადასხვა მაბრუნებელი მომენტის მოდებას, ძაბვის გაზომვას, ბერკეტის მოქმედების პრინციპით, ნიმუშის ერთ-ერთ დამჭერთან მოთავსებულ ტენზომეტრულ გადამწოდზე, ძაბვის და ტემპერატურის გაზომვას ელექტრული სიგნალების სახით, თვითმწერზე რეგისტრაციით. დეფორმაციის გამომწვევი ძაბვა σ გამოითვლებოდა მოქმედი ძალის მომენტით. ძაბვის მოდება და მოხსნა ხორციელდებოდა ლიფტის მეშვეობით. σ მნიშვნელობა იცვლებოდა 40-დან 250მპა-მდე ფორმის აღდგენის ხარისხი უ გამოითვლებოდა დეფორმაციის ტემპერატურაზე დამოკიდებულების მრუდების (ნახ.27) მიხედვით ფორმულით:

$$\eta = \frac{\varepsilon_{\text{დღ}}}{\varepsilon_0} \times 100\% \quad [3.1.1.]$$

სადაც ε არის წინასწარი (ნარჩენი) დეფორმაცია, ხოლო $\varepsilon_{\text{დღ}}$ შენადნის გახურების შედეგად აღდგენილი დეფორმაცია.

გრეხევის დეფორმაცია გამოითვლებოდა ფორმულით:

$$\varepsilon = \frac{\Phi}{\ell} r \quad [3.1.2.]$$

სადაც Φ გრეხევის კუთხეა, r ნიმუშის კვეთის რადიუსია, ℓ ნიმუშის მუშა ნაწილის სიგრძეა. დეფორმაციისა და ფორმის აღდგენის ტემპერატურული რეჟიმის შერჩევა ხდებოდა შენადნებში ფაზური გარდაქმნების კომპლექსური კვლევების საფუძველზე. მახასიათებელი სიდიდეები და გარდაქმნის ტიპი დადგენილი იქნა ნიმუშის დიფერენციალური თერმული ანალიზის, კუთრი სითბოტევადობის და ელექტროწინაღობის ტემპერატურაზე დამოკიდებულების საშუალებით.

შენადნების დამუშავების თერმომექანიკურ რეჟიმთან მაქიმალურად მიახლოების მიზნით გაზომვები ტარდებოდა თერმოციკლირების მეთოდით. ხდებოდა აგრეთვე ნიმუშის გახურების სიჩქარის ვარიაციაც.

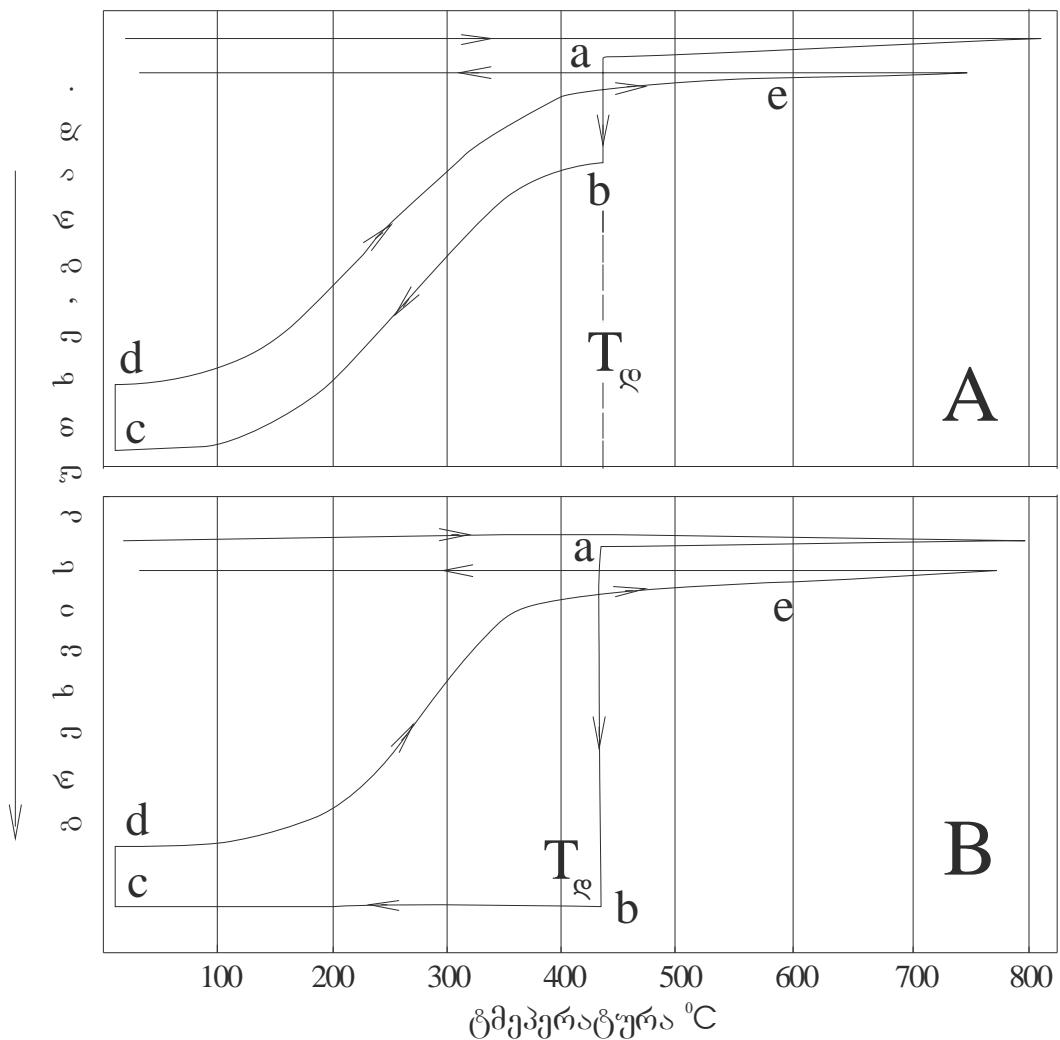
განსაკუთრებით პერსპექტიულები პრაქტიკული თვალთახედვით აღმოჩნდნენ ტიტანის ტანტალთან შენადნები 43-დან 60% Ta კონცენტრაციის ინტერვალში, აგრეთვე შენადნები ნიობიუმთან 26%-დან 34% Nb კონცენტრაციის ინტერვალში. შენადნები ხასიათდებიან პირდაპირი და შებრუნებული მარტენსიტული $\beta \leftrightarrow \alpha''$ გარდაქმნის შედარებით მაღალი ტემპერატურებით. ასეთი შენადნების სტრუქტურა ამ კონცენტრაციით წარმოადგენს ორთორომბულ α'' მარტენსიტს („გადაჯერებულს“ α -ფაზის მიმართ), ანდა ძირითად α'' -ფაზას და მეტასტაბილურ β -ფაზას მცირე რაოდენობით. ამაში უნდა აისახოს ფაზების არასტაბილურობა და მთავარი დეფორმაციების (ε_1 , ε_2 , ε_3) მნიშვნელოვანი სიდიდე.

ნიმუშების გრეხვითი დეფორმაციის გამოცდა ტარდებოდა, როგორც ცალკეული ციკლებით - „დეფორმაცია – ფორმის აღდგენა“, ასევე მათი ციკლური გამეორებით. ფორმის აღდგენა ხორციელდებოდა, როგორც თავისუფალი, ასევე მუდმივად მოქმედი გარე ძაბვის ზემოქმედების ქვეშ.

გამოიყენებოდა ნიმუშების დეფორმაციის სამი სქემა.

გრეხვის დეფორმაცია I სქემით ($\sigma_{\text{დ}} = \text{const}$, $T_{\text{დ}}$ იცვლებოდა) რაღაც ($T_{\text{დ}}$) ტემპერატურამდე გახურებულ ნიმუშზე მოქმედებდა დეფორმაციის გამომწვევი ზღვრული სიდიდის ($\sigma_{\text{დ}}$) ძაბვა. ძაბვის მოდების შემდეგ ნიმუშში გამავალი ელექტროდენი ითიშებოდა. დეფორმაცია ხდებოდა შენადნის ბუნებრივი გაცივების პროცესში ოთახის ტემპერატურამდე $\sigma_{\text{დ}}$ ძაბვის მუდმივი მოქმედებისას.

ასეთი დეფორმაციის განსაკუთრებულობა გამოიხატება ზღვრული გარე ძალის მოქმედებაში. ეს ძალა ქმნის მუდმივი სიდიდის დეფორმაციის ($\sigma_{\text{დ}}$) ძაბვას. ნახ. 28-ზე წარმოდგენილია ფორმის მახსოვრობის ეფექტის გამომჟღავნების დამახასიათებელი დეფორმაციის (გრეხვის კუთხე ფ) ტემპერატურაზე დამოკიდებულების მრუდი. OA აღწერს ნიმუშის დეფორმაციის ტემპერატურამდე ($T_{\text{დ}}$) „ზევიდან“ გახურებას. AM - შეესაბამება გრეხვას ($\sigma_{\text{დ}}$) მოქმედებით.



ნახ. 27. დეფორმაციის ორი ტიპი A. დატვირთვა T_d -ზე (ab). გაცივება გარე ძაბვის მოქმედების დროს (bc). განტვირთვა (cd). ფორმის აღმდეგნი გახურება თვისუფალ მდგომარეობაში (de). B. დატვირთვა T_d -ზე (ab). გაცივება მუდმივი გარე დატვირთვის ქვეშ (bc). განტვირთვა (cd). გახურება თავისუფალ მდგომარეობაში (de).

ამ დეფორმაციაში შედის დრეკადი კომპონენტი, რომლის ნახვა შეიძლება $\sigma_{\text{დ}}$ მოხსნის შემთხვევაში. დრეკადი დეფორმაციის სიდიდეა MN.

შემდგომი დატვირთვა აღადგენს მის მნიშვნელობას. პლასტიკურობის საბოლოო წილი, განმეორებითი დატვირთვის დროს არის (AB-MN). დატვირთვის დროს ხდებოდა ელექტრული დენის გამორთვა. BC აღწერს ბუნებრივ გაცივებას ($\sigma_{\text{დ}}$) მუდმივი მოქმედების ქვეშ. DC არის დეფორმაციის გამომწვევი ძაბვის მოხსნის შემდეგ დრეკადი დეფორმაციის რელაქსაცია ოთახის ტემპერატურაზე. ამგვარად A და D წერტილების დონეებს შორის სხვაობა შეესაბამება საწყის დეფორმაციას, ხოლო D და E წერტილების დონეებს შორის – აღდგენილ ფორმას. დეფორმაციის აღდგენის ხარისხი გამოითვლებოდა (ED/AD) შეფარდებით.

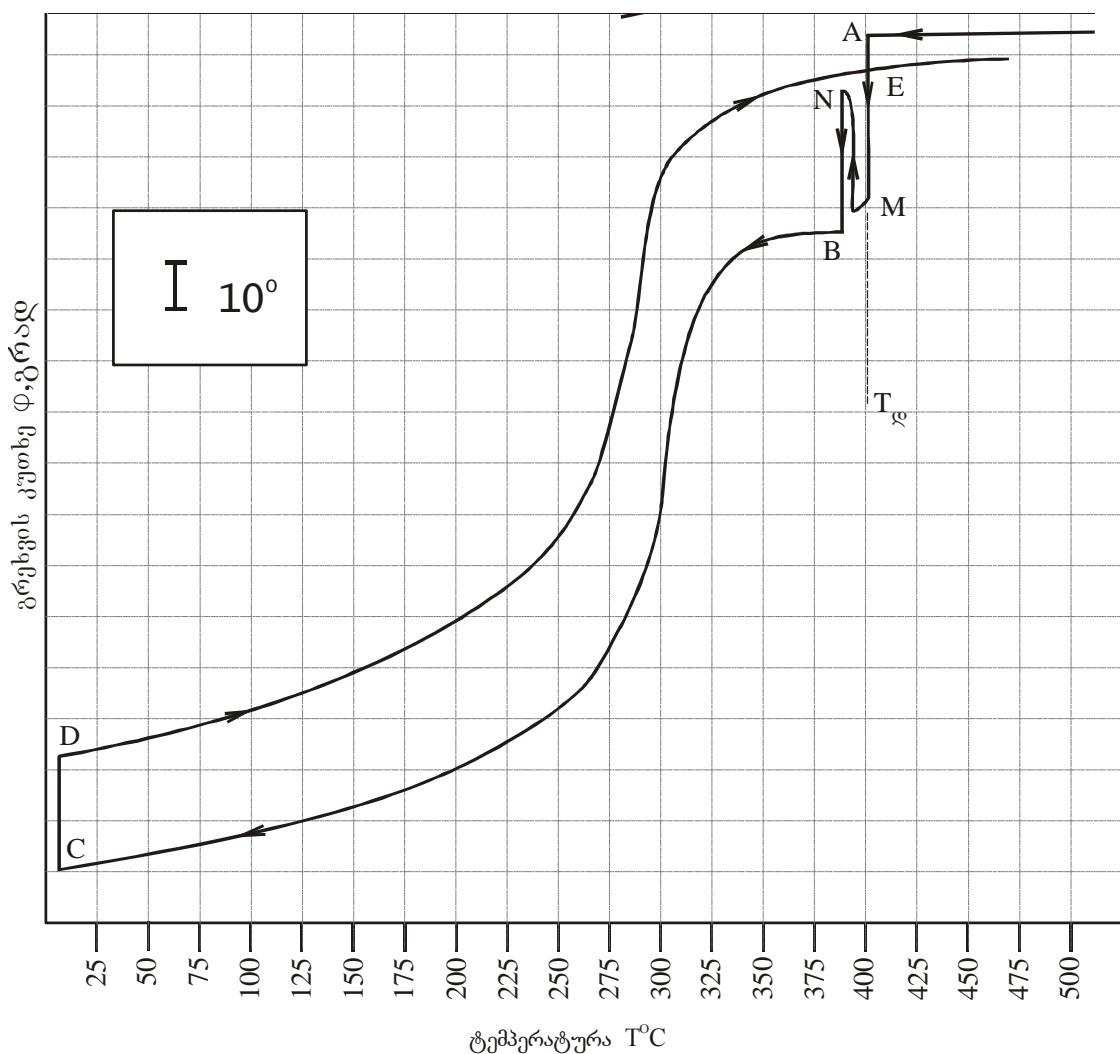
დეფორმირებული ნიმუშის ფორმის აღდგენისათვის გახურება ხდებოდა ~ 10 წამის განმავლობაში. ნახ. 28 მიღებულია შენადნისთვის Ti – 29,8 Nb. ნარჩენი დეფორმაციის ე~ 7,3 % დროს ფორმის აღდგენის ხარისხი η~ 96 %-ია.

გრეხვის დეფორმაცია II სქემით ($T_{\text{დ}} = \text{const}$) დეფორმაციით გამოწვეული გარკვეული სიდიდის $\sigma_{\text{დ}}$ ძაბვით მთავრდებოდა უცვლელი ტემპერატურის ($T_{\text{დ}}$) პირობებში. ამის შემდეგ ძაბვა იხსნებოდა და გაცივება ოთახის ტემპერატურამდე მიმდინარეობდა გარე ძალების მოქმედების გარეშე.

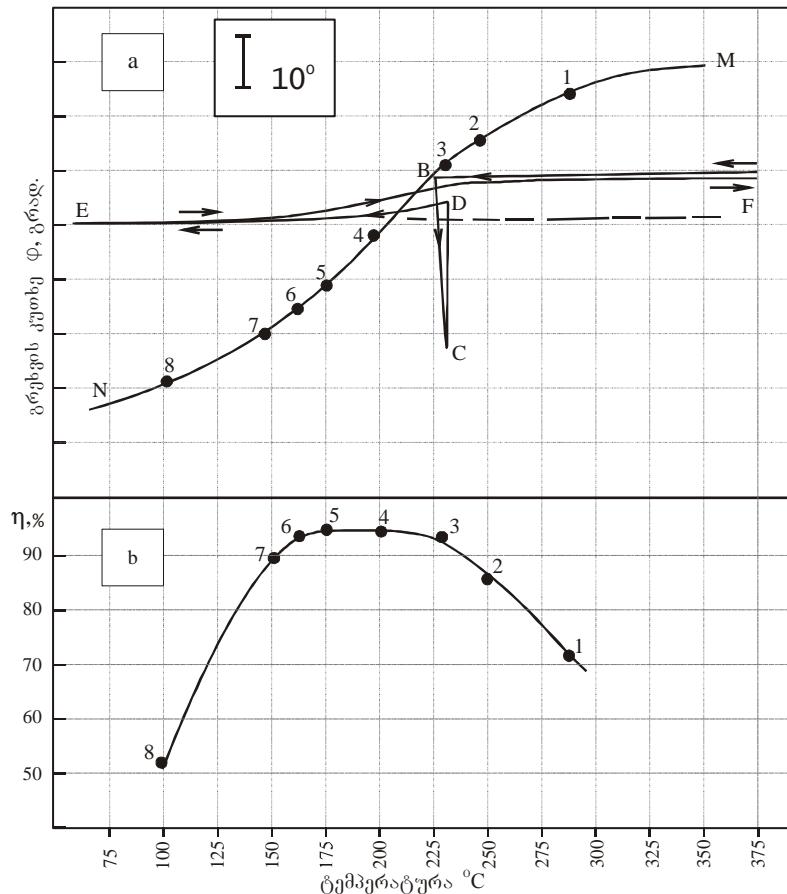
არჩეულ ($T_{\text{დ}}$) ტემპერატურამდე მიღწევა ხდებოდა ორი გზით: ოთახის ტემპერატურიდან $T_{\text{დ}}$ - მდე გახურება „ქვევიდან“ და უფრო მაღალი ტემპერატურიდან (მაგალითად 700-800 °C) გაცივებით $T_{\text{დ}}\text{-მდე, გახურება „ზევიდან“}$.

პრაქტიკულად ყველა შემთხვევაში ცდებმა აჩვენეს, რომ გახურების სიჩქარე „ქვევიდან“ უნდა იყოს მაღალი ~10 წამი, რადგან Ti-Nb სისტემის შენადნში ეს თავიდან გვაცილებს ღვაზის წარმოქმნას, რაც კატასტროფულ გავლენას ახდენს ფორმის მახსოვრობის ეფექტზე.

ცდები ტარდებოდა იმ თანმიმდევრობით, რომლის სქემაც მოცემულია ნახ. 29.

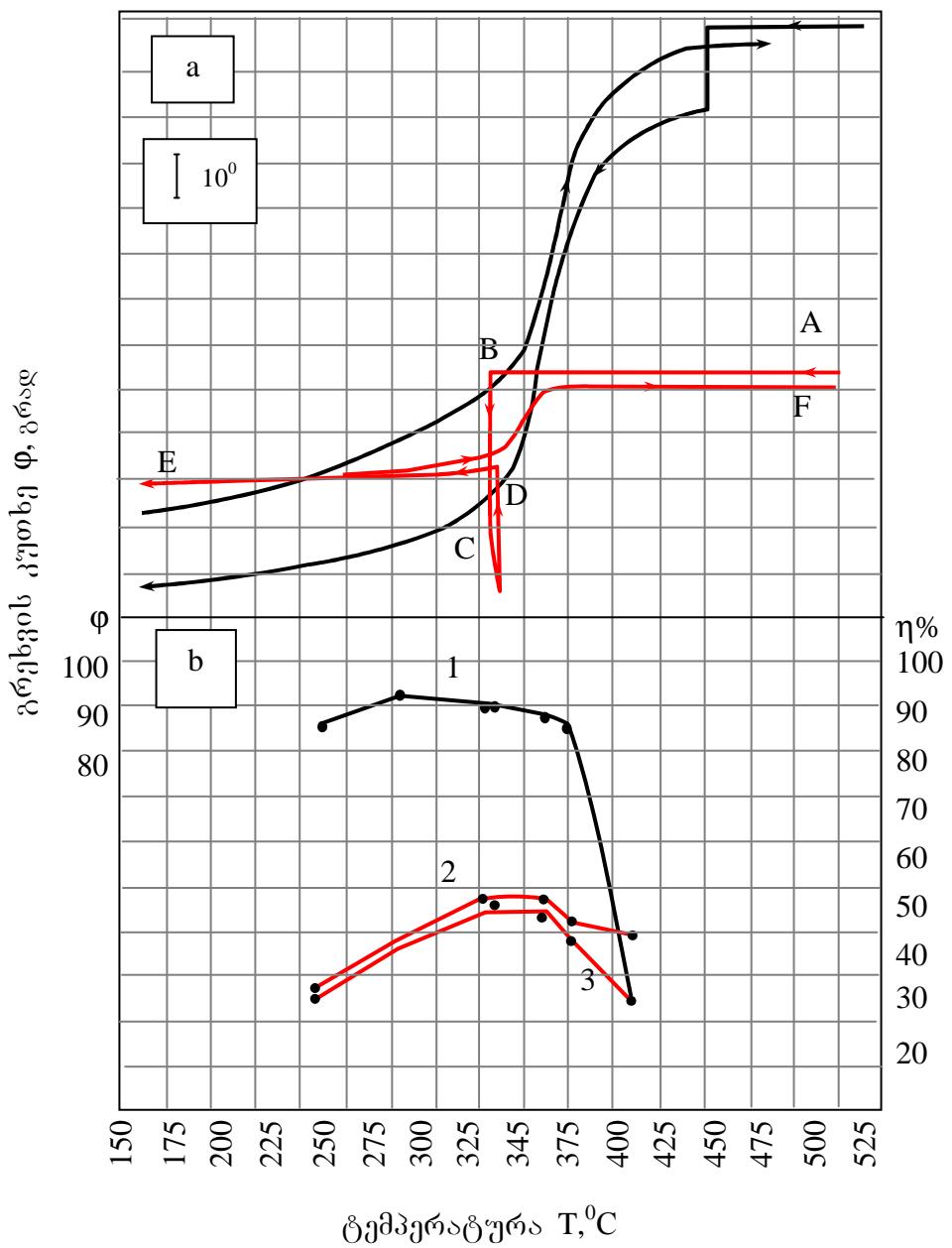


ნახ. 28. შენადნი $\text{Ti}-29,8\text{Nb}$. ფორმის მახსოვრობის ეფექტის გამოვლენის ციკლის გრექსის გუთხის ტემპერატურული დამოკიდებულების დამახასიათებელი დიაგრამა (დეფორმაცია გაცივების დროს მუდმივი ძაბვის $\sigma_{\text{დ}}$ მოქმედებისას).

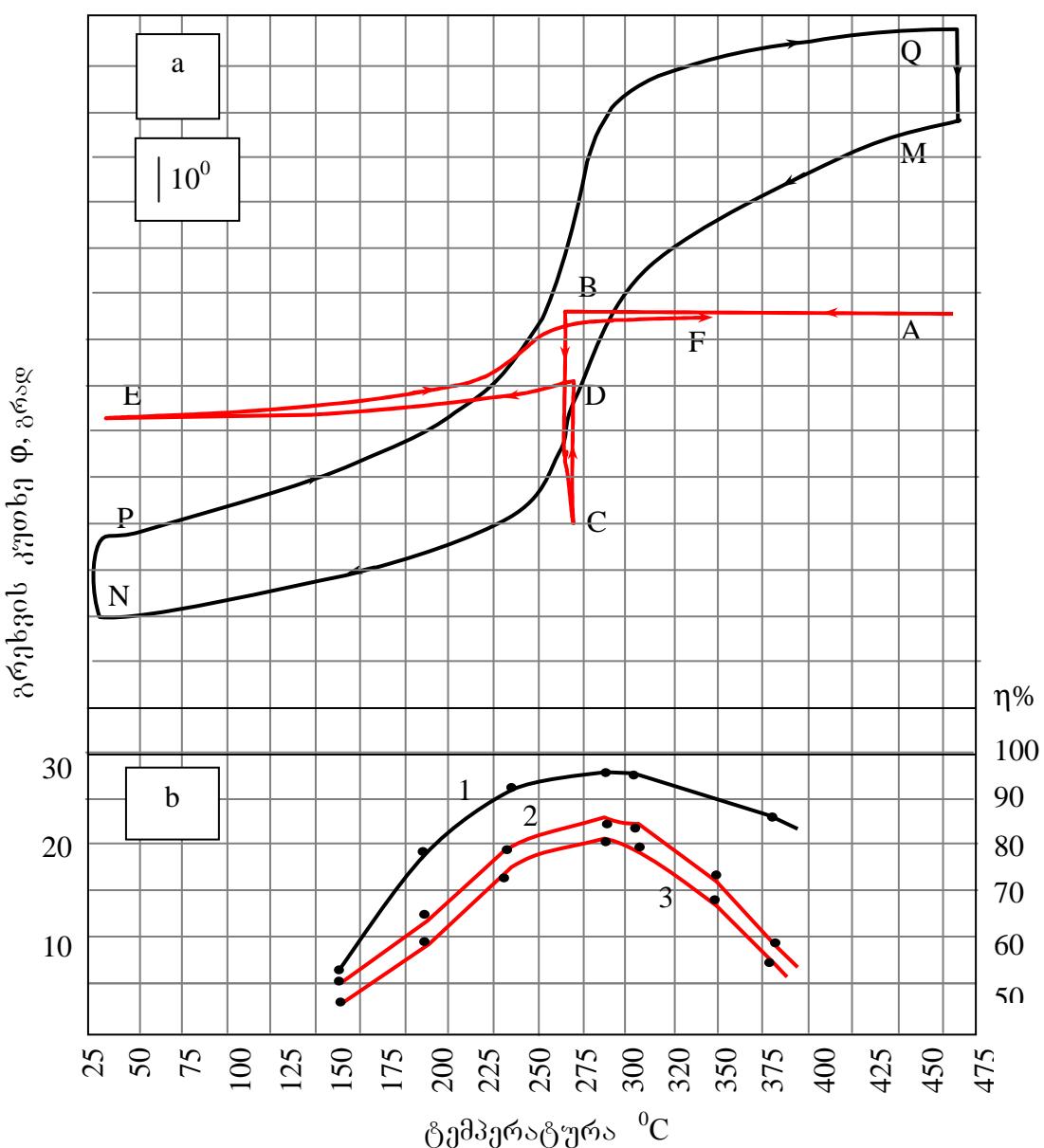


ნახ. 29. შენადნი $Ti-33.1\%Nb$ გრეხვის კუთხის (a) და ფორმის აღდგენის (b) ტემპერატურული დამოკიდებულება.

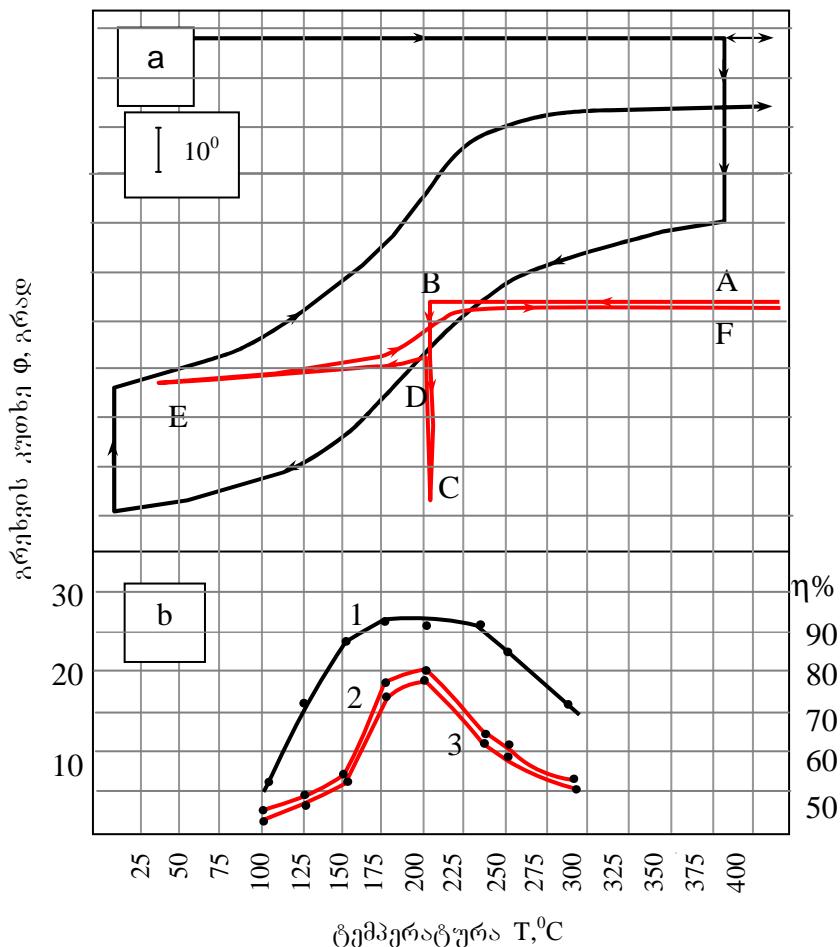
ნახ. 29(a) MN მრუდი არის ნიმუშის დეფორმაციის ჩანაწერი ($T_{\text{დ}}$) ტემპერატურიდან გაცივებისას ოთახის ტემპერატურამდე ($\sigma_{\text{დ}}$) ძაბვის განუწყვეტელი მოქმედების დროს. შემდეგ ეტაპზე ხდებოდა წინაწარ ნაგულისხმები დეფორმაციის ტემპერატურების არჩევა ($T=\text{const}$). მაგალითად MN მრუდზე 1,2,3...8 წერტილების შესაბამისი ტემპერატურა. ნებისმიერ ამ ტემპერატურამდე გახურება ხდებოდა „ზევიდან“. გარკვეული ზღვრული მნიშვნელობის $\sigma_{\text{დ}}$ ძაბვის ზემოქმედებით ხდებოდა დეფორმაცია. მას შეესაბამება მონაკვეთი BC . ამის შემდეგ დატვირთვა იხსნებოდა. ნიმუშის გაცივება (DE) მიმდინარეობდა თავისუფალ მდგომარეობაში. ოთახის ტემპერატურის მიღწევის შემდეგ ხდებოდა გახურება, რომელიც უზრუნველყოფდა ფორმის აღდგენას (EF). ნახ. 29(a)-დან აშკარაა, რომ საწყისი დეფორმაცია შეესაბამება კუთხეების სხვაობას B და E დონეებს შორის.



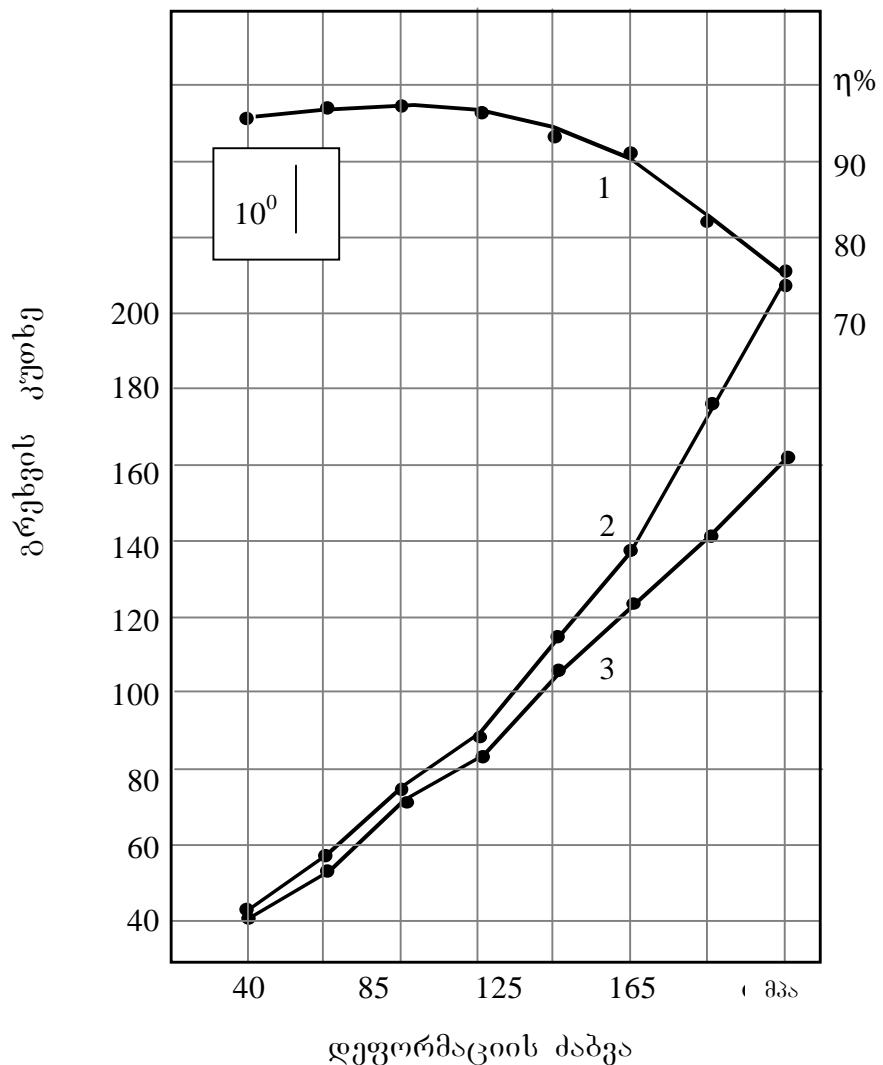
ნახ. 30. შენადნი $Ti - 50.1 Nb$ (a) – I და II სქემის დეფორმაციის სურათების ზედღება. (b) გრეხვის კუთხის და ფორმის აღდგენის ხარისხის ტემპერატურული დამოკიდებულება. 1-ფორმის აღდგენის ხარისხი. 2-დაგროვილი დეფორმაცია. 3-აღდგენილი დეფორმაცია.



