

კახა გორგაძე

ფორმის მახსოვრობის ეფექტი და
ზედრეკადობა ტიტანის ზოგიერთ შენადნობში.

წარმოდგენილია დოქტორის აკადემიური ხარისხის
მოსაპოვებლად

საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი
თბილისი, 0175, საქართველო
თვე, წელი

საავტორო უფლება © წელი, გორგაძე კახა, 2008წ.

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

ავტორის ხელმოწერა

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

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

რეზიუმე

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

გამოკვლევა ატარებდა ექსპერიმენტულ კომპლექსურ ხასიათს რენტგენოსტრუქტურული, დიფერენციალური თერმული, დილატომეტრული, ელექტროწინაღობის ტემპერატურაზე დამოკიდებულების, კალორიმეტრიის, შინაგანი ხახუნის 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 მალეგირებელი ელემენტების ფართო კონცენტრაციული შემცველობით.

შენადნები მიღებული იყო ელექტრონულ-სხივიური 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 $900 \div 1000$ °C ტემპერატურიდან წყალში წრთობით.

კომპონენტური შემადგენლობის და კონცენტრაციის მიხედვით ფაზურმა რენტგენოსტრუქტურულმა ანალიზმა დააფიქსირა სამი მიკროსტრუქტურის 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 გამოემქდანებინათ ზედრეკადობა მნიშვნელოვანი დეფორმაციის დროს.

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

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

გააძლევდნენ გაზომილი ყოფილიყო დეფორმაციის ძირითადი მახასიათებლები, დეფორმაციის ძაბვა და ტემპერატურა.

დანადგარებში ნიმუშის გახურება ხდებოდა დენის გატარებით. გახურების სიჩქარე იცვლებოდა ფართო დიაპაზონში. გრეხვის დეფორმაცია ხორციელდებოდა სხვადასხვა სქემით და $T_{\text{დ}}$ 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 თერმოდინამიკური რეკონსტრუქცია ორი მეთოდით: დატვირთვის მუდმივი მოქმედებისას და საწყისი დეფორმაციის შემდეგ თავისუფალ მდგომარეობაში თერმოდინამიკურად.

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“ მიღწევა დაკავშირებულია თერმული ზემოქმედებით გამოწვეულ დიფუზიურ პროცესებთან, რაც ამცირებს აღდგენის პროცესებზე პასუხისმგებელ ფაზის წილს.

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

აღდგენის თვისებებზე მნიშვნელოვან გავლენას ახდენდა ნიმუშების ზედაპირის დაქანგვა თერმული ზემოქმედების დროს. ზედაპირული ქანგის ფენა მკვეთრად აუარესებდა ფორმის მახსოვრობის ეფექტს, ხოლო ქანგბადის მნიშვნელოვან სიღრმეზე შეღწევისას და ნიმუშების მცირე ზომების დროს იწვევდა მათ მსხვრევას.

განმტკიცება დაკავშირებული იყო შეუქცევადი α' დისპერსიული ნაწილაკების გამოყოფასთან. ფორმის მახსოვრობის გამოვლენაში მონაწილეობს მხოლოდ ნიმუშის დაუქანგავი შუა ნაწილი. ქანგეული 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. ნაჩვენებია იყო, რომ სრული ზედრეკადობა ხორციელდებოდა შენადნის ნიმუშის რამოდენიმე დატვირთვა – განტვირთვის ციკლის შემდგომ.

ზედრეკადობა მიიღწევა ელემენტების გახსნის გამო განმტკიცებით ან დისპერსიული ჩანართების წარმოქმნით, როგორც კმნის

ჩანერგილი ჟანგბადი. ზედაპირიდან ნიმუშის შიგნით ჟანგბადის შეღწევა აღიღებდა სიმტკიცეს და აუმჯობესებდა $\epsilon^{\text{ზ.ფ.}}$. ერთნაირი საწყისი დეფორმაციის დროს $\sigma^{\text{ზ.ფ.}}$ მეტია ზედაპირული ჟანგის 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 ϵ_0 შემდეგ ნიმუში ხურდებოდა. ტენზომეტრით იზომებოდა გახურების პროცესში წარმოქმნილი ძაბვის ტემპერატურაზე დამოკიდებულება. ϵ_0 ზრდასთან ერთად $\sigma_{\text{რ.}}$ აღწევდა მაქსიმუმს და შემდგომ მცირდებოდა. გამოცდების სერიიდან გამოიყოფოდა მოცემული შენადნისათვის მაქსიმალური $\sigma_{\text{რ.}}^{\text{max}}$. პრაქტიკულად ყველა შენადნში $\sigma_{\text{რ.}}^{\text{max}}$ მიიღწეოდა $8 \div 10\%$ წინასწარი დეფორმაციის დროს. $\sigma_{\text{რ.}}$ -ის ტემპერატურული დამოკიდებულების ფორმა მიუთითებს მაქსიმუმის მიღწევის შემდგომ $\sigma_{\text{რ.}}$ 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 გამოვკვეთვია 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 პასუხისმგებელი ფაზა არ ნარჩუნდება. გახურებისას ვლინდება მხოლოდ ფორმის აღდგენის მეორე ეფექტი. პრაქტიკულად იგივე ხდება $T > A_{\text{r}}$ ტემპერატურამდე დატვირთვის ქვეშ ციკლირების დროს. გროვდებოდა ფაზის მოცულობა, რომელიც პასუხს 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} ატარებდა 400°C .

შენადნებში იზომებოდა შინაგანი ხახუნის ტემპერატურული დამოკიდებულება. ცდებმა აჩვენა, რომ რხევების მიღწევის ეფექტი დაკავშირებული იყო მარტენსიტული გარდაქმნის დროს ენერჯის 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 აღიღებს 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 ჰაერში და ჰელიუმში უმნიშვნელოა 500°C -მდე გახურებისას.

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

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 $6 \div 9\%$ დეფორმაცია (ელემენტების კონცენტრაციის მიხედვით) აღდგება 90% -ით. უფრო მცირე დეფორმაციების დროს აღდგენა პრაქტიკულად სრულია. ფორმის მახსოვრობა შეიძლება მივაკუთვნოთ „მაღალტემპერატურიან“ ინტერვალს. A_s , A_f ინტერვალში 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 $270 \div 450$ მპა მნიშვნელობა შენადნის კომპონენტური და კონცენტრაციული შემადგენლობიდან გამომდინარე. მაქსიმალური ($400 \div 450$ მპა) 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 კილოჰერცულში გვიჩვენებდნენ მაღალი დემპფირების თვისებას შენადნებში: Ti-33Nb-7Zr ($\Psi=31,5\%$), Ti-59,8Ta ($\Psi=23\%$) და 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 მახსოვრობის ეფექტის განხორციელების შესაძლებლობა. პირობითად „დაბალტემპერატურული“ და „მაღალტემპერატურული“. 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 მიყვავართ 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 ზედრეკადობაზე. მიღებული შედეგი დღის წესრიგში აყენებს შენადნში ფორმის მახსოვრობის და ზედრეკადობის ეფექტებზე უანგზადის გავლენის შესწავლის აუცილებლობას.

8. ჩატარებული იქნა ცდები შენადნებში წყალბადის შეყვანის თაობაზე (0,43%-მდე) გამოკვლეული იქნა შენადნები Ti-Ta-Mo-V, Ti-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 აღიდებდა დემფირების უნარს $\Psi=43\%$ -მდე. ფორმის მახსოვრობის ეფექტის გამოვლენის ტემპერატურის შემცირება და ეფექტის სტაბილიზაცია აუცილებელს ხდის შემდგომი კვლევების ჩატარებას ტიტანის შენადნებში მიმდინარე ფაზურ გარდაქმნაზე წყალბადის გავლენის დასადგენად.

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 flattening of hot ingots the plates of 3-5 mm of thickness were obtained.

Initial phase microstructure was created by tempering in water from $900 \div 1000$ °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÷450⁰C, 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 ($T > 400^0\text{C}$) were signed at the curves of differential, thermal analysis.

If inverse $\alpha'' \rightarrow \beta$ transformation was proceeded in 375÷425⁰C range, hydrogen decreased this range up to 125÷200⁰C thus, improving the effect of shape renewal.

Gravimetric measurements show the insufficient desorption of hydrogen in the air and helium at heating up to 500⁰C.

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÷9% 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÷450⁰C range. Exclusion are Ti-50Ta-6Zr, Ti-33Nb-7Zr, Ti-26Nb-4Ta-7Zr alloys, for which this range is 20÷200⁰C.
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÷3.6%, 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÷450 mpa on the assumption of the componential and concentration consistence. The maximal (400÷450 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. $\Psi = 15\div 20\%$ characterized Ti-33.1Nb, Ti-50Ta, Ti-29.8Nb, Ti-43.2Ta, Ti-26Nb-4Ta-7Zr 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 მრავალკომპონენტური 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

ცხრილი1. ქიმიური შემადგენლობის გავლენა ფაზურ მდგომარეობაზე და K_{β}^* -ს მნიშვნელობაზე.....	33
ცხრილი2. წრთობის ტემპერატურის გავლენა სამრეწველო შენადნების ფაზურ შემადგენლობაზე.....	35
ცხრილი3. 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 ($\%V_n$).	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 მახსოვრობის ეფექტის ძირითადი პარამეტრები შენადნებში $\epsilon^{(90)}$ დეფორმაციის სიდიდე, რომლის დროსაც აღდგენა არის 90%. ϵ^{DR} -დრეკადი აღდგენის დეფორმაცია, σ_{θ}^{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 დამოკიდებულება31
- ნახაზი 2 ტიტანის ბინარულ შენადნებში $K\beta$ -ს დამოკიდებულება Mo, V, Nb, Ta კონცენტრაციაზე32
- 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 $K\beta$ -ს მრუდია).33
- ნახაზი 4. ფორმის მახსოვრობის ეფექტის განხორციელების პროცესში საწყისი დეფორმაციის ϵ_0 (წყალბადის კონცენტრაციით 0.2 % და 0.3%) ადღენის დამოკიდებულება გახურების სიჩქარეზე 0.3 K/წმ (1) და 10K/წმ (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/წმ (b) და 100 K/წმ (c) სიჩქარით გახურების დროს. (1,2,3,4,5-გაცივების სიჩქარეა შესაბამისად 400, 100, 50, 20, 10, K/წმ).....40
- ნახაზი 7. შენადნი Ti-50,1Ta. სხვადასხვა ტემპერატურაზე გადაღებული რენტგენული დიფრაქტოგრაფების 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 (1-160წთ, 2-80წთ, 3-40 წთ).	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” მარტენსიტული გარდაქმნის თერმოციკლირების სადემონსტრაციო დიფერენციალური თერმული ანალიზის მრუდები.	80
ნახაზი 18. შენადნი Ti-50.1Ta. ელექტროწინალობის ტემპერატურული დამოკიდებულება თერმოციკლირების დროს.	82
ნახაზი19. შენადნის Ti-25.9Nb. ელექტროწინალობის ტემპერატურული დამოკიდებულება თერმოციკლირების დროს.....	83
ნახაზი 20. შენადნი Ti-50.1Ta(a) და Ti-29.8Nb(b). ელექტროწინალობის დამოკიდებულება ტემპერატურაზე, გრეხვის მეთოდით ფორმის აღდგენის ციკლირება ჩატარებულ შენადნში.	84
ნახაზი21. ფორმის აღდგენის 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. აღდგენილი (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) $\epsilon_0=4,4\%$, (b) $\epsilon_0=4,1\%$	82
ნახაზი 24. Ti-7.8Ta-8.1Mo (a) და Ti-5,1Ta-4,9Mo-4,9V (b) ნაწრთობი შენადნების დილატოგრაფები.....	89
ნახაზი 25. იუნგის მოდულის (რეზონანსული სიხშირის 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.200⁰C-ზე დეფორმირებული შენადნის დილატოგრაფია დაგროვილი დეფორმაციით $\epsilon_0 \sim 3\%$. B. ღუნვით დეფორმირებული შენადნის ნიმუშის საწყის მდგომარეობაში (a) და 700⁰C-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 აღდგენი 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 ზედღება. (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 ზედღება (b)-გრეხვის კუთხის და ფორმის აღდგენის ხარისხის ტემპერატურული დამოკიდებულება. 1-ფორმის აღდგენის ხარისხი; 2-დაგროვილი დეფორმაცია; 3-აღდგენილი დეფორმაცია98

ნახაზი 32. შენადნი Ti-31,1Nb.(a)-I და II სქემით დეფორმაციის სურათების ზედღება. (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 (3-4წთ) $T_{დ}=400^{\circ}C$ („ქვემოდან“) b-სწრაფი გახურება (2-5წმ) $T_{დ}=400^{\circ}C$ („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 შენადნს აქვს საწყისი ფაზური შემადგენლობა $\alpha'' + \beta$).107

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

ნახაზი 40. შენადნი Ti-44Ta-6Zr. დილატოგრაფია ახდენს მახსოვრობის პირველი ეფექტის დემონსტრირებას. შენადნის საწყისი დეფორმაცია 3,3%. დეფორმაციის ტემპერატურა $20^{\circ}C$108

ნახაზი 41. შენადნი Ti-44Ta-6Zr. დილატოგრაფია ახდენს მახსოვრობის მეორე ეფექტის დემონსტრაციას. შენადნის საწყისი დეფორმაცია 3,7%. დეფორმაციის ტემპერატურა $450^{\circ}C$109

ნახაზი 42. შენადნი Ti-50,1Ta. შენადნის ციკლირების ტიპური 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 მასსოვრობის ეფექტის ციკლების რაოდენობაზე დამოკიდებულების მრუდები მუდმივი დატვირთვის მოქმედების დროს.112
- ნახაზი 47. შენადნი 47Ti-50Ta-3Zr. ფორმის მასსოვრობის ეფექტის ძირითადი პარამეტრების ციკლების რაოდენობაზე დამოკიდებულების მრუდები მუდმივი დატვირთვის მოქმედების დროს.113
- ნახაზი 48. შენადნი 44Ti-50Ta-6Zr. ფორმის მასსოვრობის ეფექტის ძირითადი პარამეტრების ციკლების რაოდენობაზე დამოკიდებულების მრუდები მუდმივი დატვირთვის დროს. 800-850⁰C 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 მასსოვრობის ეფექტის დროს გრეხვის კუთხის ტემპერატურული დამოკიდებულება.....118
- ნახაზი 53. შენადნი Ti-29,8Nb. გრეხვის კუთხის ტემპერატურული დამოკიდებულება. ფორმის მასსოვრობის 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 მოქმედი 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 $\alpha+\beta_M$ შემადგენლობა.	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 ტიპური 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. 375⁰C-მდე გახურების დრო 5 წმ. გაცივება ტვირთით 20-30 წმ.142
- ნახაზი 72. შენადნი Ti-50Ta-6Zr. დეფორმაცია-ტემპერატურის დამოკიდებულების მრუდი. იზოთერმული დაყოვნება 5 წუთი 450⁰C მრუდი. იზოთერმული დაყოვნება 5 წუთი 450⁰C ზე. დაიკვირვება პირველი და მეორე აღდგენა. 142
- ნახაზი 73. შენადნი Ti-50Ta-6 Zr. დეფორმაცია-ტემპერატურის დამოკიდებულების მრუდი. იზოთერმული დაყოვნება 20 წუთი 450⁰C-ზე. განტვირთვა და გახურება 450⁰C-დან 750⁰C-მდე დაიკვირვება მხოლოდ მეორე აღდგენა143
- ნახაზი 74. შენადნი Ti-50Ta-6Zr. დეფორმაცია-ტემპერატურის დამოკიდებულების მრუდები. იზოთერმული დაყოვნება 450⁰C-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 800⁰C-მდე. დაიკვირვება დეფორმაციის აღდგენის ორივე ეფექტი.144
- ნახაზი 76. შენადნი BT-22(Ti-Al-Mo-V-Cr). იზოთერმული დაყოვნება 300⁰C 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 400⁰C-ზე. 15წუთის განმავლობაში. გაცივება დატვირთვის ქვეშ. განტვირთვა. გახურება 800⁰C-მდე.145
- ნახაზი 78. შენადნი Ti-Ta-Mo-V. ნიმუშების სპონტანური დეფორმაცია ფორმის აღდგენის შემდეგ (დატვირთვის მოქმედების გარეშე): a) იზოთერმული დაყოვნება 525⁰C b) უწყვეტი გახურებით 800⁰C –მდე.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”) ენდოფექტის დემონსტრაციის კალორიმეტრული მრუდი.	149
ნახაზი 82. იუნგის მოდულის (რეზონანსული სიხშირის კვადრატის ერთეულებში) ტემპერატურული დამოკიდებულება შენადნებისთვის: Ti-29,8 წონ%Nb(a) და Ti-33,1წონ%Nb(b).	152
ნახაზი 83. იუნგის მოდულის (რეზონანსული სიხშირის 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 გრაფიმეტრული მრუდები ჰაერზე და ჰელიუმში გახურებისას.	156

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

ასევე მადლობას ვუხდი სადისერტაციო ნაშრომის სამეცნიერო ხელმძღვანელს 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.

შ ე ს ა გ ა ლ ი

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.

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

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

ტიტანის შენადნობის მეტასტაბილური მდგომარეობის შესახებ სამუშაოების დიდი რაოდენობის მიუხედავად, პასუხგაუცემელი 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 α – მარტენსიტის და β_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 ზედრეკადული 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 ყურადღების 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 ნაჩვენებია 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, გაგახურებთ 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. რაღაც ტემპერატურის დროს მათმა ჯამმა 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 ჰისტერეზისი ძალიან

ვიწროა – ათეული გრადუსის რიგის. ტემპერატურული მარტენსიტული გარდაქმნის შექცევადობა შენადნებში განპირობებულია საწყისი და მარტენსიტული ფაზების კრისტალური მესრების კოჰერენტულობის 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 ელემენტებთან (V, Mo, Nb, Ta) [1,11-18].

დეფორმაციული $\beta \leftrightarrow \alpha'$ გარდაქმნისას სიბრტყეები 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 – მარტენსიტული გარდაქმნის დამთავრების ტემპერატურა) შენადნები შეიცავენ მხოლოდ მარტენსიტულ α' -ორთორომბულ ფაზას. შენადნების დეფორმაციას ასეთ ტემპერატურაზე მიყვავართ 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 მოქმედი 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 ნაწილობ მდგომარეობაში, შეიძლება შეიცვალოს ორიენტაცია. ფორმაცვლილება, გამოწვეული დეფორმაციული მარტენსიტული გარდაქმნით ნარჩუნდება ძაბვის მოხსნის შემდეგ. გახურება იწვევს შებრუნებულ მარტენსიტულ გარდაქმნას, რასაც მიყვართ 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 მიყვართ 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 ბიურგერის 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 მარტენსიტის 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 $\beta \rightarrow \alpha'$ მარტენსიტული გარდაქმნის (M_s) ტემპერატურის [21,22], ნორმალური დრეკადობის მოდულის (E) და მთავარი დეფორმაციის მნიშვნელობების კონცენტრაციული დამოკიდებულება 1000°C -დან ნაწრთობი 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 $\beta \rightarrow \alpha'$ მარტენსიტული გარდაქმნის მიმართ. იგი შეიცავს მინიმალურ (სხვა შენადნების კონცენტრაციასთან შედარებით) მალეგირებელი ელემენტის რაოდენობას, რომლის ზემოთაც წრთობა საშუალებას გვაძლევს დავაფიქსიროთ β -ფაზა. ამავდროულად მისგან წარმოქმნილი მარტენსიტული 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÷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

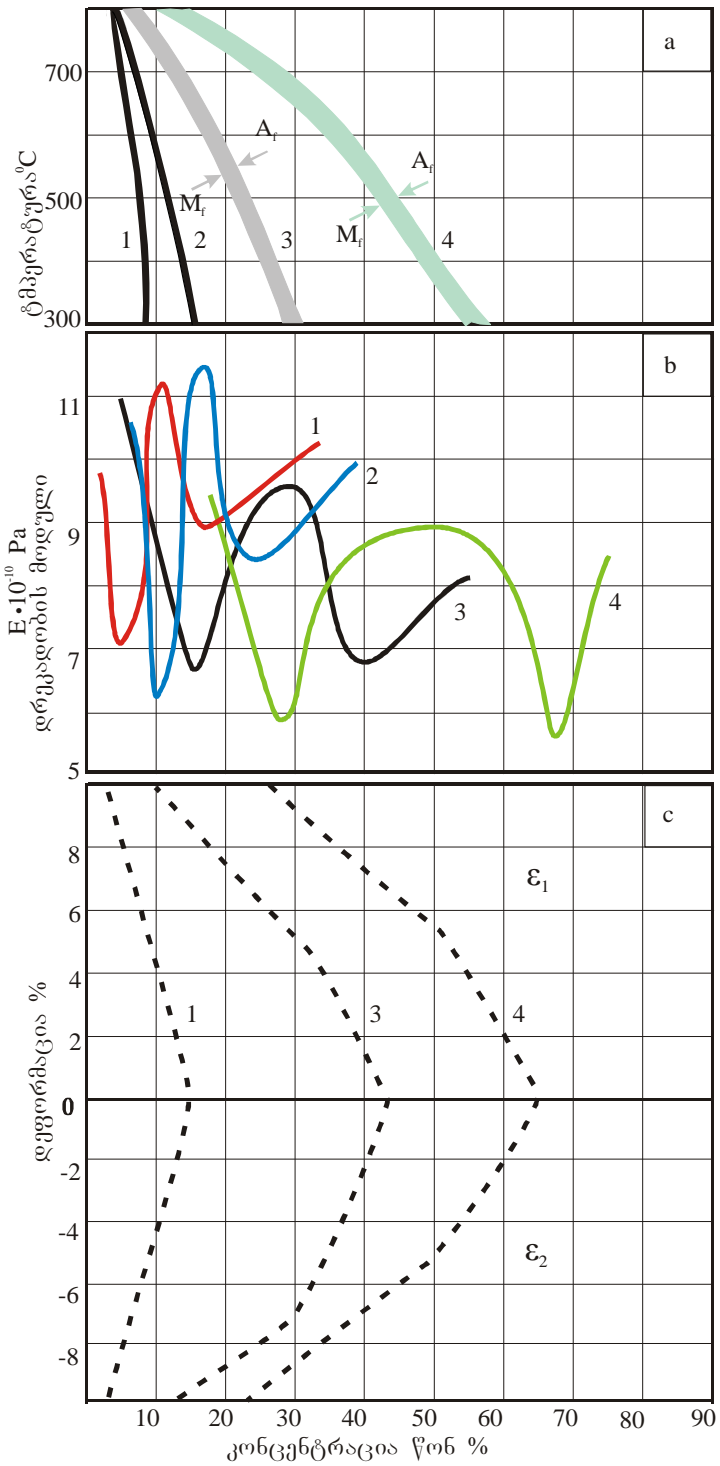
$$K_\beta = \frac{C_\beta}{C_{\beta_{ზღვ}}} \quad [1.3]$$

აქ C_β -მოცემულ შენადნში მალეგირებელი ელემენტის კონცენტრაციაა მოცემულ შენადნში, $C_{\beta_{ზღვ}}$ -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 მალეგირებელი ელემენტის იმ კონცენტრაციის შერჩევით, რომელიც უზრუნველყოფს ფორმის მახსოვრობის ეფექტის მაქსიმალურ გამოვლენას.

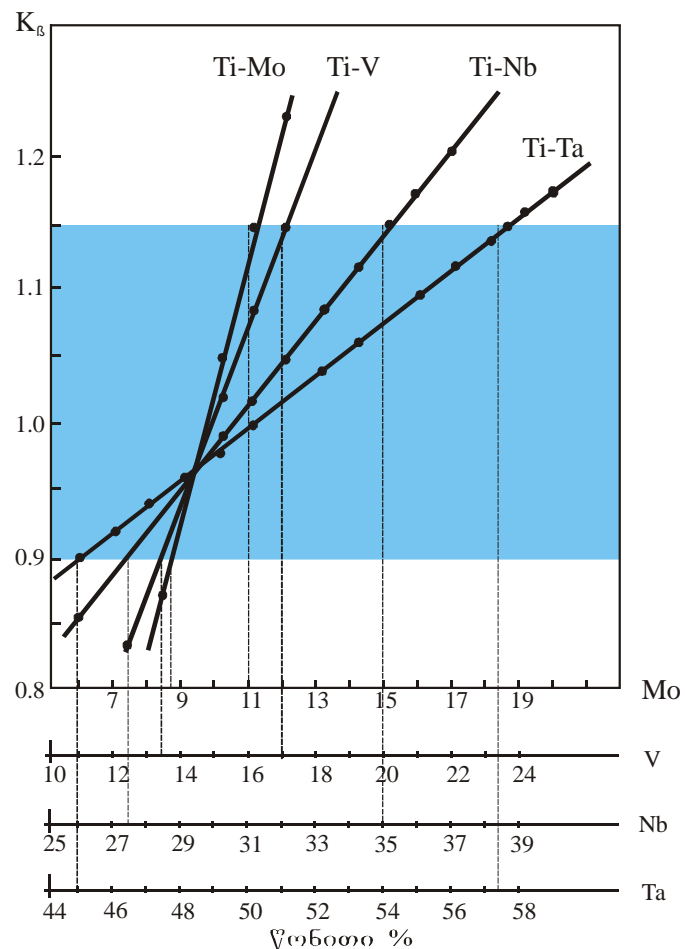
მრავალრიცხოვანი ექსპერიმენტული მონაცემების ანალიზის საფუძველზე მოყვანილია კომპონენტის კონცენტრაციის მნიშვნელობები, რომელიც იწვევს β -ფაზის სტაბილურობის ცვლილებას $\Delta K_\beta=0.11\%$ სიდიდით. Mo, V, Nb, Ta-თვის ეს არის 1.03წონ%, 1.62წონ%, 3.3წონ% და 57წონ% შესაბამისად. ამ მონაცემებით გამოთვლილი კონცენტრაციული 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 ფარგლებში. 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 მასსოვრობის ეფექტის გამოვლენისათვის ყველაზე ხელსაყრელი მალეგირებელი ელემენტების კონცენტრაციის მხრივ არის Ti-Ta და Ti-Nb შენადნები. ეს Ti-Ta შენადნისათვის არის $\sim(45\div 60)$ წონ% Ta, ხოლო Ti-Nb შენადნისთვის $\sim(27\div 35)$ 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 მასსოვრობის ეფექტის გამოვლენისათვის აუცილებელი β -ფაზის ზღვრული არასტაბილურობა. შენადნები განკუთვნილია სხვა მიზნებისათვის.

β-ფაზისთვის საჭირო მეტასტაბილურობის შესაქმნელად [16,19,20,24] ავტორები იყენებდნენ (α+β) არიდან წრთობის მეთოდს. მოცემულ ტემპერატურაზე გახურებული შენადნები ყოვნებოდნენ იმ დროის განმავლობაში, რომელიც საჭირო იყო წონასწორული (α+β)-სტრუქტურის მისაღებად, ჰომოგენიზაცია იწვევდა α და β-ფაზებს შორის კომპონენტების გადანაწილებას. იცვლებოდა ასევე ამ ფაზების რაოდენობა და ამ დროს ფორმირებადი β-ფაზის მდგრადობა. თვალსაჩინოდ ეს წარმოდგენილი იყო შედეგებით ნაშრომში [25]. შენადნში BT-23, რომლებიც მოყვანილია ნახ. 3-ზე. მონაცემები მიღებული იყო მიკროსკოპირებული რენტგენული ანალიზით და მაღალტემპერატურული რენტგენოგრაფიით. წრთობის ტემპერატურის ზრდასთან ერთად α-ფაზაში ლეგირების ხარისხი β-სტაბილიზატორით 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.

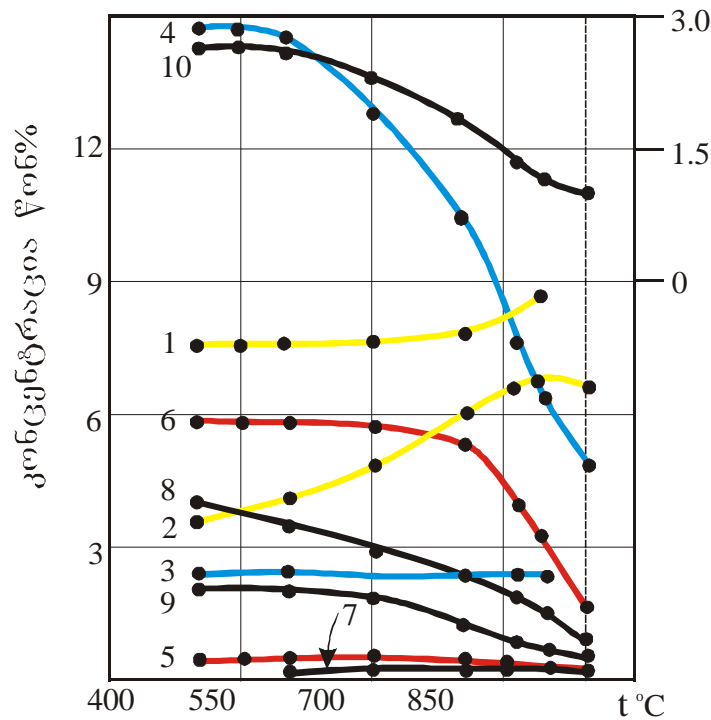
ცხრილი 1.

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^I	850	900	50	5,5
Ti – 3Al – 12V	0,8	α^{II}	720	1120	400	65
Ti – 3Al – 14V	0,95	$\alpha^{II} + (\beta_M)$	320	830	510	78
Ti – 3Al – 15V	1,02	$\alpha^{II} + \beta_M$	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 β-ფაზის სხვადასხვა სტაბილურობით.

ეს მეთოდით 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 შენადნობის 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 შენადნობი არადრეკადი ქცევის გამოვლინების გასაუმჯობესებლად ავტორებმა გამოიყენეს კიდევ ერთი საშუალება-შენადნის ლეგირება წყალბადით. წრთობა ამ შემთხვევაში აფიქსირებდა სტრუქტურას α'' -მარტენსიტით და (ან) β_M -ფაზით. წრთობისას მარტენსიტულ გარდაქმნაზე თავისი ზემოქმედების ხასიათით წყალბადი ემსგავსება β -იზომორფულ სტაბილიზატორებს.

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

ცხრილი 2

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

წრთობის ტემპერატურის გავლენა სამრეწველო შენადნების ფაზურ შემაღენლობაზე.

შესაბამისი გაცივების სიჩქარით წყალბადმა შეიძლება შეამსუბუქოს (β → α'') მარტენსიტული გარდაქმნა ისეთ შენადნებშიც კი, რომლებშიც მისი არ ყოფნის დროს შესაძლებელია მხოლოდ (β → α') მარტენსიტული გარდაქმნა.

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

გარკვეული რაოდენობა ამ მხრივ წყალბადის შეყვანა წარმოადგენს დამატებით ლევირებას. წყალბადის კონცენტრაციის გაზრდა β -ფაზაში ამცირებს შენადნის ნორმალურ დრეკადობის მოდულს და ამსუბუქებს მარტენსიტის 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 გააღენა ფაზურ შემადგენლობაზე, K_β -ს მნიშვნელობაზე და დრეკადობის მოდულზე

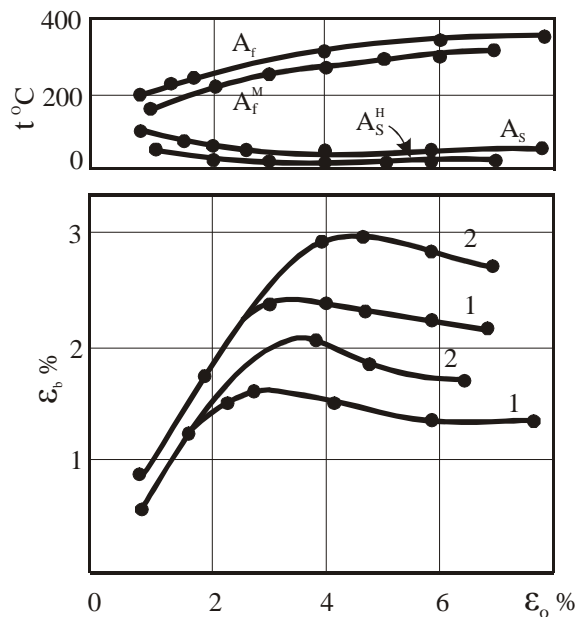
შესამჩნევად იცვლება მარტენსიტული გარდაქმნის მთავარი დეფორმაციების მნიშვნელობები. ეს ცვლილებები ანალოგიურია ϵ_1, ϵ_2 , და ϵ_3 კონცენტრაციული დამოკიდებულებისა მოყვანილი ნახ. 1-ზე. β -ის ფაზის სტაბილიზაცია ამცირებს მათ მნიშვნელობებს, ადიდებს α'' -ფაზის მესრის რომბული განრთხმის ხარისხს.

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

ცხრილიდან 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 $0.3 \div 0.6$

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

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

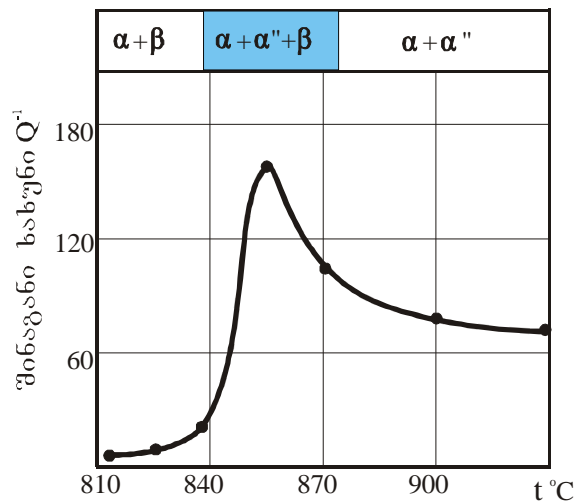


ნახ. 4. ფორმის მახსოვრობის ეფექტის განხორციელების პროცესში საწყისი დეფორმაციის ϵ_0 (წყალბადის კონცენტრაციით 0.2 % და 0.3%) აღდგენის დამოკიდებულება გახურების სიჩქარეზე 0.3 K/წმ (1) და 10K/წმ (2) (დეფორმაციის ტემპერატურა 20°C).

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

დეფორმაციამ შეიძლება გამოიწვიოს ამ შექცევადი გარდაქმნის გაგრძელების დეფორმაციული სტიმულირება. ამ პროცესის მექანიზმი დაკავშირებულია ფაზათა შორის კოჰერენტული 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. ოღონდ Q^{-1} სიდიდე ამ შემთხვევაში 1.5-2 ჯერ მცირეა, ვიდრე თერმოდრეკადი 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 ენერჯის 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, როგორცაა რუხი თუჯი მაღალი დემპფირების უნარით. [33].

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

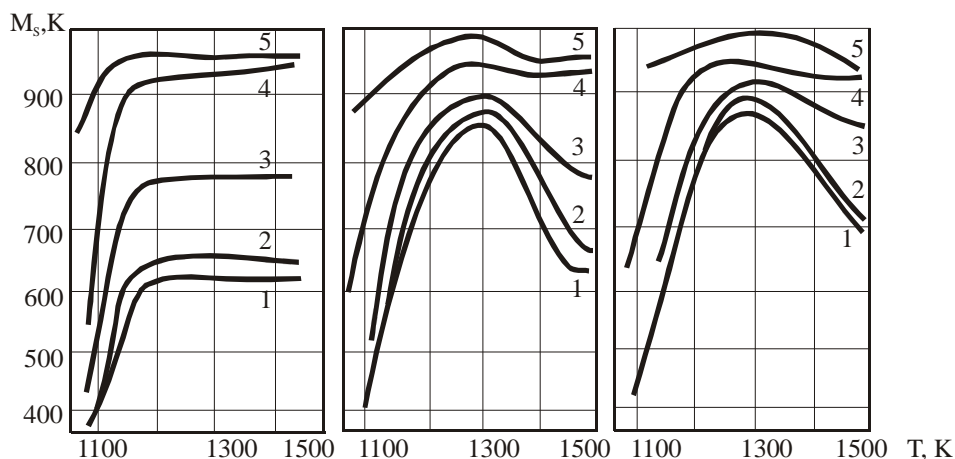
ყველა განხილულ შემთხვევაში შენადნების სასურველი საწყისი მდგომარეობა მიიღწეოდა წრთობის მეთოდით. ტიტანის შენადნების დაბალი სითბოგამტარობის გამო და ნიმუშების მნიშვნელოვანი სისქის დროს წრთობის სიჩქარეზე შეიძლება დამოკიდებული იყოს იმ პროცესების ხასიათი, რომლებიც აყალიბებენ ფაზურ სტრუქტურას. ეს დამოკიდებულება 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 დიფუზიური მექანიზმით, რომელსაც მიყვავართ წონასწორულ ($\alpha+\beta$)-სტრუქტურამდე. 30-დან 600 K/წმ-მდე გაცივების სიჩქარისას β -ფაზა გარდაიქმნება α' -მარტენსიტში 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 მალეგირებელი ელემენტების დიფუზიურ გადანაწილებას. გადარიბებული 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.ნა) მიყვავართ გაცივების სიჩქარის

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

[35]-ში თერმული დამუშავების დროს შენადნის სტრუქტურის ჩამოყალიბება განიხილებოდა, როგორც წრთობის ტემპერატურამდე გახურების სიჩქარის გავლენის, ასევე თვითონ წრთობის სიჩქარის მიმართებაში. M_s დამოკიდებულება (წრთობის სიჩქარე 200÷400K/წმ) წრთობის ტემპერატურამდე გახურების სიჩქარეზე მოყვანილია ნახ. 6-ზე. თუ β -ფაზა არაჰომოგენურია, 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 წრთობისათვის 10 K/წმ (b) და 100 K/წმ (c) სიჩქარით გახურების დროს. (1,2,3,4,5-გაცივების სიჩქარეა შესაბამისად 400, 100, 50, 20, 10, K/წმ).

სწრაფი გახურებისას არაჰომოგენურობა ნარჩუნდება და M_s მნიშვნელობა დამოკიდებული იქნება β -ფაზის ყველაზე გადარიბებულ ნაწილებზე.

როგორც ჩანს (ნახ.6 b,c) არაჰომოგენური 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 მიდის დიფუზიური პროცესების მონაწილეობის გარეშე. ($M_s \approx M_f$) 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 იგივე 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 არეებთან, რომ წრთობის შედეგად ის ნარჩუნდება და ამცირებს α' ფაზის წილს ნაწრთობ შენადნში.

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

რადგან ω და α -ფაზების არსებობის არეები ტიტანის უმეტეს შენადნებში ნაწილობრივ ემთხვევიან ერთმანეთს, წრთობის პატარა სიჩქარეებს (მაგალითად მასიური ნიმუშების წრთობისას) მიყვავართ ω -ფაზის წარმოქმნამდე [37]. ω -ფაზის წარმოქმნის აცილება ზოგიერთ შენადნში ხდებოდა სწრაფი წრთობით (Ti-Nb შენადნები Nb-ის 26 წონ.% შემცველობით) [38,39].

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

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

ავტორები თვლიან, რომ გამოსაკვლევ შენადნებში ასეთ ფაზას წარმოადგენდა α -ფაზა. ამის გარდა ისინი ხსნიან α' და α -ფაზების ერთდროულ არსებობას იმით, რომ $\beta \rightarrow \alpha$ და $\beta \rightarrow \alpha'$ გარდაქმნის ტემპერატურები ერთმანეთს ემთხვევა. წინააღმდეგ შემთხვევაში წარმოქმნადი α' -ფაზა ჩვეულებრივ შთანთქავს α -ფაზას. ტიტანის შენადნებში β -იზოთერმულ ელემენტებთან ათერმიული α -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 თერმოდრეკადი 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 დავეყთ “ძაბვით გამოწვეულ” და “დეფორმაციით გამოწვეულ” ტიპებად. პირველ შემთხვევაში ძაბვის დროს, რომელიც აჭარბებს დრეკადობის ზღვარს,

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

ფორმის მახსოვრობის ეფექტის გამოძღვანებაში დიდ როლს თამაშობს $\beta \rightarrow \alpha'$ დეფორმაციული მარტენსიტული გარდაქმნის დროს შენადნის დეფორმაციული ტექსტურა. მისი ხელსაყრელი ორიენტაციის შემთხვევაში დამთავრებული მარტენსიტული გარდაქმნა შეეხება ტექსტურირებულ საწყისი β -ფაზის დიდ მოცულობას. ტექსტურის შესაძლებელი ტიპების ხასიათი კარგად არის ცნობილი [42]. იდეალურ შემთხვევაში კუბური მოცულობაცენტრირებული β -ფაზის გაჭიმვა და შეკუმშვა ქმნის ტექსტურას $\langle 110 \rangle$ მავრთულის დერძის გასწვრივ. გაგლინვას მიყვავართ $\{001\}\langle 110 \rangle$ ორიენტაციამდე ფირფიტის სიბრტყეში. ტექსტურაში ორიენტაციების განსხვავება მცირდება იდეალურ ორიენტაციასთან შედარებით დეფორმაციის ხარისხის ზრდასთან ერთად. ჯვარედინ გაგლინვას მიყვავართ გაგლინვის ტექსტურის გაუმჯობესებასთან ($\{001\}\langle 110 \rangle$). დაიკვირვება სხვა მოდებიც $\{211\}\langle 110 \rangle$ და $\{110\}\langle 100 \rangle$. 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'') ჩანასახის 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 ლევირებულ შენადნში BT-22. შენადნში მალეგირებელი ელემენტების რაოდენობა ისეთია, რომ ნაწრობ მდგომარეობაში β -ფაზა ძალიან ახლოა მარტენსიტული გარდაქმნის ზღვრულ არამდგრადობასთან ($K_{\beta} \approx 1$). ეს საშუალებას გვაძლევს ჩავატაროთ წროთობა ერთფაზიანი β -არის ტემპერატურებიდან. ასეთი დიდი მნიშვნელობის ტემპერატურას შეუძლია არსებითი გავლენა მოახდინოს ტექსტურაზე და ეს გარკვეულ მოთხოვნებს აყენებს მის შერჩევას. მარტენსიტული კლასის შენადნებისთვის BT-16, BT-23 წროთობა ხდება ($\alpha + \beta$) არის ტემპერატურიდან და მარტენსიტული გარდაქმნისადმი ზღვრულად არასტაბილური მდგომარეობის მიღება ითხოვს წროთობის ტემპერატურის პრაქტიკულად „პრეცეზიულ კონტროლს“. ორიენტაციული ეფექტები ავტომატურად არის დამოკიდებული ასეთი ტემპერატურის არჩევაზე. აშკარაა, რომ ეს ეხება ბინარული და მრავალკომპონენტიანი შენადნის შემთხვევასაც, როდესაც კრიტიკული შემადგენლობა მიიღება მალეგირებელი 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 მარტენსიტული გარდაქმნის კრისტალოგრაფიულად შექცევადი დეფორმაციის მნიშვნელობების მაგალითზე, ცხრილში 4 [45].