ნახ. 31. შენადნი $\text{Ti}-29,8\text{Nb}$.(a)-I და II სქემით დეფორმაციის სურათების ზედღება (b)-გრეხის პუთხის და ფორმის აღდგენის ხარისხის ტემპერატურული დამოკიდებულება. 1-ფორმის აღდგენის ხარისხი; 2-დაგროვილი დეფორმაცია; 3-აღდგენილი დეფორმაცია.



ნახ. 32. შენადნი $\text{Ti}-31.1\text{Nb}$.(a)-I და II სქემით დეფორმაციის სურათების ზედღება. (b)-გრეხვის პუთხის და ფორმის აღდგენის ხარისხის ტემპერატურული დამოკიდებულება. 1-ფორმის აღდგენის ხარისხი, 2-დაგროვილი დეფორმაცია, 3-აღდგენილი დეფორმაცია.



ნახ. 33. შენადნი $Ti-25.6Nb$. 1-ფორმის აღდგენის ხარისხი, 2-დაგროვილი დეფორმაცია, 3-აღდგენილი დეფორმაციის ტემპერატურული დამოკიდებულება.

ანალოგიური გაზომვა ტარდებოდა ყველა არჩეულ ტემპერატურაზე. ფორმის აღდგენის ხარისხი გამოითვლებოდა

BE და EF დონეების შეფარდებით. ეს მნიშვნელობები ნაჩვენებია ნახაზზე 29(b). ყველა შემთხვევაში ეს ტემპერატურაზე დამოკიდებულება ხასიათდება მაქსიმუმის არსებობით. ეს საშუალებას გვაძლევს ავირჩიოთ ისეთი $T=const$, რომლის დროსაც დეფორმაცია და ფორმის აღდგენის ხარისხი იქნება ყველაზე დიდი. აუცილებელია აღინიშნოს, რომ (σ_y) ერთნაირი მნიშვნელობის დროს I სქემის მიხედვით დაგროვილი დეფორმაცია ყოველთვის მეტია II სქემით

მიღებულ მნიშვნელობებზე. ეს ხდება იმიტომ, რომ დეფორმაციის დაგროვება პირველ შემთხვევაში გრძელდება (σ_{f})-დან გაცივების მთელი პერიოდის განმავლობაში. ამის გარდა I სქემაში არ არის აუცილებელი დეფორმაციის ხელსაყრელი (T_{d}) ტემპერატურის ზუსტი შერჩევა. მოდებული ძაბვა ავტომატურად გადის მარტენსიტული გარდაქმნისათვის ხელსაყრელ ტემპერატურულ ინტერვალს.

ასეთი ტიპის კონკრეტული დამოკიდებულებები ტიტანი - 25,9 %, 29,8% და 31,1%Nb შენადნებისთვის მოყვანილია ნახაზებზე 30,31,32 აშკარაა დაგროვილი დეფორმაციის და ფორმის აღდგენის ხარისხის დამოკიდებულება მოქმედი ძაბვის სიდიდესთან. ეს გამოხატულია ნახ.33-ზე.

მესამე მეთოდი. T_{d} ტემპერატურის მიღწევის შემდეგ ნიმუში იტვირთებოდა დეფორმაციის დაგეგმილ სიდიდემდე. ნიმუშის ბოლოები მყარად ფიქსირდებოდა დამჭერებში. ხდებოდა შენადნის ნიმუშის გაცივება ოთახის ტემპერატურამდე, ნიმუშის გათავისუფლება და შემდგომი გახურება (ნახ.27B).

T_{d} ტემპერატურის მიღწევა შეიძლებოდა ოთახის ტემპერატურიდან („ქვევიდან“) გახურებით და $800-850^{\circ}\text{C}$ -დან გახურების შემდეგ გაცივებისას („ზევიდან“).

თუმცა ფაზებში ელემენტების კონცენტრაციის ინტენსიური დიფუზიური ცვლილებისას ან წვრილდისპერსიული ვ-ფაზის გამოყოფისას, ფორმის მახსოვრობის ეფექტი მკვეთრად უარესდებოდა. ერთ-ერთი მაგალითი მოყვანილია ნახ. 34-ზე.

მრუდი (1) – დატვირთვის პირველი ციკლი - აღდგენა მუდმივად მოქმედი დატვირთვის ქვეშ, გაცივება და შემდგომი გახურება. (2) ციკლის დროს დატვირთვა – აღდგენა ხდებოდა (1) ციკლის დასრულებისთანავე დეფორმაციის პირველი მეთოდით. თუმცა აღმდგენი გახურების შემდეგ ნიმუში ცივდებოდა. მესამე და მეოთხე ციკლი იწყებოდა T_{d} -მდე გახურებისას „ქვევიდან“. ფორმის მახსოვრობის ეფექტის გაუარესება აშკარაა. შემდგომი გახურება $800-850^{\circ}\text{C}$ - მდე და T_{d} -მიღწევა „ზევიდან“ გაცივებით მეხუთე ციკლში აღადგენს მახსოვრობის ეფექტს.

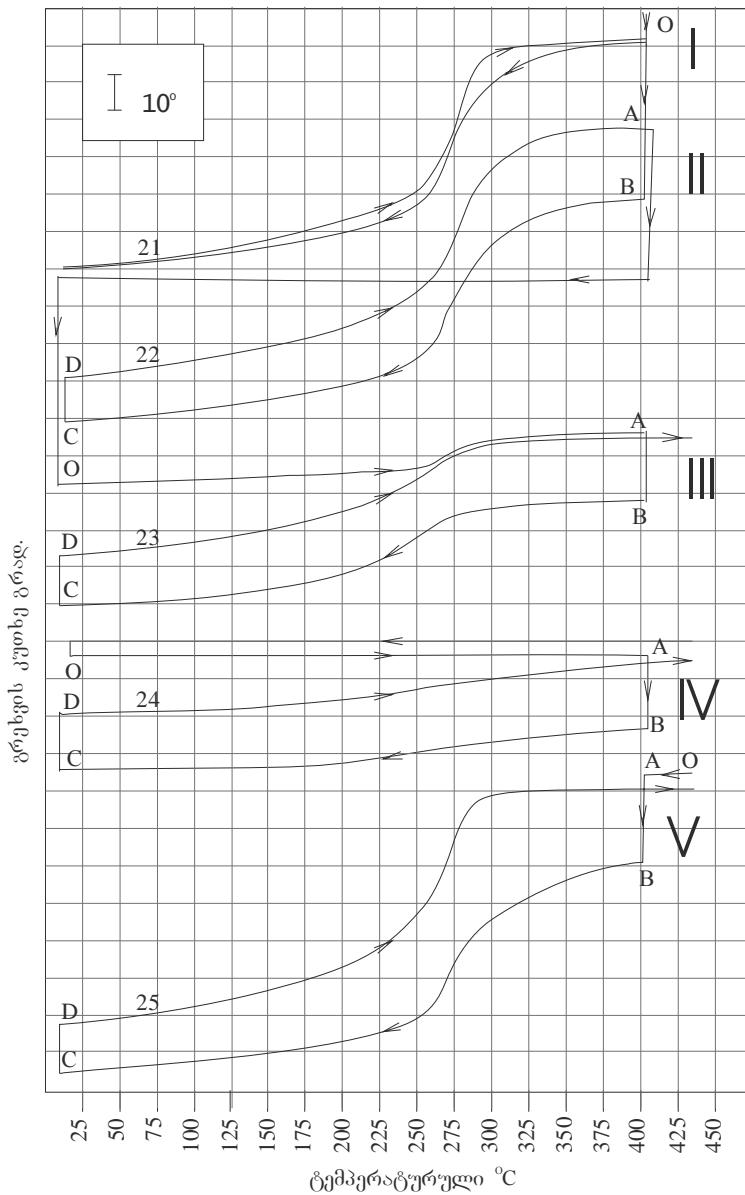
ბუნებრივია, რომ „მასესოვრობის” გაუარესების ხარისხი დამოკიდებული იყო T_c -მდე გახურების სიჩქარეზე (ნახ.35). შენადნების უმეტესობისათვის გახურების სიჩქარის შერჩევით შესაძლებელი იყო აღმდგენი უნარის სრული გამოვლენა. არსებული წარმოდგენების მიხედვით α'' მარტენსიტიანი სტრუქტურის შენადნების დეფორმაციას მივყავართ სხვადასხვა თრიენტაციის მიკროდომენების ურთიერთშთანთქმამდე და დეფორმაციის ორიენტაციის მაკროდომენის ფორმირებამდე. სწორედ ეს უზრუნველყოფს მაკროაღდღენას შებრუნებული $\alpha'' \rightarrow \beta$ გარდაქმნის დროს. აშკარაა, რომ გრეხვითი დეფორმაციის დროს აღდგენის თავისებურება შეიძლება დაგაგშირებული იყოს დეფორმაციის რადიალურად განაწილების ხარისხთან.

Ti-Ta და Ti-Nb სისტემის შენადნებისთვის η და ϵ დამოკიდებულება მოყვანილია ნახაზებზე 36 და 37. მცირე დეფორმაციების შემთხვევაში η ახლოა 100%-თან და მცირდება ϵ ზრდასთან ერთად. ასეთი შემცირების პირობით კრიტერიუმად მიღებული იყო მნიშვნელობა $\epsilon^{(90)}$, რომლის დროსაც η მცირდება 90% - მდე. $\epsilon^{(90)}$ შენადნებისთვის მოყვანილია ცხრილში 9.

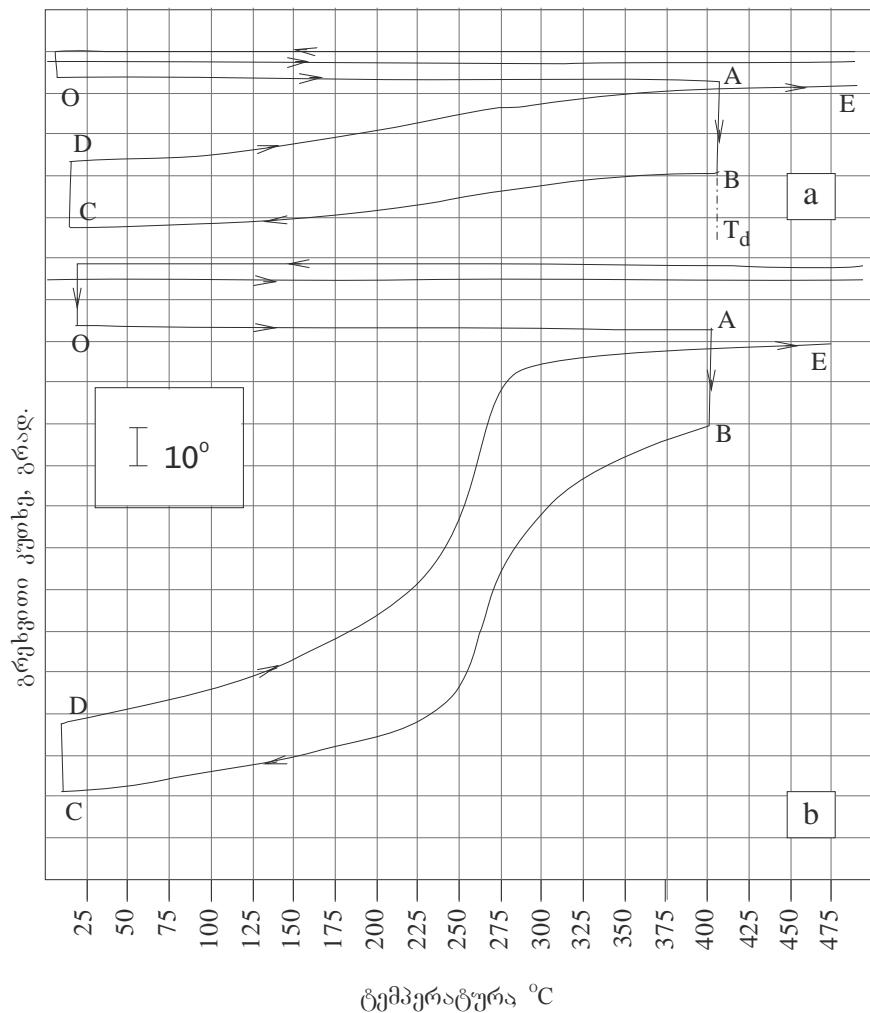
სიდიდე $\epsilon^{(90)}=7-9\%$ დაკვირვებოდა შენადნებში Ti- 29,8Nb, Ti- 50,1Ta , Ti- 59,8Ta , Ti- 26NbTa-7Zr, Ti-33 Nb-7Zr, 44Ti-50Ta-6Zr, 50Ti-47Ta-37r, 50Ti-44Ta-6 Zr.

შენადნის გაჭიმვით გამოცდამ გამოვლინა კანონზომიერი ფორმის მასესოვრობის შებრუნებული ეფექტი უმრავლეს შენადნში. წინასწარ დეფორმირებული ნიმუშების უწყვეტი გახურება იწვევს არამარტო ფორმის აღდგენას, არამედ უშუალოდ მის შემდგომ სპონტანურ დეფორმაციას. სხვადასხვა სისტემის შენადნებისათვის ეს ეფექტი წარმოდგენილია ნახ. 38,39,40,41. ის რეალიზირდება β და α'' -ფაზის და ტექსტურის დიფუზიური დაშლის მიზეზით.

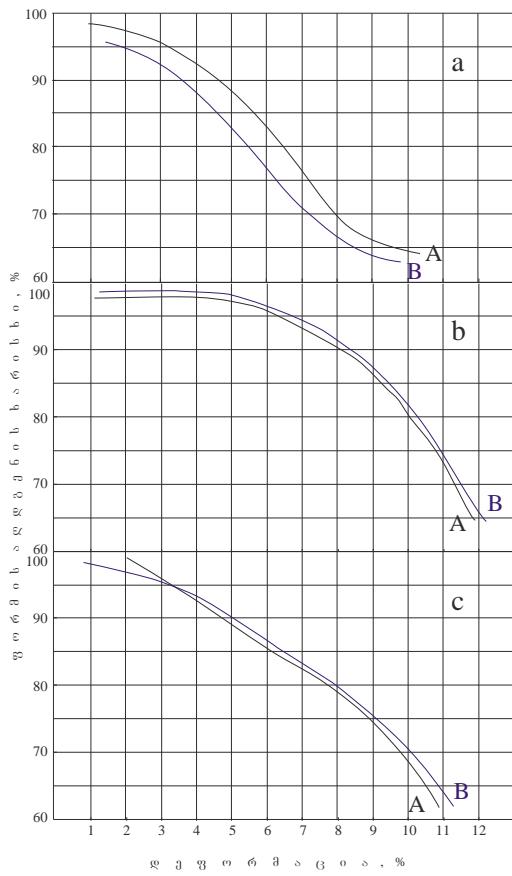
ნახაზზე 38. ფორმის აღდგენისთანავე ხდება ნიმუშის გაცივება ოთახის ტემპერატურამდე, ხოლო შემდგომი გახურება იწვევს შებრუნებული „მასესოვრობის” ეფექტს.



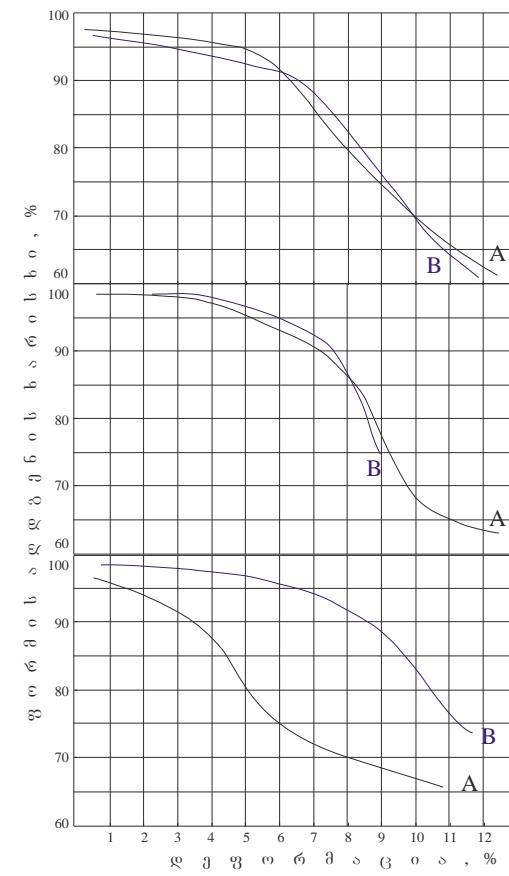
ნახ.34 შენადნი Ti-29,8Nb. ფორმის მასსოვრობის ეფექტის დროს გრეხვის კუთხის ტემპერატურული დამოკიდებულება. 21-ციკლი გარე დატვირთვის მოქმედებისას. 22-24 დატვირთვა „ქვემოდან”, 25-დატვირთვა „ზემოდან“.



ნახ. 35. შენადნი $Ti-29.8Nb$ ფორმის მახსოვრობის ეფექტის სხვადასხვა რეჟიმით განხორციელების დროს გრეხვის კუთხის ტემპერატურული დამოკიდებულება. a-ნელი გახურება ($3-4\text{ წ}$) $T_d=400^\circ\text{C}$ („ქვემოდან“) b-სწრაფი გახურება ($2-5\text{ წ}$) $T_d=400^\circ\text{C}$ („ქვემოდან“).



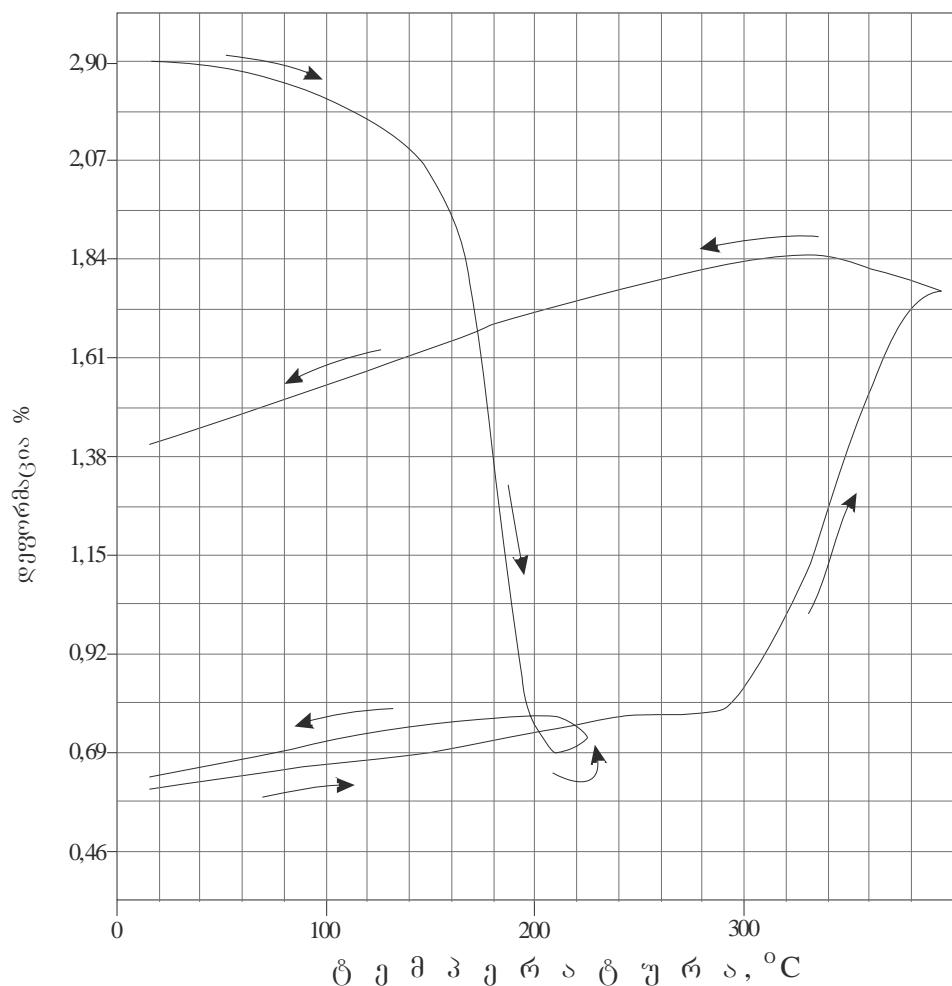
ნახ.36. ფორმის აღდგენის ხარისხის საწყის დეფორმაციაზე დამოკიდებულების მრუდები.
A - გაცივება მუდმივი დატვირთვის ქვეშ.
B - გაცივება ბოლოებდამაგრებული ნიმუშის შემთხვევაში.
(a)Ti-59,8 Ta, (b)Ti-50 Ta, (c)Ti-43,2 Ta.



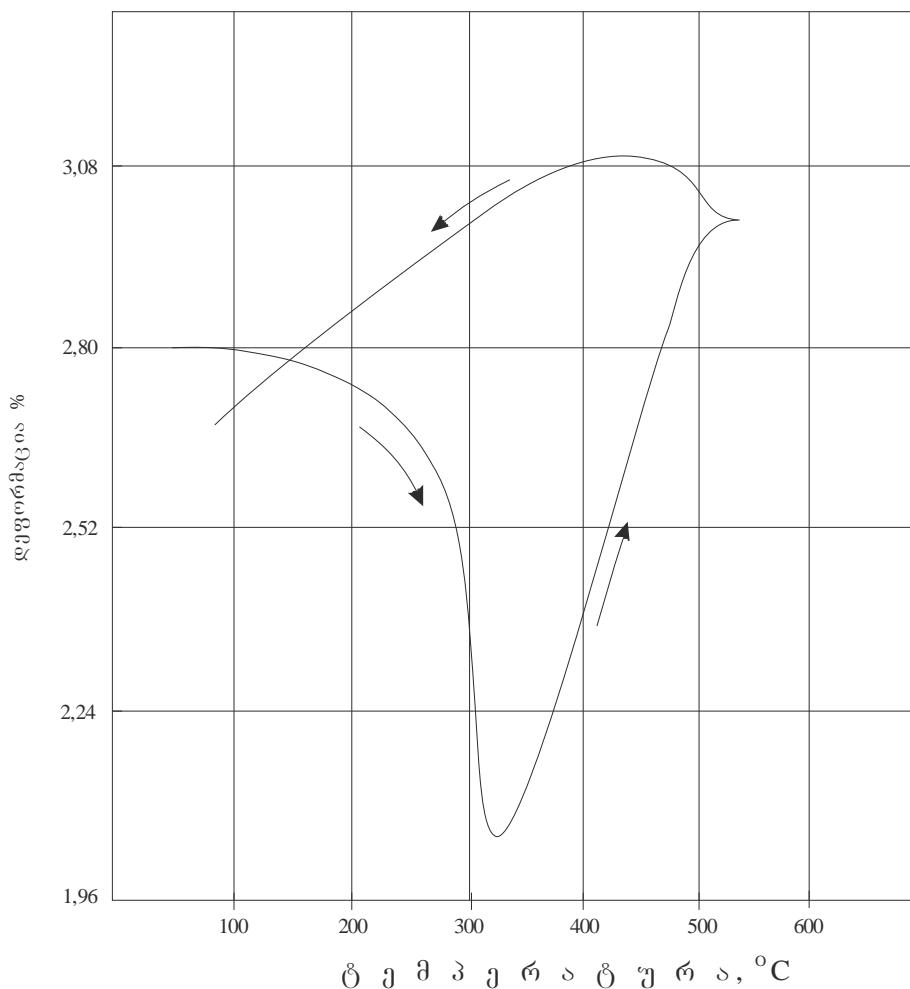
ნახ. 37. ფორმის აღდგენის ხარისხის საწყის დეფორმაციაზე დამოკიდებულების მრუდები.
A-გაცივება მუდმივი დატვირთვის ქვეშ. B-გაცივება ბოლოებდამაგრებული ნიმუშის შემთხვევაში. (a)Ti-25.9Nb, (b)Ti-29.8Nb, (c)Ti-33,1Nb.

N	შენადნი	ε^{90}	ε^{SE}	$\sigma_{\varepsilon}^{\max}$	Ψ	A_s, A_f
	1	2	3	4	5	6
1	Ti -25,9 Nb	6,5	4,5	435	10	350-390
2	Ti - 29,8 Nb	7,0	2,5	280	20	240-250
3	Ti - 33,1 Nb	3,0	3,1	370	17	220-260
4	Ti - 43,2 Ta	4,5	4,6	325	20	480-530
5	Ti - 50,1 Ta	8,5	3,6	450	16	380-420
6	Ti - 59,8 Ta	4,0	3,2	350	23	250-270
7	Ti - 46,92 Ta - 3,02 Zr	7,5	3,5	320	-	320-380
8	Ti - 44,08 Ta - 5,96 Zr	9,0	3,8	326	-	350-400
9	Ti - 50,05 Ta - 5,85 Zr	6,0	3,3	345	23	150-230
10	Ti - 49,85 Ta - 2,96 Zr	7,0	3,5	400	-	320-380
11	Ti - 33 Nb - 7 Zr	7,0	4,3	-	31	20-80
12	Ti - 7,5 Nb - 7,4 Mo	2,0	3,4	-	-	320-380
13	Ti - 9,9 Nb - 10,1 V	2,5	2,6	-	-	230-330
14	Ti - 8,8 Ta - 9,05V	2,0	2,5	-	-	390-440-
15	Ti - 7,8 Ta - 8,1 Mo	5,0	2,3	-	2	360-410
16	Ti - 5,0 Nb - 4,9 Mo - 4,8 V	5,5	3,0	270	-	300-360
17	Ti - 5,1 Ta - 4,9 Mo - 4,9 V	5,0	3,4	290	-	330-390
18	Ti - 5,23 Ta -5,03 Mo - 4,95 V- 2,08 Zr	-	2,8	-	-	300-400
19	Ti - 5,16 Ta - 4,92 Mo - 4,87 V- 4,11 Zr	-	3,6	-	-	250-330
20	Ti - 4,92 Nb - 4,83 Mo - 4,76 V- 1,93 Zr	-	3,3	-	-	260-330
21	Ti - 5,07 Nb - 4,96 Mo - 4,98 V- 3,95 Zr	-	3,6	-	-	220-330
22	Ti - 26,08 Nb - 4,0 Ta - 6,95 Zr	7,0	3,6	-	20	120-150

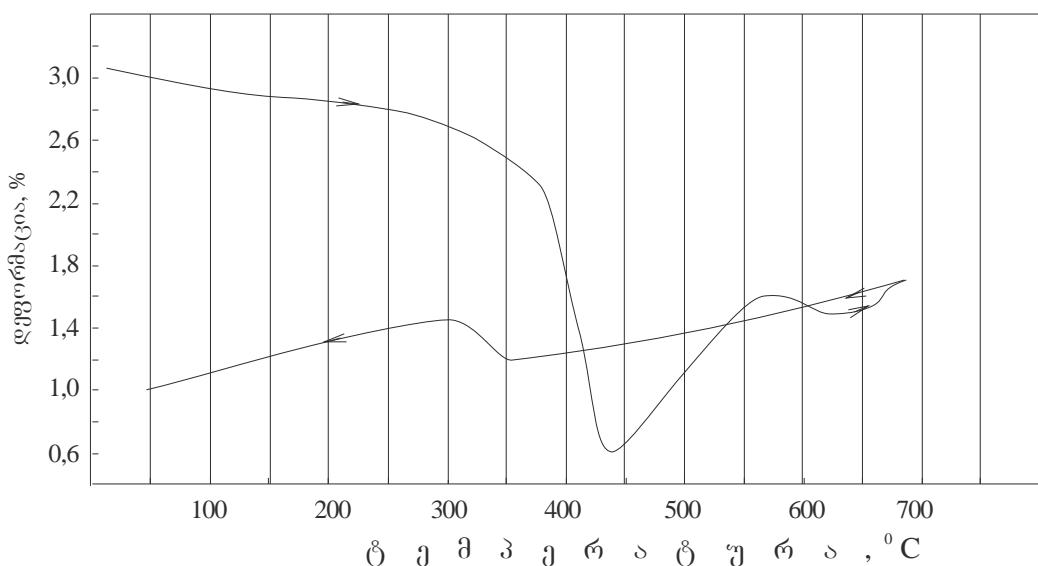
ფორმის მახსოვრობის ეფექტის ძირითადი პარამეტრები შენადნებში. $\varepsilon^{(90)}$ დეფორმაციის სიდიდე, რომლის დროსაც აღდგენა არის 90%. $\varepsilon^{(9)}\text{-დრეკადი}$ აღდგენის დეფორმაცია, $\sigma_{\varepsilon}^{\max}\text{-რეაქტიული}$ ძაბვა, Ψ - დემპფირების ხარისხი მარტენსიტული გარდაქმნის დროს, A_s , A_f შებრუნებული მარტენსიტული გარდაქმნის დაწყება-დამთავრების ტემპერატურები.



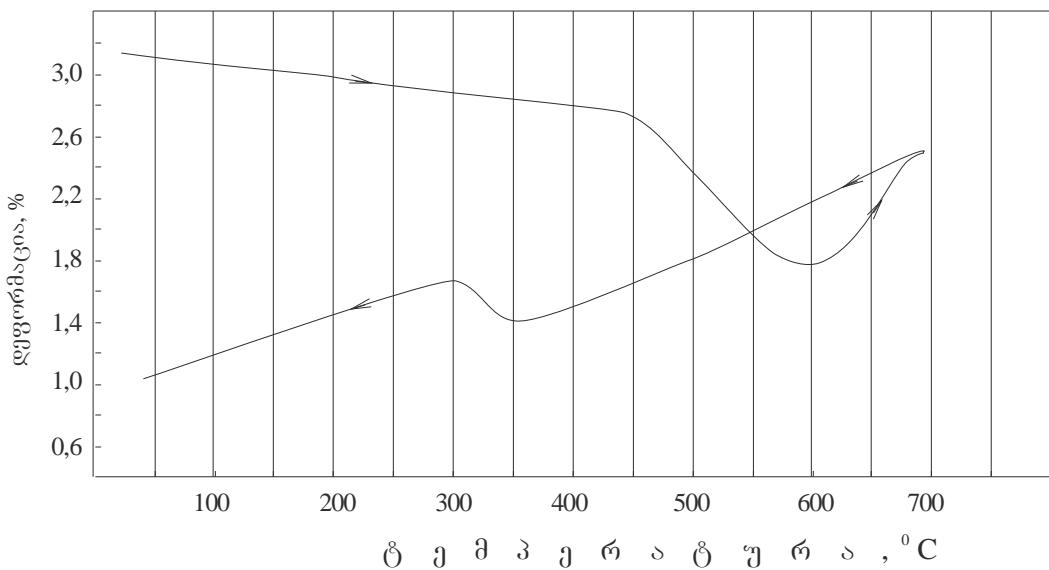
ნახ. 38. შენადნი BT-16. ორი თერმული ციკლის დილატომეტრიული მრუდები (წრთობის შემდეგ შენადნს აქვს საწყისი ფაზური შემაღვენლობა $\alpha'' + \beta$)



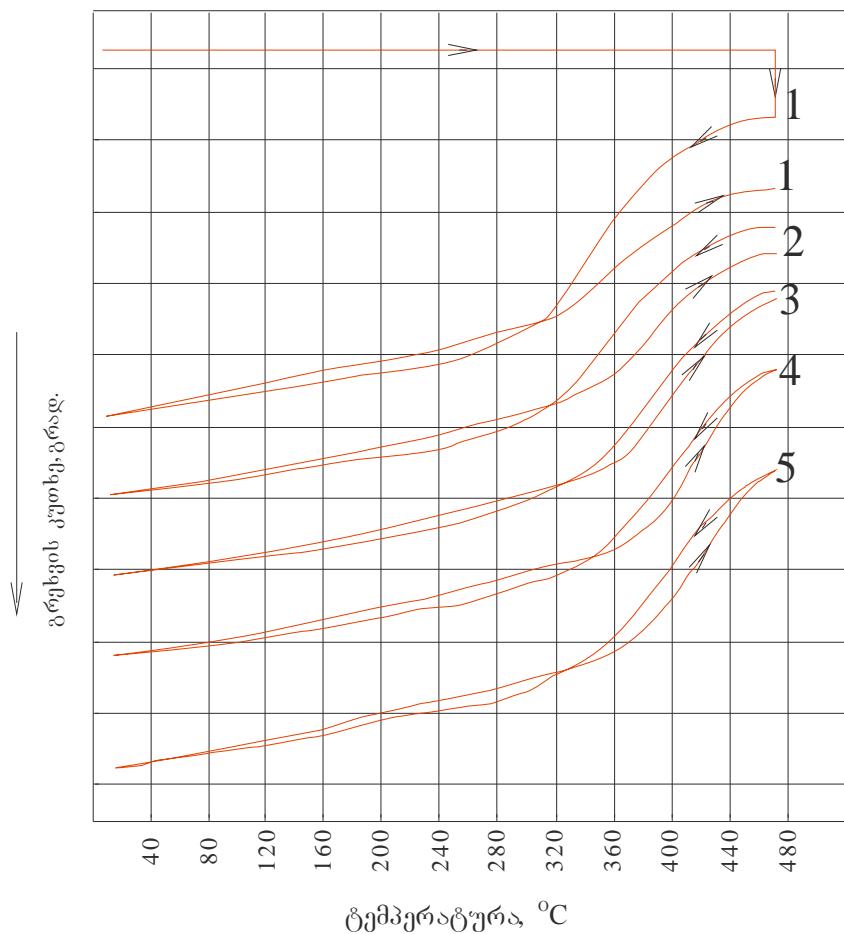
ნახ. 39. შენადნი BT-16. დილატომეტრიული მრუდები (წრთობის შემდეგ შენადნს აქვს ფაზური სტრუქტურა $\alpha + \alpha'' + \beta_M$)



ნახ.40. შენადნი Ti-44Ta-6Zr. დილატოგრამა ახდენს მახსოვრობის პირველი ეფექტის დემონსტრირებას. შენადნის საწყისი დეფორმაცია 3,3%. დეფორმაციის ტემპერატურა 20°C .



ნახ. 41 შენადნი Ti-44Ta-6Zr. დილატოგრამა ახდენს მახსოვრობის მეორე ეფექტის დემონსტრაციას. შენადნის საწყისი დეფორმაცია 3,7%. დეფორმაციის ტემპერატურა 450°C.



ნახ. 42 შენადნი Ti-50,1Ta. შენადნის ციკლირების ტიპიური სქემა მუდმივი დატვირთვის ქვეშ. ხუთი ციკლი.

შენადნებში Ti-50Ta, Ti-29,8Nb და სისტემაში Ti-Ta-Zr ჩატარებული იყო ფორმის აღდგენის ეფექტის კვლევა თერმოციკლირებით.

თერმოციკლირება მიმდინარეობდა ორი მეთოდით: გახურება-გაცივებით მუდმივად მოქმედი დატვირთვის ქვეშ და თავისუფალ მდგომარეობაში საწყისი დეფორმაციის შემდეგ.

პრაქტიკულად სრული აღდგენა მყარდებოდა, სულ ცოტა, ხუთი გახურება-გაცივების ციკლის შემდეგ (ნახ. 42).

ε₀, ε_დ და η-ს გამოთვლილი მნიშვნელობების ტემპერატურაზე დამოკიდებულება ყოველი ციკლის შემდეგ წარმოდგენილია ნახაზებზე 43,44,45,46,47,48.

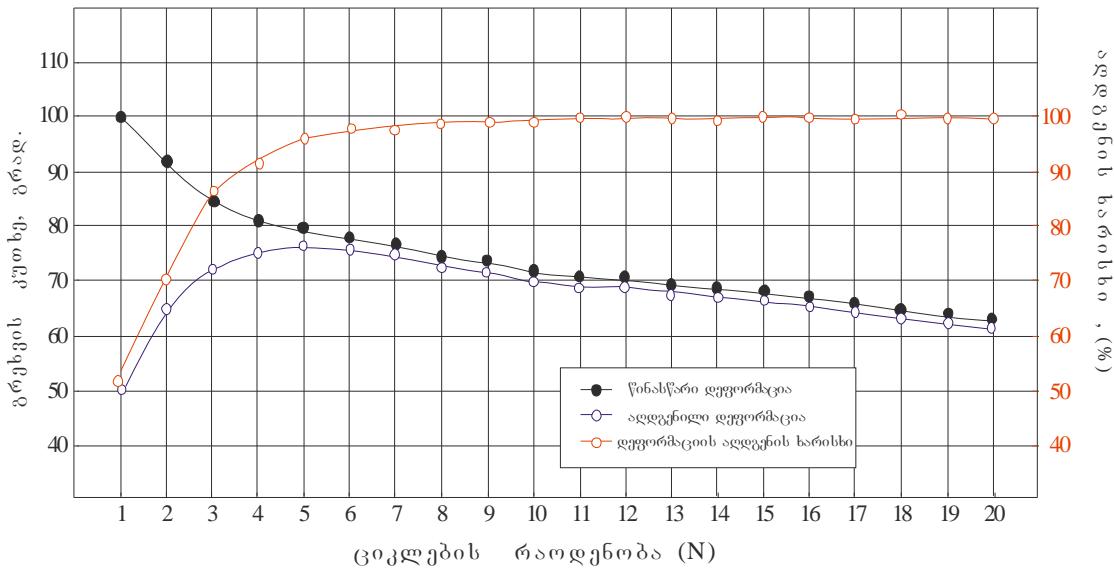
აშკარაა, რომ პრაქტიკულად უცვლელი და 100%-თან ახლოს მყოფი η-თვის ციკლების რაოდენობის ზრდა ამცირებს ε₀ და ε_დ მნიშვნელობებს მუდმივად მოქმედი დატვირთვის დროსაც კი. დეფორმაციის „ამპლიტუდის“ შემცირება უფრო ძლიერად არის გამოხატული შენადნებში Ti-Nb.

ეს ეფექტი უფრო მკვეთრად ვლინდება დატვირთვის გარეშე ციკლირების დროს. შედარებისათვის იხ. ნახაზი 49.

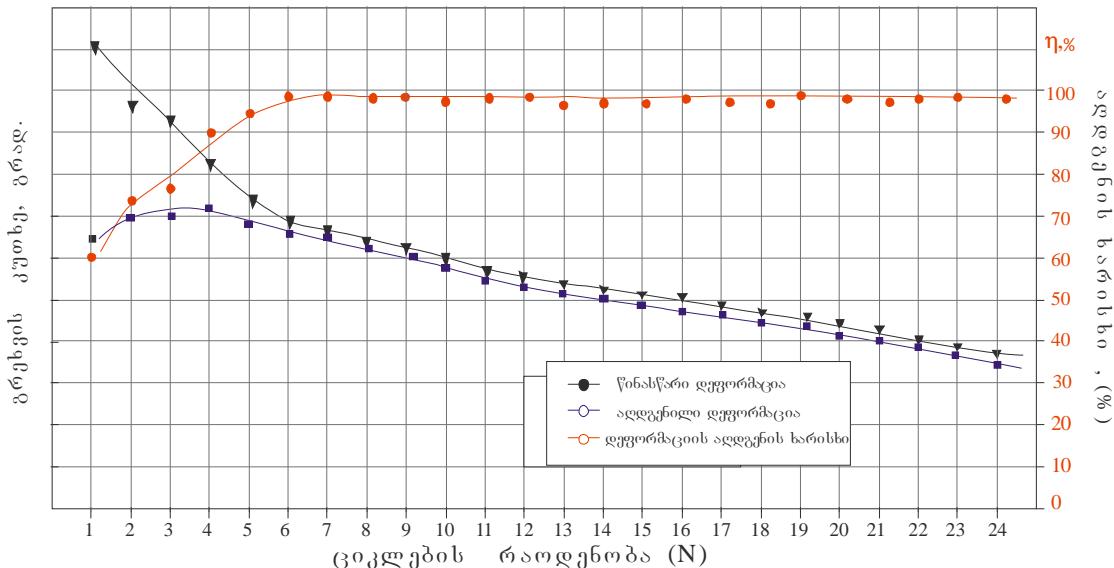
დეფორმაციის „ამპლიტუდის“ ჩაქრობა დაკავშირებულია იგივე დიფუზიურ პროცესებთან, რომლებიც სტიმულირდება თერმული ზემოქმედებით. მცირდება ფორმის აღდგენაზე პასუხისმგებელი ფაზის წილი.

დეფორმაციის „ამპლიტუდის“ რეანიმაცია შესაძლებელია ნიმუშის თავისებური წრთობით – გახურებით მცირე დროით 800-850°C-მდე და შემდგომი გაცივებით ჰაერზე. ეფექტი წარმოდგენილია ნახ. 50-ზე Ti-29,8Nb ციკლირების შემთხვევისთვის. ამპლიტუდის შემცირება ამ შემთხვევაში განსაკუთრებით თვალსაჩინოა. 800-850°C-მდე გახურება ხდებოდა 32 და 40 ციკლის შემდეგ.

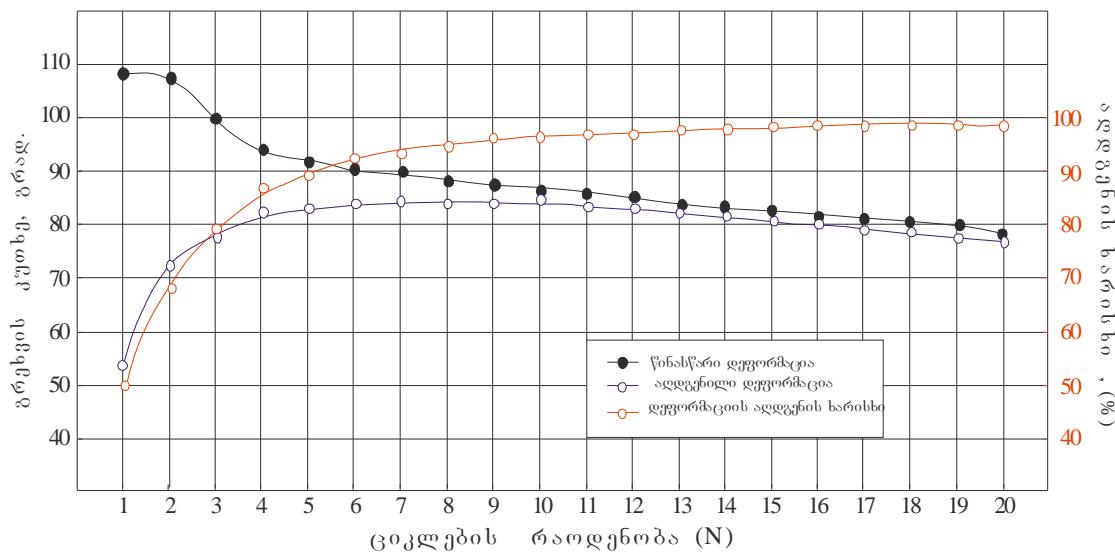
ნახ. 51-ზე ანალოგიური რეანიმაცია დეფორმაცია – ძაბვის კოორდინატებში ნაჩვენებია 25-ე ციკლისათვის. როგორც უკვე ნათქვამი იყო, კომპონენტების გადანაწილებასთან დაკავშირებული ეფექტების გამოვლენა მნიშვნელოვნად არის დამოკიდებული გახურების და გაცივების სიჩქარეზე.



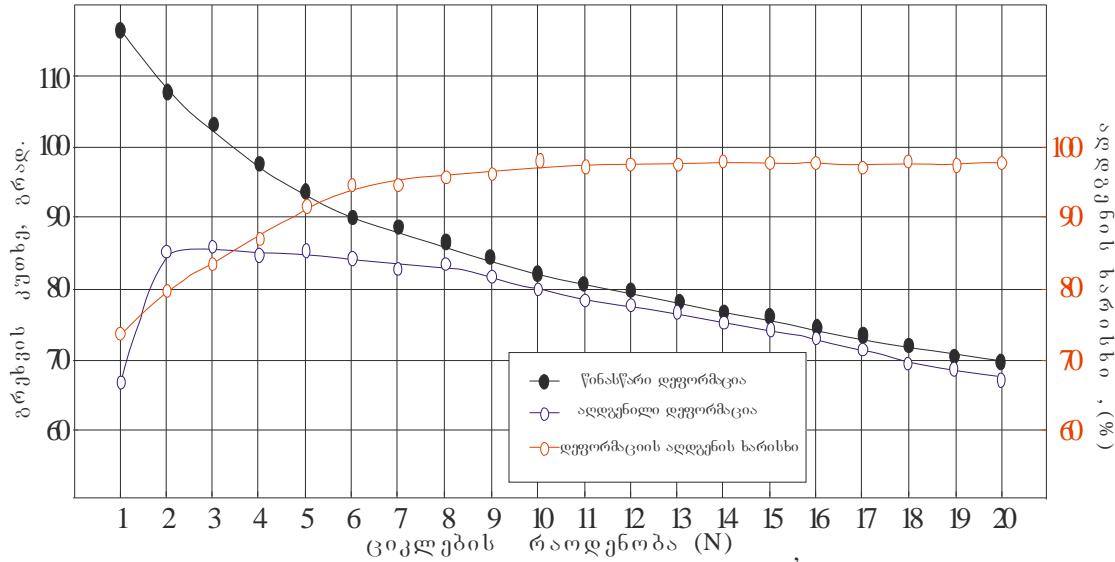
ნახ. 43. შენადნი Ti-50,1 Ta. ფორმის მასესოვრობის ეფექტის ძირითადი პარამეტრების ციკლების რაოდენობაზე დამოკიდებულების მრუდები. ციკლირება მუდმივი გარე დატვირთვის მოქმედების დროს.



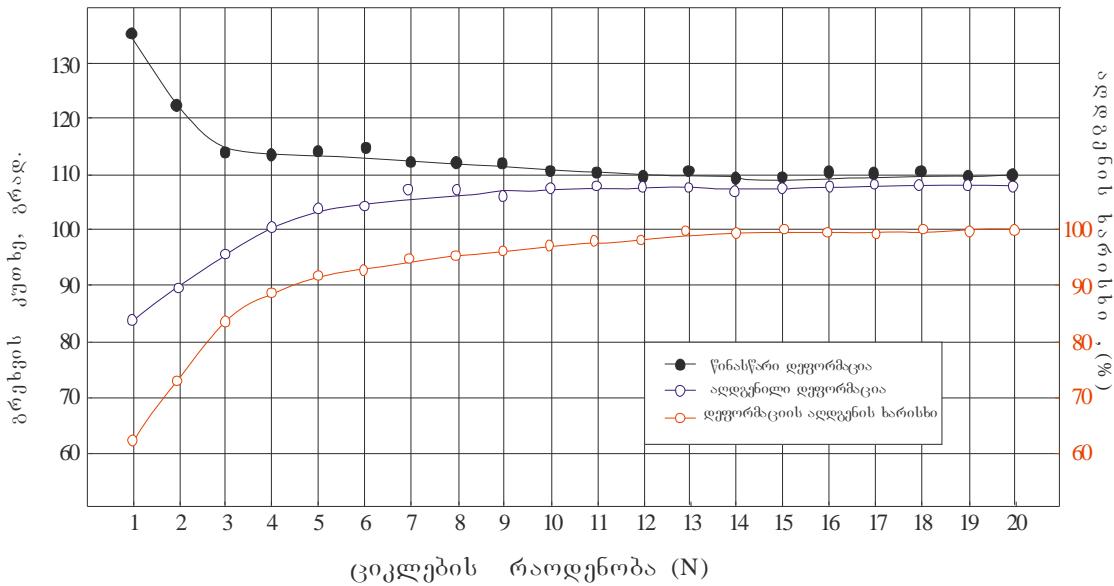
ნახ. 44. შენადნი Ti-29,8 Nb. გრეხვის კუთხის და ფორმის ადგენის ხარისხის ტემპერატურული დამოკიდებულება დატვირთვის მუდმივი მოქმედების დროს.



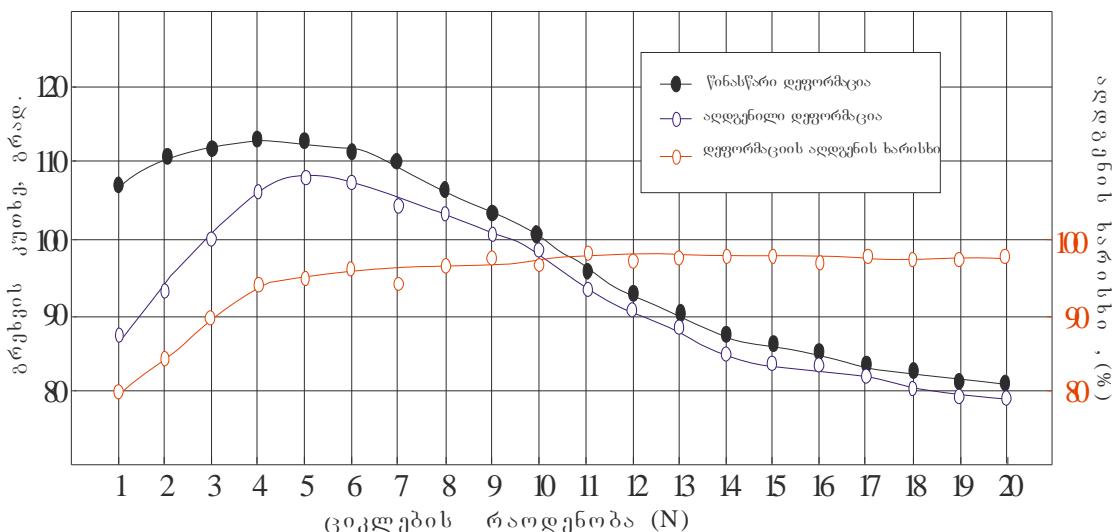
ნახ. 45. შენადნი 50Ti-47Ta-3Zr. ფორმის მახსოვრობის ეფექტის ძირითადი პარამეტრების ციკლების რაოდენობაზე დამოკიდებულება მუდმივი დატვირთვის მოქმედების დროს.



ნახ. 46. შენადნი Ti-44Ta-6Zr. ფორმის მახსოვრობის ეფექტის ციკლების რაოდენობაზე დამოკიდებულების მრუდები მუდმივი დატვირთვის მოქმედების დროს.



ნახ. 47. ფორმის შენადნი 47Ti-50Ta-3Zr. ფორმის მახსოვრობის ეფექტის ძირითადი პარამეტრების ციკლების რაოდენობაზე დამოკიდებულების მრუდები მუდმივი დატვირთვის მოქმედების დროს.

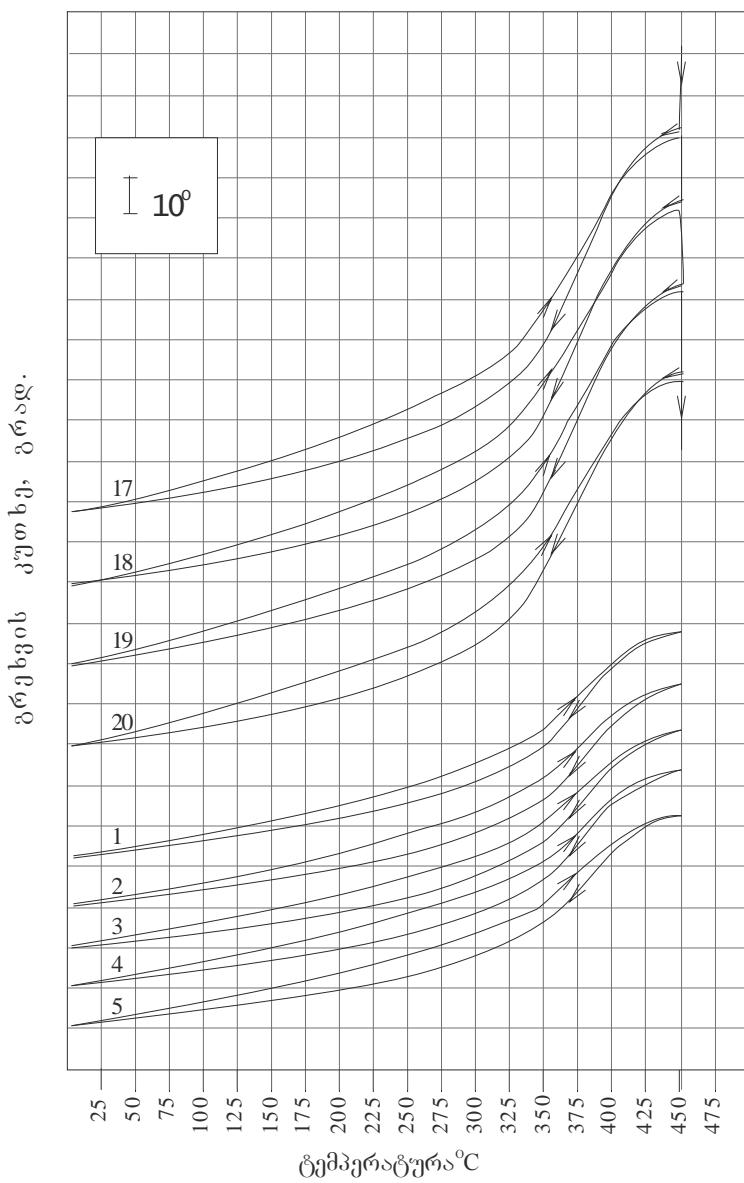


ნახ. 48. შენადნი 44Ti-50Ta-6Zr. ფორმის მახსოვრობის ეფექტის ძირითადი პარამეტრების ციკლების რაოდენობაზე დამოკიდებულების მრუდები მუდმივი დატვირთვის დროს. $800-850^{\circ}\text{C}$ გახურება ხდებოდა 32-ე და მე-40 ციკლების შემდეგ.

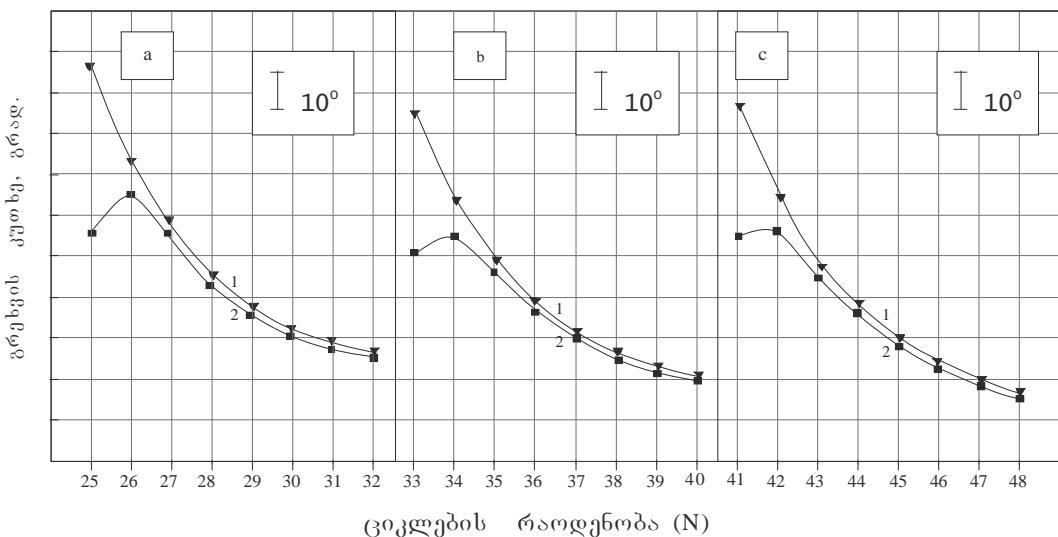
ცდების დროს ასევე დადგენილი იყო რომ აღდგენის მახასიათებლებზე მნიშვნელოვან გავლენას ახდენს თერმული ზემოქმედების დროს ნიმუშების ზედაპირის დაუანგვა. განსაკუთრებით ძლიერია ეს გავლენა შენადნებისათვის: Ti-59,8Ta, Ti-33Nb, Ti-50Ta-6Zr, Ti-33Nb-7Zr, Ti-26Nb-4Ta-7Zr. შენადნებში Ti-33Nb-7Zr, Ti-26Nb-4Ta-7Zr, Ti-50Ta-6Zr. ოქსიდური ფენის არარსებობის დროს დეფორმაციის აღდგენის უფასო (შებრუნებული მარტენსიტული გარდაქმნა) მიმდინარეობს 20-140°C ტემპერატურულ ინტერვალში. 5-6% დეფორმაცია პრაქტიკულად სრულად აღდგება.

ზედაპირული ოქსიდური ფენა მკვეთრად ადიდებდა სიმტკიცეს. აუარესებდა ფორმის მახსოვრობის უფასო, ხოლო ჟანგბადის მნიშვნელოვან სისქეში შეღწევისას და ნიმუშების მცირე კვეთის დროს იწვევდა მათ მსხვერევას.

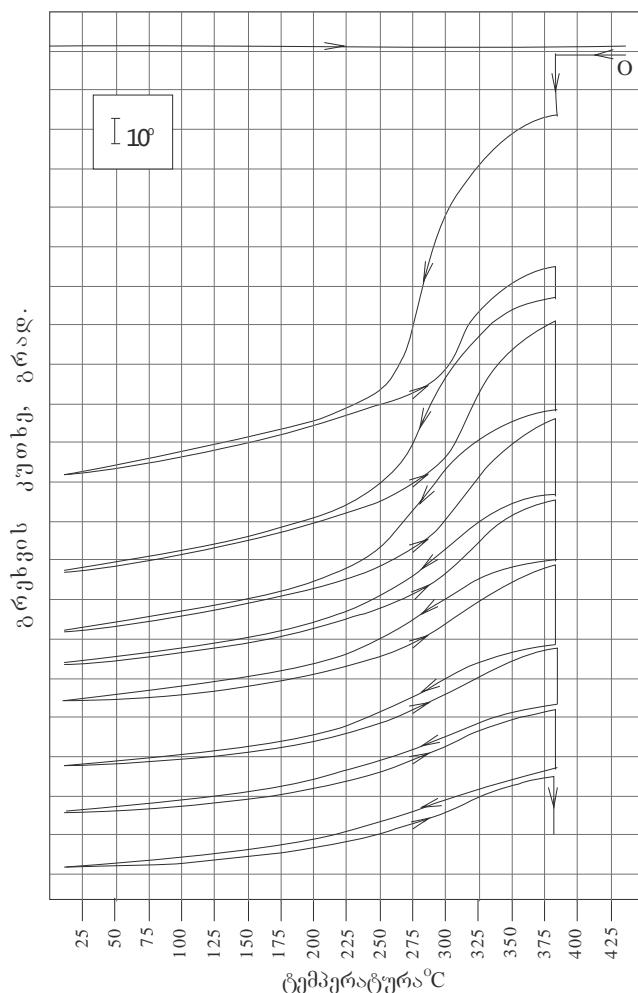
$\alpha(\alpha')$ ფაზის დისპერსიული ნაწილაკების გამოყოფასთან დაკავშირებულია განმტკიცება. მახსოვრობის უფასოს განხორციელებაში მონაწილეობას იდებს მხოლოდ ნიმუშის დაუეანგავი შუაგული. ოქსიდური გარსის დიდი სიმტკიცის გამო მოცემულ მნიშვნელობამდე დეფორმაცია მიმდინარეობდა გაცილებით დიდი გარე ძაბვის ზემოქმედებით, ვიდრე ეს ხდებოდა სუფთა ზედაპირის მქონე ნიმუშებში. ეს ფენა ხელს უშლის აგრეთვე ფორმის აღდგენასაც, უწევს რა სერიოზული წინააღმდეგობას აღდგენის დროს წარმოქმნილ ძაბვას. ასე მაგალითად Ti-59,8Ta და Ti-33Nb შენადნებში სუფთა ზედაპირის მქონე ნიმუშებში $\epsilon^{(90)}$ იყო 6,5% და 8,5% შესაბამისად. დაუანგვა შესამჩნევად ამცირებდა ამ მნიშვნელობებს და ხანდახან სრულიად აქრობდა ფენის სისქიდან გამომდინარე. $\alpha(\alpha')$ მარტენსიტს, მაღალი დენადობის ძაბვის გამო, შეუძლია წინააღმდეგობა დეფორმაციის დროს სრიალის პროცესს. ამის გარდა α' -ფაზაში დაგროვილი დრეკადი დეფორმაციის ენერგია $\beta \leftrightarrow \alpha''$ პირდაპირი გარდაქმნის დროს ამცირებს შებრუნებული გარდაქმნის მამოძრავებელ ძალას, რითაც ხელს უწყობს სრულ აღდგენას. ქვემოთ მოყვანილია რამდენიმე შენადნის გრეხვითი დეფორმაციით მიღებული შედეგების ანალიზი.



ნახ. 49. შენადნი $\text{Ti}-50.1\text{Ta}$. ციკლირების დროს გრეხვის კუთხის ტემპერატურული დამოკიდებულება გარე მექანიკური ზემოქმედების არარსებობის (1-5ციკლი) და მუდმივი გარე მექანიკური ზემოქმედების დროს (17-20 ციკლი).



ნახ. 50. შენადნი Ti-29Nb. გრეხვის პუთხის დამოკიდებულება ციკლების რაოდენობაზე უწყვეტად მოქმედი დატვირთვის შემთხვევაში. 1-დაგროვილი დეფორმაცია, 2-აღდგენილი დეფორმაცია.



ნახ.51. შენადნი Ti-29,8Nb. გრეხვის პუთხის დამოკიდებულება. ციკლირება მუდმივი დატვირთვის ქვეშ.

შენადნი Ti-29,8Nb. გახურების სიჩქარის და $T_{\text{დ}}$ მიღწევის „მიმართულების” გავლენა ნაჩვენებია ნახ. 34 და ნახ. 35.

ნელი (3-4 წუთი) გახურება $T_{\text{დ}}=400^{\circ}\text{C}$ ტემპერატურამდე „ქვემოდან” ქმნის ω - ფაზას. მკვეთრად მცირდება შენადნის დეფორმირების უნარი, მცირდება ნარჩენი დეფორმაციის მნიშვნელობაც, თუმცა მისი აღდგენის ხარისხი $\eta=87\%$ (ნახ. 35).

სიტუაცია კარდინალურად იცვლება შენადნის სწრაფი (20-30 წმ) გახურებით $750-800^{\circ}\text{C}$ -მდე და გაცივებით ($T_{\text{ც}}$)-მდე (ნახ. 35). იგივე ძაბვა ($\sigma_{\text{დ}}=125\text{მპა}$) ქმნის დეფორმაციას $\varepsilon=5,5\%$, ხოლო ფორმის აღდგენის ხარისხი იზრდება $\eta=96\%-მდე$.