შენაღნი	დეფორმაციის სახე	B2-ფაზის კრისტალოგრაფიული მიმართულებით დეფორმაციის სიდიდე [U V W] და გასაშუალებული პოლიკრისტალისათვის ($\epsilon_{\text{საშ}}$)						
		[010]	[011]	[111]	[121]	[013]	[123]	ϵ_{cp} %
	გაჭიმვა	[010]	[011]	[111]	[121]	[013]	[123]	
	კუმშვა	[100]	[110]	[111]	[211]	[310]	[321]	
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 $\epsilon_{\text{საშ}}$ 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 შენაღნებში გრეხვის დეფორმაცია შესწავლილი იყო ნაშრომში [46]. β -ფაზის არსებობის ტემპერატურული არიდან წრთობის შედეგად ფიქსირდებოდა ($\alpha'' + \beta$) სტრუქტურა. BT-22II შენაღნისთვის, დაყოვნების ტემპერატურით წრთობისათვის 860°C, თავისუფალ მდგომარეობაში აღდგენილი დეფორმაციის მაქსიმალური სიდიდე $\epsilon_0 = 3,6\%$. წრთობის ტემპერატურის გაზრდით ($\epsilon_{\text{საშ}}$) მნიშვნელობა მცირდება. ავტორები ამას უკავშირებენ შენაღნში ჰომოგენიზაციის პროცესის დროს მარცვლების ზომის ზრდას. ანალოგიური კანონზომიერება ახასითებს შენაღნსაც Ti-10V-2Fe-3Al, თუმცა ($\epsilon_{\text{საშ}}$) სიდიდე მცირდება ~1,6%-მდე.

მითითებული შენაღნები ასევე გამოკვლეული იყო ნაშრომში [34]. დეფორმაციის 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: $(450 \div 500) \cdot 10^6$ პა და $(650 \div 500) \cdot 10^6$ პა შესაბამისად. ($\epsilon_{\text{კ}}$)-ს მაქსიმალური სიდიდე მიიღწეოდა $\epsilon_o \sim 3\%$ დროს.

ცალკე უნდა განვიხილოთ სამუშაო [47,48] შედეგები. ქიმიური შემადგენლობის გავლენაზე დაკვირვების და ანალიზის, კუმშით 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 ეფექტის მაღალი მახასიათებლები. ვანადიუმის რაოდენობის ზრდა და ალუმინის დამატებითი შეყვანა ახშობს ω -ფაზის წარმოქმნას და ადიდებს სრიალის სასტარტო ძაბვას (ფუძისა და მალეგირებული ელემენტების ატომური არათანაბრობის ზრდის ხარჯზე). მნიშვნელობა 12 წონ%V და 1წონ%Cr არჩეული იქნა დეფორმაცია – კონცენტრაციის დამოკიდებულების მაქსიმუმიდან გამომდინარე ($\epsilon_{\text{კ}}$)=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.

ქრომის მეტი რაოდენობა ადიდებს მარტენსიტული გარდაქმნის ტემპერატურას და მიყვავართ 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 ω 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 ($\sim 50^\circ\text{C}$), ასეთივე რაოდენობით Sn ცვლილება M_s ამცირებს ($\sim 100^\circ\text{C}$).

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 40 ა.მ% Sn დროს მოდული უფრო პატარაა $\sim 500 \times 10^6$ პა [49].

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

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

ცხრილი 5.

წრთობის რეჟიმი	ფაზური შემადგენლობა	$\epsilon_{\text{წ}}$ %	ϵ_0 % ნარჩენი	$\epsilon_{\text{აღ}}$ % აღდგ.	ფორმის აღდგენის ხარისხი η %	ფორმის აღდგენის ტემპერატურა $^\circ\text{C}$
780 $^\circ\text{C}$ დაყოვნება 1 საათი წრთობა წყალში	$\alpha + \beta$	4,37	1,8	0,62	34,3	300
		5,34	2,56	1,62	63,3	
		6,32	3,28	1,41	43	
880 $^\circ\text{C}$ დაყოვნება 1 საათი წრთობა წყალში	$\alpha + \alpha^{II} + \beta_M$	3,42	2,95	1,83	89	400
		4,37	2,5	2,5	100	
		5,83	3,95	2,8	71	
900 $^\circ\text{C}$ დაყოვნება 1 საათი წრთობა წყალში	$\alpha + \alpha^{II}$	3,42	2,05	2,05	100	450
		4,37	2,99	2,52	84	
		5,9	3,92	2,91	74	

წრთობის რეჟიმის გავლენა დეფორმაციის აღდგენაზე და აღდგენის ხარისხზე რგოლისმაგვარ ნიმუშებში.

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

რეაქტიული ძაბვები ($\sigma_{\text{რ}}$) და ფორმის აღდგენის კუთრი მუშაობა ($a_{\text{რ}}$) (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 მარტენსიტული გარდაქმნისადმი შენადნის ზღვრულად არამდგრად მდგომარეობას. ალუმინის მაღალი შემცველობა BT-23-ში ზრდის β -ფაზის დენადობის ზღვარს. ეს თავიდან გვაცილებს ძაბვების პლასტიკურ რელაქსაციას ფორმის აღდგენის დროს და მიყვარათ ($\sigma_{\text{რ}}$) და ($a_{\text{რ}}$)-ის ზრდამდე.

განხორციელდა ტიტანის მოუწესრიგებელ ფაზებიან შენადნებში ფორმის მახსოვრობის ეფექტის, ზედრეკადობის და დემპფირების უნარის ლიტერატურის მიმოხილვის შედეგა. განხილული იყო, როგორც ტიტანის შენადნები β -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 მარტენსიტული გარდაქმნის მთავარი დეფორმაციების სიდიდეზე შენადნების მარტენსიტული გარდაქმნისადმი ზღვრული არამდგრადობის წარმოდგენის საფუძველზე. ხარისხობრივად არის შეფასებული იმ დეფორმაციების ზღვრული მნიშვნელობები, რომლებიც წარმოიქმნება მხოლოდ დეფორმაციული მარტენსიტული 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 გამოამუღავნონ ფორმის მახსოვრობის ეფექტი, ზედრეკადობის და დემპფირების თვისებები. მიმოხილვაში არის მონაცემები დეფორმაციის ხარისხის, ტექსტურის და თერმული ზემოქმედების სიჩქარის გაგენაზე 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 მრავალკომპონენტური 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 მეთოდოლოგია

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 აუცილებელია, რომ β -ფაზის არსებობისათვის დაკმაყოფილებული 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 ზედრეკადობის 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 ძირითადი ფაქტორის მოქმედების შესწავლა.

დასახული მიზნის მისაღწევად მოცემულ სამუშაოში უნდა გადაწყდეს შემდეგი ამოცანები: გამოკვლეული იქნეს β -არიდან ნაწრთობი 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) მარტენსიტული გარდაქმნის კრიტიკული ტემპერატურები. გამოკვლეული უნდა იყოს შენადნების ქცევა ოთახის ტემპერატურიდან 800-850⁰ C-მდე უწყვეტი გახურებისას და გაცივებისას. დადგინდეს იქნეს შენადნების ფიზიკური და მექანიკური თვისებები აღნიშნულ ტემპერატურულ დიაპაზონში.

რენტგენოგრაფიული ანალიზის და შინაგანი ხახუნის გაზომვის მეთოდით შესწავლილი იქნეს მათი ანომალური ცვლილება, დაკავშირებული მარტენსიტული 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 მარტენსიტული 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 კონცენტრაციული, 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 ადგენით 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 ვოლფრამის 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 ჰომოგენური გამოწვა 1000°C -ზე 50 საათის განმავლობაში. ზოდები იჭედებოდა და ცხელი გლინვის მეთოდით 900°C ტემპერატურაზე მზადდებოდა 3 ± 5 მმ სისქის ფირფიტები.

ზღვრულად არამდგრადი და მასთან ახლოს მყოფი მდგომარეობით, შენადნები, გამოთვლილი მალეგირებელი ელემენტების კონცენტრაციით, მზადდებოდა უხარჯავი ვოლფრამის ელექტროდით 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	<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	-			
	-	44,08	-	-	5,96	0,11		
	-	46,92	-	-	3,02			
	-	49,85	-	-	2,96			
	-	50,05	-	-	5,85			
	-	5,23	5,03	4,95	2,08	0,17 - 0,20		
	-	5,16	4,92	4,87	4,11			
	4,92	-	4,83	4,76	1,93			
	5,07	-	4,96	4,98	3,95	0,17		
33,0	-	-	-	7,1				
26,08	4,0	-	-	6,95	0,15-0,17			

შენადნების კომპონენტური შემადგენლობა (წონ%).

თითოეული შენადნის მასა იყო 0.5კგ. მაღეგირებელი ელემენტების კონცენტრაციული შემცველობა სამ და ოთხ კომპონენტთან შენადნში ირჩეოდა მაღეგირებელი ელემენტების პროპორციით 1:1 და ისეთი რაოდენობით, რომელიც უზრუნველყოფდა β-ფაზის სტაბილურობის პირობითი კოეფიციენტის მნიშვნელობას $K_{\beta}=1$

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°C ზოდებს საბოლოოდ აძლევდნენ ფირფიტების ფორმას სისქით 3 და 5 მმ, სიგანით 25 მმ და სიგრძით 250 მმ.

ქიმიური ანალიზის, პლაზმური სპექტრომეტრის (მაღეგირებელი 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 5X10X100 მმ და 3X10X100მმ. 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 ჰომოგენიზაცია 800-900°C-ზე 0,5-1საათის განმავლობაში. რენტგენოსტრუქტურული გამოკვლევისათვის ნიმუშების ზედაპირული ფენა იწამლებოდა ტიტანის შენადნობებისათვის სტანდარტული ხსნარით: ერთი წილი HF-ის 40% ხსნარი და სამი წილი HNO₃ (სიმკვრივით 1,4 გ/სმ³).

შენადნების გამზადებული ნიმუშები თერმულ დამუშავებას განიცდიდნენ სხვადასხვა ტემპერატურაზე წრთობით ისეთი ფაზური

შემადგენლობის მისაღებად, როდესაც ყველაზე სრულად მიმდინარეობს დეფორმაციული მარტენსიტული გარდაქმნა.

2.3. კალორიმეტრიული და დიფერენციალური თერმული ანალიზის მეთოდი

გამოსაკვლევი შენადნების ნაწრთობი ნიმუშების საწყისი ფაზური შემადგენლობის განსაზღვრაში დიდ როლს თამაშობს ნიმუშში ფაზური გარდაქმნების ანალიზი გახურება-გაცივების პროცესში. ნიმუშში გარდაქმნის მიმდინარეობას თან ახლავს შინაგანი ენერჯის 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 გამოკვლევა წარმოებდა დიფერენციალური თერმული ანალიზის დანადგარზე.

ტემპერატურის გამზომი თერმოწყვილი უშუალოდ იყო შეერთებული თვითმწერის მომჭერებთან, რომლის მგრძობიარობა საშუალებას გვაძლევდა დაგვეფიქსირებინა ტემპერატურის ინტერვალის ოთახის ტემპერატურიდან 800⁰C 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 ღერებში, ხდებოდა მათი შემოწმება ტიტანის ერთნაირი ეტალონური ნიმუშებით. გახურება-გაცივების ციკლის შემდეგ ერთ-ერთი ნიმუშის ადგილზე თავსდებოდა

გამოსაკვლევე 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 ელექტროწინააღობის ტემპერატურულ დამოკიდებულებასთან და კალორიმეტრიული მეთოდით განსაზღვრულ კუთრი სითბოტევადობის ცვლილებასთან.

2.4. ელექტროწინააღობის ტემპერატურაზე დამოკიდებულების განსაზღვრის მეთოდი

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

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

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

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

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

იყო ნიმუშის ქიმიურ შემადგენლობაზე. ამიტომ ყოველი ცდის დროს იზომებოდა ნიმუშში გამავალი დენი და ნიმუშზე მომხდარი ძაბვის ვარდნის მეშვეობით იზომებოდა ნიმუშის საწყისი წინაღობა

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

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

2.5. ნიმუშების დეფორმაცია გასაჭიმ დაანადგარზე 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 ელექტრონაპერწკლურ ჩარხზე დამუშავებით. გამოყენებული იყო ორი ფორმის ნიმუში. ერთს ჰქონდა ჰანტელისებრი ფორმა, ბოლოებში გამჭიმავი დაანადგარის სამაგრების გასაყრელი ხვრელებით. მეორე შემთხვევაში ნიმუშს ჰქონდა ღერის ფორმა, რომელიც დაანადგარში მაგრდებოდა სპეციალური მაღალტემპერატურიანი დამჭერების საშუალებით. ორივე შემთხვევაში ნიმუშის მუშა ნაწილის კვეთი იყო 3X3 მილიმეტრი.

დეფორმაციის წინ ნიმუშს 8÷9მმ დაშორებით უკეთდებოდა ხაზოვანი ჭდეები, რომელთა შორის ზუსტი მანძილი იზომებოდა ოპტიკური მიკრომეტრით. შემდგომში ნიმუში მაგრდებოდა გამჭიმავი დაანადგარის 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 მგრძობიარე, რასაც ვერ აკმაყოფილებდა მექანიკური და ინდუქციური დილატომეტრების პარამეტრები, რის გამოც დეფორმირებული ნიმუშების ფორმაცვლილების შესწავლა მოხდა დიფერენციალური ტეპადური 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 ღერის ქვეშ. მიკრომეტრული ხრახნის მეშვეობით გამზომი სისტემა მოგვეყავს წონასწორულ მდგომარეობაში. შემდგომ კვარცის მილს გარედან ვამაგრებთ უჟანგავი ფოლადის ცილინდრს და ვახდენთ ელექტროდუმელის 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 ელექტროდუმელი. 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 თანადერძულად 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 ელექტროწინააღმდეგობასთან, რომელიც უზრუნველყოფს ბრუნვის კუთხის გარდაქმნას ძაბვაში, რომლის რეგისტრაცია ხდება თვითმწერის მეშვეობით.

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

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

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

360° -იანი შკალის დოლთან დაკავშირებული იყო ნიმუშის დეფორმაციის მექანიზმი. უშუალოდ დოლზე არსებულ ღარში 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 წინააღმდეგობით, რომლიდანაც წამოსული სიგნალი ფიქსირდებოდა თვითმწერზე. კვების წყაროს ძაბვა, წინააღმდეგობის სიდიდე და თვითმწერის მგრძობიარობა 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 ღუნვით.

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 (ზომით 1,2X1,2X5მმ) დენის მეშვეობით გაგვეხურებინა T_დ ტემპერატურამდე. არჩეული ტვირთის ლიფტით ქვევით ჩამოწევით ხდებოდა ნიმუშის დატვირთვა და დენის გამორთვა. გაცივების და დეფორმაციის შემდგომ ხდებოდა ნიმუშის ხელახალი გახურება (ტვირთით ან ტვირთის გარეშე) და თერმოციკლირება. ანალოგიური სქემით მიმდინარეობდა ღუნვის დეფორმაციაზე ნიმუშის გამოცდა.

რეაქტიული ძაბვის გასაზომად ნიმუში დეფორმირდებოდა აღნიშნული მეთოდით. შემდეგ ხდებოდა მეორე დოლის განთავისუფლება ტენზომეტრის დამაგრება სადგარზე და ტვირთით გამოწვეული 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 ზედრეკადული ქცევის შესასწავლად გრეხვითი დეფორმაციის ხელსაწყოზე მაგრდებოდა რვეერსული 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 მომჭერებს.

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

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

2.7. შინაგანი ხახუნის გაზომვის მეთოდები

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

რეზონანსული მეთოდები იყოფა ორ ჯგუფად: ქანქარის და რეზონანსული ღერის მეთოდად. გრეხვითი ქანქარის მეთოდში ნიმუშს ემატება დიდი გარე ინერცია სისტემისთვის ერთი ეფექტური თავისუფლების ხარისხის მინიჭების მიზნით და შედარებით დაბალი (ჩვეულებრივ <100 კვ) საკუთარი სიხშირის მისაღებად. ნიმუშები მზადდებოდა წვრილი მავრთულის ან ზოლების სახით.

რეზონანსული ღერის მეთოდის შემთხვევაში ძირითადი სიხშირეები და უფრო მაღალი ჰარმონიკები, რომლებზედაც აღიგზნება ნიმუში, მდებარეობს $1 \div 100$ კვ საზღვრებში. ჩვეულებრივ ნიმუშებს აქვთ მართკუთხა კვეთის ძელის სახე. დამაგრება ხორციელდება იმგვარად, რომ უზრუნველყოფილი იყოს ენერჯიის მინიმალური დანაკარგი. ამ შემთხვევაში ნიმუში არის ერთტალღიანი ვიბრატორი, თუმცა ხშირად

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

მოცემული სამუშაოს შესრულებისას გამოყენებული იქნა რხევების აგზნების 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 სიხშირეზომით ხდებოდა მიმღების გამომავალი სიგნალის სიხშირის ზუსტი გაზომვა, რომელიც ემთხვევა ნიმუშის რხევის სიხშირეს. სიხშირის გაზომვის სიზუსტე აღწევს $10^{-4}\%$, ნიმუშის ω_0 სიხშირე

$$\omega_0 \sim M(\omega_0) = [I'(\omega_0)]^{-1} \quad [2.7.1.]$$

ფორმულის თანახმად (M დინამიური მოდული) გვაძლევს დრეკადობის მოდულის ფარდობითი ცვლილების მრუდის აგების საშუალებას. ოსცილოგრაფის საშუალებით ხდება მიმღებიდან გამომავალი სიგნალის და ხმაურის დონის დაკვირვება. მიღების 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 მთვლედი.

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 დავწეროთ

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

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” რეგულირების სიზუსტით დისკრიმინატორის ჩართვისას.

რიგ შემთხვევებში მოსახერხებელია შინაგანი ხახუნის გაზომვის მეთოდი შემდეგი თანაფარდობის გამოყენებით.

$$Q^{-1} = \Phi = \frac{f_0}{m X_0 \omega_0^2} \quad [2.7.5.]$$

სადაც f_0 არის რხევის გამომწვევი ძალის ამპლიტუდა, X_0 -ნიმუშის რხევის ამპლიტუდა, ω_0 რეზონანსული სიხშირე, m -ნიმუშის მასა.

ელექტროდის მხრიდან მომქმედი ძალა ნიმუშზე, პროპორციულია ელექტროდზე ძაბვის კვადრატის, ხოლო ძაბვა იქმნება მუდმივი მაპოლარიზებული U_0 , მოწოდებული ცალკე სტაბილიზირებული კვების წყაროდან და სინუსოიდალური $U \sin \omega_0 t$ ძაბვიდან, მოწოდებული გამაძლიერებლის მიერ. ამიტომ

$$f_0 \propto (U_0 + U_{\sim} \sin \omega_0 t)^2 \quad [2.7.6.]$$

აქედან ძალის ამპლიტუდისათვის ჩანს, რომ

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

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

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

დაბალსიხშირიანი გრეხვითი ქანქარით შინაგანი ხახუნის გაზომვის მეთოდი. დაბალსიხშირიანი გრეხვითი ქანქარით შინაგანი ხახუნის გასაზომი დანადგარში ნიმუში ზომით 20მმX2მმX0,3მმ ერთი ბოლოთი მაგრდებოდა შტატივზე მოთავსებულ დამჭერში, მას ქვემოდან ეჭირებოდა ცანგა ტვირთიანი ღერით და სარკით.

მაგნიტური კოჭით ხდებოდა ქანქარის რხევით მოძრაობაში მოყვანა. ამ დროს ქანქარაზე დამაგრებულ სარკეში არეკლილი ლაზერის სხივი ქანქარისგან მოცილებულ ეკრანზე ახდენდა რკალის შემოწერას. რკალის სიბრტყეში განლაგებული იყო ორი ფოტომიმდები, რომელთაგან ერთი ახდენდა რხევების რაოდენობის დაფიქსირებას, ხოლო მეორე ფოტომიმდები იწვევდა მთვლელი სისტემის საწყის მდგომარეობაში დაბრუნებას. ამპლიტუდის ნახევრად მილევის შესაბამისი რხევათა რიცხვი აისახებოდა სიხშირზომის 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 მრავალკომპონენტური შენადნების შესწავლა.

საწყისი მდგომარეობის ფაზური რენტგენოსტრუქტურული ანალიზი ტარდებოდა რენტგენულ დიფრაქტომეტრზე ДРОН-УМ Cu-ის ანოდური მილაკით $K\alpha$ 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 მარტენსიტი, α'' და β -აუსტენტინის მცირე რაოდენობა და შერეული $\alpha'' + \beta$ -სტრუქტურა. მიკროსტრუქტურა მნიშვნელოვან გავლენას ახდენდა შენადნების დეფორმაციის პროცესზე. შედეგები მოყვანილია ცხრილში 7.

ცხრილი 7

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

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 მიდგომის აუცილებლობა იმდენად იყო მნიშვნელოვანი, რამდენადაც ფორმის მახსოვრობის ეფექტის გამოცდისას გრეხვაზე და ღუნვაზე ნიმუშის ტემპერატურის ცვლილების დრო განისაზღვრებოდა რამოდენიმე 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.

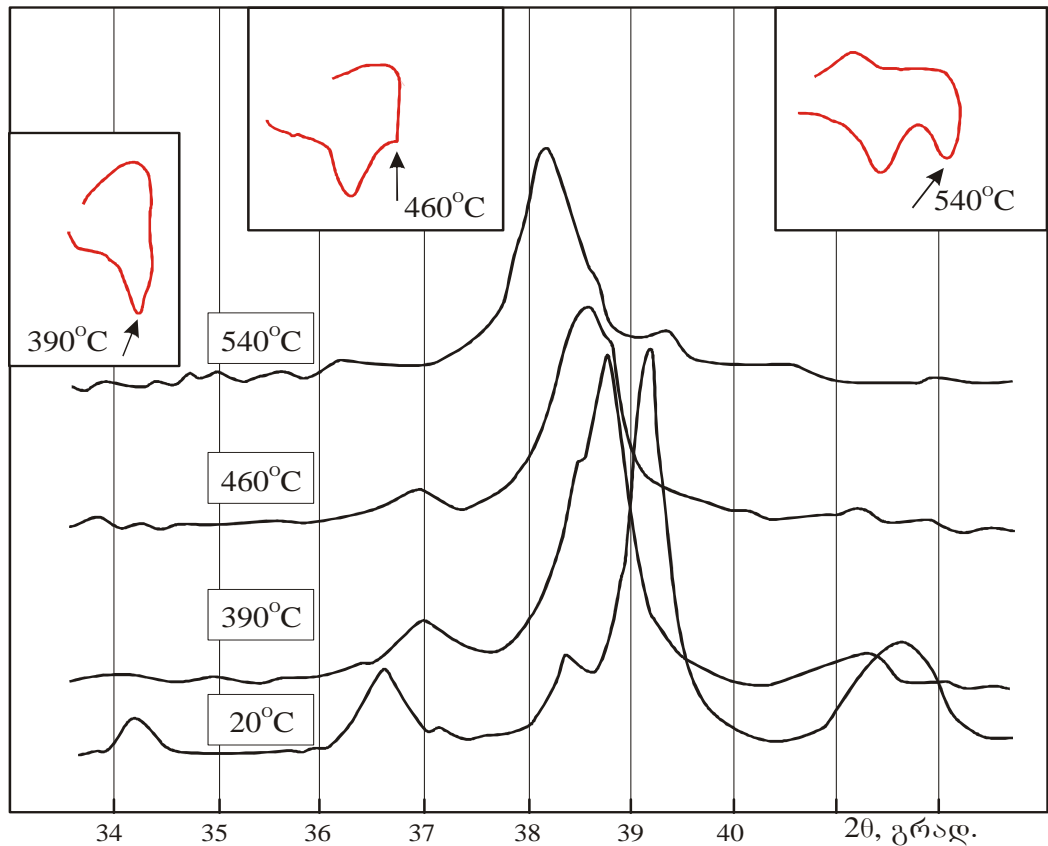
რენტგენოგრაფიული კვლევების თავდაპირველი მიზანი იყო იმ ფაზური გარდაქმნების იდენტიფიკაცია, რომლებსაც დიფერენციალური თერმული ანალიზის მრუდებზე შეესაბამებოდა ორი ენდოთერმული და ერთი ეგზოთერმული ეფექტი. ამ ეფექტების სიდიდეები შეთანხმებულად იცვლებოდნენ დიფერენციალური თერმული ანალიზის დროს ტემპერატურის ციკლირებით.

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

მაღალტემპერატურული რენტგენოგრაფიული გადაღების მონაცემებმა ცხადად აჩვენა, რომ „დაბალტემპერატურული“ ეფექტი დაკავშირებულია $\alpha'' \rightarrow \beta$ გარდაქმნასთან. ტემპერატურის გაზრდა (A_{β} -ზე მაღლა) იწვევდა რენტგენული დიფრაქციული პიკების განრთხმას. ის ნარჩუნდებოდა ნიმუშის გაციების შემდეგ ოთახის ტემპერატურამდე და განმეორებითი გადაღებისას. Ti- 50,1 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.

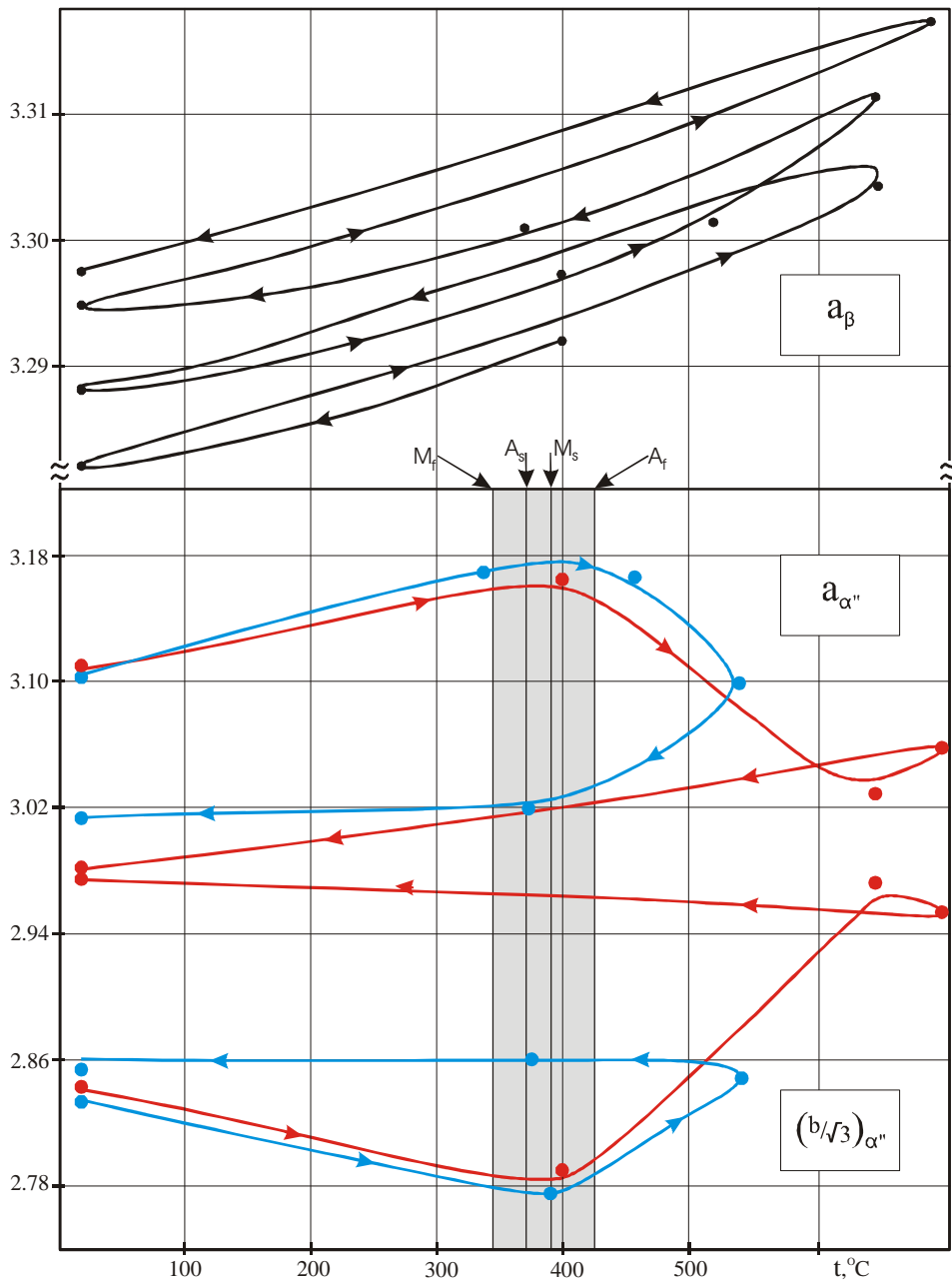
გაშიფვრამ გვიჩვენა, რომ ისინი მომდინარეობდნენ α'' -ფაზიდან მალეგირებელი ელემენტების სხვადასხვა კონცენტრაციით. შემდგომმა დაკვირვებებმა დაადასტურა შემდეგი სქემა. β -ფაზის განშრევებას β_1 (გამდიდრებული მალეგირებელი ელემენტებით) და β_2 (გაღარიბებული მალეგირებელი ელემენტებით) –ფაზებად, მივყავართ იქამდე, რომ 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 $\beta_1, \beta_2 + \alpha_2''$ 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 ω -ფაზის წარმოქმნით შეიძლება არ მოხდეს ტემპერატურის დიდი სიჩქარით ცვლილების გამო. ეს განსაკუთრებით ეხება Ti-Ta სისტემის შენადნებს. ω -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 β (a,b)-ფაზების კრისტალური მესრის პარამეტრების ტემპერატურული დამოკიდებულება.

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

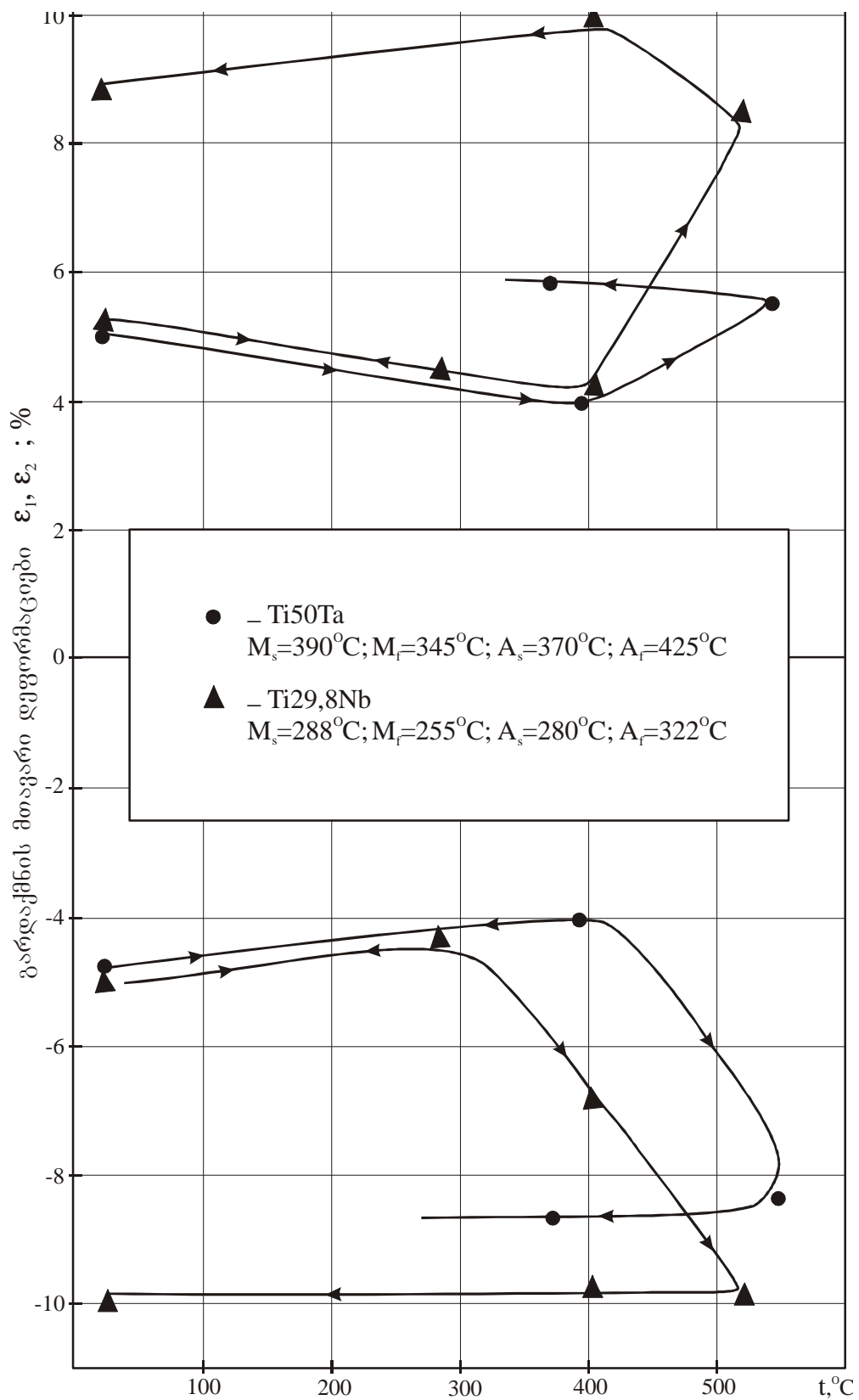
მრავალჯერადი ციკლირება იმეორებს, ანვითარებს ამ გარდაქმნების თანმიმდევრობას. ამას მიყვავართ β -ფაზის მნიშვნელოვან გამდიდრებამდე და გაღარიბებადი α' ფაზის α' -ფაზაში პერმანენტული გარდაქმნის შესაძლებლობამდე (ნახ.7). კრისტალური მესრის პარამეტრების ეტაპობრივი ცვლილება α' და β -ფაზების მაგალითზე (ერთი ფაზის გაღარიბება 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. A_s 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.

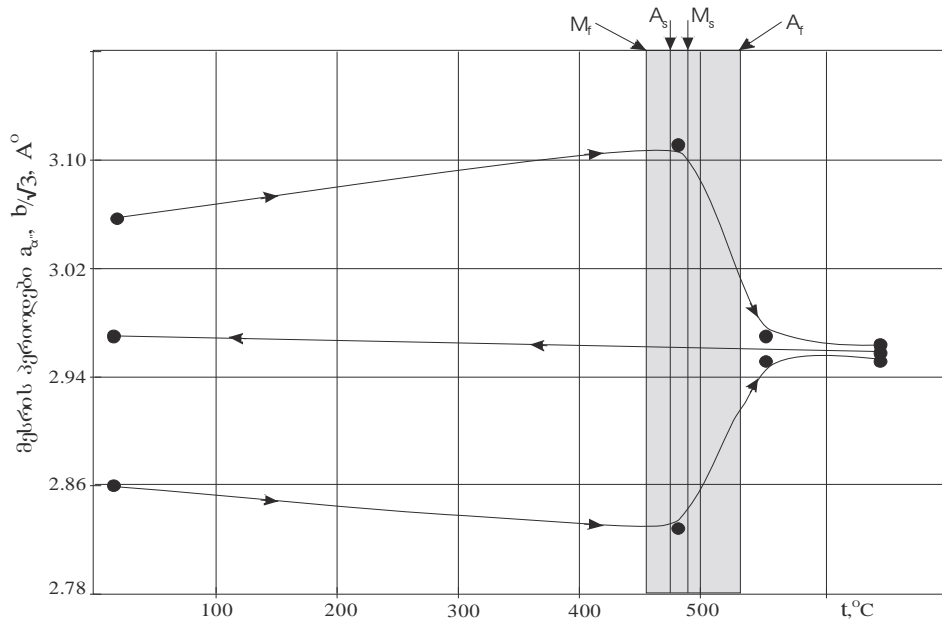
α' -ფაზის პარამეტრების ანალოგიური ცვლილება (დაკავშირებული ფაზის გაღარიბებასთან) შენადნებში Ti-43,2Ta და Ti-29,8Nb ნაჩვენებია ნახ. 10 და 11-ზე.

ამ ნახაზებზე მოყვანილი შედეგები მიუთითებენ ფაზების დაშლის პროცესის სხვადასხვა ინტენსივობაზე. მაგალითად შენადნში Ti- 43,2 Ta მარტენსიტული გარდაქმნის ტემპერატურის მაღალი მნიშვნელობით α' და $\beta_{\text{გამდ.}}$ ფაზის წარმოქმნა მთავრდება 650⁰C-ზე რამდენიმე საათიანი დაყოვნებით. შენადნში Ti- 29,8Nb 300 ⁰C-ზე მდელ ტემპერატურაზე ეს პროცესი უფრო ნაკლებადაა გამოხატული. 400 ⁰C გახურებისას ეს პროცესები გაძლიერების ნაცვლად უფრო ნელდება. რენტგენოგრაფიულად ამ ტემპერატურაზე დაიკვირვება ω -ფაზის მცირე რაოდენობა (ის არ ჩანს მაღალი ტემპერატურებიდან 400⁰C-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.

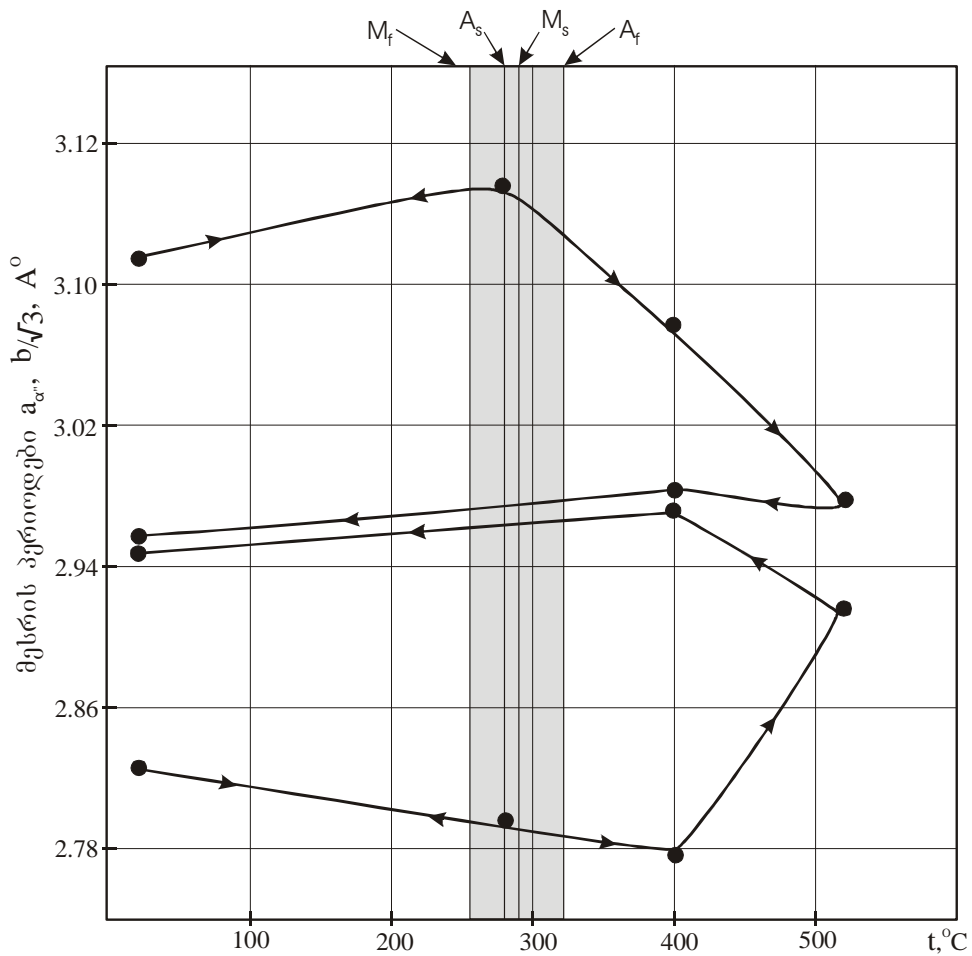
ეს ორივე პროცესი შეუძლებელს ხდის დაბალტემპერატურულ ფორმის მახსოვრობის ეფექტის განხორციელებას.