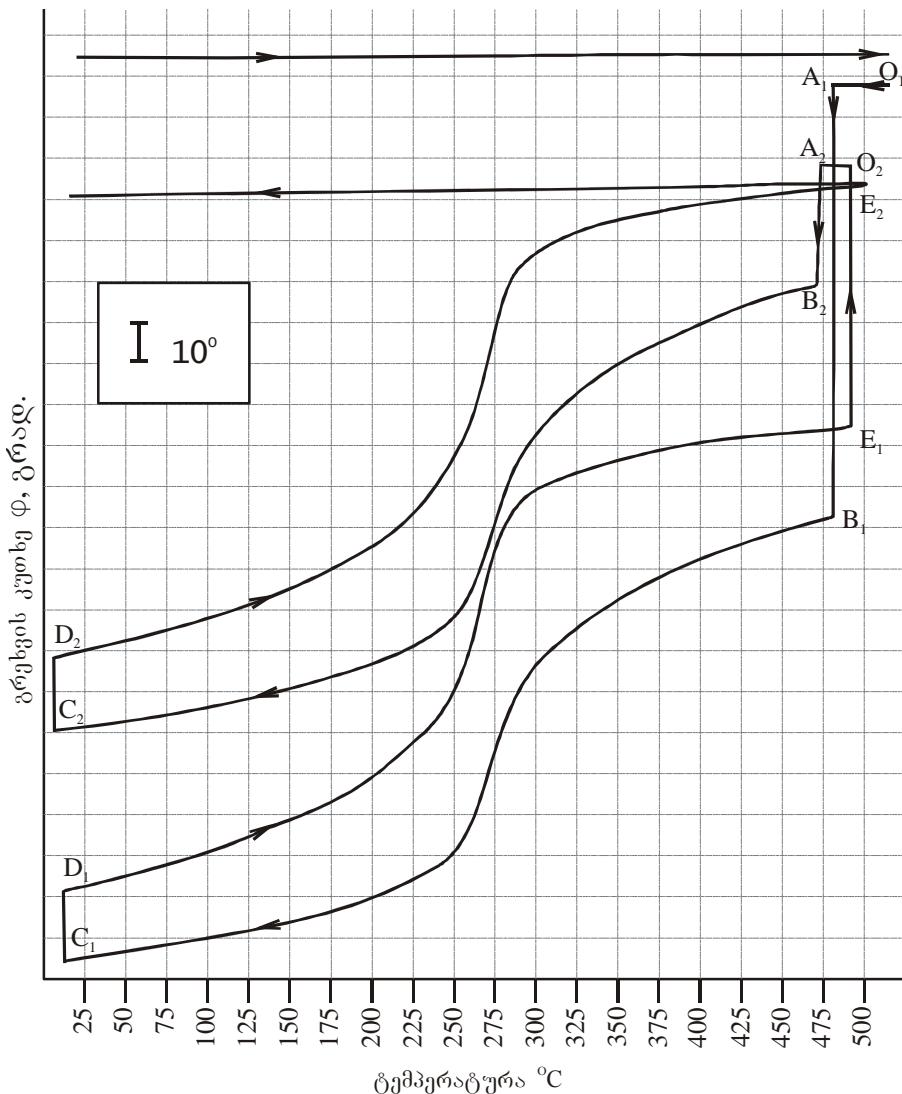
ω-ფაზის წარმოქმნა დადასტურებული იყო მაღალტემპერატურული რენტგენოგრაფიით.

ω-ფაზის გავლენა ფორმის მახსოვრობის ეფექტზე შეიძლება თავიდან ავიცილოთ პროცედურით, რომელიც ნაჩვენებია ნახაზზე 52.

პირველი ციკლის ($0_1 \text{ A}_1 \text{ C}_1 \text{ D}_1 \text{ E}_1$) დროს გახურება „ზევიდან” გამორიცხავს ω-ფაზის წარმოქმნას. მეორე ციკლი ($E_1 \text{ 0}_2 \text{ A}_2 \text{ C}_2 \text{ D}_2 \text{ E}_2$) მიმდინარეობდა უშუალოდ ფორმის აღდგენის შემდეგ, ოთახის ტემპერატურამდე გაცივების გარეშე. $E_1\text{0}_2$ წანაცვლება ჩატარებულია სპეციალურად გრეხვის კუთხის კოორდინატთა დერძის მიმართულებით.

ორივე შემთხვევაში ფორმის აღდგენის ხარისხი, ამ ცვლილების მრუდების ფორმიდან გამომდინარე უნდა იყოს ერთნაირი. თუმცა, პირველმა დატვირთვამ გამოიწვია ნარჩენი დეფორმაცია $\varepsilon_0 \sim 11\%$, რომელშიც მნიშვნელოვან ადგილს იკავებდა პლასტიკური დენადობის კომპონენტი, ხოლო განმეორებითი დეფორმაციის დროს ნარჩენი დეფორმაცია $\varepsilon_0 = 6,8\%$ და პლასტიკური დენადობის კომპონენტი გაცილებით მცირება. ამის გამო η -ს მნიშვნელობა შესაბამისად არის 55% და 92%.

აუცილებელია ყურადღება მიექცეს იმას, რომ ძაბვის ქვეშ გაცივების დროს შენადნი გადის ტემპერატურულ ინტერვალს, რომლის დროსაც შეიძლება წარმოქმნას ω-ფაზა. თუმცა, სავსებით ბუნებრივად შეიძლება ჩაითვალოს, რომ $\sigma_{\text{დ}}$ ქმნის მესრის დეფორმაციას, რომელიც



ნახ. 52. შენადნი $Ti-29.8Nb$. სხვადასხვა რეჟიმით განხორციელებული ფორმის მასსოვრობის ეფექტის დროს გრეხვის პუთხის ტემპერატურული დამოკიდებულება.

ხელს უწყობს $\beta \rightarrow \alpha''$ გარდაქმნას, რაც ეწინააღმდეგება ვ-ფაზის წარმოქმნას. მნიშვნელოვანი პლასტიკური დენადობა (ნახ.52- A_1B_1) პირველი დატვირთვის მომენტში დაიკვირვებოდა სხვა შენადნებშიც. ის მით მეტია, რაც უფრო მაღალია (T_{g}) და მოდებული ძაბვა. ეს შეუძლებელი დეფორმაცია ნიმუშს აძლევდა ხრახნის მაგვარ ფორმას, თუმცა შემდგომი ციკლების დროს ის გავლენას არ ახდენდა ფორმის მასსოვრობის ეფექტის გამოვლენის ხარისხზე.

ის ფაქტი, რომ ვ-ფაზის წარმოქმნა გამნელებულია ძაბვის ქვეშ დეფორმაციის დროს, დაიკვირვება შენადნების ნიმუშების

თერმოციკლიურებისას σ_ρ-ს უწყვეტი მოქმედების დროს (ფორმის აღდგენის პროცესის ჩათვლით).

ნახაზებზე 44,50,51-ზე მოყვანილია ასეთი გამოცდების შედეგები. ნახ. 44 ახდენს შენადნის მრავალჯერადი ციკლიურებით “ვარჯიშის” დემონსტრაციას მუდმივი დატვირთვის ქვეშ. მუ-ე ციკლამდე, ფორმის აღდგენის ხარისხი იზრდება ~60-დან ~90%-მდე. ეს სიდიდე შემდგომში აღწევს 100% და ნარჩუნდება პრაქტიკულად უცვლელად N=24 ციკლის შემდეგაც. არსებითია აგრეთვე ის, რომ ციკლიურება ამცირებს დეფორმაციის სიდიდეს. ფორმის აღდგენის დრო თითოეული ციკლისთვის არის არაუმეტეს 20 წამისა. ნაჩვენები იყო, რომ შესაძლებელია შენადნის თვისებების რეაბილიტაცია. ასე მაგალითად, ნახ. 51-ზე ნაჩვენებია ნიმუშების სამი შუალედური გახურების (750-800°C-მდე) შედეგები. გახურება ხორციელდებოდა ყოველი მერვე ციკლის შემდგომ (24, 32, 40 ციკლი). 26, 34, 42 ციკლების შესაბამისი დეფორმაციის მნიშვნელობები გადიოდნენ 8÷10 ციკლის დონეზე. ერთ-ერთი ასეთი რეაბილიტაციის დინამიკა თვალსაჩინოდ არის წარმოდგენილი ნახ. 51-ით. ნიმუშის დეფორმირების უნარის (ციკლების რაოდენობის მიხედვით) უფრო სწრაფი შემცირება (ნახ.51)-ზე დაგვშირებულია T_g-მდე გახურების დიდ დროსთან. აშკარაა, რომ ეს ხელს უწყობს ა-ფაზის წარმოქმნას.

ნახ. 34-ზე ნაჩვენებია, რომ დატვირთვის უწყვეტი მოქმედების დროს ციკლიურება ხელს უშლის ა-ფაზის წარმოქმნას, თუ სრულიად არ ახშობს, მნიშვნელოვნად ამცირებს მის წარმოქმნას. 21-ე ციკლი არის მუდმივად მოქმედი დატვირთვის ქვეშ ჩატარებული ბოლო ციკლი. 22-ე ციკლი არის თავისუფალი დატვირთვისგან და პარამეტრებით არ განსხვავდება 21-გან, თუმცა ფორმის აღდგენის ხარისხი რამდენადმე მცირდება.

ნელი გახურება “ქვევიდან” (3 წუთი), ისევე როგორც ერთეული გამოცდის დროს იწვევდა ფორმის მახსოვრობის ეფექტის გაუარესებას (იხ. ნახ. 34, ციკლი 23 და 24), რომელიც პრაქტიკულად აღდგებოდა მაღალ ტემპერატურამდე ხანმოკლე გახურების დროს (ნახ. 34, ციკლი 25). η-ს მნიშვნელობა არ ეცემოდა 90%-ზე დაბლა.

მნიშვნელოვანია, რომ ფორმის აღდგენის ასეთი მაღალი მნიშვნელობა (საწყისი ნარჩენი დეფორმაციის სიდიდის გარკვეული შემცირების დროსაც კი) არის დეფორმაციის გამო წარმოქმნილი კრისტალური სტრუქტურის გავლენის შედეგი.

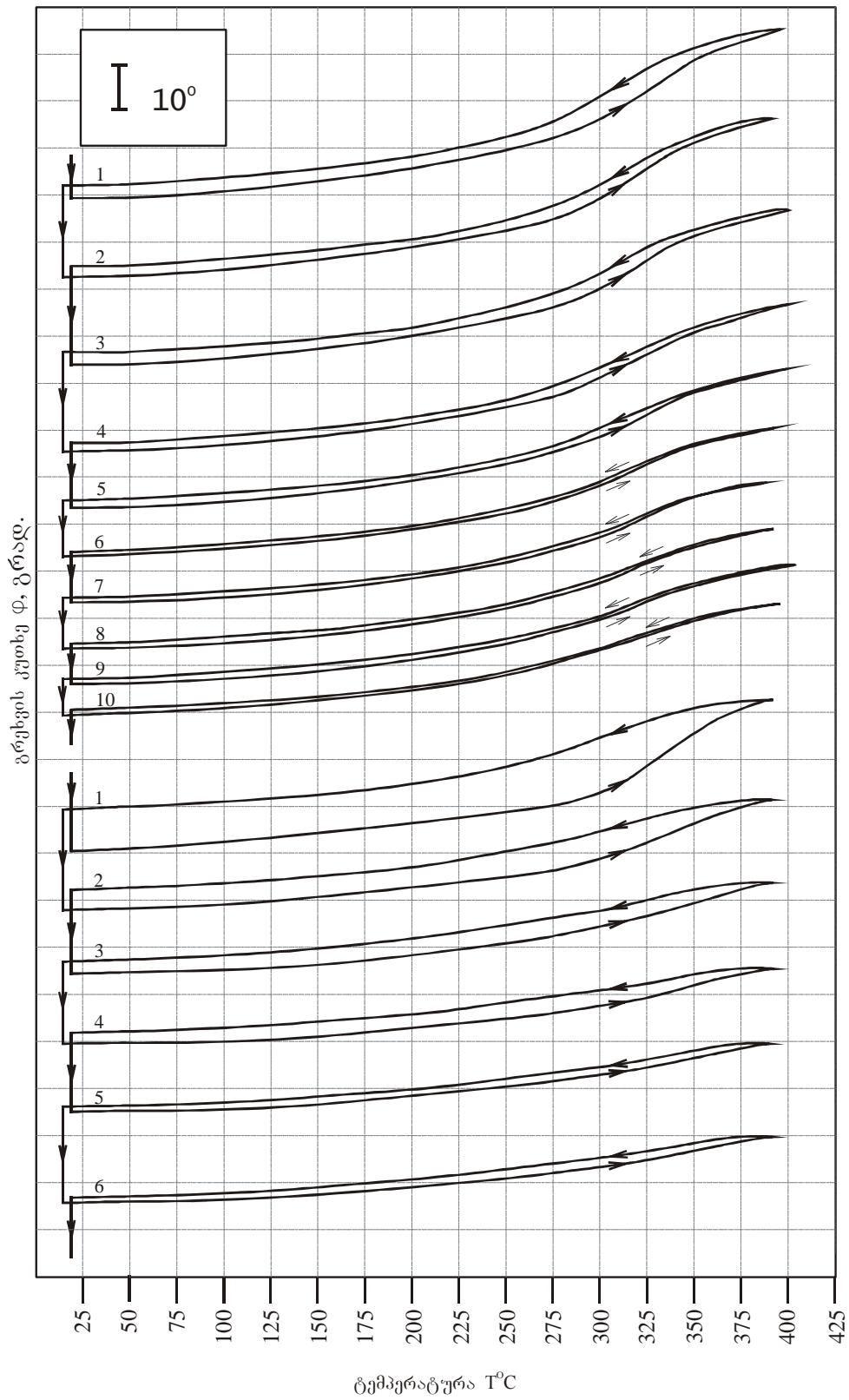
ნახ. 53-ზე ნაჩვენებია გარე ზემოქმედებისგან თავისუფალი ფორმის ცვლილების (გრეხვის კუთხის) სურათი ნიმუშებში მათი გახურება-გაცივების პროცესში. თავდაპირველად ციკლირება მიმდინარეობდა $\sigma=125\text{Mpa}$ ძაბვის უწყვეტი ზემოქმედების დროს. პირველი 10 ციკლი ნახ.53-ზე თავისუფალია ყოველგვარი გარე ზემოქმედებისგან. ამპლიტუდის მილევა მნიშვნელოვანია. მე-10 ციკლის შემდეგ σ მოქმედება ახლდება, ხოლო შემდგომი 6 ციკლი კვლავ მიმდინარეობს მხოლოდ თერმოაქტიური მარტენსიტული გარდაქმნის ხარჯზე. პირველი 10 ციკლის დროს გახურების ხანგრძლივობა იყო 10 \ddagger , შემდგომი 6 ციკლის დროს – 90 \ddagger . გაცივება მიმდინარეობდა თავისუფლად და იკავებდა 40 \ddagger .

ციკლირების დროს ამპლიტუდის ჩაქრობაში ღ-ფაზის როლის გამორიცხვა შეუძლებელია. $N=12$ ციკლის დროს გრეხვის კუთხე მცირდება 35^0 -დან 25^0 -მდე 10 \ddagger მიანიჭი გახურების დროს და $N=6$ ციკლის დროს გრეხვის კუთხე მცირდება 35^0 -დან 15^0 -მდე 90 \ddagger მიანიჭი გახურების დროს. უკანასკნელ ექს ციკლში მილევა მნიშვნელოვანია.

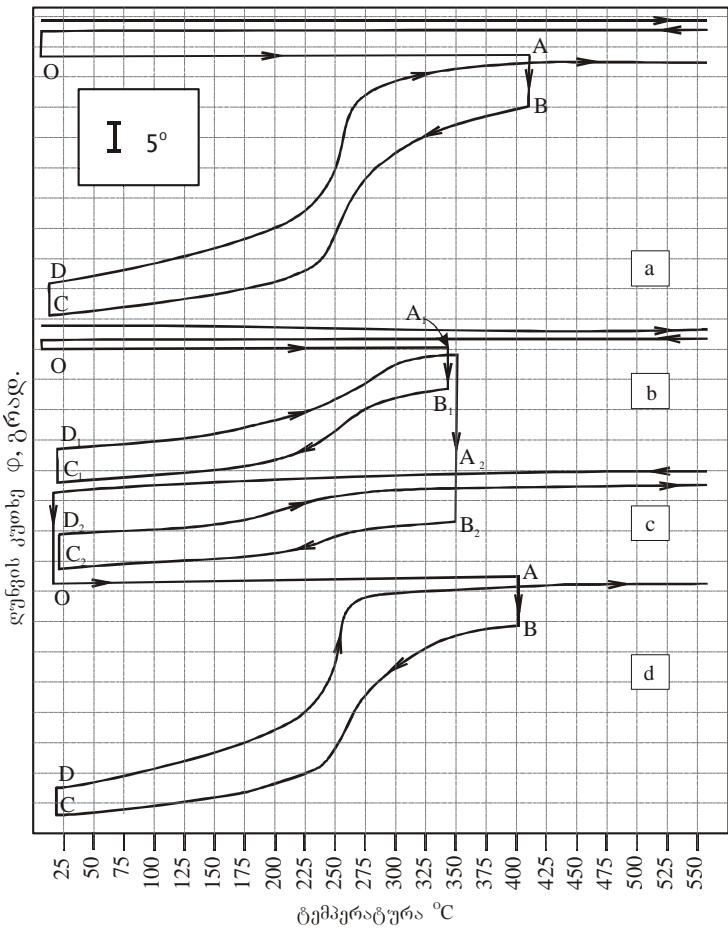
Ti-29,8Nb ნიმუშების გამოცდამ დუნგაზე გვიჩვენა, რომ მიღებული შედეგები მთლიანად იდენტურია გრეხვის შედეგად მიღებული მონაცემების, რაც ნათლად ჩანს ნახ.54 და 55-ზე.

ამ მეთოდის მიხედვით $\sigma_{\text{დ}}=159\text{Mpa}$ ძაბვის და $\epsilon_0=4\%$ დაგროვილი დეფორმაციის დროს ფორმის აღდგენის ხარისხი იყო არანაკლებ 95% (ნახ.54).

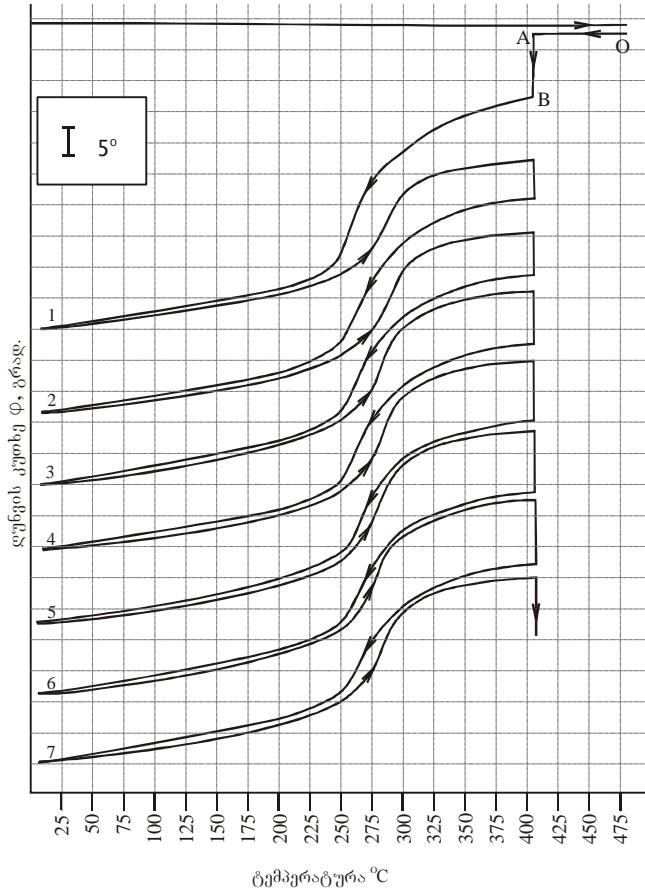
მუდმივი დატვირთვის ქვეშ თერმოციკლირებას ასევე მივყავართ ფორმის აღდგენის ხარისხის სტაბილიზაციამდე. $\sigma_{\text{დ}}=200\text{Mpa}$ ზემოქმედების და 20 \ddagger ამი “აღმდგენი” გახურების ხანგრძლივობის დროს. ფორმის აღდგენის ხარისხი 7 ციკლის განმავლობაში იზრდება $\approx 76\%$ -დან 95%-მდე. მე-7-ე ციკლის დროს დეფორმაცია იყო $\approx 5,5\%$.



ნახ.53. შენადნი Ti-29,8Nb. გრეხვის კუთხის ტემპერატურული დამოკიდებულება. ფორმის მასსოვრობის ეფექტის ციკლირება მექანიკური ზემოქმედების გარეშე (1-10-ს წრაფი გახურება, 1-6 ნელი გახურება).



ნახ.54. შენადნი Ti-29,8Nb. ღუნგის კუთხის ტემპერატურული დამოკიდებულება. ციკლირება მუდმივად მომქმედი დატვირთვის დენტი.



ნახ.55. შენადნი Ti-29,8Nb. ღუნგის კუთხის ტემპერატურული დამოკიდებულება. ციკლირება მუდმივად მომქმედი დატვირთვის დენტი.

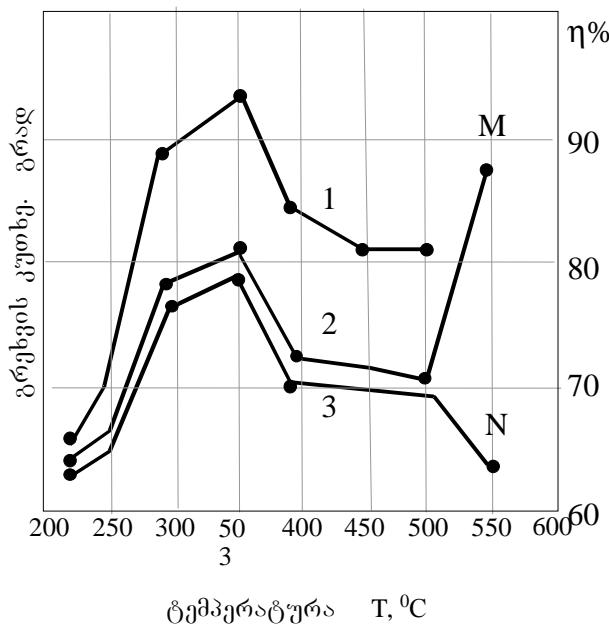
შენადნი Ti-50,1Ta. მდგომარეობის კრიტიკულობის ხარისხის მიხედვით $\beta \leftrightarrow \alpha''$ თერმოდრეკადი მარტენსიტული გარდაქმნის დროს შენადნის K_f ახლოს უნდა იყოს Ti-29,8Nb. საკმაოდ დაწვრილებითი აღწერა შენადნების ნიმუშების გამოცდის მეთოდიკის, რომელიც მოცემული იყო ზემოთ და მათი შედეგების ინტერპრეტაცია, საშუალებას გვაძლევს მოვიყვანოთ Ti-50,1Ta და სხვა შენადნების მონაცემები.

Ti-50,1Ta შენადნის დეფორმაცია მიმდინარეობდა, როგორც I, ისე II სქემით. Ti-29,8Nb შენადნის მსგავსად ამ შენადნში დადგენილია დეფორმაციის შემდეგ ფორმის აღდგენის მაღალი ხარისხი.

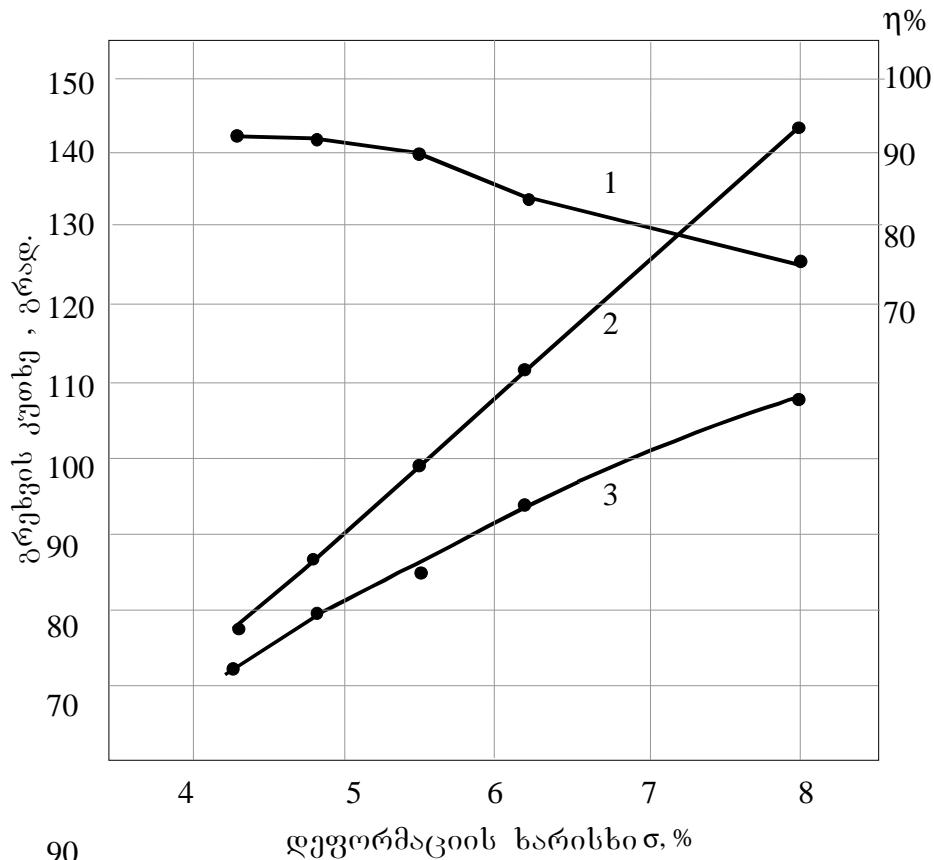
ნახ. 56-ზე ნაჩვენებია ნარჩენი დეფორმაციის, აღდგენილი დეფორმაციის და ფორმის აღდგენის ხარისხის ტემპერატურაზე დამოკიდებულება. გაცივებისას ნიმუშში დეფორმაციის გამომწვევი ძაბვა $\sigma_{\text{დ}} = 165 \text{მპა}$. დეფორმაცია მიმდინარეობდა $T=\text{const}$ პირობებში. ამის გამო მისი აბსოლუტური მნიშვნელობა მცირეა. დეფორმაციის დრო ყველა შემთხვევაში იყო ერთნაირი $\sim 20 \text{წამი}$. ნიმუშის დატვირთვა იწყებოდა მაღალი ტემპერატურიდან (545°C), ამის გამო (წერტილი M ნახ.56). პირველი დეფორმაციის დროს პლასტიკური დეფორმაციის წილი დიდია და მცირეა ფორმის აღდგენა (წერტილი N). ფორმის აღდგენის ხარისხი 12÷15% რიგისაა. შემდგომი ციკლები ახდენს ეფექტის სტაბილიზაციას და ფორმის აღდგენის ხარისხი პრაქტიკულად 80%-ის ფარგლებშია.

ფორმის მახსოვრობის ეფექტის პარამეტრებზე ($\sigma_{\text{დ}}$) ძაბვის გავლენის მაგალითი მოყვანილია ნახ.57-ზე. ($\sigma_{\text{დ}}$) სიდიდე იზრდებოდა დეფორმაციის დასახულ მნიშვნელობამდე. ფორმის აღდგენა პრაქტიკულად მაღალია, თუნდაც 6%-ზე მეტი დაგროვილი დეფორმაციის პირობებში.

დეფორმაცია ხორციელდებოდა $T_{\text{დ}}=345^{\circ}\text{C}$ ტემპერატურაზე. ტემპერატურის არჩევა აშკარაა შენადნის “დეფორმირების” უნარიდან გამომდინარე სხვადასხვა ტემპერატურაზე (ნახ. 56). ფორმის აღდგენა ყველა შემთხვევებში ხდებოდა გარე ძალის მოქმედების გარეშე.

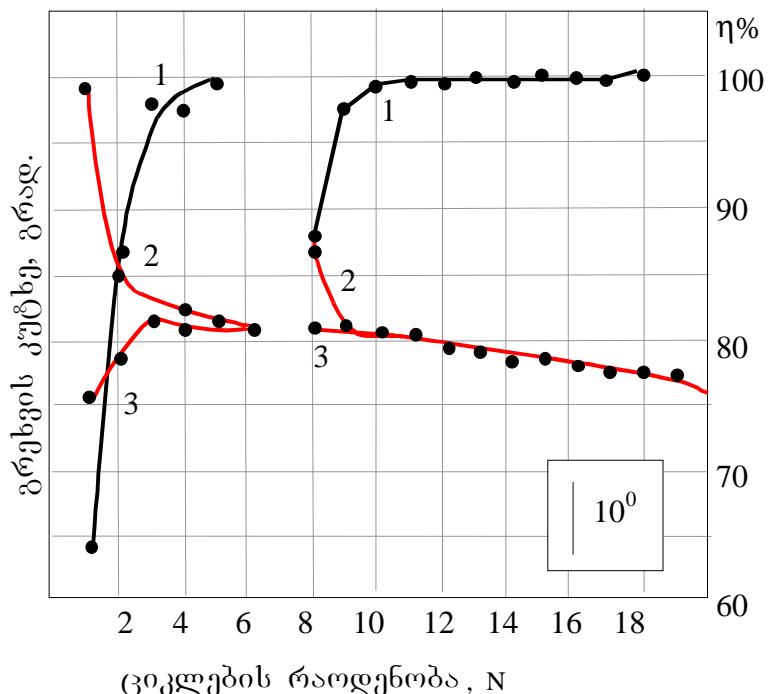


ნახ. 56. შენადნი $Ti-50,1Ta$. გრეხვის პუთხის და ფორმის ადგენის ხარისხის ტემპერატურული დამოკიდებულება. 1-ფორმის ადგენის ხარისხი, 2-დაგროვილი დეფორმაცია, 3-აღდგენილი დეფორმაცია.



ნახ.57.. შენადნი $Ti-50,1Ta$. გრეხვის პუთხის და ფორმის ადგენის ხარისხის დეფორმაციის ხარისხზე დამოკიდებულება. 1-ფორმის ადგენის ხარისხი. 2-დაგროვილი დეფორმაცია, 3-აღდგენილი დეფორმაცია.

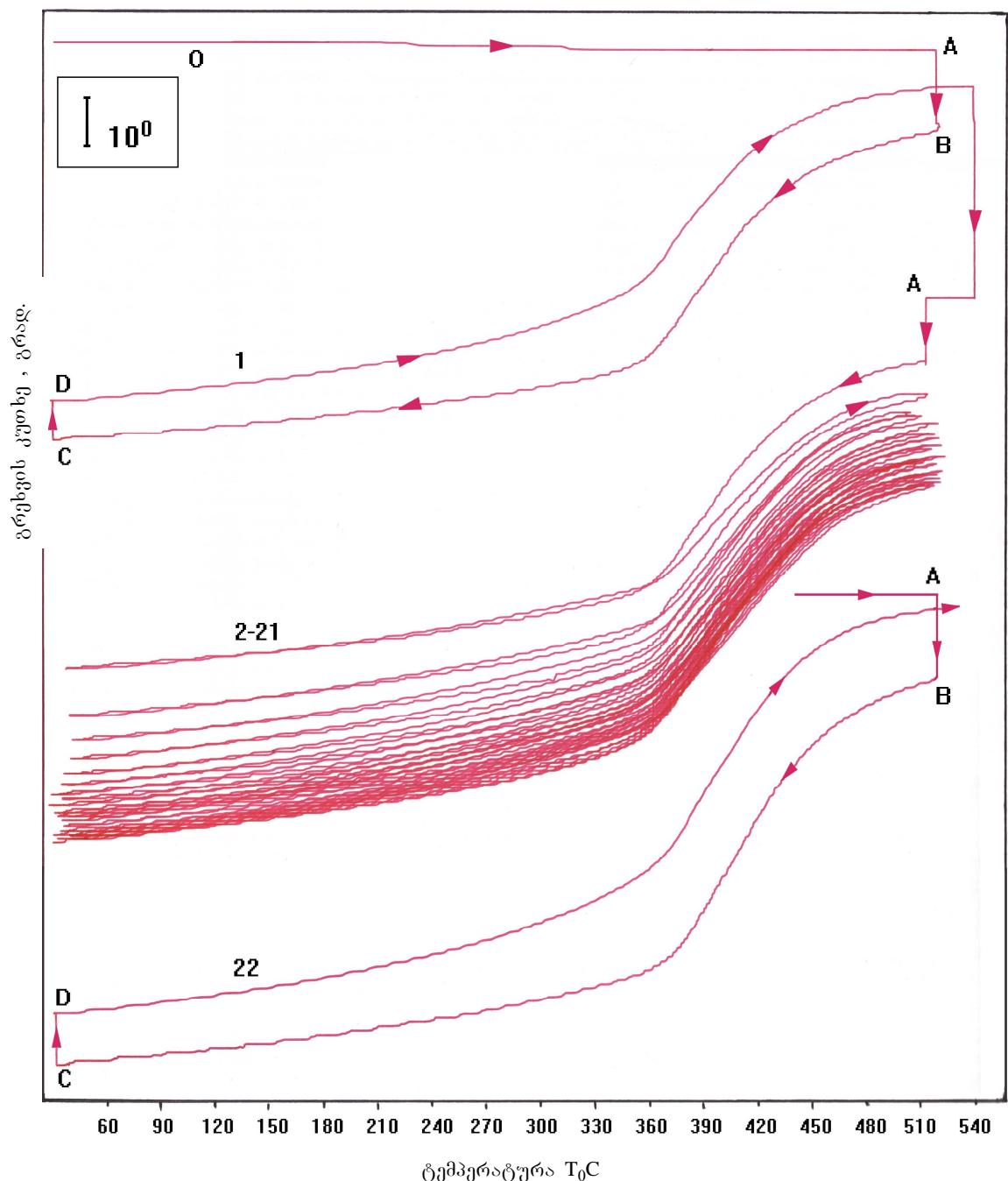
რენტგენოგრაფიული ანალიზით ფაზაზის წარმოქმნის დადგენა ვერ მოხერხდა. ეს აისახა დატვირთვის ქვეშ შენადნის Ti-50,1Ta ნიმუშების თერმოციკლირების შედეგებზე. კერძოდ ფორმის მახსოვრობის ეფექტის პარამეტრების გრაფიკულ ცვლილებაზე (ნახ.43). რაც ხარისხობრივად წარმოადგენს Ti-29,8Nb შემთხვევის სრულ ანალოგს (ნახ. 50), თუმცა Ti-50,1Ta პროცესის სტაბილიზაცია ხდება უფრო ადრე.