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 ელექტროწინალობის ტემპერატურაზე დამოკიდებულების მრუდებით. 1000°C-დან ნაწრთობ შენადნებში თერმოდრეკადი $\beta \leftrightarrow \alpha'$ პირდაპირი და შებრუნებული მარტენსიტული გადაქმნის დაწვების და დამთავრების ტემპერატურების დასადგენად ჩატარებული იქნა დიფერენციალური თერმული ანალიზის და ელექტროწინალობის 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 8.

ცხრილში ნათლად ჩანს ნაწრთობ 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 მალეგირებელი 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 ელექტროწინალობის ტემპერატურული დამოკიდებულების მრუდზე.

#	მალეგირებელი ელემენტების კონცენტრაცია წონ%		ფაზური შემადგენლობა	დრეკადობის მოდული	მარტენსიტული გარდაქმნის ტემპერატურული ინტერვალი (ტ ⁰ 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	—	α''+(β)	8,92	390-345	375-425
6	53,0	—	α''+(β)	8,89	340-300	325-380
7	56,7	—	α''+β	8,73	270-230	250-315
8	58,8	—	α''+β	8,55	230-190	210-270
9	59,8	—	α''+β	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	α''+(β)	7,83	205-170	190-250
13	—	34,5	α''+β	7,12	190-160	185-225
14	—	36,5	α''+β	6,63	145-110	140-185
15	—	38,7	α''+β	6,18	90-60	75-125
16	—	40,2	α''+β	5,94	40-5	30-90
17	—	41,5	(α'')+β	5,85	0-(-20)	15-50

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

კონცენტრაციის ზრდა იწვევს წინაღობის მრუდზე წინაღობის კოეფიციენტის ნიშნის მკვეთრ ცვლილებას.

რაც შეეხება მრავალკომპონენტიან შენადნებს, მათ ქცევაშიც 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 ნაწრთობ შენადნს ოთახის ტემპერატურაზე ჰქონდა α'' მარტენსიტის სტრუქტურა. დიფერენციალური თერმული ანალიზის დროს 610⁰C-მდე გახურებას პირველ ციკლში ჭირდებოდა დრო 160წთ. (ნახ. 12.1), შემდეგ 80 წუთი (ნახ 12.2) და ბოლოს 40 წუთი (ნახ 12.3), პირველ შემთხვევაში ნიმუშიანი კამერის გაცივება მიმდინარეობდა ღუმელთან ერთად, რაც ადიდებდა შენადნის მაღალ ტემპერატურაზე

ყოფნის დროს. დანარჩენ შემთხვევებში ხდებოდა ღუმელის მოცილება და ჰაერზე გაცივება.

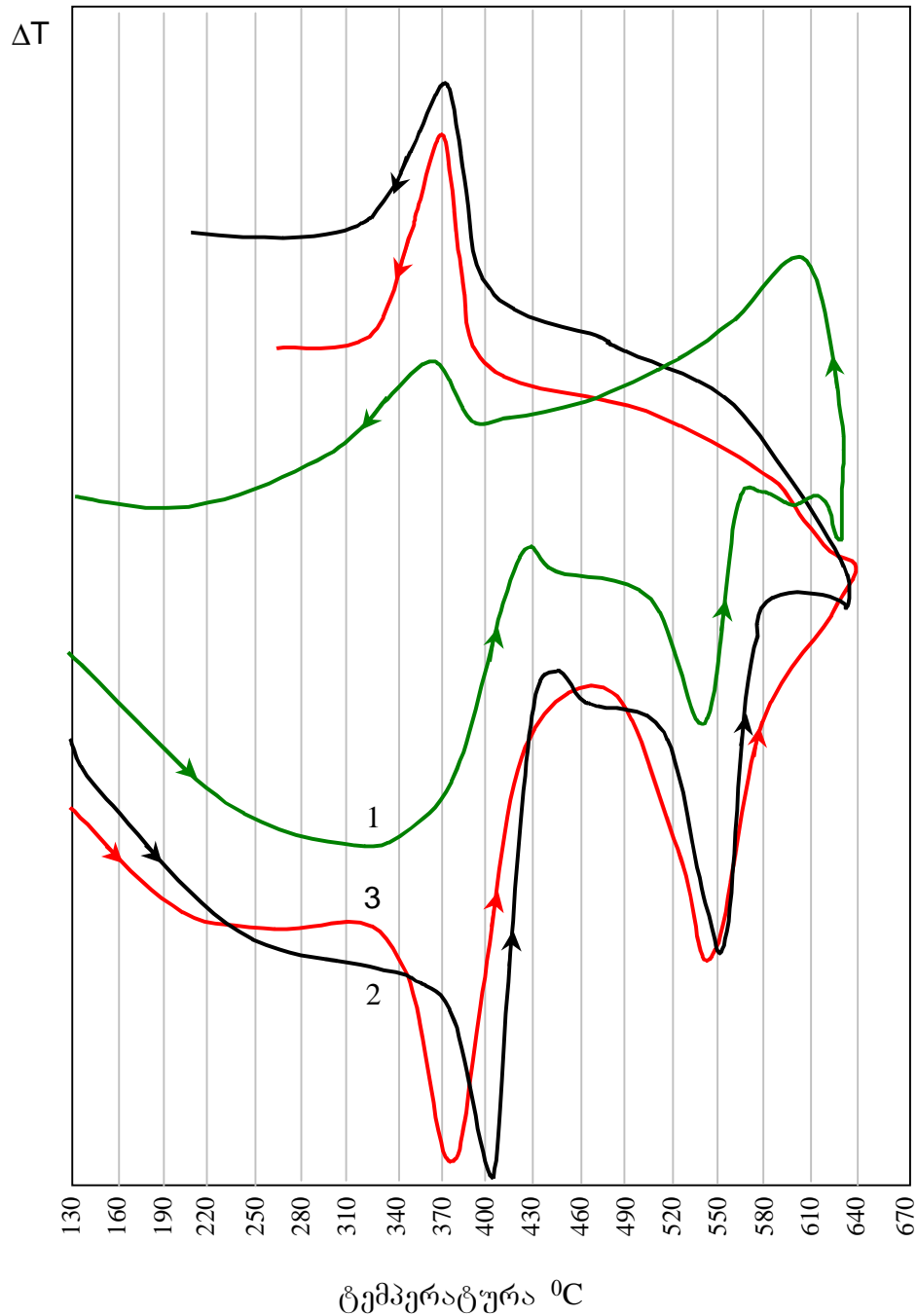
აშკარაა, რომ შენადნის შემადგენლობაზე ყველაზე დიდ გავლენას ახდენდა 300-400°C ინტერვალში ნიმუშის ყოფნის დრო. გახურების სიჩქარის ზრდას მიყვავდით ენდოთერმული ეფექტის გაჩენამდე (ნახ.13). მეორე ენდოთერმული და ეგზოთერმული ეფექტები ნარჩუნდებოდნენ გახურების სიჩქარისგან დამოუკიდებლად. შენადნის მდგომარეობა კიდევ 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 მიყვავდით მეორე ენდოთერმული ეფექტის ინტენსივობის ზრდამდე, ამავდროულად პირველი ეფექტის შემცირებამდე. ამგვარად შენადნში ფაზური გარდაქმნების პროცესი ხორციელდება ორი ერთმანეთთან დაკავშირებული ციკლით (შებრუნებული – პირდაპირი-შებრუნებული თერმომარტენსიტული გარდაქმნა). მათი განცალკევება შეიძლება განხორციელდეს ნაწრთობი შენადნის გახურების დროს ტემპერატურის ზღვრის დაწესებით.

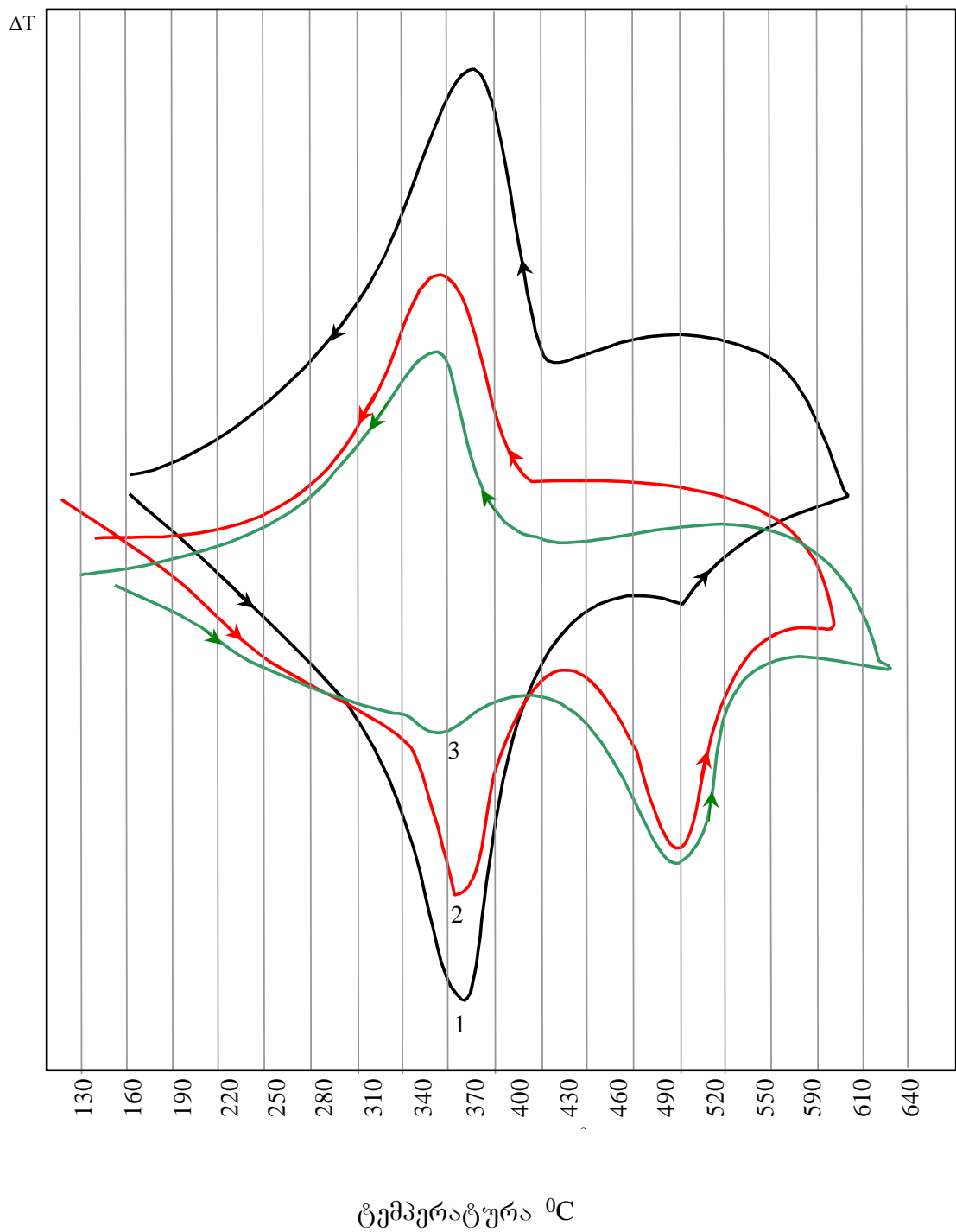
მაღეგირებელი ელემენტების ზოგიერთი კონცენტრაციის დროს პირდაპირი მარტენსიტული გარდაქმნის ეფექტები „მაღალტემპერატურიანი“ და „დაბალტემპერატურიანი“ ციკლები დაიკვირება ცალ-ცალკე, სხვა შემთხვევებში ისინი გადაიფარებიან (მაგ. შენადნისთვის Ti-50.1Ta) ნახაზებზე 14, 15 და 16 ეს ნაჩვენებია Ti-59,8 Ta, Ti-33.1Nb და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

ხანგრძლივობის (მაგალითად 10-15 წამიანი) გახურებით წონასწორული $\beta/\beta + \alpha$ საზღვრის ტემპერატურაზე ან უფრო მაღლა - $750 \pm 800^{\circ}\text{C}$ -მდე.

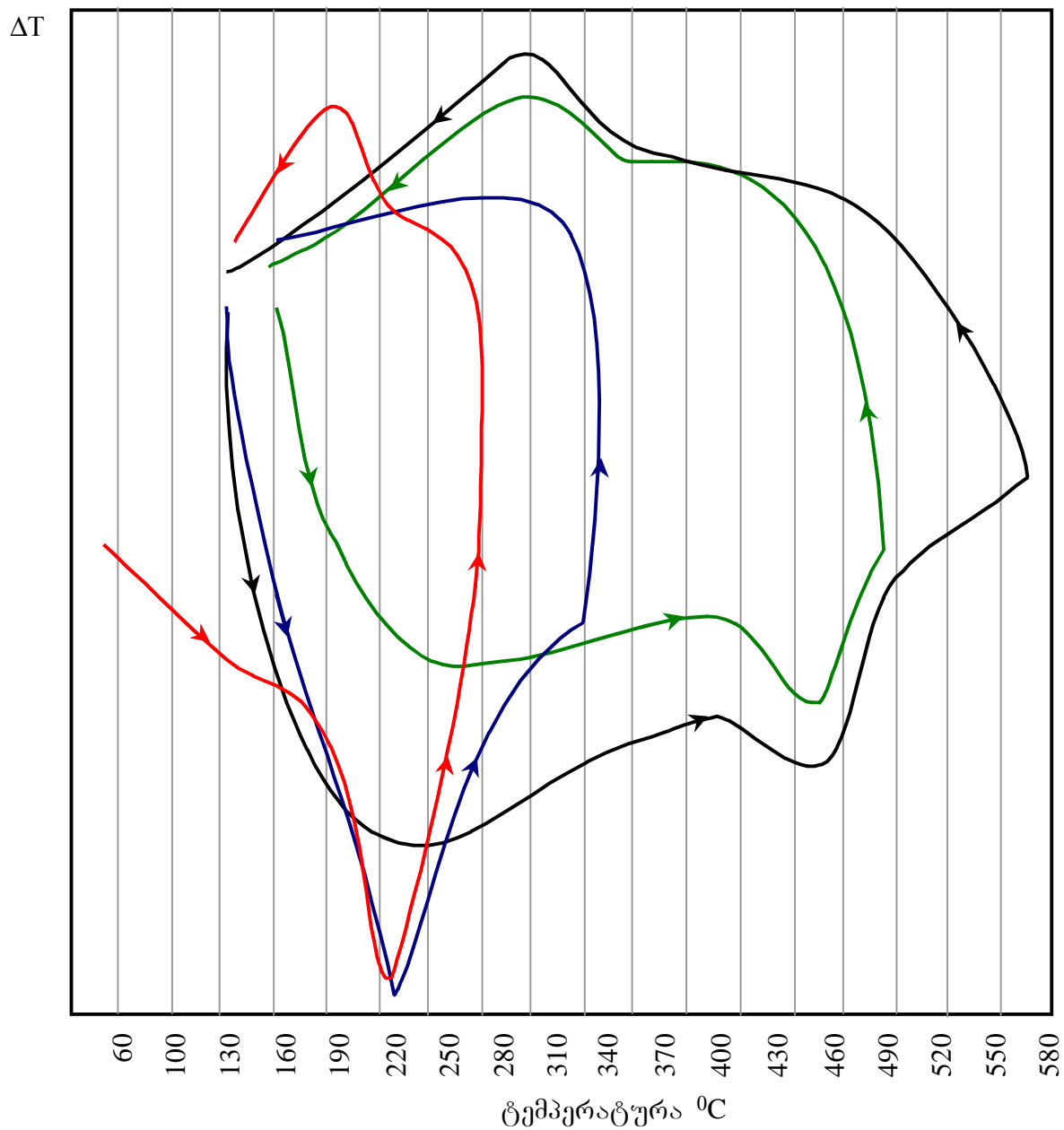
იმის გამო, რომ დიფერენციალური თერმული ანალიზისთვის ასეთი გახურების სიქარე მიუღწეველი იყო, „აღდგენის თვისებების“ ეფექტი შეისწავლებოდა ელექტროწინალობის ტემპერატურაზე დამოკიდებულებით. შესაბამისი შედეგები ნაჩვენებია შენადნებისათვის Ti-50.1 Ta (ნახ. 18) და Ti-25.9Nb (ნახ. 19).



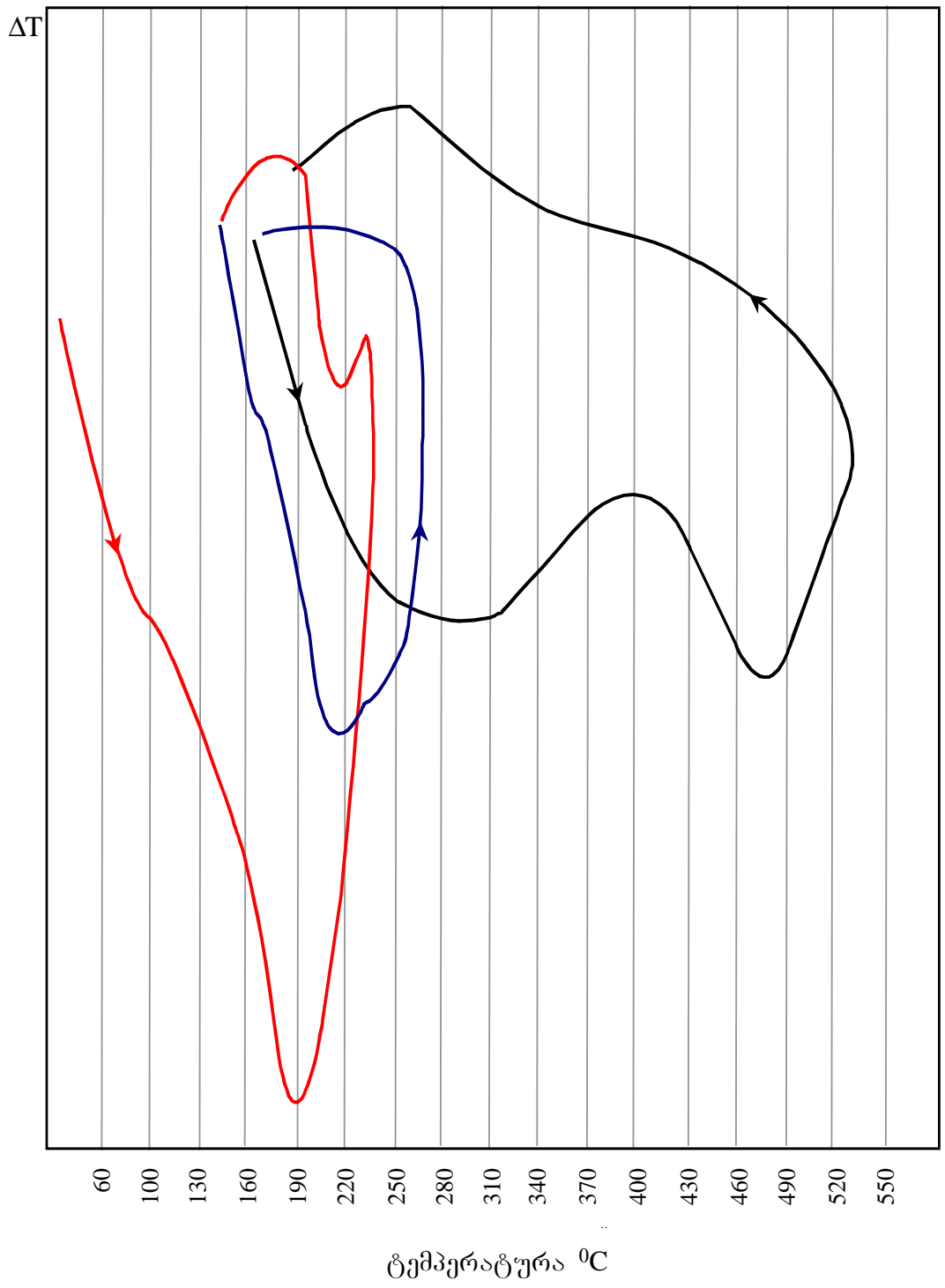
ნახ. 12. შენადნი Ti-50.1Ta. დიფერენციალური თერმული ანალიზის მრუდები მიღებული გახურების სხვადასხვა დროისათვის (1-160 $^{\circ}\text{C}/\text{წთ}$; 2-80 $^{\circ}\text{C}/\text{წთ}$, 3-40 $^{\circ}\text{C}/\text{წთ}$).



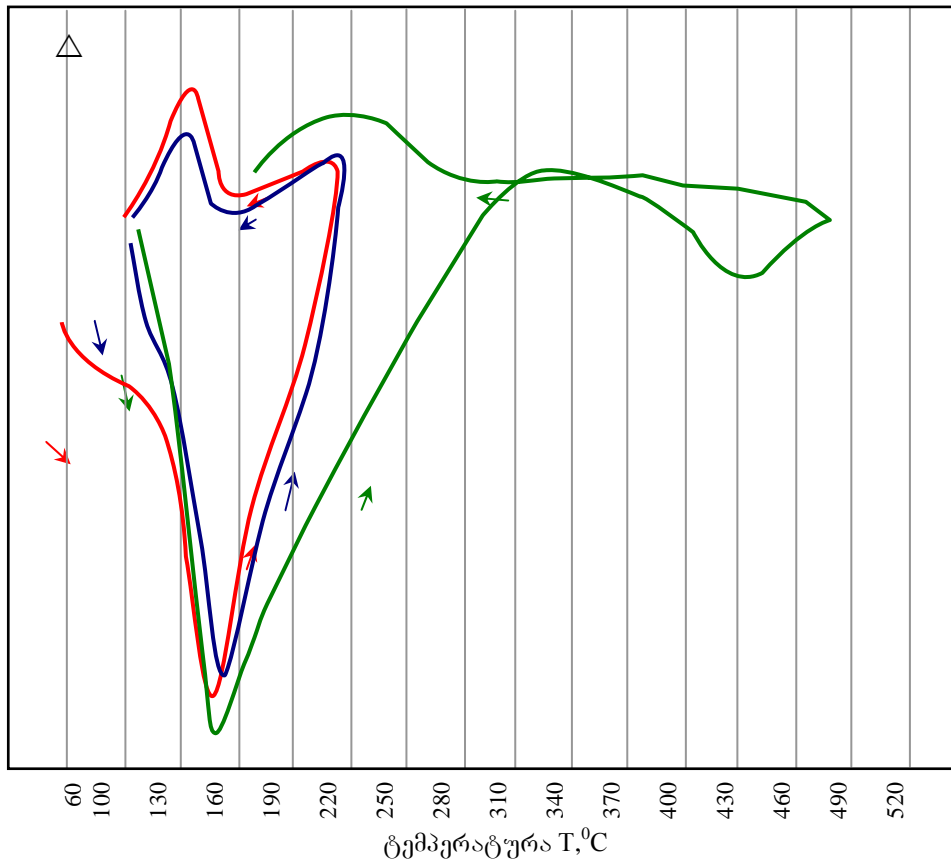
ნახ.13. Ti-50.1Ta შენადნი. დიფერენციალური თერმული ანალიზის მრუდები გახურება-გაცივების სამი ციკლისთვის.



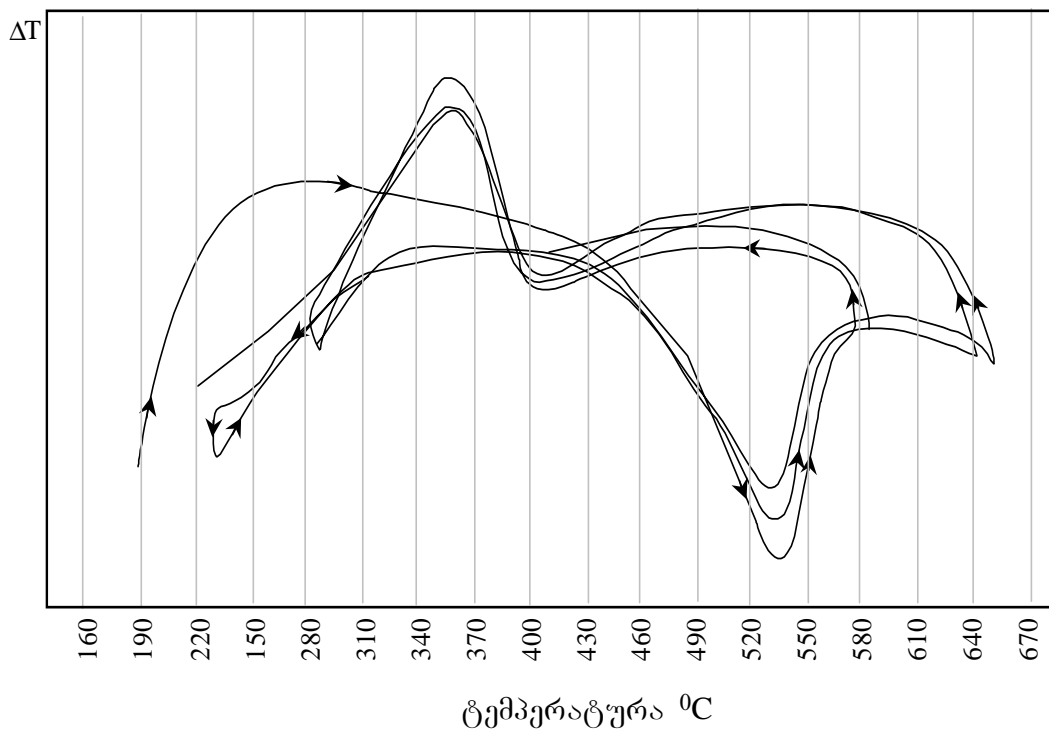
ნახ 14. შენადნი Ti-59.8Ta. დიფერენციალური თერმული ანალიზის თერმოციკლირების მრუდები.



ნახ.15. შენადნი Ti-33.1Nb. დიფერენციალური თერმული ანალიზის თერმოციკლირების მრუდები.



ნახ. 16. შენადნი Ti-36Nb. დიფერენციალური თერმული ანალიზის თერმოციკლირების მრუდები.



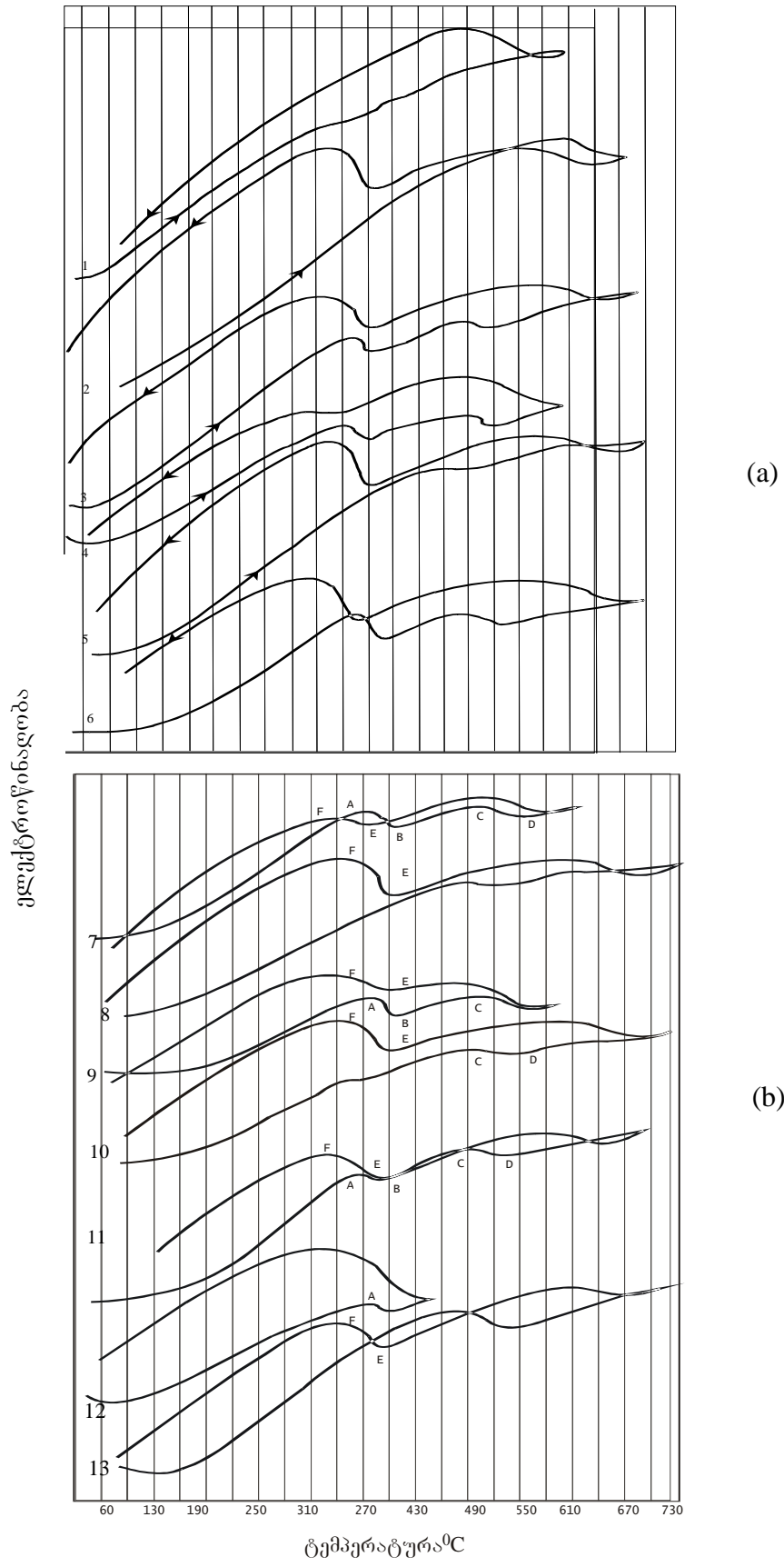
ნახ. 17. შენადნი Ti-50.1Ta. “მაღალტემპერატურული” მარტენსიტული გარდაქმნის თერმოციკლირების სადემონსტრაციო დიფერენციალური თერმული ანალიზის მრუდები.

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 შეესაბამება 10-15 წუთს.

იგივე ეფექტი, ოღონდ დროის ინტერვალით 10-15 წამი, დაიკვირვება ფორმის მახსოვრობის ეფექტის კვლევისას გრეხვის და ღუნვის მეთოდით. გახურების ასეთი სინქარე 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 დამოკიდებულებების 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. 20,b). 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.

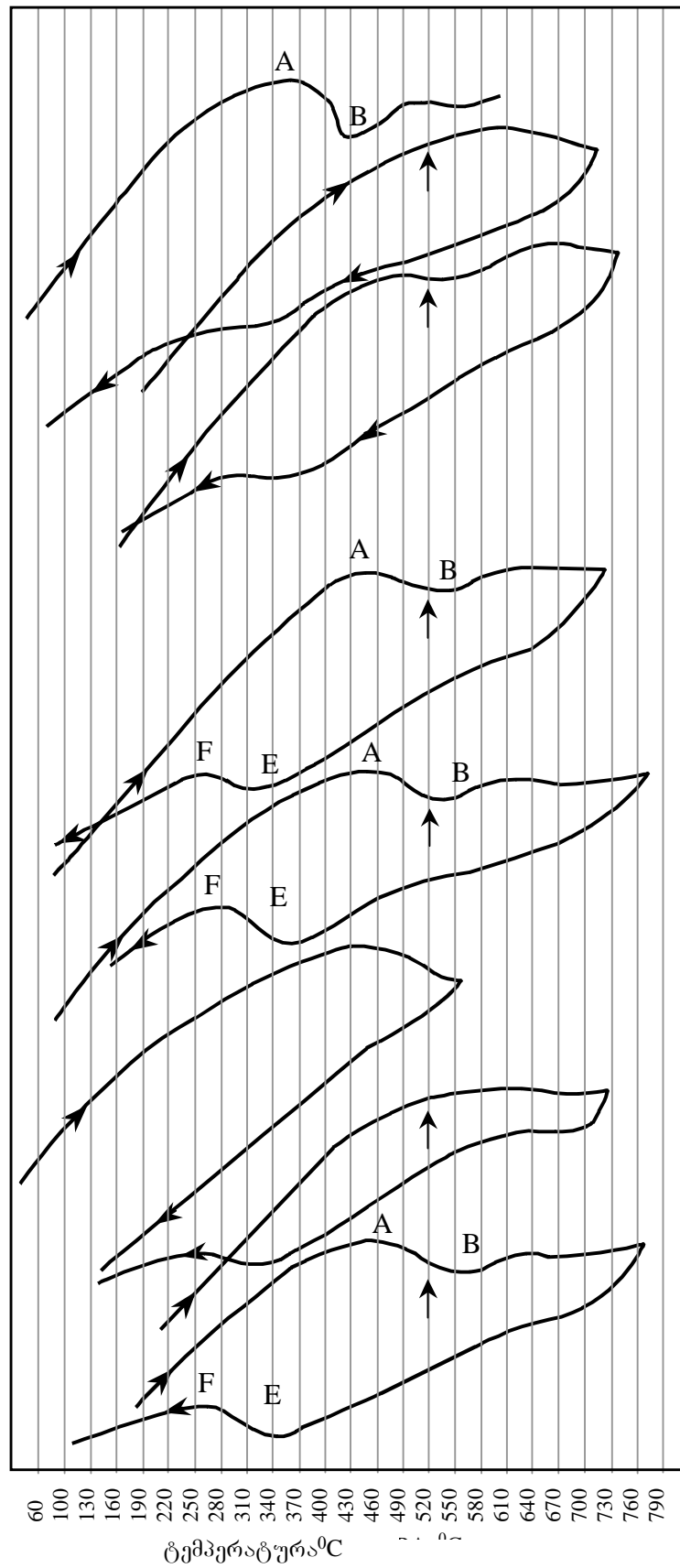


(a)

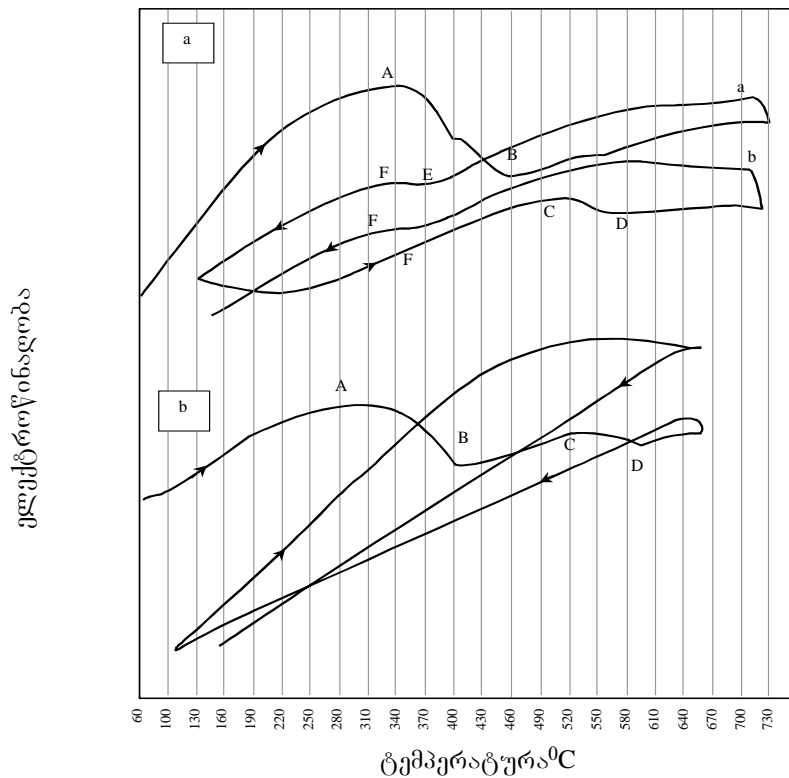
(b)

ნახ. 18. შენადნი Ti-50.1Ta. ელექტროწინაღობის დამოკიდებულება თერმოციკლირების დროს. ტემპერატურული

ელექტროწინაღობა



ნახ. 19. შენადნის Ti-25.9 Nb ელექტროწინაღობის ტემპერატურული დამოკიდებულება თერმოციკლების დროს.



ნახ. 20. შენადნი Ti-50.1Ta(a) და Ti-29.8Nb(b). ელექტროწინაღობის დამოკიდებულება ტემპერატურაზე, გრეხვის მეთოდით ფორმის აღდგენის 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.

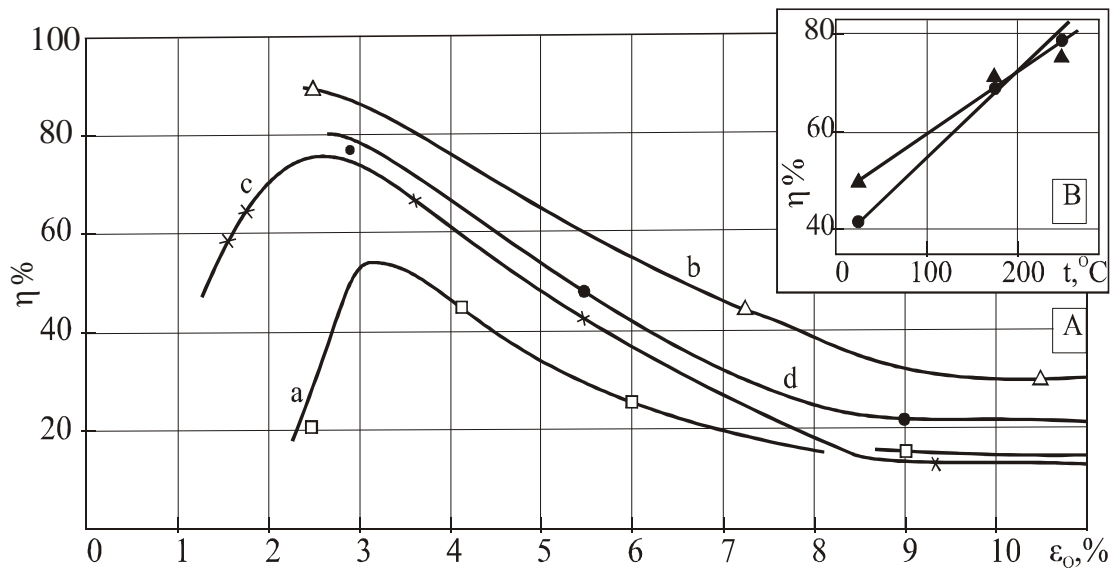
გამოსაკვლევი შენადნის ნიმუშების წრთობა ხდებოდა β -მყარი ხსნარის არსებობის ტემპერატურული არიდან. შენადნების სტრუქტურა ნაწრთობ და დეფორმირებულ მდგომარეობაში კონტროლდებოდა რენტგენოგრაფიული ანალიზით. დილატომეტრული გაზომვების მონაცემების მიხედვით აგებული ფორმის აღდგენის ხარისხის ($\eta\%$) დაგროვილ საწყის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

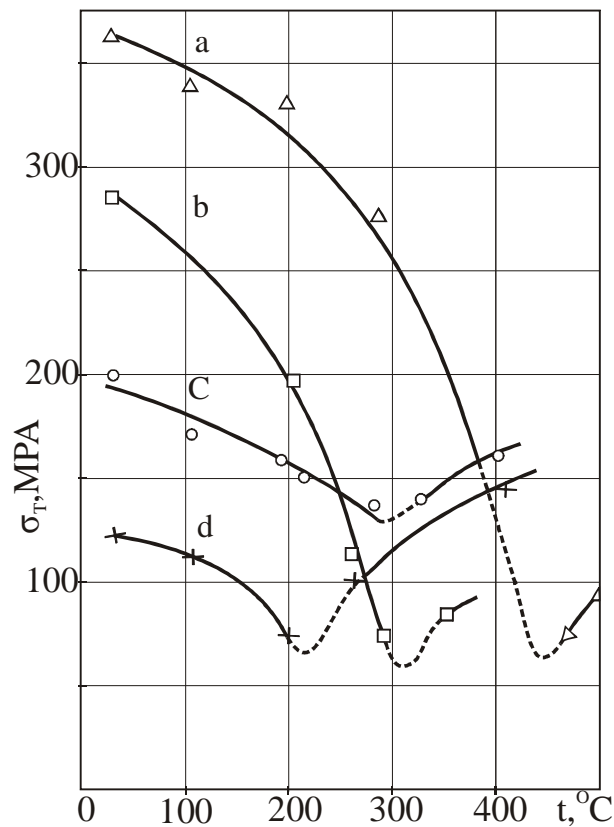
არამდგრადობის კოეფიციენტით ($K_{\beta} \sim 1$), Ti-50.1Ta და Ti-29.8Nb ($\eta\%$)-ს მნიშვნელობა ნაჩვენებია დეფორმაციის ტემპერატურაზე დამოკიდებულებით (ნახ. 21B). რაიმე სპეციალური დამუშავების გარეშე η -ს მაქსიმალურ მნიშვნელობას აფიქსირებდნენ შენადნები Ti-34.5Nb ($\eta=90\%$), Ti-48.5%Ta ($\eta=80\%$) და Ti-59.8% Ta ($\eta=75\%$). შესაბამისი დეფორმაციის ϵ_0 მნიშვნელობა დაახლოებით 2.5%-ია. ფორმის აღდგენის შედარებით მცირე ხარისხს $\epsilon_0 \sim 3.3\%$ 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 $\sim 3\%$. 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 ფორმაცვლილება დაკავშირებულია დეფორმაციული მარტენსიტული გარდაქმნის მიმდინარეობასთან. ნახ.22-ზე მოყვანილია დენადობის პირობითი ზღვრის (σ_d) ტემპერატურაზე დამოკიდებულება.