ნახ.58. შენადნის Ti-50,1Ta. გრეხვის პუთხის ციკლების რაოდენობაზე დამოკიდებულება.

1 - ფორმის აღდგენის ხარისხი.

2 - დაგროვილი დეფორმაცია, 3 - აღდგენილი დეფორმაცია.



ნახ. 59. შენადნი 50,1Ta. გრეხვის კუთხის ტემპერატურული დამოკიდებულება ფორმის მასოვრობის ეფექტის ციკლირების დროს.

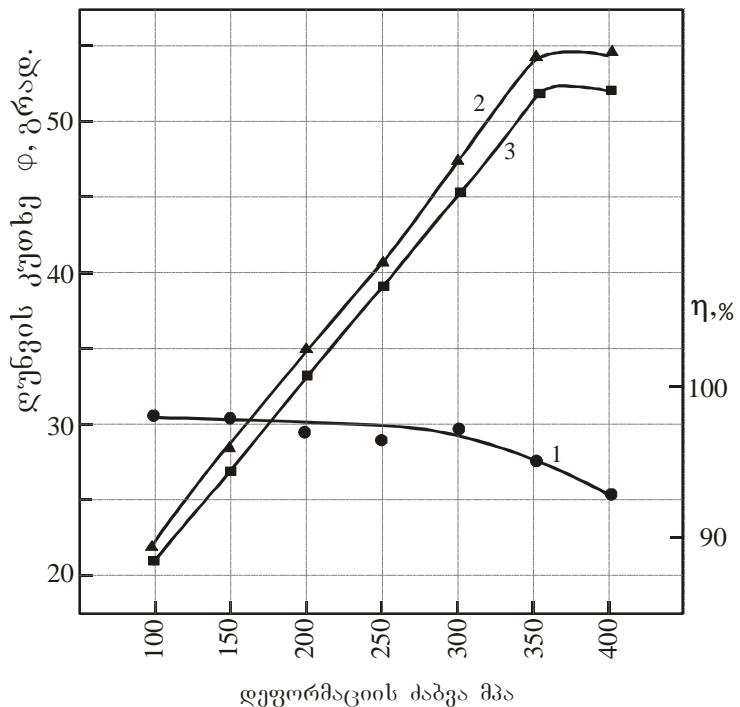
ფორმის აღდგენის ხარისხი ნარჩუნდება იგივე დონეზე, ოდონდ დაგროვილი დეფორმაციის უფრო მაღალი მნიშვნელობების დროს. თუ 20 ციკლისთვის შენადნი Ti-29,8Nb-ში $\epsilon=2.3\%$, შენადნის Ti-50,1Ta შემთხვევაში $\epsilon=3.4\%$.

ნახ.58 აღწერს პროცედურას, რომელიც მოყვანილი იყო ნახ.51-ზე. დატვირთვის ქვეშ ($\sigma_{\text{დ}}=165 \text{მპა}$) მე-6 ციკლის შემდეგ დეფორმირებული ნიმუში აღიდგენდა ფორმას (დატვირთვის გარეშე) ელექტროწინაღობის ტემპერატურაზე დამოკიდებულების გაზომვასთან ერთად. ამის შემდეგ თერმოციკლირება გრძელდებოდა. ნახ. 50 შედარებამ ნახ.58-თან გვიჩვენა ტანტალიანი შენადნის მაღალი სტაბილურობა. დეფორმაცია და ფორმის აღდგენის ხარისხი აღწევდა სტაბილურ მნიშვნელობას უკვე 8 ციკლის შემდეგ.

ნახ.59-ზე წარმოდგენილია ნიმუშების გამოცდის ერთ-ერთი სურათი I სქემის მიხედვით. პირველი ციკლის დროს (ABCD) აღდგენა მიმდინარეობს დატვირთვის მოქმედების გარეშე. $\sigma_{\text{დ}}=125 \text{მპა}$ ძაბვის დროს დაგროვილი დეფორმაციის სიდიდე $\epsilon=4.5\%$, ხოლო ფორმის აღდგენის ხარისხი $\eta=90\%$. ამის შემდგომ ჩატარებული იყო მრავალჯერადი ციკლირება 125მპა მუდმივად მოქმედი ძაბვის ქვეშ. ნახაზიდან ჩანს, რომ ფორმის სრული აღდგენა იწყებოდა 5-6 ციკლის შემდგომ. ციკლირების დროს დეფორმაციის სიდიდე (~4,5%) პრაქტიკულად არ იცვლებოდა. ბუნებრივი იყო ისიც, რომ 22 ციკლზე (რომელიც ჩატარებული იყო დატვირთვის გარეშე) ϵ და η მნიშვნელობები არ იცვლებოდა.

ორიენტირებული კრისტალური სტრუქტურის ფორმირება დაიკვირვებოდა შენადნ Ti-50,1Ta ნიმუშებშიც. ის ასევე იქმნებოდა დატვირთვის ქვეშ თერმოციკლირებით. ასეთ ნიმუშებს უნარი ჰქონდათ გამოემუდავნებინათ ფორმის მახსოვრობის ეფექტი იძულებითი დეფორმაციის გარეშე – მხოლოდ თერმოდრეკადი მარტენსიტული გარდაქმნის ხარჯზე გახურება-გაცივების პროცესში (ნახ.49).

20 ციკლის ჩათვლით, ციკლირება მიმდინარეობდა $\sigma_{\text{დ}}=125 \text{მპა}$ მოქმედების ქვეშ. ფორმის აღდგენისთვის გახურების დრო იყო 20 წამის

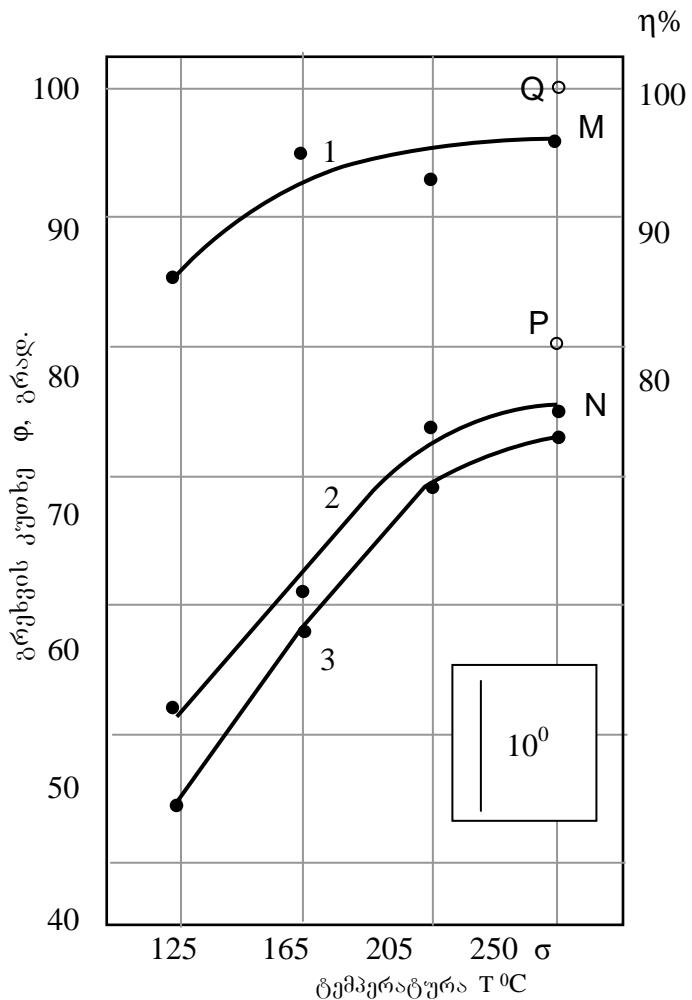


ნახ.60. შენადნი Ti-50,1Ta. ღუნვის კუთხის და ფორმის აღდგენის ხარისხის (1) დამოკიდებულება დეფორმაციის გამომწვევ ძაბვაზე.
2 – დაგროვილი დეფორმაცია. 3 – აღდგენილი დეფორმაცია

რიგის. ამ ციკლირების პერიოდში აღდგენადი დეფორმაცია პრაქტიკულად შემცირდა 4,2%-დან 3,6%-მდე. ამის შემდეგ ჩატარებული თავისუფალი ციკლირება შეიძლება გაგრძელდეს საჭმაოდ დიდხანს. 35 ციკლის შემდეგაც აღდგენილი დეფორმაცია იყო არანაკლებ 1,9%.

Ti-50,1Ta შენადნის ნიმუშების გამოცდამ ღუნვაზე, როგორც Ti-29,8Nb შემთხვევაში, არ გვიჩვენა პრაქტიკული განსხვავება მონაცემებისგან, რომლებიც მიღებული იყო გრეხვის დეფორმაციით. ღუნვის კუთხის და ფორმის აღდგენის ხარისხის დამოკიდებულება დეფორმაციის ძაბვაზე ნაჩვენებია ნახ60.

შენადნი Ti-59,8Ta. $T_{\text{g}}=345 \div 370^{\circ}\text{C}$ მნიშვნელობა I სქემით გრეხვითი გამოცდისთვის დადგენილი იქნა დიფერენციალური თერმული ანალიზის და ელექტრომწინადობის ტემპერატურაზე დამოკიდებულების მონაცემების მიხედვით (M_s , M_s , A_s და A_f). ფორმის აღდგენა მიმდინარეობდა დატვირთვის გარეშე. 11-15 ციკლი $\sigma_{\text{g}}=205\text{მპა}$ დატვირთვის მოქმედების ქვეშ უზრუნველყოფდა დაგროვილ დეფორმაციას 3,8-4,0% ფარგლებში, აღდგენილი დეფორმაციის არანაკლებ 84-90% მნიშვნელობის დროს.



ნახ.61. შენადნი $Ti-50.1Ta$. გრეხვის კუთხის და ფორმის ადდგენის (1) დამოკიდებულება დეფორმაციის გამომწვევ ძაბვასთან. 2-დაგროვილი დეფორმაცია, 3-აღდგენილი დეფორმაცია.

$\sigma_{\text{დ}}$ სიდიდის გავლენა (იგივე ტემპერატურული რეჟიმის დროს) ნაჩვენებია ნახ.61-ზე. როგორც ადრე იყო ნაჩვენები, პირველი დატვირთვის დროს $T_{\text{დ}}$ ტემპერატურაზე მნიშვნელოვანი სიდიდის $\sigma_{\text{დ}}=250\text{მპა}$ ძაბვა იწვევდა დეფორმაციის შედარებით დიდ პლასტიკური მდგენელის წარმოქმნას (ნახ.61 წერტილი P). ეს შეესაბამება 6%-ზე მეტ დეფორმაციას. ფორმის აღდგენამ ამ დეფორმაციის დროს შეადგინა ~80%. (იხ. ნახ.61 წერტილი Q). განმეორებითმა დატვირთვამ იგივე $\sigma_{\text{დ}}$ და დეფორმაციის ტემპერატურისთვის შესამჩნევად შეცვალა სურათი. დეფორმაცია შემცირდა (პლასტიკური მდგენელის ხარჯზე) $\varepsilon \sim 4,8\%$ -მდე

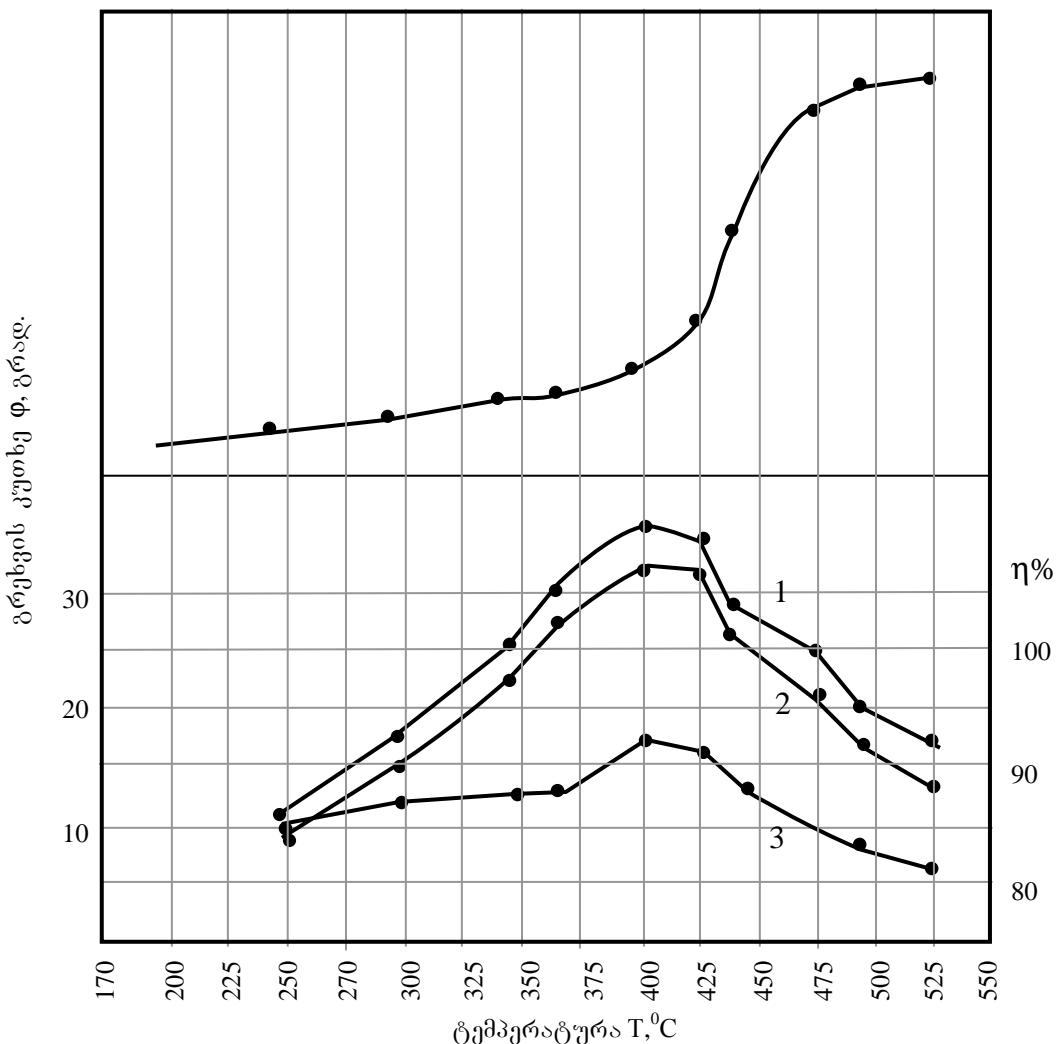
(წერტილი N ნახ.61), ხოლო ფორმის აღდგენის ხარისხი გაიზარდა 95-97%-მდე (წერტილი M ნახ.61).

შენადნი Ti-43,22Ta. გრეხვის დეფორმაცია მიმდინარეობდა I სქემის მიხედვით. $T_{\text{დ}}=460 \div 485^{\circ}\text{C}$ დეფორმაციის ტემპერატურას და $\sigma_{\text{დ}}=85\text{მპა}$ ძაბვა საშუალებას გვაძლევდა ნიმუშში შექმნილიყო 4% დეფორმაცია, ხოლო ფორმის აღდგენის ხარისხი η იყო 90-94% რიგის. ფორმის აღდგენა მიმდინარეობდა გარე ძაბვის მოქმედების გარეშე. ოერმოციკლირება მიმდინარეობდა დანარჩენი შენადნების ციკლირების ანალოგიურად. 10 ციკლის განმავლობაში $\sigma_{\text{დ}}=85\text{მპა}$ მოქმედების განმავლობაში დაგროვილი დეფორმაციის სიდიდე 3,1÷3,4% პრაქტიკულად არ იცვლებოდა. ფორმის აღდგენის ხარისხი რჩებოდა 85÷87% ტოლი. $\sigma_{\text{დ}}$ გაზრდას 125მპა-მდე მივყავართ დეფორმაციის გაზრდამდე ~6÷7%-მდე ფორმის აღდგენის ხარისხის პრაქტიკული ცვლილების გარეშე (85÷86%). $T_{\text{დ}}>580^{\circ}\text{C}$ ტემპერატურებზე დეფორმაცია იწვევდა დატვირთვის პროცესში ძლიერ პლასტიკურ დინებას. დეფორმაცია იზრდებოდა ~9,5%-მდე, ხოლო ფორმის აღდგენის ხარისხი მხოლოდ 43% იყო. ეს კიდევ ერთხელ მიუთითებს იმაზე, რომ A_s და A_f ტემპერატურების მაღალი მნიშვნელობის გამო საჭიროა სიფრთხილე $T_{\text{დ}}$ და $\sigma_{\text{დ}}$ შერჩევისას გამოსაკვლევ შენადნებში.

ნახ. 62-ზე მოყვანილია Ti-43,2Ta-ის გრეხვის დეფორმაციის II სქემით გამოცდის შედეგები. ზემოთ განხილულ შენადნებთან შედარებით აღმოჩნდა, რომ საერთო კანონზომიერებიდან არავითარი გადახრა არ გააჩნია. ღუნვაზე შენადნის ნიმუშების გამოცდამ ასევე გვიჩვნა გრეხვის მეოთხთან სრული ანალოგია. 6% დაგროვილი დეფორმაციის დროს ფორმის აღდგენის ხარისხი იყო არანაკლებ 80%-ის.

მრავალკომპონენტიანი შენადნების გრეხვითი გამოცდის ძირითადი მონაცემები მოყვანილია ცხრილში 10. ფორმის აღდგენის ხარისხის შედარებით მცირე მნიშვნელობები, დაკავშირებულია ღ-ფაზის წარმოქმნასთან.

მისი წარმოქმნის ჩასახშობად ზოგიერთი შენადნის შეცვლილ შემადგენლობაში შეყვანილი იქნა ცირკონიუმის გარკვეული რაოდენობა



ნახ.62. შენადნი Ti-43,2Ta. გრეხვის კუთხის (1) და ფორმის აღდგენის ტემპერატურული დამოკიდებულება. 2-აღდგენილი დეფორმაცია. 3-ფორმის აღდგენის ხარისხი.

ფორმის მასოვრობის ეფექტი განიხილებოდა გაჭიმვის დეფორმაციის მიხედვითაც. თუმცა ამ შემთხვევაში იქმნებოდა მთელი რიგი სიძნელეებისა. ისინი დაკავშირებული იყო გახურების და გაცივების სიჩქარის უზრუნველყოფასთან და გარკვეული სითბური რეჟიმის შენარჩუნებასთან. ჩვენს ხელთ არსებულ გამჭიმავ მანქანაში (INSTRON-1115) არ იყო გათვალისწინებული ნიმუშის ელექტრული დენიო გახურება. ღუმელით გახურებას კი რამდენიმე ათეული წუთი სჭირდებოდა დეფორმაციის ტემპერატურის მისაღწევად. ეს განსაკუთრებით მნიშვნელოვანი აღმოჩნდა ფორმის მასოვრობის ეფექტის პარამეტრებზე (გამოწვეული გრეხვის დეფორმაციით) გახურების სიჩქარის გავლენის მონაცემების გათვალისწინებით

ცხრილი 10

შენადნი	დეფორმაციის ტემპერატურული ინტერვალი $\Delta T^{\circ} C$	ფორმის აღდგენის ტემპერატურული ინტერვალი $\Delta T^{\circ} C$	დეფორმაციის ძაბვა σMPa	დეფორმაციის ხარისხი $\varepsilon \%$	ფორმის აღდგენის ხარისხი, $\eta \%$
Ti - 7,5 Nb - 7,4 Mo	460 – 345	270 - 330	250	4,5	50
Ti - 9,9 Nb - 10,1 V	415 - 270	240 - 290	280	4,0	60
Ti - 8,8 Ta - 9,0 V	485 - 390	390 - 440	205	5,0	60
Ti - 7,8 Ta - 8,1 Mo	440 - 390	370 - 440	165	5,5	70
Ti - 5 Ta - 4,9 Mo - 4,8 V	370 - 330	270 - 320	165	2,0	70
Ti - 5,1 Ta - 4,9 Mo - 4,9 V	460 - 390	400 - 460	165	4,0	80

შენადნის კომპონენტები შემადგენლობის გავლენა დეფორმაციის ტემპერატურულ ინტერვალზე, დეფორმაციის ძაბვებზე და აღდგენის ხარისხზე.

კვლევის შედეგები მოყვანილია ცხრილში 11. გამოიყენებოდა ბრტყელი ნიმუშებისთვის სტანდარტული ფორმა. სამუშაო ნაწილის სიგრძე იყო 50მმ კვეთით 3X3მმ.

შენადნი Ti-Al-Mo-V(BT-16) მოცემული შენადნის შემთხვევაში გარკვეულ ინტერვეს შეიძლება წარმოადგენდეს დეფორმაციის აღდგენის შებრუნებული ეფექტი დეფორმირებული ობიექტის გახურების პროცესში.

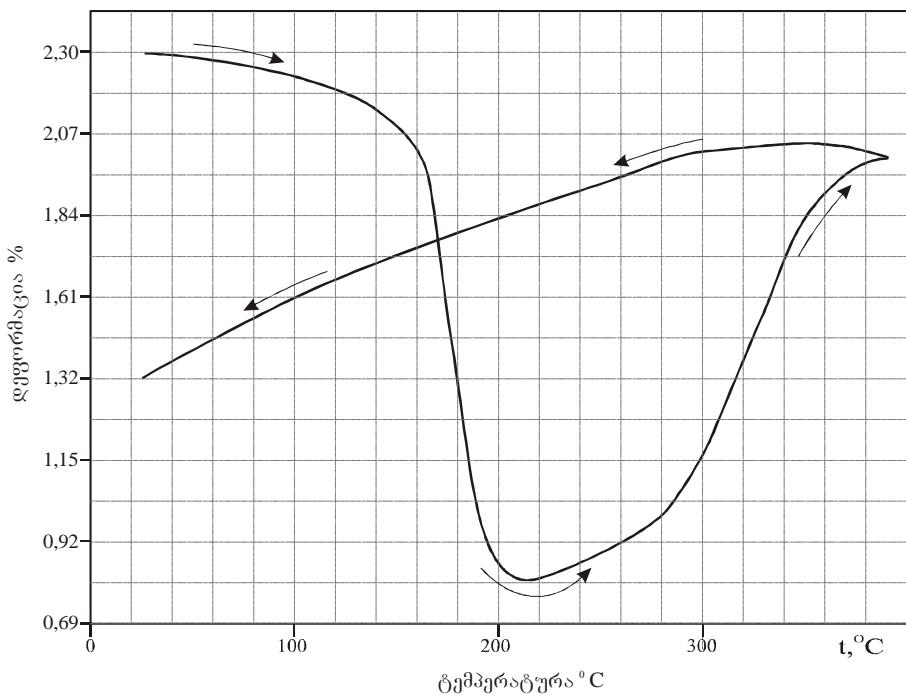
ნახ. 63-ზე მოყვანილია ტემპერატურის ზრდის პროცესში ნიმუშის ხაზოვანი ზომის ცვლილების ჩანაწერი (დილატომეტრული მრუდი). წინასწარი დეფორმაცია ხდებოდა ოთახის ტემპერატურაზე. ნიმუშს ჰქონდა ფაზური შემადგენლობა $\alpha + \beta_M$ (β_M ზღვრულად არასტაბილური ფაზაა $\beta \rightarrow \alpha$ თერმოდრეკადი მარტენიტული გარდაქმნის დროს). $120 \div 210^{\circ}C$ -ზე ფორმის აღდგენის ეფექტის განხორციელების შემდეგ, $400^{\circ}C$ -მდე გახურებას მივყავდით დეფორმაციის აღდგენამდე (შებრუნებული ეფექტი).

შენადები	დეფორმაციის ტემპერატურა $T^{\circ}\text{C}$	დეფორმაციის ხარისხი $\Sigma \%$	ფორმის აღდგენის ხარისხი $\eta \%$	ინტენსიური ფორმის აღდგენის ტემპერატურული ინტერვალი $^{\circ}\text{C}$
Ti - 29,8 Nb	20 200 250 310*	3,2 2,5 3,0 3,4	28 85 70 39	60÷ 320 70÷ 320 60÷ 310 100÷ 330
Ti - 33,1 Nb	20 200 200 200 240 240 240	3 2,4 2,9 3,5 3,7 4,9 5,3	56 90 85 70 60 43 43	60÷ 280 60 – 270 60 – 270 60 – 270 60÷ 300 60÷ 300 60÷ 300
Ti - 50,1 Ta	20 200 250 420*	3 2,5 4,0 5,3	32 75÷ 80 50 50	120÷ 370 120÷ 400 100 – 420 120 – 450
Ti - 59,8 Ta	20 200 260*	3,0 3,0 4,8	62 70 34	60 – 270 60 – 270 60 – 330
Ti - 43,2 Ta	400 400 450	4,6 5,2 4,2	24 19 17	180 – 460 180 – 400 180 – 460

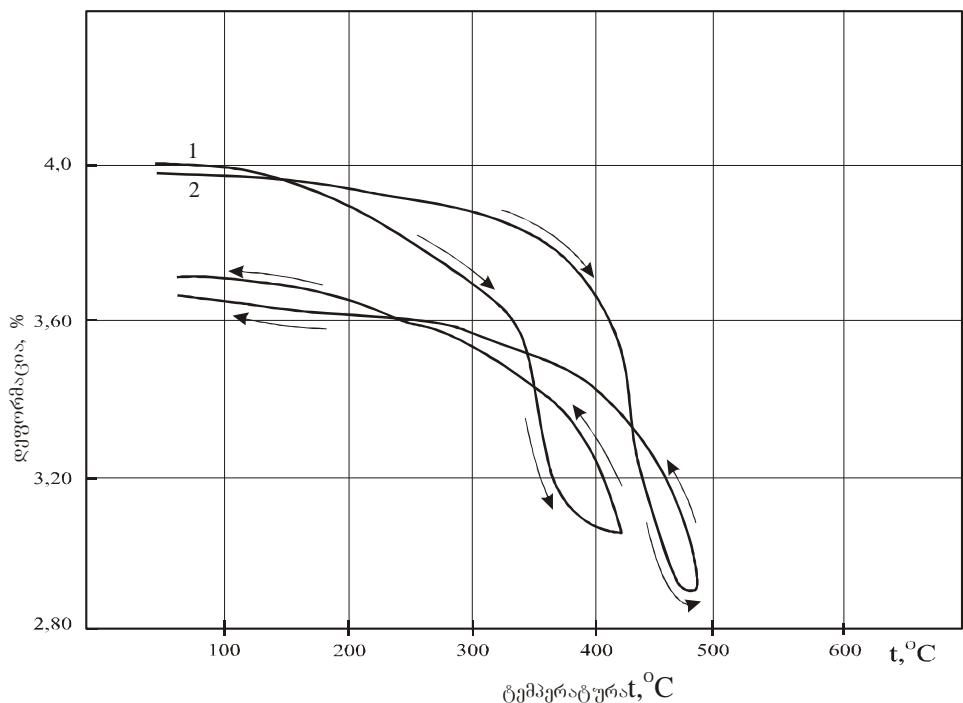
გაჭიმვის დროს დეფორმაციის და ფორმის აღდგენის ხარისხის დამოკიდებულება დეფორმაციის ტემპერატურაზე.

ასეთი ეფექტის განხორციელების შესაძლებლობა არ გამოირიცხებოდა მას შემდეგ, რაც 200°C -ზე გახურებული ნიმუში ცივდებოდა (ნახ.38) ოთახის ტემპერატურამდე და შემდეგ ხურდებოდა ხელახლა. გარდა ამისა შენადნში $\alpha + \beta + \alpha''$ სტრუქტურით (წარმოქმნილი 800°C -ზე 1-საათიანი დაყოვნების შემდეგ წრთობის შედეგად) “აღდგენილი” დეფორმაცია ზომით შეიძლება მეტი ყოფილიყო საწყის დეფორმაციაზე.

ნახ.39. ნიმუშის დეფორმაცია ხდებოდა 160°C -ზე. გაცივება მიმდინარეობდა ძაბვის უწყვეტი მოქმედების ქვეშ, რადგან გაჭიმავი.



ნახ. 63. შენადნი BT-16. დილატომეტრული მრუდი. საწყის მდგომარეობაში შენადნს ჰქონდა $\alpha + \beta_M$ შემადგენლობა.



ნახ. 64. შენადნი BT-16. შენადნში ფორმის მასოვობის ეფექტის შექცევადობის ამსახველი დილატომეტრული მრუდები. 1-დეფორმაცია 20°C დროს. 2-დეფორმაცია 200°C დროს.

მანქანის ცანგების დაფიქსირებული მდგომარეობა უცვლელს ტოვებდა დეფორმაციას ნახ. 64-ზე ნაჩვენებია შექცვადი ეფექტის არსებობა. ერთნაირი საწყისი დეფორმაციის (4%) დროს. ნიმუშებში, როგორც ოთახის, ისე $T_{\text{დ}}=250^{\circ}\text{C}$ ტემპერატურებზე დაიკვირვება შექცვადი ფორმის აღდგენის ეფექტი.

ზედრეკადობა Ti-Ta და Ti-Nb ფუძეზე ბინარულ და მრავალკომპონენტიან შენადნებში შესწავლილი იყო შემდეგი მეთოდიკით. შენადნების ნიმუშები მუდმივ ტემპერატურაზე დეფორმირდებოდნენ გრეხვითი დეფორმაციის დანადგარში მუდმივი სიჩქარით პლასტიკური დეფორმაციის გარკვეულ სიდიდემდე. სხვადასხვა შენადნისთვის განსხვავებულ ϵ_0 სიდიდის მიღწევისას გარე დატვირთვა იხსნებოდა ტემპერატურის ცვლილების გარეშე და ხდებოდა საწყისი ზომების აღდგენის ხარისხის შეფასება.

კვლევებმა საშუალება მოგვცა გამოგვევლინა შენადნების ზედრეკადული ქცევის მექანიზმი.

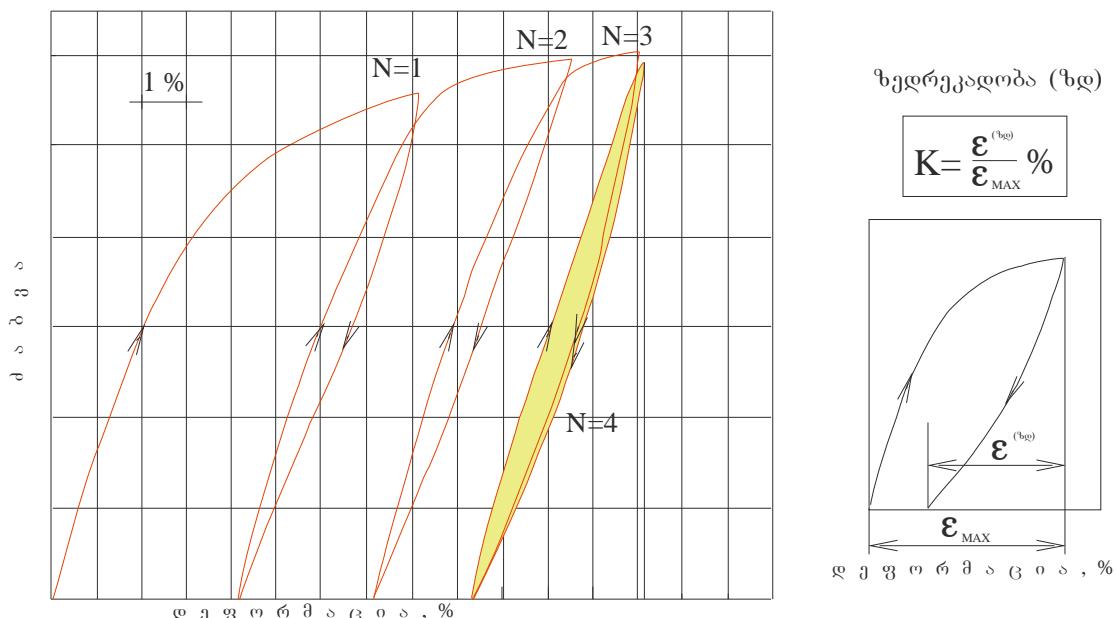
β ან α''+β სტრუქტურის შენადნების შემთხვევაში დეფორმაციას მივყავდით ფაზის α''-ფაზის წარმოქმნამდე. თუ გრეხვა ხდებოდა ტემპერატურებზე, როდესაც გარე ძაბვის არარსებობის დროს მარტენიტული ფაზა ხასიათდებოდა ზღვრული არამდგრადობით, დეფორმაციის მოხსნას მივყავდით შებრუნებულ $\alpha'' \rightarrow \beta$ ნაწილობრივ გარდაქმნამდე და ზედრეკადობის გაჩენამდე.

ზედრეკადი დაბრუნების დამოკიდებულებას ნიმუშების სრულ დეფორმაციაზე აქვს ერთნაირი ხასიათი თრივე სისტემის მთელი რიგი შენადნებისთვის.

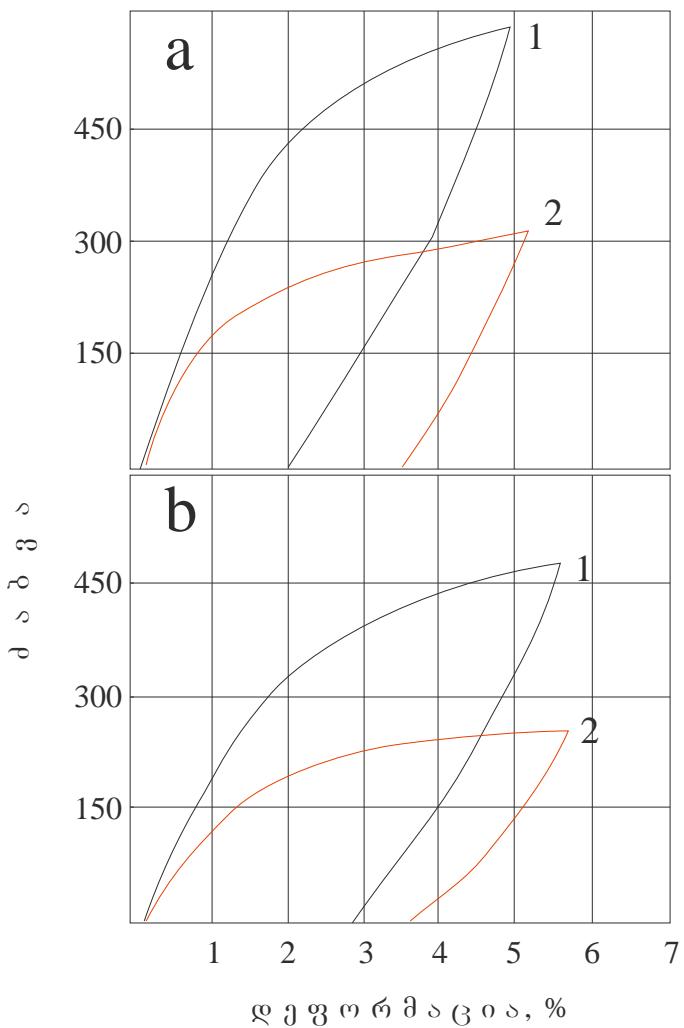
დეფორმაციის ტემპერატურის შემცირებას A_s ქვემოთ მივყავართ იმ ძაბვების უფრო მაღალ მნიშვნელობამდე, რომლებსაც შეუძლიათ გამოიწვიონ $\beta \rightarrow \alpha''$ გარდაქმნა მარტენიტული α'' -ფაზა არის გაცილებით სტაბილური. β -ფაზის თერმულ “დარბილებას” β - ფაზის არსებობის არეში ტემპერატურის გაზრდისას მივყავართ პლასტიკური დეფორმაციის განხორციელების შემსუბუქებამდე, რომელსაც ყველა შენადნები არ არის აუცილებელი თან სდევდეს α'' ფაზის წარმოქმნა, რის გამოც დეფორმაციის ნაწილი რჩება ნარჩენი დეფორმაციის სახით,

არ აღდგება და ამცირებს ზედრეკადობას. განმეორებითი დეფორმაციის ჩატარება იწვევდა β -ფაზის დეფორმაციულ განმტკიცებას, რაც იწვევდა დენადობის ძაბვის გაზრდას და ნარჩენი დეფორმაციის წილის შემცირებას. ამის გამო ხდებოდა ზედრეკადი დეფორმაციის წილის ზრდა.

ეს კარგად გამოჩნდა დეფორმაციის მრავალჯერადი განმეორების დროს (ციკლირებით) იმ შენადნებში, რომლებისთვისაც მარტენსიტული გარდაქმნის ტემპერატურა ახლოა ოთახის ტემპერატურასთან, რაც განსაკუთრებით მნიშვნელოვანია ჩვენთვის, რადგან შენადნების ზედრეკადული ქცევის გამოკვლევა ძირითადად ხდებოდა ოთახის ტემპერატურაზე შენადნების გრეხვითი დეფორმაციის მეშვეობით.



ნახ. 65. ძაბვა-დეფორმაციის ტიპიური მრუდები შენადნებისთვის ოთახის ტემპერატურაზე. ზედრეკადობა ნაჩვენებია №4 ციკლზე.



ნახ. 66. ძაბვა-დეფორმაციის მრუდები შენადნებისთვის: (a) Ti-59,8Ta; (b) Ti-33,1Nb.

- (1) ნიმუშის დაყოვნება მიმდინარეობდა 1000°C -ზე 60 წუთის განმავლობაში. წრთობა წყალში.
- (2) ნიმუში ამოჭრილია 1000°C -ზე 60 წუთის განმავლობაში დაყოვნებული ფირფიტის შუაგულიდან. წრთობა წყალში.

ძაბვა იზომებოდა ტენზომეტრის საშუალებით. ძაბვა-დეფორმაციის დამოკიდებულების ჩაწერა ხდებოდა ნიმუშის დატვირთვა-განტვირთვის პროცესში.

ნაჩვენები იქნ, რომ სრული ზედრეკადობა ვითარდებოდა შენადნებში დატვირთვა-განტვირთვის რამოდენიმე ციკლის შემდგომ. ასეთი ციკლირების სქემა მოყვანილია ნახ. 65-ზე.

შენადნების მიერ ε^{10} დეფორმაციის ზედრეკადული აღდგენის საერთო სურათი მოცემულია ცხრილ 3.

როგორც ცხრილიდან ჩანს, შენადნების უმეტესობისთვის ϵ ^{ზღ} აქვს სიდიდე 3-3,8%. ძალიან კარგ ზედრეკადობის უნარს 4,3÷4,6% ავლენენ შენადნები Ti-25,9 Nb, Ti-43,2 Ta და Ti-33Nb-7Zr.

ამჟამად არსებული მონაცემების მიხედვით დიდი ზედრეკადობა არის სრიალის ხახუნის ძაბვების დიდი მნიშვნელობების და გარკვეული ტიპის ტექსტურის ჩამოყალიბების შედეგი.

ეს მიიღწევა ან ელემენტების გახსნის შედეგად განმტკიცებით, ან დისპერსიული ჩანართების წარმოქმნით, მაგალითად ისეთის, როგორსაც ქმნის ჩანერგილი ჟანგბადი. ასეთი მდგომარეობა გარკვეული სახით გამოვლინდა მოცემულ გამოკვლევებში, ნიმუშების ზედაპირის დაფანგვის შემთხვევაში. ჟანგბადის შეღწევა ნიმუშის ზედაპირიდან მის შიდა შრეებში ადიდებდა სიმტკიცეს და ერთდროულად აუმჯობესებდა ϵ ^{ზღ}. ეს კარგად ჩანს ნახ.66-ზე.

ერთნაირი ხარისხის საწყისი დეფორმაციის დროს ϵ ^{ზღ} მეტია ნიმუშისთვის ზედაპირული ოქსიდური ფენით და უფრო დიდი სიმტკიცით.

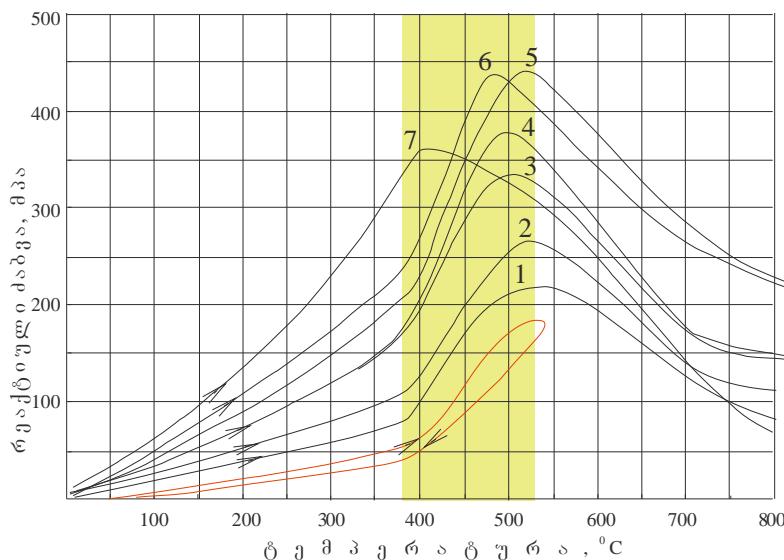
იმდენად, რამდენადაც მომატებული სიმტკიცე ნიშნავს ელასტიკურობის ერთდროულ გაუარესებას, პრაქტიკული გამოყენებისთვის საჭიროა მათ შორის გარკვეული ბალანსის დამყარება.

იმ რეაქტიული ძაბვების გაზომვის ინტერესი, რომელიც გენერირდება შებრუნებული მარტენსიტული გარდაქმნის დროს, გამოწვეულია იმით, რომ ისინი შეიძლება გამოყენებული იქნას, როგორც მამოძრავებელი ძალა ფორმის მახსოვრობის ეფექტის საფუძველზე შექმნილ ხელსაწყოში.

სრ-ის გაზომვა მიმდინარეობდა შენადნების გრეხვითი დეფორმაციის შემთხვევაში.

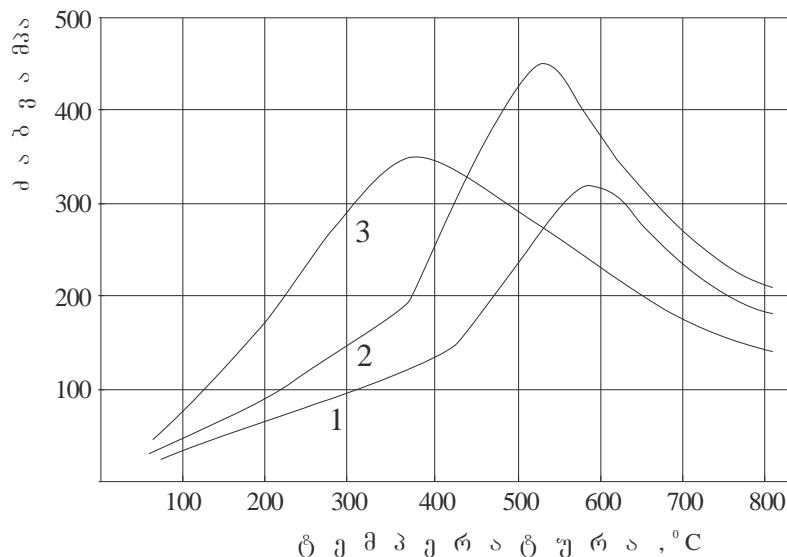
წინასწარი დეფორმაციის შემდგომ, ორივე მხრიდან ჩამაგრებული ნიმუშები ხურდებოდა. ტენზომეტრით იზომებოდა გახურების პროცესში წარმოქმნილი ძაბვების ტემპერატურაზე დამოკიდებულება. გახურება ხდებოდა ოთახის ტემპერატურიდან $800-850^{\circ}\text{C}$ -მდე.

ერთი და იგივე შენადნებისთვის ნიმუშების გახურება ხდებოდა

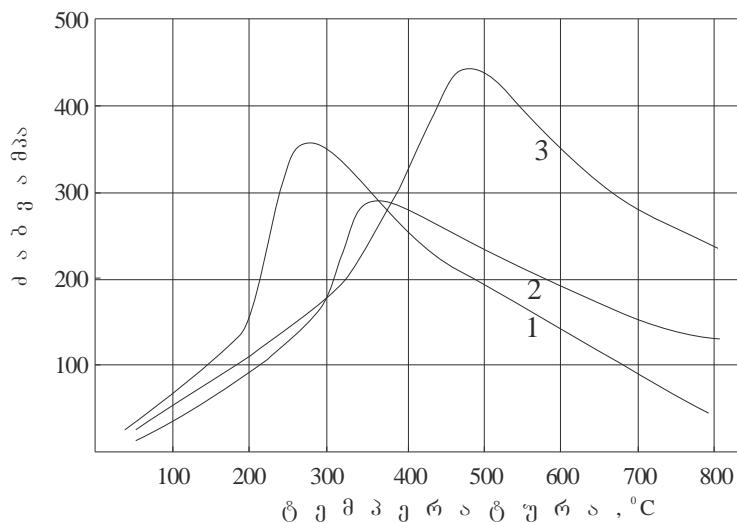


ნომერი	დეკაგრძელება, %	$\sigma_{\text{r}}^{\text{MAX}}$, MPa
1	1,8	220
2	3,6	270
3	5,6	335
4	6,0	375
5	8,0	440
6	10,0	440
7	12,0	360

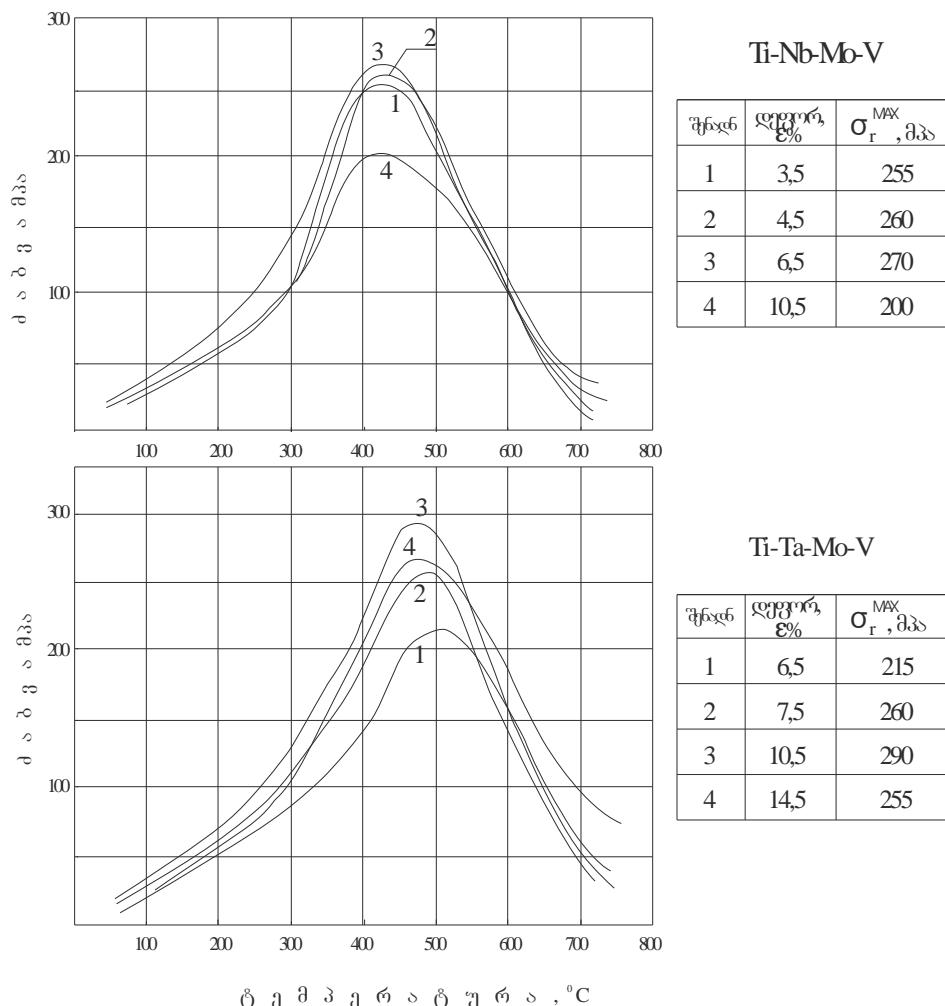
ნახ. 67. შენადნი Ti-50,1Ta გენერირებული რეაქტიული ძაბვების მრუდები წინასწარი დეფორმაციის განსხვავებული ხარისხის დროს.



ნახ. 68. ბოლოებდამაგრებული ნიმუშების გახურების ძაბვა-ტემპერატურის დამოკიდებულების მრუდები 8%-იანი წინასწარი დეფორმაციის დროს (1) Ti-43,2Ta, (2) Ti-50,1Ta, (3) Ti-59,8 Ta.



ნახ. 69. ბოლოებდამაგრებული ნიმუშების გახურების ძაბვა-ტემპერატურის დამოკიდებულების მრუდები 8%-იანი წინასწარი დეფორმაციის დროს (1) Ti-33,Nb, (2) Ti-29,8 Nb, (3) Ti-25,9Nb.



ნახ. 70. რეაქტიული ძაბვის ტემპერატურაზე დამოკიდებულება შენადნის წინასწარი დეფორმაციის სხვადასხვა ხარისხის დროს.

სხვადასხვა წინასწარი დეფორმაციის (ε_0) დროს. ε_0 ზრდასთან ერთად $\sigma_{\text{r}}\text{-ის}$ მნიშვნელობა ყოველი გახურებისას იზრდებოდა აღწევდა მაქსიმუმს და შემდეგ მცირდებოდა. ასეთი თანმიმდევრული გახურების ტიპიური სურათი Ti-50,1Ta შენადნისათვის მოყვანილია ნახ. 67-ზე გაზომვების სერიებიდან აირჩეოდა ის, რომლის დროსაც აღწევდა მაქსიმალურ მნიშვნელობას.

ნახ. 68. მოყვანილია ასეთი გამოყოფილი სახის ნიმუშების გახურების მრუდები და მითითებულია $\sigma_{\text{r}}^{\text{max}}$ მნიშვნელობა Ti-Ta სისტემის შენადნებისთვის.

Ti-Nb, Ti-Ta-Mo-V და Ti-Nb-Mo-V შენადნების გახურების ანალოგიური მრუდები მოყვანილია ნახ. 69 და 70.

პრაქტიკულად ყველა შენადნში $\sigma_{\text{r}}^{\text{max}}$ მიიღწეოდა ნიმუშების 8-10%-მდე დეფორმაციის შემთხვევაში.

$\sigma_{\text{r}}^{\text{max}}$ შესაბამისი მნიშვნელობაში სხვადასხვა შენადნისათვის მოცემულია ცხრილში 9.

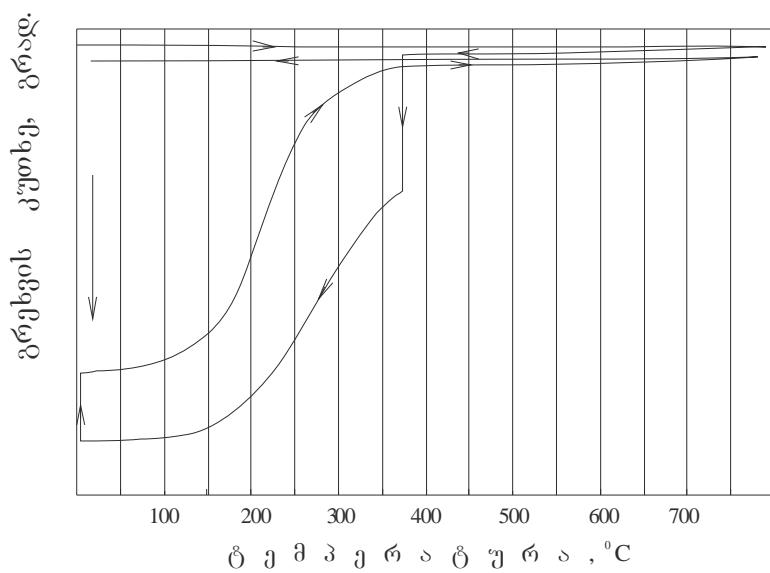
ნახ.67,68,69,70 მოცემული $\sigma_{\text{r}}\text{-ის}$ ტემპერატურაზე დამოკიდებულების მრუდები მიუთითებენ $\sigma_{\text{r}}\text{-ის}$ რელაქსაციაზე მაქსიმუმის მიღწევის შემდეგ მთელი გახურების ინტერვალში 800-850°C-მდე.

3.2. ორი ტემპერატურით გაყოფილი ფორმის მასსოვრობის ეფექტი

შენადნების თერმომექანიკური გამოცდის პროცესში კომპონენტების დიფუზიური გადანაწილების ტენდენციამ გამოხატვა პპოვა ფორმის მასსოვრობის მეორე ეფექტის გამოვლენაში.

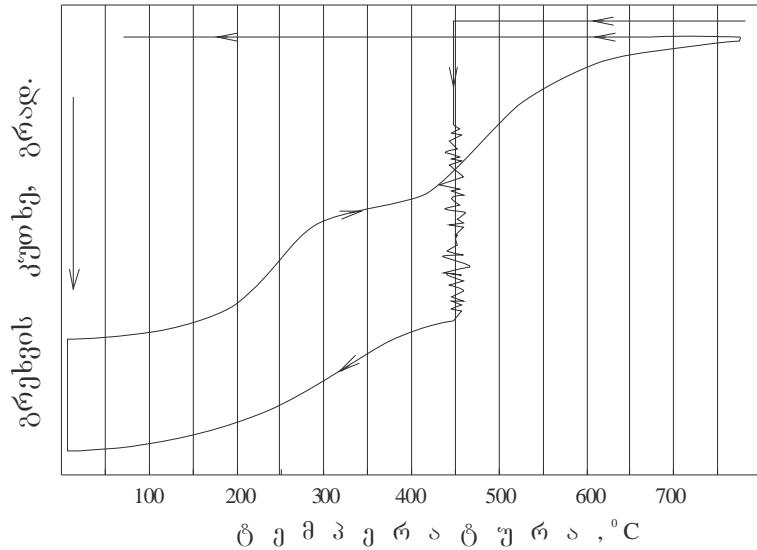
მაღალტემპერატურული ფორმის მასსოვრობის ეფექტის რეალიზაცია შეიძლება გამოვიწვიოთ ნიმუშის იზოთერმული დაყოვნებით ძაბვის ქვეშ გარკვეულ ტემპერატურაზე ან მრავალჯერადი თერმოციკლირებით (ციკლირებადი ტემპერატურის დიაპაზონში დაყოვნებით).

ორივე შემთხვევაში ადგილი აქვს ერთი და იგივე სახის დიფუზიურ “დაშლას”.



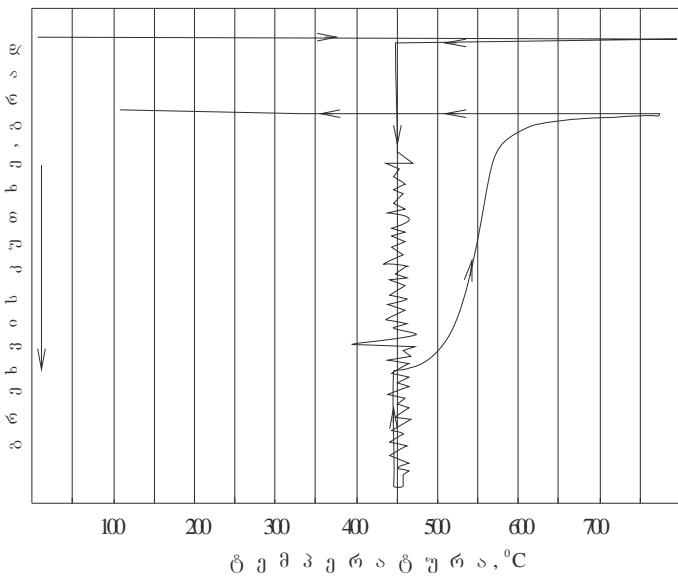
ნახ. 71. შენადნი $Ti-50Ta-6Zr$.

დეფორმაცია-ტემპერატურის დამოკიდებულების მრუდი. დეფორმაცია A მეთოდით (ნახ.1.) დაიკვირვება მხოლოდ პირველი აღდგენის ეფექტი. 375^0C -მდე გახურების დრო 5 წმ. გაციგება ტემპოით 20-30 წმ.

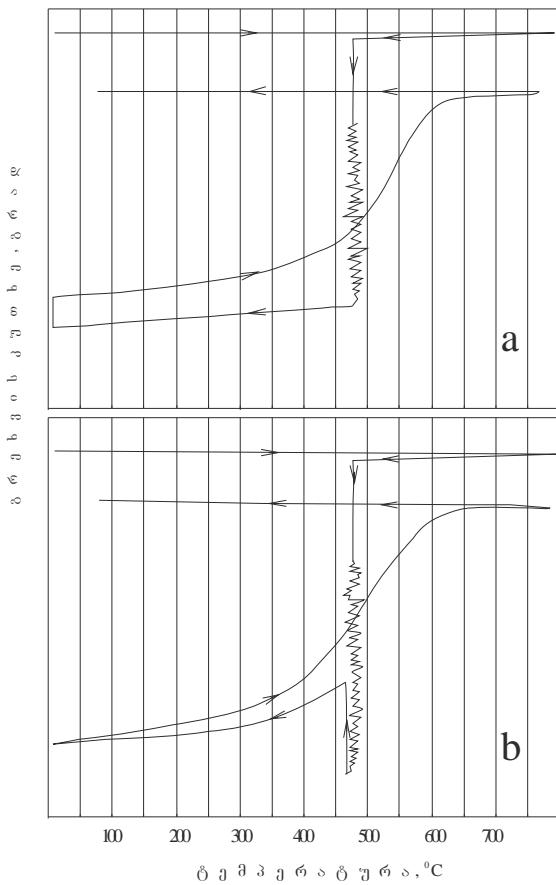


ნახ.72. შენადნი $Ti-50Ta-6Zr$.

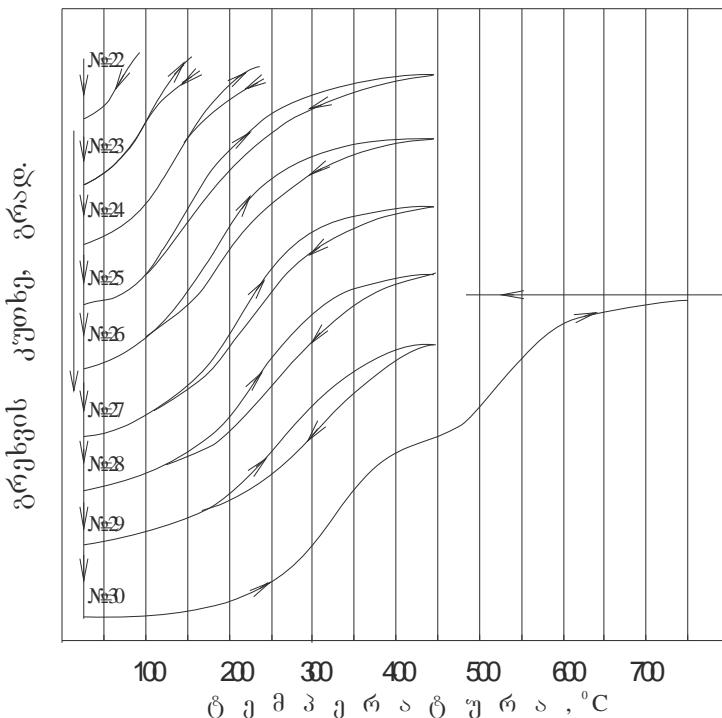
დეფორმაცია-ტემპერატურის დამოკიდებულების მრუდი. იზოთერმული დაყოვნება 5 წუთი 450^0C მრუდი. იზოთერმული დაყოვნება 5 წუთი 450^0C ზე. დაიკვირვება პირველი და მეორე აღდგენა.



ნახ. 73. შენადნი Ti-50Ta-6Zr. დეფორმაცია-ტემპერატურის დამოკიდებულების მრუდი. იზოთერმული დაყოვნება 20 წუთი 450°C -ზე. განტვირთვა და გახურება 450°C -დან 750°C -დე დაიკვირვება მხოლოდ მეორე აღდგენა.



ნახ.74. შენადნი Ti-50Ta-6Zr. დეფორმაცია-ტემპერატურის დამოკიდებულების მრუდები. იზოთერმული დაყოვნება 450°C -ზე 15 წ. ტვირთის ქვეშ (a) – გაცივება მუდმივი დატვირთის ქვეშ. (b) – გაცივება განტვირთულ მდგომარეობაში. დაიკვირვება მხოლოდ მეორე აღდგენა.



ნახ. 75. შენადნი Ti-50,1Ta.

მუდმივი დატვირთვის ქვეშ თერმოციკლირების ფრაგმენტი (22-29 ციკლები). 29-ე ციკლის შემდეგ – გახურება 800°C -მდე. დაიკვირვება დეფორმაციის აღდგენის ორივე ეფექტი.

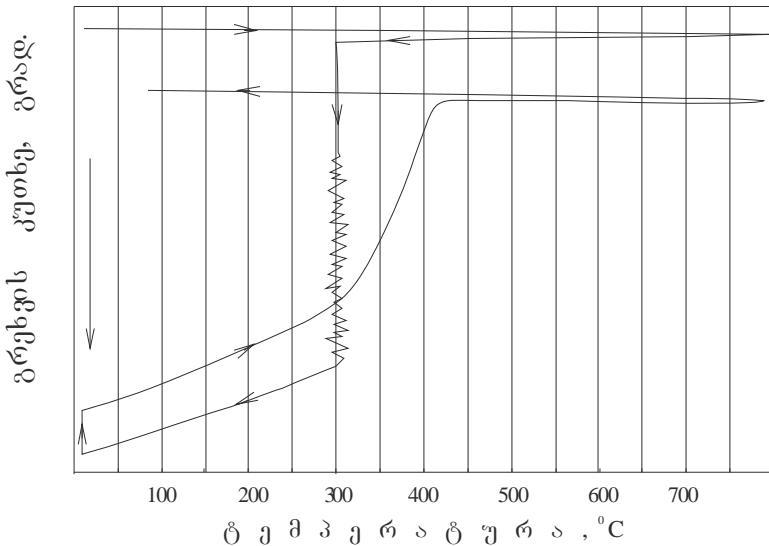
ნახ.71-ზე მოყვანილია Ti-50Ta-6Zr შენადნის პირველი ეფექტის ამსახველი სურათი. დეფორმაცია მიმდინარეობდა მუდმივი დატვირთვის ქვეშ გაცივების პირობებში ოთახის ტემპერატურამდე.

შენადნის დატვირთვის და იზოთერმული დაყოვნებისას $T_{\text{დ}}$ დეფორმაციის ტემპერატურაზე პირველი ეფექტის გვერდით ჩნდება მეორეც (ნახ. 72).

მეორე ეფექტი ხორციელდება მაშინაც, როდესაც უშუალოდ იზოთერმული დაყოვნების და ძაბვის მოხსნის შემდეგ, ხდება ნიმუშის გახურება მაღალ ტემპერატურამდე. (ნახ. 73).