(σ_d) მნიშვნელობები მიღებული იქნა ნიმუშების იზოთერმული გაჭიმვის ($\sigma - \epsilon$) მრუდებიდან. სიდიდე (σ_d) აღწევს მინიმუმს, როდესაც დეფორმაცია ხდება მარტენსიტული გარდაქმნის ტემპერატურის ახლოს. Ti-48.5Ta და Ti-29.8Nb შენადნების შემთხვევაში (ნახ.22.a,b), რომლებსაც გააჩნიათ ნაწრობ მდგომარეობაში α' მარტენსიტის სტრუქტურა, (σ_d) მინიმუმი შეესაბამება A_s ტემპერატურებს. (σ_d) 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 აღდგენის 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.

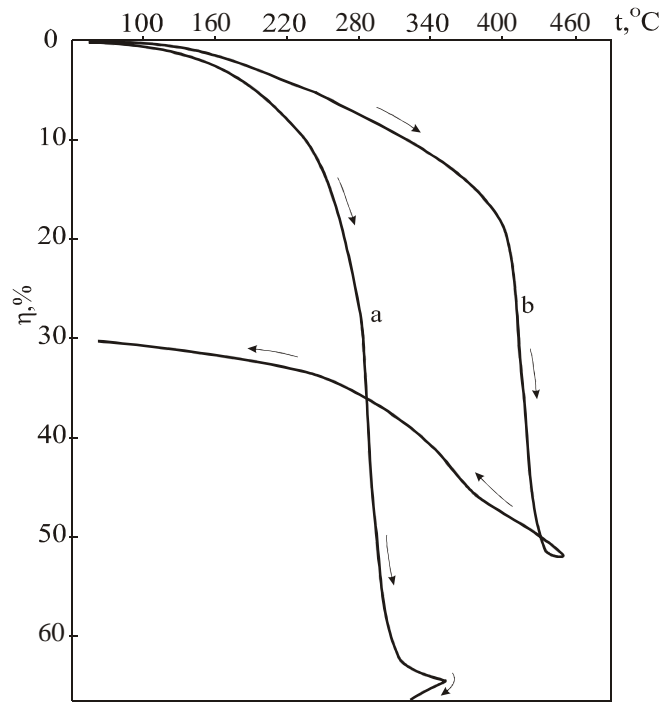
სტაბილიზირებული β -ფაზა. ამის გამო (ტ) მნიშვნელობები იზრდება.

შენადნებისთვის Ti-Ta და Ti-Nb ზღვრულად არამდგრადი ფაზური მდგომარეობის შესაბამისი მალეგირებელი ელემენტების კონცენტრაციით, ფორმის აღდგენის პროცესს აქვს თითქმის „ფეთქებადი“ 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 მცირე-საწყისი დაგროვილი დეფორმაცია არის $\epsilon_0=4.4\%$ და $\epsilon_0=4.1\%$, შესაბამისად Ti-29.8 Nb და Ti-50,1Ta შენადნებისთვის.

დილატომეტრულმა გაზომვებმა მრავალკომპონენტთან შენადნებში გამოავლინა გახურების დროს მიმდინარე გარდაქმნების კომპლექსური ხასიათი, ნახ. 24-ზე წარმოდგენილია Ti-Ta-Mo და Ti-Ta-Mo-V შენადნების ტიპური დილატოგრამები. შენადნები ნაწრთობი იყო ორსათიანი დაყოვნების შემდეგ 1000°C -დან Ti-Ta-Mo შენადნის შემთხვევაში ნიმუშების ზომის შემცირება $430-520^{\circ}\text{C}$ ტემპერატურულ ინტერვალში სრულ შესაბამისობაშია ($\alpha'' \rightarrow \beta$) მარტენსიტული 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.

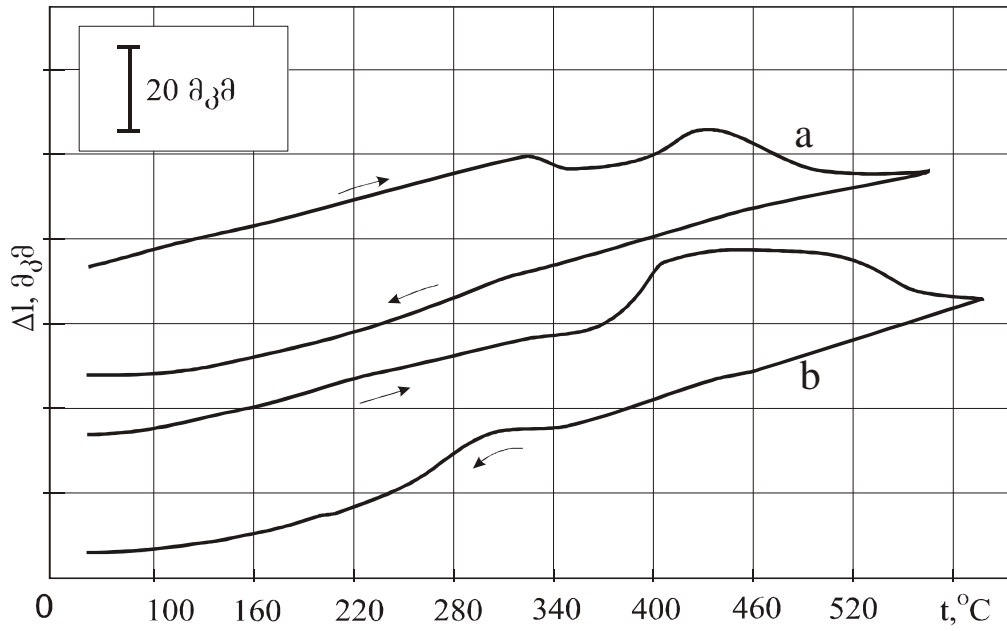
Ti-Ta-Mo-V შენადნის (ნახ. 24.b) დილატოგრამაზე არ იყო მკვეთრად გამოხატული მინიმუმი $340-380^{\circ}\text{C}$ ტემპერატურულ ინტერვალში, Ti-Ta-Mo შენადნის ანალოგიურ შემთხვევაში (ნახ. 24a). ამის ნაცვლად ინტერვალში $370-410^{\circ}\text{C}$ ხდება მკვეთრი დაგრძელება, რომლის შემდგომ ნიმუშის ზომა არ იცვლება $\sim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



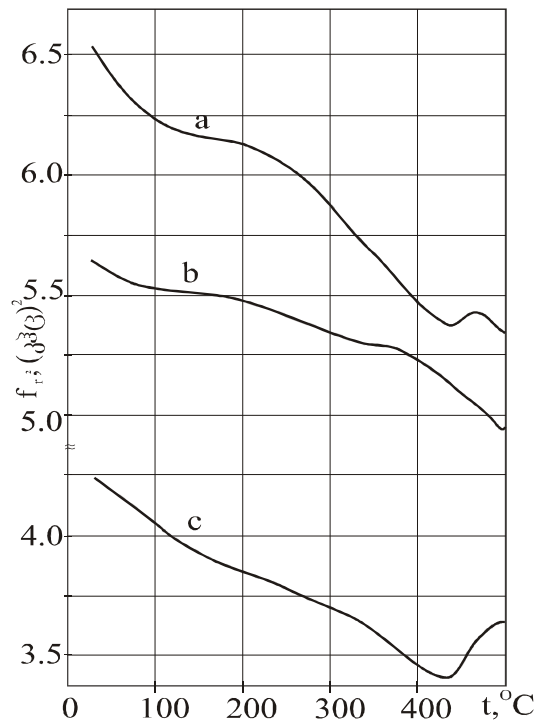
ნახ. 23. ადგენილი (გახურების დროს) და შებრუნებული (გაცივების დროს) ფორმაცვლილების ტემპერატურული დამოკიდებულების მრუდები შენადნებისათვის. Ti-29.8 წონ% Nb (a) ($T_{დ}=250^{\circ}\text{C}$) და Ti-50.1წონ% Ta (b) ($T_{დ}=250^{\circ}\text{C}$) წინასწარი დეფორმაციის სხვადასხვა ხარისხით (a) $\epsilon_0=4,4\%$, (b) $\epsilon_0=4,1\%$.

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

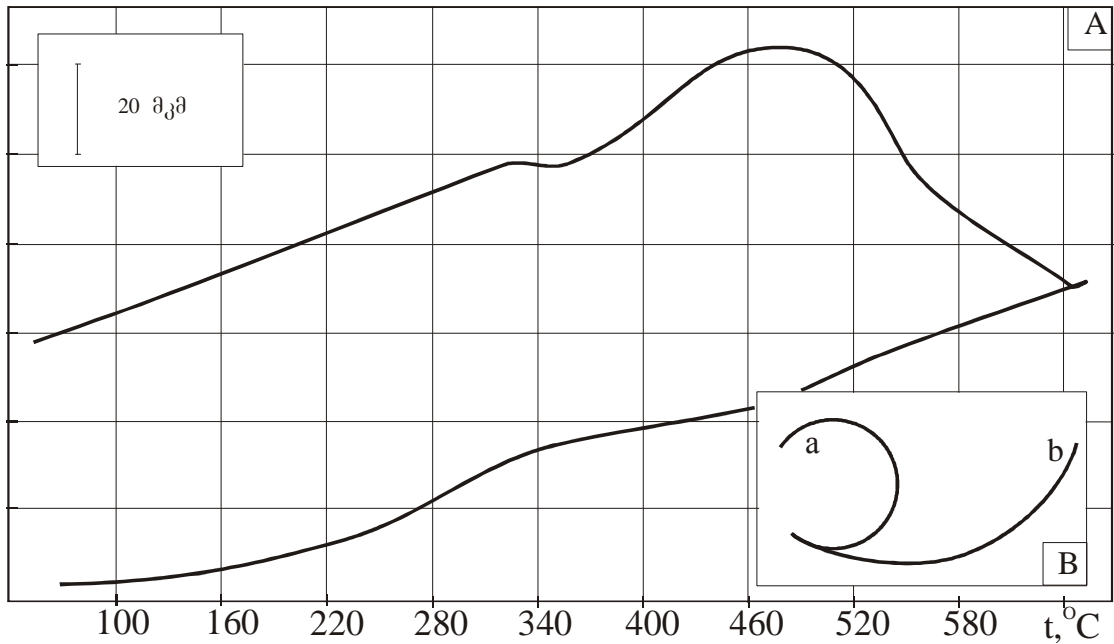
მრავალკომპონენტიანი შენადნების ქცევის ზოგიერთი თავისებურება წარმოდგენილია Ti-Ta-Mo-V სისტემის მაგალითზე (ნახ. 24 და 26). გახურებას ექვემდებარებოდნენ შენადნები, როგორც საწყის ნაწრთობ, ისე ოთახიდან $\pm 250^{\circ}\text{C}$ -ს ტემპერატურულ ინტერვალში დეფორმირებულ ($\epsilon_0 \sim 4\%$) მდგომარეობაში. ყველა შემთხვევაში გახურებას მიყვავდით ნიმუშების ზომების შემცირებამდე ტემპერატურულ ინტერვალში $\sim (300 \div 350^{\circ}\text{C})$ 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) ნაწრობი შენადნების დილატოგრამები.



ნახ. 25. იუნგის მოდულის (რეზონანსული სიხშირის 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).



ნახ. 26. შენადნი Ti-5.1Ta-4.9Mo-4.9V. A.200⁰C-ზე დეფორმირებული შენადნის დილატოგრაფია დაგროვილი დეფორმაციით $\epsilon_0 \sim 3\%$. B. ღუნვით დეფორმირებული შენადნის ნიმუშის საწყის მდგომარეობაში (a) და 700⁰C-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 ღუნვაზე (ნახ. 26B). დეფორმირებული ნიმუშის ფორმა წარმოდგენილია ფიგურით (a). 700⁰C-მდე გახურებულ ღუმელში 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 ელექტროფეროზიულ ჩარხზე ჭრის მეთოდით.

ფირფიტების თერმული დამუშავება ხდებოდა ვაკუუმში 900-1000⁰C ტემპერატურაზე 1 საათის განმავლობაში. გრეხვის დანადგარზე ნიმუშის ტემპერატურა და გრეხვის კუთხე ფიქსირდებოდა ავტომატურად. გახურება მიმდინარეობდა ელექტროდენის გატარებით ნიმუშში. გახურების სიჩქარე იცვლებოდა წამში ერთეული გრადუსიდან

ასევე გრადუსამდე ოთახის ტემპერატურიდან $\approx 800^{\circ}\text{C}$ ტემპერატურულ ინტერვალში. გაცივება ძირითადად ხდებოდა ელექტროენერჯის მიწოდების შეწყვეტით, ჰაერზე გაცივებით.

გრეხვითი გამოცდის დანადგარის კონსტრუქცია უზრუნველყოფდა: ნიმუშის ბოლოს მყარად დაფიქსირებას, ერთ-ერთ დამჭერზე სხვადასხვა მასბრუნებელი 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 $\sigma_{\text{დ}}$ გამოითვლებოდა მოქმედი ძალის მომენტით. ძაბვის მოდება და მოხსნა ხორციელდებოდა ლიფტის მეშვეობით. $\sigma_{\text{დ}}$ მნიშვნელობა იცვლებოდა 40-დან 250მპა-მდე ფორმის აღდგენის ხარისხი η გამოითვლებოდა დეფორმაციის ტემპერატურაზე დამოკიდებულების მრუდების (ნახ.27) მიხედვით ფორმულით:

$$\eta = \frac{\epsilon_{\text{აღ}}}{\epsilon_0} \times 100\% \quad [3.1.1.]$$

სადაც ϵ_0 არის წინასწარი (ნარჩენი) დეფორმაცია, ხოლო $\epsilon_{\text{აღ}}$ შენადნის გახურების შედეგად აღდგენილი დეფორმაცია.

გრეხვის დეფორმაცია გამოითვლებოდა ფორმულით:

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

სადაც Φ გრეხვის 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 ელექტროწინააღობის ტემპერატურაზე დამოკიდებულების საშუალებით.

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

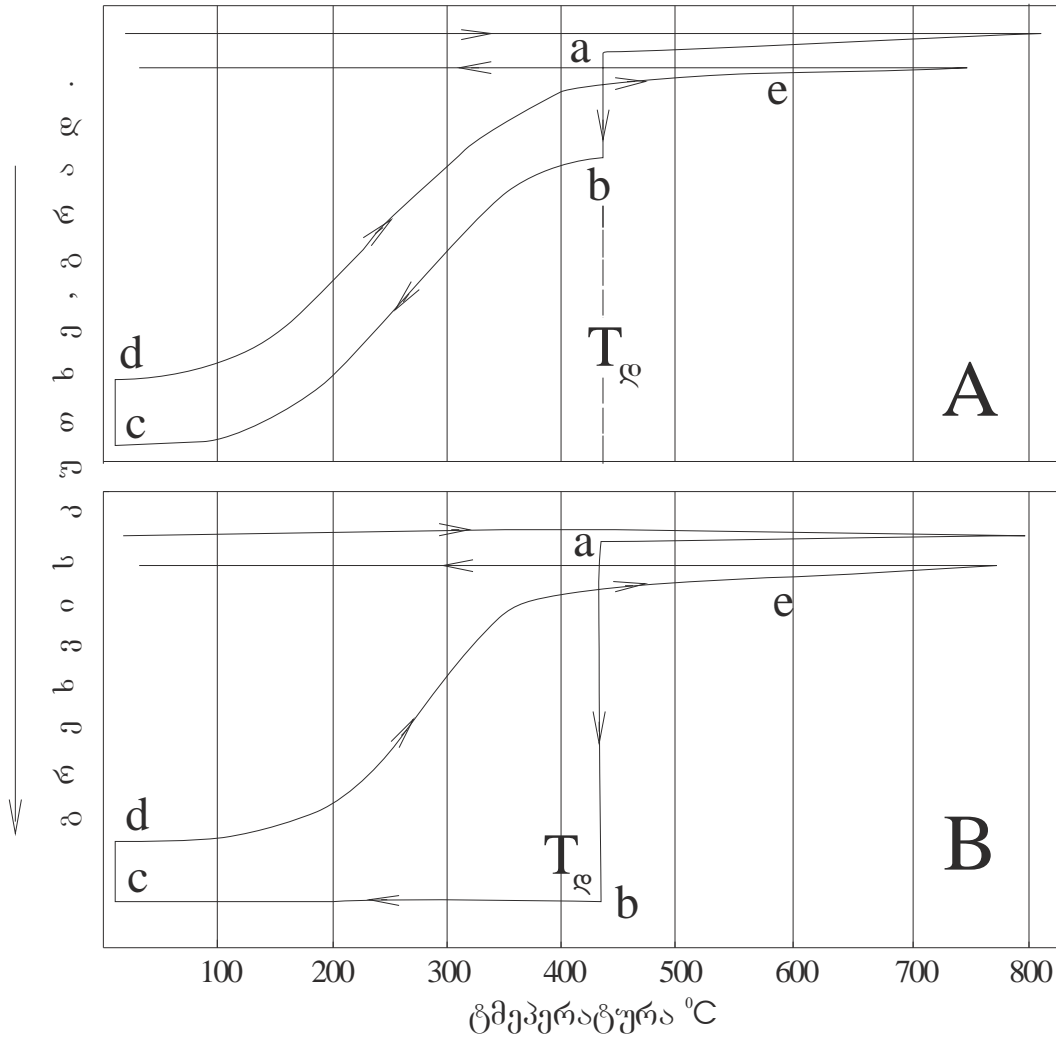
განსაკუთრებით პერსპექტიულები პრაქტიკული თვალთახედვით აღმოჩნდნენ ტიტანის ტანტალთან შენადნები 43-დან 60წონ%Ta კონცენტრაციის ინტერვალში, აგრეთვე შენადნები ნიობიუმთან 26წონ%-დან 34წონ% Nb კონცენტრაციის ინტერვალში. შენადნები ხასიათდებიან პირდაპირი და შებრუნებული მარტენსიტული $\beta \leftrightarrow \alpha$ 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 ($\epsilon_1, \epsilon_2, \epsilon_3$) 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 ძაბვის მოქმედებაში. ეს ძალა ქმნის მუდმივი სიდიდის დეფორმაციის ($\sigma_{\text{დ}}$) ძაბვას. ნახ. 28-ზე წარმოდგენილია ფორმის მახსოვრობის ეფექტის გამომჟღავნების დამახასიათებელი დეფორმაციის (გრეხვის კუთხე φ) 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_g -ზე (ab). გაცივება გარე დაბვის მოქმედების დროს (bc). განტვირთვა (cd). ფორმის აღმდგენი გახურება თვისუფალ მდგომარეობაში (de). B. დატვირთვა T_g -ზე (ab). გაცივება მუდმივი გარე დატვირთვის ქვეშ (bc). განტვირთვა (cd). გახურება თვისუფალ 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 ტემპურაზე. 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.

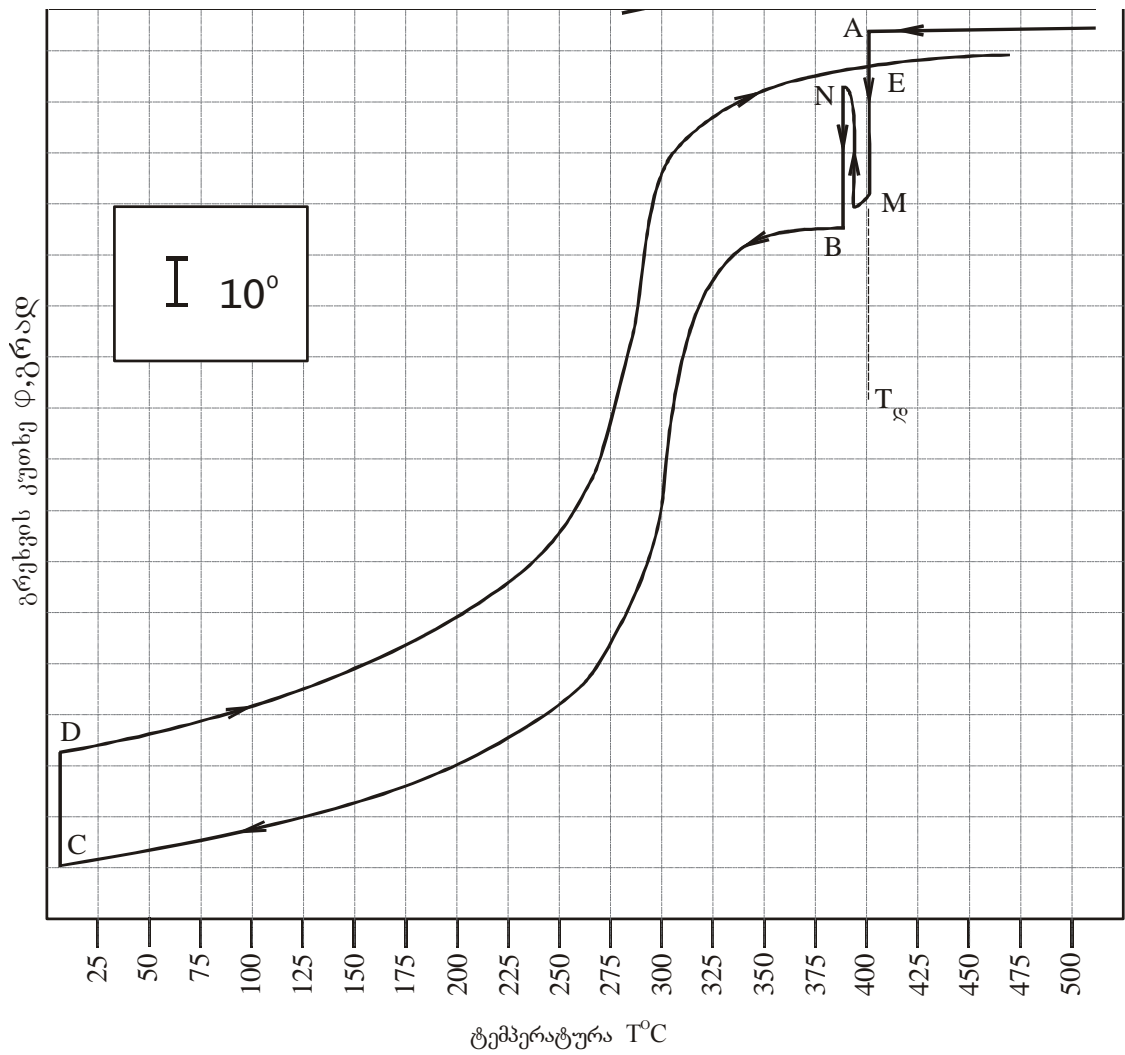
დეფორმირებული ნიმუშის ფორმის აღდგენისათვის გახურება ხდებოდა ~ 10 წამის განმავლობაში. ნახ. 28 მიღებულია შენადნისთვის Ti – 29,8 Nb. ნარჩენი დეფორმაციის $\epsilon \sim 7,3\%$ დროს ფორმის აღდგენის ხარისხი $\eta \sim 96\%$ -ია.

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

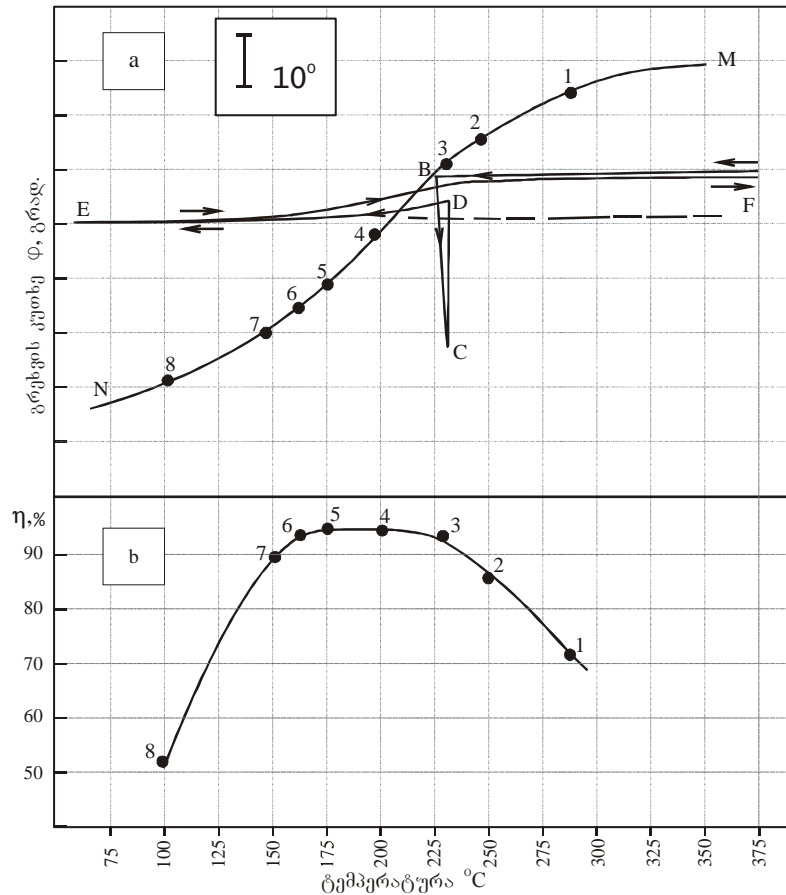
არჩეულ ($T_{\text{დ}}$) ტემპურატურამდე მიღწევა ხდებოდა ორი გზით: ოთახის ტემპურატურიდან $T_{\text{დ}}$ - მდე გახურება „ქვევიდან“ და უფრო მაღალი ტემპურატურიდან (მაგალითად 700-800 °C) გაცივებით $T_{\text{დ}}$ -მდე, გახურება „ზევიდან“.

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

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

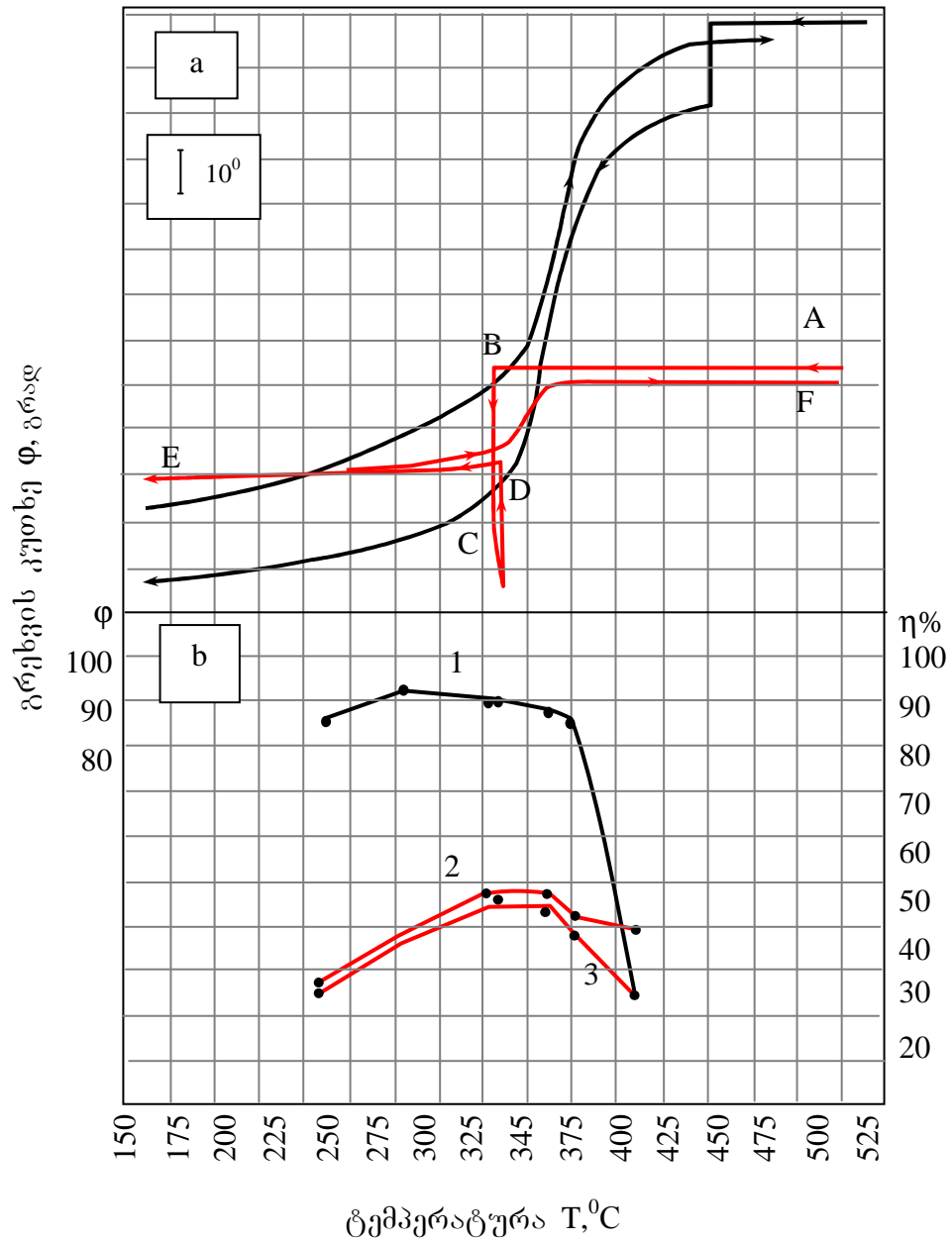


ნახ. 28. შენადნი Ti-29,8Nb. ფორმის მასსოვრობის ეფექტის გამოვლენის ციკლის გრეხვის კუთხის ტემპერატურული დამოკიდებულების დამახასიათებელი დიაგრამა (დეფორმაცია გაცივების დროს მუდმივი ძაბვის σ_d მოქმედებისას).

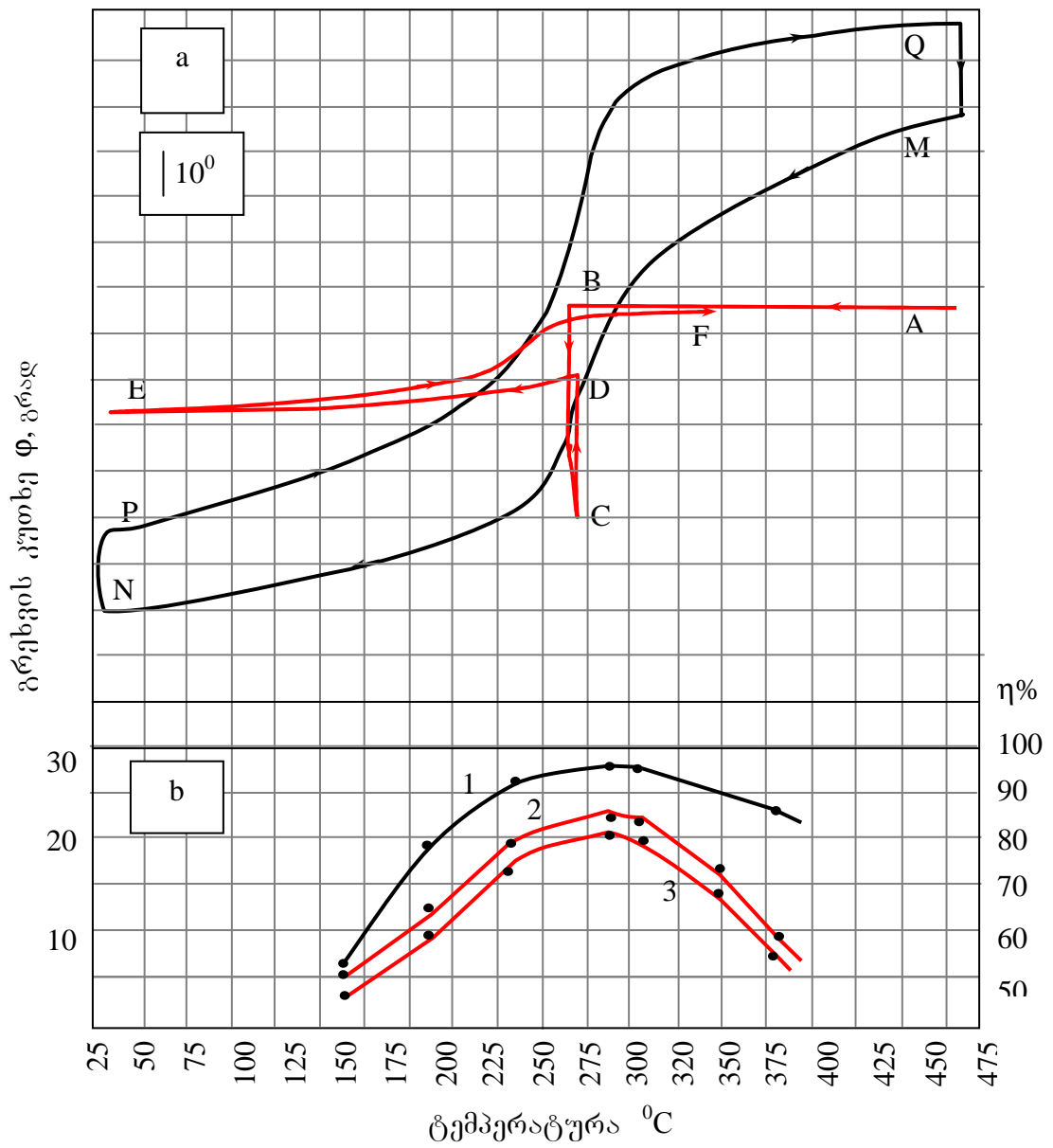


ნახ. 29. შენადნი Ti- 33,1 Nb. გრესვის კუთხის (a) და ფორმის აღდგენის (b) ტემპერატურული დამოკიდებულება.

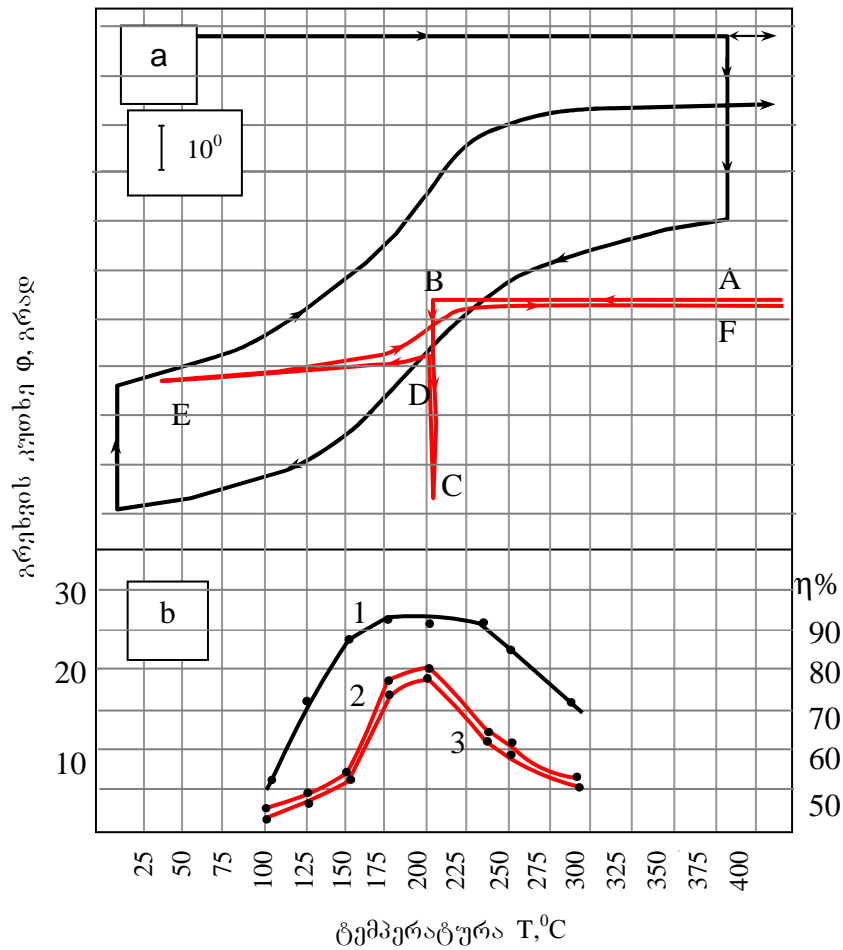
ნახ. 29(a) MN მრუდი არის ნიმუშის დეფორმაციის ჩანაწერი (T_{ϕ}) ტემპერატურიდან გაცივებისას ოთახის ტემპერატურამდე (σ_{ϕ}) ძაბვის განუწყვეტელი მოქმედების დროს. შემდეგ ეტაპზე ხდებოდა წინაწარ ნაგულისხმები დეფორმაციის ტემპერატურების არჩევა ($T=const$). მაგალითად MN მრუდზე 1,2,3...8 წერტილების შესაბამისი ტემპერატურა. ნებისმიერ ამ ტემპერატურამდე გახურება ხდებოდა „ზევიდან“. გარკვეული ზღვრული მნიშვნელობის σ_{ϕ} 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



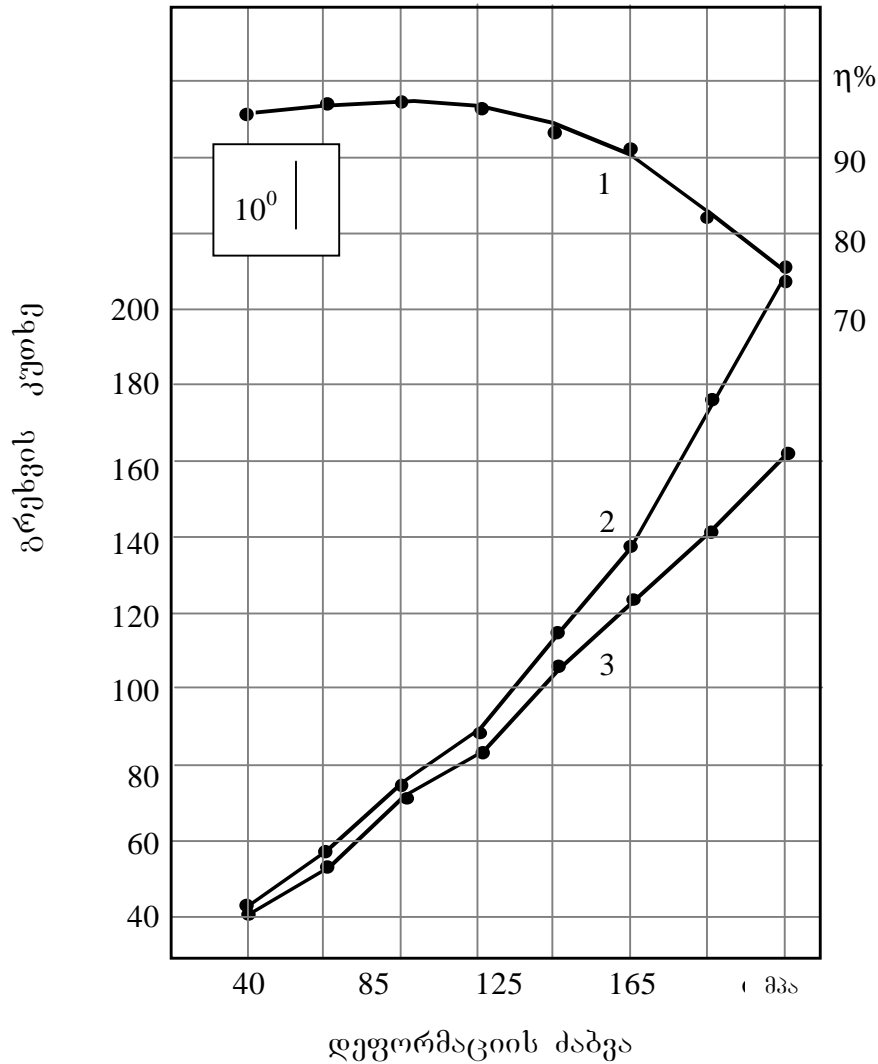
ნახ. 30. შენადნი Ti- 50,1 Nb (a) –I და II სქემის დეფორმაციის სურათების ზედღება. (b) გრესვის კუთხის და ფორმის აღდგენის ხარისხის ტემპერატურული დამოკიდებულება. 1-ფორმის აღდგენის ხარისხი. 2-დაგროვილი დეფორმაცია. 3-აღდგენილი დეფორმაცია.



ნახ. 31. შენადნი Ti-29,8Nb.(a)-I და II სქემით დეფორმაციის სურათების ზედღება (b)-გრესვის კუთხის და ფორმის აღდგენის ხარისხის ტემპერატურული დამოკიდებულება. 1-ფორმის აღდგენის ხარისხი; 2-დაგროვილი დეფორმაცია; 3-აღდგენილი დეფორმაცია.



ნახ. 32. შენადნი Ti-31,1Nb.(a)-I და II სქემით დეფორმაციის სურათების ზედღება. (b)-გრეხვის კუთხის 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. η-ს მნიშვნელობები ნაჩვენებია ნახაზზე 29(b). ყველა შემთხვევაში η-ს 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_ღ) ერთნაირი მნიშვნელობის დროს I სქემის მიხედვით დაგროვილი დეფორმაცია ყოველთვის მეტია II სქემით

მიღებულ მნიშვნელობებზე. ეს ხდება იმიტომ, რომ დეფორმაციის დაგროვება პირველ შემთხვევაში გრძელდება ($T_{\text{დ}}$)-დან გაცივების მთელი პერიოდის განმავლობაში. ამის გარდა I სქემაში არ არის აუცილებელი დეფორმაციის ხელსაყრელი ($T_{\text{დ}}$) ტემპერატურის ზუსტი შერჩევა. მოღებული 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 გამოსატულია ნახ.33-ზე.

მესამე მეთოდი. $T_{\text{დ}}$ 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).

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

თუმცა ფაზებში ელემენტების კონცენტრაციის ინტენსიური დიფუზიური ცვლილებისას ან წვრილდისპერსიული α -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 $T_{\text{დ}}$ -მდე გახურებისას „ქვევიდან“. ფორმის მახსოვრობის ეფექტის გაუარესება აშკარაა. შემდგომი გახურება 800-850°C- მდე და $T_{\text{დ}}$ -მიღწევა „ზევიდან“ გაცივებით მესამე ციკლში აღდგენს მახსოვრობის ეფექტს.

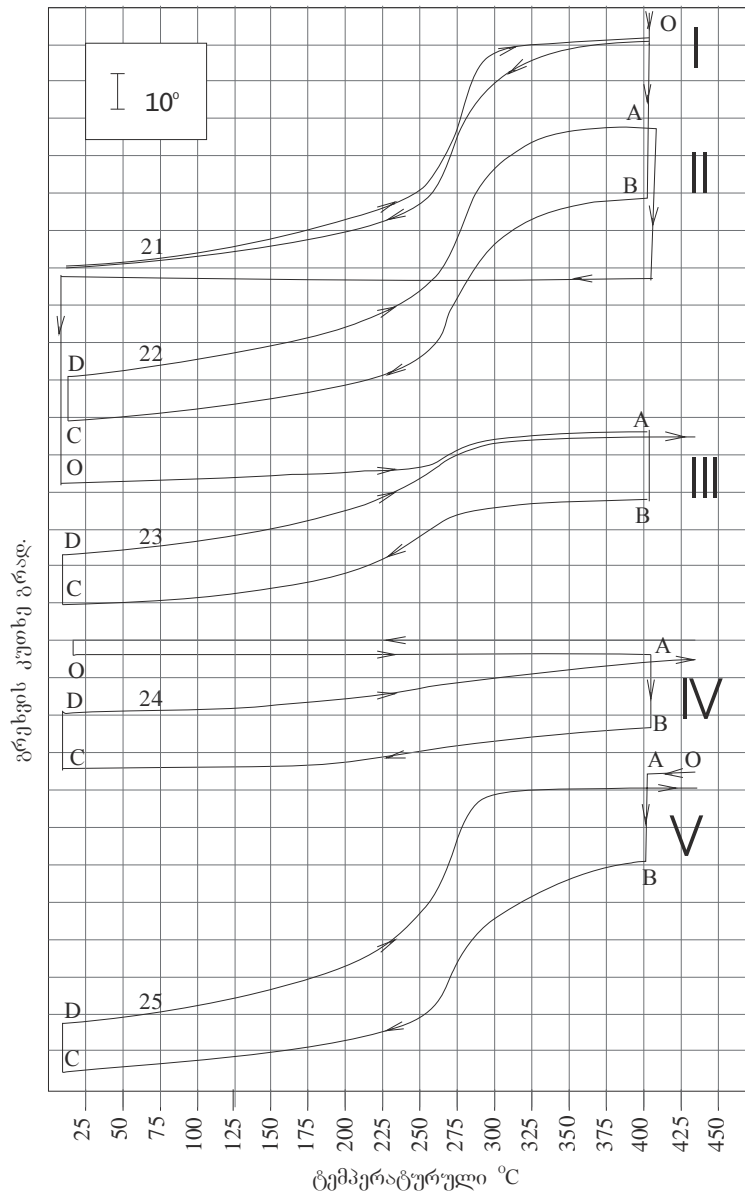
ბუნებრივია, რომ „მასსოვრობის“ გაუარესების ხარისხი დამოკიდებული იყო $T_{\text{დ}}$ -მდე გახურების სიჩქარეზე (ნახ.35). შენადნების უმეტესობისათვის გახურების სიჩქარის შერჩევით შესაძლებელი იყო აღმდგენი უნარის სრული გამოვლენა. არსებული წარმოდგენების მიხედვით α'' მარტენსიტის სტრუქტურის შენადნების დეფორმაციას მიყვავართ სხვადასხვა ორიენტაციის მიკროდომენების ურთიერთშთანთქმამდე და დეფორმაციის ორიენტაციის მაკროდომენის ფორმირებამდე. სწორედ ეს უზრუნველყოფს მაკროაღდგენას შებრუნებული $\alpha'' \rightarrow \beta$ გარდაქმნის დროს. აშკარაა, რომ გრესვითი დეფორმაციის დროს აღდგენის თავისებურება შეიძლება დაკავშირებული 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.

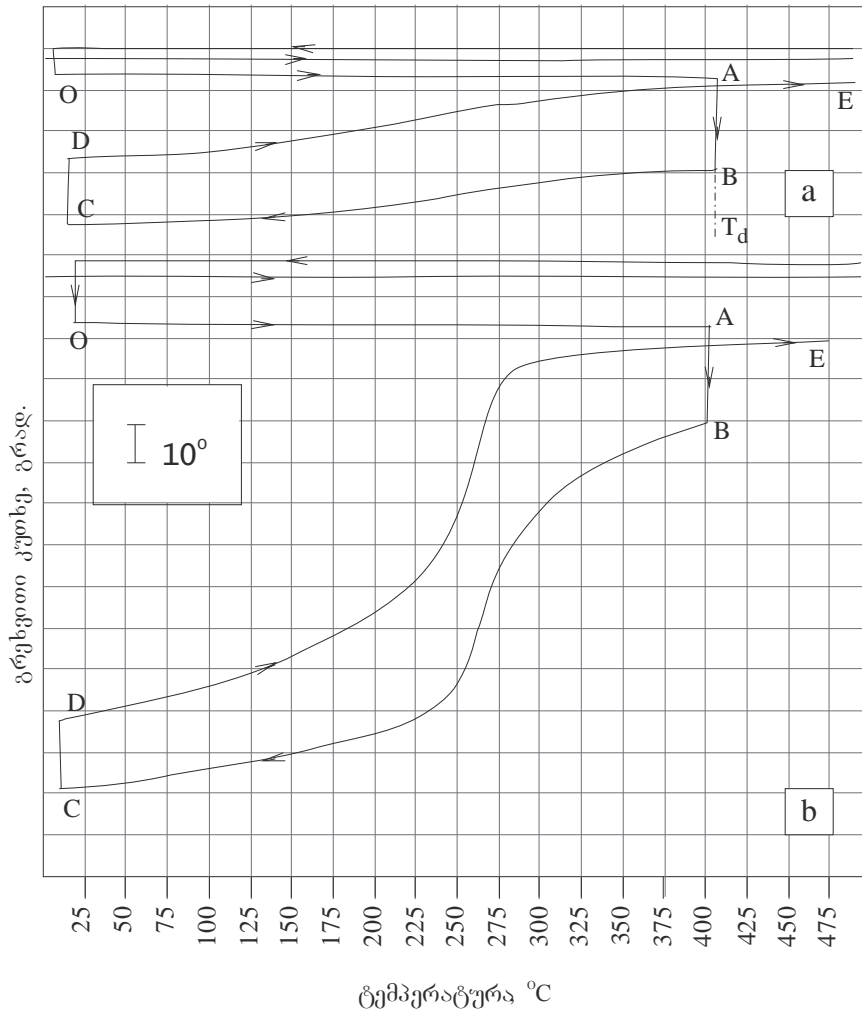
სიდიდე $\epsilon^{(90)}=7-9\%$ დაკვირვებოდა შენადნებში Ti- 29,8Nb, Ti- 50,1Ta , Ti- 59,8Ta , Ti- 26NbTa-7Zr, Ti-33 Nb-7Zr, 44Ti-50Ta-6Zr, 50Ti-47Ta-37r, 50Ti-44Ta-6 Zr.

შენადნის გაჭიმვით გამოცდამ გამოავლინა კანონზომიერი ფორმის მასსოვრობის 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.

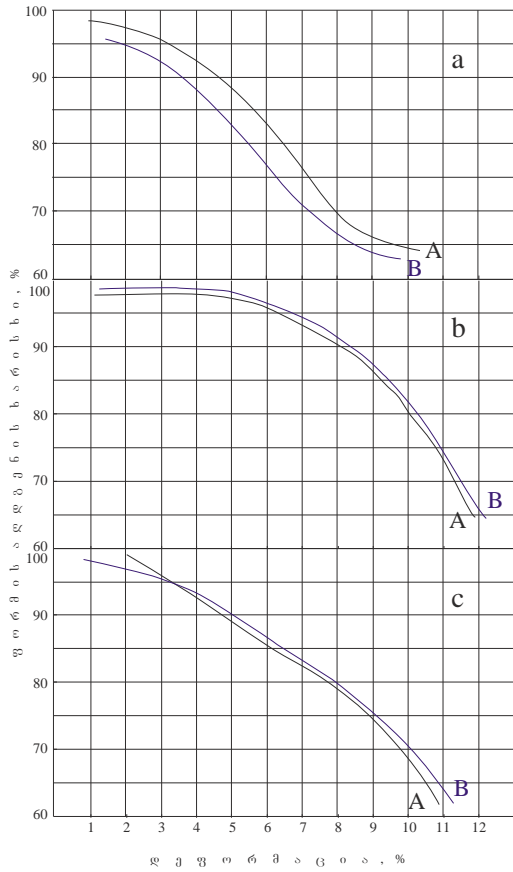
ნახაზზე 38. ფორმის აღდგენისთანავე ხდება ნიმუშის გაცივება ოთახის ტემპურამდე, ხოლო შემდგომი გახურება იწვევს შებრუნებული „მასსოვრობის“ ეფექტს.



ნახ.34 შენადნი Ti-29,8Nb. ფორმის მასხოვრობის 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 მასსოვრობის ეფექტის სხვადასხვა რეჟიმით განხორციელების დროს გრეხვის კუთხის ტემპერატურული დამოკიდებულება. a-ნელი გახურება (3-4წთ) $T_d=400^{\circ}\text{C}$ („ქვემოდან“) b-სწრაფი გახურება (2-5წმ) $T_d=400^{\circ}\text{C}$ („ქვემოდან“).

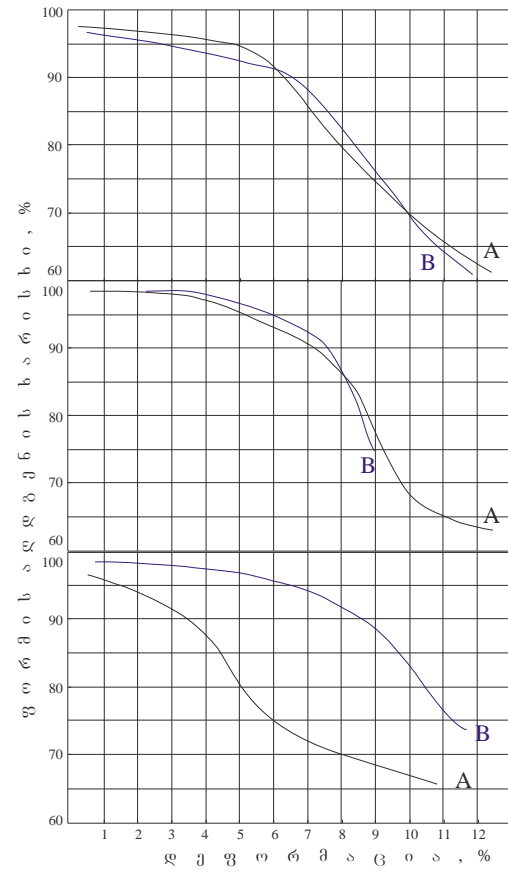


ნახ.36. ფორმის აღდგენის ხარისხის საწყის დეფორმაციაზე დამოკიდებულების მრუდები.

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.

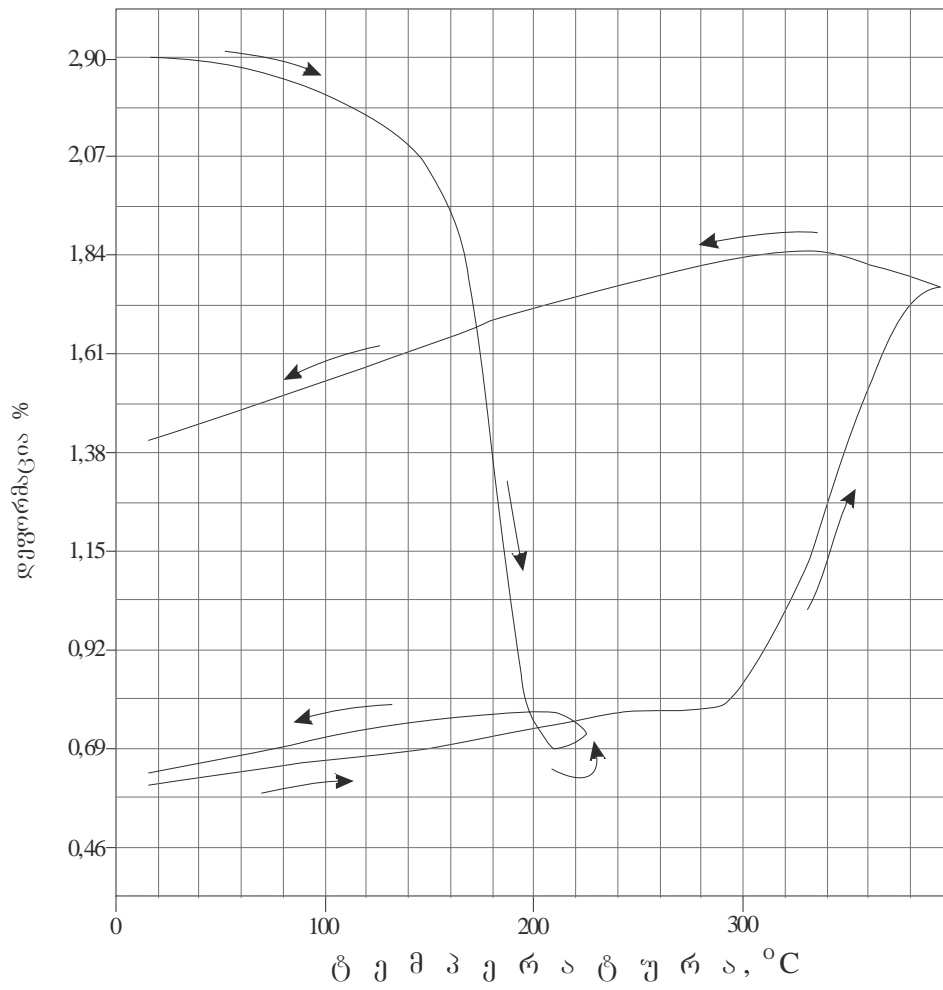
A-გაცივება მუდმივი დატვირთვის ქვეშ. B-გაცივება

ბოლოებდამაგრებული ნიმუშის შემთხვევაში. (a)Ti-25.9Nb, (b)Ti-

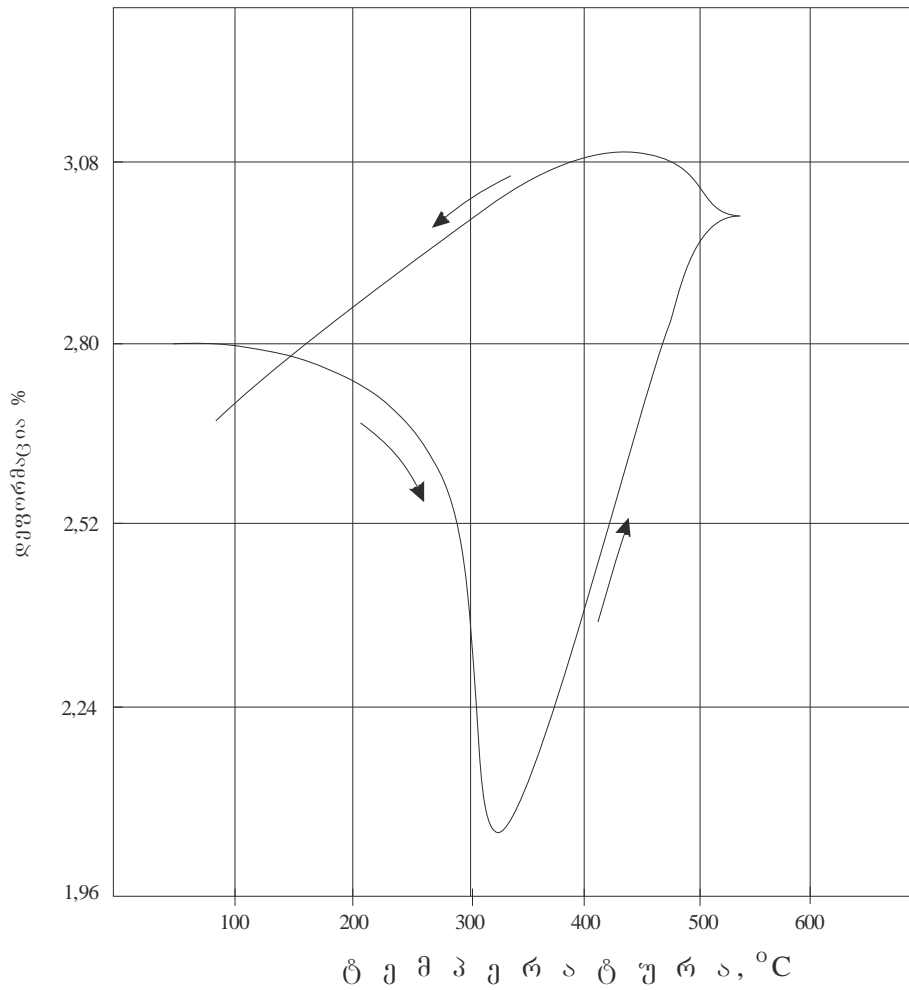
29.8Nb, (c)Ti-33,1Nb.

N	შენადნო	ϵ^{90}	ϵ^{SE}	σ_{ϵ}^{\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

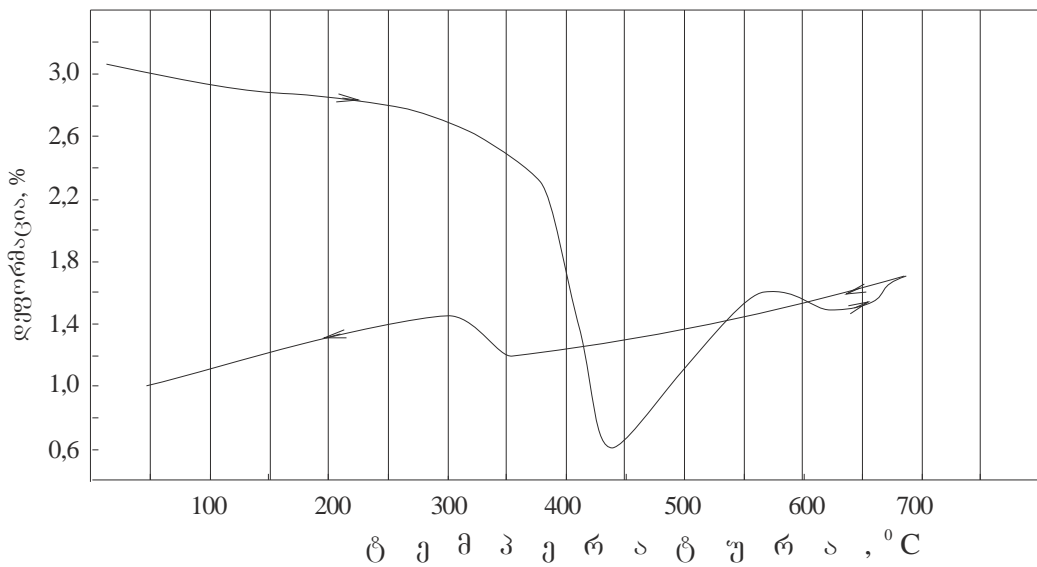
ფორმის მახსოვრობის ეფექტის ძირითადი პარამეტრები შენადნებში. $\epsilon^{(90)}$ დეფორმაციის სიდიდე, რომლის დროსაც აღდგენა არის 90%. ϵ^{SE} -დრეკადი აღდგენის დეფორმაცია, σ_{ϵ}^{\max} -რეაქტიული დაბვა, Ψ - დემპფირების ხარისხი მარტენსიტული გარდაქმნის დროს, A_s, A_f შებრუნებული მარტენსიტული გარდაქმნის დაწყება-დამთავრების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



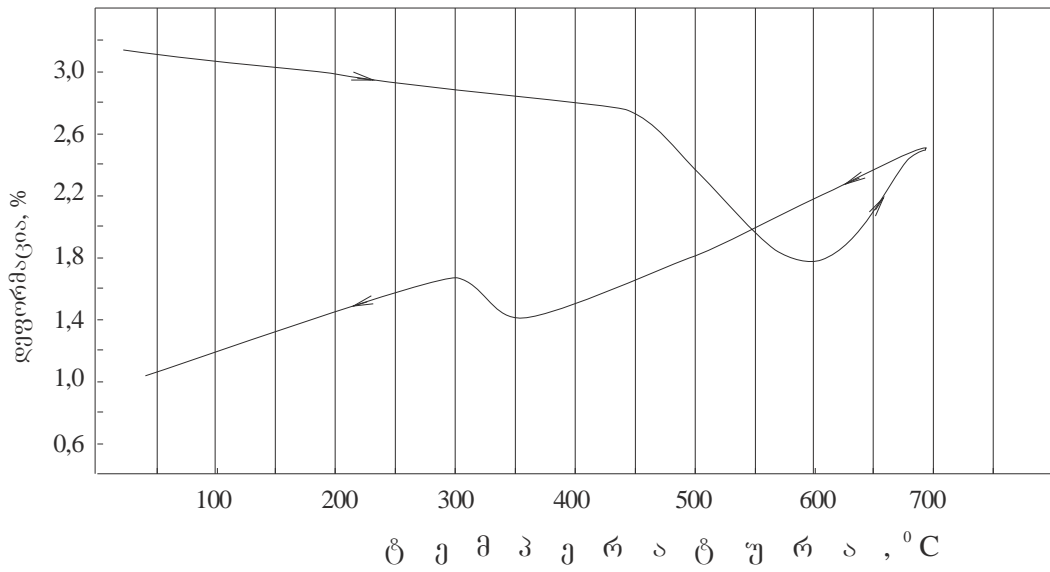
ნახ. 38. შენადნი BT-16. ორი თერმული ციკლის დილატომეტრიული მრუდები (წითლის შემდეგ შენადნს აქვს საწყისი ფაზური შემადგენლობა $\alpha' + \beta$)



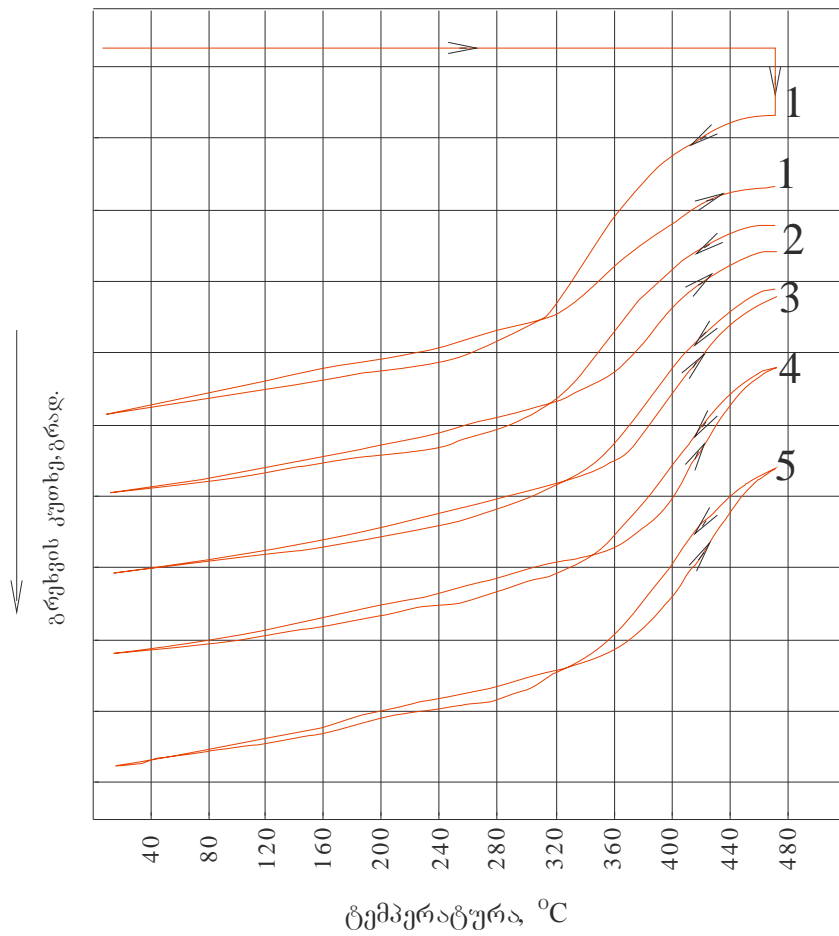
ნახ. 39. შენადნი BT-16. დილატომეტრიული მრუდები (წრთობის შემდეგ შენადნს აქვს ფაზური სტრუქტურა $\alpha + \alpha'' + \beta_M$)



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



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



ნახ. 42 შენადნი Ti-50,1Ta. შენადნის ციკლირების ტიპური 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_{აღ} და η-ს გამოთვლილი მნიშვნელობების ტემპერატურაზე დამოკიდებულება ყოველი ციკლის შემდეგ წარმოდგენილია ნახაზებზე 43,44,45,46,47,48.

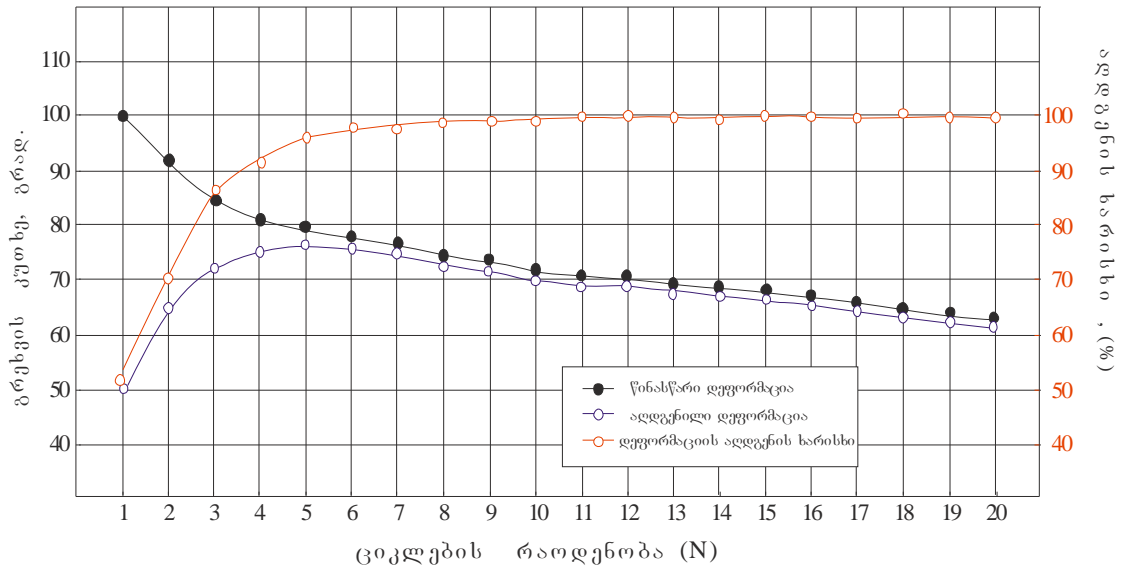
აშკარაა, რომ პრაქტიკულად უცვლელი და 100%-თან ახლოს მყოფი η-თვის ციკლების რაოდენობის ზრდა ამცირებს ε₀ და ε_{აღ} მნიშვნელობებს მუდმივად მოქმედი დატვირთვის დროსაც კი. დეფორმაციის „ამპლიტუდის“ შემცირება უფრო ძლიერად არის გამოხატული შენადნებში Ti-Nb.

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

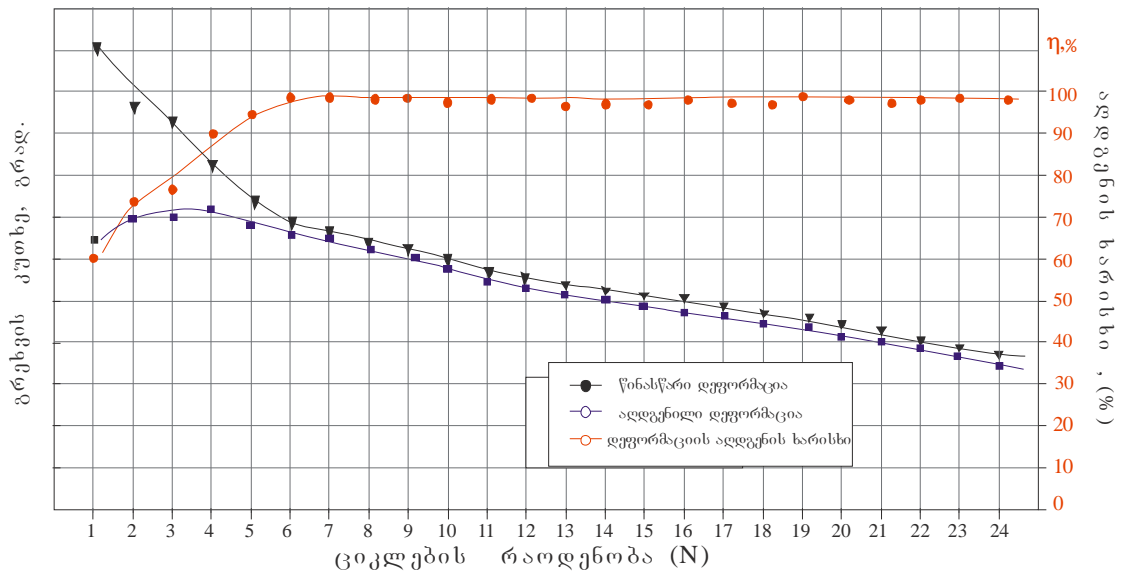
დეფორმაციის „ამპლიტუდის“ ჩაქრობა დაკავშირებულია იგივე დიფუზიურ პროცესებთან, რომლებიც სტიმულირდება თერმული ზემოქმედებით. მცირდება ფორმის აღდგენაზე პასუხისმგებელი ფაზის წილი.

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.

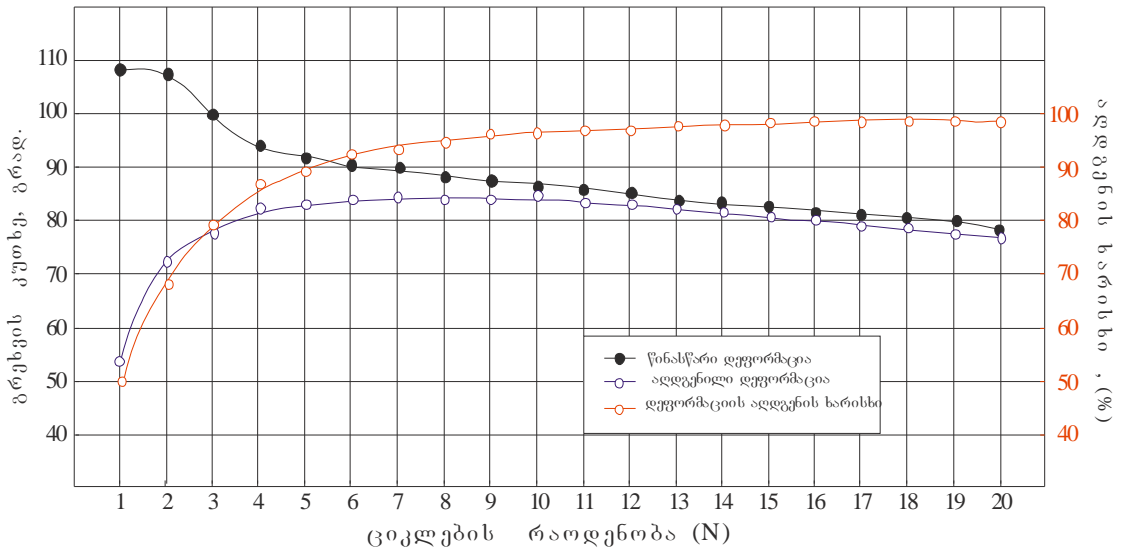
ნახ. 51-ზე ანალოგიური რეანიმაცია დეფორმაცია – ძაბვის კოორდინატებში ნახვენებია 25-ე ციკლისათვის. როგორც უკვე ნათქვამი იყო, კომპონენტების გადანაწილებასთან დაკავშირებული ეფექტების გამოვლენა მნიშვნელოვნად არის დამოკიდებული გახურების და გაცივების სიჩქარეზე.



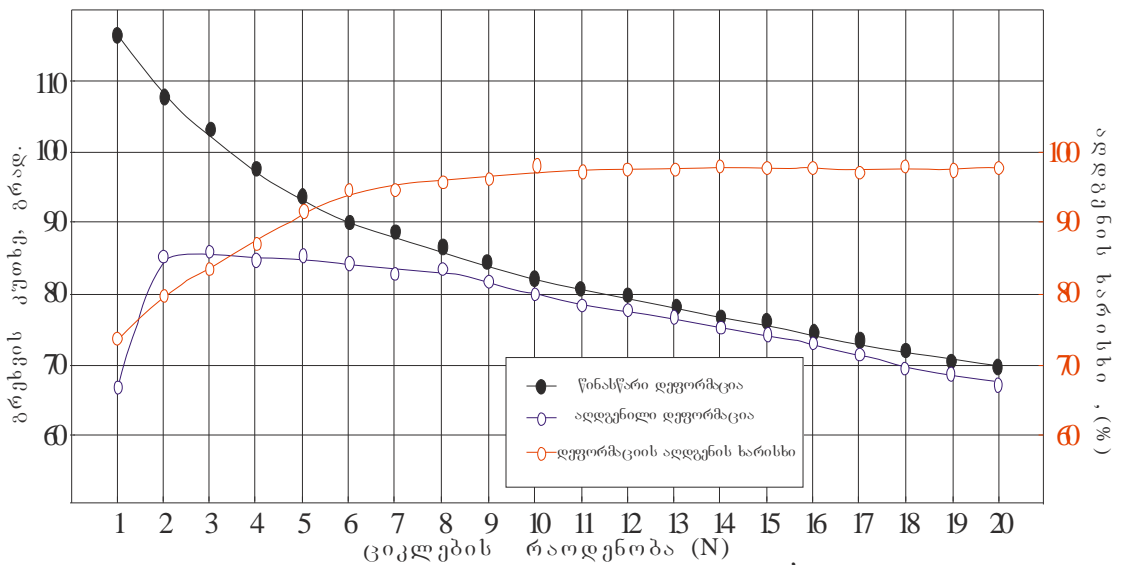
ნახ. 43. შენადნი Ti-50,1 Ta. ფორმის მასხოვრობის ეფექტის ძირითადი პარამეტრების ციკლების რაოდენობაზე დამოკიდებულების მრუდები. ციკლირება მუდმივი გარე დატვირთვის მოქმედების დროს.



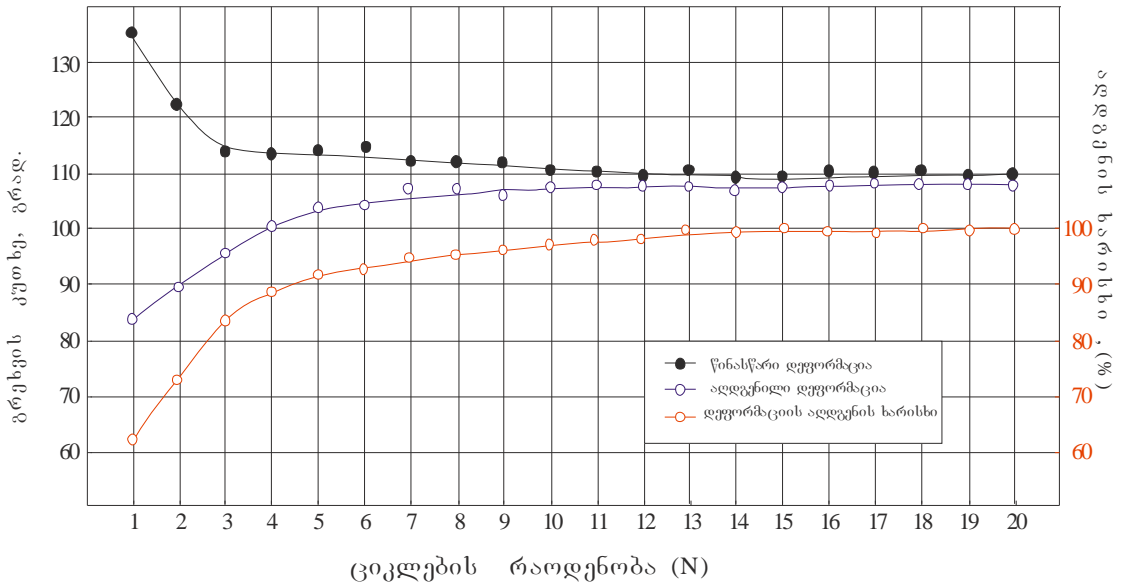
ნახ. 44. შენადნი Ti-29,8 Nb. გრეხვის კუთხის და ფორმის აღდგენის ხარისხის ტემპერატურული დამოკიდებულება დატვირთვის მუდმივი მოქმედების დროს.



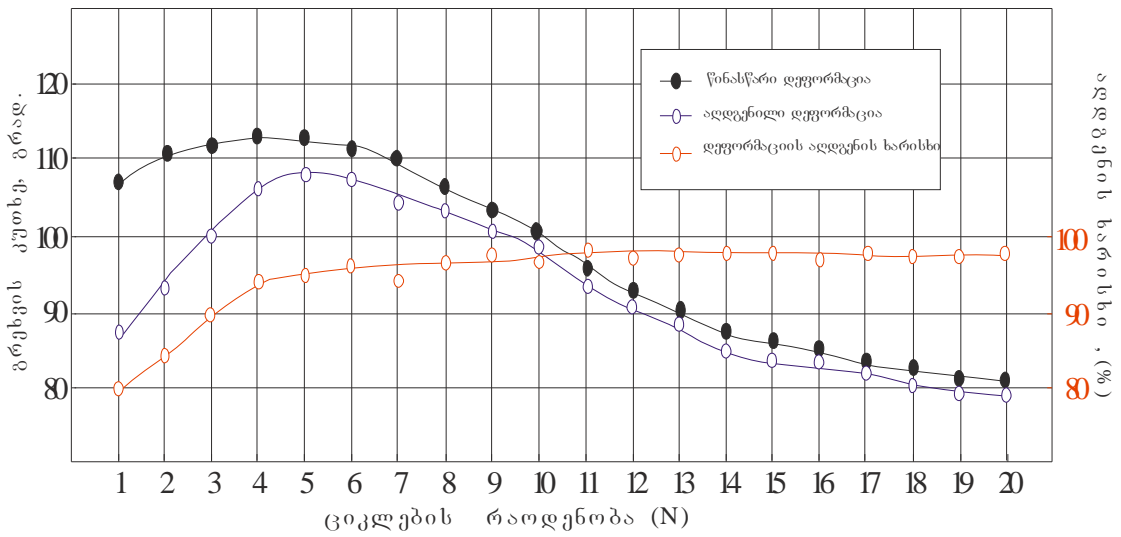
ნახ. 45. შენადნი 50Ti-47Ta-3Zr. ფორმის მასსოვრობის ეფექტის ძირითადი პარამეტრების ციკლების რაოდენობაზე დამოკიდებულება მუდმივი დატვირთვის მოქმედების დროს.