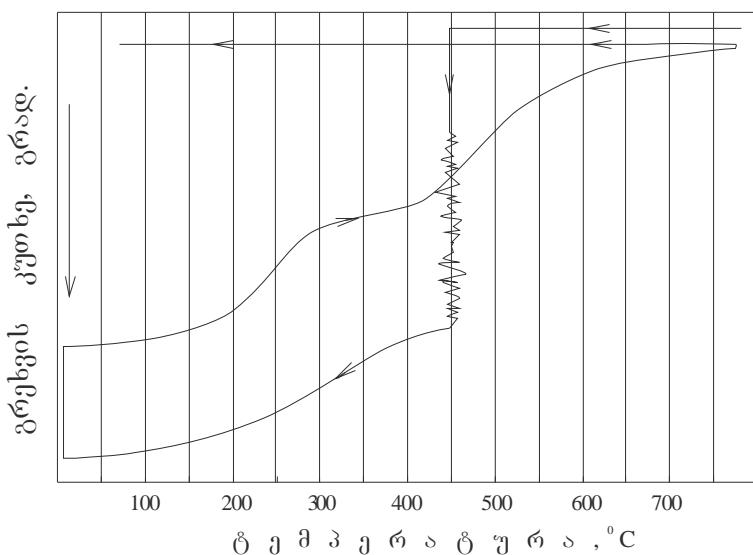
იზოთერმული დაყოვნების დროზეა დამოკიდებული საწყისი α'' ან β -ფაზის რაოდენობა, რომელმაც განიცადა “დიფუზიური დაშლა”. ხანგრძლივი დაყოვნებისას ფაზა, რომელიც პასუხისმგებელია პირველ ეფექტზე არ ნარჩუნდება. გახურების დროს ვლინდება მხოლოდ ფორმის აღდგენის მეორე ეფექტი (ნახ. 74a). პრაქტიკულად იგივე სიტუაციას აქვს ადგილი იმ შემთხვევაშიც, როცა გაცივება ხდებოდა შენადნის განტვირთვის დროს (ნახ. 74b).

გახურებით ციკლირების დროს ტემპერატურამდე, რომელიც ოდნავ მეტი იყო A_f -ზე, დიფუზიური გადანაწილების პროცესი არ წყდებოდა. გროვდებოდა მეორე ეფექტის განხორციელებაზე პასუხისმგებელი ფაზა. ციკლირების შეწყვეტის და A_f -ის ზემოთ გახურებისას $800-850^{\circ}\text{C}$ -მდე ხორციელდებოდა ფორმის მახსოვრობის მეორე ეფექტი (ნახ. 75).



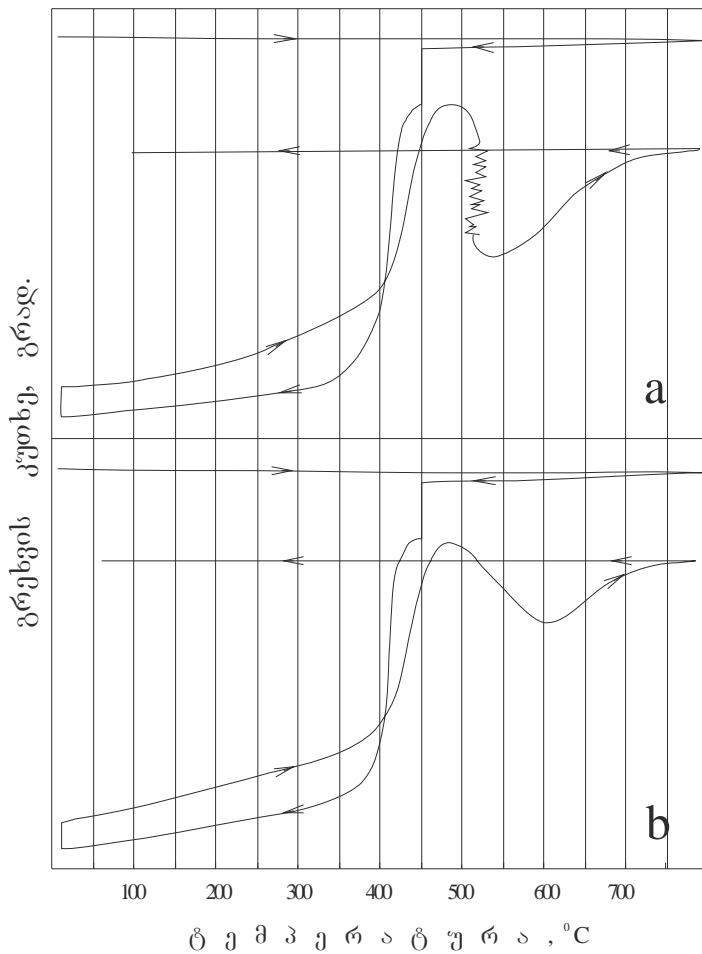
ნახ. 76. შენადნი BT-22(Ti-Al-Mo-V-Cr).

იზოთერმული დაყოვნება 300°C -ზე 15°C დატვირთულ მდგომარეობაში. გაცივება ტვირთის ქვეშ. განტვირთვა. გახურება თავისუფალ მდგომარეობაში.



ნახ. 77. შენადნი BT-22(Ti-Al-Mo-V-Cr).

იზოთერმული დაყოვნება მუდმივი დატვირთვის ქვეშ 400°C -ზე. 15°C დანავლობაში. გაცივება დატვირთვის ქვეშ. განტვირთვა. გახურება 800°C -მდე.



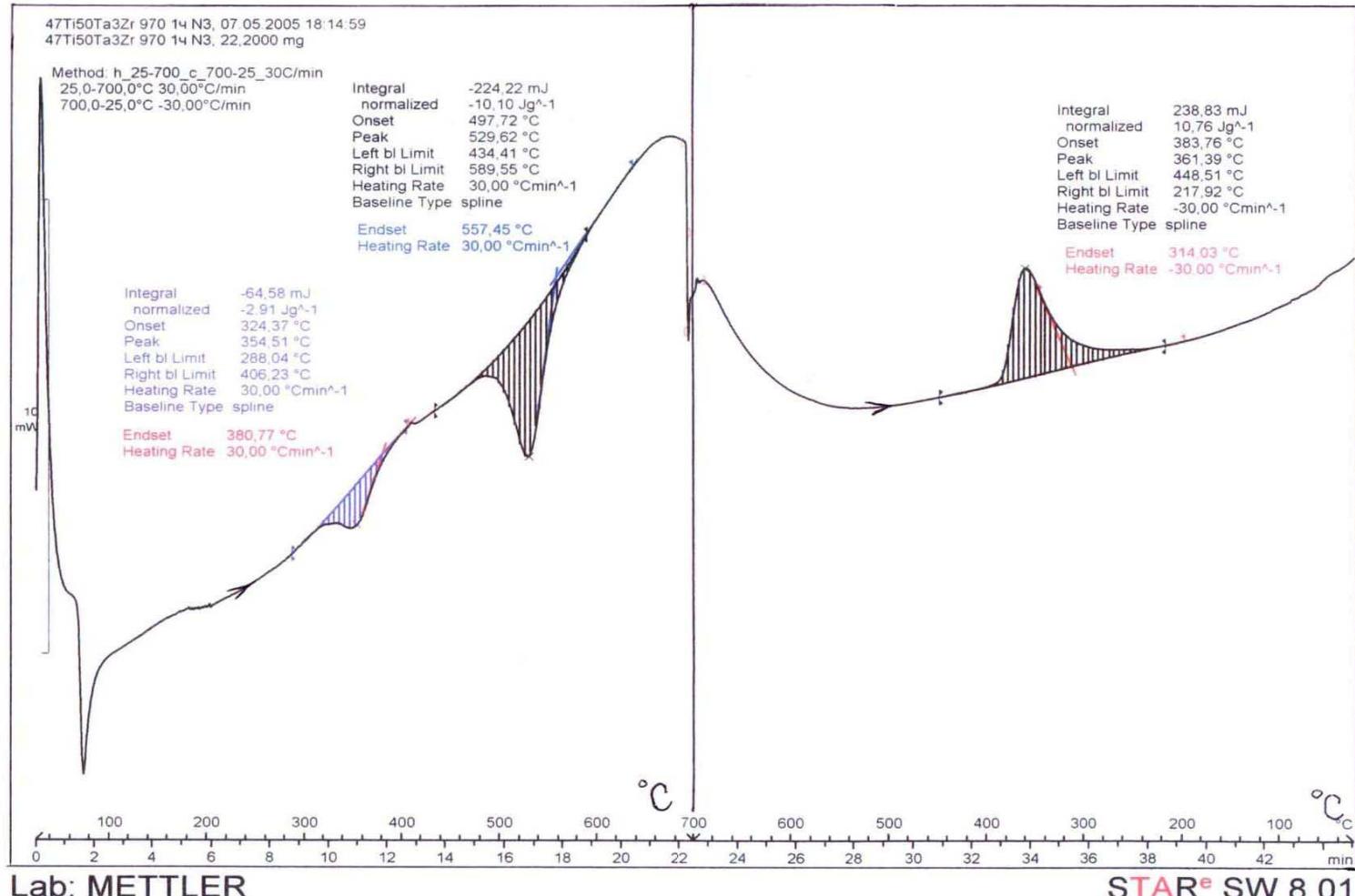
ნახ. 78. შენადნი Ti-Ta-Mo-V.

ნიმუშების სპონტანური დეფორმაცია ფორმის ადდგენის შემდეგ (დატვირთვის მოქმედების გარეშე): а) იზოთერმული დაყოვნება 525°C б) უწყვეტი გახურებით 800°C -მდე.

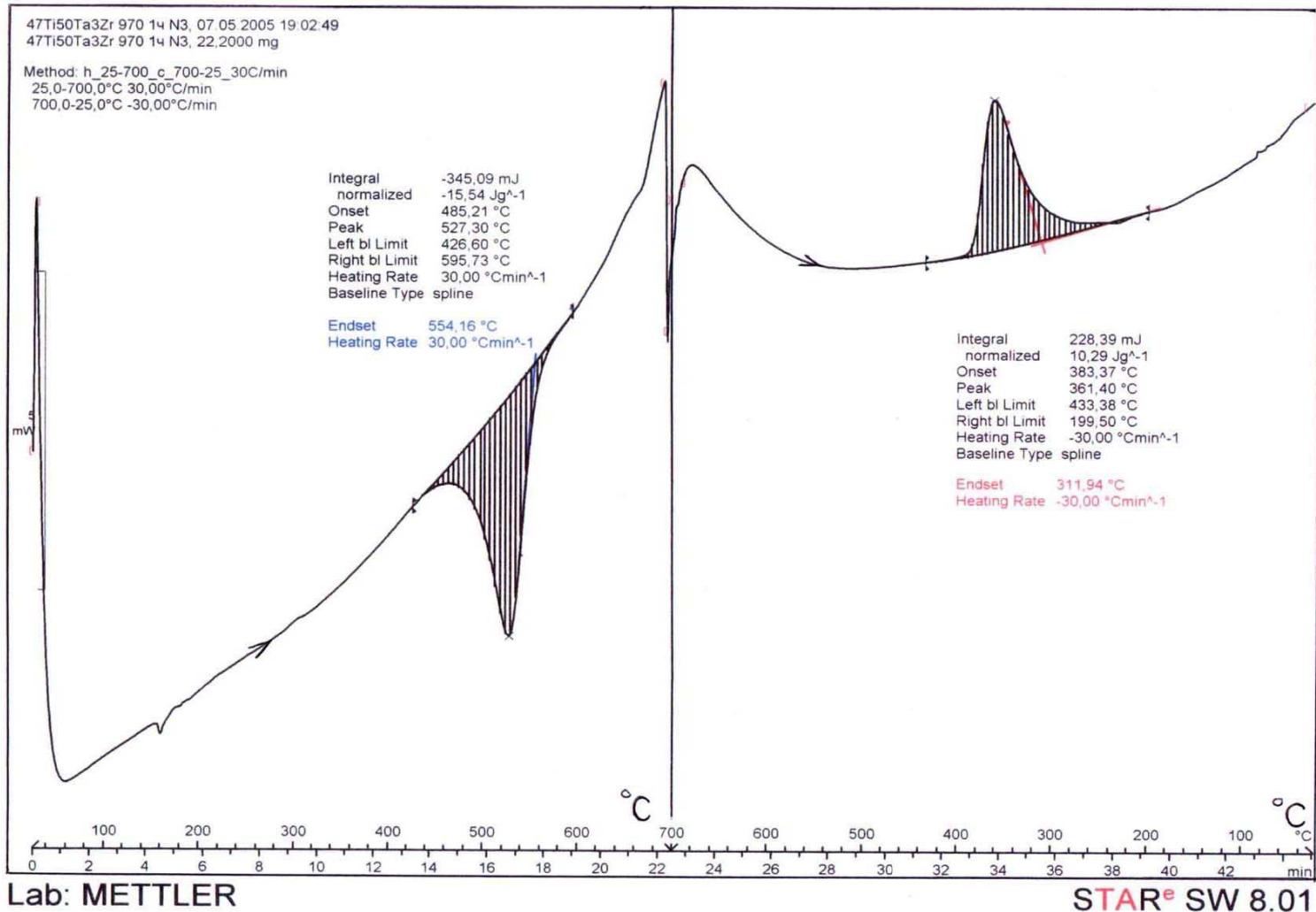
ყველაზე მკვეთრად დიფუზიური განშრევებას შეიძლება დაგაკვირდეთ საწარმოო მრავალკომპონენტიან შენადნში BT-22(Ti-Al-Mo-V-Cr-Fe). შენადნის წრთობა 900°C საშუალებას გვაძლევს დაგაფიქსიროთ β -აუსტენიტი. მეორე ფორმის მახსოვრობის ეფექტის დემონსტრაცია ნაჩვენებია ნახაზებზე 76 და 77-ზე.

ნახ. 78a-ზე ნაჩვენებია, რომ ფორმის ადდგენის შემდეგ (პირველი ეფექტი) იზოთერმულმა დაყოვნებამ გარე დატვირთვის არ არსებობის დროს შეიძლება შექმნას სპონტანური დეფორმაცია. ეს დეფორმაცია აღდგება გახურების გაგრძელების შემთხვევაში (800°C -მდე).

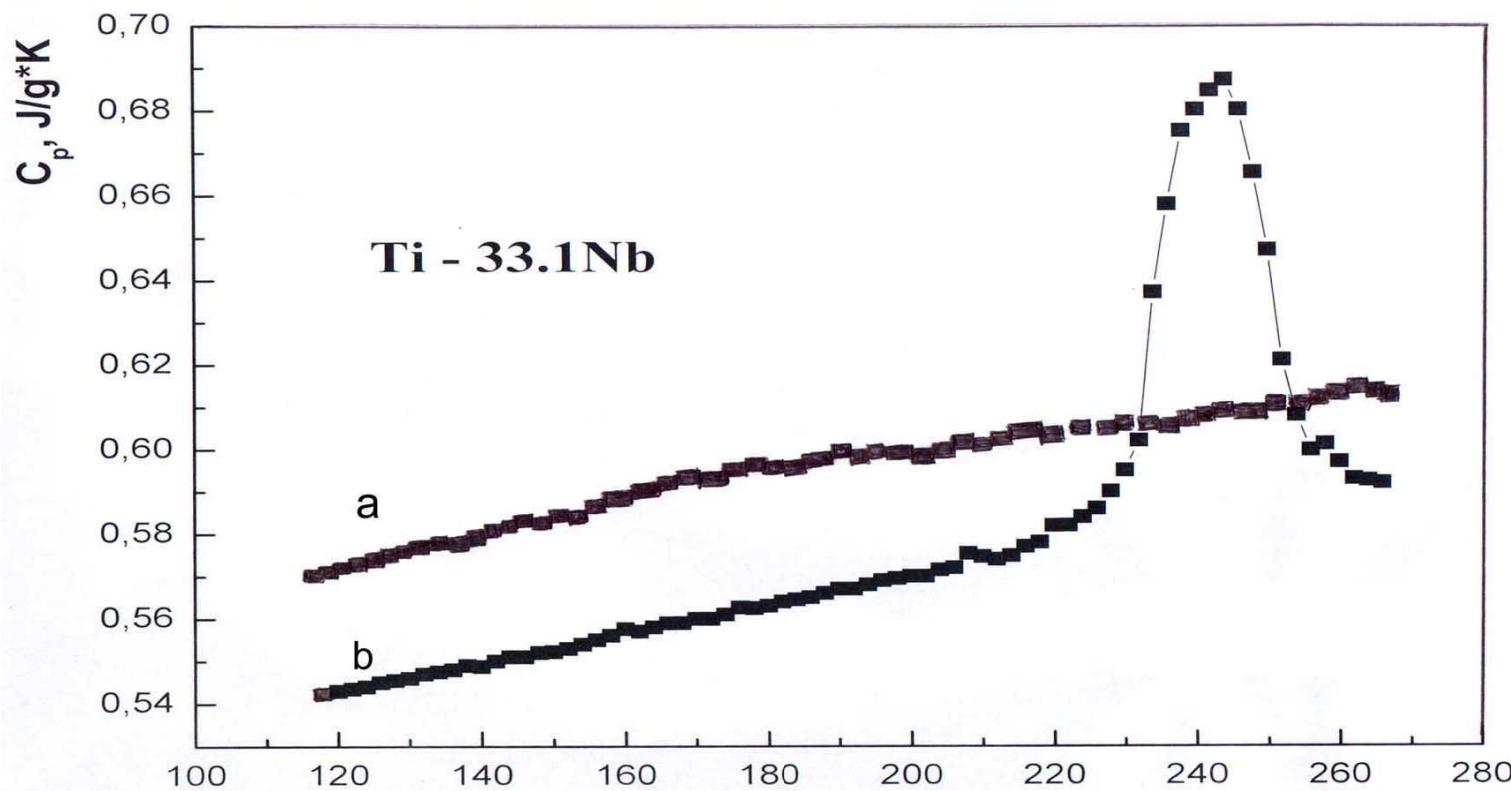
სპონტანური დეფორმაცია ხდებოდა იზოთერმული დაყოვნების გარეშეც შენადნის გახურების გაგრძელების დროს.



ნახ. 79 Ti-50-Ta-3Zr შენადნის გახურება-გაცვების ციკლის კალორიმეტრული მრუდები. პირველი ციკლი.



ნახ. 80.T i-50-Ta-3Zr შენადნის გახურება-გაცივების ციკლის კალორიმეტრული მრუდები. მეორე ციკლი.



ნახ. 81. პირველი (“დაბალტემპერატურული”) ენდოეფექტის დემონსტრაციის კალორიმეტრული მრუდი.

ეფექტი დაიკვირვებოდა მრავალკომპონენტიან შენადნებში (სისტემა Ti-Ta-Mo-V და BT-22).

ნახ. 12,79,80,81. ახდენებ დიფერენციალური თერმული ანალიზის და მასკანირებელი კალორიმეტრის შედეგების დემონსტრირებას, რომელიც მიღებულია გახურება-გაცივების ციკლებით Ti-50,1Ta, Ti-33,1Nb და Ti-50Ta-3Zr შენადნებისთვის.

მარტენსიტის წარმოქმნას თან სდევდა ენერგიის გამოყოფა (ეგზოეფექტი), ხოლო შებრუნებული გარდაქმნისას აუსტენიტის ფორმირებასთან დაკავშირებული იყო ენერგიის შთანთქმა (ენდოეფექტი). ნახაზებზე (გარდა 81) ენდოპიკები მიმართულია ქვევით.

დიფერენციალური თერმული ანალიზის მრუდებზე კარგად ჩანს, რომ პირველი ენდოეფექტის შემცირებას თან სდევს მეორე ეფექტის გაზრდა. ნაჩვენებია, რომ თუ პირველი გარდაქმნა არის მეორე გვარის გარდაქმნა As<Ms, მაშინ მეორე ეფექტისთვის As>Ms არის პირველი გვარის გარდაქმნა. არსებითია, რომ 30K/წთ გახურების სიჩქარის დროს (ნახ. 79,80) 700°C-მდე გახურების ხანგრძლივობა აღწევს 20-22წუთს.

ეს დრო თანაზომადია იმ იზოთერმული დაყოვნების დროისა, რომელიც წარმოდგენილია ნახ. 72,73,74-ზე ის საკმარისია პირველი ეფექტის “გაქრობისთვის”. თუ პირველ ეფექტზე პასუხისმგებელი ფაზა არამდგრადია, მეორე ნარჩუნდება დიდხანს.

ერთი და იგივე ნიმუშზე ფორმის აღდგენის გამოცდების სერიის ჩატარების შესაძლებლობა პირველი მარტენსიტული გარდაქმნის დროს დაკავშირებულია იმასთან, რომ გახურება-გაცივების ერთი ციკლის შესაბამისი დრო ძალიან მცირეა. ციკლისთვის ის შეადგენდა 20-30 წამს (აქედან გახურებაზე – 5 წამამდე). ამის გარდა პირდაპირი გარდაქმნა იყო დეფორმაციული მარტენსიტული გარდაქმნა და განპირობებული იყო გარეთა ძალების მოქმედებით. ამ ძალების მოქმედების გარეშე თერმოციკლირების დროს აღდგენილი დეფორმაციის ამპლიტუდა თავისუფალ მდგომარეობაში (ნახ. 49) განუხრელად მცირდებოდა. პრაქტიკულად ყველა შენადნისთვის მეორე ეფექტის As აჭარბებდა 400°C.

33. შინაგანი ხახუნი და დრეკადობის მოდული

გამოკვლეული იქნა კომპეტენტური შემადგენლობის და ტემპერატურის გავლენა შენადნების დრეკად მოდულუბზე. განსაზღვრული იქნა პირდაპირი და შებრუნებული თერმოდრეკადი ($\beta \leftrightarrow \alpha''$) მარტენსიტული გარდაქმნების დაწყების და დამთავრების ტემპერატურები (ცხრილი 8). გამოკვლეული იქნა დეფორმაციის ხარისხის გავლენა დეფორმაციული გარდაქმნის დასრულებაზე.

შენადნების დრეკადობის მოდულის გაზომვა მიმდინარეობდა პრეცეზიულ აკუსტიკურ სპექტრომეტრზე, რომელიც მუშაობდა რეზონანსული მოდის მეშვეობით დუნგითი რხევების თვითაღგზნების რეჟიმში. ნიმუშებს გააჩნდათ ფირფიტის სახე სისქით 0,4 მმ და სიგრძით 10 მმ. მათში წარმოიქმნებოდა მეოთხედი ტალღის სიგრძის დუნგითი რხევის მოდა. ვიბრატორის რხევათა სიხშირე ამ გეომეტრიისთვის მდგბარეობდა კილოჰერცულ დიაპაზონში. სიხშირის დრეკადობის მოდულთან კავშირი გამოიხატებოდა შემდეგი სახით:

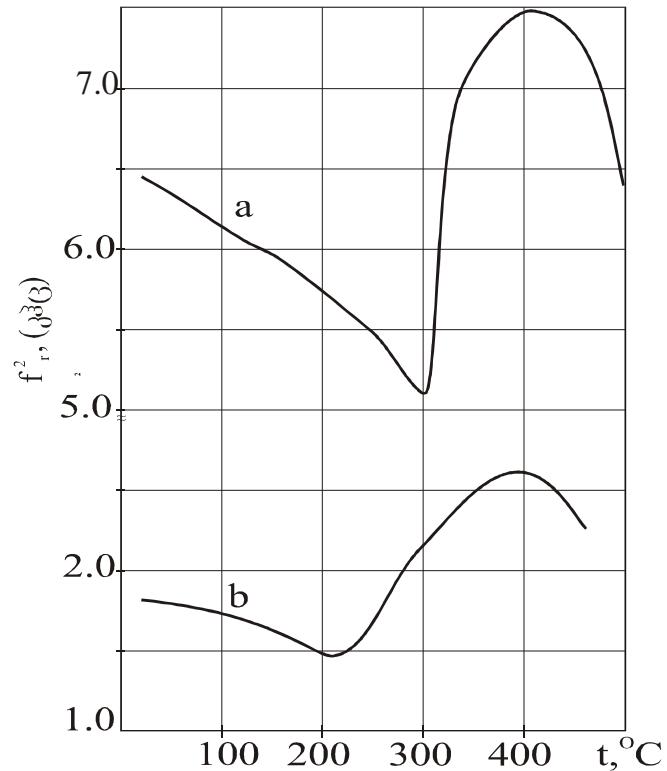
$$f = \alpha \cdot \frac{h}{l^2} \sqrt{\frac{E}{\rho}} \quad [3.3.1]$$

სადაც $\alpha = 0,1618$ განზომილების გარეშე სიდიდეა მეოთხედ ტალღიანი ვიბრატორისათვის, h ნიმუშის სისქეა, 1 – მისი სიგრძე, E – იუნგის მოდული, ρ – შენადნის სიმკვრივეა. რხევის სიხშირე იზომება ელექტრული სიხშირმზომით ფარდობითი სიზუსტით 10^{-6} . შინაგანი ხახუნი განისაზღვრება ვიბრატორის ამპლიტუდურ-სიხშირული მახასიათებლების მიხედვით.

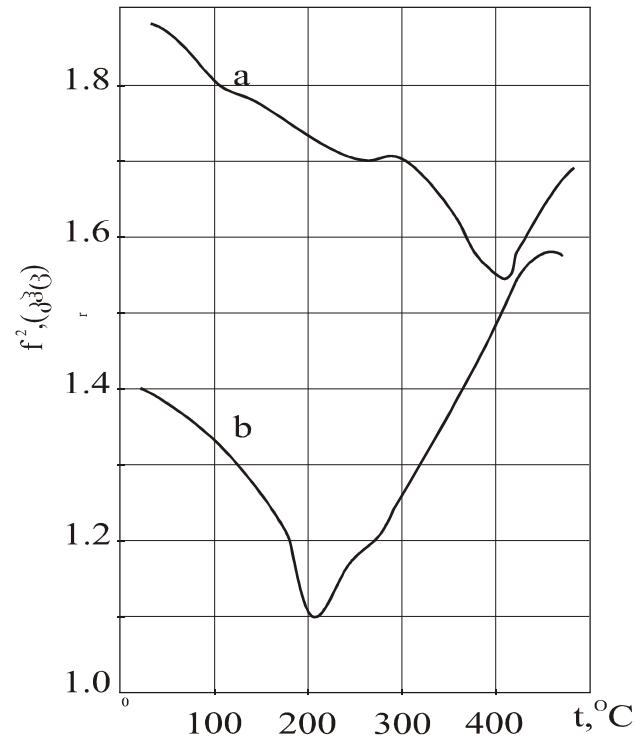
$$Q^{-1} = \frac{w_2 - w_1}{w_6} \quad [3.3.2.]$$

სადაც w_1 და w_2 – სიხშირეებია, რომლის დროსაც ამპლიტუდა $\sqrt{2}$ -ჯერ ნაკლებია w_6 რეზონანსული სიხშირის ამპლიტუდაზე.

გამოსაკვლევ შენადნებში დრეკადობის მოდულის მაღებირებელი ელემენტის კონცენტრაციაზე დამოკიდებულების გაზომვის შედეგები მოყვანილია ცხრილში 9. აგრეთვე წარმოდგენილია რენტგენოგრაფიული ანალიზის მეთოდით მიღებული ფაზური შემადგენლობა. ცხრილიდან



ნახ. 82. იუნგის მოდულის (რეზონანსული სიხშირის კვადრატის ერთეულებში) ტემპერატურული დამოკიდებულება შენადნებისთვის: Ti-29,8 წონ%Nb(a) და Ti-33,1 წონ%Nb(b).



ნახ. 83. იუნგის მოდულის (რეზონანსული სიხშირის კვადრატის ერთეულებში) ტემპერატურული დამოკიდებულება შენადნებისთვის: Ti-50,1 წონ%Ta და Ti-59,8 წონ%Ta.

გამომდინარეობს, რომ მალეგირებელი ელემენტის კონცენტრაციის ზრდასთან ერთად დრეკადობის მოდულის მნიშვნელობას აქვს მაქსიმუმი. Ti-Ta სისტემის შენადნებისათვის მოდულის მაქსიმალური მნიშვნელობა $8,92 \cdot 10^{10}$ პა შეესაბამება 50,1 წონ%Ta-ს. Ti-Nb სისტემის შენადნებში მოდულის მაქსიმალური მნიშვნელობა $9,87 \cdot 10^{10}$ პა შეესაბამება 29,8% Nb-ს. ორივე შემთხვევაში შენადნები ხასიათდებიან ზღვრული არამდგრადობით და კოეფიციენტით $K_\beta \approx 1$. მალეგირებელი ელემენტის აღნიშნული კონცენტრაციის ქვეყით (1000^0C ნაწილობ) შენადნს გააჩნია α'' მარტენიტის სტრუქტურა, ხოლო მეტი კონცენტრაციის დროს წრთობა აფიქსირებს ($\alpha'' + \beta$) სტრუქტურას.

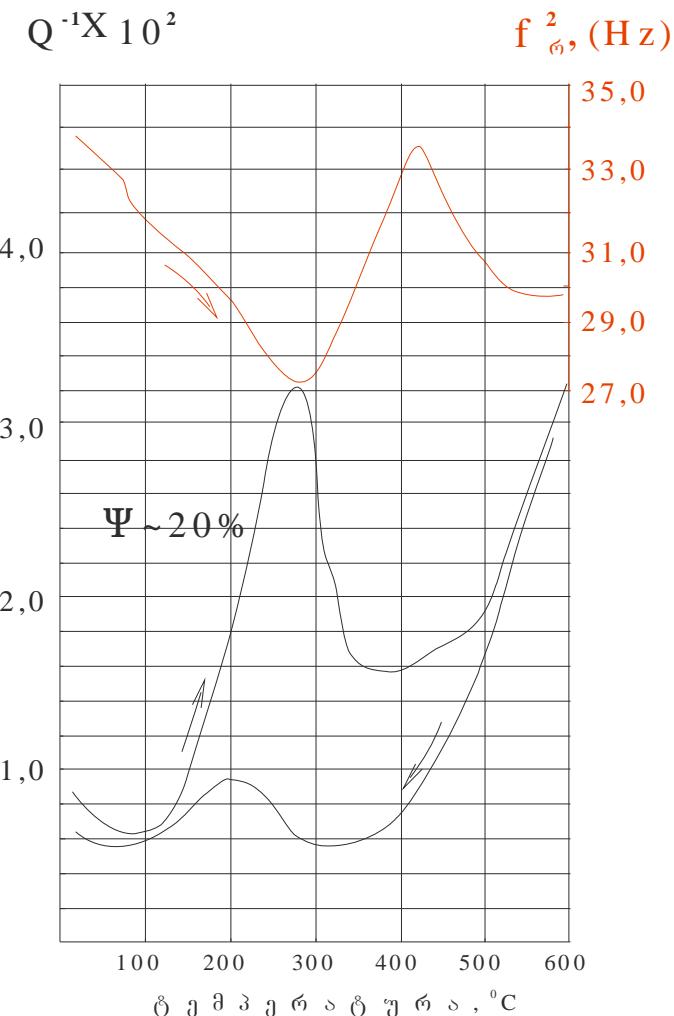
ბინარული	და	მრავალკომპონენტიანი	შენადნების
დამახასიათებელი	რეზონანსული	სისტემის	კვადრატის
მნიშვნელობების	ტემპერატურული	დამოკიდებულება	ნაჩვენებია
ნახ.425,82,83.	მრუდზე	მინიმუმი	შეესაბამება
	მკვეთრი	შებრუნებულ	შებრუნებულ
	($\alpha'' \leftrightarrow \beta$)	მარტენიტული	გარდაქმნის ტემპერატურას.

ნახ. 25-დან ჩანს, რომ შენადნებში Ti-Nb-Mo და Ti-Ta-Mo ტემპერატურის ზრდასთან ერთად ხდება f^2 -ის სიდიდის შემცირების „სიჩქარის“ ცვლილება. განსაკუთრებით ეს გამოხატულია შენადნ Ti-7,5Nb-7,4Mo შემთხვევაში. ინტერვალში $\sim(100 \div 200)^0\text{C}$ f^2 -ის ცვლილება მცირდება. $t > 240^0\text{C}$ დროს f^2 -ის შემცირება ხდება ისეთივე „სიჩქარით“, როგორც მრუდის პირველ მონაკვეთზე. შენადნისთვის Ti-7,8Ta-8,1Mo ასეთი „სიჩქარის“ ცვლილება შეესაბამება უფრო მაღალ $T > 340^0\text{C}$ ტემპერატურებს. აღსანიშნავია რომ f^2 -ის მინიმალური მნიშვნელობის შესაბამისი ტემპერატურა პრაქტიკულად ერთნაირია $\sim 430^0\text{C}$. f^2 -ის მნიშვნელობების მინიმუმი Ti-Nb-Mo შენადნის შემთხვევაში უფრო მკვეთრად არის გამოხატული. Ti-Nb-Mo (ნახ. 25a) შენადნის შემთხვევაში დაიკვირვება ორი მინიმუმი. ეს ნიშნავს, რომ ადგილი აქვს ორ ფაზურ გარადაქმნას. ეს შესაძლებელია შენადნში ორი ტიპის მარტენიტის არსებობით, განსხვავებული და ამავე დროს მალეგირებელი ელემენტის მახლობელი გაჯერების ხარისხით. ასეთი ფაზების წარმოქმნა (ტანგალის შენადნებთან შედარებით) ნიობიუმის

შენადნებში შესაძლებელია ამ უკანასკნელის დიდი დიფუზიური ძვრადობის გამო.