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



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

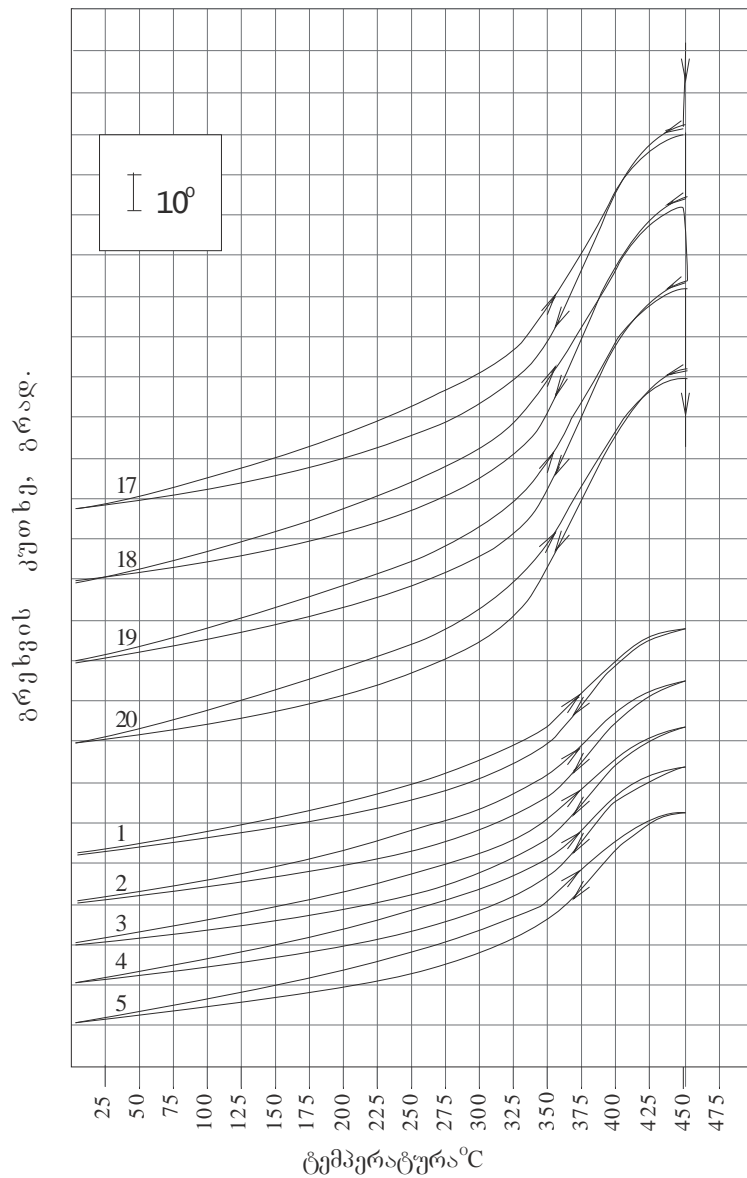


ნახ. 48. შენადნი 44Ti-50Ta-6Zr. ფორმის მასსოვრობის ეფექტის ძირითადი პარამეტრების ციკლების რაოდენობაზე დამოკიდებულების მრუდები მუდმივი დატვირთვის დროს. 800-850°C გახურება ხდებოდა 32-ე და მე-40 ციკლების შემდეგ.

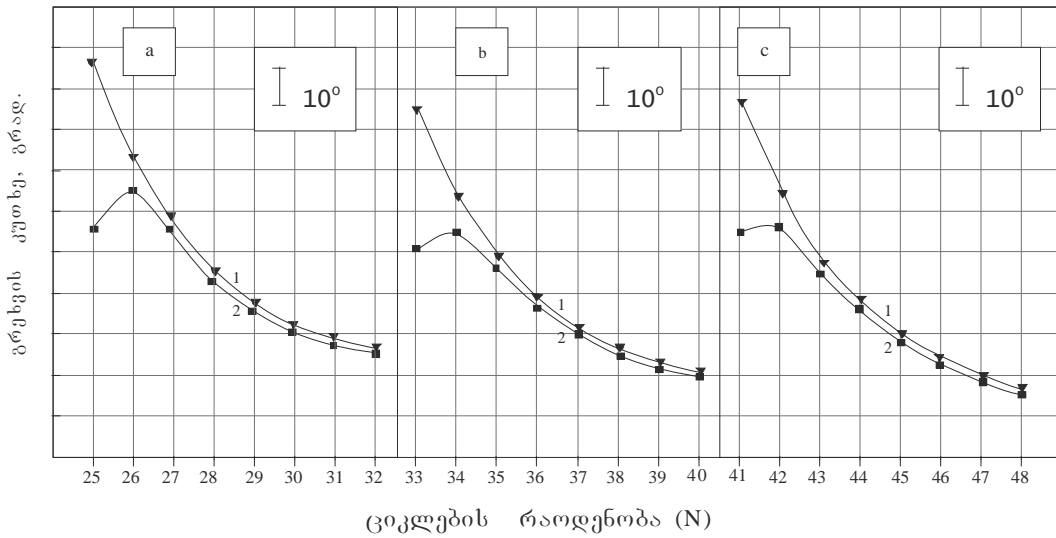
ცდების დროს ასევე დადგენილი იყო რომ ალდგენის მახასიათებლებზე მნიშვნელოვან გავლენას ახდენს თერმული ზემოქმედების დროს ნიმუშების ზედაპირის დაჟანგვა. განსაკუთრებით ძლიერია ეს გავლენა შენადნებისათვის: Ti-59,8Ta, Ti-33Nb, Ti-50Ta-6Zr, Ti-33Nb-7Zr, Ti-26Nb-4Ta-7Zr. შენადნებში Ti-33Nb-7Zr, Ti-26Nb-4Ta-7Zr, Ti-50Ta-6Zr.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

ზედაპირული ოქსიდური ფენა მკვეთრად აღიდებდა სიმტკიცეს. აუარესებდა ფორმის მახსოვრობის ეფექტს, ხოლო ჟანგბადის მნიშვნელოვან სისქეში შეღწევისას და ნიმუშების მცირე კვეთის დროს იწვევდა მათ მსხვრევას.

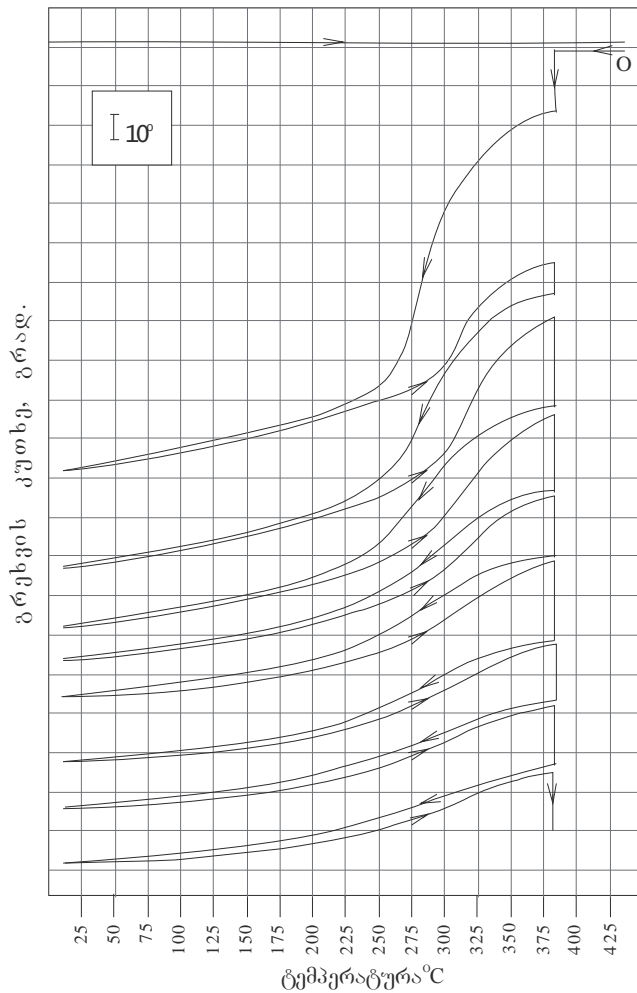
$\alpha(\alpha')$ ფაზის დისპერსიული ნაწილაკების გამოყოფასთან დაკავშირებულია განმტკიცება. მახსოვრობის ეფექტის განხორციელებაში მონაწილეობას იღებს მხოლოდ ნიმუშის დაჟანგავი შუაგული. ოქსიდური გარსის დიდი სიმტკიცის გამო მოცემულ მნიშვნელობამდე დეფორმაცია მიმდინარეობდა გაცილებით დიდი გარე ძაბვის ზემოქმედებით, ვიდრე ეს ხდებოდა სუფთა ზედაპირის მქონე ნიმუშებში. ეს ფენა ხელს უშლის აგრეთვე ფორმის ალდგენასაც, უწევს რა სერიოზული წინააღმდეგობას ალდგენის დროს წარმოქმნილ ძაბვას. ასე მაგალითად Ti-59,8Ta და Ti-33Nb შენადნებში სუფთა ზედაპირის მქონე ნიმუშებში ϵ (⁹⁰) იყო 6,5% და 8,5% შესაბამისად. დაჟანგვა 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 ალდგენას. ქვემოთ მოყვანილია რამდენიმე შენადნის გრეხვითი დეფორმაციით მიღებული შედეგების ანალიზი.



ნახ. 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).



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



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

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

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

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

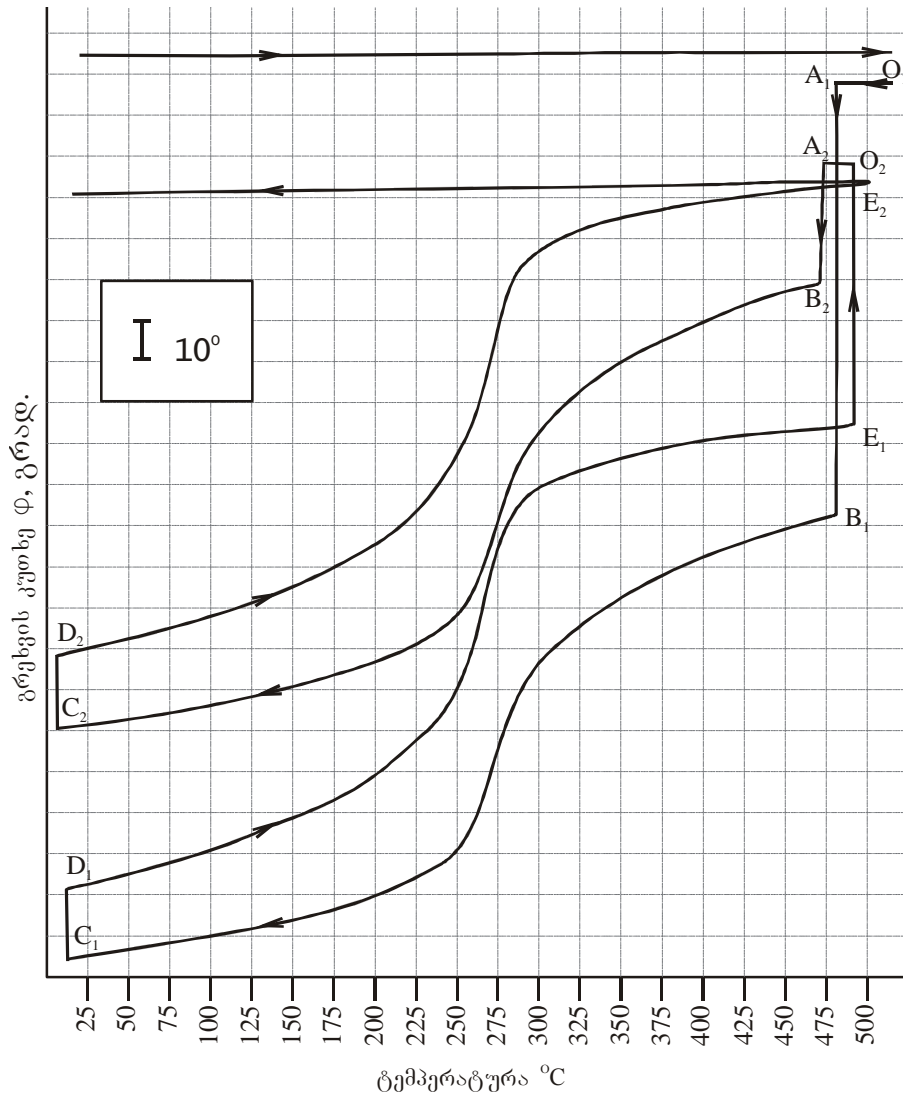
α -ფაზის წარმოქმნა დადასტურებული იყო მაღალტემპერატურული რენტგენოგრაფიით.

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

პირველი ციკლის ($0_1 A_1 C_1 D_1 E_1$) დროს გახურება „ზევიდან“ გამორიცხავს α -ფაზის წარმოქმნას. მეორე ციკლი ($E_1 0_2 A_2 C_2 D_2 E_2$) მიმდინარეობდა უშუალოდ ფორმის ალდგენის შემდეგ, ოთახის ტემპერატურამდე გაცივების გარეშე. $E_1 0_2$ წანაცვლება ჩატარებულია სპეციალურად გრეხვის კუთხის კოორდინატა ღერძის მიმართულებით.

ორივე შემთხვევაში ფორმის ალდგენის ხარისხი, ამ ცვლილების მრუდების ფორმიდან გამომდინარე უნდა იყოს ერთნაირი. თუმცა, პირველმა დატვირთვამ გამოიწვია ნარჩენი დეფორმაცია $\epsilon_0 \sim 11\%$, რომელშიც მნიშვნელოვან ადგილს იკავებდა პლასტიკური დენადობის კომპონენტი, ხოლო განმეორებითი დეფორმაციის დროს ნარჩენი დეფორმაცია $\epsilon_0=6,8\%$ და პლასტიკური დენადობის კომპონენტი გაცივებით მცირეა. 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 α -ფაზა. თუმცა, სავსებით ბუნებრივად შეიძლება ჩაითვალოს, რომ $\sigma_{დ}$ ქმნის მესრის დეფორმაციას, რომელიც



ნახ. 52. შენადნი Ti-29,8Nb. სხვადასხვა რეჟიმით განხორციელებული ფორმის მახსოვრობის ეფექტის დროს გრეხვის კუთხის ტემპერატურული დამოკიდებულება.

ხელს უწყობს $\beta \rightarrow \alpha$ გარდაქმნას, რაც ეწინააღმდეგება α -ფაზის წარმოქმნას. მნიშვნელოვანი პლასტიკური დენადობა (ნახ.52-A₁B₁) პირველი დატვირთვის მომენტში დაიკვირვებოდა სხვა შენადნებშიც. ის მით მეტია, რაც უფრო მაღალია (T_ფ) და მოდებული ძაბვა. ეს შეუქცევადი დეფორმაცია ნიმუშს აძლევდა ხრახნის მაგვარ ფორმას, თუმცა შემდგომი ციკლების დროს ის გაველენას არ ახდენდა ფორმის მახსოვრობის ეფექტის გამოვლენის ხარისხზე.

ის ფაქტი, რომ α -ფაზის წარმოქმნა გაძნელებულია ძაბვის ქვეშ დეფორმაციის დროს, დაიკვირვება შენადნების ნიმუშების

თერმოციკლირებისას $T_{\text{დ}}$ -ს უწყვეტი მოქმედების დროს (ფორმის აღდგენის პროცესის ჩათვლით).

ნახაზებზე 44,50,51-ზე მოყვანილია ასეთი გამოცდების შედეგები. ნახ. 44 ახდენს შენადნის მრავალჯერადი ციკლირებით “ვარჯიშის” დემონსტრაციას მუდმივი დატვირთვის ქვეშ. მე-6-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 ციკლირება ამცირებს დეფორმაციის სიდიდეს. ფორმის აღდგენის დრო თითოეული ციკლისთვის არის არაუმეტეს 20 წამისა. ნახვენები იყო, რომ შესაძლებელია შენადნის თვისებების რეაბილიტაცია. ასე მაგალითად, ნახ. 51-ზე ნახვენებია 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 დაკავშირებულია $T_{\text{დ}}$ -მდე გახურების დიდ დროსთან. აშკარაა, რომ ეს ხელს უწყობს α -ფაზის წარმოქმნას.

ნახ. 34-ზე ნახვენებია, რომ დატვირთვის უწყვეტი მოქმედების დროს ციკლირება ხელს უშლის α -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.

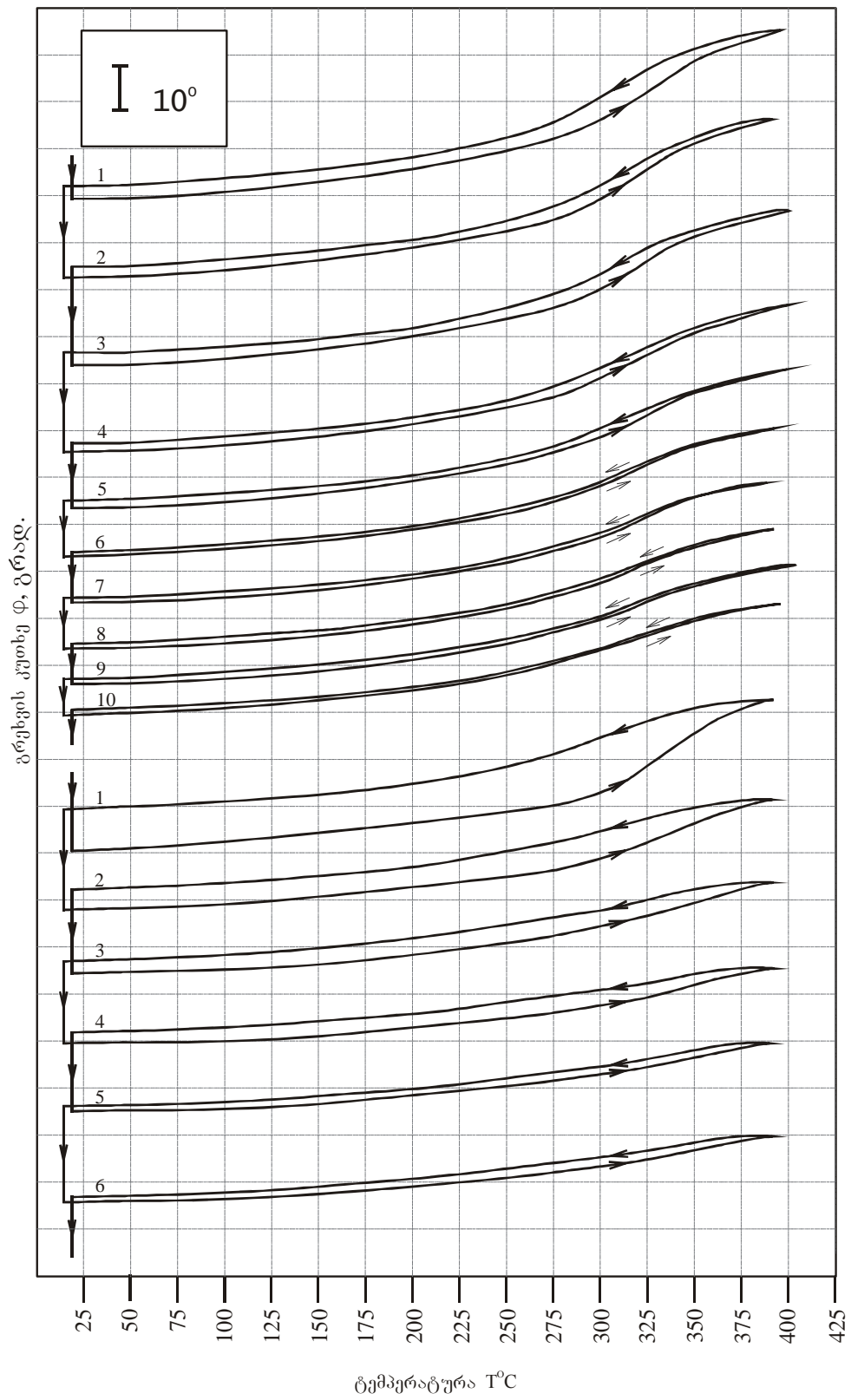
ნახ. 53-ზე ნაჩვენებია გარე ზემოქმედებისგან თავისუფალი ფორმის ცვლილების (გრეხვის კუთხის) სურათი ნიმუშებში მათი გახურება-გაცივების პროცესში. თავდაპირველად ციკლირება მიმდინარეობდა $\sigma = 125 \text{ მპა}$ დაბვის უწყვეტი ზემოქმედების დროს. პირველი 10 ციკლი ნახ.53-ზე თავისუფალია ყოველგვარი გარე ზემოქმედებისგან. ამპლიტუდის მიღება 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 10წმ, შემდგომი 6 ციკლის დროს – 90წმ. გაცივება მიმდინარეობდა თავისუფლად და იკავებდა 40წმ.

ციკლირების დროს ამპლიტუდის ჩაქრობაში ω -ფაზის როლის გამორიცხვა შეუძლებელია. $N=12$ ციკლის დროს გრეხვის კუთხე მცირდება 35° -დან 25° -მდე 10წამიანი გახურების დროს და $N=6$ ციკლის დროს გრეხვის კუთხე მცირდება 35° -დან 15° -მდე 90წამიანი გახურების დროს. უკანასკნელ ექვს ციკლში მიღება მნიშვნელოვანია.

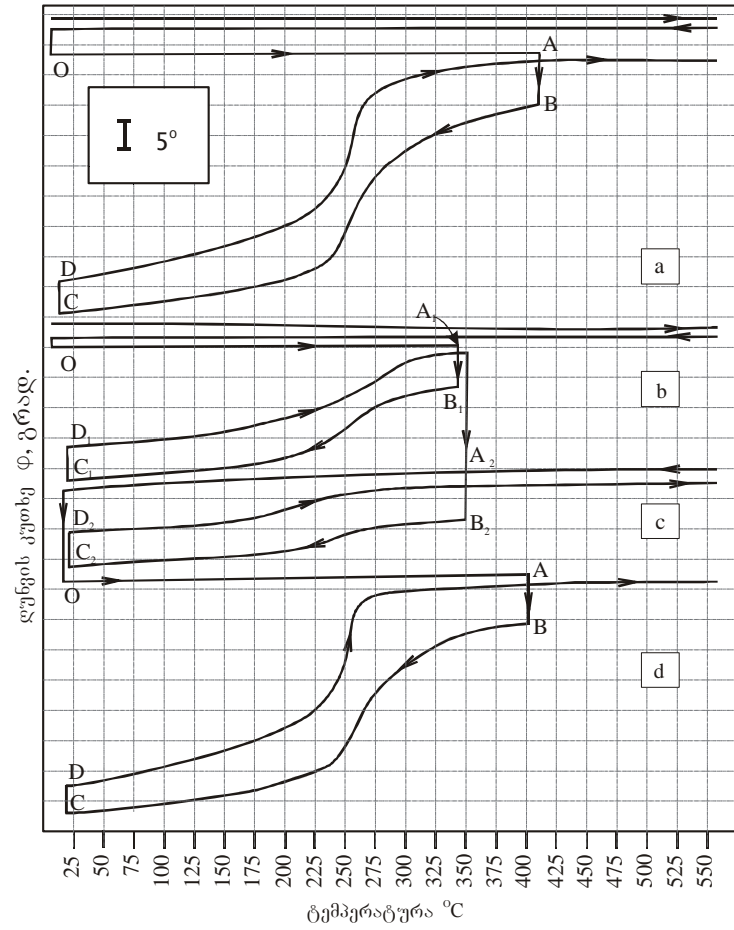
Ti-29,8Nb ნიმუშების გამოცდამ ღუნვაზე გვიჩვენა, რომ მიღებული შედეგები მთლიანად იდენტურია გრეხვის შედეგად მიღებული მონაცემების, რაც ნათლად ჩანს ნახ.54 და 55-ზე.

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

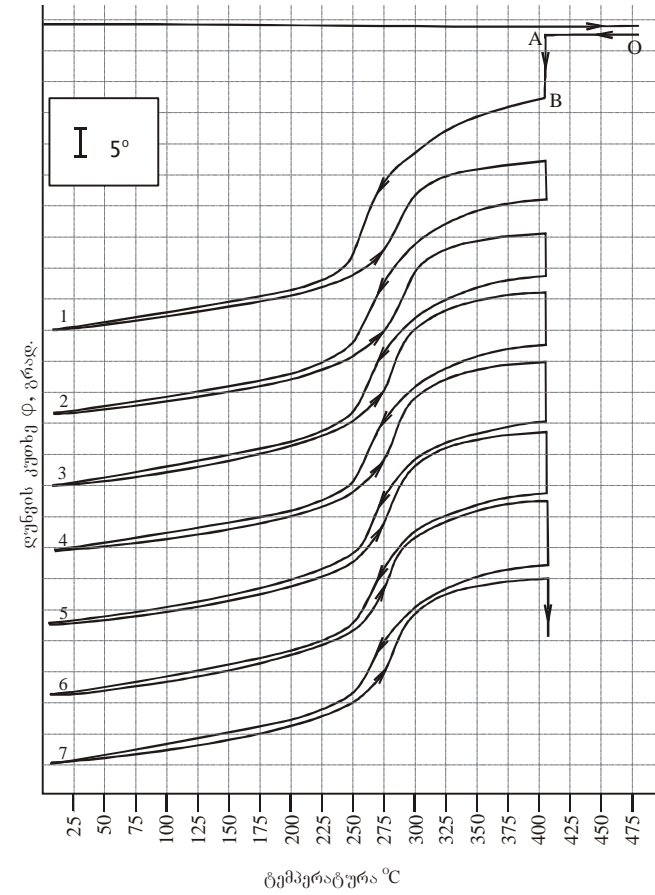
მუდმივი დატვირთვის ქვეშ თერმოციკლირებას ასევე მივყავართ ფორმის აღდგენის ხარისხის სტაბილიზაციამდე. $\sigma_{\text{ლ}} = 200 \text{ მპა}$ ზემოქმედების და 20წამი “აღმდგენი” გახურების ხანგრძლივობის დროს. ფორმის აღდგენის ხარისხი 7 ციკლის განმავლობაში იზრდება $\approx 76\%$ -დან 95%-მდე. მე-7-ე ციკლის დროს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



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



ნახ.54. შენადნი Ti-29,8Nb. ღუნვის კუთხის ტემპერატურული დამოკიდებულება.



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

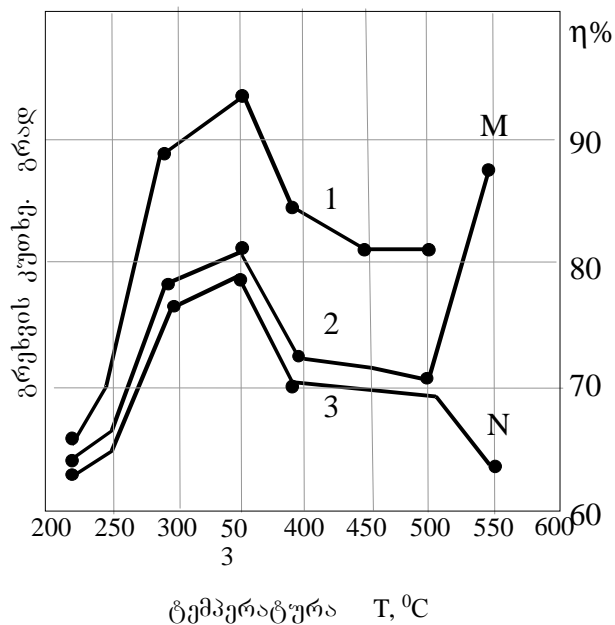
შენადნი Ti-50,1Ta. მდგომარეობის კრიტიკულობის ხარისხის მიხედვით $\beta \leftrightarrow \alpha$ თერმოდრეკადი მარტენსიტული გარდაქმნის დროს შენადნის $K\beta$ ახლოს უნდა იყოს Ti-29,8Nb. საკმაოდ დაწვრილებითი აღწერა შენადნების ნიმუშების გამოცდის მეთოდის, რომელიც მოცემული იყო ზემოთ და მათი შედეგების ინტერპრეტაცია,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

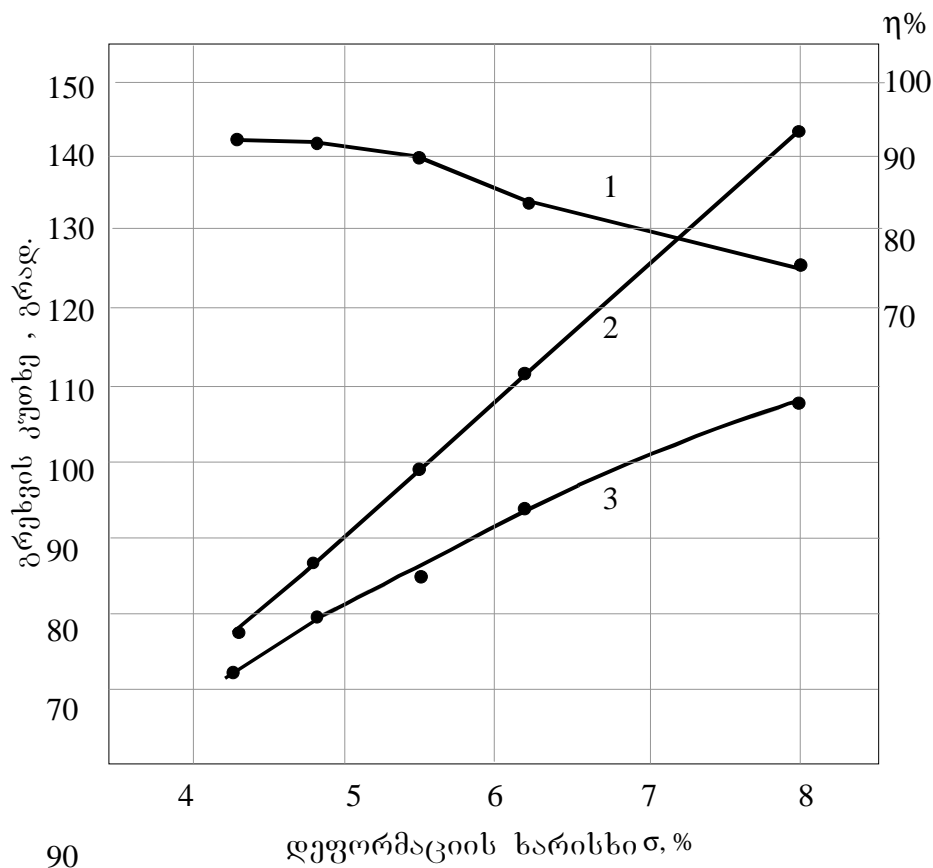
ნახ. 56-ზე ნაჩვენებია ნარჩენი დეფორმაციის, აღდგენილი დეფორმაციის და ფორმის აღდგენის ხარისხის ტემპერატურაზე დამოკიდებულება. გაცივებისას ნიმუშში დეფორმაციის გამომწვევი ძაბვა $\sigma_d = 165$ მპა. დეფორმაცია მიმდინარეობდა $T = \text{const}$ პირობებში. ამის გამო მისი აბსოლუტური მნიშვნელობა მცირეა. დეფორმაციის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

ფორმის მახსოვრობის ეფექტის პარამეტრებზე (σ_d) ძაბვის გავლენის მაგალითი მოყვანილია ნახ.57-ზე. (σ_d) სიდიდე იზრდებოდა დეფორმაციის დასახულ მნიშვნელობამდე. ფორმის აღდგენა პრაქტიკულად მაღალია, თუნდაც 6% -ზე მეტი დაგროვილი დეფორმაციის პირობებში.

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

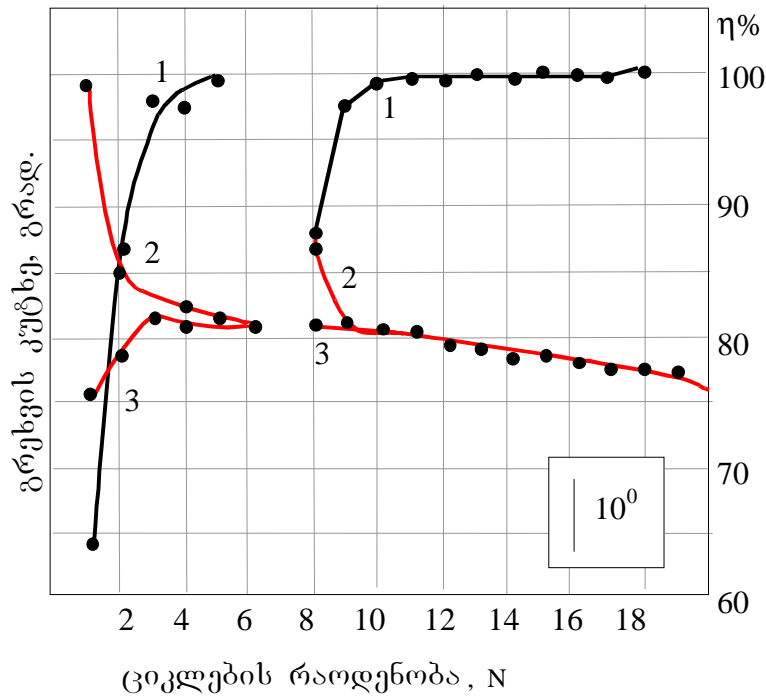


ნახ. 56. შენადნი Ti-50,1Ta. გრეხვის კუთხის და ფორმის აღდგენის ხარისხის ტემპურული დამოკიდებულება. 1-ფორმის აღდგენის ხარისხი, 2-დაგროვილი დეფორმაცია, 3-აღდგენილი დეფორმაცია.



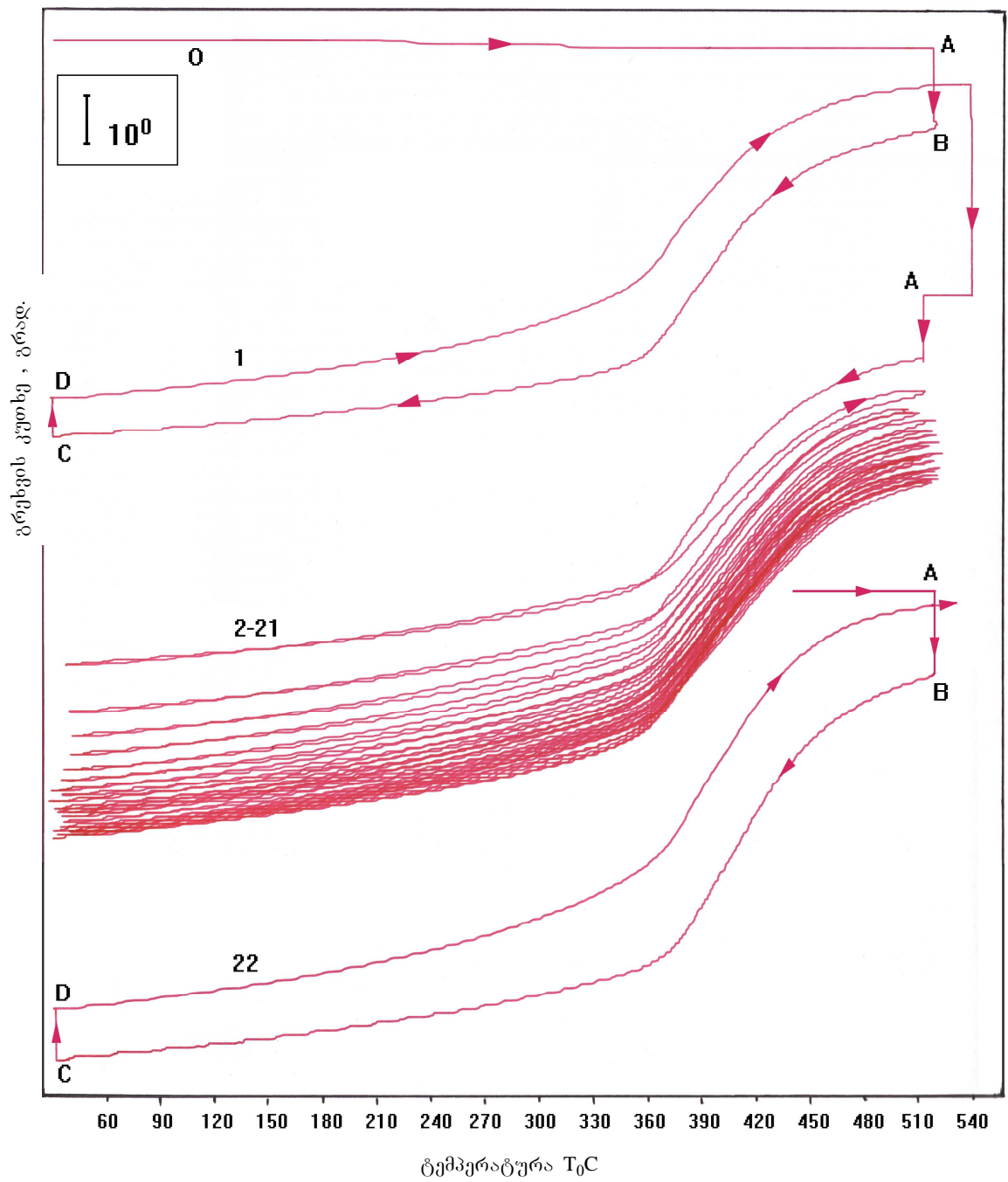
ნახ.57.. შენადნი Ti-50,1Ta. გრეხვის კუთხის და ფორმის აღდგენის ხარისხის დეფორმაციის ხარისხზე დამოკიდებულება. 1-ფორმის აღდგენის ხარისხი. 2-დაგროვილი დეფორმაცია, 3-აღდგენილი დეფორმაცია.

რენტგენოგრაფიული ანალიზით α -ფაზის წარმოქმნის დადგენა ვერ მოხერხდა. ეს აისახა დატვირთვის ქვეშ შენადნის Ti-50,1Ta ნიმუშების თერმოციკლირების შედეგებზე. კერძოდ ფორმის მასსოვრობის 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. შენადნი Ti-50,1Ta. გრეხვის კუთხის ციკლების რაოდენობაზე დამოკიდებულება.

- 1 - ფორმის ადგენის ხარისხი.
- 2 - დაგროვილი დეფორმაცია, 3 - ადღენილი დეფორმაცია.



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

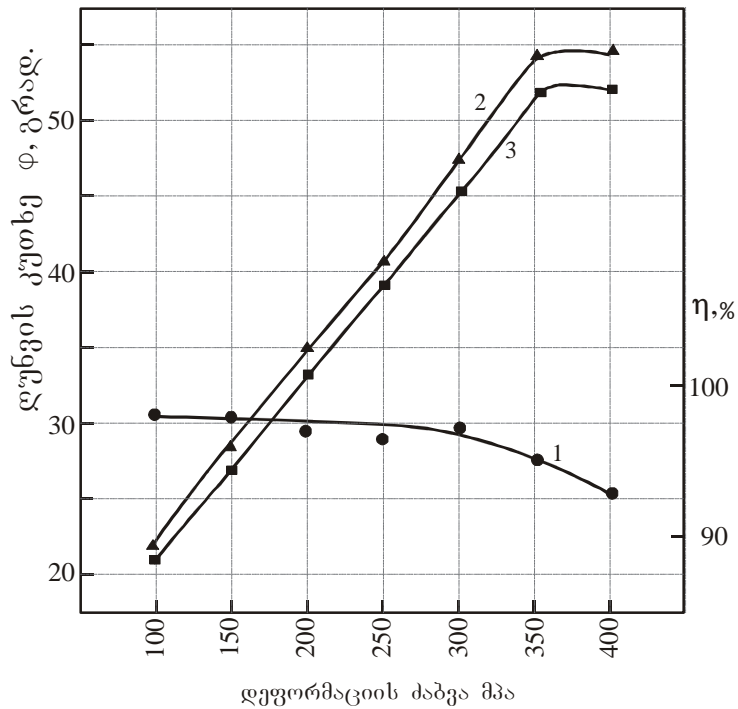
ფორმის აღდგენის ხარისხი ნარჩუნდება იგივე დონეზე, ოღონდ დაგროვილი დეფორმაციის უფრო მაღალი მნიშვნელობების დროს. თუ 20 ციკლისთვის შენადნი Ti-29,8Nb-ში $\epsilon=2.3\%$, შენადნის Ti-50.1Ta შემთხვევაში $\epsilon=3.4\%$.

ნახ.58 აღწერს პროცედურას, რომელიც მოყვანილი იყო ნახ.51-ზე. დატვირთვის ქვეშ ($\sigma_{\text{ღ}}=165\text{მპა}$) მე-6 ციკლის შემდეგ დეფორმირებული ნიმუში აღიდგენდა ფორმას (დატვირთვის გარეშე) ელექტროწინააღობის 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. $\sigma_{\text{ღ}}=125\text{მპა}$ 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 ($\sim 4.5\%$) 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 გამოემუდგავენებინათ ფორმის მახსოვრობის ეფექტი იძულებითი დეფორმაციის გარეშეც – მხოლოდ თერმოდრეკადი მარტენსიტული გარდაქმნის ხარჯზე გახურება-გაცივების პროცესში (ნახ.49).

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

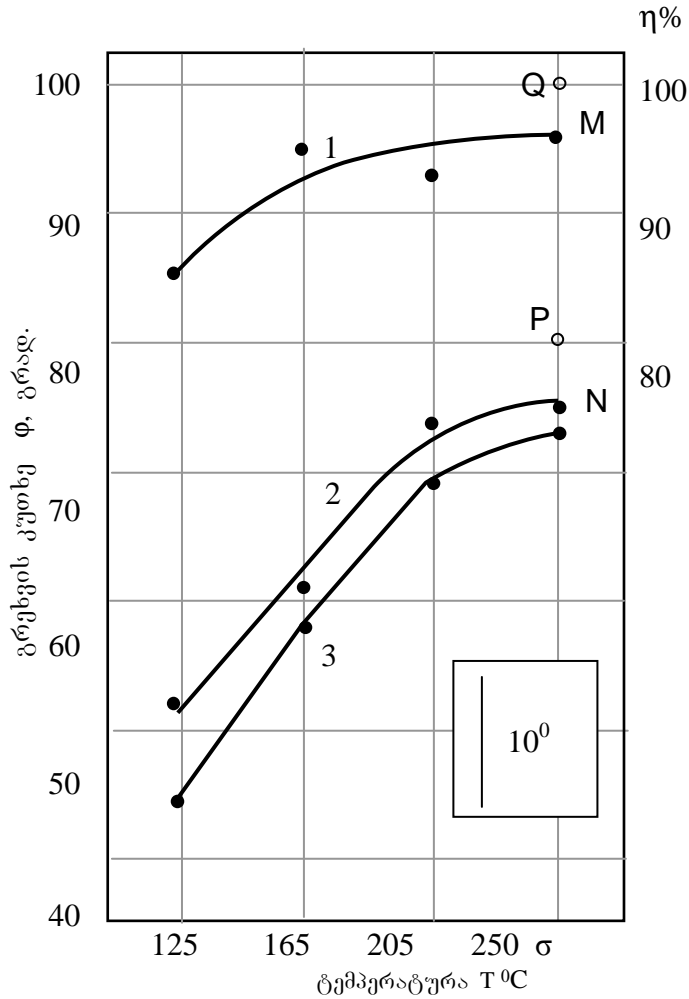


ნახ.60. შენადნი Ti-50,1Ta. ღუნვის კუთხის და ფორმის აღდგენის ხარისხის (1) დამოკიდებულება დეფორმაციის გამომწვევ ძაბვაზე. 2 – დაგრძელებილი დეფორმაცია. 3 – აღდგენილი დეფორმაცია

რიგის. ამ ციკლირების პერიოდში აღდგენილი დეფორმაცია პრაქტიკულად შემცირდა 4,2%-დან 3,6%-მდე. ამის შემდეგ ჩატარებული თავისუფალი ციკლირება შეიძლება გაგრძელდეს საკმაოდ დიდხანს. 35 ციკლის შემდეგ 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 გრძელ დეფორმაციით. ღუნვის კუთხის და ფორმის აღდგენის ხარისხის დამოკიდებულება დეფორმაციის ძაბვაზე ნაჩვენებია ნახ.60.

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



ნახ.61. შენადნი Ti-50,1Ta. გრეხვის კუთხის და ფორმის აღდგენის (1) დამოკიდებულება დეფორმაციის გამომწვევ ძაბვასთან. 2-დაგროვილი დეფორმაცია, 3-აღდგენილი დეფორმაცია.

$\sigma_{\text{ღ}}$ სიდიდის გააღენა (იგივე ტემპერატურული რეჟიმის დროს) ნახვენებია ნახ.61-ზე. როგორც ადრე იყო ნახვენები, პირველი დატვირთვის დროს $T_{\text{ღ}}$ ტემპერატურაზე მნიშვნელოვანი სიდიდის $\sigma_{\text{ღ}}=250\text{მპა}$ 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 $\sigma_{\text{ღ}}$ და დეფორმაციის ტემპერატურისთვის შესამჩნევად შეცვალა სურათი. დეფორმაცია შემცირდა (პლასტიკური მდგენელის ხარჯზე) $\epsilon=4,8\%$ -მდე

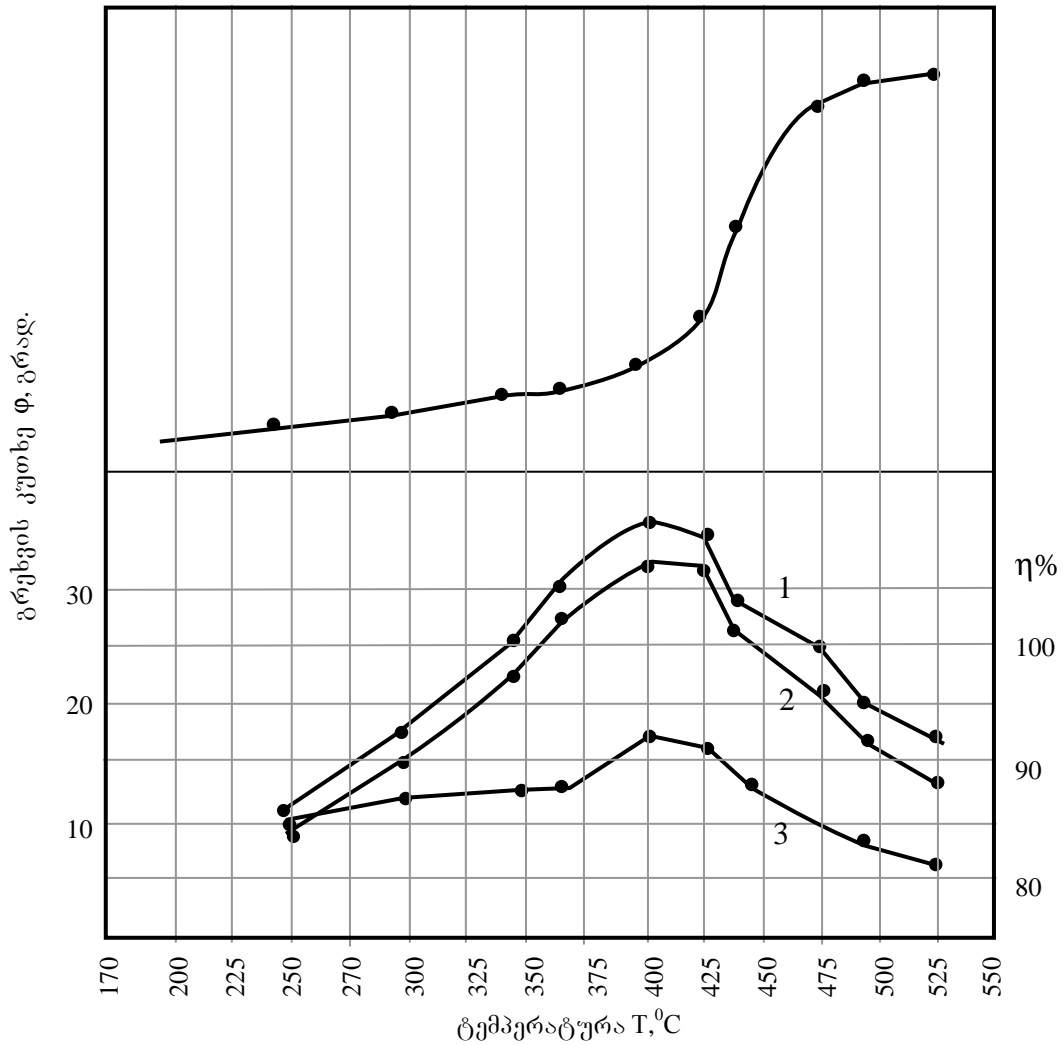
(წერტილი N ნახ.61), ხოლო ფორმის აღდგენის ხარისხი გაიზარდა 95-97%-მდე (წერტილი M ნახ.61).

შენადნი Ti-43,22Ta. გრეხვის დეფორმაცია მიმდინარეობდა I სქემის მიხედვით. $T_{დ}=460\div 485^{\circ}\text{C}$ დეფორმაციის ტემპერატურას და $\sigma_{დ}=85\text{მპა}$ ძაბვა საშუალებას გვაძლევდა ნიმუშში შექმნილიყო 4% დეფორმაცია, ხოლო ფორმის აღდგენის ხარისხი იყო 90-94% რიგის. ფორმის აღდგენა მიმდინარეობდა გარე ძაბვის მოქმედების გარეშე. თერმოდინამიკური მიმდინარეობდა დანარჩენი შენადნების ციკლირების ანალოგიურად. 10 ციკლის განმავლობაში $\sigma_{დ}=85\text{მპა}$ მოქმედების განმავლობაში დაგროვილი დეფორმაციის სიდიდე $3,1\div 3,4\%$ პრაქტიკულად არ იცვლებოდა. ფორმის აღდგენის ხარისხი რჩებოდა $85\div 87\%$ ტოლი. $\sigma_{დ}$ გაზრდას 125მპა-მდე მიყვავართ დეფორმაციის გაზრდამდე $\sim 6\div 7\%$ -მდე ფორმის აღდგენის ხარისხის პრაქტიკული ცვლილების გარეშე ($85\div 86\%$). $T_{დ}>580^{\circ}\text{C}$ ტემპერატურებზე დეფორმაცია იწვევდა დატვირთვის პროცესში ძლიერ პლასტიკურ დინებას. დეფორმაცია იზრდებოდა $\sim 9,5\%$ -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 $T_{დ}$ და $\sigma_{დ}$ შერჩევისას გამოსაკვლევე 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 გვიჩვენა გრეხვის მეთოდთან სრული ანალოგია. 6% დაგროვილი დეფორმაციის დროს ფორმის აღდგენის ხარისხი იყო არანაკლებ 80%-ის.

მრავალკომპონენტური შენადნების გრეხვითი გამოცდის ძირითადი მონაცემები მოყვანილია ცხრილში 10. ფორმის აღდგენის ხარისხის შედარებით მცირე მნიშვნელობები, დაკავშირებულია α -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 მასსოვრობის ეფექტი განიხილებოდა გაჭიმვის დეფორმაციის მიხედვითაც. თუმცა ამ შემთხვევაში იქმნებოდა მთელი რიგი სიძნელეებისა. ისინი დაკავშირებული იყო გახურების და გაცივების სიჩქარის უზრუნველყოფასთან და გარკვეული სიბრტყის რეჟიმის შენარჩუნებასთან. ჩვენს ხელთ არსებულ გამჭიმავ მანქანაში (INSTRON-1115) არ იყო გათვალისწინებული ნიმუშის ელექტრული დენით გახურება. ღუმელით გახურებას კი რამდენიმე ათეული წუთი სჭირდებოდა დეფორმაციის ტემპერატურის მისაღწევად. ეს განსაკუთრებით მნიშვნელოვანი აღმოჩნდა ფორმის მასსოვრობის ეფექტის პარამეტრებზე (გამოწვეული გრეხვის დეფორმაციით) გახურების სიჩქარის გავლენის მონაცემების გათვალისწინებით

შენადნი	დეფორმაციის ტემპერატურული ინტერვალი $\Delta T^{\circ} C$	ფორმის აღდგენის ტემპერატურული ინტერვალი $\Delta T^{\circ} C$	დეფორმაციის დაბეჭად σMPa	დეფორმაციის ხარისხი $\epsilon \%$	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 კომპონენტური შემადგენლობის გავლენა დეფორმაციის ტემპერატურულ ინტერვალზე, დეფორმაციის დაბეჭეზე 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 ინტერესს შეიძლება წარმოადგენდეს დეფორმაციის აღდგენის შებრუნებული ეფექტი დეფორმირებული ობიექტის გახურების პროცესში.

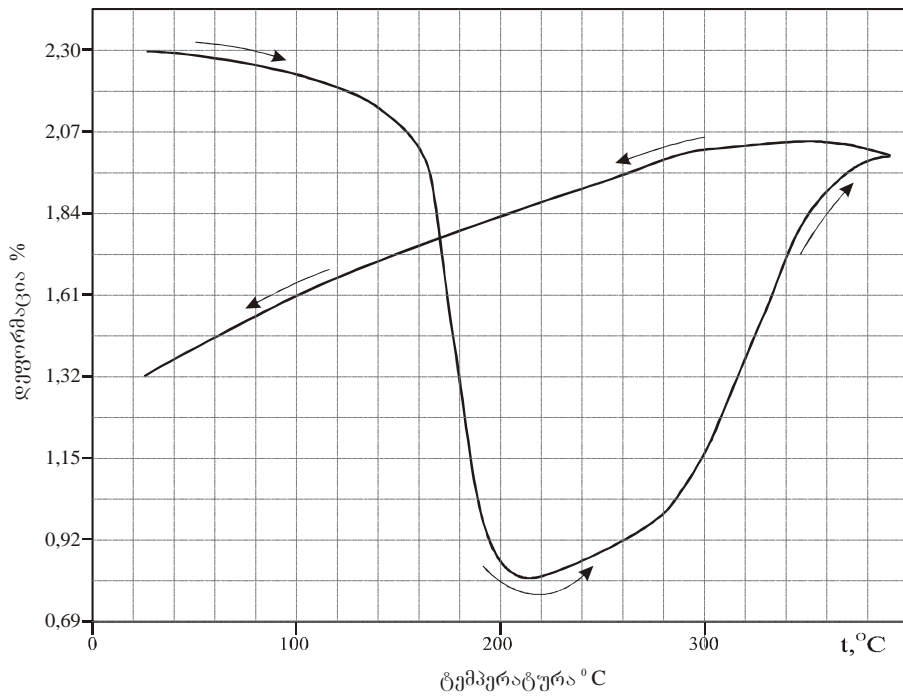
ნახ. 63-ზე მოყვანილია ტემპერატურის ზრდის პროცესში ნიმუშის ხაზოვანი ზომის ცვლილების ჩანაწერი (დილატომეტრული მრუდი). წინასწარი დეფორმაცია ხდებოდა ოთახის ტემპერატურაზე. ნიმუშს ჰქონდა ფაზური შემადგენლობა $\alpha+\beta_M$ (β_M ზღვრულად არასტაბილური ფაზაა $\beta \rightarrow \alpha$ თერმოდრეკადი მარტენსიტული გარდაქმნის დროს). 120÷210⁰C-ზე ფორმის აღდგენის ეფექტის განხორციელების შემდეგ, 400⁰C-მდე გახურებას მიყვავდით დეფორმაციის აღდგენამდე (შებრუნებული ეფექტი).

შენადები	დეფორმაციის ტემპერატურა T°C	დეფორმაციის ხარისხი ϵ %	ფორმის აღდგენის ხარისხი η %	ინტენსიური ფორმის აღდგენის ტემპერატურული ინტერვალი °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

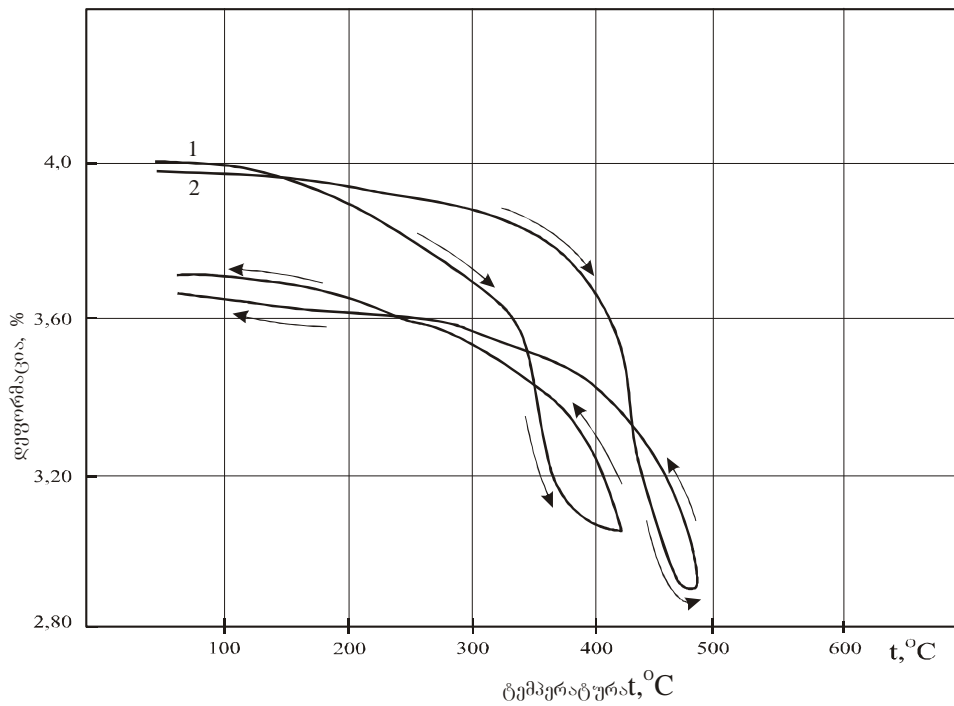
გაჭიმვის დროს დეფორმაციის და ფორმის აღდგენის ხარისხის დამოკიდებულება დეფორმაციის ტემპერატურაზე.

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 გამჭიმავი.



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



ნახ. 64. შენადნი BT-16. შენადნში ფორმის მასსოვრობის 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 შექცევადი ეფექტის არსებობა. ერთნაირი საწყისი დეფორმაციის (4%) დროს. ნიმუშებში, როგორც ოთახის, ისე $T_{\text{ღ}}=250^{\circ}\text{C}$ ტემპერატურებზე დაიკვირვება შექცევადი ფორმის აღდგენის ეფექტი.

ზედრეკადობა Ti-Ta და Ti-Nb ფუძეზე ბინარულ და მრავალკომპონენტთან შენადნებში შესწავლილი იყო შემდეგი მეთოდით. შენადნების ნიმუშები მუდმივ ტემპერატურაზე დეფორმირდებოდნენ გრესვითი 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.

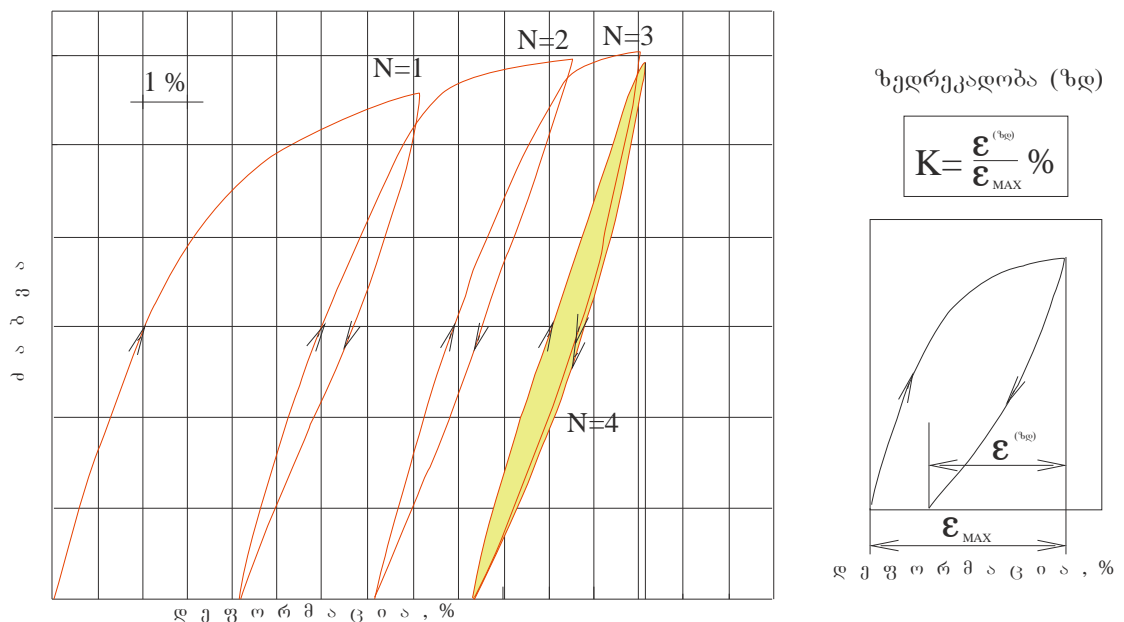
β ან $\alpha'' + \beta$ სტრუქტურის შენადნების შემთხვევაში დეფორმაციას მივყავდით ფაზის α'' -ფაზის წარმოქმნამდე. თუ გრესვა ხდებოდა ტემპერატურებზე, როდესაც გარე დატვირთვის არარსებობის დროს მარტენსიტული ფაზა ხასიათდებოდა ზღვრული არამდგრადობით, დეფორმაციის მოხსნას მივყავდით შებრუნებულ $\alpha'' \rightarrow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

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

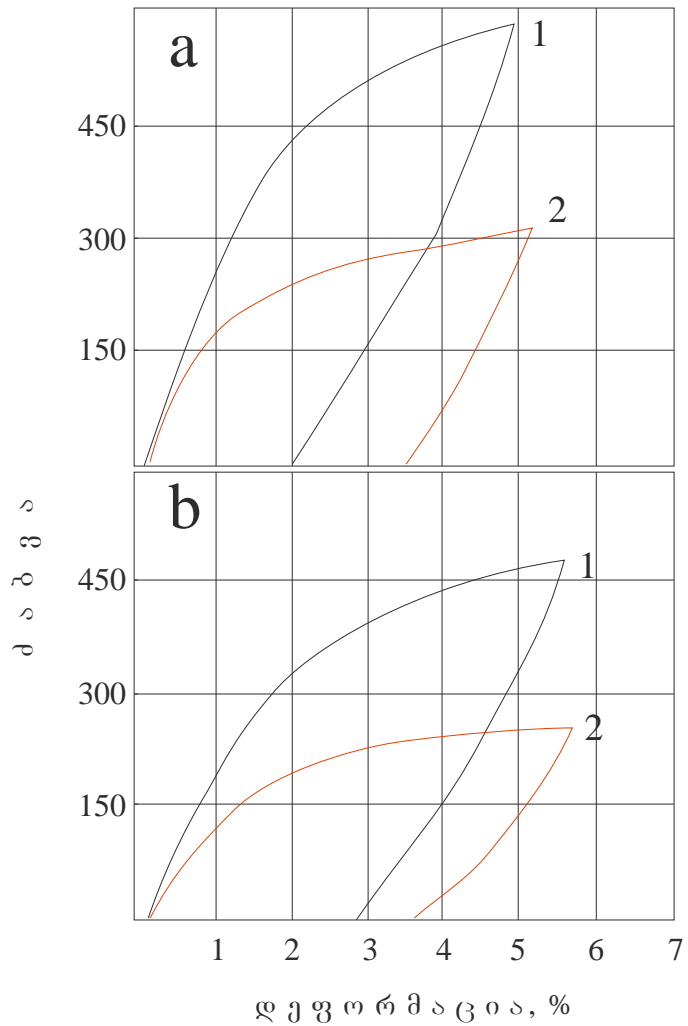
დეფორმაციის ტემპერატურის შემცირებას A_s ქვემოთ მივყავართ იმ დაბეების უფრო მაღალ მნიშვნელობამდე, რომლებსაც შეუძლიათ გამოიწვიონ $\beta \rightarrow \alpha''$ გარდაქმნა მარტენსიტული α'' -ფაზა არის გაცილებით სტაბილური. β -ფაზის თერმულ “დარბილებას” β - ფაზის არსებობის არეში ტემპერატურის გაზრდისას მივყავართ პლასტიკური დეფორმაციის განხორციელების შემსუბუქებამდე, რომელსაც ყველა შენადნში 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 შენაღ�ებში, რომლებსთვისაც მარტენსიტული გარდაქმნის ტემპერატურა ახლოა ოთახის ტემპერატურასთან, რაც განსაკუთრებით მნიშვნელოვანია ჩვენთვის, რადგან შენაღ�ების ზედრეკადული ქცევის გამოკვლევა ძირითადად ხდებოდა ოთახის ტემპერატურაზე შენაღ�ების გრეხვითი დეფორმაციის მეშვეობით.



ნახ. 65. ძაბვა-დეფორმაციის ტიპური მრუდები შენაღ�ებისთვის ოთახის ტემპერატურაზე. ზედრეკადობა ნაჩვენებია №4 ციკლზე.



ნახ. 66. დაბვა-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 60წუთის განმავლობაში დაყოვნებული ფირფიტის შუაგულიდან. წრთობა წყალში.

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

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

შენადნების მიერ $\epsilon^{\text{ზ}}$ დეფორმაციის ზედრეკადული აღდგენის საერთო სურათი მოცემულია ცხრილში 3.

როგორც ცხრილიდან ჩანს, შენადნების უმეტესობისთვის $\epsilon^{\text{ზ}}$ 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 დაბეჭდვის დიდი მნიშვნელობების და გარკვეული ტიპის ტექსტურის ჩამოყალიბების შედეგი.

ეს მიიღწევა ან ელემენტების გახსნის შედეგად განმტკიცებით, ან დისპერსიული ჩანართების წარმოქმნით, მაგალითად ისეთის, როგორსაც ქმნის ჩანერგილი უანგბადი. ასეთი მდგომარეობა გარკვეული სახით გამოვლინდა მოცემულ გამოკვლევებში, ნიმუშების ზედაპირის დაუანგვის შემთხვევაში. უანგბადის შეღწევა ნიმუშის ზედაპირიდან მის შიდა შრეებში აღიღებდა სიმტკიცეს და ერთდროულად აუმჯობესებდა $\epsilon^{\text{ზ}}$. ეს კარგად ჩანს ნახ.66-ზე.

ერთნაირი ხარისხის საწყისი დეფორმაციის დროს $\epsilon^{\text{ზ}}$ მეტია ნიმუშისთვის ზედაპირული ოქსიდური ფენით და უფრო დიდი სიმტკიცით.

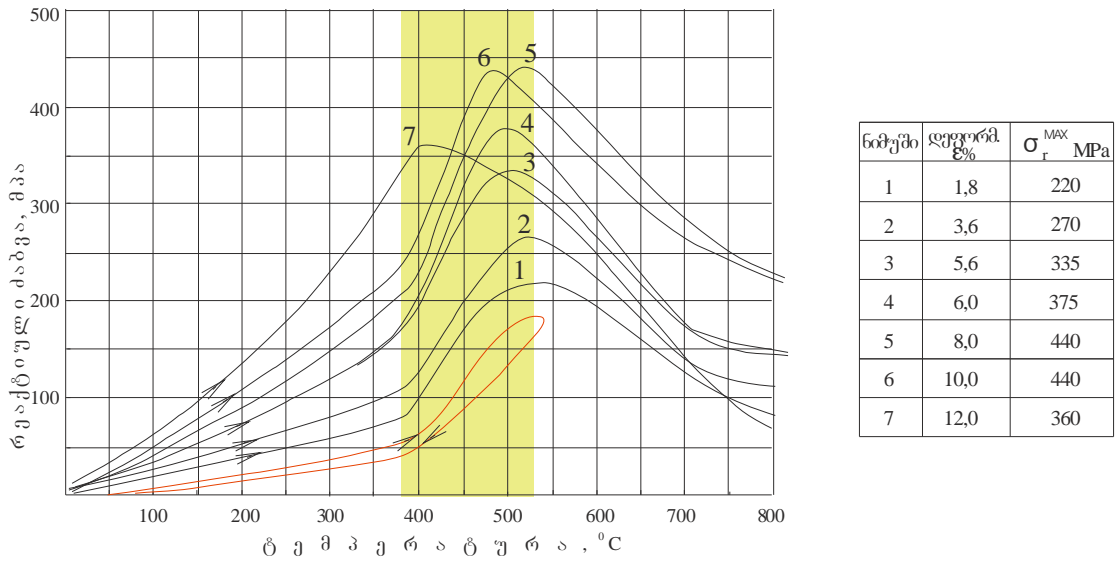
იმდენად, რამდენადაც მომატებული სიმტკიცე ნიშნავს ელასტიკურობის ერთდროულ გაუარესებას, პრაქტიკული გამოყენებისთვის საჭიროა მათ შორის გარკვეული ბალანსის დამყარება.

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

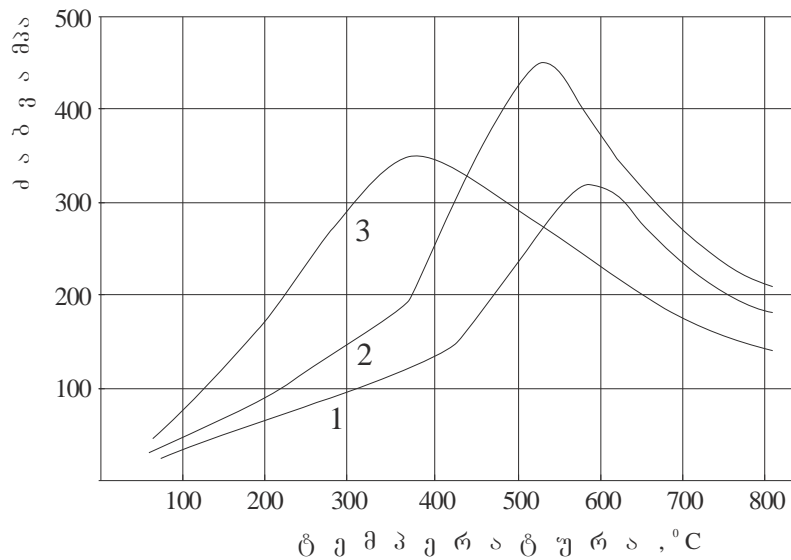
$\sigma_{\text{ზ}}$ -ის გაზომვა მიმდინარეობდა შენადნების გრესვითი დეფორმაციის შემთხვევაში.

წინასწარი დეფორმაციის შემდგომ, ორივე მხრიდან ჩამაგრებული ნიმუშები ხურდებოდა. ტენზომეტრით იზომებოდა გახურების პროცესში წარმოქმნილი დაბეჭდვის ტემპერატურაზე დამოკიდებულება. გახურება ხდებოდა ოთახის ტემპერატურიდან 800-850⁰C-მდე.

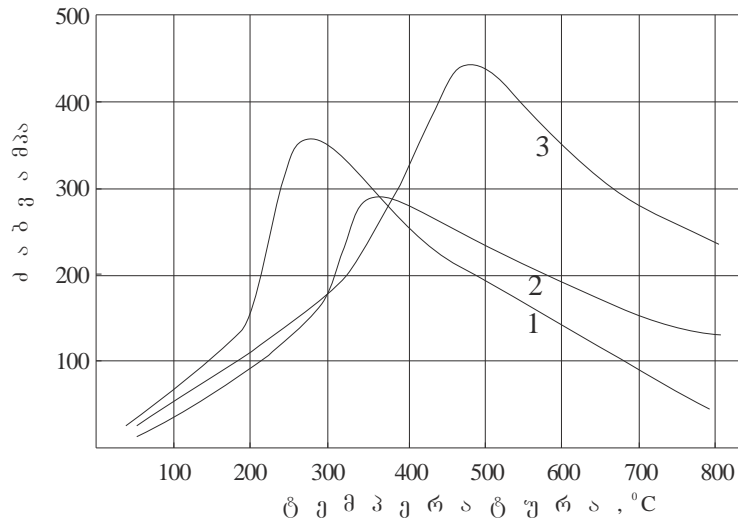
ერთი და იგივე შენადნებისთვის ნიმუშების გახურება ხდებოდა



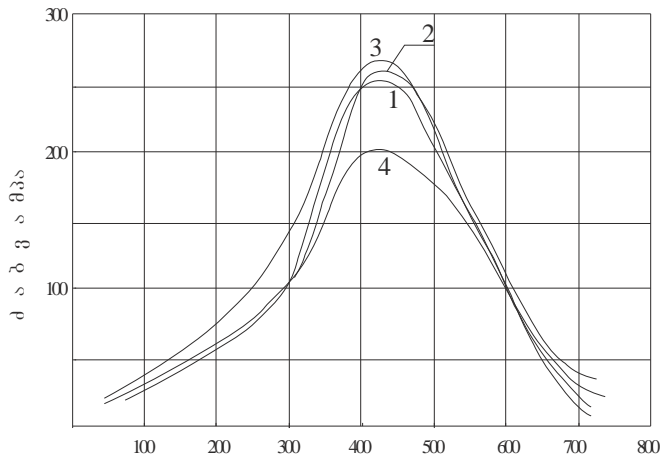
ნახ. 67. შენადნი Ti-50.1Ta გენერირებული რეაქტიული ძაბვების მრუდები წინასწარი დეფორმაციის განსხვავებული ხარისხის დროს.



ნახ. 68. ბოლოებდამაგრებული ნიმუშების გახურების დაბვა-ტემპერატურის დამოკიდებულების მრუდები 8%-იანი წინასწარი დეფორმაციის დროს (1) Ti-43,2Ta, (2) Ti-50.1Ta, (3) Ti-59,8 Ta.

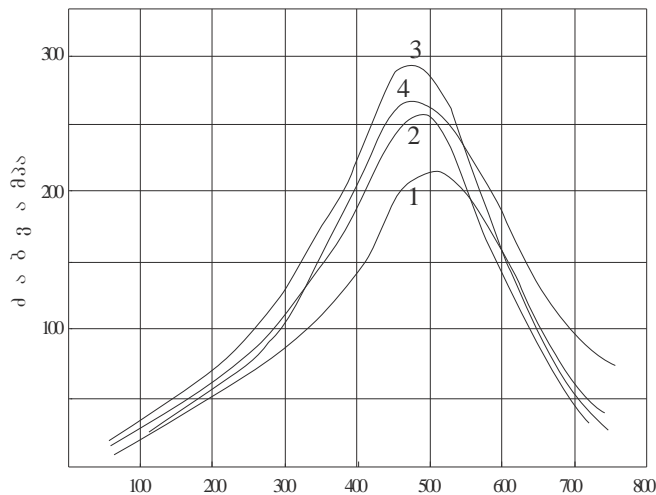


ნახ. 69. ბოლოებდამაგრებული ნიმუშების გახურების ძაბვა-ტემპერატურის დამოკიდებულების მრუდები 8%-იანი წინასწარი დეფორმაციის დროს (1) Ti-33,Nb, (2) Ti-29,8 Nb, (3) Ti-25,9Nb.



Ti-Nb-Mo-V

შნაღნ	დეფორმაცია, %	σ_r^{MAX} , მპა
1	3,5	255
2	4,5	260
3	6,5	270
4	10,5	200



Ti-Ta-Mo-V

შნაღნ	დეფორმაცია, %	σ_r^{MAX} , მპა
1	6,5	215
2	7,5	260
3	10,5	290
4	14,5	255

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

სხვადასხვა წინასწარი დეფორმაციის (ϵ_0) დროს. ϵ_0 ზრდასთან ერთად $\sigma_{\text{წ}}$ -ის მნიშვნელობა ყოველი გახურებისას იზრდებოდა აღწევდა მაქსიმუმს და შემდეგ მცირდებოდა. ასეთი თანმიმდევრული გახურების ტიპური 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 $\sigma_{\text{წ}}^{\text{max}}$ 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 $\sigma_{\text{წ}}^{\text{max}}$ მიიღწეოდა ნიმუშების 8-10%-მდე დეფორმაციის შემთხვევაში.

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

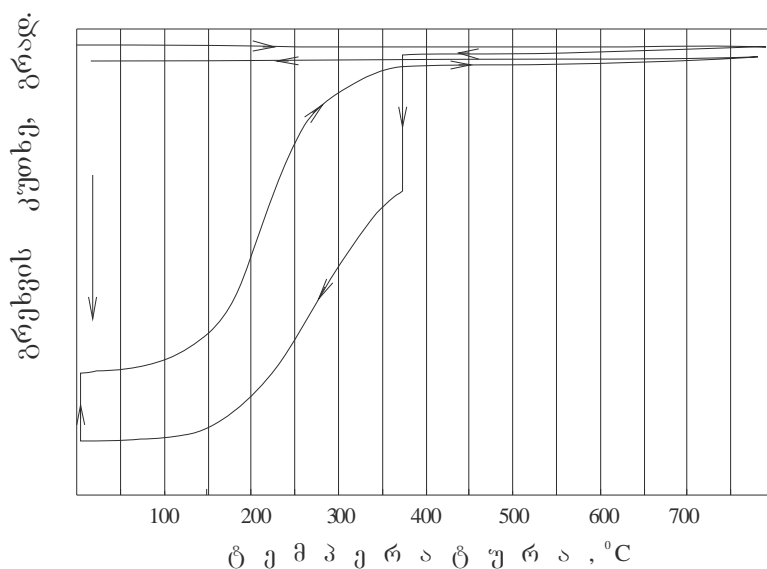
ნახ.67,68,69,70 მოცემული $\sigma_{\text{წ}}$ -ის ტემპერატურაზე დამოკიდებულების მრუდები მიუთითებენ $\sigma_{\text{წ}}$ -ის რელაქსაციაზე მაქსიმუმის მიღწევის შემდეგ მთელი გახურების ინტერვალში 800-850⁰C-მდე.

3.2. ორი ტემპერატურით გაყოფილი ფორმის მახსოვრობის ეფექტი

შენადნების თერმომექანიკური გამოცდის პროცესში კომპონენტების დიფუზიური გადანაწილების ტენდენციამ გამოხატვა ჰპოვა ფორმის მახსოვრობის მეორე ეფექტის გამოვლენაში.

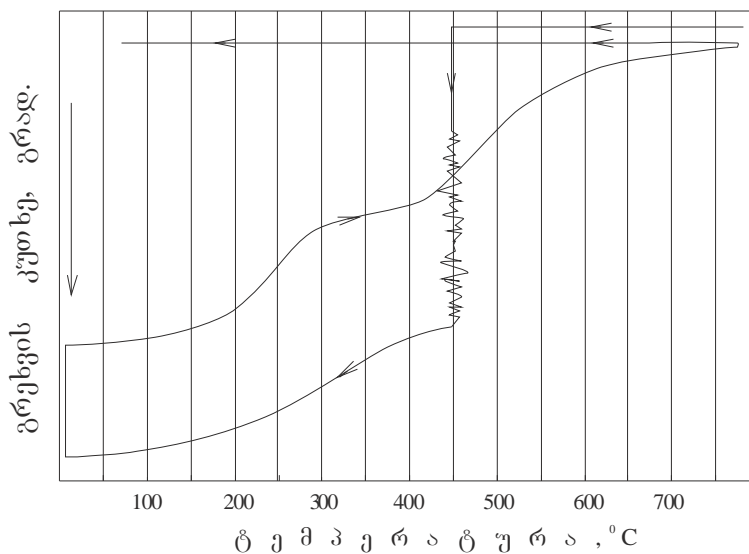
მაღალტემპერატურული ფორმის მახსოვრობის ეფექტის რეალიზაცია შეიძლება გამოვიწვიოთ ნიმუშის იზოთერმული დაყოვნებით ძაბვის ქვეშ გარკვეულ ტემპერატურაზე ან მრავალჯერადი თერმოციკლირებით (ციკლირებადი ტემპერატურის დიაპაზონში დაყოვნებით).

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



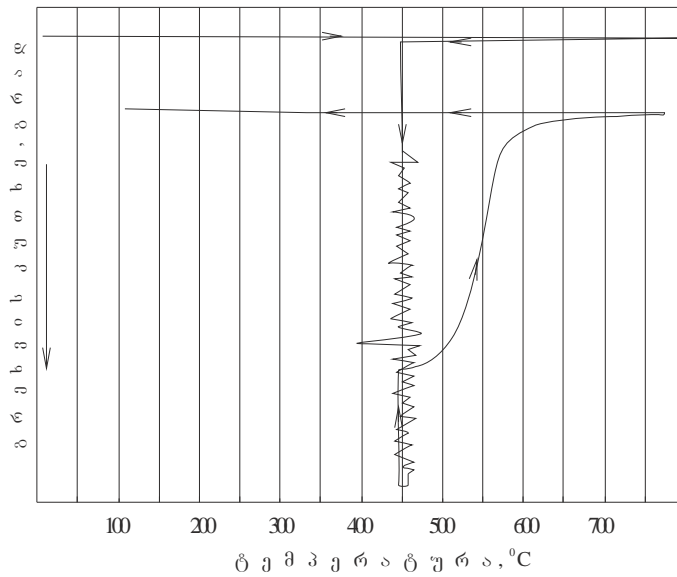
ნახ. 71. შენადნი Ti-50Ta-6Zr.

დეფორმაცია-ტემპერატურის დამოკიდებულების მრუდი. დეფორმაცია A მეთოდით (ნახ.1.) დაიკვირვება მხოლოდ პირველი ალდგენის ეფექტი. 375°C-მდე გახურების დრო 5 წმ. გაცივება ტვირთით 20-30 წმ.

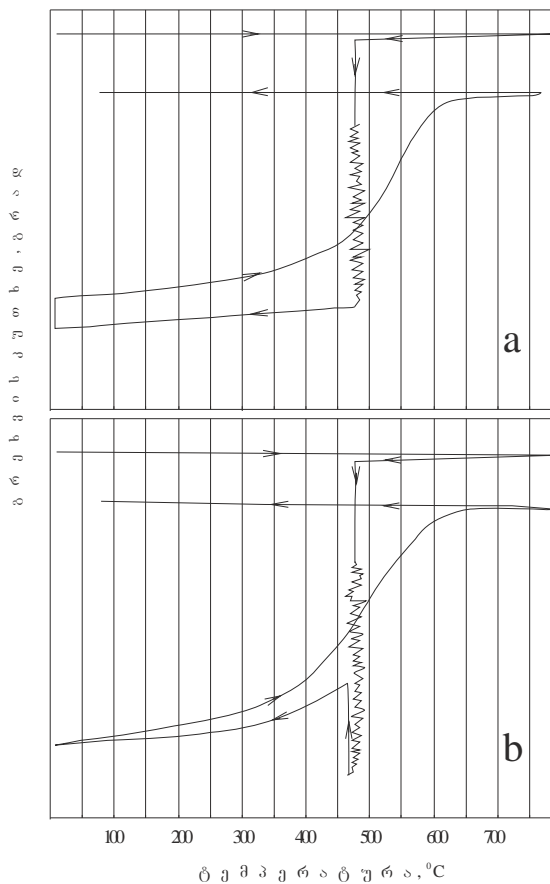


ნახ.72. შენადნი Ti-50Ta-6Zr.