Ti-Ta-Mo-V შენადნის შემთხვევაში f^2 -ის ტემპერატურაზე დამოკიდებულებას აქვს განსხვავებული ხასიათი. f^2 -ის შემცირების სიჩქარე ტემპერატურის ზრდასთან ერთად მკვეთრად იზრდება $t \sim 380^\circ\text{C}$ მიღწევისას და შემდგომი გახურების შემთხვევაში რჩება მუდმივი.

f^2 -ის ტემპერატურაზე დამოკიდებულების აღნიშნული თავისებურებები გვიჩვენებენ შენადნების სტრუქტურული ცვლილების რთულ ხასიათზე. ამ ცვლილებებს შეუძლიათ არსებითად იმოქმედონ შენადნების არადრეკად ქცევაზე. ასეთი გარდაქმნების არსებობას ამტკიცებენ დიფერენციალური და ელექტრომინაციონური ტემპერატურაზე დამოკიდებულების მონაცემები.



ნახ. 84. შენადნი Ti-29,8Nb. შინაგანი ხახუნი (Q^{-1}), როგორც ნიმუშების რხევის დროს გახურება-გაცივების ტემპერატურის ფუნქცია.

შენადნებში იზომებოდა შინაგანი ხახუნის ტემპერატურული დამოკიდებულება. გაზომვებმა აჩვენა, რომ რხევების მიღევის ეფექტი დაკავშირებული იყო მარტენსიტული გარდაქმნის დროს ენერგიის შთანთქმასთან. კარგად არის ცნობილი შენადნების “დარბილების” მოვლენა, ანუ მარტენსიტული გარდაქმნის ზღურბლზე მაგალითად შენადნებისთვის Ti-Ta და Ti-Ni-Cu იუნგის მოდულის შემცირება. შინაგანი ხახუნის ტიპიური მაგალითია ნაჩვენები Ti-29,8Nb შემთხვევაში ნახ. 84-ზე. გაზომვები ტარდებოდა გრეხვითი რხევის ქანქარაზე. (1-4ჰ) სიხშირის დიაპაზონში და კილოპეტრციან დიაპაზონში აკუსტიკურ სპექტრომეტრზე.

სიდიდე $\Psi = 2\pi \cdot Q^{-1} \cdot 100\%$ ახასიათებს მიღევის ხარისხს. Ψ -ის მნიშვნელობა შენადნებში მარტენსიტული გარდაქმნის დროს მოცემულია ცხრილში 9.

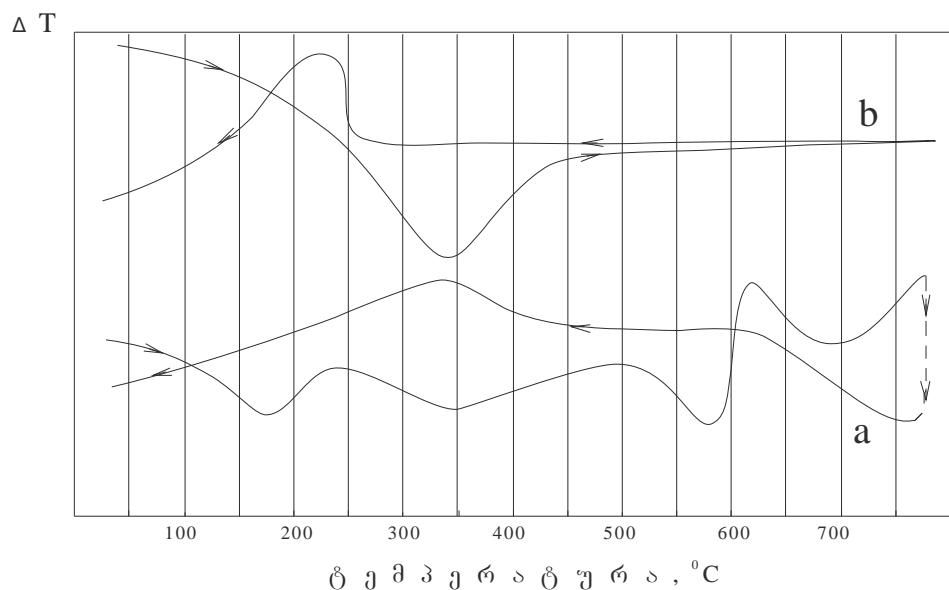
გაზომვები შეზღუდული იყო ტემპერატურული დიაპაზონით ოთახის ტემპერატურიდან $400\text{--}450^{\circ}\text{C}$ -მდე, რადგან უფრო მაღალი ტემპერატურების დროს ხდებოდა ფონის მკვეთრი ზრდა.

განსაკუთრებით გამოიჩინა შენადნი Ti-33Nb-7Zr. ზედაპირული ოქსიდური ფენის არქონის დროს შინაგანი ხახუნის პიკი $\Psi=31,5\%$ დაიკვირვება $40\text{--}100^{\circ}\text{C}$ ინტერვალში. ოქსიდური ფენა Ψ ამცირებდა 15,4%-მდე და პიკს ანაცვლებდა $100\text{--}380^{\circ}\text{C}$ ტემპერატურულ არეში.

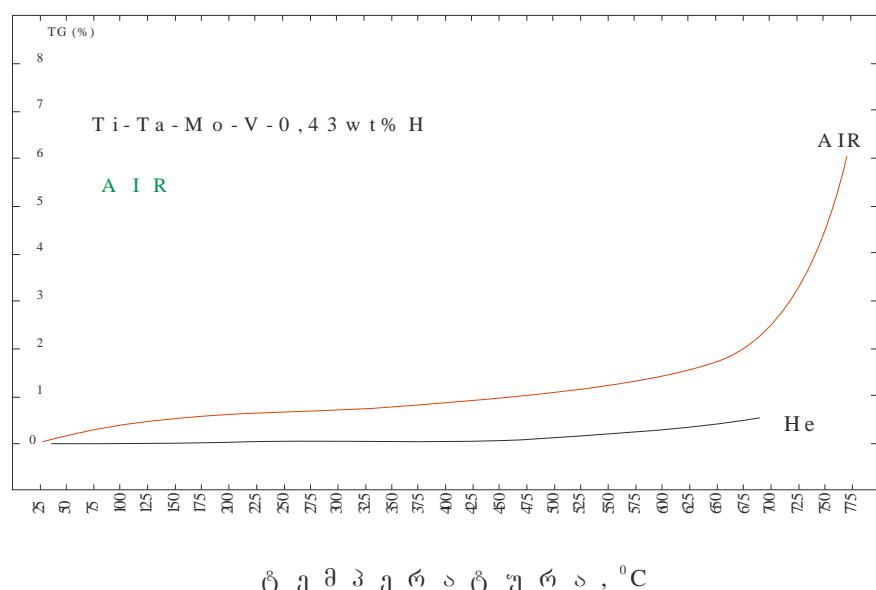
3.4. წყალბადის გავლენა შენადნის თერმომექანიკურ თვისებებზე

ამჟამად მიმდინარეობს ინტენსიური კვლევა ფორმის მახსოვრობის ეფექტის მქონე შენადნებში წყალბადის გავლენის თაობაზე. დადგენილია, რომ წყალბადი ამცირებს შინაგანი ხახუნის ფონს, მაგრამ კატასტროფულად ადიდებს დისიპაციას მარტენსიტული გარდაქმნის ტემპერატურულ ინტერვალში. წყალბადს შეუძლია შენადნების სიმყიფის გაზრდა. მარტენსიტული გარდაქმნის კრიტიკული ძაბვები იზრდება შენადნებში წყალბადის რაოდენობის გაზრდით. ნაჩვენები იყო რომ Ti-Ni-Cu-ში და Cu-Zn-Al-ში შენადნებში წყალბადი

არ ახდენს გავლენას გარდაქმნის ტემპერატურებზე თითქმის 12აგ% კონცენტრაციამდე. წყალბადი არ გამოიყოფა შენადნიდან $T < 420\text{K}$. დადგენილია აგრეთვე მოწესრიგების ეფექტი. სამუშაოს შესრულების დროს ჩატარებული იყო ცალკეული ცდები შენადნებში წყალბადის შეყვანის მიზნით. ცდები ტარდებოდა საქართველოს მეცნიერებათა აკადემიის ფიზიკის ინსტიტუტში არსებულ ლითონების პიდრირების დანადგარზე.



ნახ. 85. Ti-Ta-Mo-V შენადნის დიფერენციალური თერმული ანალიზის მრუდები. a) ადსორბირებული წყალბადის გარეშე და b) 0,28 წონ% H-ით.



ნახ. 86. Ti-Ta-Mo-V+0,43%H შენადნის წონის ცვლილების გრაფიკებული მრუდები პაერზე და ჰელიუმში გახურებისას.

ლითონებში შეყვანილი წყალბადის რაოდენობის კონტროლი ხორციელდებოდა მაღალი მგრძნობელობის მანომეტრის საშუალებით აიარადი ფორმის წყალბადის წნევის ცვლილების გაზომვით.

ანომალურად მაღალი შთანთქმა ($\psi=43\%$) ნაჩვენები იყო შინაგანი ხახუნის გაზომვისას შენადნში Ti-Ta-Mo-V+0,43%H. შთანთქმა მიმდინარეობდა იძულებითი რხევის დროს სიხშირით 1,3გჰც. ამავე შენადნისთვის 3ჰც სიხშირის დროს სიდიდე $\psi=12,8\%$.

წყალბადის შეყვანა მნიშვნელოვან გავლენას ახდენდა ფაზების სტაბილურობაზე. იკლებდა მარტენსიტული გარდაქმნის ტემპერატურა, და დიფერენციალური თერმული ანალიზის მრუდებზე არ აღინიშნებოდა მაღალტემპერატურული ($T>400^{\circ}\text{C}$) სითბური ეფექტები (ნახ. 85). ისინი არ ვლინდებოდნენ ასევე მრავალჯერადი გახურება-გაცივების ციკლების შემდგომ (გახურება $30\text{K}/\text{წ}$ გაცივება ბუნებრივად).

თერმულ ეფექტებთან ერთად ქრებოდა მაღალტემპერატურული ფორმის მახსოვრობის ეფექტიც. თუ შენადნებში წყალბადის გარეშე შებრუნებული გარდაქმნა $\alpha'' \rightarrow \beta$ ხდებოდა ინტერვალში $375-425^{\circ}\text{C}$, წყალბადის არსებობის შემთხვევაში შენადნში ეს ინტერვალი იკლებდა $125-200^{\circ}\text{C}$ -მდე. უმჯობესდებოდა ფორმის აღდგენის ეფექტი, ასე მაგალითად $4,9-5,2\%$ დეფორმაციის დროს უწყალბადო შენადნში აღდგენის ხარისხი იყო 75% და შენადნში წყალბადის შეყვანის შემდეგ გაიზარდა $95\%-მდე$.

გრავიმეტრულმა გაზომვებმა გვიჩვენა რომ წყალბადის დესორბცია ჰაერზე და ჰელიუმის გარემოში უმნიშვნელოა 500°C -მდე გახურებისას (ნახ. 86).

ასეთმა ექსპერიმენტებმა გვიჩვენეს, რომ მიზანშეწონილია ძალისხმევა მივმართოთ წყალბადის გავლენის გამოკვლევაზე. გარდაქმნის ტემპერატურის შემცირებამ ოთახის ტემპერატურამდე, ფორმის აღდგენის მნიშვნელოვანმა სიდიდემ შეიძლება შენადნები გახადოს პრაქტიკული გამოყენებისთვის ვარგისი, მაგალითად მედიცინაში.

4. დასკვნა

შეგროვილი და გაანალიზებული იქნა ლიტერატურული მონაცემები ფორმის მახსოვრობის ეფექტის, ზედრეკადობის და დემპფირების თვისებების შესახებ შენადნებში ტიტანის საფუძველზე. ყურადღება განსაკუთრებით გამახვილებული იყო არადრეკადი თვისებების გაუმჯობესების ფაქტორებზე. ანალიზის საფუძველზე დაზუსტებულ იქნა დაკვირვებისათვის მნიშვნელოვანი შენადნობების შემადგენლობა.

მიღებული იყო ბინარული და მრავალკომპონენტიანი შენადნები Ti-Ta და Ti-Nb სისტემაში მალეგირებებული ელემენტების სხვადასხვა კონცენტრაციით. შემუშავებულ იქნა თერმომექანიკური დამუშავების ტექნოლოგია, საჭირო ფაზური შემადგენლობის მისაღწევად. ჩატარებული იქნა შენადნების რენტგენოგრაფიული, კალორიმეტრული გამოკვლევა, მათი დიფერენციალური თერმული ანალიზი, გამოკვლეულ იქნა ელექტროწინაღობის ტემპერატურული დამოკიდებულება. განსაზღვრული იქნა შენადნების დრეკად მოდულზე კომპონენტური შემადგენლობის და ტემპერატურის გავლენა. შესწავლილი იქნა ფორმის მახსოვრობის ეფექტის გამოვლენაზე და მის შექცევადობაზე ტემპერატურის და გაჭიმვის და გრეხვის დეფორმაციების გავლენა. ნაჩვენები იყო Ti-Ta და Ti-Nb სისტემის შენადნებში ფორმის მახსოვრობის ეფექტის მიმდინარეობაში განსხვავება. ჩატარდა მიღებული შედეგების ანალიზი, რის საფუძველზეც ერთმნიშვნელოვნად გამოიკვეთა გახურების და გაცივების სიჩქარის გავლენა ფორმის მახსოვრობის ეფექტის გამოვლენის ხარისხზე. განსაკუთრებული მნიშვნელობა მიენიჭა დროის ფაქტორს. მრავალ შემთხვევაში ნიმუშების გახურების სიჩქარე მექანიკურ დატვირთვასთან ერთად თამაშობდა გადამწყვეტ როლს ფორმის მახსოვრობის ეფექტების „დაბალტემპერატურულის“ და „მაღალტემპერატურულის“) განხორციელებაში.

ეს აისახა შენადნების დეფორმაციის მეთოდიკაში მარტენსიტული გარდაქმნების რეალიზაციისთვის.

ამ ამოცანების გადასაწყვეტილ გამოყენებული იყო თერმომექანიკური კვლევის მეთოდები: დიფერენციალური თერმული ანალიზი, შენადნების ელექტროწინაღობის ტემპერატურული დამოკიდებულების განსაზღვრა, გრეხვითი დეფორმაციის ძირითადი პარამეტრების ტემპერატურული დამოკიდებულების შესწავლა.

კვლევის დროს მიღებული შედეგები საშუალებას გვაძლევს გავაკეთოთ შემდეგი დასკვნები:

1. ფორმის მახსოვრობის ეფექტი და ზედრეკადობა გამოკვლეული იქნა შემდეგი სისტემის შენადნებში: Ti-Ta, Ti-Nb, Ti-TA-Mo, Ti-Ta-V, Ti-Nb-Mo, Ti-Nb-V, Ti-Ta-Mo-V, Ti-Nb-Mo-V, Ti-Ta-Zr, Ti-Nb-Zr, Ti-Ta-Mo-V-Zr Ti-Nb-Mo-V-Zr გრეხვის და გაჭიმვის დეფორმაციის მეთოდით.

2. ნაჩვენები იყო, რომ შენადნებში Ti-Nb(X=25,9%, 29,8%, 33,1%), Ti-XTa (X=43,2%, 50,1%, 59,8%) Ti-47 Ta-3 Zr, Ti-44Ta-6Zr, Ti-50Ta-3Zr, Ti-33Nb-7Zr, Ti-26Nb-4Ta-7Zr 6÷9% დეფორმაცია (ელემენტების კონცენტრაციის მიხედვით) აღდგება 90%-ით. უფრო მცირე დეფორმაციების დროს აღდგენა პრაქტიკულად სრულია. ფორმის მახსოვრობა შეიძლება მივაკუთვნოთ „მაღალტემპერატურიან“ ინტერვალს. As Af ინტერვალი მოცემული შენადნებისთვის 250÷450°C ფარგლებშია. გამონაკლისია შენადნები Ti-50Ta-6Zr, Ti-33Nb-7Zr, Ti-26Nb-4Ta-7Zr რომელთათვისაც ეს ინტერვალი 20÷200°C-ია.

3. შენადნების ზედრეკადობა შეისწავლებოდა ოთახის ტემპერატურაზე. განიხილებოდა შენადნების პრაქტიკული გამოყენება ბიომედიცინაში. პრაქტიკულად ყველა შენადნისთვის ზედრეკადულად აღდგენილი დეფორმაცია იყო არანაკლებ 3÷3,6%. შენადნებში Ti-33Nb-7Zr, Ti-25,9Nb, Ti-43,2Ta ზედრეკადული დეფორმაციის ხარისხი იყო შესაბამისად 4,3, 4,5 და 4,6%, რაც ახლოა 5%-თან და ეს მონაცემები დღეისათვის მიჩნეულია ძალიან კარგად.

4. შებრუნებული მარტენსიტული გარდაქმნის დროს გენერირებული ძაბვების გაზომვამ გვიჩვენა, რომ მათ აქვთ 270÷450მპა მნიშვნელობა შენადნის კომპონენტური და კონცენტრაციული შემადგენლობიდან გამომდინარე. მაქსიმალური (400÷450მპა) მნიშვნელობა გენერირდება Ti-50Ta-3Zr, Ti-25,9 Nb, Ti-50,1 Ta შენადნებში.

5. მარტენსიტული გარდაქმნების დემპფირების უნარი შენადნებში ფასდებოდა შინაგანი ხახუნის ტემპერატურაზე დამოკიდებულების გაზომვით. გრეხვითი რხევები ჰერცულ დიაპაზონში და რხევები კილოპერცულში გვიჩვენებდნენ მაღალი დემპიფირების თვისებას შენადნებში: Ti-33Nb-7Zr ($\Psi=31,5\%$), Ti-59,8Ta ($\Psi=23\%$) და Ti-50,1Ta-6Zr $\Psi=(23\%)$. $\Psi=15\div20\%$ ახასიათებდა შენადნებს Ti-33,1 Nb, Ti-50,1Ta, Ti-29,8Nb, Ti-43,2Ta, Ti-26Nb-4Ta-7Z.

6. პრაქტიკულად ყველა შენადნისთვის ნაჩვენებია ორი მახსოვრობის ეფექტის განხორციელების შესაძლებლობა. პირობითად „დაბალტემპერატურულის“ და „მაღალტემპერატურულის“. წინასწარი თერმომექანიკური დამუშავების მიხედვით შესაძლებელია: მხოლოდ „დაბალტემპერატურული“ ეფექტის, თანმიმდევრობით ორივე ან მხოლოდ „მაღალტემპერატურული“ ეფექტის განხორციელება. ასეთი შესაძლებლობა დაკავშირებულია, ფაზების მეტასტაბილურობის ცვლილებასთან დიფუზიური პროცესების გამო, შესაბამისად მარტენსიტული გარდაქმნის ტემპერატურის ცვლილებასთან.

სუსტად ლეგირებულ მრავალკომპონენტიან შენადნებში კომპონენტების დიფუზიურ გადანაწილებას მივყავართ ცნობილ მახსოვრობის შებრუნებულ ეფექტთან – გახურების პროცესში ფორმის აღდგენის შემდეგ სპონტანურ დეფორმაციამდე. ეფექტის მაკროგამოვლინებას ხელს უწყობს ციკლირება დატვირთვის ქვეშ ან შენადნის დაყოვნება იზოთერმულ ტემპერატურაზე მუდმივი დატვირთვის ქვეშ.

7. ნაჩვენები იქნა ზედაპირული ოქსიდური ფენის გავლენა (წარმოქმნილი თერმოდამუშავების დროს) ფორმის მახსოვრობის ეფექტზე და ზედრეპადობაზე. მიღებული შედეგი დღის წესრიგში აყენებს შენადნები ფორმის მახსოვრობის და ზედრეპადობის ეფექტებზე უანგბადის გავლენის შესწავლის აუცილებლობას.

8. ჩატარებული იქნა ცდები შენადნებში წყალბადის შეყვანის თაობაზე (0,43%-მდე) გამოკვლეული იქნა შენადნები Ti-Ta-Mo-V, TiI-Nb-Mo-V, Ti-50,1Ta, Ti-50Ta-6Zr. წყალბადი ამცირებდა მარტენსიტული გარდაქმნის ტემპერატურას, ასტაბილიზირებდა აუსტენიტს, „აქრობდა“ „მაღალ-ტემპერატურული“ გარდაქმნის გამოვლენის შესაძლებლობას.

Ti-Ta-Mo-V შენადნის შემთხევვაში 0,43 წონ.% წყალბადი აღიდგებდა დემპფირების უნარს $\Psi=43\%-ძღე.$ ფორმის მახსოვრობის ეფექტის გამოვლენის ტემპერატურის შემცირება და ეფექტის სტაბილიზაცია აუცილებელს ხდის შემდგომი კვლევების ჩატარებას ტიტანის შენადნებში მიმდინარე ფაზურ გარდაქმნაზე წყალბადის გავლენის დასადგენად.

ლიტერატურის ნუსხა

1. Duering T.W., Allrecht J., Richter L., Fisher P. Formation and Reversion of Stress Induced Martensite in Ti-10V-2Fe-3Al. *Acta Metallurgica* 1982, 30, N12, pp.2161-2172.
2. Перадзе Т.А., Стаматели Ю.И., Берикашвили Т.И., Челидзе Т.В. Некоторые Особенности фазовых превращений Деформированного Сплава ВТ-16. სტუდიები მარმარილობის კონფერენციაზე. თბილისი, 1992, №9 (392), გვ.40-45.
3. Ильин А.А., Коллеров М.Ю., Скворцова С.В. Взаимодействие Эффектов и Неупругие Явления в Твердых Тела. Тезисы X Международной конференции, Тула, декабрь, 2001г., с.116.
4. Отсуга К., Симицзу К., Судзуки У., Сплав с Эффектом Памяти Формы. Москва, Металургия.1990г., с. 94.
5. Baker C. The Shape Memory Effect in Titanium – 35 wt% Niobium Alloy. *Metall Science Journal*. 1971, V.5, May, p.92-100.
6. ფერაძე თ.ა., სტამატელი ი.ი., ბერიკაშვილი თ.ი. ჭელიძე ტ.ვ. Ti-Nb სისტემის ზოგიერთი მეტასტაბილური შენადნების მექანიკური თვისებები. სტუდიები მარმარილობის კონფერენციაზე. თბილისი, 1992, №9 (392), გვ.32-36.
7. Kim H.Y., Hashimoto S., Kim J.I., Hosoda H., Miyazaki S. Effect of Ta Addition on Shape memory Behavior of Ti-22 Nb Alloy. *Materials Science and Engineering: A*. 2006, N2, Vol., 417, pp. 120-128.
8. Kim H.Y. Kim J.I., Imamura T., Hosoda H. Miyazaki S. Effect of Thermo-mechanical Treatment on Mechanical Properties and Shape Memory Behavior of Ti – (26-28) at % Nb alloys. *Materials Science and Engineering: A*. 2006, V.438-440, pp.839-843.
9. Davis R., Flower H.M., West D. R. Martensitic Transformations in Ti-Mo Alloys. *Journal of Materials Science*. 1979, V.14, pp.712-722
10. Гриднев В.Н., Иvasишин О.М. Искандеров С.П. Об Обратимости Мартенситных Превращений в Титановых Сплавах. Киев, *Металлофизика*. 1979. т.1, №2, с.86-92.
11. Peradze T., Stamateli I., chachiani L., Berikashvili T., Chelidze T. Influence of Plastic deformation on the Grain Substructure of Ti-Ta Alloys. *Bulletin of the Georgian Academy of Sciences (Physics)*. Tbilisi, 1996, V.154 #2 pp.200-203
12. Федотов С.Г., Челидзе Т.В., Ковнеристый Ю.К., Санадзе В.В. Фазовые Превращения в Метастабильных Сплавах Системы Ti-Ta при Нагреве. ФММ, 1986, Т.62, с. 328-332.

13. Симицу К. Тадаки Ц., Хомма Т. Сплавы с Эффектом Памяти формы. Москва, Металлургия. 1990г., с. 216.
14. Петржик М.Н., Федотов С.Г., Ковнеристый Ю.К., Жебынева Н.Ф. Влияние Термоциклирования на Структуру Закаленных Сплавов Системы Ti-Ta-Nb. *Металловедение и Термическая обработка Металлов*. 1992г., №3, с. 25-27.
15. Коллеров М.Ю., Ильин А.А., Скворцова С.В. Влияние Системы и Степени легирования На Характеристики Эффекта Запоминания Формы Титановых Сплавов. *Металлы*. 2001, №2, с. 74-78.
16. Mayazki S., Kim J.I., Hosoda S. Development and Characterization of Ni-free Ti-base Shape Memory and Superelastic alloys. *Materials Science and Engineering A*. 2006, vol. 438-440, pp. 839-843.
17. Хандрос Л.Г., Арбузова И.А. Мартенситные Превращения, Эффект Памяти и Сверхупругость. *Металлы, Электроны.*, Киев, Наукова Думка, 1975, с.109-143.
18. Федотов С.Г., Челидзе Т.В., Ковнеристый Ю.К., Санадзе В.В. Фазовое Строение, Критические Точки M_h и A_h Мартенситных Превращений и Упругие Свойства Метастабильных Сплавов Системы Ti-Ta. *ФММ*. 1985, Т.60, вып. 3, с.567-570.
19. Гордиенко А.И., Ивашко В.В., Применение Скоростного Нагрева Для Повышения Механических и Специальных Свойств Титановых Сплавов. Материалы Конференции Ti-2004 в СНГ CD-ROM, 2004г. №2.
20. Ge peng, Zhao Yong-qing, Zhou Lion “Desing a New Hig Strength Metastabile Beta Titanium Alloy by Neaz Critical Molibdenum Equivalence. Материалы Конференции «Ti-2004 в СНГ» CD-ROM.2004 г. №2.
21. Федотов С.Г., сб., Исследование Металлов в жидким и Твердом Состоянии. Москва, Наука, 1964г., с. 207.
22. Коллеров М.Ю., Попов А.Л. Иларионов А.Г. Елкина О.А. Исследование Фазовых Превращений в Закаленных Сплавах системы Титан-Ниобий. *Физика Металлов и Металловедение*. 1994г. Том 78. №2, с.119-125.
23. Hansen M., Kamen E.L., Kesslep H. D Pherson D.J. Systems Ti-Mo, Ti-V, Ti-W and Ti-Nb. *Trans AIME*. 1951 V.1991 pp. 881-888
24. Мальцев М.В., Кашников Н.И. Исследование распада Метастабильной β-фазы в Процессе Старения Сплава BT-16. *ФММ*. 1978г. Т.45, вып.5, с.1071-1076.
25. Еременко В.Н. Многокомпонентные Сплавы Титана. Киев. Изд-во. АН УССР, 1962г., с.206.
26. Ilin A.A., Kollerov M., Nosov V., Skvortova S., Filatov A., Samsonova M. Effect of Heat Treatment and Deformability of Titanium Alloys at Normal Temperature. *Metal Science and Heat Treatment*. 2002.12 pp.194-197.

27. Колачев Б.А., Носов В.К., Лебедев И.А. Обратимое Водородное Легирование Титановых Сплавов. *Цветная Металлургия*. 1985г. №3, с.104-109.
28. Ливанов В.А. Водород в Титане, Москва, Металлургиздат. 1962г., с.128.
29. Biscarini A., Coluzzi B., Mazzolai G., Mechanical Spectroscopy of the H-free and H-doped Ni₃₀Ti₅₀Cu₂₀ Shapememory Alloy. *Alloys and Compounds*. 2003. 11.V 356. pp. 669-672.
30. Ken`ichi Yokoyama, Tatsuya Eguchi, Kenzo Asaoka, Michihiko Nagumo. Effect of Constituent Phase of Ni-Ti Shape Memory Alloys on Susceptibility to Hydrogen Embrittlement. *Materials Science and Engineering A*. 2004, vol. 374. pp. 177-183
31. Damiani C., Pelegrina J. L., Ahlers M. Hydrogen in Ti-Ni-Cu and Cu-Zn-Al Shape Memory Alloys. *Jurnal of alloys and Compounds*. 1999, .vol. 284 pp.243-250
32. Veura. T., Sakaguchi T., Igata N., Takeuchi S. Internal Friction of hydrogenated Ti (Ni, Cu) Shape Memory Alloys. *Engineering Materials*. 2006. vol. 319 pp.39-44.
33. Оуэн В., Эффект Памяти Формы в Славах. Москва. Металлургия. 1979г с.254
34. Ильин А.А., Коллеров М.Ю., Головин И.С., Шинаев А.А., Исследование Механизмов Формоизменения при Деформации и Нагреве Титановых Сплавов с Эффектом Запоминания Формы. МиТОМ. 1998, 4, с. 12-16.
35. Гриднев В.Н., Иvasишин О.М., Марковский П.Е., Свечников В.Л., Роль Скорости Охлаждения в Формировании Структуры Титановых Сплавов, Термоупрочняемых с Неполной Гомогенизацией β -фазы. *Металлофизика*. 1985г., Том VII, №3, с.37-45.
36. Гускова Е.Н., Ермолаев М.Н., Новый Конструкционный Материал – Титан. Москва. Наука.1972г., с.56.
37. Федотов С.Г., Ковнеристый Ю.К. Синодова Е.П., Сплавы Титана с Особыми Свойствами. Москва. Наука. 1982г., с.72.
38. Tang X., Ahmed T., Rack H. J., Aging Response of the Ti-35 Nb-7 Zr-5 Ta and Ti-35 Nb-7 Ta Alloys. *J Mater. Sci.* 2000, 35 pp.1805-1811.
39. Dobromyslov A.V., Elkin V. A. Martensitic Transformation and Metastable β -phase in Binary Titanium Alloys. With d-metals of 4-6 Periods. International Conference of Martensitic Transformations-ICOMAT 02. 2002, june. pp.30-31
40. Мирзаев Д.А., Ульянов В.Г., Тайзетдинова А.Г., Изучение Тонкой Структуры Титана Закаленного из β -области. *Металлофизика*. 1985г., Том VII, №2, с.42-46.

41. Курдиюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И., Превращения в Железе и Стали, Москва. Наука. 1977г., с.87.
42. Цвикер У. Титан и Его Сплавы. Москва. Металургия.1979г., с.512.
43. Khromova L.P., Dyakonova N.B., Rodionov Yu. L., Yudin C.V. and Korms I. Martensitic Transformations, Thermal Expansion and Mechanical properties of Titanium – Niobium alloys. International Conference of Martensitic. Transformations- ICOMAT 02. 2002, june 10-14 Espoo-Finland Abst p.1055.
44. Кузмин С.Л., Лихачев В.А., Патрикеев Ю.И., Королев М.Н. Эффекты Памяти формы в Условиях Реализации Пластичности Превращения. *Металлофизика*. 1985г., т. VII, №2, с.50-56.
45. Илин А.А., Скворцова С.В., Мамонов А.М., Гуртовая Г.В., Курников Д.А., Управление Комплексом Механических Свойств Титановых Сплавов Путем Модифицирования структуры Методами Термоводородной обработки. Материалы конференции Ti-2004 в СНГ CD-ROM. 2004г., №2.
46. Каменцева З.П., Кузмин С.Л., Лихачев В.А., Мастерова. Исследование Сверхупругости и Эффектов Памяти Формы в Металлах и Сплавах при Кручении. Кн. Мартенситные Превращения в Металах и сплавах. Киев, 1979г., с.151-154.
47. Коллеров М.Ю., Ильин А.А., Скворцова С.В., Влияние Системы и Степени Легирования на Характеристики Эффекта Запоминания Формы Титановых Сплавов. *Металлы*. 2001, №2, с. 74-79.
48. Hanada Shuji, Masahashi Naoya, Watanabe Sadao, Nitta Kei. Shape Memory Ti-Nb-Sn Alloys. Metals and Mater, 2002. 52, №11 pp.29-35
49. Федотов С. Г. Титан и Его Сплавы. Москва. изд-во АН СССР. 1964г, вып. X, с.188
50. Ильин А.А., Коллеров М.Ю., Скворцова С.В. Принципы Легирования и Технология Обработки Сплавов на Основе Титана с Эффектом Запоминания Формы. Труды I Международной Конференции по Титану Стран СНГ. Москва. ВИЛС. 1994г., т.1, с.631-641.