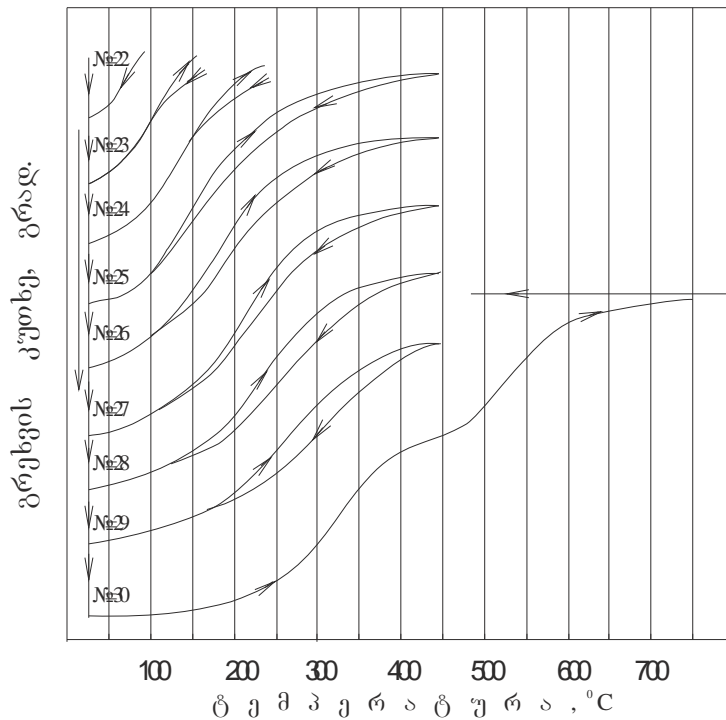
დეფორმაცია-ტემპერატურის დამოკიდებულების მრუდი. იზოთერმული დაყოვნება 5 წუთი 450°C მრუდი. იზოთერმული დაყოვნება 5 წუთი 450°C ზე. დაიკვირვება პირველი და მეორე ალდგენა.



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-მდე დაიკვირვება მხოლოდ მეორე აღდგენა.



ნახ.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.



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.

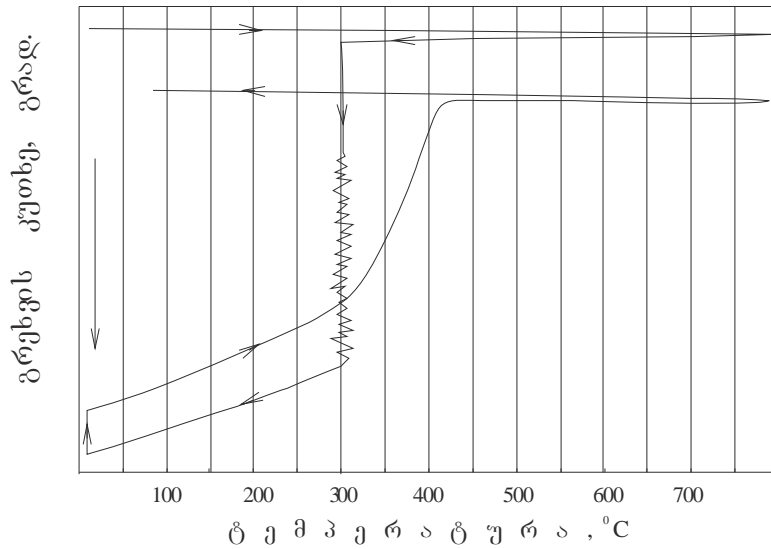
ნახ.71-ზე მოყვანილია Ti-50Ta-6Zr შენადნის პირველი ეფექტის ამსახველი სურათი. დეფორმაცია მიმდინარეობდა მუდმივი დატვირთვის ქვეშ გაცივების პირობებში ოთახის ტემპერატურამდე.

შენადნის დატვირთვის და იზოთერმული დაყოვნებისას T_d 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).

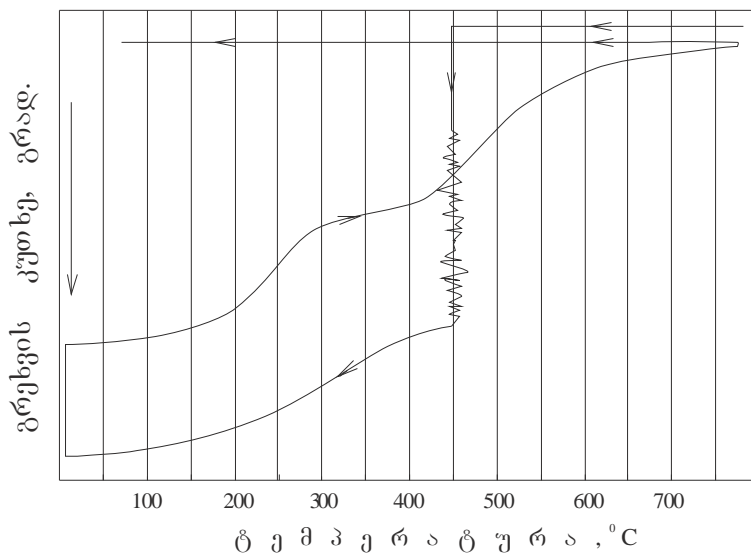
იზოთერმული დაყოვნების დროზეა დამოკიდებული საწყისი α' ან β -ფაზის რაოდენობა, რომელმაც განიცადა “დიფუზიური დაშლა”. ხანგრძლივი დაყოვნებისას ფაზა, რომელიც პასუხისმგებელია პირველ ეფექტზე არ ნარჩუნდება. გახურების დროს ვლინდება მხოლოდ ფორმის აღდგენის მეორე ეფექტი (ნახ. 74a). პრაქტიკულად იგივე სიტუაციას აქვს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

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



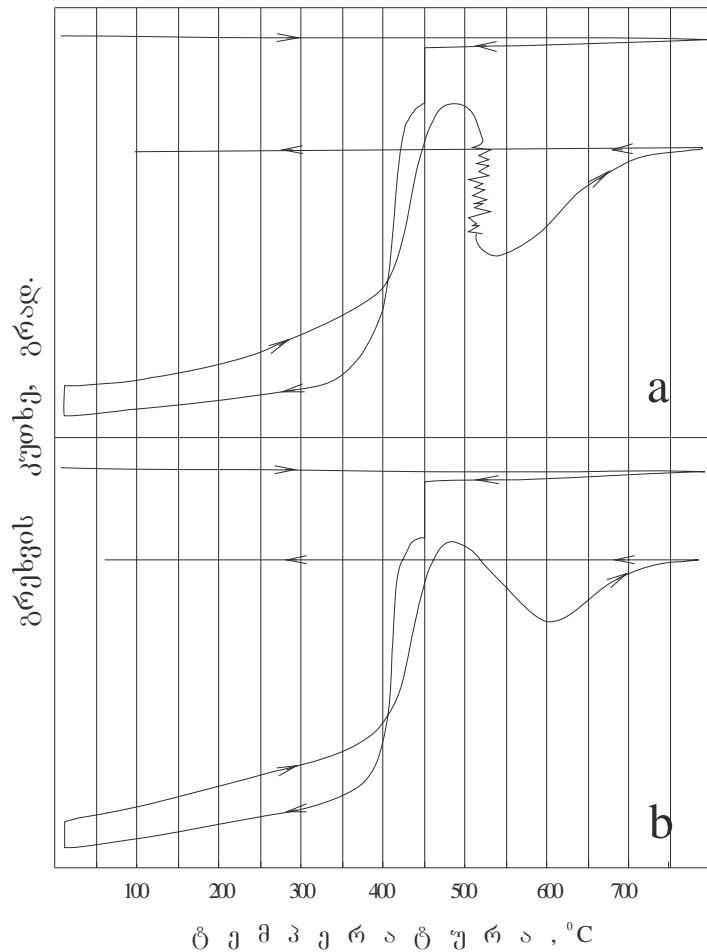
ნახ. 76. შენადნი BT-22(Ti-Al-Mo-V-Cr).

იზოთერმული დაყოვნება 300°C -ზე 15° უთი 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° უთის განმავლობაში. გაცივება დატვირთვის ქვეშ. განტვირთვა. გახურება 800°C -მდე.



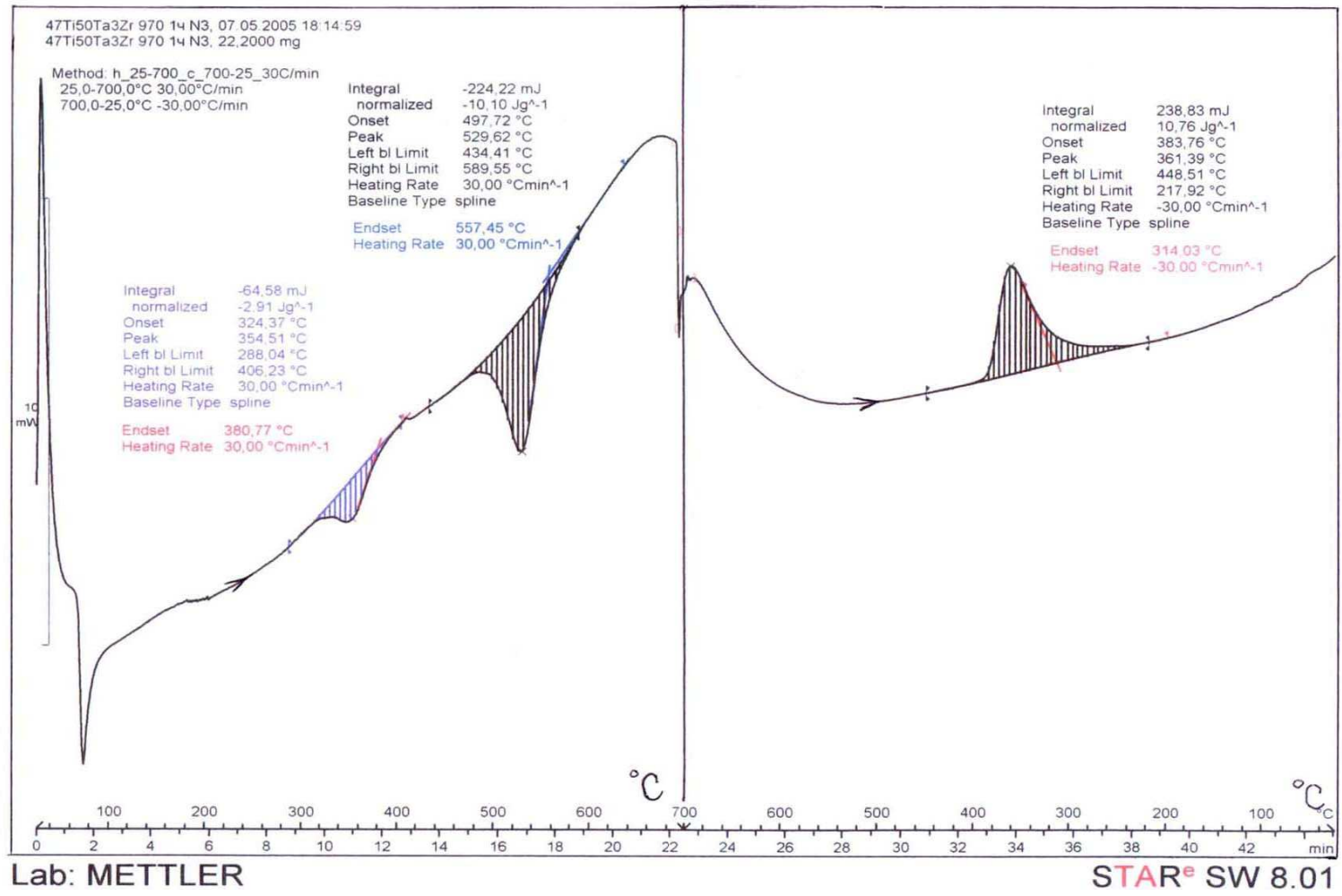
ნახ. 78. შენადნი Ti-Ta-Mo-V.

ნიმუშების სპონტანური დეფორმაცია ფორმის აღდგენის შემდეგ (დატვირთვის მოქმედების გარეშე): a) იზოთერმული დაყოვნება 525°C b) უწყვეტი გახურებით 800°C-მდე.

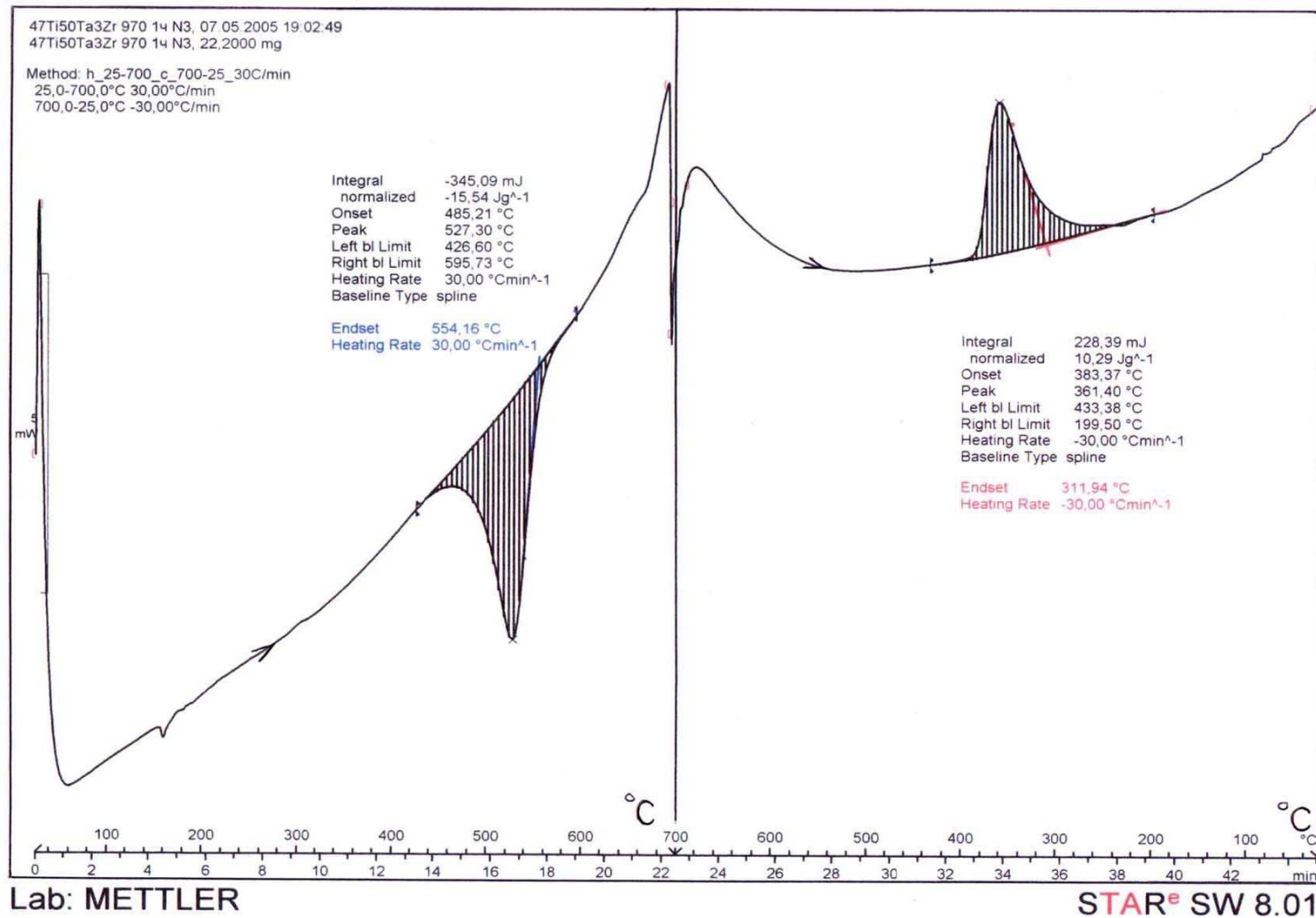
ყველაზე მკვეთრად დიფუზიური განშრეგებას შეიძლება დაგაკვირდეთ საწარმოო მრავალკომპონენტთან შენადნში BT-22(Ti-Al-Mo-V-Cr-Fe). შენადნის წრთობა 900°C საშუალებას გვაძლევს დავაფიქსიროთ β-აუსტენიტი. მეორე ფორმის მახსოვრობის ეფექტის დემონსტრაცია ნაჩვენებია ნახაზებზე 76 და 77-ზე.

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

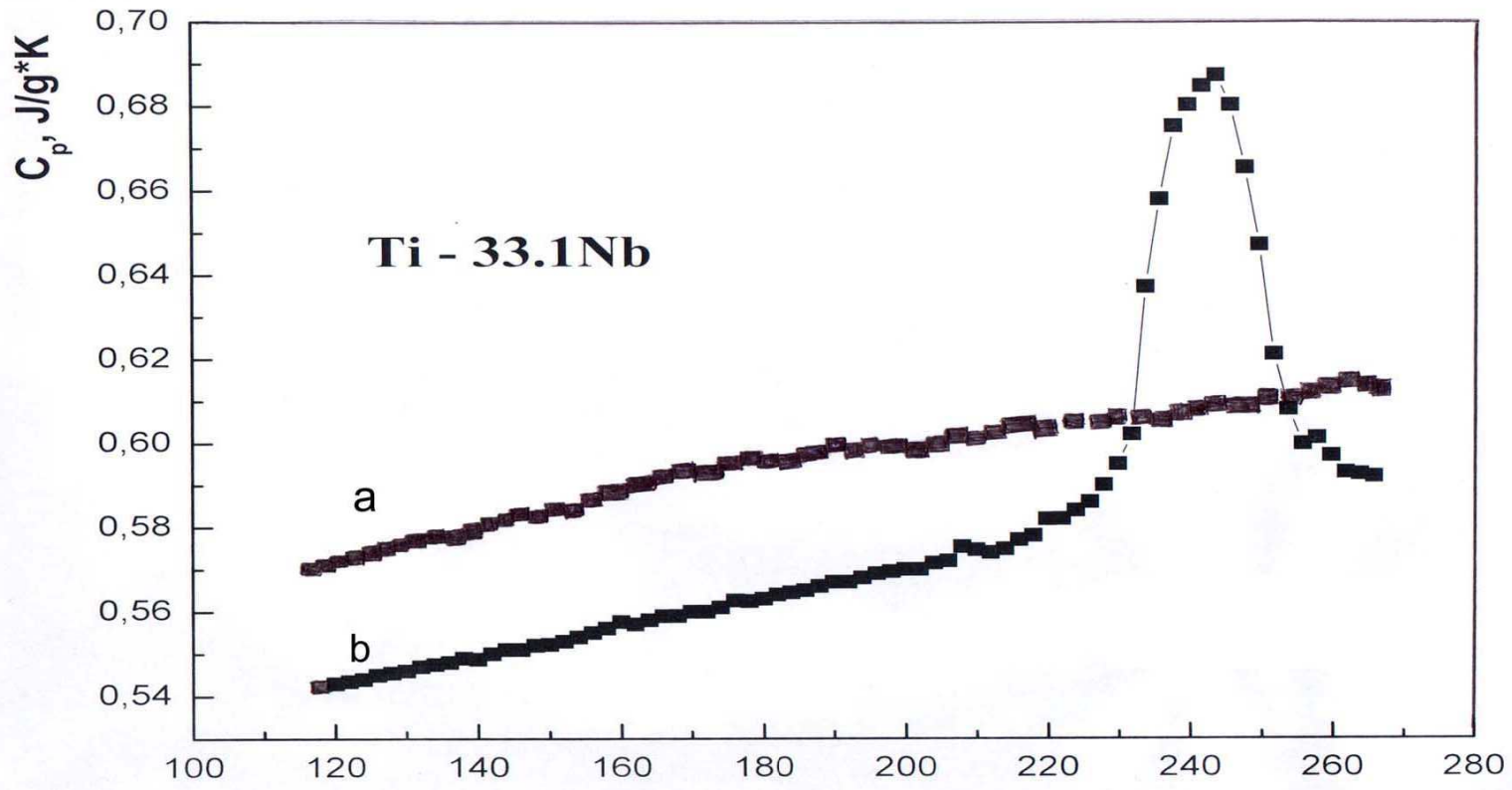
სპონტანური დეფორმაცია ხდებოდა იზოთერმული დაყოვნების გარეშეც შენადნის გახურების გაგრძელების დროს.



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



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



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

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

ნახ. 12,79,80,81. ახდენენ 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 ენერჯის გამოყოფა (ეგზოეფექტი), ხოლო შებრუნებული გარდაქმნისას აუსტენიტის ფორმირებასთან დაკავშირებული იყო ენერჯის შთანთქმა (ენდოეფექტი). ნახაზებზე (გარდა 81) ენდოპიკები მიმართულია ქვევით.

დიფერენციალური თერმული ანალიზის მრუდებზე კარგად ჩანს, რომ პირველი ენდოეფექტის შემცირებას თან სდევს მეორე ეფექტის გაზრდა. ნახვენებია, 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 A_s აჭარბებდა 400°C.

3.3. შინაგანი ხახუნი და დრეკადობის მოდული

გამოკვლეული იქნა კომპეტენტური შემადგენლობის და ტემპერატურის გავლენა შენადნების დრეკად მოდულებზე. 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 ღუნვითი რხევების თვითაღზნების რეჟიმში. ნიმუშებს გააჩნდათ ფირფიტის სახე სისქით 0,4 მმ და სიგრძით 10 მმ. მათში წარმოიქმნებოდა მეოთხედი ტალღის სიგრძის ღუნვითი რხევის მოდა. ვიბრატორის რხევათა სიხშირე ამ გეომეტრიისთვის მდებარეობდა კილოჰერცულ დიაპაზონში. სიხშირის დრეკადობის მოდულთან კავშირი გამოიხატებოდა შემდეგი სახით:

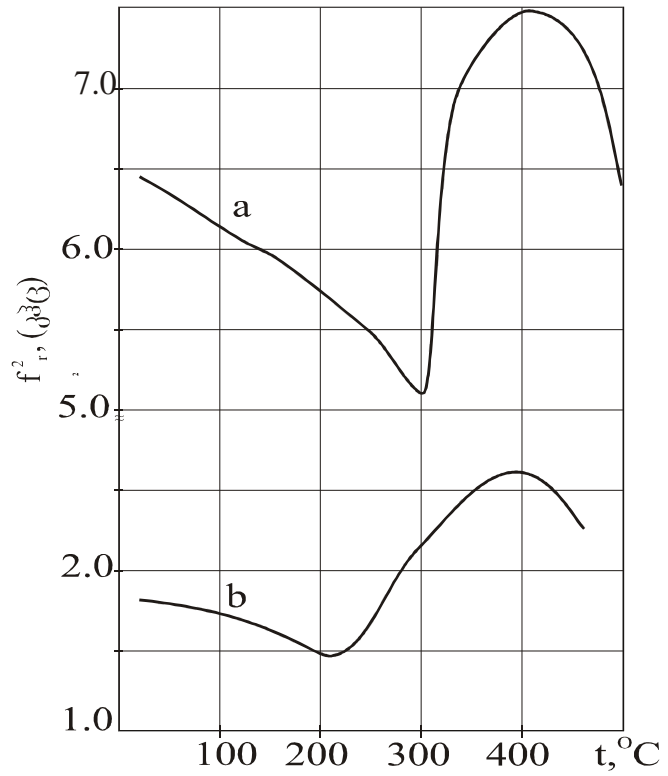
$$f = \alpha \cdot \frac{h}{l^2} \sqrt{\frac{E}{\rho}} \quad [3.3.1]$$

სადაც $\alpha = 0,1618$ განზომილების გარეშე სიდიდეა მეოთხედ ტალღიანი ვიბრატორისათვის, h ნიმუშის სისქეა, l – 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.

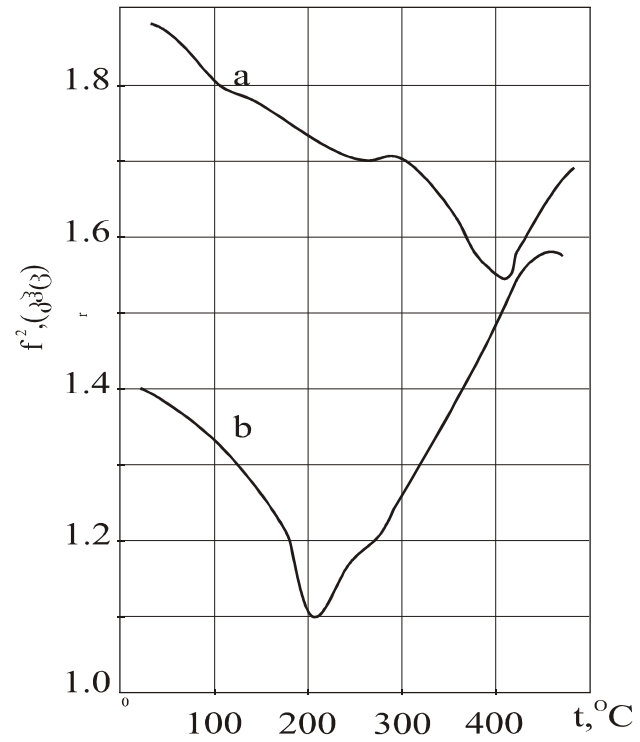
$$Q^{-1} = \frac{w_2 - w_1}{w_0} \quad [3.3.2]$$

სადაც w_1 და w_2 – სიხშირეებია, რომლის დროსაც ამპლიტუდა $\sqrt{2}$ -ჯერ ნაკლებია w_0 რეზონანსული სიხშირის ამპლიტუდაზე.

გამოსაკვლევ შენადნებში დრეკადობის მოდულის მალეგირებელი 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-33,1წონ%Nb(b).



ნახ. 83. იუნგის მოდულის (რეზონანსული სიხშირის კვადრატის ერთეულებში) ტემპერატურული დამოკიდებულება შენადნებისთვის: Ti-50,1წონ%Ta და Ti-59,8წონ%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 ქვევით (1000°C ნაწრთობ) შენადნს გააჩნია α' მარტენსიტის სტრუქტურა, ხოლო მეტი კონცენტრაციის დროს წრთობა აფიქსირებს ($\alpha' + \beta$) სტრუქტურას.

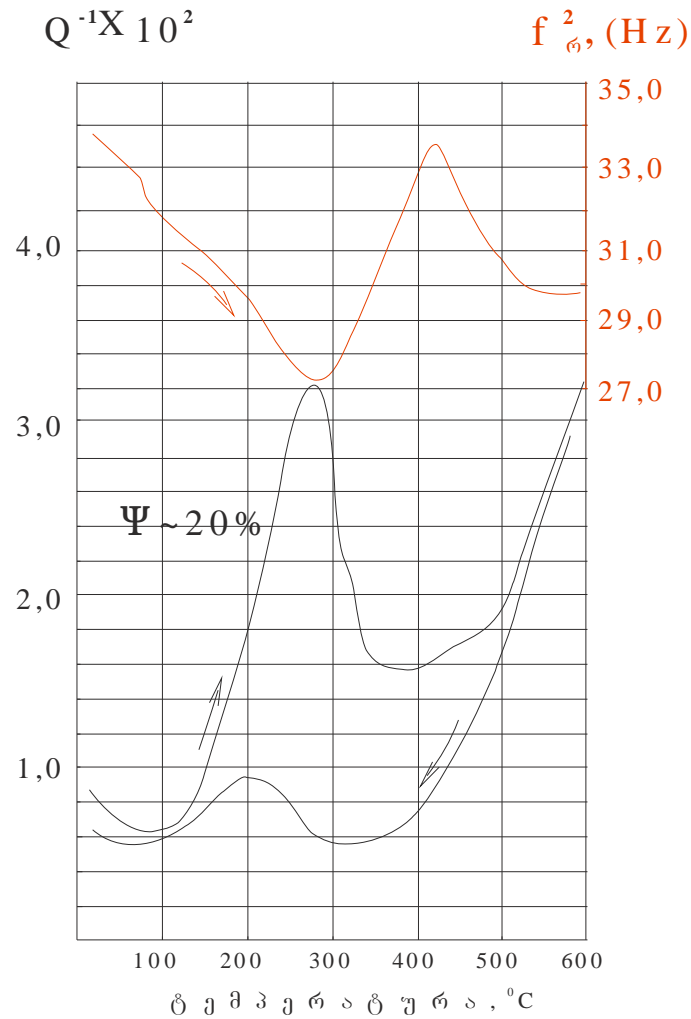
ბინარული და მრავალკომპონენტიანი შენადნების დამახასიათებელი რეზონანსული სიხშირის კვადრატის მნიშვნელობების ტემპერატურული დამოკიდებულება ნაჩვენებია ნახ.425,82,83. მრუდზე მკვეთრი მინიმუმი შეესაბამება შებრუნებულ ($\alpha' \leftrightarrow \beta$) მარტენსიტული გარდაქმნის ტემპერატურას.

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 $\sim(100 \div 200^{\circ}\text{C})$ f^2 -ის ცვლილება მცირდება. $t > 240^{\circ}\text{C}$ დროს f^2 -ის შემცირება ხდება ისეთივე „სიჩქარით“, როგორც მრუდის პირველ მონაკვეთზე. შენადნისთვის Ti-7,8Ta-8,1Mo ასეთი „სიჩქარის“ ცვლილება შეესაბამება უფრო მაღალ $T > 340^{\circ}\text{C}$ ტემპერატურებს. აღსანიშნავია რომ f^2 -ის მინიმალური მნიშვნელობის შესაბამისი ტემპერატურა პრაქტიკულად ერთნაირია $\sim 430^{\circ}\text{C}$. 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 გარდაქმნას. ეს შესაძლებელია შენადნში ორი ტიპის მარტენსიტის არსებობით, განსხვავებული და ამავე დროს მალეგირებელი ელემენტის მახლობელი გაჯერების ხარისხით. ასეთი ფაზების წარმოქმნა (ტანტალის 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 სინქარე 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 ელექტროწინალობის 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 მიღწევის ეფექტი დაკავშირებული იყო მარტენსიტული გარდაქმნის დროს ენერჯის შთანთქმასთან. კარგად არის ცნობილი შენადნების “დარბილების“ მოვლენა, ანუ მარტენსიტული გარდაქმნის ზღურბლზე მაგალითად შენადნებისთვის Ti-Ta და Ti-Ni-Cu იუნგის მოდულის შემცირება. შინაგანი ხახუნის ტიპური მაგალითია ნახევნები Ti-29,8Nb შემთხვევაში ნახ. 84-ზე. გაზომვები ტარდებოდა გრეხვითი რხევის ქანქარაზე. (1-4ჰც) სიხშირის დიაპაზონში და კილოჰერციან დიაპაზონში აკუსტიკურ სპექტრომეტრზე.

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

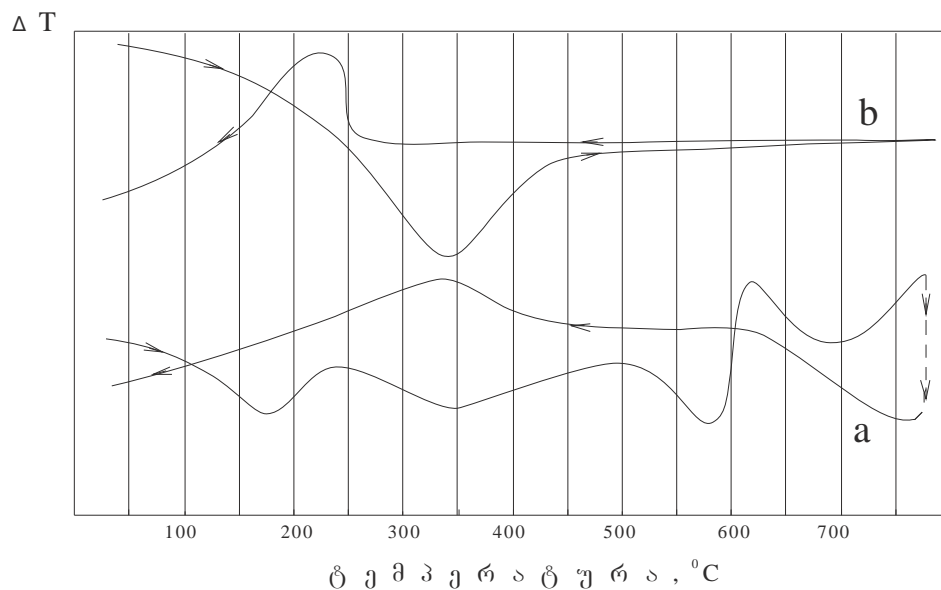
გაზომვები შეზღუდული იყო ტემპერატურული დიაპაზონით ოთახის ტემპერატურიდან $400 \div 450^{\circ}\text{C}$ -მდე, რადგან უფრო მაღალი ტემპერატურების დროს ხდებოდა ფონის მკვეთრი ზრდა.

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

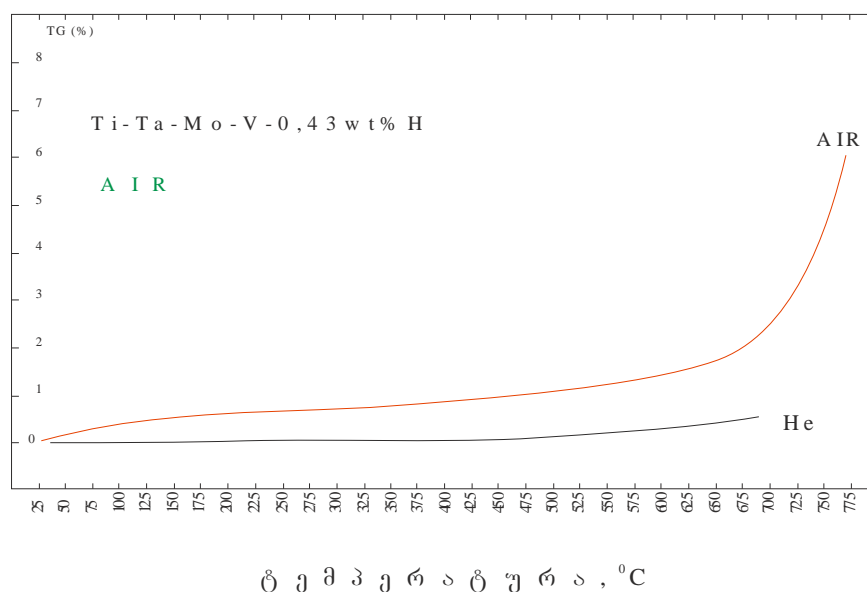
3.4. წყალბადის გავლენა შენადნის თერმომექანიკურ თვისებებზე

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

არ ახდენს გავლენას გარდაქმნის ტემპერატურებზე თითქმის 12ატ% 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 ჰიდრირების 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+0,43წონ%H შენადნის წონის ცვლილების გრაფიკული მრუდები ჰაერზე და ჰელიუმში გახურებისას.

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

ანომალურად მაღალი შთანთქმა ($\psi=43\%$) ნახვენები იყო შინაგანი ხახუნის გაზომვისას შენადნში Ti-Ta- Mo-V+0,43%H. შთანთქმა მიმდინარეობდა იძულებითი რხევის დროს სიხშირით 1,3კჰც. 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 30K/წთ 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. დ ა ს კ ე ნ ა

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 მალეგირებელი ელემენტების სხვადასხვა კონცენტრაციით. შემუშავებულ იქნა თერმომექანიკური დამუშავების ტექნოლოგია, საჭირო ფაზური შემადგენლობის მისაღწევად. ჩატარებული იქნა შენადნების რენტგენოგრაფიული, კალორიმეტრული გამოკვლევა, მათი დიფერენციალური თერმული ანალიზი, გამოკვლეულ იქნა ელექტროწინალობის 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 დატვირთვისთან ერთად თამაშობდა გადამწყვეტ როლს ფორმის მახსოვრობის ეფექტების („დაბალტემპერატურული“ და „მაღალტემპერატურული“) განხორციელებაში.

ეს აისახა შენადნების დეფორმაციის მეთოდოლოგიაში მარტენსიტული გარდაქმნების რეალიზაციისთვის.

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

კვლევის დროს მიღებული შედეგები საშუალებას გვაძლევს გაგვაკეთოთ 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. A_s , A_f ინტერვალში 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 $270\div 450$ მპა მნიშვნელობა შენადნის კომპონენტური და კონცენტრაციული შემადგენლობიდან გამომდინარე. მაქსიმალური ($400\div 450$ მპა) 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. გრესხითი რხევები ჰერცულ დიაპაზონში და რხევები კილოჰერცულში გვიჩვენებდნენ მაღალი დემპფირების თვისებას შენადნებში: Ti-33Nb-7Zr ($\Psi=31,5\%$), Ti-59,8Ta ($\Psi=23\%$) და 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-7Zr.

6. პრაქტიკულად ყველა შენადნისთვის ნაჩვენებია ორი მახსოვრობის ეფექტის განხორციელების შესაძლებლობა. პირობითად „დაბალტემპერატურული“ და „მაღალტემპერატურული“. 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 მრავალკომპონენტურ 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. ნაჩვენებია იქნა ზედაპირული ოქსიდური ფენის გავლენა (წარმოქმნილი თერმოდამუშავების დროს) ფორმის მახსოვრობის ეფექტზე და ზედრეკადობაზე. მიღებული შედეგი დღის წესრიგში აყენებს შენადნში ფორმის მახსოვრობის და ზედრეკადობის ეფექტებზე უანგბადის გავლენის შესწავლის აუცილებლობას.

8. ჩატარებული იქნა ცდები შენადნებში წყალბადის შეყვანის თაობაზე (0,43%-მდე) გამოკვლეული იქნა შენადნები Ti-Ta-Mo-V, Ti-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 შემთხვევაში 0,43 წონ.% წყალბადი აღიღებდა დემფირების უნარს $\Psi=43\%$ -მდე. ფორმის მახსოვრობის ეფექტის გამოვლენის ტემპერატურის შემცირება და ეფექტის სტაბილიზაცია აუცილებელს ხდის შემდგომი კვლევების ჩატარებას ტიტანის შენადნებში მიმდინარე ფაზურ გარდაქმნაზე წყალბადის გავლენის დასადგენად.

გამოქვეყნებული შრომების სია

1. T. Peradze., I. Stamateli., T. berikashvili., T. Chelidze., K. Peradze., K. Gorgadze., V. serdobintsev., A. Razov., N. Reznina. Non-elastic Effects in Alloys if Ti-Nb System. Science of Materials №10. 2006. pp. 27-30.
2. T. Peradze., I. Stamateli., T. berikashvili., T. Chelidze., K. Peradze., K. Gorgadze., N. Arabajian., A. Razov., N. Reznina. Shape Memory Effect in Multicomponent Titanium Vased Alloys. Science of Materials №11. 2006.pp. 26-29.
3. T. Peradze., I. Stamateli., T. berikashvili., T. Chelidze., K. Peradze., K. Gorgadze., A. Razov., N. Reznina. Effect of Shape Memory in Alloys of Ti-Ta System. Science of Materials №2. 2007. pp. 28-31.
4. T. Peradze., I. Stamateli., T. berikashvili., J. Cederstorn., A. Razov., K. Gorgadze. Shape Memory Effect in Ti-Ta-Zr Alloys. International Journal of Applied Electromagnetics and Mechanics 23 (2006) pp. 39-43.
5. T. Peradze., I. Stamateli., T. berikashvili., J. Cederstorn., A. Razov., K. Gorgadze. Shape Memory Effect in Some Ti-Ta-Zr Alloys. E-MRS Fall Meeting, Symposium C, 5-10 Sep. 2005. Warsaw, Poland, Abstract, p.68
6. T. Peradze., I. Stamateli., T. berikashvili., K. Gorgadze. T.Chelidze. K. Feradze., D. Gabunia. . Shape Memory Effect in Some Ti-Nb Alloys. Международная конференция «Современное Материало ведение: достижения и проблемы»ю 26-30 сентября 2005г. Киев, Украина.
7. Т. Перадзе, Ю. Стаматели, Т. Берикашвили, Т. Челидзе, К. Горгадзе, Х. Перадзе, Н. Арабаджиан. Эффект памяти формы в сплавах системы Ti-Ta. XLIV Международная конференция «Актуальные проблемы прочности» 3-7 октября 2005г. Вологда. Россия Тезисы.

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. *სტუ-ს სამეცნიერო შრომების კრებული*. თბილისი, 1992, №9 (392), გვ.40-45.
3. Ильин А.А., Коллеров М.Ю., Скворцова С.В. Взаимодействие Эффектов и Неупругие Явления в Твердых Телах. Тезисы X Международной конференции, Тула, декабрь, 2001г., с.116.
4. Отсука К., Симидзу К., Судзуки У., Сплав с Эффектом Памяти Формы. Москва, Металлургия.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. *სტუ-ს სამეცნიერო შრომების კრებული*. თბილისი. 1992, №9 (392), გვ.32-36.
7. Kim H.Y., Hashimomo 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., Ивасишин 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. Симидзу 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_n и A_n Мартенситных Превращении 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 жидком 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., Kessler 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 VT-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 Shape-memory Alloy. *Alloys and Compounds*. 2003. 11.V 356. pp. 669-672.
30. Ken`ichi Yokoyama, Tatsuya Eguchi, Kenzo Asaoka, Michohoko Nagumo. Effect of Constuent Pase 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. *Jornal 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. Мегаллургия. 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 Еффектом Запоминания Формы. *МиТОМ*. 1998, 4, с. 12-16.
35. Гриднев В.Н., Ивасишин 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 Respone of theTi-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. Курдюмов 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. Металлургия.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 Металлах 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.